

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**OTIMIZAÇÃO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA2024
UTILIZANDO REDES NEURAS ARTIFICIAIS**

PAULO JUNHO DE OLIVEIRA

Fevereiro de 2018
Itajubá/MG - Brasil

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

PAULO JUNHO DE OLIVEIRA

OTIMIZAÇÃO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA2024
UTILIZANDO REDES NEURAS ARTIFICIAIS

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de Doutor em Ciências em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Projeto e Fabricação

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Mírian de Lourdes Noronha Motta Melo

Coorientador: Dr. Sebastião Simões da Cunha Júnior

Fevereiro de 2018

Itajubá/MG - Brasil

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho as duas pessoas que foram fundamentais na minha decisão de fazer o Doutorado, voltar a estudar mesmo depois de muito tempo da conclusão do Mestrado.

À minha orientadora Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo: hoje se completa um ciclo de ouro, minha brilhante aluna de graduação tornou-se a minha brilhante orientadora. Incentivo, Companheirismo, Amizade e Gratidão sempre presentes entre nós.

Ao Renato Sergio Mello da Silva pelo precioso incentivo e pelas valiosas ajudas tanto nos afazeres do sítio quanto na redação, nos gráficos e na formatação da tese. Sempre dando apoio nos momentos difíceis. Gratidão por tudo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus e a Nossa Senhora Aparecida pelo dom da vida, pela minha capacidade de pensar, pela vocação do magistério e pela proteção de sempre.

Aos meus pais Olinda Junho e Vicente Pivato, que tão cedo se foram, mas sempre presentes na minha memória.

Ao Prof. Sebastião Simões da Cunha Jr., meu coorientador, pelo apoio e ajuda na execução deste trabalho.

Ao aluno-bolsista do CNPQ Daniel Oliveira Caixeta pela valiosa ajuda na parte experimental e pela boa vontade em ajudar a qualquer momento.

À colega da pós-graduação e hoje Doutora Aline Silva pela disponibilidade em ajudar sempre.

Aos funcionários do Laboratório de Metalurgia e Materiais da UNIFEI: Marcos Cirilo dos Santos e Claudemiro Luz Teodoro pela disponibilidade e boa vontade em ajudar sempre.

Não poderia deixar de agradecer aos meus animais de estimação: meu gato Heroe e meu pastor alemão Tarzan, mesmo os dois dormindo, foram valiosas as suas presenças e companhias nas madrugadas frias enquanto eu trabalhava no notebook.

E a todos que direta ou indiretamente me incentivaram e auxiliaram neste trabalho.

“[...]”

- Evidente – opinou o major. – Mas que metal pensa em usar no projétil?

- Alumínio – respondeu Barbicane.

- Alumínio? – exclamaram os outros três.

- Sem dúvida, meus amigos. Esse precioso metal tem a brancura da prata, a inalterabilidade do ouro, a tenacidade do ferro, a fusibilidade do cobre e a leveza do vidro. Ele é fácil de ser trabalhado e de ser encontrado na natureza, pois a alumina é a base da maior parte das rochas. O alumínio é três vezes mais leve que o ferro e parece ter sido criado especialmente para nosso projétil!

- Hurra para o alumínio! – “gritou o secretário da comissão, sempre exagerado nos momentos de entusiasmo”.

Júlio Verne (1828 – 1905) em *“Da Terra à Lua”*.

RESUMO

OLIVERA, P. J. **OTIMIZAÇÃO DE TRATAMENTOS TÉRMICOS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA2024 UTILIZANDO REDES NEURAS ARTIFICIAIS**. 2018. 162P. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, 2018.

O alumínio é verdadeiramente o metal da vida moderna. As ligas de alumínio tratáveis termicamente ocupam atualmente um lugar de destaque no setor industrial e com perspectivas ainda maiores de utilização no futuro. O interesse na melhoria de suas propriedades se torna cada vez mais um fator atual e preponderante, pois essas ligas apresentam uma combinação extremamente interessante de propriedades mecânicas, térmicas, físico-químicas, elétricas e tecnológicas, aliadas ao seu alto grau de reciclagem. A contribuição deste trabalho é a otimização dos tratamentos térmicos da liga AA 2024 e para tal propósito foram utilizadas três técnicas de avaliação: simulação computacional (utilizando as Redes Neurais Artificiais), ensaio de condutividade elétrica (utilização do método de corrente parasita ou de Foucault) e a comparação dos tratamentos de envelhecimentos interrompidos com os contínuos (em termos de propriedades mecânicas e gastos de energia). O banco de dados da RNA foi composto pelos valores de dureza e microdureza obtidos experimentalmente com a realização de vários tratamentos de solubilização e envelhecimento, tanto contínuos como interrompidos. A variável escolhida como de entrada da rede foi a microdureza resultante e as de saída as temperaturas e tempos de solubilização e envelhecimento. As RNAs se mostraram eficientes, possibilitando então o emprego da engenharia reversa: a partir da propriedade desejada prever as possíveis condições/parâmetros que devem ser utilizados no processamento da liga e ainda com economia de tempo de tratamento e gastos de energia. O envelhecimento da liga foi monitorado pelos ensaios de dureza e de condutividade elétrica e os resultados demonstraram uma boa correlação entre ambas, validando então o ensaio de condutividade para o controle do envelhecimento, com a vantagem de ser um ensaio rápido, não destrutivo e de baixo custo. Uma análise comparativa de gastos de energia também foi feita com a realização de todos os tratamentos térmicos. Também foi possível fazer a previsão do limite de escoamento a partir dos resultados de microdureza Vickers para as diferentes condições de processamento da liga AA 2024, com resultados muito satisfatórios.

Palavras-chave: liga AA2024, envelhecimento contínuo/interrompido, RNA, gastos de energia, condutividade elétrica.

ABSTRACT

OLIVERA, P. J. **OPTIMIZATION OF THERMAL TREATMENTS OF THE ALUMINUM ALLOY AA2024 USING ARTIFICIAL NEURAL NETWORKS**. 2018. 162P. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering). Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, 2018.

Aluminum is truly the metal of modern life. Heat-treatable aluminum alloys occupy a prominent place in the industrial sector and with even greater prospects for their future use. The interest in the improvement of their properties is becoming a current and preponderant factor, since these alloys present an extremely interesting combination of mechanical, thermal, physicochemical, electrical and technological properties, allied to their high degree of recycling capacity. This study's contribution is the optimization of thermal treatments for the AA 2024 aluminum alloy. In order to achieve this purpose three evaluation techniques were used: computational simulation (using Artificial Neural Networks), electrical conductivity test (using the Foucault currents or parasitic currents method) and the comparison between the interrupted aging treatments with the continuous ones (in terms of mechanical properties and energy consumption). The ANN database was composed of the hardness and micro hardness values experimentally obtained with the execution of several solubilization and aging treatments, both continuous and interrupted. The variable chosen as the network's input was the resulting micro hardness and the output variables were the temperatures, and solubilization and aging times. The ANNs showed to be efficient, allowing the use of reverse engineering: analyzing the desired property to predict the possible conditions/parameters that must be used in the alloy processing, reducing time on treatment and energy consumption. The alloy aging was monitored by hardness and electrical conductivity tests and the results presented good correlation between both, validating the conductivity test for aging control, with the advantage of being a fast, nondestructive and low-cost test. A comparative analysis of energy consumption was also made with the execution of all thermal treatments. It was also possible to predict the yield point from the Vickers hardness test for different processing conditions of the AA 2024 alloy, obtaining very satisfactory results.

Keywords: AA2024 alloy, continuous/interrupted aging, ANN, energy consumption, electric conductivity.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Micrografias eletrônicas da liga Al-5,3Cu-1,3Li-0,4Mg-0,4Ag-0,16Zr. (a) temperada e envelhecida 8h a 160°C (Dureza 146 HV) mostrando zonas GP e placas ocasionais de fase T1 (Al ₂ CuLi) (b) temperada, trabalhada a frio (em 6%) e envelhecida 8h a 160°C (Dureza 200 HV) mostrando uma dispersão uniforme e em grandes proporções de placas T ₁	25
Figura 2.2 - Endurecimento da liga AA7075 envelhecida por 0,5 h a 130 °C e após exposta a 25 ou 65 °C.....	30
Figura 2.3 - Representação esquemática da variação da temperatura com o tempo durante os vários processos de tratamentos térmicos para as ligas de alumínio.	32
Figura 2.4 - Parte do diagrama de fases Al-Cu evidenciando a região monofásica α onde os átomos de cobre são dissolvidos na matriz de alumínio durante a solubilização.....	33
Figura 2.5 - Representação de parte do Diagrama de Fases Al-Cu e representação esquemática das etapas do tratamento de têmpera (aquecimento solubilização e têmpera). ...	34
Figura 2.6 - Diagrama de fases metaestável Al-Cu associado às curvas TTT indicando a sequência de formação das fases ao longo do tempo	36
Figura 2.7 - Parte do diagrama de fases Al-Cu indicando esquematicamente as etapas de solubilização, têmpera e envelhecimento.	36
Figura 2.8 - Sequência de precipitados das ligas Al-Mg-Si.	37
Figura 2.9 - Tipos de precipitados. (a) Um precipitado não coerente - não tem qualquer relação com a estrutura cristalina da matriz envolvente. (b) Um precipitado coerente - está claramente relacionado com a estrutura cristalina da matriz envolvente.	38
Figura 2.10 - Diagrama de fase Al-Cu, mostrando as zonas GP metaestáveis, θ'' e θ'	39
Figura 2.11 - Estrutura cristalina de uma zona GPB com Al ₂ CuMg.....	42
Figura 2.12 - Desenvolvimento microestrutural e sua influência na resistência mecânica e dureza.....	45
Figura 2.13 - Microestrutura da liga de alumínio AA2024 depois de solidificada foi homogeneizada a 498°C por 10 horas.	46
Figura 2.14 - Representação do neurônio biológico.....	49
Figura 2.15 - Estrutura de um neurônio artificial.....	50
Figura 2.16 - Simbologia para o neurônio artificial	50
Figura 2.17 - Rede neural do tipo <i>feedforward</i>	51

Figura 2.18 - Processo de treinamento de uma RNA	53
Figura 2.19 - Ilustração do algoritmo <i>Backpropagation</i> e as saídas geradas e desejadas (a_g e a_d).....	55
Figura 2.20 - Formação das correntes parasitas.	62
Figura 2.21 - Perfil de dureza e condutividade elétrica da liga de alumínio AA7010 em diferentes fases do tratamento térmico de envelhecimento.	65
Figura 3.1 - Fluxograma relativo ao desenvolvimento deste trabalho mostrando de forma resumida a estruturação adotada.....	68
Figura 3.2 - Fluxograma do procedimento do primeiro grupo de experimentos, indicando as faixas de temperatura e de tempo utilizados na solubilização e no envelhecimento.....	69
Figura 3.3 - Detalhamento dos tratamentos de solubilização e de envelhecimento realizados em função da temperatura e do tempo utilizados no primeiro grupo de experimentos.....	71
Figura 3.4 - Representação esquemática dos envelhecimentos interrompidos (T6I4), envelhecimento artificial T6 à temperatura (T1) intercalado com envelhecimento natural T4.	73
Figura 3.5 - Representação esquemática dos envelhecimentos interrompidos (T6I6), envelhecimento artificial T6 à temperatura (T1) intercalado com manutenção no freezer por 04 dias.....	74
Figura 3.6 - Procedimento experimental que vem sendo utilizado.	75
Figura 3.7 - (a), (b) e (c) – Diagramas mostrando as entradas, saídas e os dados utilizados nos 03 modelos de RNA testados.....	76
Figura 3.8 - Primeiro modelo: 01 entrada e 04 saídas.....	80
Figura 3.9 - Janela de treinamento da rede implementada 1 - 15 - 15 - 4.....	81
Figura 3.10 - Performance usando MSE como parâmetro de treinamento da rede neural com 15 neurônios nas camadas intermediárias.	82
Figura 3.11 - Gráfico Error Histogram gerado pela RNA.....	83
Figura 3.12 - Gráficos de regressão dos conjuntos de treino, teste e validação da rede implementada 1-15-15-4.....	84
Figura 3.13 - Script para implementação da Rede Neural de topologia 1 - 15 - 15 - 4.....	85
Figura 3.14 - Representação da RNA implementada	86
Figura 3.15 - Segundo modelo: 04 entradas e 01 saída.....	86

Figura 3.16 - Performance usando MSE como parâmetro de treinamento da rede neural com 21 neurônios nas camadas ocultas	87
Figura 3.17 - Representação da RNA implementada	87
Figura 3.18 - Ciclo completo da evolução da dureza das ligas endurecíveis por precipitação em função da temperatura e do tempo de envelhecimento.....	88
Figura 3.19 - Janela de treinamento da rede implementada 1 – 8 – 8 - 4 – 2.....	91
Figura 3.20 - Gráficos de regressão dos conjuntos de treino, teste e validação da rede implementada.....	92
Figura 3.21 - Fluxograma do procedimento adotado no segundo grupo de experimentos.	93
Figura 3.22 - Condutivímetro digital de contato da marca Zappi, modelo DC-11M e respectivos padrões de calibração.....	96
Figura 4.1 - Microestrutura da liga AA2024 T351 conforme recebida com corte longitudinal à direção de laminação. Ataque Keller 10s.	99
Figura 4.2 - (a) – Microestrutura da liga de alumínio AA2024 T351 conforme recebida com corte longitudinal à direção de laminação. (b) Destaque para a região varrida no <i>line scan</i> . ..	99
Figura 4.3 - (a) Perfil de distribuição dos principais elementos da liga AA2024 T351 conforme recebida. (b) Ampliação da linha de varredura.	100
Figura 4.4 - Microestrutura do alumínio comercialmente puro (Al-CP) CR. Ataque Keller 10s.....	100
Figura 4.5 - Variação da microdureza em função da temperatura e do tempo de envelhecimento da liga AA2024.	103
Figura 4.6 - Evolução da microdureza das amostras submetidas ao envelhecimento interrompido a 190°C (T6I4) em função dos tempos utilizados em cada etapa da interrupção.	105
Figura 4.7 - Representação gráfica do ciclo de solubilização e envelhecimento realizado no lote n° 1 das amostras do procedimento experimental.	109
Figura 4.8 - Representação da RNA implementada.	116
Figura 4.9 - Histograma de erros da rede implementada 1 - 15 - 15 – 4.....	119
Figura 4.10 - Histograma de erros normalizados da rede implementada 1 - 15 - 15 - 4.....	120
Figura 4.11 - Classes de erros da rede implementada 1 -15 -15 – 4	121
Figura 4.12 - Gráfico da dureza em função da Temperatura de solubilização e os respectivos erros gerados (outputs – targets).....	122

Figura 4.13 - Representação da RNA implementada	122
Figura 4.14 - Durezas resultantes da simulação do conjunto de teste	125
Figura 4.15 - Janela de treinamento da RNA.	126
Figura 4.16 - Gráfico de regressão da RNA.	126
Figura 4.17 - Gráfico da curva de tendência da RNA.	127
Figura 4.18 - Simulação da RNA normalizada	127
Figura 4.19 - Valores da microdureza da liga AA2024 obtidos experimentalmente e os fornecidos pela RNA no envelhecimento a 190°C.....	129
Figura 4.20 - Comparação gráfica do comportamento da microdureza da liga AA2024 em função dos dados experimentais e os fornecidos pela RNA a 210°C.....	129
Figura 4.21 - Gráfico da microdureza em função do tempo para cada uma das temperaturas utilizadas nos tratamentos de envelhecimento da liga AA2024	130
Figura 4.22 - Variação da dureza (HV) e da condutividade elétrica (%IACS) em função do tempo do superenvelhecimento realizado a 320°C.	133
Figura 4.23 - Variação da dureza e da condutividade elétrica em função do tempo de envelhecimento a 190°C para a liga AA2024 solubilizada a 525°C por 2h.	137
Figura 4.24 - Variação da dureza e da condutividade elétrica em função do tempo de envelhecimento a 190°C para a liga AA2024 solubilizada a 495°C por 2h.	138
Figura 4.25 - Dureza (HV) em função do tempo de envelhecimento a 190°C e a 210°C comparativamente ao alumínio comercialmente puro (Al – CP) e aos estados solubilizado e superenvelhecido.	138
Figura 4.26 - Condutividade elétrica (%IACS) em função do tempo de envelhecimento a 190°C e a 220°C comparativamente ao alumínio comercialmente puro (AL – CP) e aos estados solubilizado e superenvelhecido.	139
Figura 4.27 - Correlação obtida entre dureza (HV) e Condutividade elétrica (%IACS) para a liga AA2024.	141

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química da liga comercial Al 2024 T351 utilizada (% peso).....	67
Tabela 3.2 - Composição química do Al-CP utilizado (% peso).....	67
Tabela 3.3 - Temperatura e tempos utilizados no envelhecimento interrompido (T6I4) do lote A.	74
Tabela 3.4 - Temperaturas e tempos utilizados no envelhecimento interrompido (T6I6) do lote B.	74
Tabela 3.5 - Temperaturas e tempos utilizados no envelhecimento interrompido (T6I4) do lote C.	75
Tabela 3.6 - Dados 01 obtidos (envelhecimento contínuo) organizados para alimentar a RNA.	78
Tabela 3.7 - Dados 01 obtidos (envelhecimento interrompido) organizados para alimentar a RNA.....	79
Tabela 3.8 - Dados (aqui denominados Dados 02) experimentais selecionados para alimentar a RNA, dureza obtida em função da temperatura e do tempo de envelhecimento.....	89
Tabela 4.1 - Microdureza (HV) e Dureza (HB) da liga de alumínio AA2024 T351 e do Al-CP (bruto de solidificação) comparado com dados da literatura.....	101
Tabela 4.2 - Microdurezas obtidas em função dos tratamentos térmicos realizados na liga AA2024, para diversas temperaturas e tempos tanto de solubilização como de envelhecimento.....	102
Tabela 4.3 - Microdurezas obtidas com os tratamentos de solubilização (495°C por 2h) e envelhecimento contínuo a 190°C nos tempos indicados.	104
Tabela 4.4 - Microdurezas obtidas com os tratamentos de solubilização (508°C por 2h) e envelhecimento interrompido (T6I4) a 190°C nos tempos indicados para a liga AA2024....	105
Tabela 4.5 - Microdurezas obtidas com os tratamentos de solubilização (500°C por 2,25h) e envelhecimentos interrompidos (T6I6) às temperaturas e tempos indicados para a liga AA2024.	106
Tabela 4.6 - Microdurezas obtidas com os tratamentos de solubilização (495°C por 2,25h) e envelhecimentos interrompidos às temperaturas e tempos indicados para a liga AA2024....	107
Tabela 4.7 - Comparação das microdurezas obtidas com o envelhecimento contínuo e com os envelhecimentos interrompidos (T6I4 e T6I6).....	107
Tabela 4.8 - Durezas resultantes e respectivos gastos de energia para os tratamentos de solubilização e envelhecimento da liga AA2024.	111

Tabela 4.9 - Comparação entre os envelhecimentos contínuos e interrompidos em termos de dureza resultante e gastos de energia.....	112
Tabela 4.10 - Durezas resultantes e respectivos gastos de energia para todos os tratamentos de solubilização e envelhecimento contínuo realizados no 1° grupo de experimentos.....	112
Tabela 4.11 - Durezas médias resultantes e respectivos gastos de energia para todos os tratamentos de solubilização e envelhecimento interrompidos realizados no 1° grupo de experimentos.....	113
Tabela 4.12 - Comparação dos gastos de energia entre os processos de solubilização e envelhecimento que apresentaram durezas na faixa de 140 a 145 HV.	114
Tabela 4.13 - Saídas geradas pela rede implementada.	117
Tabela 4.14 - Erros da rede implementada	121
Tabela 4.15 - Saídas geradas e respectivos erros (<i>outputs – targets</i>) da rede	123
Tabela 4.16 - Microdureza resultante da simulação com conjunto de testes.....	123
Tabela 4.17 - Comparação entre o valor fornecido pela RNA e alguns dados experimentais	128
Tabela 4.18 - Variação da condutividade elétrica e da dureza da liga AA2024 em função da temperatura e do tempo de superenvelhecimento.....	132
Tabela 4.19 - Evolução da Condutividade Elétrica em função do tempo de Superenvelhecimento a 320°C e da Solubilização da liga AA2024.....	133
Tabela 4.20 - Durezas médias resultantes em função da temperatura e do tempo de solubilização da liga conforme recebida (141 ± 2) HV.....	135
Tabela 4.21 - Condutividades elétricas e durezas obtidas com o envelhecimento a 190°C, após solubilização a 495°C por 2h e têmpera em água a 20°C.	135
Tabela 4.22 - Ciclo completo da variação da condutividade elétrica e da dureza desde o superenvelhecimento, passando pela solubilização até o envelhecimento realizado a 220°C.	136
Tabela 4.23 - Valores de condutividade elétrica (%IACS) e os respectivos valores de dureza (HV) obtidos com os tratamentos de solubilização, envelhecimento e superenvelhecimento da liga.	140
Tabela 4.24 - Cálculo das coordenadas do vértice da parábola.	141
Tabela 4.25 - Valores encontrados no trabalho do Autor comparados aos do trabalho de Tariq <i>et al.</i> (2012)	142
Tabela 4.26 - Composição química das ligas utilizadas nos trabalhos comparados	143

Tabela 4.27 - Comparação da correlação entre dureza (HV) e condutividade elétrica (%IACS) nos dois trabalhos	143
Tabela 4.28 - Valores da microdureza Vickers medidos experimentalmente nesse trabalho para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida e como recebida.	144
Tabela 4.29 - Resistência à tração calculada e obtida experimentalmente para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida, recozida e como recebida (T351).	145
Tabela 4.30 - Limite de escoamento calculado e obtido experimentalmente para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida, recozida e como recebida (T351).	145
Tabela 4.31 - Dureza Vickers e limite de escoamento para a liga AA2024 em diferentes condições.	146
Tabela 4.32 - Valores de β_0 estimados a partir dos dados apresentados na Tabela 4.26	146
Tabela 4.33 - Limite de escoamento estimado pelas equações e limites de escoamento obtidos experimentalmente para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida e como recebida (T351).	147
Tabela 4.34 - Comparação dos resultados obtidos experimentalmente com os calculados para o Limite de Escoamento (MPa) da Liga AA2024.	147

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	<i>Aluminum Association, Inc.</i>
Al-CP	Alumínio comercialmente puro
ANN	<i>Artificial Neural Networks</i> (Redes Neurais Artificiais)
BPN	Rede Neural <i>Backpropagation</i>
CFC	Arranjo de face centrada
CDP	Corpo(s) de Prova
EDS	<i>Energy Dispersive X-ray Spectroscopy</i> (Energia Dispersiva de Raios-X de Espectroscopia)
GP	Guinier-Preston
GPB	Guinier-Preston-Bagaryatsky
HB	<i>Brinell Hardness</i> (Dureza Brinell)
HRTEM	<i>High Resolution Transmission Electron Microscopy</i> (Microscopia Eletrônica de Transmissão de Alta Resolução)
HV	<i>Vickers Hardness</i> (Dureza Vickers)
IEM	Instituto de Engenharia Mecânica (Unifei)
IMBEL	Indústria de Material Bélico do Brasil
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
LMM	Laboratório de Metalurgia e Materiais
lr	<i>learning rate</i> (taxa de aprendizado)
MATLAB	<i>Matrix Laboratory</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MLP	<i>Multi Layer Perceptron</i> (Perceptron de camadas múltiplas)
MO	Microscopia Ótica
MSE	<i>Mean Squared Error</i> (Erro Médio Quadrático)
NNTool	<i>Neural Network Toolbox</i> (caixa de ferramentas das redes neurais)
Perceptron	Algoritmo de aprendizagem da rede neural artificial inventada em 1957 no Cornell Aeronautical Laboratory por Frank Rosenblatt.
RNA	Rede (s) Neural (is) Artificial (is)
SSSS	Solução Sólida Supersaturada

LISTA DE SÍMBOLOS

t	Tempo
T	Temperatura
T_e	Temperatura de envelhecimento ($^{\circ}\text{C}$)
t_e	Tempo de Envelhecimento (h)
T_s	Temperatura de solubilização ($^{\circ}\text{C}$)
t_s	Tempo de Solubilização (h)
ρ	Resistividade elétrica
σ	Condutividade elétrica

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	20
1.1 Considerações Iniciais	20
1.2 Motivação	21
1.3 Objetivos	21
1.4 Justificativa do Trabalho	22
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1 Introdução	24
2.2 Ligas de Alumínio – Um Século de Endurecimento por Envelhecimento	24
2.2.1 Otimização do Endurecimento por Envelhecimento.....	24
2.2.2 Algumas Questões Contemporâneas no Endurecimento por Precipitação	26
2.2.3 Fenômenos Clustering.....	26
2.2.4 Química de Precipitados Intermediários	28
2.2.5 Precipitação Secundária	28
2.2.6 Considerações Finais.....	30
2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS DA LIGA AA2024.....	30
2.3.1 Introdução.....	30
2.3.2 Importância dos Tratamentos Térmicos das Ligas da Série 2xxx.....	31
2.3.3 Etapa da Solubilização	32
2.3.4 Têmpera.....	34
2.3.5 Envelhecimento	36
2.3.5.1 Envelhecimento Contínuo	36
2.3.5.2 Envelhecimento Interrompido	43
2.3.6 Superenvelhecimento	44
2.4 Gastos de Energia nos Processos de Tratamento Térmico	46
2.5 Redes Neurais Artificiais.....	48
2.5.1 Introdução.....	48
2.5.2 O Neurônio Artificial e seu Modelamento Matemático	49
2.5.3 Treinamento de uma Rede Neural Artificial	51
2.5.4 Arquitetura das Redes Neurais Artificiais.....	54
2.5.5 Multi Layer Perceptron (MLP)	54
2.5.6 Treinamento usando <i>Backpropagation</i>	54
2.5.7 Eficiência do Treinamento da RNA	55
2.5.8 Revisão da Literatura sobre Redes Neurais Artificiais	58
2.6 Condutividade Elétrica em Ligas de Alumínio	61

2.6.1	Introdução.....	61
2.6.2	Ensaio de Condutividade Elétrica por Correntes Parasitas	61
2.6.3	Trabalhos da Literatura sobre Condutividade Elétrica.....	64
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	67
3.1	Materiais	67
3.1.1	Liga de alumínio AA2024 T351	67
3.1.2	Alumínio comercialmente puro.....	67
3.2	Métodos.....	67
3.2.1	Primeiro Grupo de Experimentos.....	69
3.2.1.1	Tratamentos Térmicos realizados.....	70
3.2.1.1.1	- Superenvelhecimento	70
3.2.1.1.2	Solubilização e Têmpera.....	72
3.2.1.1.3	- Envelhecimento Artificial Contínuo.....	72
3.2.1.1.4	- Envelhecimento Interrompido	72
3.2.1.2	- Gastos de Energia nos Processos de Tratamento Térmico.....	75
3.2.1.3	Redes Neurais Artificiais.....	75
3.2.1.3.1	– Primeiro Modelo	77
3.2.1.3.2	Segundo Modelo	86
3.2.1.3.3	– Terceiro Modelo	88
3.2.2	- Segundo Grupo de Experimentos	92
3.2.2.1	- Tratamentos Térmicos realizados.....	93
3.2.2.1.1	– Superenvelhecimento	93
3.2.2.1.2	- Solubilização e Têmpera	94
3.2.2.1.3	- Envelhecimento Artificial.....	94
3.2.3	Técnicas de Caracterização	94
3.2.3.1	Ensaio de Microdureza Vickers.....	95
3.2.3.2	Ensaio de Dureza Rockwell B.....	95
3.2.3.3	- Medidas de Condutividade Elétrica	95
3.2.3.4	- Ensaio de Tração	96
3.2.3.5	Microscopia ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura	97
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	98
4.1	Caracterização do Alumínio comercialmente puro e da liga AA2024 na condição conforme recebidos	98
4.1.1	Análise Microestrutural.....	98
4.1.2	Microdureza Vickers (HV).....	101
4.2	Primeiro Grupo de experimentos	101

4.2.1 Microdureza Vickers (HV) – Envelhecimento Contínuo.....	101
4.2.2 Durezas Rockwell B e Vickers – Envelhecimento Contínuo.....	104
4.2.3 Microdureza Vickers (HV) – Envelhecimento Interrompido	105
4.3 Gastos de Energia nos Processos de Tratamento Térmico	108
4.3.1 Cálculo dos Gastos de Energia.....	109
4.3.2 Resultados dos Gastos de Energia em relação às Durezas obtidas	110
4.3.3 Análise dos Gastos de Energia e Discussão dos Resultados.....	114
4.4 Redes Neurais Artificiais (RNA)	116
4.4.1 Primeiro Modelo testado - Entrada Microdureza e saídas Temperaturas e tempos de solubilização e de envelhecimento	116
4.4.2 Segundo Modelo testado - Entradas Temperaturas e tempos de solubilização e de envelhecimento e saída Microdureza	122
4.4.3 Terceiro Modelo Testado: Entrada Microdureza e saídas Temperatura e tempo de envelhecimento.....	125
4.5 Segundo Grupo de Experimentos.....	131
4.5.1 Condutividade Elétrica versus Durezas Brinell /Vickers.....	131
4.5.1.1 Superenvelhecimento.....	131
4.5.1.2 Solubilização	134
4.5.1.3 Envelhecimento	135
4.5.1.4 Comparação dos Resultados obtidos	136
4.5.2 Correlação entre as Propriedades estudadas da Liga AA2024.....	140
4.5.2.1 Dureza e Condutividade Elétrica.....	140
4.5.2.2 Resistência à tração e Limite de escoamento em função da Microdureza Vickers da Liga AA2024.....	143
4.6 Considerações Finais	148
5 CONCLUSÕES.....	149
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	150
7 TRABALHOS, PARTICIPAÇÕES EM CONGRESSOS E PUBLICAÇÕES ORIUNDAS DA TESE.....	151
7.1 Trabalhos de Final de Graduação na Unifei (TFG)	151
7.2 Participações em Congressos.	151
7.3 Publicação em Revista Científica.	152
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	153
ANEXO 1.....	163

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Iniciais

O sucesso de todo projeto de engenharia começa pela correta seleção do material. Muitas vezes, a solução de um problema mecânico consiste na seleção do material correto dentre uma vasta gama de materiais disponíveis. Para o caso de ligas metálicas, outra escolha importante é o processamento mecânico, visto que além da influência nas propriedades, também influencia no custo final do componente. Existem vários critérios nos quais a decisão final está normalmente baseada:

- Em primeiro lugar, as condições de serviço devem ser caracterizadas, uma vez que irão ditar as propriedades exigidas do material.
- Outra consideração de seleção é qualquer deterioração das propriedades dos materiais que possa ocorrer durante a operação em serviço. Por exemplo, reduções significativas na resistência mecânica podem resultar da exposição a temperaturas elevadas ou a ambientes corrosivos.
- Por fim, provavelmente, a consideração dominante estará relacionada aos fatores econômicos. Os padrões de tratamentos térmicos desenvolvidos pela indústria de alumínio ao longo das últimas décadas geralmente não foram bem otimizados quando aplicados a componentes produzidos por processos de alta taxa de resfriamento, tais como fundição a alta pressão (HPDC), molde permanente de baixa pressão (LPPM) dentre outros (KASPRZAK, *et al.* 2011). Com a otimização desses tratamentos térmicos, através da utilização das redes neurais artificiais, é possível chegar a uma combinação ótima de temperatura e tempo de envelhecimento que propicie as propriedades mecânicas desejadas e ao mesmo tempo uma considerável redução de gastos nessas etapas.

O alumínio é um dos metais mais consumidos mundialmente, com um consumo (em toneladas por ano) de cerca de 24 milhões em 2003 (Totten e MacKenzie, 2003), 40 milhões em 2010 e uma projeção de 60,7 milhões para 2020 (Xavier, 2012). Este metal é utilizado em diferentes produtos, passando de um metal utilizado em obras de arte e utensílios domésticos sofisticados, para um metal para muitas aplicações industriais. Esta passagem deve-se ao desenvolvimento de um elevado número de ligas de alumínio com composições químicas, características e aplicações diferentes. Devido às interessantes relações “características/preço”

e “resistência/peso”, as ligas de alumínio têm substituído em muitas aplicações outros materiais, como é o caso dos aços.

1.2 Motivação

A resistência de uma liga Al-Si-Cu-Mg hipoeutética fica na faixa entre 160 a 180 MPa. Através dos tratamentos térmicos, a resistência destas ligas pode ser aumentada de 80 a 90% (CHAUDHURY; APELIAN, 2006).

O interesse na melhoria das propriedades mecânicas através dos tratamentos térmicos por si só já justificam o estudo da influência da composição química das ligas e das variáveis dos tratamentos térmicos, como temperaturas e tempos tanto de solubilização quanto de envelhecimento natural e/ou artificial. Outros fatores decisivos que contribuem para a utilização cada vez maior das ligas de alumínio são as preocupações com o planeta. Dentre eles, destacam-se as crescentes preocupações com:

- o esgotamento cada vez mais rápido dos recursos energéticos e da própria energia global.
- as questões ambientais ao longo das últimas duas décadas (CHENG, MORRAL e BRODY, 2000).

Embora os benefícios dos tratamentos térmicos sejam indiscutíveis, ainda existem vários desafios aos operadores de tratamento térmico, como: expectativa do mercado em relação ao maior desempenho e confiabilidade dos componentes tratados, menores custos de produção, validação de um ensaio simples, rápido e não destrutivo para o controle das propriedades destes componentes tratados, uso racional de energia, bem como a preocupação com os impactos ambientais. Portanto, a motivação do trabalho são os estudos, os experimentos, as análises e os resultados que possam ser obtidos que venham contribuir para suprir as lacunas e os desafios ora existentes.

1.3 Objetivos

- Projetar Redes Neurais Artificiais (RNA) com a finalidade de otimizar os processos de tratamentos térmicos da liga AA2024 e assim possibilitar a engenharia reversa, ou seja, a partir da propriedade desejada prever as possíveis condições e/ou parâmetros que devem ser adotados no processamento térmico.

- Estudar a viabilidade do uso de correntes parasitas para que, através de sua condutividade elétrica, se possa prever a evolução das propriedades mecânicas da liga AA2024 em diferentes condições: recozida, solubilizada, envelhecida e superenvelhecida, ou seja, obter uma relação entre condutividade elétrica e dureza, de modo que, com o valor da condutividade medida, ser possível prever, de modo rápido e simples, o estágio de envelhecimento em que a liga se encontra em serviço, mesmo que se desconheça o seu histórico termomecânico.
- Analisar a possibilidade da redução de custos com os tratamentos térmicos e com o controle da evolução das propriedades através:
 - dos resultados otimizados pela RNA,
 - da comparação dos envelhecimentos contínuos e interrompidos utilizados e
 - da proposição de um novo ensaio de controle das propriedades da liga tratada.

1.4 Justificativa do Trabalho

A Engenharia Mecânica depende de materiais com propriedades bem definidas para o projeto mecânico de componentes confiáveis e com custo competitivo. A integração de ciência dos materiais, processos de fabricação e design/projeto é importante para aumentar a precisão das simulações computacionais, visando à obtenção de componentes menos robustos com melhor eficiência resistência/peso.

As propostas definidas para este trabalho são:

- A otimização dos processos de tratamentos térmicos através da utilização das técnicas de Redes Neurais Artificiais (RNA), como ferramentas de modelagem matemática.
- O estudo do comportamento da condutividade elétrica da liga em função da evolução da dureza resultante dos vários estágios dos tratamentos térmicos como uma opção de controle destes processos de envelhecimento (natural ou artificial) e de superenvelhecimento.

As Redes Neurais Artificiais são utilizadas como uma forma de predição e precisão da microdureza da liga AA2024 em função das variáveis envolvidas nos processos de tratamentos térmicos. Os valores de microdureza obtidos experimentalmente são definidos como os parâmetros de entrada da RNA. A camada de saída do modelo da RNA consiste das temperaturas e dos tempos utilizados, tanto de solubilização como de envelhecimento artificial.

Por outro lado, o estudo da relação entre condutividade elétrica e dureza e entre dureza e resistência mecânica tem como objetivo o desenvolvimento e a validação de um ensaio simples, rápido, de baixo custo e não destrutivo para o controle da evolução das propriedades mecânicas da liga AA2024 no respectivo processo de envelhecimento artificial e até mesmo no de superenvelhecimento.

Normalmente, as técnicas existentes para a avaliação destas propriedades mecânicas são de natureza destrutiva, dispendiosa e demorada. Além disso, esses ensaios são geralmente realizados em amostras “dublês” assumindo que o “dublê” é o verdadeiro representante do componente que vai entrar em serviço. O “dublê” convencional utilizado para determinar as propriedades do material pode não ser confiável o suficiente, pois podem ocorrer variações nos tratamentos térmicos realizados entre este último e o próprio componente. Assim, os resultados dos ensaios destrutivos nestes “dublês” realmente não podem ser aplicados ao componente usado em serviço. Portanto, existe a necessidade do desenvolvimento de técnicas alternativas, como a de um ensaio não destrutivo, para a caracterização e qualificação das propriedades dos materiais. Técnicas estas que sejam rápidas e de baixo custo, tanto durante a produção como em serviço. Por estes motivos citados, o ensaio da medida da condutividade elétrica da liga se apresenta como uma técnica alternativa e de fácil realização para suprir tais deficiências.

Cabe, no entanto, ressaltar que o foco desse trabalho é também a contribuição à Engenharia Mecânica no sentido de facilitar a realização e o controle dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial da liga AA2024. A otimização dos processos de tratamentos térmicos será feita pela utilização das Redes Neurais Artificiais e o controle das propriedades dos produtos (durante a sua vida útil) pelo acompanhamento da evolução de sua condutividade elétrica.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Introdução

A presente revisão bibliográfica é composta de duas partes:

- Uma breve introdução sobre a história da descoberta e da evolução do endurecimento por envelhecimento das ligas de alumínio, quando se comemora um século de tão importante descoberta.

Na área de Metalurgia e Materiais tais fatos históricos são particularmente importantes, pois quando se remete ao passado, percebe-se a evolução que pôde ser obtida em vários setores em prol da sociedade e quando se olha para o futuro, cresce ainda mais o interesse pelos estudos e pesquisas, visando a melhoria e a otimização dos tratamentos térmicos e a descoberta de novas técnicas e de novas ligas.

- Uma revisão sobre os tratamentos térmicos da liga AA 2024.

A melhoria das propriedades mecânicas das ligas de alumínio tratáveis é de interesse acadêmico e de aplicação industrial. Os tratamentos térmicos são um dos principais responsáveis por esta melhoria das propriedades e devem ser realizados de modo tecnicamente correto e com baixo custo.

2.2 Ligas de Alumínio – Um Século de Endurecimento por Envelhecimento

Um século já se passou desde que Alfred Wilm fez a descoberta acidental a respeito do endurecimento por envelhecimento de algumas ligas de alumínio, posteriormente denominadas Duralumínios (POLMEAR, 2004). O seu trabalho e o desenvolvimento gradual que resultou no endurecimento por causa da presença de finos precipitados, os quais representam barreiras ao movimento de discordâncias, é um bom exemplo da transição de metalurgia de uma arte para uma ciência.

2.2.1 Otimização do Endurecimento por Envelhecimento

A compreensão dos processos submicroscópicos de precipitação em ligas envelhecidas e o conceito de discordâncias (igualmente invisível) foram propostos em 1934 para explicar o fenômeno de deformação plástica (TAYLOR e OROWAN, 1934). Mott e Nabarro (1940) foram os primeiros a sugerir uma explicação para o endurecimento por envelhecimento em

termos de discordâncias, bem antes que esses defeitos pudessem ser visualizados e/ou fotografados. Esses autores analisaram a influência dos precipitados localizados nas regiões sobtensão e concluíram que para as discordâncias passarem através dessas regiões, a tensão aplicada deveria exceder a tensão interna média. Eles também reconheceram que a linha de tensão inerente à discordância colocava limitações na sua flexibilidade e conseqüentemente na sua capacidade de curvar entre os precipitados. As teorias preveem que o espaçamento crítico entre os precipitados para um endurecimento máximo é de 10 nm. Em 1948, segundo Polmear (2004), Orowan propôs que se o espaço fosse grande, as discordâncias poderiam expandir dentro da região entre os precipitados, chegando a se unir e a se mover e, portanto, em conjunto com as próprias partículas poderiam suportar a tensão aplicada.

Cada uma destas previsões foi confirmada com o advento da microscopia eletrônica de transmissão. Hoje se sabe que a resistência maior ao movimento das discordâncias e, portanto, o potencial máximo de reforço pelo endurecimento por envelhecimento irá ocorrer quando a liga contiver precipitados, pela formação de agregados de átomos designados de zonas de precipitação ou zonas *Guinier-Preston* (GP), grandes o suficiente para resistir ao cisalhamento pelo deslocamento das discordâncias e ao mesmo tempo muito finamente espaçados para ser contornados. A Figura 2.1 ilustra estas informações para uma liga de Al-Cu-Li-Mg-Ag contendo (a) zonas GP (cisalháveis) e placas ocasionais do precipitado T_1 (dureza 146 HV) e (b) uma dispersão uniforme de placas T_1 (dureza 200 HV) que resistem fortemente ao movimento das discordâncias.

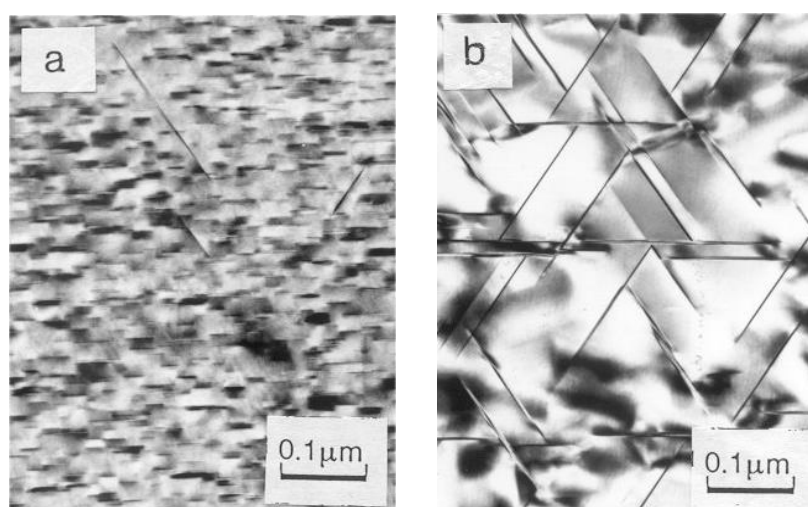


Figura 2.1 - Micrografias eletrônicas da liga Al-5,3Cu-1,3Li-0,4Mg-0,4Ag-0,16Zr. (a) temperada e envelhecida 8h a 160°C (Dureza 146 HV) mostrando zonas GP e placas ocasionais de fase T_1 (Al_2CuLi) (b) temperada, trabalhada a frio (em 6%) e envelhecida 8h a 160°C (Dureza 200 HV) mostrando uma dispersão uniforme e em grandes proporções de placas T_1 .

Fonte: (Polmear, 2004)

Na prática é geralmente difícil obter dispersões ideais, tanto nas formas como nas orientações dos precipitados nas ligas. Por exemplo, quando o tratamento de envelhecimento que dá a máxima resistência nas ligas da série 7000, produzir microestruturas contendo somente zonas GP, outras propriedades como ductilidade, tenacidade e resistências à corrosão sobtensão e à fratura podem ser deficientes. Frequentemente, a máxima resposta ao endurecimento ocorre quando uma microestrutura contém uma combinação de zonas GP e precipitados intermediários semi-coerentes relativamente dispersos. Endurecimento maior ainda é possível se dispersões mais uniformes de uma ou mais destas fases finais forem estimuladas a se formar e este tem sido um dos objetivos dos tratamentos de envelhecimento multi-fases desenvolvidos. Elementos micro ligados também podem estimular a nucleação e crescimento dos precipitados intermediários específicos.

2.2.2 Algumas Questões Contemporâneas no Endurecimento por Precipitação

Como já mencionado, após o estabelecimento das origens do endurecimento por envelhecimento, houve um longo período em que foi geralmente aceito que estes processos poderiam envolver zonas GP e precipitados intermediários em equilíbrio. Atualmente com a disponibilidade de técnicas experimentais mais refinadas, como a microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução (HRTEM), dentre outras, tem revelado que alguns processos de envelhecimento são mais complexos do que se esperava, e estas observações têm implicações teóricas e práticas, algumas das quais são discutidas a seguir.

2.2.3 Fenômenos Clustering

Embora o agrupamento de átomos de soluto, antes da precipitação em ligas de alumínio temperadas e envelhecidas, tenha sido detectado pelos raios X com pequeno ângulo de dispersão, há muitos anos, os efeitos desse fenômeno sobre os processos de envelhecimento posteriores têm sido pouco compreendidos. Entretanto, há evidências de que o esse fenômeno pode promover o agrupamento de precipitados existentes, estimular a nucleação de novos precipitados e contribuir para o endurecimento em certas ligas (WALKER e GUINIER, 1953 apud POLMEAR, 2004).

No sistema Al-Mg-Si no qual os processos de envelhecimento são particularmente complexos, estudos realizados por Edwards *et al.* (1998) e Murayama e Hono (1998)

revelaram que a formação de zonas GP é precedida pelo aparecimento de agregados individuais de átomos de Mg e Si, seguida de co-agregados de tais elementos. Estes núcleos, por exemplo, se formam durante um atraso, à temperatura ambiente, após têmpera e antes do envelhecimento artificial. Em algumas composições, isto leva à nucleação de uma dispersão grosseira de precipitados a temperaturas elevadas, como consequência, a resposta ao endurecimento pode ser significativamente menor do que o esperado para uma têmpera T6 (PASHLEY, RHODES e SENDOREK, 1996 apud POLMEAR, 2004).

De acordo com Murayama e Hono, 1998, técnicas recentes têm mostrado que a nucleação da fase Ω em ligas de Al-Cu, contendo pequenas adições de Ag e Mg, é facilitada por aglomerados de átomos de Ag e Mg e tais aglomerados foram detectados segundos após o início do envelhecimento artificial.

Além disso, considerações sobre a energia de deformação (SUSH e PARK, 1995), mostraram, então, que o crescimento da fase Ω ocorre preferencialmente ao longo dos planos $\{111\}$ α ao invés dos planos do cubo, nos quais a fase θ' se forma na ausência de Ag e Mg.

Sabe-se que o endurecimento por envelhecimento da maioria das ligas de Al-Cu-Mg, tanto comerciais como de elevada pureza, ao longo de um amplo intervalo de temperaturas (≈ 100 °C a 240 °C) ocorre em duas fases distintas (POLMEAR, 2004). A primeira etapa, que pode ser responsável por 60-70% do total de endurecimento por envelhecimento, é caracteristicamente rápida e pode ser completada dentro de apenas 60 segundos. Em seguida ocorre então um período prolongado de tempo, durante o qual a dureza pode permanecer eficazmente constante. Previamente, este endurecimento precoce foi atribuído à formação de zonas GP (Cu, Mg), também conhecidas como zonas GPB (Guinier-Preston-Bagaryatsky), embora a estrutura real destas zonas tenha sido mal definida. De acordo com Polmear, 2004, algumas técnicas mais recentes como HRTEM (*High Resolution Transmission Electron Microscopy*) falharam na tentativa de detectar qualquer evidência destas zonas até perto do fim do patamar de dureza. Em vez disso, o que foi observado após o rápido endurecimento precoce foi a presença de pequenos aglomerados e o fenômeno foi denominado "endurecimento cluster", para distingui-lo das reações normais de precipitação. Este comportamento tem sido atribuído às interações soluto/deslocamento, embora o mecanismo exato permaneça incerto.

2.2.4 Química de Precipitados Intermediários

Segundo (Polmear, 2004) houve um consenso geral de que os precipitados intermediários semi-coerentes formados em ligas de alumínio envelhecidas possuem composições e estruturas cristalinas que diferem apenas ligeiramente das respectivas fases em equilíbrio. No entanto, análises em algumas ligas feitas com a equipamento 3DAP “sonda de átomos tridimensional, único microscópio de análise capaz de fornecer uma imagem em 3D de uma pequena região de um material numa escala próxima à atômica” (VURPILLOT *et al.*, 2001, p. 297) revelaram estruturas com variações composicionais inesperadas entre precipitados intermediários e de equilíbrio.

Um exemplo analisado é o sistema Al-Mg-Si, em que a composição dos precipitados intermediários β'' e β' foram assumidos como sendo a mesma do precipitado em equilíbrio β (Mg_2Si). Como mencionado anteriormente, algumas ligas comerciais foram fabricadas propositalmente para ter uma proporção equilibrada (2:1) de Mg e Si com o objetivo de maximizar a precipitação destas fases intermediárias durante o envelhecimento. Agora, há fortes evidências experimentais de que a proporção real de Mg e Si destes precipitados é próxima de 1:1, como foi observado para os grupos pré-precipitados “clusters” (EDWARDS, 1998). Esta descoberta abriu a perspectiva de produção de novos extrudados de ligas Al-Mg-Si em que o “desnecessário” Mg é deliberadamente removido visto que estas ligas são muito fáceis de se trabalhar a quente. Ligas Al-Zn-Mg-(Cu) são outros exemplos em que a composição do precipitado intermediário η' tem sido demonstrada que é substancialmente diferente da composição do precipitado em equilíbrio η ($MgZn_2$). Nesse caso, a proporção de Mg e Zn para η' foi medido, resultando na faixa de 1:1 a 1:1,5 enquanto que o esperado era 1:2. Estes resultados indicaram também que as composições de η' estão mais ligadas às zonas de GP pré-existentis do que ao precipitado em equilíbrio η . Estas novas observações de que as composições dos precipitados intermediários diferem muito daquelas do precipitado em equilíbrio, significa que um número substancial de posições na rede cristalina ainda deve ser ocupado por átomos de Al em vez dos respectivos átomos do soluto (Polmear, 2004).

2.2.5 Precipitação Secundária

Durante muitos anos houve uma aceitação implícita de que uma liga, uma vez endurecida por envelhecimento a uma temperatura elevada, as suas propriedades mecânicas se mantinham estáveis mesmo quando expostas durante um período indefinido de tempo, a uma

temperatura significativamente inferior. No entanto, Bartuska *et al.* em 1979 mostraram que ligas de Al-Zn altamente saturadas e envelhecidas a 180 °C irão sofrer precipitação secundária se, em seguida, for mantida à temperatura ambiente. Mais recentemente, um comportamento semelhante também foi observado em determinadas ligas de alumínio contendo lítio tal como a 2090 (Al-2,6Cu-2,2Li-0,12Zr), a qual também se encontrava altamente saturada. Inicialmente esta liga foi envelhecida a 170 °C e, em seguida, exposta por longos períodos de tempo a temperaturas na faixa de 60 a 130 °C. Entretanto, verificou-se então um aumento progressivo na dureza e na resistência mecânica acompanhada por uma diminuição inaceitável na ductilidade e na tenacidade (BALMUTH e CHELLMAN, 1994). Esta perda das propriedades tem sido atribuída à precipitação secundária de uma fase finamente dispersa de δ' (Al₃Li) por toda a matriz (ITOH *et al.*, 1999 apud POLMEAR, 2004). Observações recentes sobre uma vasta gama de ligas de alumínio envelhecidas, com os teores muito baixos de soluto, têm sugerido que a precipitação secundária é, de fato, um fenômeno mais geral (LUMLEY, POLMEAR e MORTON, 2003). Esta conclusão foi confirmada pelos resultados obtidos por meio da técnica de espectroscopia de aniquilação de pósitrons, que indicou que os vazios podem permanecer móveis, à temperatura ambiente, após as ligas de alumínio envelhecidas serem resfriadas a partir de uma temperatura mais elevada (SOMOZA *et al.*, 2000).

Um trabalho posterior foi feito com o objetivo de determinar se o envelhecimento secundário poderia ser explorado para aumentar, em vez de degradar as propriedades mecânicas. A este respeito descobriu-se que, se o envelhecimento em temperatura elevada de uma vasta gama de ligas de alumínio é interrompido, seguido por manutenção por um período a baixa temperatura (25-65°C), ocorrerá precipitação secundária de zonas GP que estimulam a formação de precipitados mais finamente dispersos nas microestruturas finais. Propriedades como resistência à tração podem ser aumentadas, resultando em média 10% superiores às decorrentes de uma única fase de envelhecimento numa têmpera T6, combinadas com melhorias significativas na resistência à fratura (LUMLEY, POLMEAR e MORTON, 2003). Para algumas ligas o envelhecimento secundário foi continuado à temperatura mais baixa, também resultando numa maior resposta total ao endurecimento com o envelhecimento do que aquele obtido por uma têmpera T6, como mostrado na Figura 2.2 para a liga AA7075.

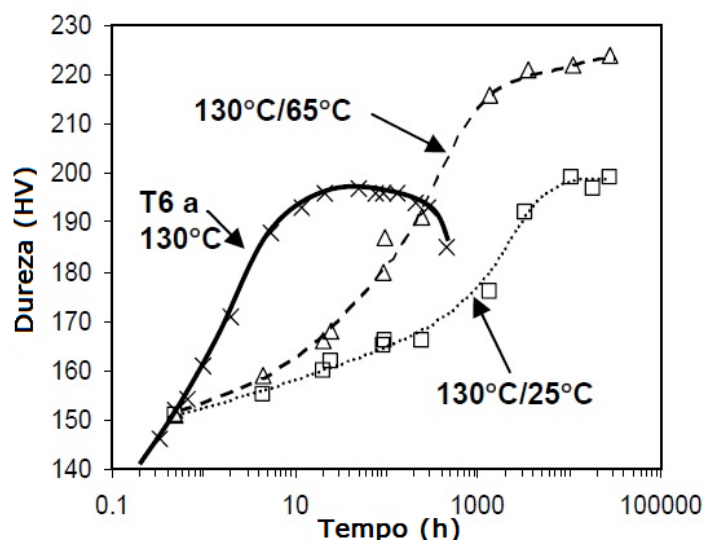


Figura 2.2 - Endurecimento da liga AA7075 envelhecida por 0,5 h a 130 °C e após exposta a 25 ou 65 °C.
 Fonte: Adaptado de (Polmear, 2004).

2.2.6 Considerações Finais

Conforme comentado por Martin (MARTIN, 1968 apud POLMEAR, 2004), a compreensão gradual de que o endurecimento por envelhecimento tem sua origem em processos complexos de precipitação, fornece um bom exemplo da transição da metalurgia de uma arte para uma ciência. Os processos, que antes eram invisíveis em um microscópio óptico, agora podem ser resolvidos em nível atômico. Este conhecimento íntimo, combinado com os procedimentos avançados de modelagem, está auxiliando na concepção de novas ligas e de tratamentos de envelhecimento mais confiáveis para atender às necessidades específicas de engenharia.

2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS DA LIGA AA2024

2.3.1 Introdução

Com o mercado mundial cada vez mais exigente e qualificado, a informação tornou-se um artefato de extrema importância para quaisquer produtores que desejam fazer parte deste cenário. Conhecer aquilo que se produz e comercializa, é de fundamental importância para otimizar os custos de produção, potencializar suas capacidades, reduzir perdas, modernizar processos, enfim, tornar o produto competitivo de acordo com os moldes atuais. Sendo assim, um estudo que possibilite agregar aos conhecimentos já descobertos até o presente, novas informações ou esclarecimentos, sobre a influência da composição química deste material, o

encruamento produzido pelos processos produtivos e aplicações industriais, a resposta e o comportamento seguro dessas ligas quando submetidas aos tratamentos térmicos será de importância e benefício significativos para os diversos ramos que se utilizam deste produto.

2.3.2 Importância dos Tratamentos Térmicos das Ligas da Série 2xxx

As ligas de alumínio da série 2xxx são tratáveis termicamente e aquelas à base de Al-Cu-Mg são amplamente utilizadas em aplicações aeroespaciais e automotivas que requerem uma combinação de alta resistência e ductilidade. No entanto, as propriedades mecânicas destas ligas diminuem significativamente quando são expostas a temperaturas superiores a 100°C (ASM, 1990). A liga 2618 é uma liga de Al-Cu-Mg contendo certa quantidade de Fe e Ni. A adição desses elementos melhora seu desempenho em aplicações envolvendo exposições a altas temperaturas (até 300°C), tais como motores de automóveis e aeronaves (ÔZBEK, 2007).

As ligas Al-Cu-Mg da série 2xxx datam de 1906, ano da descoberta acidental do fenômeno de endurecimento por envelhecimento por Alfred Wilm, que procurava desenvolver uma liga de alumínio para substituir o latão para a fabricação de cartuchos. Seu trabalho levou à produção de uma liga conhecida como Duralumínio (Al-3.5Cu-0.5Mg-0.5Mn), que tem boa combinação de propriedades e foi utilizada na construção de aeronaves. Mais tarde, outras importantes ligas foram desenvolvidas e amplamente utilizadas na indústria aeronáutica. Um exemplo é a liga AA2014 (Al-4.4Cu-0.8Si-0.8Mn-0.5Mg) que atingiu maior resistência devido ao teor de silício relativamente elevado o que aumenta a resposta ao endurecimento durante o processo de envelhecimento artificial. As propriedades de tração típicas desta liga são: resistência ao escoamento de 414 MPa (0,2%) e resistência à tração de 483 MPa (ASM, 1990).

A liga AA2024 objeto deste trabalho é bastante utilizada nos diversos setores, na qual o teor de Mg é elevado para 1,5% e o teor de Si é reduzido para níveis de impureza, a qual apresenta endurecimento por envelhecimento natural à temperatura ambiente e é frequentemente utilizada na condição T3 ou T4. Em geral, um tratamento térmico consiste num processo de aquecimento e resfriamento realizado com o objetivo de alterar as microestruturas, as propriedades mecânicas e/ou o estado de tensões de um material. No caso particular das ligas de alumínio, um tratamento térmico diz respeito exclusivamente às operações realizadas com o objetivo de aumentar a resistência mecânica ou a dureza das ligas (ASM, 1990).

O processo de tratamento térmico das ligas de alumínio habitualmente envolve as seguintes etapas: tratamento térmico de solubilização, a elevada temperatura, têmpera e envelhecimento (natural ou artificial). A Figura 2.3 ilustra esquematicamente as etapas dos processos de tratamentos térmicos, incluindo solubilização, têmpera, envelhecimento artificial, superenvelhecimento e recozimento.

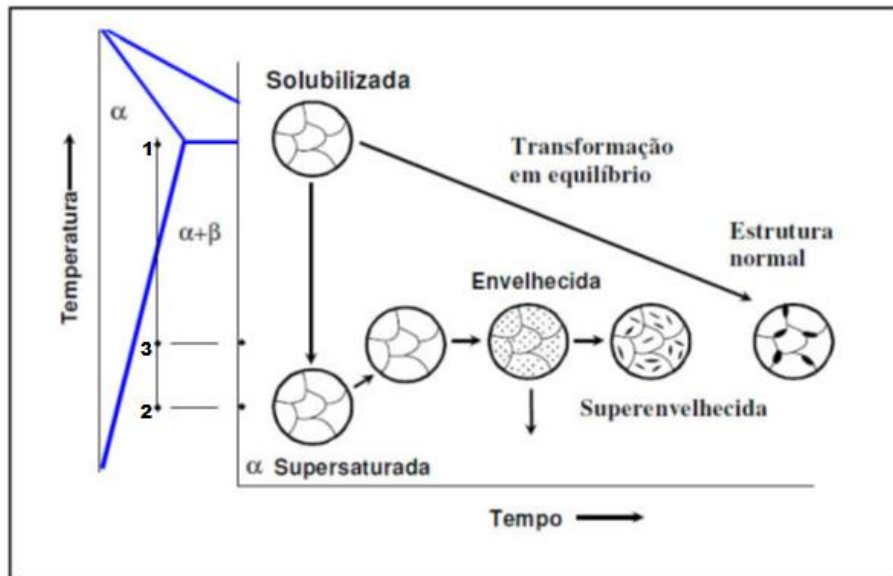


Figura 2.3 - Representação esquemática da variação da temperatura com o tempo durante os vários processos de tratamentos térmicos para as ligas de alumínio.

Fonte: Adaptado de (Buha, 2005).

2.3.3 Etapa da Solubilização

A solubilização é a primeira etapa do tratamento de endurecimento por envelhecimento. O tratamento térmico de solubilização é realizado à temperatura elevada e tem como objetivo dissolver todos os elementos de liga na matriz de alumínio, obtendo-se uma solução sólida. Para que o tratamento seja possível, a liga deve apresentar a capacidade de dissolver átomos de soluto em sua matriz, em uma faixa definida de temperatura, de modo a formar uma estrutura monofásica (ASM, 1990). Para as ligas do sistema Al-Cu a solubilidade máxima no estado sólido é de 5,65% em peso de cobre à temperatura de 548°C (ASM, 1990). Pode-se observar na Figura 2.4, onde está representada a parte do diagrama de fases Al-Cu onde é possível verificar a região onde é realizada a solubilização (fase α).

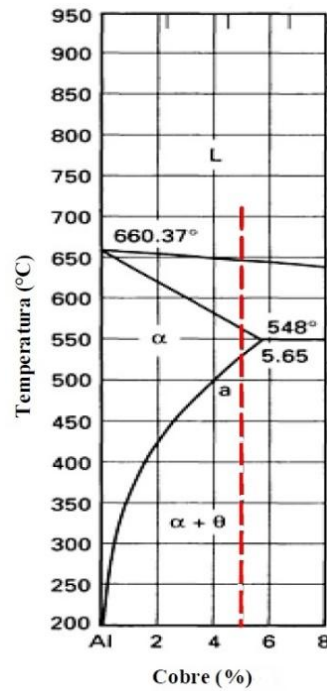


Figura 2.4 - Parte do diagrama de fases Al-Cu evidenciando a região monofásica α onde os átomos de cobre são dissolvidos na matriz de alumínio durante a solubilização.

Fonte: Adaptado de (ASM, 1990).

As presenças do cobre e do magnésio na liga AA2024 melhoram a sua resistência mecânica não só por precipitação, mas também por solução sólida (VERLINDEN *et al.*, 1990; SHEPPARD, 1993; ASM, 1990). A sua solubilização é realizada na faixa entre 488 a 499°C (ASM, 1990) e de acordo com as normas ASTM (B918/B918M – 09) (493 ± 6)°C e NE 40-002 (493 ± 5)°C. Entretanto, valores como 480, 485 e 525°C foram utilizados em trabalhos recentes de Grosselle *et al.* (2010), Sha *et al.* (2011), Moy *et al.* (2012) e Naimi (2013). A escolha da temperatura é extremamente importante porque a temperatura de tratamento em conjunto com a composição química da liga definirão quais fases se dissolverão durante a solubilização (SJÖLANDER e SEIFEDDINE, 2010). O controle da temperatura é fundamental para a realização do tratamento de solubilização. Altas temperaturas podem levar a fusão eutética de estruturas distribuídas na matriz o que poderá resultar em perda das propriedades mecânicas, como a resistência à tração, ductilidade e a tenacidade à fratura devido à formação de novos compostos durante o resfriamento (ASM, 1990). Em contrapartida, temperaturas mais baixas reduzem a difusão, o que pode levar a incompleta solubilização dos átomos de cobre na matriz de alumínio (caso a temperatura esteja abaixo da linha *solvus*). Outro fator importante é a diminuição da concentração de vacâncias em temperaturas mais baixas. A maior concentração de vacâncias “aprisionadas” na matriz da liga irá favorecer a difusão dos átomos de soluto durante o envelhecimento (MARTIN, 1968 e ASM, 1990).

O tempo em que a liga é mantida na temperatura de solubilização é outro fator importante para o tratamento de solubilização e envelhecimento. Um bom grau de solubilização e uma estrutura homogênea devido à dissolução de precipitados é função do tempo empregado e da microestrutura anterior ao tratamento. A faixa de tempo empregada para o tratamento de solubilização varia entre menos de um minuto para folhas finas a mais de 20 horas para grandes peças fundidas (ASM, 1990). As normas de tratamentos térmicos das indústrias aeronáuticas e/ou aeroespaciais recomendam uma faixa de tempo de encharque em função da espessura (ou diâmetro da peça), do ambiente do forno (se banho de sais fundidos ou ar) e se a peça passou por algum tratamento mecânico a frio anteriormente à têmpera ou não.

2.3.4 Têmpera

O objetivo da têmpera é fixar a solução sólida obtida na etapa de solubilização, a elevada temperatura, obtendo-se uma solução sólida retida supersaturada à temperatura ambiente. Isso é possível resfriando rapidamente a liga solubilizada desde o campo α até a temperatura ambiente. Uma vez que durante o resfriamento rápido não há tempo para que os processos de difusão dos elementos de liga na matriz do alumínio ocorram. A solução sólida supersaturada permanece à temperatura ambiente. O resfriamento rápido é um passo crítico no endurecimento por precipitação. A Figura 2.5 mostra graficamente o processo de têmpera: com o aquecimento até a temperatura recomendada e a manutenção por determinado tempo a essa temperatura, promove-se a solubilização e com o resfriamento rápido posterior realiza-se a têmpera da liga.

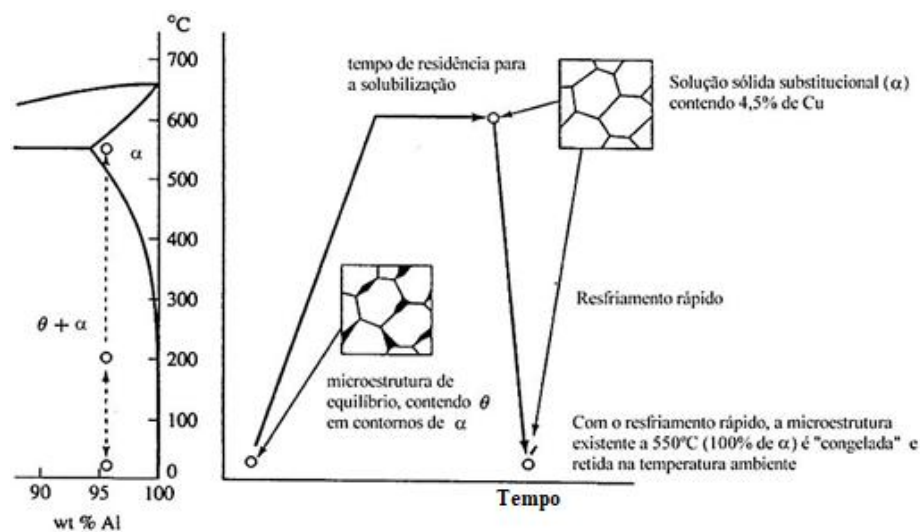


Figura 2.5 - Representação de parte do Diagrama de Fases Al-Cu e representação esquemática das etapas do tratamento de têmpera (aquecimento solubilização e têmpera).

Fonte: (Moreira, 2010).

A têmpera afeta as propriedades mecânicas das ligas de alumínio endurecidas por precipitação. Velocidades de resfriamento muito baixas podem provocar precipitação indesejada de precipitados não endurecedores, que afetam negativamente as propriedades das ligas. Por outro lado, velocidades de resfriamento muito elevadas podem também causar alguns problemas, como o aumento da tendência para distorções. Como tal é importante selecionar as condições de resfriamento que otimizem os efeitos desejados da têmpera e minimizem os efeitos indesejados (TOTTEN, 2003). Há também recomendações para as temperaturas mínima e máxima para o meio de resfriamento tanto a água ou qualquer outro meio de têmpera. A cinética de difusão e precipitação é mais rápida em umas ligas do que em outras, variando com a quantidade e natureza dos elementos de liga, permitindo que uma liga resfriada a uma taxa de resfriamento muito inferior à de outra liga tenha propriedades mecânicas iguais ou superiores. É importante que a velocidade de resfriamento durante a têmpera seja suficientemente elevada para minimizar a precipitação durante o resfriamento (TOTTEN, 2003).

A tendência de uma liga formar precipitados não endurecedores durante a têmpera é designada de sensibilidade à têmpera. A sensibilidade de uma liga à têmpera pode ser traduzida por uma curva TTT (Temperatura-Tempo-Transformação). A curva TTT da liga AA2024 está representada na Figura 2.6. Esta curva mostra um comportamento típico C, onde se percebe os “joelhos” ou “cotovelos” correspondentes às velocidades críticas de resfriamento que propiciam a transformação de fases correspondentes. Curvas com o chamado “joelho” mais pronunciado são mais sensíveis à têmpera e as taxas de resfriamento têm que ser suficientemente grandes para que não haja interseção com o “joelho” da curva, ou seja, para que não se entre no domínio da fase correspondente, evitando-se assim a precipitação.

As linhas vermelhas contidas na Figura 2.6 indicam a temperatura de envelhecimento de 190°C para a liga AA2024 e o teor de Cu (X%) em peso da liga. Pode-se observar pelo Diagrama TTT que todos os precipitados (zonas GP, θ'' , θ' e θ) são formados no tratamento de endurecimento da liga, porém são formados em tempos diferentes, ou seja, existe um efeito cinético na precipitação.

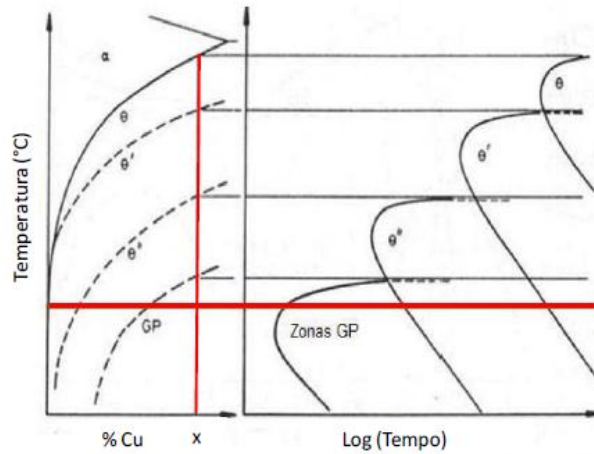


Figura 2.6 - Diagrama de fases metaestável Al-Cu associado às curvas TTT indicando a sequência de formação das fases ao longo do tempo

Fonte: Adaptado de (Russell *et al.* 1978 apud Busquim, 2007).

2.3.5 Envelhecimento

2.3.5.1 Envelhecimento Contínuo

Após têmpera, a liga encontra-se num estado metastável e de elevada energia. Neste estado, a força motriz para a precipitação de fases estáveis ou de equilíbrio está diretamente associada à diminuição de energia do sistema ao se formarem essas fases. Quando a solução sólida supersaturada da liga é envelhecida a uma temperatura relativamente baixa, formam-se agrupamentos de átomos segregados, designados por zonas de precipitação ou zonas Guinier-Preston (GP). A Figura 2.7 mostra esquematicamente parte do diagrama de equilíbrio Al-Cu onde estão indicadas a máxima solubilidade sólida do Cu na matriz de Al e a temperatura na qual ocorre essa máxima solubilidade. Estão indicadas também as etapas de solubilização, têmpera e envelhecimento da liga com 4% Cu.

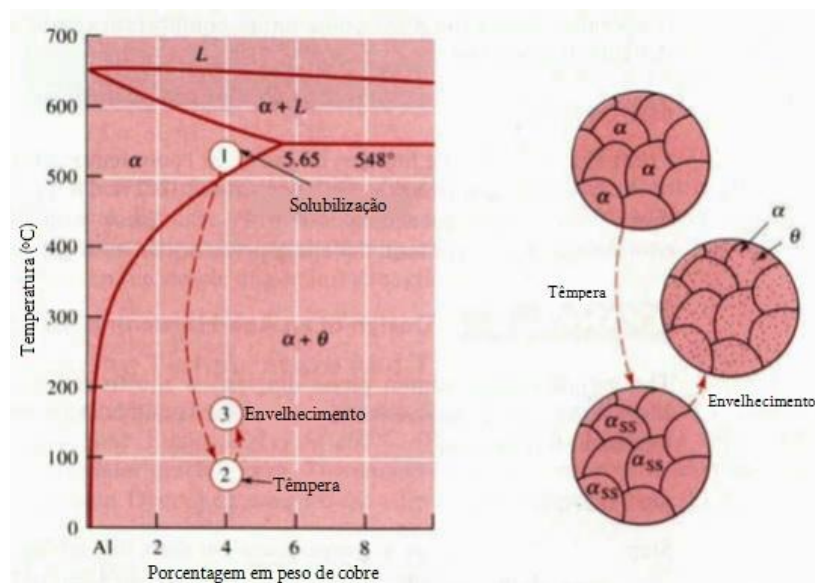


Figura 2.7 - Parte do diagrama de fases Al-Cu indicando esquematicamente as etapas de solubilização, têmpera e envelhecimento.

Fonte: Adaptado de (Buha, 2005).

Estas regiões serão enriquecidas em átomos de soluto numa matriz essencialmente de alumínio. Com a continuidade do envelhecimento, estas zonas dão origem a precipitados metastáveis e de maior dimensão (DOBRZANSKI *et al.*, 2008; SMITH, 1998).

No final deste processo espera-se obter uma dispersão fina e densa de precipitados na matriz do alumínio. O tamanho, a forma e a distribuição dos precipitados obtidos são parâmetros que dependem da eficácia deste processo e, portanto, condicionam as propriedades mecânicas finais da liga. O endurecimento por precipitação é o método mais eficaz para aumentar a resistência das ligas de alumínio.

O endurecimento das ligas de alumínio durante o envelhecimento deve-se à precipitação de partículas de segunda fase na matriz da liga. As partículas de precipitados atuam como obstáculos ao movimento das discordâncias provocando o aumento da dureza e da resistência mecânica do material. Durante o envelhecimento várias fases metaestáveis são precipitadas até que se atinja a fase estável. No início do envelhecimento as partículas precipitadas são finas e apresentam a mesma estrutura cristalina da matriz, ou seja, são coerentes. À medida que o envelhecimento vai ocorrendo os precipitados crescem, tornando-se semi-coerentes e depois incoerentes, ou seja, adquirem uma estrutura cristalina própria. A Figura 2.8 mostra a evolução dos precipitados com estrutura coerente para a incoerente que se verifica para as ligas de Al-Cu-Mg durante o envelhecimento (OLIVEIRA, 2008).

Os precipitados muito finos e coerentes são facilmente cortados pelas discordâncias resultando numa distorção localizada. À medida que os precipitados crescem, não podem mais ser cortados pelas discordâncias e assim aumenta a sua resistência pelo mecanismo conhecido como Orowan Looping. Este mecanismo explica que quando os precipitados são pequenos e em número reduzido, o fato de serem coerentes com a matriz, permite que com uma determinada tensão aplicada, as discordâncias passem através destes precipitados deixando para trás um anel de discordâncias que o rodeiam – Orowan Loops. À medida que o envelhecimento prossegue, estes precipitados aumentam de tamanho dificultando a passagem das discordâncias - a liga endurece (MARTINS, 2008).

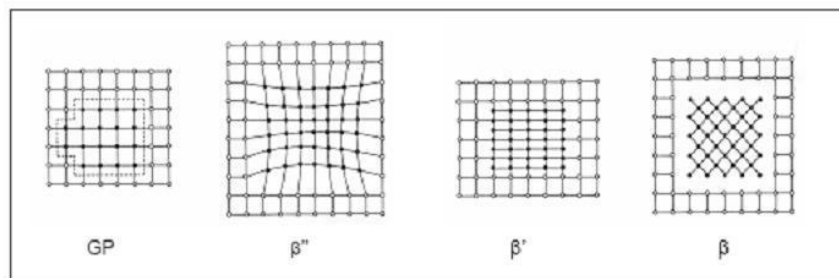


Figura 2.8 - Sequência de precipitados das ligas Al-Mg-Si.
Fonte: (Oliveira, 2008).

No endurecimento por envelhecimento das ligas de Al-Cu, podem ser identificadas quatro estruturas dos precipitados: (1) Zonas GP-1; (2) Zonas GP-2 (também chamadas θ''); (3) Fase θ' e (4) Fase θ - (CuAl_2). Formam-se clusters muito pequenos e ricos em soluto durante os estágios iniciais do processo de envelhecimento que são completamente coerentes, isto é, formam-se na rede CFC da matriz. Em dimensões atômicas, essas são regiões ricas em soluto e diferem um pouco daquela da rede, portanto, as deformações vão ocorrer nas regiões ao redor dos clusters. Estas regiões que foram distorcidas pelos clusters são designadas como zonas de Guinier-Preston.

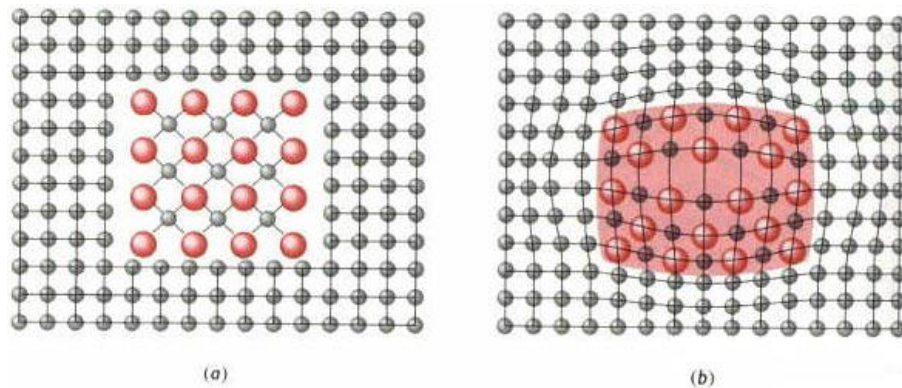


Figura 2.9 - Tipos de precipitados. (a) Um precipitado não coerente - não tem qualquer relação com a estrutura cristalina da matriz envolvente. (b) Um precipitado coerente - está claramente relacionado com a estrutura cristalina da matriz envolvente.

Fonte: (Maia, 2012).

Os precipitados coerentes são os que contribuem mais para o endurecimento da liga. Tal fato deve-se à distorção que estes precipitados provocam na rede do alumínio originando um campo de tensões à sua volta e esse campo de tensões aumenta a dificuldade ao movimento das discordâncias. A perda de coerência diminui este campo de tensões. Além do efeito do campo de tensões, os precipitados coerentes, como são mais finos, apresentam uma maior dispersão de precipitados por área para a mesma quantidade de segunda fase. A Figura 2.9 ilustra a influência dos precipitados não coerentes e dos coerentes na matriz envolvente do alumínio. A maior dispersão de precipitados aumenta também a dificuldade ao movimento das discordâncias (MARTINS, 2008). A resistência maior ao movimento das discordâncias e, portanto, o potencial máximo de reforço pelo endurecimento por envelhecimento irá ocorrer quando uma liga contiver precipitados grandes o suficiente para resistir ao cisalhamento pelo deslocamento das discordâncias e, ao mesmo tempo, muito finamente espaçado para ser contornados.

As ligas da série 2000, Al-Cu, podem ser subdivididas em dois grupos principais: as ligas Al-Cu com teores de magnésio relativamente baixos, como a liga AA2017, e aquelas com teores de magnésio relativamente altos (denominadas Al-Cu-Mg), superiores a 1%, como

a liga AA2024 (1,5 % de magnésio). A principal diferença entre esses dois subgrupos é que nas ligas Al-Cu, mais antigas, só contribuem para o endurecimento por precipitação as fases precursoras da fase θ (Al_2Cu): θ'' e θ' , ao passo que nas ligas Al-Cu-Mg como a AA2024, objeto deste trabalho, é igualmente importante a contribuição da fase S' , precursora da fase S (Al_2CuMg). Se o teor de silício for relativamente alto, também poderá ser encontrada nessas ligas a fase quaternária Q ($\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$) (NAIMI; YOUSFI e TRARI, 2013).

A Figura 2.10 mostra parte do diagrama de fase Al-Cu com as fases GP (Guinier Preston) θ'' e θ' metaestáveis e a fase de equilíbrio θ .

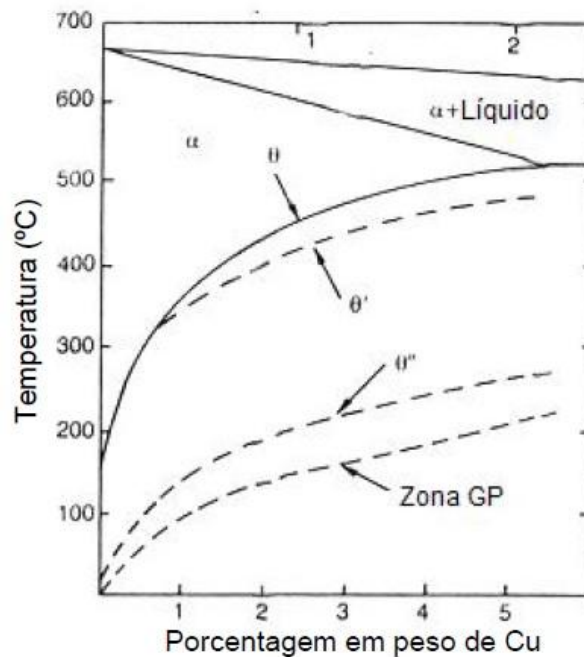
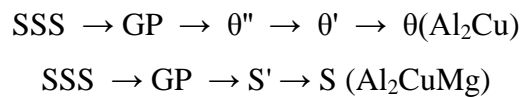


Figura 2.10 - Diagrama de fase Al-Cu, mostrando as zonas GP metaestáveis, θ'' e θ' .
Fonte: Adaptado de (Russel, 1978 apud Busquim, 2007).

Na Fig. 2.10 observa-se que a zona GP é formada em menor temperatura (190°C), e a linha tracejada indica que esta fase é metaestável. As fases θ'' e θ' também estão representadas por linhas tracejadas, pois também são fases metaestáveis, que com a elevação da temperatura ou tempos prolongados de tratamento térmico se transformam em compostos de equilíbrio termodinâmico (θ), linha sólida. As ligas tratáveis termicamente contêm elementos de liga, cuja solubilidade no alumínio diminui com a diminuição da temperatura ou quando a concentração desses elementos excede o limite de solubilidade (em solução sólida) à temperatura ambiente ou às temperaturas moderadamente maiores.

Os elementos de liga mais importantes para as ligas tratáveis termicamente são: cobre, lítio, magnésio e zinco. O tratamento térmico de envelhecimento, em muitos casos pode ser precedido por um tratamento mecânico a frio, aproveitando a boa ductilidade causada pela

têmpera. Um bom exemplo seria a liga 2024 submetida ao tratamento térmico T351 que consiste em solubilizar a liga em aproximadamente 500°C, com resfriamento rápido até a temperatura ambiente para obter uma solução supersaturada de Cu em Al e subsequente trabalho a frio. A partir daí com o envelhecimento artificial a 190°C inicia-se a precipitação das zonas GP, θ'' e θ' metaestáveis e a fase de equilíbrio termodinâmico θ . Abaixo estão as duas sequências de precipitação presentes na liga 2024-T351.

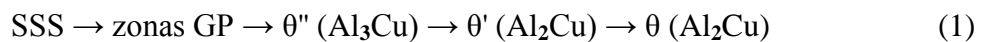


sendo:

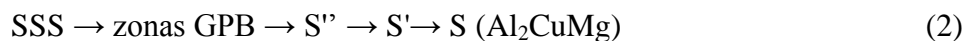
SSSS = solução sólida supersaturada

GP = zonas de Guinier Preston

Uma sequência para a reação de formação de precipitados pode ser representada, conforme a Sequência (1) (WANG e STARNIK, 2005 apud GOSH 2011).



No caso da liga AA2024, onde o teor de magnésio é acima de 1,5%, deve-se considerar também o efeito dos precipitados da fase S (RUSSEL, 1978 apud BUSQUIM, 2007). Nesse caso, uma representação para a sequência de envelhecimento pode ser apresentada conforme a Sequência (2) (BAGARYATSKY, 1952 apud MOY, *et al.*, 2012).



sendo:

SSS = Solução supersaturada

GP = Guinier-Preston

GPB = Guinier-Preston-Bagaryatsky

θ'' , θ' , S'' , S' = Fases intermediárias (metaestáveis)

θ , S = Fases estáveis

Pode ser visualizada nas reações (1) e (2) que para a formação das fases estáveis θ e S, primeiro é preciso a formação de fases metaestáveis ou também chamadas de fases intermediárias (HATCH, 1983 apud BUSQUIM, 2007). Sjölander e Seifeddine (2010) ressaltaram que várias sequências de envelhecimento podem ser possíveis e que os parâmetros que as determinam ainda são desconhecidos.

No início do tratamento de envelhecimento, a reorganização dos átomos de soluto na matriz leva à formação das zonas de Guinier-Preston. Essas zonas favorecem a formação de regiões com tensões coerentes que dificultam a movimentação das discordâncias e, portanto, conferem à liga o efeito de endurecimento. No decorrer do tratamento, as zonas de GP são substituídas por precipitados de transição que apresentam estrutura cristalina diferente da matriz. Esses precipitados semi-coerentes, favorecem o efeito de endurecimento da liga devido à distorção que causam na rede. A continuidade do tratamento leva ao crescimento desses precipitados metaestáveis até a condição de estabilidade e coerência com a matriz (HATCH, 1983 apud BUSQUIM, 2007).

As características de cada fase são apresentadas na sequência:

- Zonas de Guinier-Preston (GP) – São concentrações localizadas de átomos de cobre na matriz, Al-Cu, com diâmetros médios variando entre 3 – 5 nm. São formadas à temperatura ambiente e dissolvem-se em temperaturas acima de 100°C (SJÖLANDER e SEIFEDDINE, 2010). São completamente coerentes com a matriz (MALAFAIA, 2009; CERVEIRA, 2008).
- Fase θ'' - Apresenta a composição Al_3Cu (GOSH, 2010). Também chamada de GP2 aparece quando as zonas de Guinier-Preston são dissolvidas. O intervalo de tempo entre o desaparecimento das zonas de GP e o início da nucleação da fase θ'' é caracterizado pela redução na resistência da liga. A elevação da concentração de fase θ'' na matriz de alumínio aumenta a resistência da liga novamente (SJÖLANDER e SEIFEDDINE, 2010). Apresenta estrutura tetragonal e coerência com a matriz (CERVEIRA, 2008).
- Fase θ' – Apresenta a composição Al_2Cu (GOSH, 2010; HUDA, 2009). Quando a liga é submetida a um prolongado tempo de tratamento, a fase θ'' transforma-se na fase metaestável θ' , semi-coerentes com a matriz (SJÖLANDER E SEIFEDDINE, 2010). Apresenta estrutura tetragonal (CERVEIRA, 2008).
- Fase θ – Apresenta a composição Al_2Cu (GOSH, 2010; HUDA, 2009 E WANG E STARINK, 2005). É uma fase estável e incoerente com a matriz (SJÖLANDER E SEIFEDDINE, 2010; MALAFAIA, 2009; CERVEIRA, 2008).

- Zonas de Guinier-Preston-Bagaryatsky (GPB): Foi definida inicialmente por Bagaryatsky (1952), como uma ordenação de curto alcance de átomos de cobre e magnésio. Atualmente, acredita-se que as zonas de GPB são aglomerados de Al-Cu-Mg com interação entre átomos de soluto e discordâncias (MOY *et al.*, 2012).
- Fase S'' (GPB2) – É uma fase metaestável e sua estrutura cristalina ainda gera muitas divergências. Essa fase já foi definida como uma estrutura do tipo ortorrômbica, cúbica, tetragonal e monoclínica (GOSH, 2011).
- Fase S' – É uma fase intermediária e coerente com os planos {021} da matriz de alumínio. Apresenta a mesma composição química e praticamente a mesma estrutura cristalina ortorrômbica da fase estável S e geralmente é tratada como fase S por alguns autores (SHA *et al.*, 2011).
- Fase S – Apresenta a composição Al₂CuMg. A nucleação pode acontecer de forma heterogênea na matriz da liga associada às regiões com discordâncias (SHA *et al.*, 2011). GOSH (2011), através do uso de difração de Raio-x, verificou que essa fase apresentava estrutura ortorrômbica. A fase S é incoerente com a matriz (MALAFAIA, 2009). A fase S está associada à redução das propriedades mecânicas (PAREL *et al.*, 2010). Sha *et al.* (2011) consideram as fases metaestáveis S'' e S' cristalograficamente idênticas à fase S (Al₂CuMg). A estrutura cristalina da Fase S (Al₂CuMg) proposta por Wolverton (2001) é mostrada na Figura 2.11.

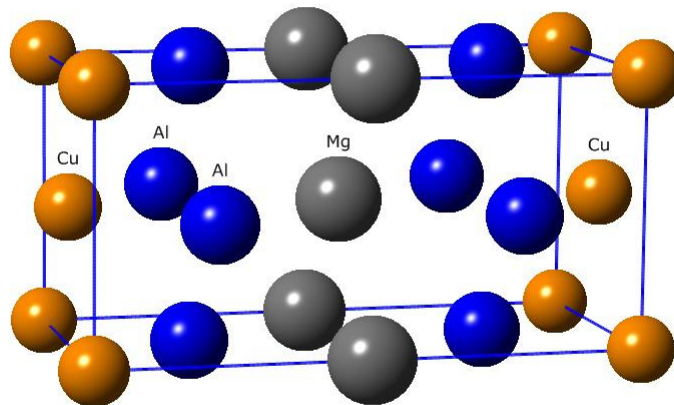


Figura 2.11 - Estrutura cristalina de uma zona GPB com Al₂CuMg.
Fonte: (Wolverton, 2001).

A fase S se desenvolve em dois estágios: Fase S do tipo I e a fase S do tipo II. A pequena diferença entre essas duas fases está na orientação e no tamanho (PAREL *et al.*, 2010). A presença dos dois tipos da fase S foi obtida através das técnicas de Análise Térmica

Diferencial (*Differential Scanning Calorimetry*, DSC) e por microscopia eletrônica de transmissão, TEM (MOY *et al.* 2012). A fase S do tipo I aparece em temperatura inferior à temperatura de início da fase S do tipo II e apresenta efeito de endurecimento maior devido ao menor tamanho de partículas. Com relação à fase S do tipo II, há uma forte relação com o tratamento térmico de solubilização e da intensidade dos processos de deformação a frio (PAREL *et al.*, 2010; MOY *et al.*, 2012).

Uma observação importante refere-se ao fato de que a formação dessas fases obedece ao efeito cinético do envelhecimento. Portanto, há uma sequência no desenvolvimento da microestrutura da liga de alumínio que começa com as zonas de GP, passando pelas fases metaestáveis θ'' e θ' e finalmente atingindo a fase estável θ , como pôde ser visto na Figura 2.6.

2.3.5.2 Envelhecimento Interrompido

Alguns estudos relataram que para condições específicas, o envelhecimento interrompido produz uma melhoria nas propriedades mecânicas de várias ligas de alumínio tratáveis termicamente. No entanto, não foram relatados estudos sistemáticos relacionados aos parâmetros de tratamento térmico que levem a tais melhorias (RISANTI *et al.*, 2010; CHEN *et al.*, 2013; LINGYING *et al.*, 2014).

Risanti e colaboradores (2010) realizaram um estudo abrangente e sistemático utilizando dureza, teste de tração e teste de impacto para acompanhar o desenvolvimento das propriedades da liga AA2024 durante o tratamento de envelhecimento interrompido (re-envelhecimento ou *reaging*). Esses pesquisadores afirmaram que em contraste com estudos anteriores, a dureza permanece inferior à do tratamento térmico em estágio único. Afirmaram também que a dureza não melhora substancialmente e deteriora-se ainda mais à medida que o tempo de envelhecimento interrompido é prolongado. Para a maioria dos casos, o efeito do envelhecimento interrompido não pôde produzir uma melhoria simultânea nas propriedades mecânicas. As análises feitas no TEM indicaram que o tamanho e a distribuição das fases S'' e S que coexistem após o re-envelhecimento dependem da condição interrompida, segundo esses pesquisadores.

Estudos experimentais de Chen e coautores (2013) concluíram que em experiências conduzidas em soluções sólidas binárias Al - X (X = Cu, Si, Mg, Zn) para elucidar os efeitos de diferentes solutos na plasticidade da matriz Al levaram à conclusão de que em qualquer envelhecimento interrompido, os efeitos do envelhecimento sobre a resistência ao escoamento

e o alongamento em ligas da série 6xxx deve ser significativamente menor do que observado em ligas 2xxx, e que é improvável que seja eficaz na maioria das ligas 7xxx. Estas previsões são consistentes com os trabalhos experimentais até a data.

Estudos experimentais de Lumley e coautores (2005) relataram novos processos de tratamentos térmicos (designados T6I4 e T6I6) que, quando aplicados às ligas de Al, oferecem a possibilidade de contornar as correlações inversas entre algumas das propriedades mecânicas importantes, como por exemplo, tensão de escoamento e alongamento e tensão de escoamento e resistência à ruptura. Essas observações receberam muito a atenção da indústria (que está interessada em criar novos perfis de propriedades para as ligas existentes) e da acadêmica (porque as causas dessas melhorias ainda não são bem compreendidas).

Outro fator a se destacar também é a análise de gastos de energia comparando-se os dois processos de envelhecimento (contínuo e interrompido).

2.3.6 Superenvelhecimento

O superenvelhecimento de ligas endurecíveis por envelhecimento foi utilizado para avaliar as características dos precipitados nos anos seguintes ao descobrimento do fenômeno devido à limitação de técnicas e equipamentos encontrados na época. Dois exemplos foram a identificação das zonas de Guinier-Preston realizada somente na década de 30 por difração de raios X e a utilização da microscopia eletrônica na década de 50 (MARTIN, 1968). Em 2012 Radutoiu *et al.* realizaram o superenvelhecimento em amostras da liga AA2024 e aplicaram uma abordagem estatística para determinar a dimensão e a distribuição de partículas intermetálicas na matriz.

Quando a liga é submetida à temperatura excessiva ou longos períodos durante o tratamento de envelhecimento, ocorre o superenvelhecimento dos precipitados. Nesse caso, as partículas maiores se desenvolvem a partir do desaparecimento das menores. O superenvelhecimento tem a capacidade de conduzir os precipitados ao máximo tamanho possível. Termodinamicamente, o coalescimento dos precipitados reduz a energia interfacial e conduz a estrutura a uma condição de maior estabilidade. Como consequência, a matriz apresenta precipitados maiores, em menor número e, portanto, com um maior espaçamento entre eles e com uma menor capacidade em barrar a movimentação de discordâncias (MARTIN, 1968).

A Figura 2.12 mostra o desenvolvimento da microestrutura em relação ao tempo de envelhecimento e a sua influência na resistência mecânica e dureza.

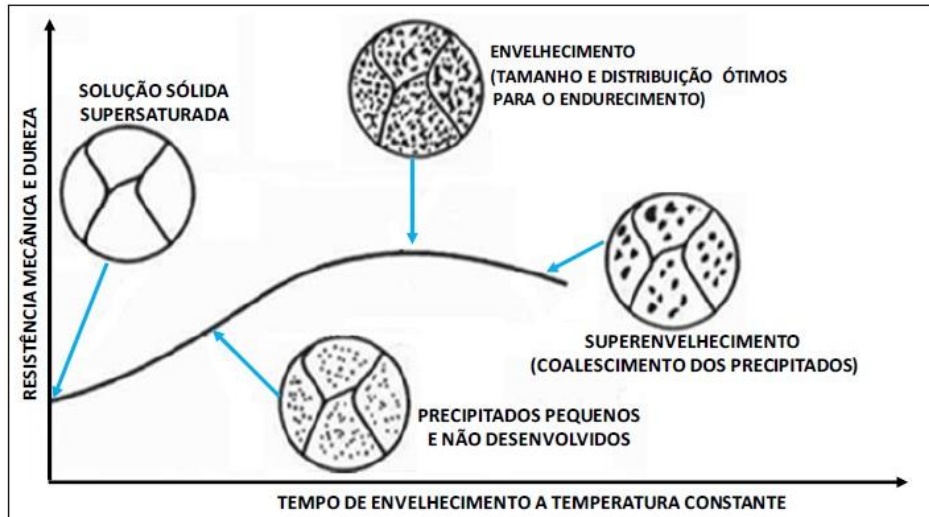


Figura 2.12 - Desenvolvimento microestrutural e sua influência na resistência mecânica e dureza.
 Fonte: (Soares, 2009).

No ponto de máxima dureza (denominado pico de endurecimento), os precipitados estão em quantidade e distribuição ideais. Caso a liga permaneça sob os efeitos da temperatura ocorrerá o coalescimento das partículas (SOARES, 2009).

A temperatura de tratamento varia entre 415 a 440°C e o tempo pode variar de horas a baixas temperaturas até segundos em altas temperaturas. Cuidado especial deve ser tomado com as taxas de resfriamento. A liga é geralmente resfriada no interior do forno em taxas inferiores a 28°C/h até a temperatura de 260°C. A partir dessa temperatura, a liga pode ser retirada do forno e o resfriamento até à temperatura ambiente pode ser realizado ao ar (ASM, 1990).

Com o fim do tratamento, as características da liga são de baixa resistência mecânica e alta ductilidade. Espera-se que as características formadas durante os processos de tratamento térmicos e mecânicos sejam eliminados ou reduzidos ao máximo, como o coalescimento dos precipitados finos e a recuperação e/ou recristalização dos grãos deformados (ASM, 1990).

A Figura 2.13 mostra a microestrutura de uma amostra da liga AA2024, após solidificação a mesma foi homogeneizada a 498°C por 10 horas. Foram encontradas as fases eutéicas esferoidizadas (δ -Al₂CuMg θ -Al₂Cu) e compostos intermetálicos (AlCuFe(MnMgSi)).

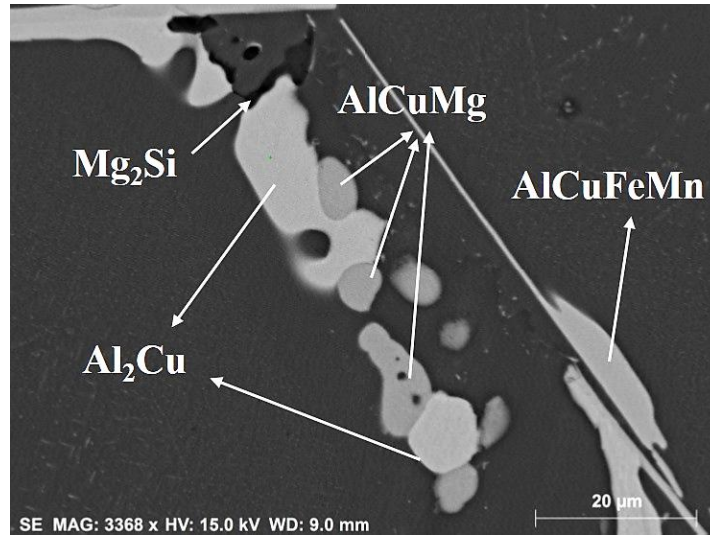


Figura 2.13 - Microestrutura da liga de alumínio AA2024 depois de solidificada foi homogeneizada a 498°C por 10 horas.

Fonte: (Silva, 2016).

2.4 Gastos de Energia nos Processos de Tratamento Térmico

A energia é um recurso obrigatório para a indústria transformadora para permitir a transformação de matérias-primas em produtos finais. Tradicionalmente, os insumos de energia, como a eletricidade, apresentavam menor importância devido ao seu baixo custo. Este paradigma resultou na dependência total dos fabricantes de opções externas de fornecimento de energia. No entanto, os preços cada vez maiores, os regulamentos e as questões de sustentabilidade associadas ao fornecimento de energia convencional, estão obrigando os fabricantes a buscar opções alternativas.

O consumo de energia dos processos industriais tem sido investigado minuciosamente nos últimos anos. A fabricação é responsável por 32% do consumo total de energia consumida (SALONITIS e BALL, 2013).

Dentro da comunidade do CIRP (A Academia Internacional de Engenharia de Produção), vários documentos foram apresentados com foco na eficiência energética dos processos de fabricação e no desenvolvimento de métodos para melhorá-la. No entanto, esses métodos são focados em processos de remoção de material e não foram generalizados para incluir processos de formação primária, tais como fundição e tratamentos térmicos (DUFLOU *et al.*, 2012). As duas variáveis mais importantes na realização dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio são a temperatura e o tempo de solubilização e de envelhecimento. No processamento térmico para a obtenção de uma determinada propriedade mecânica fixada (ou desejada), o intuito principal é obter uma combinação ótima de temperatura e tempo, principalmente de envelhecimento (que pode ser contínuo ou interrompido) que propicie tal propriedade com o menor gasto possível de energia.

Segundo Konstantinos *et al.*, (2016), a economia de energia e a redução de emissões são metas primárias de todos os países devido ao aumento da população mundial e à escassez de recursos energéticos. Demandas crescentes para reduzir as emissões dos veículos e aumentar o desempenho em serviço dos componentes obrigaram fabricantes de manufaturados a se esforçar para o desenvolvimento de produtos contínuos. Além disso, o aumento dos custos de energia levou-os a redesenhar os processos de produção para torná-los mais eficientes em termos de energia.

Segundo Chen *et al.*, (2003), o tempo de processamento do tratamento térmico é especialmente importante do ponto de vista econômico. O processamento térmico adiciona significativamente o custo ao componente final, portanto, muitas vezes é necessário personalizar rotinas de tratamento térmico para aplicações específicas. Este tipo de procedimento personalizado pode ser desenvolvido através de experimentos de teste e erro em ambientes industriais; no entanto, fazer isso é caro e demorado devido à escala das operações envolvidas. Por esta razão, as simulações metalúrgicas laboratoriais são cruciais, especialmente quando representam com precisão as condições criadas em um grande componente complexo que é tratado termicamente pela indústria.

Segundo Mendikoa *et al.*, (2013), a otimização da eficiência energética através das soluções TIC (Tecnologia da Informação e Comunicação) estão sendo desenvolvidas nos últimos anos para a economia de energia em edifícios e também para a área de fabricação. O trabalho apresenta uma abordagem da ferramenta TIC desenvolvida para a otimização da eficiência energética do processo de fabricação, em especial focada no processo de tratamento térmico de peças fundidas. Tradicionalmente, este processo de fabricação é projetado com base na experiência de especialistas selecionando um processo pré-definido, nas curvas TTT e nas especificações do cliente para as propriedades resultantes nas peças.

Em contrapartida ao “tradicional”, novas técnicas de simulação ou de modelagem computacional apresentam-se como uma ferramenta extremamente importante para o setor metalúrgico. A esse respeito, Aguiar (2017)¹ declara:

Falar sobre a importância da simulação computacional e a quão avançada a tecnologia está nesta área tem sido o objetivo dos temas abordados nesta coluna. No entanto, a evolução da mesma no meio do tratamento térmico é ainda um território pouco explorado pela indústria do setor metalúrgico e também raramente difundido pelas universidades brasileiras. A pergunta que os empresários dessas se fazem é: qual a razão de se empregar uma ferramenta de simulação? A resposta se resume à redução de custos de produção, deixando então de enxergar o software como um gasto e tornando-o um investimento em sua empresa.

¹ AGUIAR, R. Redução de custos via simulação do TT. Disponível em < <http://revistaih.com.br/reducao-de-custos-via-simulacao-do-tt/> >. Acesso em: 01 nov. 2017

Dentre as inúmeras vantagens, o autor sugere que:

Através da simulação, operações de tentativa e erro, práticas comuns na indústria, poderiam ter a sua frequência de realização reduzida devido ao direcionamento dado pelos resultados simulados. Além do mais, através das informações disponibilizadas, decisões que acarretam em minimização de custos poderiam ser tomadas de forma mais confiável e assertiva. Essas reduções podem estar baseadas, por exemplo, na redução de energia dos fornos, na implementação de ações corretivas, nas distorções, nas tensões envolvidas ou na otimização do tempo de processo e dos meios de resfriamento (AGUIAR, 2017).

Esta proposta é estudada neste trabalho através de uma abordagem baseada na técnica de simulação computacional para otimização dos processos de tratamento térmico da liga AA2024 juntamente com outra proposta referente ao controle das propriedades obtidas com os tratamentos térmicos da liga em questão de modo que esse controle seja simples, rápido e de baixo custo.

2.5 Redes Neurais Artificiais

2.5.1 Introdução

A resolução de problemas por meio de métodos analíticos muitas vezes é uma tarefa difícil, ou até mesmo impossível de ser obtida. O uso de técnicas de otimização possibilita investigar fenômenos/comportamentos onde a função objetivo e suas respectivas restrições são não lineares ou descontínuas. Já técnicas de identificação de parâmetros, promovem uma identificação em tempo real dos parâmetros desconhecidos do problema e tentam relacionar as informações dadas como entradas com as informações fornecidas na saída. Então, a motivação para o desenvolvimento deste trabalho é o estudo da técnica que possibilita encontrar de maneira rápida os parâmetros dos tratamentos térmicos que resultem nos valores de durezas desejados. Técnicas de identificação de parâmetros, como Redes Neurais Artificiais (RNA) podem ser utilizadas para determinar os parâmetros desconhecidos do problema. Técnicas de otimização procuram minimizar ou maximizar uma determinada função com o propósito de encontrar a melhor solução dentro de um conjunto de possíveis soluções.

2.5.2 O Neurônio Artificial e seu Modelamento Matemático

Basicamente, todos os tipos de redes neurais artificiais apresentam a mesma unidade de processamento: um neurônio artificial, que simula o comportamento do neurônio biológico.

As RNA's são formadas por unidades menores chamadas neurônios que estão conectados uns aos outros através de sinapses. Um neurônio típico, como pode ser visualizado na Figura 2.14, é composto por um corpo celular (ou soma), um axônio e várias ramificações conhecidas como dendritos. Os dendritos são os terminais de entrada do neurônio e o axônio é um longo terminal de saída responsável pela transmissão de informações. O núcleo que guarda toda a informação genética e está presente no corpo celular (soma). A comunicação entre neurônios é feita por meio de sinapses, ou seja, a comunicação é feita na região de contato entre dois neurônios por meio da transmissão de impulsos nervosos entre eles. Neste contexto, as RNA's são técnicas computacionais que apresentam um modelo matemático para representar o cérebro humano e tentar simular o seu processo de aprendizagem. O neurônio artificial representa um modelo simplificado do neurônio biológico.

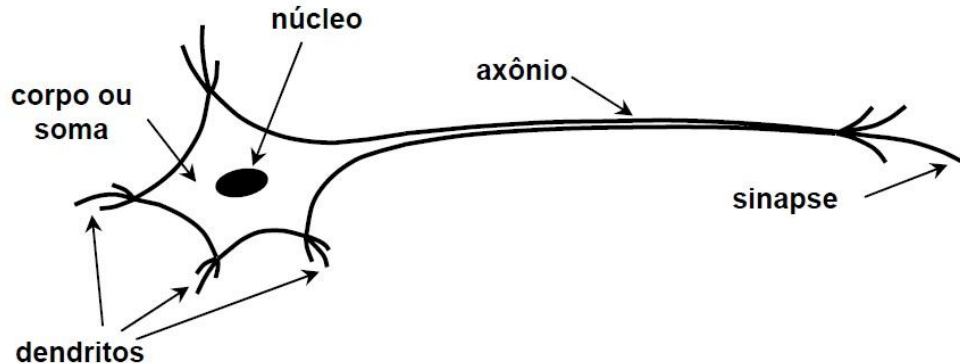


Figura 2.14 - Representação do neurônio biológico
Fonte: Adaptado de (Cartwright, 1995).

A modelagem matemática do neurônio surgiu a partir da ideia de representação do mesmo como um grafo direcionado (HAYKIN, 1999), onde os dendritos são as m entradas e o axônio a única saída.

Um neurônio artificial possui várias entradas, que correspondem às conexões sinápticas com outras unidades similares a ele, e uma saída, cujo valor depende diretamente da somatória ponderada de todas as saídas dos outros neurônios a esse conectado.

Um modelo de neurônio artificial é mostrado na Figura 2.15. Seu princípio de funcionamento é simples. O neurônio artificial representa um modelo simplificado do

neurônio biológico. Conforme pode ser visualizado na referida figura, x_1 a x_n representam os n terminais de entrada (dendritos), y_1 a y_m , os m terminais de saída, w_{1j} a w_{nj} são as ponderações nas entradas representando as sinapses entre os neurônios, e a função de ativação (*threshold function*) representa a função na saída do neurônio (ativação ou inibição do neurônio). Cada sinal de entrada é multiplicado por um peso indicando a influência destes sinais na saída do neurônio. Então, uma soma ponderada é feita, produzindo um nível de atividade, se este nível exceder um dado limite (*threshold*), a informação é passada para outros neurônios. Neste caso, o neurônio está ativo.

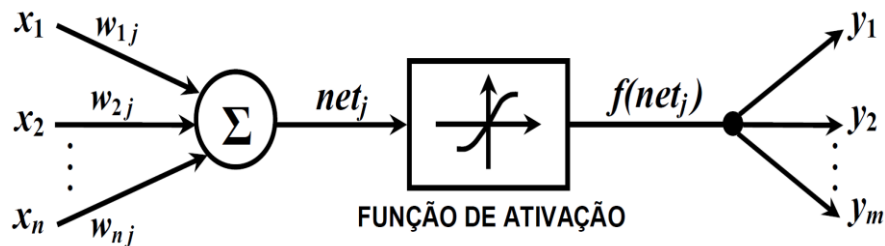


Figura 2.15 - Estrutura de um neurônio artificial
 Fonte: Adaptado de (Chong & Zak, 2001).

A Figura 2.16 apresenta a simbologia para o neurônio mostrado na Figura 2.14.

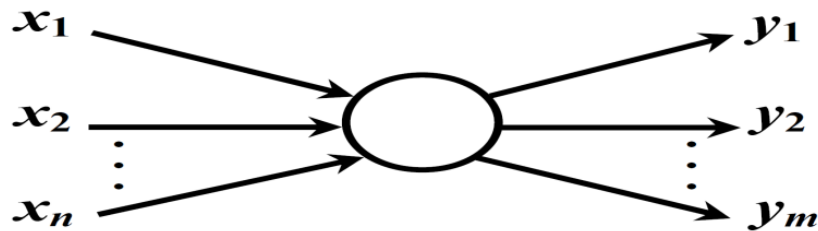


Figura 2.16 - Simbologia para o neurônio artificial
 Fonte: Adaptado de (Chong & Zak, 2001).

Conforme pode ser visualizado pela Figura 2.15, o somatório de todas as entradas do neurônio j multiplicadas pelos seus respectivos pesos é dado pela equação (2.1):

$$net_j = \sum_{i=1}^n x_i w_{ij} \quad (2.1)$$

Sendo que w_{ij} representa o peso da sinapse do neurônio i para o neurônio j . O valor resultante do somatório representa o net do neurônio j e este valor é aplicado na entrada da função de ativação.

Uma Rede Neural Artificial (RNA) é formada pelos neurônios interconectados cujas entradas ou são obtidas das saídas de outros neurônios ou de nós de entrada. Diferentes configurações do neurônio artificial podem ser feitas para desenvolver diferentes configurações ou topologias das redes (RAO *et al.*, 2005 apud LOPES, 2007). As topologias de redes podem ser definidas pelo número de camadas, quantidade de neurônios nas camadas e pelo tipo de conexão entre os neurônios. Dentre as configurações existentes, a RNA pode ser do tipo *feedforward* (direta) ou do tipo *feedback* (recorrente). Nas redes neurais do tipo *feedforward*, os neurônios são interconectados em camadas, mas o fluxo de dados ocorre em apenas uma direção, ou seja, não há a realimentação (CHONG & ZAK, 2001 apud LOPES, 2007). Nas redes neurais do tipo *feedback*, há pelo menos um ciclo de realimentação, ou seja, um neurônio recebe a informação tanto de neurônios da camada anterior quanto de uma camada posterior.

A primeira camada na rede é denominada camada de entrada (*input layers*), a última camada é denominada camada de saída (*output layers*) e as camadas existentes entre estas duas camadas, são as camadas intermediárias ou ocultas (*hidden layers*).

Problemas mais complexos podem ser implementados devido ao uso das camadas intermediárias, porém o aprendizado da RNA se torna mais difícil. A Figura 2.17 ilustra uma rede neural do tipo *feedforward* com três neurônios na camada de entrada, duas camadas intermediárias e dois neurônios na camada de saída.

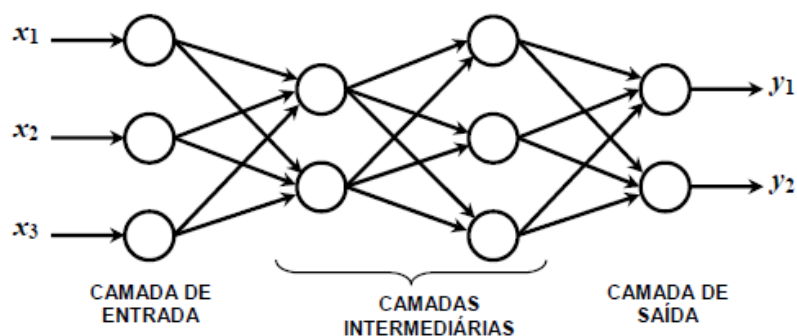


Figura 2.17 - Rede neural do tipo *feedforward*
Fonte: Adaptado de (Freeman & Skapura, 1991)

2.5.3 Treinamento de uma Rede Neural Artificial

O aprendizado pode ser definido como a adaptação do conhecimento da rede à medida que os exemplos são apresentados a ela. O conhecimento da rede por sua vez são os pesos sinápticos de cada entrada que são modificados e usados no cálculo da saída. Os pesos

sinápticos seriam, na comparação com o neurônio biológico, a força ou consistência da sinapse no dendrito que é modificada a partir dos estímulos externos de forma a modelar o comportamento do neurônio.

Existe uma grande variedade de algoritmos de aprendizado propostos na literatura, que basicamente diferem uns dos outros pela maneira como os pesos (ou bias) dos neurônios são ajustados, nisto consiste o que é chamado treinamento da rede. Cada um deles advém de uma linha de pesquisa diferente visando o melhor desempenho na solução de um tipo específico de problema.

Esses algoritmos podem ser basicamente classificados segundo:

a) **a estratégia de treinamento:** em supervisionados ou não supervisionados.

O **aprendizado supervisionado** utiliza um conjunto de entradas e saídas esperadas, denominado massa de treino. Os parâmetros da rede neural são ajustados pelo coeficiente de erro, calculado pela diferença entre a saída gerada pelo processamento das entradas e a saída esperada. Assim, iterativamente, a rede neural processa as entradas e compara a saída obtida com a esperada, ajustando os pesos até que o treinamento da rede seja interrompido. O principal representante do aprendizado supervisionado é o algoritmo de treinamento baseado em erros, ou *delta-rule*, que é uma das bases do algoritmo *Backpropagation* e é o algoritmo de treinamento usado nas redes neurais tipo MLP (*Multi Layer Perceptron*).

No **aprendizado não supervisionado**, a informação de saída esperada, se existir, não é usada para o ajuste de pesos por um módulo supervisor, sendo necessário o uso de outros métodos para direcionar o treinamento das redes neurais. Em geral, esses métodos empregam o uso de métricas estatísticas obtidas sobre o ambiente de aplicação do problema. Esse tipo de treinamento é muito utilizado em redes auto organizáveis e em algumas redes temporais. Alguns algoritmos de aprendizado não supervisionados são o Hebbiano (mais antiga e famosa de todas as regras de aprendizado) e o Competitivo, muitas vezes chamado *winner-takes-all*.

b) **a forma de treinamento: em incremental** (on-line ou por padrão), quando o conhecimento ou pesos da rede se ajustam após a apresentação de cada padrão de entrada (estímulo) ou **por lote** (ciclo, *batch* ou *epoch*) em que é feita a média aritmética de todos os erros, ajustando os pesos da rede após todos os exemplos de treinamento terem sido apresentados, ou seja, ao final de cada ciclo;

c) **a forma de operação:** em unidirecional (os sinais internos se propagam apenas no sentido da saída - *feedforward*) e recorrente (quando há realimentação - *recurrent*).

O algoritmo de aprendizagem usado para treinar a rede está diretamente ligado com disposições ou arquitetura de uma rede neural e podem ser de diversas formas, conforme a necessidade da aplicação.

O treinamento é um processo iterativo de ajuste dos pesos de uma RNA (Rede Neural Artificial). Uma RNA aprende quando uma solução generalizada para uma classe de problemas é alcançada, ou seja, até que uma dada entrada conduza a um valor de saída especificado (*target output*). A Figura 2.18 mostra como é feito o processo de treinamento e aprendizagem.

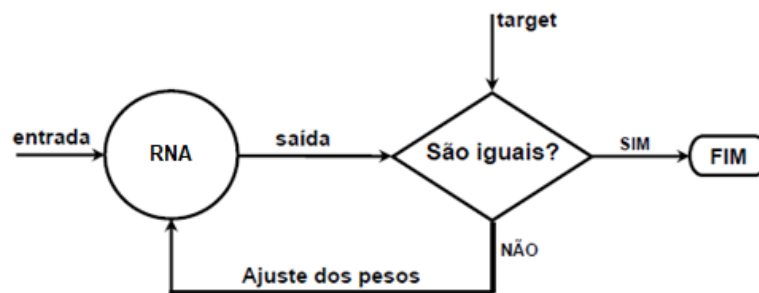


Figura 2.18 - Processo de treinamento de uma RNA
Fonte: Adaptado de (*Neural Network Toolbox* do Matlab®)

Após o treinamento, a RNA aprende como deve proceder para outros dados de entrada no domínio do problema. Existem diversos algoritmos de treinamento ou aprendizado que diferem entre si principalmente pelo modo como os pesos são modificados. Quando um agente externo é utilizado para indicar à rede uma solução aceitável do problema, o aprendizado é dito ser supervisionado. Neste tipo de treinamento, tanto o vetor de entrada quanto o de saída é conhecido no problema. A ausência do agente externo conduz a um aprendizado não supervisionado. No treinamento em modo incremental, a correção dos pesos é feita cada vez que uma entrada é apresentada à rede. Já no treinamento em modo *batch*, os pesos são corrigidos somente depois que todas as entradas são apresentadas (*Neural Network Toolbox* do Matlab®).

Uma rede neural *backpropagation* (BPN) usa a topologia *feedforward* e o algoritmo de aprendizado *backpropagation*. O algoritmo *backpropagation* realiza um aprendizado supervisionado onde as saídas desejadas são dadas como parte do vetor de treinamento. Na fase de treinamento, este algoritmo, opera em uma sequência de dois passos. Primeiro, um sinal é apresentado à camada de entrada da rede e este sinal é propagado através da rede até que uma resposta seja produzida pela camada de saída. No segundo passo começa a fase de adaptação da rede onde a saída obtida pela rede é comparada à saída desejada para o sinal de

entrada, produzindo um erro. Por fim, o erro é retro propagado através da rede para o ajuste dos pesos entre as camadas para produzir a saída correta (BIGUS, 1996).

2.5.4 Arquitetura das Redes Neurais Artificiais

A arquitetura de uma rede neural pode ser classificada quanto aos parâmetros apresentados a seguir. A variação destes parâmetros influencia no tipo de aprendizado (algoritmo) e também nos tipos de problemas que a rede neural pode resolver.

a) **Número de camadas:** de uma única camada ou múltiplas.

Cada camada é formada por um número de neurônios em paralelo, possuindo um número de entradas qualquer e um número de saídas igual à quantidade de neurônios. No caso de múltiplas camadas, as saídas dos neurônios são usadas como entrada da próxima.

b) **Tipo de conectividade entre os neurônios:** define se a rede é cíclica ou acíclica. Se uma rede acíclica possui a propriedade chamada *feedforward* significa que a informação é sempre passada pelas camadas em direção à camada de saída. As redes do tipo *Single Layer Perceptron* e as *Multi Layer Perceptron (MLP)* são do tipo *feedforward*.

A rede cíclica, ou recorrente, possui realimentação (*feedback*) entre as camadas, sendo muito usada para problemas de previsão do tempo. A realimentação pode ocorrer entre duas camadas ocultas, entre a camada de saída e a de entrada, entre a camada de saída e uma oculta ou entre uma camada oculta e a entrada.

2.5.5 Multi Layer Perceptron (MLP)

O *Multi Layer Perceptron (MLP)* pode ser descrito como uma rede neural com múltiplas camadas, acíclica e completamente conectada, sendo uma das arquiteturas mais utilizadas em problemas de reconhecimento de padrões.

2.5.6 Treinamento usando *Backpropagation*

O processo de aprendizado da MLP é o algoritmo *Backpropagation*, baseado no aprendizado por correção de erros (*delta-rule*). Basicamente este algoritmo consiste em duas etapas de processamento para cada iteração de treinamento: o processamento para frente e o processamento para trás. O primeiro é equivalente ao *feedforward*, o fluxo do processamento parte das unidades na camada de entrada em direção às unidades na camada de saída. Nesta etapa, os pesos sinápticos permanecem inalterados.

A saída obtida (*output*) é comparada com a saída desejada (*target*) gerando um sinal de erro para cada elemento de saída igual a (*target - output*). O sinal de erro é então retropropagado da camada de saída para cada elemento da camada intermediária anterior que contribui diretamente para a formação da saída, iniciando assim a segunda etapa do treinamento, ou seja, o processamento para trás.

Entretanto, cada elemento da camada intermediária recebe apenas uma porção do sinal de erro total, proporcional apenas à contribuição relativa de cada elemento na formação da saída original. Este processo se repete, camada por camada, até que cada elemento da rede receba um sinal de erro que descreva sua contribuição relativa para o erro total. Com base no sinal de erro recebido, os pesos sinápticos são então atualizados (de acordo com a regra de correção de erro) para cada elemento de modo a fazer a rede convergir para o valor de saída desejado. A Figura 2.19 mostra a ilustração do algoritmo *Backpropagation*.

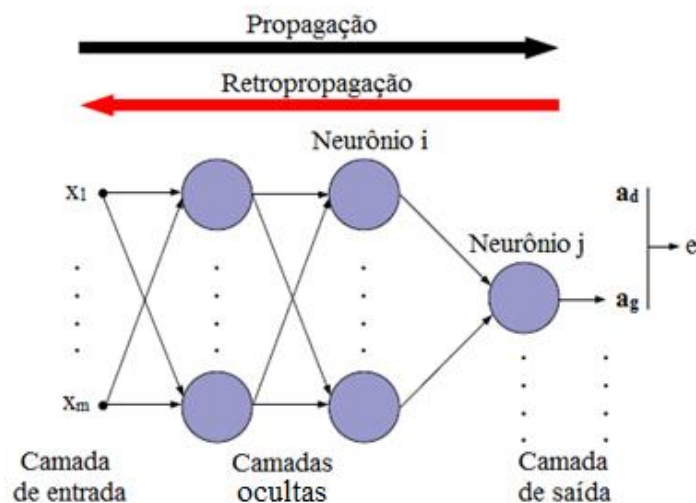


Figura 2.19 - Ilustração do algoritmo *Backpropagation* e as saídas geradas e desejadas (a_g e a_d)
 Fonte: Adaptado de (Sha, 2007)

2.5.7 Eficiência do Treinamento da RNA

É na fase de treinamento que a rede neural aprende o problema e tenta resolvê-lo auto ajustando seus parâmetros internos. Uma vez que a rede tenha aprendido, isto é, ela tenha chegado a uma condição de erro considerada satisfatória, seus parâmetros são congelados e ela, a partir de então, está pronta para ser usada com dados da situação corrente. Entretanto, o treinamento de uma MLP não garante que a rede irá aprender corretamente a resolver o problema, sendo necessários alguns cuidados para elevar a eficiência do algoritmo. Serão apresentadas a seguir algumas estratégias que poderão auxiliar a construção de soluções usando MLP.

1. O conjunto de dados disponíveis deve ser equilibrado

Dependendo da quantidade de exemplos disponíveis, deve-se usar de 50% a 70% dessa massa somente para treino e o restante somente para testes. No caso de se usar validação, como neste trabalho, o recomendável é que se use 50% da massa total de dados para treino, 30% para testes e 20% para validação;

2. Número de Camadas Ocultas

A utilização de um grande número de camadas ocultas não é recomendada. Cada vez que o erro médio durante o treinamento é utilizado para atualizar os pesos das sinapses da camada imediatamente anterior, ele se torna menos útil ou preciso. Testes empíricos com a rede neural MLP backpropagation não demonstram vantagem significativa no uso de duas camadas ocultas ao invés de uma para problemas menores. Por isso, para a grande maioria dos problemas utiliza-se apenas uma camada oculta quando muito duas e não mais que isso;

3. Número de Neurônios na Camada Oculta

Com relação ao número de neurônios nas camadas ocultas, este é geralmente definido empiricamente. Deve-se ter cuidado para não utilizar nem unidades demais, o que pode levar a rede a memorizar os dados de treinamento (*overfitting*), ao invés de extrair as características gerais que permitirão a generalização, nem um número muito pequeno, que pode forçar a rede a gastar tempo em excesso tentando encontrar uma representação ótima e a impossibilidade do aprendizado do problema, causando ausência de convergência da curva de erros (*underfitting*). Devido a estas dificuldades é recomendado manter o número de neurônios ocultos baixo, mas não tão baixo quanto o estritamente necessário, treinando várias redes com diferentes números de neurônios na camada oculta.

4. Taxa de Aprendizado

É um valor positivo que regula a intensidade com que as atualizações dos parâmetros (pesos) serão efetuadas. O parâmetro taxa de aprendizado tem grande influência durante o processo de treinamento da rede neural. Uma taxa de aprendizado muito baixa torna o aprendizado da rede muito lento, ao passo que uma taxa de aprendizado muito alta provoca oscilações no treinamento e impede a convergência do processo de aprendizado. Geralmente seu valor varia de 0.1 a 1.0. Em algumas implementações ela pode ser adaptativa e controlada pela própria rede.

5. Critérios de Parada do Treinamento

Existem vários métodos para a determinação do momento em que o treinamento de uma rede neural deve ser encerrado. Uma boa determinação destes critérios é fundamental para um bom treinamento e conseqüentemente uma boa generalização. Os critérios de parada mais utilizados são:

5.1. Número de ciclos (épocas)

Define o número de ciclos de treinamento, ou seja, o número de vezes em que o conjunto de treinamento é apresentado à rede. Um número excessivo de ciclos pode levar a rede à perda do poder de generalização (*overfitting*). Por outro lado, com um pequeno número de ciclos a rede pode não chegar ao seu melhor desempenho (*underfitting*). Portanto o número de épocas deve ser balanceado para que a rede treine rapidamente e ainda assim atinja a melhor performance possível.

5.2. Erro

Consiste em encerrar o treinamento após o erro médio quadrático ficar abaixo de um valor pré-definido. Vale lembrar que um erro médio quadrático muito pequeno não implica necessariamente numa boa generalização (bom desempenho com dados não vistos anteriormente) e sim que ela pode ter decorado a massa de treino, indicando *overfitting*. Este valor depende muito do problema. Uma sugestão é estabelecer um valor de 0.01 no primeiro treinamento e depois ajustá-lo em função do resultado.

5.3. Combinação dos Métodos Anteriores

Também se pode estipular como método de parada uma combinação dos métodos citados acima. Desta forma, o treinamento é encerrado quando qualquer um dos critérios acima é atendido.

5.4. Validação (*Best Model*)

A validação é um método em que se testa a rede a cada ciclo de treinamento, sendo usada preferencialmente em treinos por lotes. Depois de ajustados os pesos, a arquitetura da rede é fixada e a massa de dados de validação é passada por ela, testando sua performance. Nesta técnica de parada pela validação, o treinamento é interrompido a cada x ciclos e é realizada uma estimativa de erro da rede sobre o conjunto de dados de validação. A partir do momento em que o erro médio quadrático medido no conjunto de validação apresentar crescimento, o treinamento é encerrado. O que se deseja com esta técnica é descobrir o momento exato em que a rede começa a perder generalização.

O Anexo 01, no final deste trabalho, apresenta informações complementares a respeito das Redes Neurais Artificiais.

2.5.8 Revisão da Literatura sobre Redes Neurais Artificiais

Segundo Atik, Meric e Karlik (2004), a determinação das condições de endurecimento por precipitação que propicia os valores mais satisfatórios de resistência de uma liga requer numerosos testes, os quais são demorados e de alto custo. Entretanto, com a utilização do método das Redes Neurais Artificiais, os resultados podem ser obtidos em um tempo muito menor e a um custo menor com menos dados. E concluíram que as redes neurais são capazes de determinar a dureza da liga AA2024 envelhecida em diferentes temperaturas. O programa de teste por redes neurais faz esses cálculos em milésimos de segundo.

Segundo Shercliff *et al.* (2005), modelos de processo simples foram aplicados para prever alterações microestruturais devido ao ciclo térmico imposto na soldagem por fricção. Um modelo de amolecimento desenvolvido para ligas de alumínio termicamente tratáveis da série 6000 foi aplicado à liga aeroespacial AA2014 na condição de pico de envelhecimento (T6). Verificou-se que o modelo não é facilmente aplicável à liga AA2024 envelhecida naturalmente (T3), mas o comportamento de amaciamento pode ainda ser descrito semi empiricamente. Ambos os modelos térmicos analíticos e numéricos (elementos finitos) são usados para prever as histórias térmicas em soldas de ensaio. Estes são acoplados ao modelo microestrutural para investigar: (a) o perfil de dureza através da placa soldada; (B) amaciamento da liga à frente da ferramenta de solda que se aproxima. Ao incorporar o modelo de amolecimento aplicado à liga AA6082-T6, o perfil de dureza de soldas por fricção em ligas dissimilares também é previsto.

No trabalho de Bajimaya *et al.* (2007) afirmam que o uso de RNA nos processos de tratamentos térmicos das ligas de alumínio reduzirá os tempos dos experimentos reais e destina-se a eliminar o tempo gasto com esses experimentos que devem ser realizados antes dos processos de produção reais. Os resultados experimentais foram treinados em um programa de RNAs e os resultados foram comparados com os valores experimentais. Observaram que os resultados experimentais coincidiram com os resultados das RNAs.

Segundo Lopez (2007), o *perceptron* multicamadas é um importante modelo de rede neural, e grande parte da literatura no campo é referida a esse modelo. O perceptron multicamada tem uma vasta gama de aplicações, mas duas das principais tarefas de aprendizagem para essa rede neural são a regressão de função e o reconhecimento de padrões. Ambos os problemas podem ser formulados como problemas de modelagem de dados.

Lopez *et al.* (2008) em seu trabalho aplicaram redes neurais para encontrar a energia de ativação e modelagem da taxa de dissolução de precipitados no endurecimento em ligas de

alumínio utilizando análise inversa. Foi aplicada uma classe de *perceptron* multicamada estendida com parâmetros independentes para esse propósito às ligas de alumínio AA7449-T79, AA2198-T8 e AA6005A-T6. Eles concluíram que as redes neurais foram usadas com sucesso para encontrar a energia de ativação efetiva e modelar a taxa de dissolução de precipitados no endurecimento de diferentes ligas de alumínio.

Hassan *et al.* (2008) em seu trabalho estudaram o potencial uso da rede neural na previsão de algumas propriedades físicas e dureza dos compósitos de alumínio-cobre / carboneto de silício sinterizados pelo método de compactação e concluíram que o erro absoluto máximo para os valores previstos não excedeu 5,99%. Portanto, usando as saídas da RNA, satisfatoriamente os resultados poderiam ser estimados em vez de medidos e, portanto, reduzindo o tempo de teste e o custo.

Ozerdem e Kolukisa (2009) empregaram a rede neural artificial para prever as propriedades mecânicas de ligas fundidas de Cu-Sn-Pb-Zn-Ni. Nessa rede neural artificial (RNA) foi utilizada a arquitetura de *perceptron* multicamada (MLP) com o algoritmo de retro-propagação. Eles concluíram que a rede neural foi bem sucedida para a predição da resistência à elasticidade, resistência à tração e alongamento de ligas Cu-Sn-Pb-Zn-Ni.

Rajabi *et al.* (2012) estudaram a modelagem do tratamento térmico T6 da liga Al-0,5%Mg-7%Si por Rede Neural Artificial. Eles afirmaram que as RNA são ferramentas de modelagem matemática que têm sido usadas no campo de previsão e predição em aplicações de engenharia. Neste estudo, foi aplicada a Rede neural *feed-forward* com o algoritmo de aprendizagem de retro-propagação (BP). A temperatura e o envelhecimento artificial bem como a temperatura e o tempo do tratamento de solubilização foram definidos como parâmetros da RNA. A camada de saída do modelo RNA consistiu da dureza. A investigação mostrou que os melhores resultados foram obtidos quando a rede tinha uma camada oculta com 10 neurônios em comparação à camada com 5 neurônios. Eles concluíram que este modelo pode prever a dureza dentro de um erro médio de 1% a partir dos valores experimentais. Concluíram também que o modelo de RNA simulado parece possuir uma vantagem sobre modelos existentes, como o seno hiperbólico e tem um grande potencial para ser empregado em indústrias.

Meyveci *et al.* (2012) utilizaram Rede Neural Artificial (RNA) para estudar o efeito do tratamento térmico de envelhecimento sobre as ligas de alumínio AA 2024 e AA 6063. Essas ligas foram solubilizadas a duas temperaturas diferentes (490°C e 520°C). Em seguida, ambas as amostras foram resfriadas até à temperatura ambiente. Após este processo, as amostras foram envelhecidas a três temperaturas diferentes (140, 180 e 220°C) durante dez

diferentes períodos de tempo (2, 4, 6, 8, 10, 12, 14, 16, 18 e 20 h). Os resultados experimentais foram treinados em um programa de RNA e os resultados foram comparados com valores experimentais. Observou-se que os resultados experimentais coincidiram com os resultados das RNA.

Mendikoa *et al.* (2013) em seu trabalho estudaram a otimização dos processos de tratamentos térmicos em termos tanto de propriedades mecânicas quanto de economia de energia. Eles afirmam que para otimizar o projeto do processo de tratamento térmico mantendo as propriedades mecânicas resultantes das peças, alguns modelos matemáticos foram testados para relacionar os diferentes conjuntos de parâmetros envolvidos. Se um modelo analítico for considerado, a física envolvida não é aplicável devido à complexidade do problema, um modelo empírico exigiria uma enorme base de dados históricos que permitissem correlações entre os parâmetros envolvidos. Os parâmetros considerados no processo de tratamento térmico são os seguintes: data / hora, carga do material, tipo de material, tratamento térmico a ser realizado, curva de temperatura x tempo para um processo simplificado definido pela temperatura inicial, temperatura máxima, tempo na temperatura máxima e velocidade de aquecimento / resfriamento. Afirmam também que as propriedades mecânicas resultantes nas peças após os processos de tratamento térmico e os testes de qualidade ficam guardados na documentação da empresa. As propriedades mecânicas normalmente consideradas são: tensão de escoamento, de ruptura, resiliência e dureza. Este processo melhorado é estudado neste trabalho através de uma abordagem baseada no conhecimento do processo, na otimização e na simulação de multivariadas técnicas para otimização de processos.

Zahran (2015) afirmou em seu trabalho que modelos matemáticos convencionais utilizados para calcular analiticamente as propriedades das ligas de alumínio tratadas termicamente são muitas vezes complexos. Ele utilizou um modelo de rede neural para prever as correlações entre a dureza e certos elementos das ligas de alumínio. Uma rede neural de retro-propagação foi treinada com o conjunto completo de dados. Uma arquitetura ótima foi conseguida através de vários testes. O modelo de RNA previu a dureza das ligas de alumínio de forma eficiente.

Em pesquisas científicas, o uso de técnicas de modelação em computador é bastante extenso. As redes neurais artificiais já estão bem estabelecidas e proeminentes na literatura, principalmente quando envolvem abordagens com base computacional. A comunidade de pesquisa em ciência dos materiais e engenharia tem tirado vantagem da utilização de redes neurais artificiais em novos desenvolvimentos nessas áreas, principalmente em aplicações

emergentes e com certo grau de sofisticação (SHA E EDWARDS, 2007). Além disso, outro propósito de grande valor da utilização das RNA é a otimização do processo de tratamento térmico de ligas de alumínio (no caso a liga AA2024) e tem um grande potencial para ser empregado em indústrias. Os estudos realizados concluíram que a RNA foi usada com sucesso para a previsão da dureza em função das variáveis dos tratamentos térmicos de envelhecimento das ligas de alumínio.

2.6 Condutividade Elétrica em Ligas de Alumínio

2.6.1 Introdução

O ensaio por correntes parasitas ou correntes de *Foucault* é uma das técnicas utilizadas para medidas de condutividade elétrica e tem sido amplamente utilizado em indústrias aeronáuticas, petroquímica e outras por ser um ensaio não destrutivo, barato e de fácil execução, pois pode dar resultados imediatos, utiliza equipamentos portáteis e rápida preparação da peça a ser analisada. Esta técnica é utilizada também para detecção de fissuras (trincas) superficiais, danos sub-superficiais e para monitoramento de tratamento térmico de ligas metálicas (RAO, 2011; GRIMBERG, 2011).

2.6.2 Ensaio de Condutividade Elétrica por Correntes Parasitas

A medida de condutividade elétrica por correntes parasitas funciona com base nos princípios da indução eletromagnética. Nesta técnica, uma bobina (também chamada sonda ou sensor) é excitada com uma corrente alternada. Segundo a lei de Ampère, esta corrente gera o campo magnético preliminar na vizinhança da bobina. Quando um material eletricamente condutor é trazido perto desta bobina, correntes parasitas são induzidas no material e estas geram um campo magnético secundário, mas na direção oposta ao campo magnético primário. A interação entre os campos magnéticos muda a impedância da bobina. A presença de trincas, vazios, inclusões, átomos de impureza e tensões localizadas alteram a condutividade elétrica causando distorção das correntes parasitas e assim alteram a impedância da bobina (CATTANI e VANNUCCI 2014; RAO, 2011). Uma representação da geração de correntes parasitas em um material condutor é apresentada na Figura 2.20.

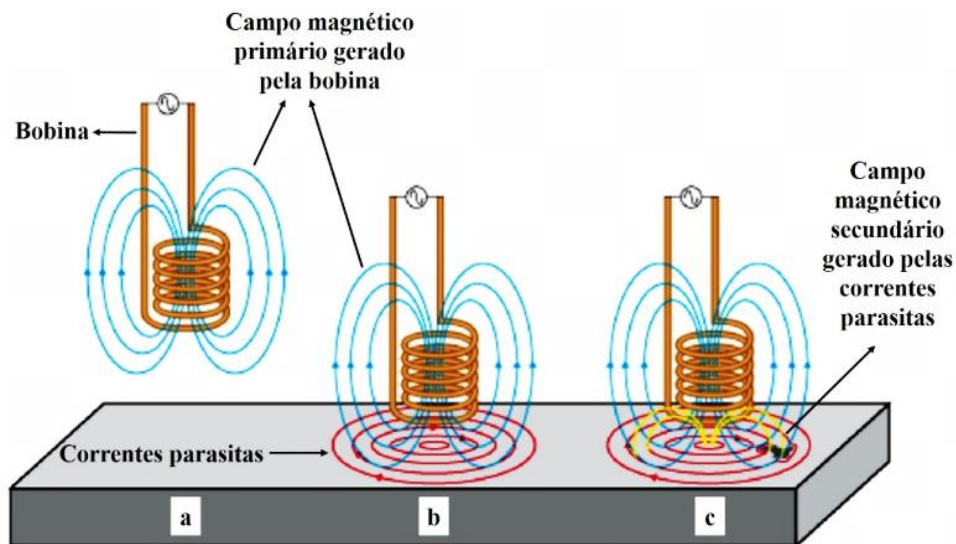


Figura 2.20 - Formação das correntes parasitas.

(a) campo magnético gerado na sonda; (b) correntes parasitas são formadas no material; (c) campo magnético secundário gerado pelas correntes parasitas.

Fonte: Adaptado de (Cattani e Vannucci, 2014).

A norma ASTM B 224 estabelece o cobre eletrolítico, 99,9 % de pureza (variando entre 0,02 e 0,7), recozido, com 1g de massa e 1 m de comprimento a 20°C como referência para as medidas de condutividade elétrica. Nestas condições ele tem uma resistência de 0,15328 (ohms) e a condutividade é considerada 100%.

Na inspeção por correntes de Foucault, frequentemente faz-se uso da medição com base no Padrão Internacional de Cobre Recozido (*International Annealed Copper Standard – IACS*). Neste sistema, a condutividade do cobre puro recozido é classificada como 100%, e as condutividades de outros metais e ligas metálicas são expressas como uma percentagem deste padrão. Assim, a condutividade do alumínio puro, por exemplo, é 61% IACS, ou seja, 61% da condutividade do cobre puro (ASM Handbook, 1989).

As ligas de alumínio são amplamente utilizadas na indústria aeronáutica onde os critérios de segurança são muito importantes e medidas de condutividade elétrica são frequentemente utilizadas para determinar a cinética de envelhecimento destas ligas de maneira não destrutiva (M. ROSEN, E. HOROWITZ, *et al.* 1982), (TURNBULL, ROSENBAUM e TREAFTIS 1960).

A relação entre a variação da condutividade e o envelhecimento é complexa e envolve diversas contribuições incluindo (PANSERI e FEDERIGHI 1960):

- (1) O número de vacâncias provenientes do processo de têmpera;
- (2) Átomos de soluto presentes na matriz;
- (3) As zonas de Guinier-Preston;
- (4) As fronteiras das fases.

Todos estes fatores quando presentes agem de maneira a diminuir a condutividade elétrica. No início do envelhecimento dois mecanismos competem, há um decréscimo no número de vacâncias provenientes do processo de têmpera e dos átomos de soluto devido à formação de clusters de solutos tendendo a aumentar a condutividade e simultaneamente há um aumento de novos precipitados que tenderá a diminuir a condutividade. Os fenômenos que tendem a diminuir esta condutividade são predominantes e a condutividade elétrica diminui. Com o tempo o volume médio dos precipitados aumenta, suas áreas relativas (área/volume) diminuem, causando uma diminuição dos átomos de soluto na matriz. O resultado é um significativo aumento da condutividade. (M. ROSEN, E. HOROWITZ, *et al.* 1982) (PANSERI e FEDERIGHI 1960).

Rosen, *et al.* (1982) avaliou o comportamento da condutividade elétrica das ligas de Al da família 2024 em diferentes condições de envelhecimento. Dois comportamentos distintos foram observados. Em suas amostras envelhecidas a baixas temperaturas (entre 21 e 50° C) Rosen *et al.* (1982) observaram um decaimento da condutividade para os tempos de envelhecimento iniciais. Este decaimento foi mais rápido e a taxas semelhantes para as temperaturas mais altas (190, 170 e 150 °C) e mais lento sucessivamente para as temperaturas isotermas a 50, 35 e 21 °C. Nas amostras envelhecidas a temperaturas mais altas (entre 170 e 190° C) os autores observaram um rápido decaimento inicial da condutividade, mas, um posterior aumento desta propriedade. A amostra envelhecida a 150 °C mostrou um comportamento inicial semelhante às amostras envelhecidas às temperaturas mais altas, mas, nos tempos observados não houve o mesmo aumento da condutividade.

A explicação desse comportamento se dá pelo fato de em condições favoráveis as zonas de GP (Zonas de Guinier-Preston). Esta nucleação é ativada pela temperatura, portanto com o aumento da temperatura sua taxa de nucleação aumenta. Estas zonas quando formadas acima de 100 °C não podem persistir e conseqüentemente nucleiam precipitados semi-coerentes. O decaimento inicial da condutividade é devido a estas zonas serem espalhadoras da movimentação de elétrons e a “purificação” da matriz não é suficiente para compensar este decaimento de condutividade. Um mínimo na curva é atingido a partir do alcance de um tamanho crítico de precipitado. O aumento da condutividade em envelhecimentos acima de 150 °C pode ser explicado em termos da “purificação” e apesar dos átomos de soluto agirem como espalhadores de elétrons, o aumento dos precipitados minimiza este efeito.

2.6.3 Trabalhos da Literatura sobre Condutividade Elétrica

A medida de condutividade elétrica por correntes parasitas tem sido utilizada, já há algum tempo, para acompanhar os tratamentos térmicos de envelhecimento em ligas de alumínio (ROSEN *et al.*, 1982; SALAZAR-GUAPURICHE, 2006; ABBASIAN *et al.*, 2015; PRABHU, 2016).

A influência da cinética de precipitação durante o envelhecimento da liga de alumínio AA2024 na condutividade elétrica (medida por correntes de Foucault) e na dureza foi investigada por Rosen e colaboradores (1989). Eles utilizaram temperaturas de envelhecimento entre a temperatura ambiente e 190°C e foram realizadas medições em amostras não deformadas e deformadas plasticamente (3% de deformação permanente). Os seus resultados mostraram que uma determinada propriedade mecânica, tal como dureza, pode ser associada com uma ampla variedade de valores de condutividade na condição de envelhecimento final. Segundo os autores estas diferentes condutividades é um reflexo das diferenças na microestrutura do material. Eles concluíram que um único teste, tal como dureza ou condutividade elétrica, não determina por si só o estado do material.

Salazar-Guapuriche *et al.*, (2006) investigaram a resistência à tração, dureza e condutividade elétrica da liga de alumínio AA7010 em diferentes fases do tratamento térmico de envelhecimento com o objetivo de correlacionar a resistência com a dureza e com a condutividade elétrica de modo que a resistência da liga pudesse ser determinada de forma não destrutiva. A Figura. 2.21 mostra o perfil de envelhecimento da liga de alumínio AA7010, obtida pelos autores, onde a dureza e a condutividade elétrica variam progressivamente com o envelhecimento natural, com o envelhecimento artificial e com o superenvelhecimento. Embora a relação nas condições de envelhecimento natural e superenvelhecimento mostrem um comportamento quase linear, a relação geral entre a dureza e a condutividade elétrica não é linear. Logo, os autores concluíram que não é possível que qualquer uma destas variáveis seja prevista a partir de outra sem alguma informação adicional.

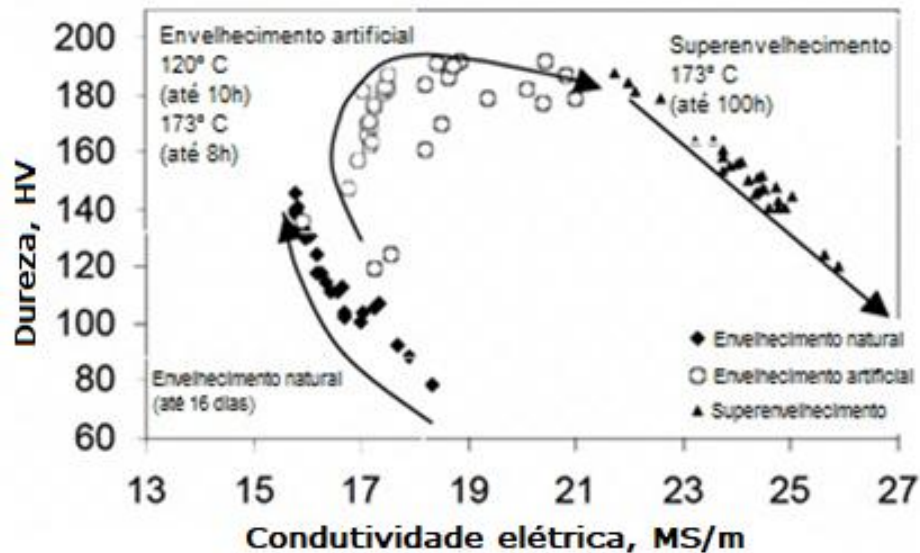


Figura 2.21 - Perfil de dureza e condutividade elétrica da liga de alumínio AA7010 em diferentes fases do tratamento térmico de envelhecimento.

Fonte: Adaptado de (Salazar-Guapuriche *et al.*, 2006).

Oppenheim *et al.* (2007) estudaram a influência da variação dos parâmetros de processamento térmico sobre as propriedades físicas e mecânicas das ligas de alumínio AA6061 e AA7249. Eles variaram as temperaturas de solubilização, meios de têmpera e condições de envelhecimento e avaliaram a influência da variação destes parâmetros na resistência à tração, na resistividade elétrica e na dureza da liga. Com os resultados obtidos os autores não encontraram uma correlação significativa entre a tensão de escoamento, a tensão máxima e a condutividade elétrica para as duas ligas estudadas.

Tariq *et al.* (2012) realizaram a caracterização das propriedades das ligas de alumínio da série 2xxx (AA2014, AA2024 e AA2219) através dos ensaios não destrutivos por correntes de Foucault e técnicas ultrassônicas. Eles propuseram estabelecer uma correlação entre dureza e microestruturas das ligas com a condutividade elétrica e parâmetros acústicos, com o intuito de prever a dureza (ou a resistência) de forma não destrutiva. As três ligas foram solubilizadas e envelhecidas a temperaturas específicas nos tempos de 1 a 16 h. Nas condições estudadas os autores encontraram uma boa relação (usando ajuste polinomial) entre a dureza e a condutividade elétrica para as respectivas ligas estudadas.

Gaosong *et al.* (2014) estudaram o efeito do tratamento térmico de homogeneização na microestrutura e condutividade elétrica da liga de alumínio AA7075 preparada por fundição eletromagnética de baixa frequência (LFEC) e por fundição direta convencional (DC). A liga foi submetida a homogeneização em uma única etapa a 465°C para diferentes tempos de encharque e homogeneização em três etapas. Os seus resultados mostraram que a amostra na condição bruta de solidificação apresenta a condutividade elétrica mais baixa e que a

condutividade das amostras aumenta com o prolongamento do tempo de homogeneização. Segundo o autor, durante a homogeneização, a fase eutética de não equilíbrio é dissolvida, e durante o resfriamento essa fase é precipitada na matriz, o que reduz a distorção da rede e melhora a condutividade das ligas.

Abbasian *et al.* (2015) investigaram a aplicabilidade do método não destrutivo de corrente de Foucault para avaliar o processo de envelhecimento da liga de alumínio AA7075. A liga foi solubilizada a 480°C por 1 hora, resfriada em água e envelhecida a 200, 170, 140, 110 e 80°C durante 8 h. As medidas de condutividade, por corrente de Foucault, foram realizadas na liga envelhecida. Os autores demonstraram que o método de correntes de Foucault é efetivamente capaz de separar amostras com diferentes graus de envelhecimento devido à mudança de condutividade elétrica durante o processo de envelhecimento.

Prabhu (2016) em seu estudo a respeito dos efeitos do tempo de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas de barras cilíndricas da liga de alumínio AA2219 com diferentes diâmetros (25, 50, 75 e 120 mm), também investigou a correlação entre a condutividade elétrica das barras cilíndricas com as propriedades mecânicas. Com os resultados obtidos o autor concluiu que existe uma relação quase linear entre os valores de resistência/dureza e condutividade elétrica para os seguintes parâmetros de tratamento térmico: temperatura de solubilização de 535°C, temperatura de envelhecimento de 191°C e tempo de envelhecimento de 23 horas.

Conforme referências citadas, medidas de condutividade elétrica por meio de correntes parasitas têm sido utilizadas para avaliar os tratamentos térmicos de envelhecimento e, em geral, utilizada em conjunto com técnicas destrutivas, como ensaio de dureza e/ou tração. No entanto, ainda não há um consenso, existem autores que afirmam que não há uma relação linear entre a condutividade elétrica e as propriedades mecânicas. Já outros encontraram uma boa relação entre a condutividade elétrica e as propriedades mecânicas, para situações específicas.

Além disso, as informações disponíveis em trabalhos anteriores sobre os efeitos dos tratamentos de envelhecimento na resistividade/condutividade elétrica são relativamente escassas na literatura, pois foram investigadas as condutividades elétricas para uma gama pequena de temperaturas e tempos de envelhecimento.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Liga de alumínio AA2024 T351

O material de partida utilizado neste trabalho foi a liga comercial de alumínio AA2024 T351 adquirida da empresa ALCOA na condição conforme recebida:

T351 → Tratamento de solubilização a 495°C, temperada e laminada entre 1,5-3% e envelhecida à temperatura ambiente por meses. A composição química fornecida pela empresa é dada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química da liga comercial Al 2024 T351 utilizada (% peso).

Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Al
4,10	1,30	0,46	0,08	0,16	0,22	0,03	Bal.

Fonte: ALCOA

3.1.2 Alumínio comercialmente puro

O Al-CP utilizado neste trabalho, como referência, foi adquirido da empresa INBRA METAIS na condição bruta de solidificação. A composição química nominal, segundo a empresa fornecedora, é dada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Composição química do Al-CP utilizado (% peso).

Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti
99,633	0,013	< 0,005	< 0,010	0,101	0,174	0,018	0,0194

Fonte: INBRA METAIS

3.2 Métodos

O comportamento da liga de alumínio AA2024, em termos de dureza e condutividade elétrica, foi estudado em diferentes etapas dos tratamentos térmicos.

A Figura 3.1 mostra o fluxograma através do qual é possível se ter uma visão global dos procedimentos adotados no desenvolvimento deste trabalho.

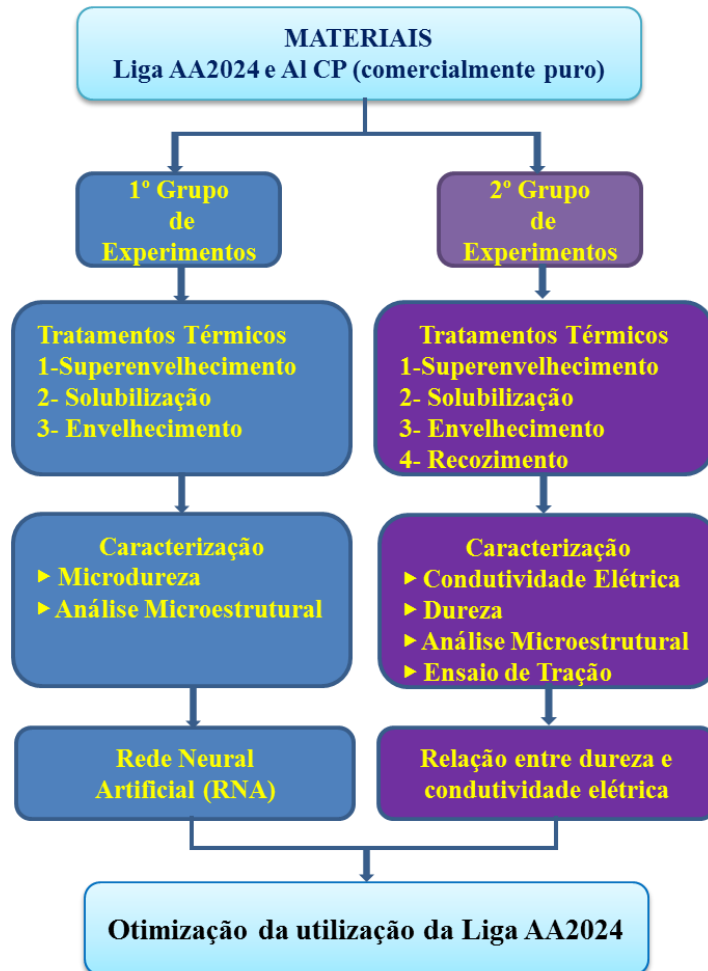


Figura 3.1 - Fluxograma relativo ao desenvolvimento deste trabalho mostrando de forma resumida a estruturação adotada.

Fonte: Próprio autor.

Para facilitar a exposição dos resultados o procedimento experimental foi dividido em dois grupos de experimentos:

- No primeiro grupo foi realizado um planejamento de experimentos de tratamentos térmicos e ensaios de microdureza visando à obtenção de um banco de dados experimentais para o treinamento das redes neurais artificiais.
- No segundo grupo de experimentos foram realizados novos tratamentos térmicos de solubilização, têmpera, envelhecimento artificial, superenvelhecimento e recozimento. Após cada tratamento foram realizados ensaios de dureza e de condutividade elétrica.

3.2.1 Primeiro Grupo de Experimentos

Conforme mostra a Figura 3.2, no primeiro grupo de experimentos a liga, conforme recebida, foi submetida aos tratamentos de superenvelhecimento, solubilização (seguida de têmpera em água) e envelhecimento artificial. As amostras foram todas superenvelhecidas à mesma temperatura e pelo mesmo tempo. Os tratamentos de solubilização e envelhecimento foram realizados em diversas temperaturas e tempos. O motivo principal é porque os valores de microdureza obtidos irão compor o banco de dados que vão alimentar a RNA.

A RNA foi utilizada como uma ferramenta útil e eficiente no sentido de se obter uma otimização do processo de tratamento térmico, ou seja, definir de modo rápido e simples as variáveis do tratamento de envelhecimento que propiciarão a dureza desejada da liga AA2024. Os valores de microdureza serão utilizados como parâmetros de entrada e as variáveis temperaturas e tempos de envelhecimento constituirão os parâmetros de saída da rede. A RNA foi submetida ao treinamento, validação e teste.

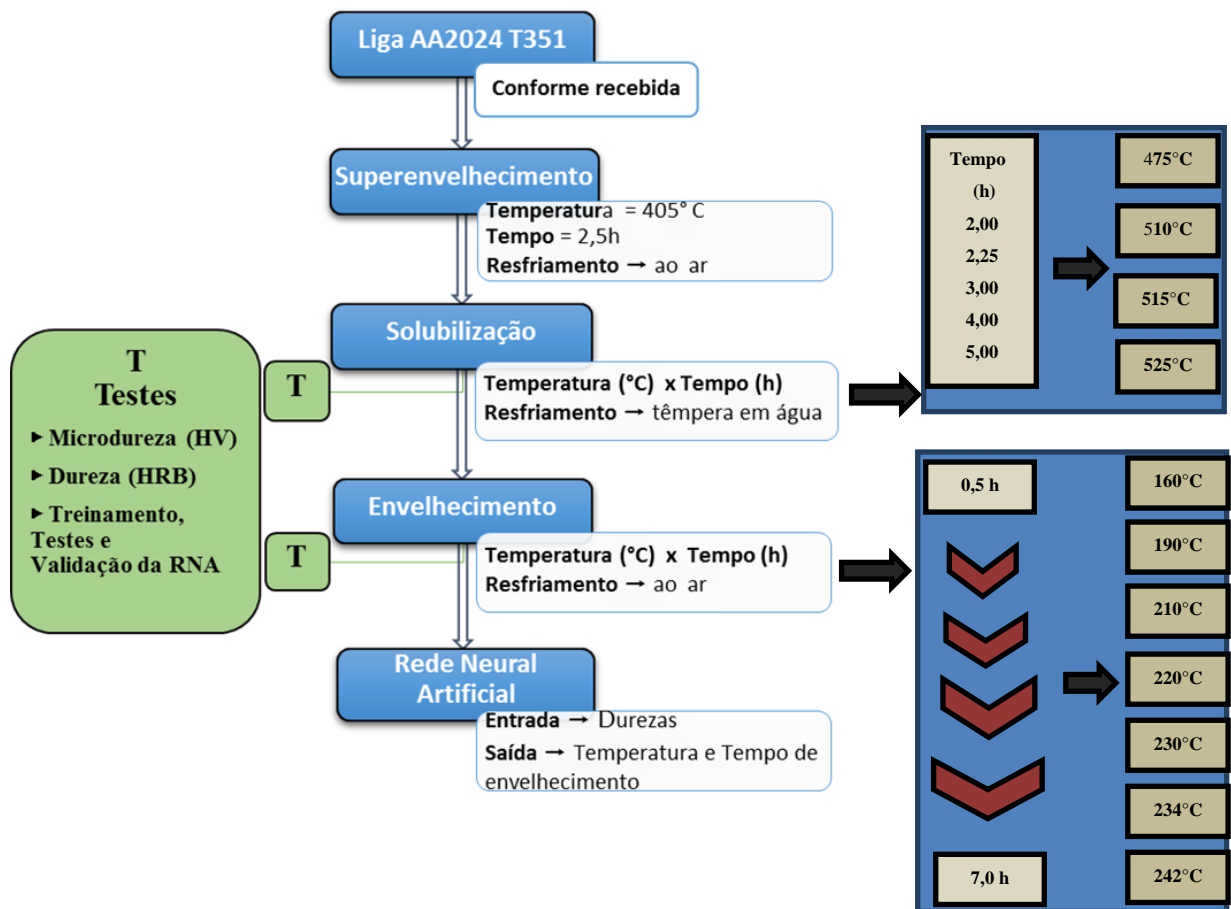


Figura 3.2 - Fluxograma do procedimento do primeiro grupo de experimentos, indicando as faixas de temperatura e de tempo utilizadas na solubilização e no envelhecimento.

Fonte: Próprio autor.

No primeiro grupo de experimentos foram utilizados alguns valores aleatórios e não usuais de temperatura e tempo de envelhecimento aos que são encontrados na literatura. Tal procedimento tem como objetivo não “viciar” as redes neurais, o que pode acontecer quando se utilizam apenas valores inteiros ou valores uniformemente espaçados. Já no segundo grupo de experimentos foram adotados os valores de temperatura e tempo de envelhecimentos mais comumente encontrados na literatura.

3.2.1.1 Tratamentos Térmicos realizados

3.2.1.1.1 - Superenvelhecimento

O material como recebido (liga AA2024 T351) foi submetido ao tratamento térmico de superenvelhecimento para que fossem eliminados e/ou minimizados os efeitos dos processos de conformação plástica e dos tratamentos térmicos anteriores utilizados na indústria durante o processo de fabricação (tratamento T3).

O objetivo de tal procedimento foi deixar todas as amostras na mesma condição inicial para que se pudesse realmente analisar a influência das temperaturas e dos tempos de solubilização e envelhecimento sobre a microdureza resultante destes tratamentos térmicos.

O tratamento foi realizado no forno elétrico do tipo mufla, da marca EDG, modelo 3000 3P Inox de potência máxima de 1.800 W. O equipamento pertence ao Laboratório de Metalurgia e Materiais da Universidade Federal de Itajubá (LMM).

A Figura 3.3 mostra as combinações de temperatura e tempo utilizadas nos tratamentos de solubilização e de envelhecimento no primeiro grupo de experimentos.

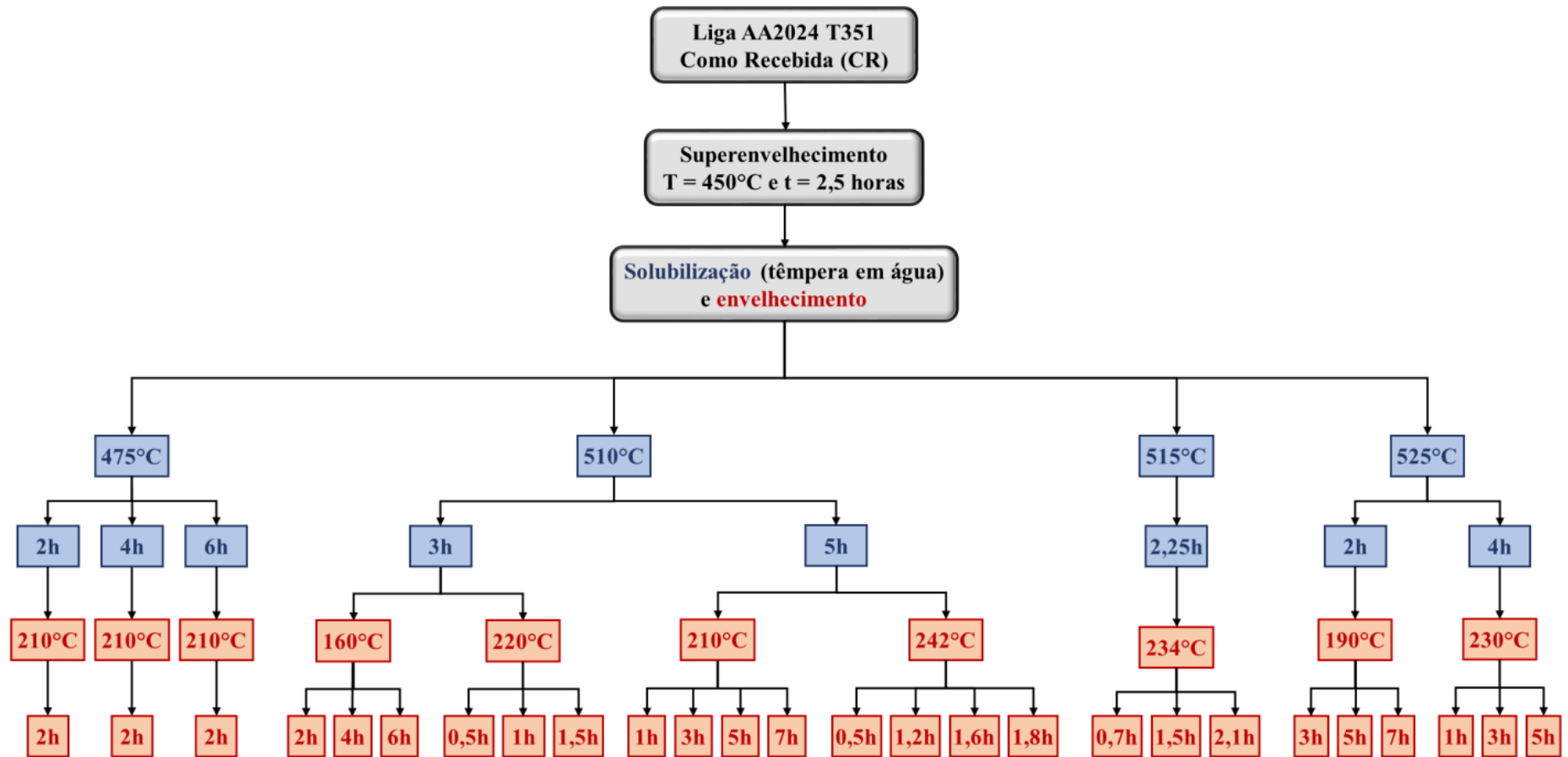


Figura 3.3 - Detalhamento dos tratamentos de solubilização e de envelhecimento realizados em função da temperatura e do tempo utilizados no primeiro grupo de experimentos.

Fonte: Próprio autor.

A temperatura e o tempo utilizados para o tratamento de superenvelhecimento foram de 405°C por 2,5 horas. O resfriamento das amostras foi realizado de forma lenta, no interior do forno até a temperatura ambiente.

3.2.1.1.2 Solubilização e Têmpera

O tratamento de solubilização foi realizado em diferentes temperaturas, ou seja, 475, 510, 515 e 525°C para seis (06) intervalos de tempo de encharque diferentes: 02; 2,25; 03; 04; 05 e 06 horas. Para os tratamentos de solubilização foi utilizado o forno elétrico do tipo mufla, da marca EDG, modelo 3000 3P Inox e potência máxima de 1.800 W do Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI.

Após a solubilização as amostras foram resfriadas bruscamente, ou seja, foram temperadas em água a 20°C para evitar a precipitação já durante o resfriamento. Rapidamente após a têmpera, as amostras de cada grupo foram caracterizadas com os testes de dureza e microdureza. Em seguida as amostras foram mantidas em temperaturas entre -10 e -12°C em um freezer da marca METALFRIO, modelo DA550. Nesta condição, os efeitos da precipitação são desprezíveis por semanas.

3.2.1.1.3 - Envelhecimento Artificial Contínuo

O envelhecimento foi realizado em várias temperaturas (160, 190, 210, 220, 230, 234 e 242°C) e tempos (de 0,5 a 07 horas). Foram utilizadas 02 amostras para cada tratamento realizado. O objetivo da utilização de várias temperaturas e tempos foi obter um banco de dados relativamente extenso para alimentar a RNA. Para realização do tratamento térmico de envelhecimento foi utilizado o forno elétrico do tipo mufla, da marca EDG, modelo 3000 3P Inox e potência máxima de 1.800 W do Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI.

Após cada etapa de envelhecimento as amostras foram resfriadas ao ar e, então, submetidas ao ensaio de microdureza. Logo em seguida novamente as amostras foram guardadas e mantidas no freezer.

3.2.1.1.4 - Envelhecimento Interrompido

Neste trabalho foram feitos experimentos utilizando o envelhecimento artificial interrompido designado por T6I6 (lote B) e o envelhecimento artificial alternando com o envelhecimento natural designado por T6I4 (lotes A e C) com os seguintes objetivos:

- verificar a influência dessa técnica na dureza final da liga AA2024,
- comparar os resultados aqui obtidos com aqueles do envelhecimento contínuo,
- ampliar o banco de dados para alimentar e treinar a RNA e
- comparar os gastos de energia dos processos de envelhecimento interrompido com o envelhecimento contínuo.

Os experimentos foram planejados através da formação de 03 (três) lotes (A, B e C) compostos por 10, 20 e 10 amostras respectivamente. O lote A foi solubilizado a 508°C por 2 h, o lote B foi solubilizado a 500°C por 2,25h e o lote C foi solubilizado a 495°C por 2,25h e em seguida todas as amostras foram temperadas em água a 20°C.

Os lotes A e C foram submetidos aos envelhecimentos T6I4 e o lote B ao envelhecimento T6I6, ou seja: O “I” se refere ao termo “Interrompido”. Entre cada etapa do envelhecimento interrompido as amostras dos lotes A e C foram mantidas à temperatura ambiente por 04 (quatro) horas para em seguida ser submetidas ao novo envelhecimento (T6I4) e as amostras do lote B foram mantidas por 04 (quatro) dias no freezer entre os envelhecimentos realizados (T6I6).

Os tratamentos de envelhecimento interrompido foram realizados no forno elétrico do tipo mufla, da marca EDG, modelo 3000 3P Inox e potência máxima de 1.800 W. O equipamento pertence ao Laboratório de Metalurgia e Materiais da Universidade Federal de Itajubá (LMM).

A Figura 3.4 apresenta o esquema utilizado para a realização dos envelhecimentos interrompidos T6I4 a que foram submetidos os lotes A e C.

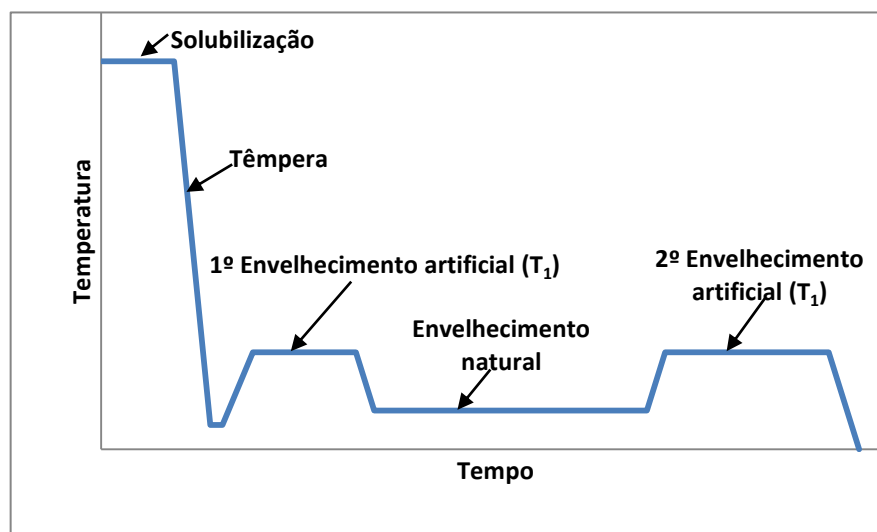


Figura 3.4 - Representação esquemática dos envelhecimentos interrompidos (T6I4), envelhecimento artificial T6 à temperatura (T1) intercalado com envelhecimento natural T4.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 3.5 apresenta esquematicamente a realização dos envelhecimentos interrompidos T6I6 a que foi submetido o lote B.

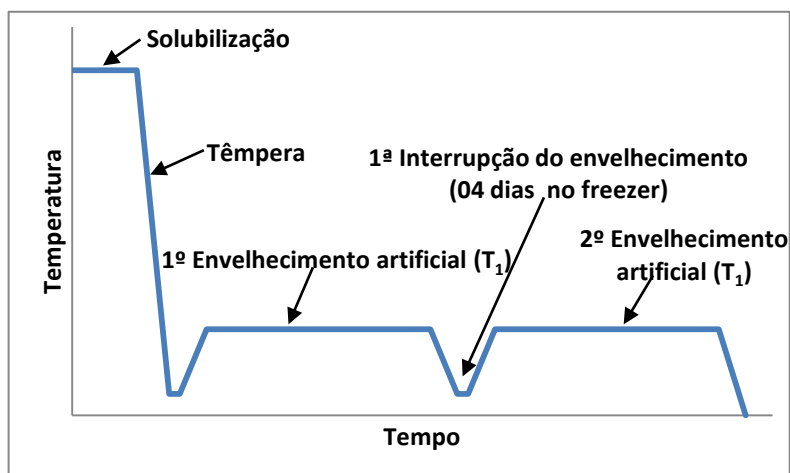


Figura 3.5 - Representação esquemática dos envelhecimentos interrompidos (T6I6), envelhecimento artificial T6 à temperatura (T1) intercalado com manutenção no freezer por 04 dias.

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 3.3 mostra a temperatura, os tempos utilizados e o número de envelhecimentos interrompidos realizados no lote A.

Tabela 3.3 - Temperatura e tempos utilizados no envelhecimento interrompido (T6I4) do lote A.

Amostras do Lote A	Envelhecimentos Interrompidos a 190°C pelos tempos (min) indicados					
	1º Envelhec.	2º Envelhec.	3º Envelhec.	4º Envelhec.	5º Envelhec.	Total (min)
A1	60	60	60	90	90	360
A2	90	90	90	90	90	450
A3	120	120	120	120	60	540
A4	150	150	150	90	-	540
A5	180	180	180	-	-	540

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 3.4 apresenta as temperaturas e os tempos a que foi submetido o lote B durante a etapa de envelhecimento. Foram realizados 02 envelhecimentos interrompidos utilizando-se temperaturas e tempos iguais para cada grupo de amostras do lote.

Tabela 3.4 - Temperaturas e tempos utilizados no envelhecimento interrompido (T6I6) do lote B.

Amostras do Lote B	Temperatura (°C)	Tempo de Envelhecimento (min)		
		1º Envelhec.	2º Envelhec.	Total
B1	182	143	143	286
B2	190	120	120	240
B3	209	85	85	170
B4	212	90	90	180
B5	220	40	40	80
B6	225	57	57	114
B7	230	20	20	40
B8	234	15	15	30
B9	237	28	28	56
B10	240	10	10	20

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 3.5 apresenta as temperaturas e os tempos a que foram submetidas as amostras do lote C durante a etapa de envelhecimento interrompido.

Tabela 3.5 - Temperaturas e tempos utilizados no envelhecimento interrompido (T6I4) do lote C.

Amostras do Lote C	Temperatura (°C)	Tempos de Envelhecimento (min)			
		1°	2°	3°	Total
C1	202	180	180	180	540
C2	207	103	103	103	309
C3	216	80	80	80	240
C4	225	57	57	57	171
C5	243	33	33	33	99

Fonte: Próprio autor.

3.2.1.2 - Gastos de Energia nos Processos de Tratamento Térmico

Neste trabalho foram fixadas para a solubilização as temperaturas de 475, 495, 498, 500, 508, 510, 514, 515 e 525°C e tempos de 1,9 a 5,0 h. As temperaturas de envelhecimento adotadas foram 160, 182, 190, 196, 202, 207, 209, 210, 216, 220, 225, 230, 234, 237, 242 e 243°C e tempos variando entre 0,2 e 9,0 h.

Este trabalho mostra o gasto relativo de energia em cada um dos processos de solubilização e envelhecimento realizados.

3.2.1.3 Redes Neurais Artificiais

A utilização das RNAs no processamento térmico das ligas metálicas tem um papel extremamente importante no sentido de otimizar a escolha das variáveis dos tratamentos térmicos. O que se tem feito já há muito tempo é lançar mão de tentativas para a definição da temperatura e do tempo de envelhecimento que propiciem a microdureza desejada. Tal procedimento é trabalhoso, demorado e de elevado custo. A Figura 3.6 mostra esquematicamente o referido processo de tentativas experimentais.

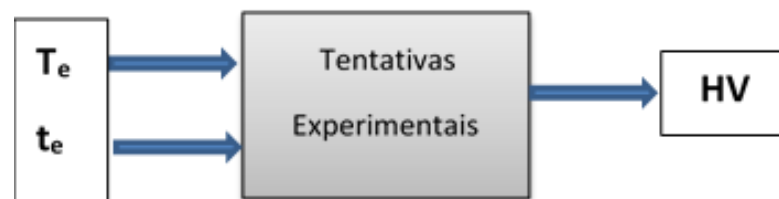


Figura 3.6 - Procedimento experimental que vem sendo utilizado.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 3.7 (a), (b) e (c) mostra os três modelos de RNA testados.

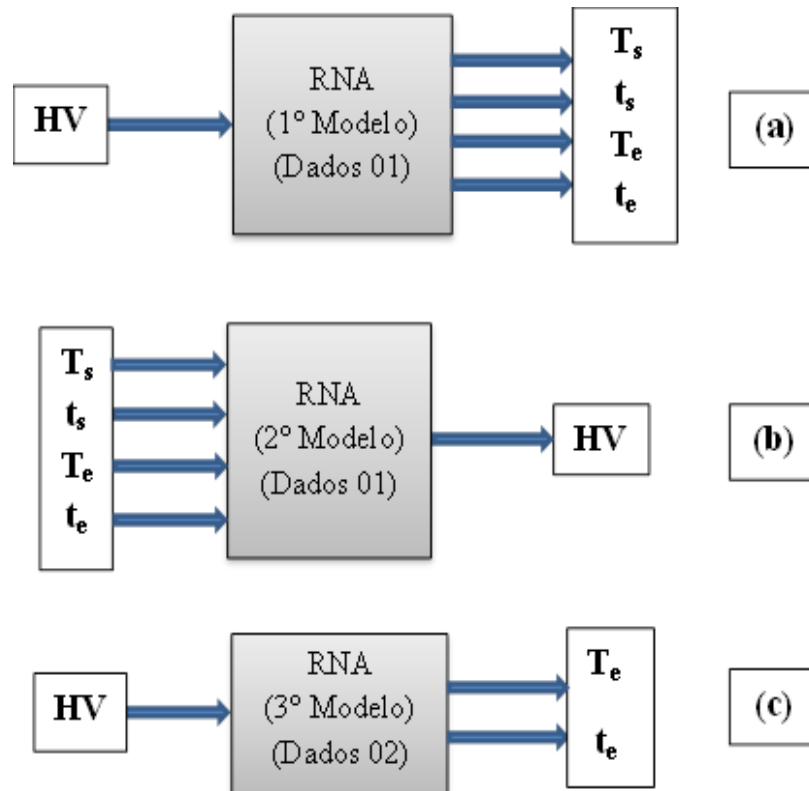


Figura 3.7 - (a), (b) e (c) – Diagramas mostrando as entradas, saídas e os dados utilizados nos 03 modelos de RNA testados.

Fonte: Próprio autor.

Sendo:

HV → Microdureza Vickers.

T_s e **t_s** → Temperatura e tempo de solubilização respectivamente.

T_e e **t_e** → Temperatura e tempo de envelhecimento respectivamente.

O desenvolvimento de uma RNA em Matlab é baseado na criação de uma base de dados contendo a entrada (*input*), e as saídas desejadas (*targets*), correspondentes às variáveis a serem aprendidas.

Neste trabalho foram testados 03 modelos de RNA em função das entradas saídas e dados utilizados:

► Primeiro modelo: os valores de microdureza obtidos experimentalmente como entrada da rede e Temperaturas e tempos tanto de solubilização quanto de envelhecimento como saídas. Banco de dados (denominados Dados 01 – Tabelas 3.7 e 3.8) composto por todos os dados obtidos experimentalmente.

► Segundo modelo: a entrada e a saída do primeiro modelo foram invertidas, ou seja, entrada Temperaturas e tempos tanto de solubilização quanto de envelhecimento e a saída a microdureza. Banco de dados composto também pelos Dados 01.

► Terceiro modelo: entrada microdureza e saída Temperatura e tempo de envelhecimento. Banco de dados (Dados 02) compostos apenas pelas microdurezas obtidas na etapa de envelhecimento. Os valores de microdureza da etapa do superenvelhecimento foram descartados.

A escolha do algoritmo de treinamento, a definição do número de camadas e o número de neurônios em cada uma delas também fazem parte do desenvolvimento de uma RNA. Isto significa que, conforme o programa é alimentado e treinado com os valores de microdureza obtidos em função do tempo e da temperatura de envelhecimento, ele se torna capaz de sugerir quais parâmetros ótimos a se utilizar quando se deseja atingir determinada microdureza.

Optou-se por essa estrutura de entrada e saída de dados, pois o objetivo é propor uma solução para agilizar (otimizar) a seleção dos parâmetros do tratamento térmico que deverão ser utilizados para se obter o valor de microdureza necessária em alguma aplicação industrial.

A arquitetura das redes ensaiadas neste trabalho é uma MLP através do algoritmo *Backpropagation Levenberg-Marquardt* (*tranlm* no Matlab) que usa o modo de treinamento por lote (*batch*, época ou ciclo). Elas foram treinadas com números de neurônios nas camadas de entrada e de saída correspondentes ao número de variáveis de cada modelo de RNA testado.

3.2.1.3.1 – Primeiro Modelo

Para alimentar o programa, treinar e validar a RNA todos os dados obtidos experimentalmente (Dados 01) foram organizados em uma matriz e dispostos da forma como mostrada nas Tabelas 3.6 e 3.7. Essa matriz foi salva no arquivo *input.dat* que é uma extensão de arquivo Matlab.

Neste Primeiro Modelo testado o objetivo é obter mais rapidamente os parâmetros de tratamento térmico que devem ser utilizados para se conseguir um determinado valor de microdureza para peças e/ou componentes fabricados com a liga AA2024.

Nesta etapa foram consideradas todas as temperaturas e tempos tanto de solubilização quanto de envelhecimento, incluindo o envelhecimento contínuo e o interrompido.

Tabela 3.6 - Dados 01 obtidos (envelhecimento contínuo) organizados para alimentar a RNA.

	Nº	Solubilização		Envelhecimento		Microdureza	Tipo de Envelhecimento
		Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	HV	
Grupo 01	01	498	2,4	190	5,0	150,7 ± 4,2	Contínuo
	02	498	2,4	190	7,0	136,5 ± 4,8	
	03	498	2,4	210	3,0	150,4 ± 3,7	
	04	498	2,4	220	1,0	144,7 ± 2,8	
	05	498	2,4	242	0,5	119,3 ± 3,2	
Grupo 02	06	475	2,0	210	2,5	136,3 ± 3,3	Contínuo
	07	475	4,0	210	2,5	137,6 ± 2,9	
	08	475	6,0	210	2,5	136,7 ± 1,7	
Grupo 03	09	510	3,0	160	2,0	133,4 ± 4,2	Contínuo
	10	510	3,0	160	4,0	130,8 ± 3,9	
	11	510	3,0	160	6,0	133,2 ± 3,6	
Grupo 04	12	510	3,0	220	0,5	140,0 ± 6,3	Contínuo
	13	510	3,0	220	1,0	153,9 ± 3,2	
	14	510	3,0	220	1,5	143,8 ± 6,2	
Grupo 05	15	510	5,0	210	1,0	140,1 ± 4,3	Contínuo
	16	510	5,0	210	3,0	155,9 ± 3,8	
	17	510	5,0	210	5,0	132,2 ± 3,9	
	18	510	5,0	210	7,0	128,6 ± 2,5	
Grupo 06	19	510	5,0	242	0,5	150,5 ± 5,5	Contínuo
	20	510	5,0	242	1,2	126,1 ± 3,4	
	21	510	5,0	242	1,6	121,4 ± 3,8	
	22	510	5,0	242	1,7	123,8 ± 3,0	
Grupo 07	23	515	2,2	234	0,7	138,6 ± 5,0	Contínuo
	24	515	2,2	234	1,5	140,7 ± 4,3	
	25	515	2,2	234	2,1	138,4 ± 2,8	
Grupo 08	26	525	2,0	190	3,0	133,2 ± 6,3	Contínuo
	27	525	2,0	190	5,0	153,5 ± 6,9	
	28	525	2,0	190	7,0	157,8 ± 6,6	
Grupo 09	29	525	4,0	230	1,0	145,3 ± 6,5	Contínuo
	30	525	4,0	230	3,0	122,1 ± 3,1	
	31	525	4,0	230	5,0	120,8 ± 2,8	

Fonte: Próprio autor.

Tabela 3.7 - Dados 01 obtidos (envelhecimento interrompido) organizados para alimentar a RNA.

	N°	Solubilização		Envelhecimento		Microdureza	Envelhecimentos interrompidos
		Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	HV	
Grupo 10	32	500	2,0	202	3,0	151,1 ± 4,2	1°
	33	500	2,0	202	6,0	147,2 ± 3,8	2°
	34	500	2,0	202	9,0	148,1 ± 3,7	3°
	35	500	2,0	207	1,7	152,1 ± 3,2	1°
	36	500	2,0	207	3,4	145,3 ± 4,4	2°
	37	500	2,0	207	5,2	144,2 ± 4,3	3°
	38	500	2,0	216	1,3	152,2 ± 5,1	1°
	39	500	2,0	216	2,7	146,4 ± 4,7	2°
	40	500	2,0	216	4,0	139,0 ± 4,2	3°
	41	500	2,0	225	0,9	148,3 ± 4,4	1°
	42	500	2,0	225	1,9	145,8 ± 3,8	2°
	43	500	2,0	225	2,8	140,2 ± 3,9	3°
	44	500	2,0	243	0,6	136,1 ± 2,8	1°
	45	500	2,0	243	1,1	136,5 ± 3,2	2°
46	500	2,0	243	1,7	131,3 ± 4,2	3°	
Grupo 11	47	508	1,9	190	1,0	124,3 ± 3,4	1°
	48	508	1,9	190	2,0	129,9 ± 3,8	2°
	49	508	1,9	190	3,0	130,5 ± 4,2	3°
	50	508	1,9	190	4,5	131,8 ± 3,9	4°
	51	508	1,9	190	6,0	144,6 ± 4,3	5°
	52	508	1,9	190	1,5	134,9 ± 3,8	1°
	53	508	1,9	190	3,0	135,2 ± 4,5	2°
	54	508	1,9	190	4,5	138,2 ± 4,1	3°
	55	508	1,9	190	6,0	134,0 ± 4,6	4°
	56	508	1,9	190	7,5	144,5 ± 3,5	5°
	57	508	1,9	190	2,0	140,4 ± 3,8	1°
	58	508	1,9	190	4,0	141,8 ± 3,3	2°
	59	508	1,9	190	6,0	143,6 ± 4,6	3°
	60	508	1,9	190	8,0	149,6 ± 4,3	4°
	61	508	1,9	190	9,0	150,7 ± 3,9	5°
	62	508	1,9	190	2,5	131,3 ± 4,1	1°
	63	508	1,9	190	5,0	141,9 ± 3,8	2°
	64	508	1,9	190	7,5	147,0 ± 3,2	3°
65	508	1,9	190	9,0	143,0 ± 2,8	4°	
66	508	1,9	190	3,0	143,8 ± 4,1	1°	
67	508	1,9	190	6,0	144,6 ± 3,9	2°	
68	508	1,9	190	9,0	149,3 ± 2,7	3°	
Grupo 12	69	514	2,2	212	1,5	143,6 ± 4,4	1°
	70	514	2,2	212	3,0	145,1 ± 4,0	2°
	71	514	2,2	220	0,7	124,1 ± 4,3	1°
	72	514	2,2	220	1,3	128,3 ± 3,9	2°
	73	514	2,2	230	0,3	121,4 ± 4,8	1°
	74	514	2,2	230	0,7	131,0 ± 4,4	2°
	75	514	2,2	234	0,2	117,1 ± 4,7	1°
	76	514	2,2	234	0,5	122,2 ± 4,4	2°
	77	514	2,2	240	0,2	117,3 ± 4,3	1°
	78	514	2,2	240	0,3	130,1 ± 3,8	2°

Fonte: Próprio autor.

Tabela 3.7 - Dados 01 obtidos (envelhecimento interrompido) organizados para alimentar a RNA.

	N°	Solubilização		Envelhecimento		Microdureza	Envelhecimentos interrompidos
		Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	HV	
Grupo 13	79	508	2,4	182	2,4	135,9 ± 3,5	1°
	80	508	2,4	182	4,8	140,9 ± 3,3	2°
	81	508	2,4	196	1,9	139,9 ± 4,3	1°
	82	508	2,4	196	3,8	152,4 ± 4,4	2°
	83	508	2,4	209	1,4	151,6 ± 3,9	1°
	84	508	2,4	209	2,8	152,4 ± 4,1	2°
	85	508	2,4	225	0,9	145,6 ± 4,6	1°
	86	508	2,4	225	1,9	135,5 ± 2,9	2°
	87	508	2,4	237	0,4	141,6 ± 3,2	1°
88	508	2,4	237	0,9	135,0 ± 3,4	2°	

Fonte: Próprio autor.

A RNA foi treinada com números de neurônios nas camadas de entrada e de saída correspondentes ao número de variáveis, ou seja, 1 neurônio na camada de entrada e 4 na de saída. A microdureza (HV) foi definida como o parâmetro de entrada e os de saída as temperaturas (Ts e Te) e os tempos (ts e te) de solubilização e de envelhecimento respectivamente, conforme mostra a Figura 3.8.

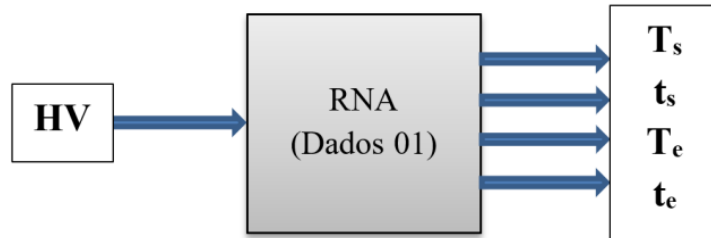


Figura 3.8 - Primeiro modelo: 01 entrada e 04 saídas

Fonte: Próprio autor.

Ao se iniciar o processo de treinamento uma janela será gerada: *Neural Network Training (nntraintool)* (Ferramenta de treinamento de redes neurais) (Figura 3.9), onde os parâmetros de treinamento da rede são mostrados, tais como números de camadas, algoritmo de treinamento, números de épocas, tempo de simulação e outros.

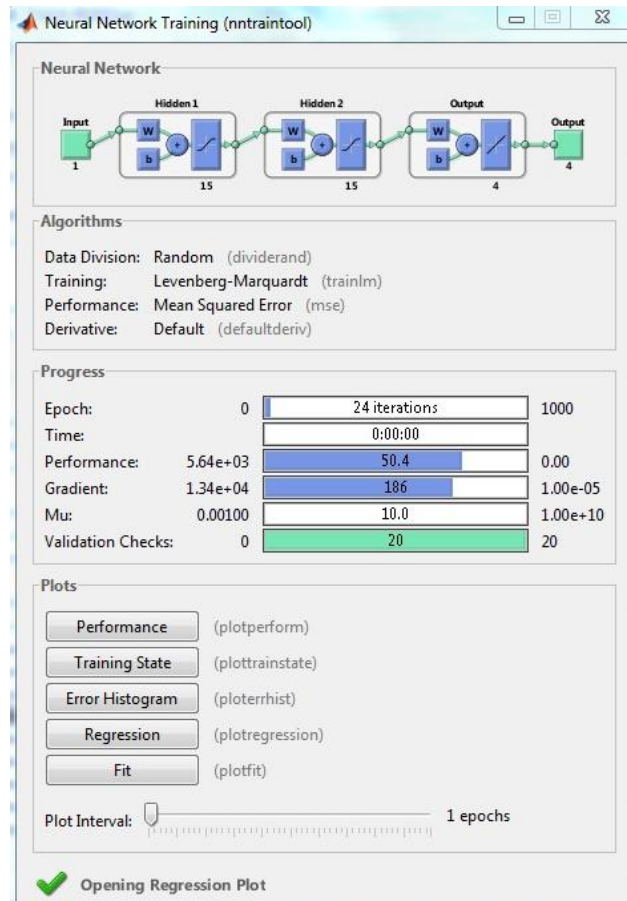


Figura 3.9 - Janela de treinamento da rede implementada 1 - 15 - 15 - 4
Fonte: Próprio autor.

Além de alguns gráficos que são de fundamental importância para a análise do desempenho e da generalização de uma RNA durante e depois do treinamento da rede. Os gráficos gerados são: *performance*, *training state*, *error histogram*, *regression* e *fit*.

Na avaliação dos gráficos gerados pelas redes ensaiadas, como medida de desempenho do processo de treinamento da rede neural, adotou-se o MSE (*Mean Squared Error* – Erro Quadrático Médio) com a finalidade de identificar sua convergência e minimização no conjunto de treinamento e teste e conseqüentemente a generalização da rede. Portanto, o número de neurônios que compuseram as camadas ocultas foi determinado de acordo com os menores valores calculados, na convergência, para o MSE no conjunto de teste.

O gráfico *performance* mostra os valores da função do Erro Médio Quadrático (MSE) em relação ao número de iterações realizadas. Ele mostra o desempenho de três curvas: treino, validação e teste. A Figura 3.10 mostra o gráfico de performance gerado. A linha pontilhada vertical indica o número de iterações para a qual o menor MSE foi atingido para a curva validação.

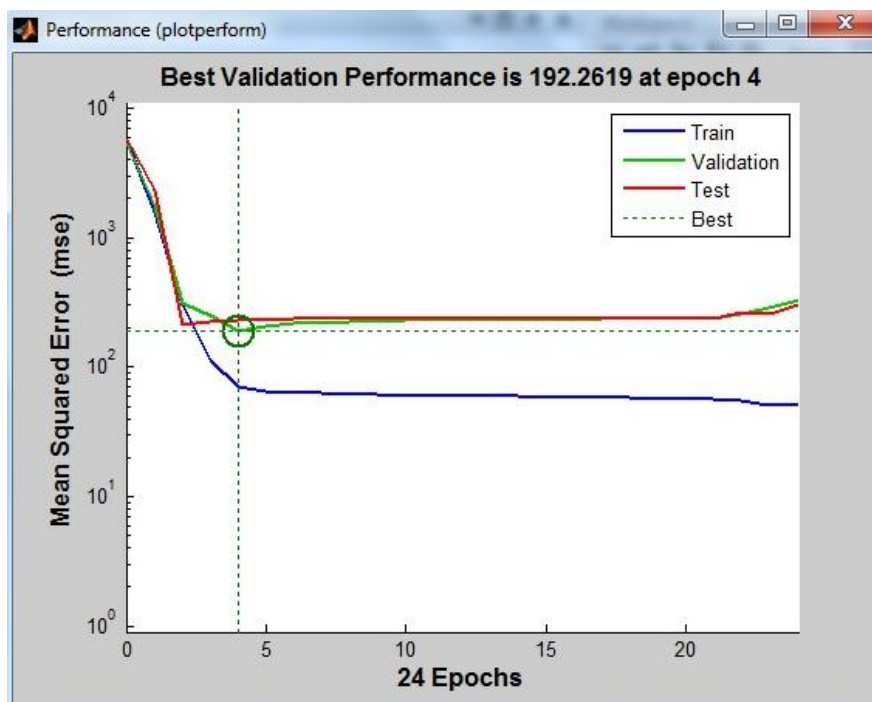


Figura 3.10 - Performance usando MSE como parâmetro de treinamento da rede neural com 15 neurônios nas camadas intermediárias.
Fonte: Próprio autor.

Analisando a Figura 3.10, o MSE sobre todo o conjunto de treinamento, validação e teste convergiram para um valor mínimo e assim o objetivo de generalização da rede foi atingido. O número de épocas não chegou ao seu limite (1000). Nota-se que a curva de performance da massa de validação apresentou uma suave subida após atingir o valor mínimo na época 4 ou mudanças de sinal em relação aos valores anteriores; essas subidas são contabilizadas como erro e atingiram o valor de *max_fail* (falha máxima), definido como 20 para a rede implementada, parando a rede por validação.

Na referida figura observa-se também que foram realizadas 24 iterações (épocas) e que o treinamento foi encerrado quando se completou 20 verificações de falha. Ou seja, após o valor do MSE da validação ter alcançado um valor mínimo, foram efetuadas 20 verificações e nenhuma delas apresentou um valor menor do que o obtido anteriormente. Verifica-se também que os comportamentos das curvas de validação e de teste são semelhantes.

O gráfico *error histogram* (Figura 3.11) mostra a distribuição dos erros da RNA. As barras azuis representam os dados de treinamento, as verdes representam os dados de validação e as vermelhas os dados de teste. Esse gráfico fornece a indicação dos valores discrepantes com relação à regressão realizada pela RNA.

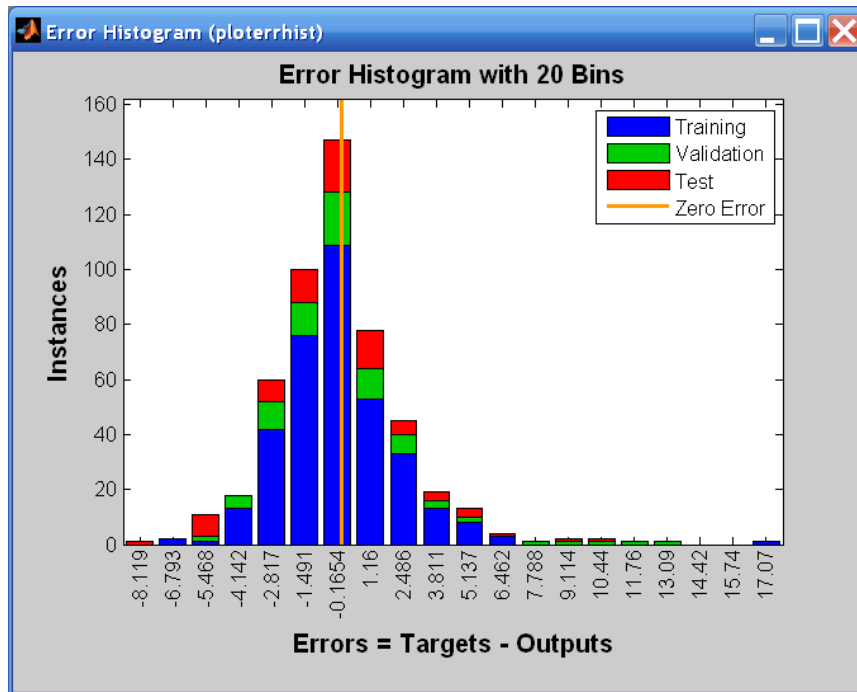


Figura 3.11 - Gráfico Error Histogram gerado pela RNA.
Fonte: Próprio autor.

A linha laranja que corta o gráfico verticalmente indica a posição onde o erro é zero. Os valores discrepantes devem ser descartados da base de dados ou devem ser realizadas mais leituras de dados referentes àquela região de modo a obter melhores resultados indicando uma melhor generalização gerada pela RNA.

Os gráficos *Regression* (Figura 3.12) mostram a regressão não linear entre as saídas da RNA e os valores desejados para as curvas de treino, validação e teste. Nestes gráficos há uma linha tracejada inclinada de 45°, que indica o que seria ideal, e uma linha sólida, representando a aproximação criada pela RNA. Neste caso particular não foi possível visualizar a linha tracejada devido à boa aproximação obtida pela rede (as linhas estão coincidentes). O indicador que mostra o quão eficiente foi o treinamento da rede é o parâmetro R. Este parâmetro varia de zero, indicando nenhuma correlação entre os dados e a tendência criada, e 1, indicando o caso ideal de correlação perfeita. A Figura 3.12 mostra os gráficos de regressão gerados para cada conjunto de dados: treino, validação e teste.

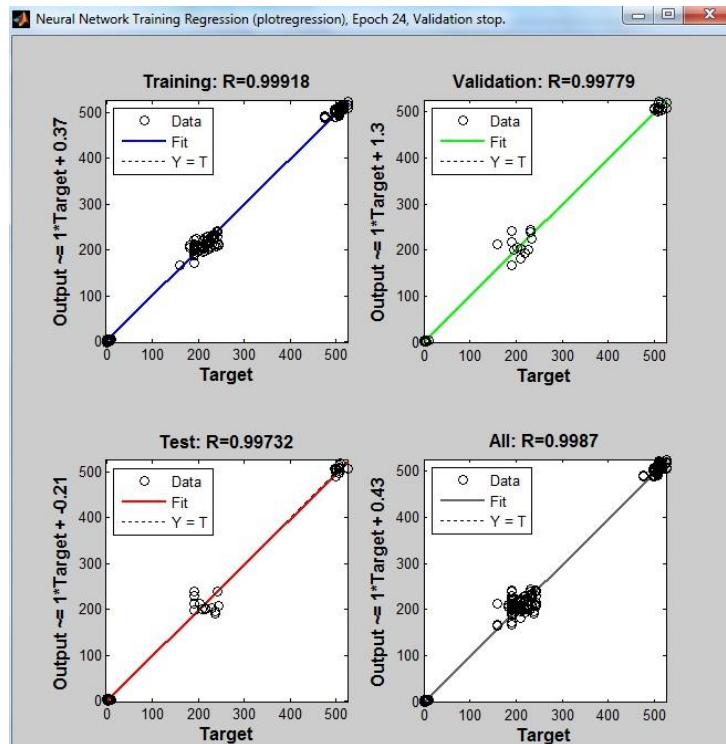


Figura 3.12 - Gráficos de regressão dos conjuntos de treino, teste e validação da rede implementada 1-15-15-4. Fonte: Próprio autor.

Percebe-se que o parâmetro R é maior que 0,99 em todos os casos, o que indica uma aproximação muito boa das saídas geradas pela rede em relação às saídas desejadas.

Se mesmo com os todos os cuidados para a configuração e o treinamento de redes neurais, pode ser que o resultado final não seja satisfatório. Caso isto aconteça, recomenda-se realizar novamente o treinamento da rede mantendo os parâmetros inalterados. Se esta prática não levar a um bom resultado deve-se realizar pequenas alterações nos parâmetros.

Num primeiro momento devem-se alterar apenas os parâmetros de treinamento e executar novos treinamentos. Se ainda assim não houver melhora nos resultados deve-se partir para a alteração dos parâmetros de configuração da rede e mais uma vez executar novos treinamentos.

Se todas estas tentativas não surtirem efeito, provavelmente o problema se encontra nos dados de treinamento. Estes podem não estar caracterizando bem o problema que se pretende resolver. Persistindo os maus resultados deve-se partir para outra técnica de inteligência artificial na tentativa de resolver o problema (RAMALHO, 2014).

A definição dos números de camadas e de neurônios de cada camada oculta foi mais trabalhosa, pois exigiu que fossem realizados vários treinamentos da rede variando suavemente os parâmetros de treinamento e de configuração da rede e, a cada treinamento, analisar os resultados através dos gráficos gerados.

Então, com a finalidade de desenvolver modelos neurais com a maior informação relevante possível, algumas redes neurais, com diferentes topologias foram desenvolvidas com duas camadas ocultas, com número de neurônios variando de 3 a 21 neurônios. Foi utilizado inicialmente para treinamento dessas redes o script da Figura 3.13 que possui todas as linhas de comando necessárias para compilar o treinamento e a simulação das redes.

Após os primeiros treinamentos foi utilizada também a ferramenta *nntool* e seus recursos para comparar com os resultados obtidos através do script e testar a configuração implementada para novas entradas.

Para as análises de treinamento, validação e teste utilizou-se a distribuição padrão utilizada pelo Matlab: Treino (70%), validação (15%) e teste (15%) para as redes ensaiadas utilizando os valores de microdureza como entrada, como podem ser observadas no script (Figura 3.13).

Script para implementação da RNA de topologia 1 – 15 – 15 - 4

```
clear all
close all
clc

% Carrega os dados para o workspace do Matlab
load dados.dat;

% Define entradas e saídas da rede neural
entradas = dados(:,5)'; % entradas para treinamento (microdureza)
sdesejadas = [dados(:,1) dados(:,2) dados(:,3) dados(:,4)]'; % saídas
para treinamento (tempo e temperatura)

% Cria a rede neural
hiddenLayerSize = [15 15]; % número de neurônios em cada camada oculta
net = fitnet(hiddenLayerSize, 'trainlm');

% Divisão dos dados para Treino, Validação e Teste
net.divideParam.trainRatio = 70/100;
net.divideParam.valRatio = 15/100;
net.divideParam.testRatio = 15/100;

% Definição de parâmetros da rede neural
net.trainParam.epochs = 1000; % Número máximo de epochs (iterações) para
treino
net.trainParam.goal = 0; % Erro final desejado
net.trainParam.show = 25; % Atualização de tela (epochs)
net.trainParam.max fail = 20; % Máximo número de falhas para validação

% Treinamento da RNA
[net,tr] = train(net,entradas,sdesejadas);

% Teste da rede neural
sgeradas = net(entradas);
erros = gsubtract(sdesejadas,sgeradas);
performance = perform(net,sdesejadas,sgeradas);

% Plots (gerar gráficos)
view(net); % Visualizar diagrama da rede neural
figure, plotperform(tr);
figure, ploterrhist(erros);
figure, plotregression(sdesejadas,sgeradas);
```

Figura 3.13 - Script para implementação da Rede Neural de topologia 1 - 15 - 15 – 4

Fonte: Próprio autor.

Após a realização de diversos treinamentos, chegou-se à conclusão que, para a primeira etapa, em que as redes possuem microdureza como entrada, a rede criada com 2 camadas ocultas com 15 neurônios em cada e parada prematura do treinamento na época 24 (Figura 3.9), apresentou os melhores resultados.

Desta forma, o modelo neural foi implementado com a topologia 1 – 15 - 15 - 4 (1 variável de entrada, 15 neurônios nas camadas ocultas e 4 variáveis de saída), conforme representado na Figura 3.14.

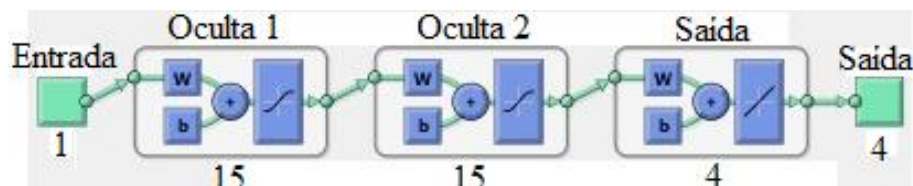


Figura 3.14 - Representação da RNA implementada
Fonte: Próprio autor.

3.2.1.3.2 Segundo Modelo

O objetivo neste caso é prever a microdureza resultante quando se varia um ou mais dos parâmetros de tratamento térmico.

De forma a atender o objetivo aqui proposto, foram definidos nesta etapa: como *input* (entrada) os valores de T_s , t_s , T_e e t_e e os valores de microdureza resultante como *targets* (saídas), como indicado na Figura 3.15 a seguir.

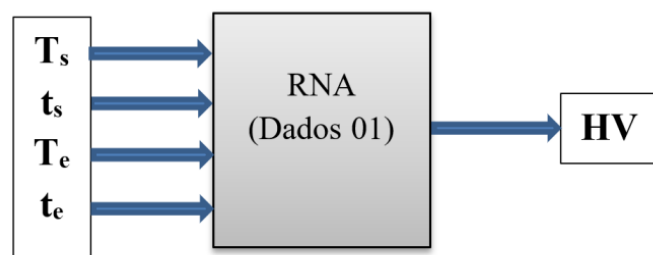


Figura 3.15 - Segundo modelo: 04 entradas e 01 saída
Fonte: Próprio autor.

Para as análises de treinamento, validação e teste utilizou-se a seguinte distribuição: Treino (60%), validação (20%) e teste (20%) do total de amostras.

Após análise dos gráficos dos treinamentos desta etapa, em que as redes possuem microdureza como saída, chegou-se à conclusão que, a rede criada com 2 camadas ocultas

com 21 neurônios em cada e parada prematura do treinamento na época 19 (Figura 3.16), apresentou os melhores resultados.

A Figura 3.16 mostra que o MSE sobre todo o conjunto de treinamento, validação e teste convergiu para um valor mínimo e assim o objetivo de generalização da rede foi atingido. O comportamento das curvas mostra que a rede foi gerada sem *overfitting* devido à parada da rede na época 19.

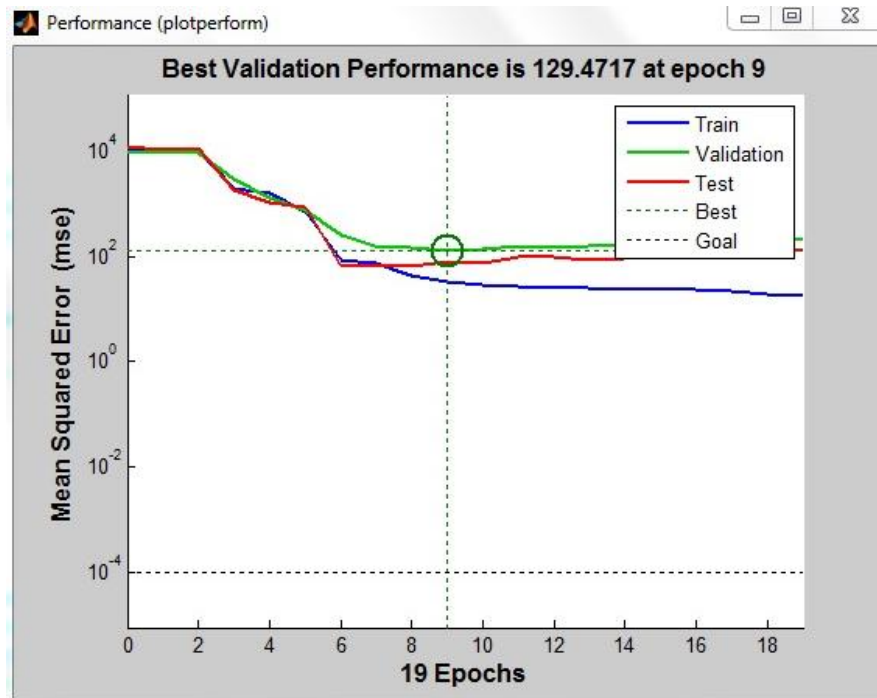


Figura 3.16 - Performance usando MSE como parâmetro de treinamento da rede neural com 21 neurônios nas camadas ocultas
 Fonte: Próprio autor.

Assim, foi implementada uma RNA, considerando os dados de dureza como *targets*, com topologia 4 - 21 - 21 - 1 (4 variáveis de entrada, 21 neurônios nas camadas intermediárias e 1 variável de saída), conforme mostrado na Figura 3.17.

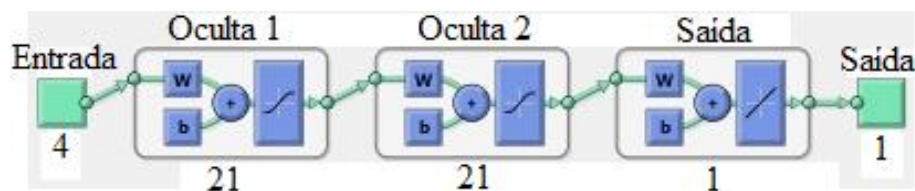


Figura 3.17 - Representação da RNA implementada
 Fonte: Próprio autor.

3.2.1.3.3 – Terceiro Modelo

- Análise dos dados experimentais utilizados nos primeiros modelos testados

A evolução da dureza no processo de tratamentos térmicos das ligas de alumínio endurecíveis por precipitação está esquematizada na Figura 3.18. Após a solubilização e têmpera, a dureza e a resistência mecânica aumentam em função do tempo e da própria temperatura a que estão expostas essas ligas. A dureza do estado apenas temperado ($H_{\text{temperado}}$) ainda é considerada baixa e o envelhecimento natural promove o aumento da dureza de modo lento.

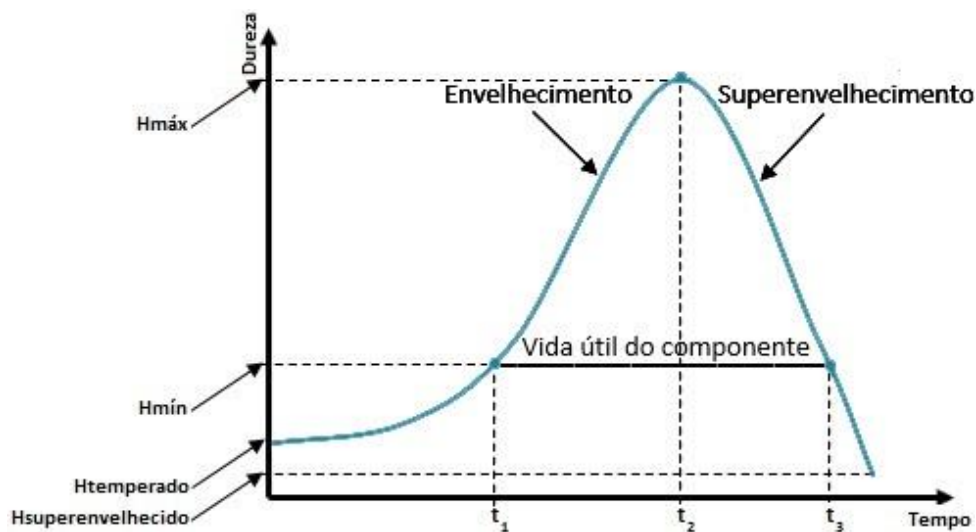


Figura 3.18 - Ciclo completo da evolução da dureza das ligas endurecíveis por precipitação em função da temperatura e do tempo de envelhecimento

Fonte: Próprio autor.

Se no projeto de determinado componente for especificada uma dureza mínima (H_{min}) que assegure a resistência mecânica mínima com o fator de segurança desejado, o aumento da dureza ($H_{\text{temperado}}$) até atingir a dureza H_{min} pode demorar muito tempo à temperatura ambiente e, então, neste caso é vantajosa a realização do envelhecimento artificial para acelerar o processo. A partir da condição satisfeita, quanto menor a temperatura de exposição do componente, maior será a sua vida útil, expressa genericamente aqui por $(t_3 - t_1)$. Com o aumento subsequente da dureza, o fator de segurança vai aumentando até atingir o valor máximo para o tempo t_2 onde ocorre a maior dureza $H_{\text{máx}}$ (pico de dureza) e a maior resistência mecânica.

Em função dessa análise, chegou-se à conclusão que a RNA será de grande utilidade como ferramenta para otimizar o processo do tratamento de envelhecimento artificial que será

especificado logo após a realização da solubilização e têmpera para que a resistência mecânica mínima seja alcançada e que, no gráfico em questão, está associada à dureza mínima requerida (H_{min}).

Por este motivo, portanto, foi feita uma análise dos dados experimentais obtidos e decidiu-se testar um segundo modelo para o treinamento da RNA, onde só irão compor o banco de dados àqueles obtidos com os processos de envelhecimento artificial dentro da região de envelhecimento da liga, descartando os processos utilizados onde se tenha atingido também a região de superenvelhecimento. As variáveis do processo de solubilização (temperatura e tempo) também não foram consideradas nesse banco de dados porque as normas (ASTM B918/B918M-09 e Embraer NE 40 – 002) recomendam para a liga AA2024 a temperatura de $493 \pm 6^\circ\text{C}$ e o tempo na faixa de 90 a 100 min para dimensões equivalentes às dos CDPs deste trabalho.

Deste estudo e análise chegou-se à conclusão que seria interessante treinar a RNA em função da variável microdureza obtida em função das variáveis temperatura e tempo de envelhecimento. O objetivo principal é simplificar e melhorar o treinamento da rede, contribuindo para uma melhor resposta da mesma.

A Tabela 3.8 apresenta os dados experimentais selecionados (Dados 02) para o treinamento, teste e validação da RNA. Neste terceiro modelo o parâmetro de entrada é a microdureza (HV) e os de saída são a temperatura (T_e) e tempo (t_e) de envelhecimento.

Tabela 3.8 - Dados (aqui denominados Dados 02) experimentais selecionados para alimentar a RNA, dureza obtida em função da temperatura e do tempo de envelhecimento.

N°	Dureza	Temperatura (T_e)	Tempo (t_e)
	(HV)	($^\circ\text{C}$)	(h)
01	98	190	0.1
02	117	234	0.2
03	117	240	0.2
04	121	230	0.3
05	122	234	0.5
06	124	190	1.0
07	124	220	0.7
08	128	220	1.3
09	130	190	1.5
10	130	240	0.3
11	131	230	0.7
12	132	190	2.0
13	132	182	2.4
14	134	190	2.5
15	135	190	3.0

Fonte: Próprio autor.

Tabela 3.8 - Dados (aqui denominados Dados 02) experimentais selecionados para alimentar a RNA, dureza obtida em função da temperatura e do tempo de envelhecimento.

N°	Dureza	Temperatura (Te)	Tempo (te)
	(HV)	(°C)	(h)
16	135	196	1.9
17	135	237	0.9
18	136	243	0.6
19	136	190	4.0
20	137	243	1.1
21	138	190	4.5
22	138	182	4.8
23	138	196	3.8
24	139	234	0.7
25	139	190	5.0
26	141	234	1.5
27	141	190	6.0
28	141	209	1.4
29	142	190	7.5
30	142	237	0.4
31	143	190	8.0
32	144	190	10.0
33	144	212	1.5
34	145	230	1.0
35	145	190	12.0
36	145	212	3.0
37	146	225	0.9
38	148	225	0.9
39	143.5	190	9.0
40	148	209	2.8
41	144.5	190	11.0
42	150	242	0.5
43	151	202	3.0
44	152	207	1.7
45	152	216	1.3
46	156	210	3.0

Fonte: Próprio autor.

Após muitos treinamentos, alterações dos parâmetros da rede e análise dos gráficos dos treinamentos desta etapa, em que as redes possuem microdureza como entrada e temperatura (Te) e tempo (te) de envelhecimento como saídas, chegou-se à conclusão que a rede que apresentou os melhores resultados foi a RNA implementada com 3 camadas ocultas com (8 – 8 - 4) neurônios respectivamente e treinamento até a época 5.000, quando se completaram 4.989 verificações de falha (Figura 3.19).

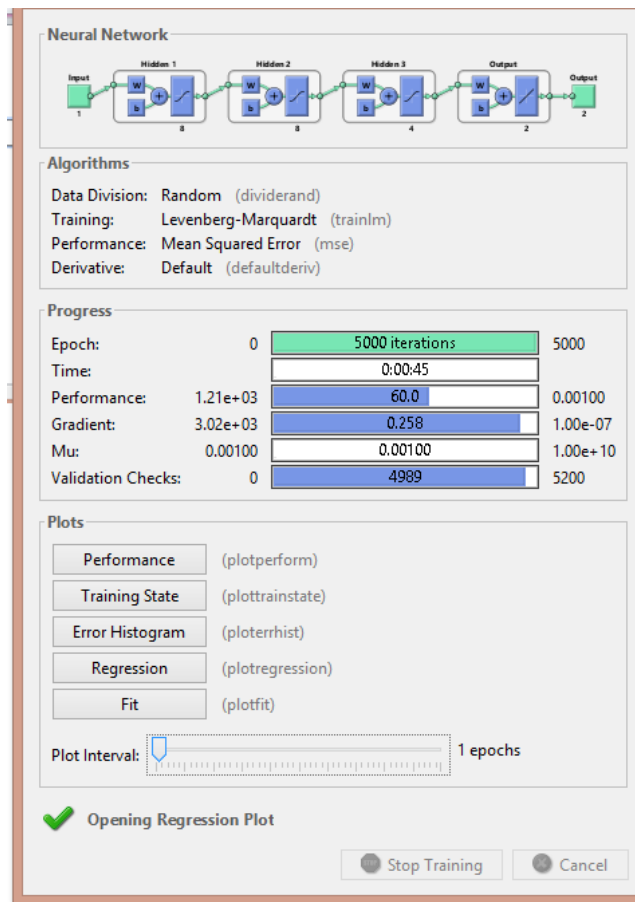


Figura 3.19 - Janela de treinamento da rede implementada 1 – 8 – 8 - 4 – 2.

Os gráficos *Regression* (Figura 3.20) mostram a regressão não linear entre as saídas da RNA e os valores desejados para as curvas de treino, validação e teste. Conforme comentado anteriormente, há uma linha tracejada inclinada de 45°, que indica o que seria ideal, e uma linha sólida, representando a aproximação criada pela RNA. O indicador que mostra o quão eficiente foi o treinamento da rede é o parâmetro R. Este parâmetro varia de zero, indicando nenhuma correlação entre os dados e a tendência criada, e 1, indicando o caso ideal de correlação perfeita. Neste caso os valores de R variaram entre 0,98302 e 0,9942, portanto, há uma boa correlação entre os valores fornecidos pela RNA e os valores desejados.

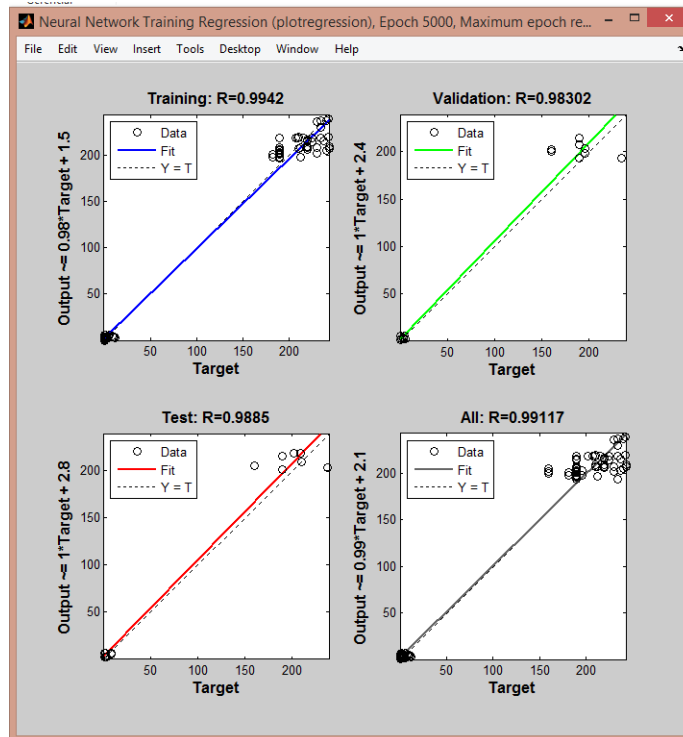


Figura 3.20 - Gráficos de regressão dos conjuntos de treino, teste e validação da rede implementada

3.2.2 - Segundo Grupo de Experimentos

No segundo grupo de experimentos foi realizado um estudo da influência das temperaturas e dos tempos de superenvelhecimento, de solubilização e de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e elétricas da liga de alumínio AA2024. A Figura 3.21 mostra através do fluxograma o procedimento adotado em termos de tratamentos térmicos e ensaios realizados. Após cada etapa de tratamento térmico foram realizados ensaios de dureza e de condutividade elétrica, cujos valores obtidos foram utilizados para investigar a relação entre a dureza e a condutividade elétrica resultantes desses procedimentos.

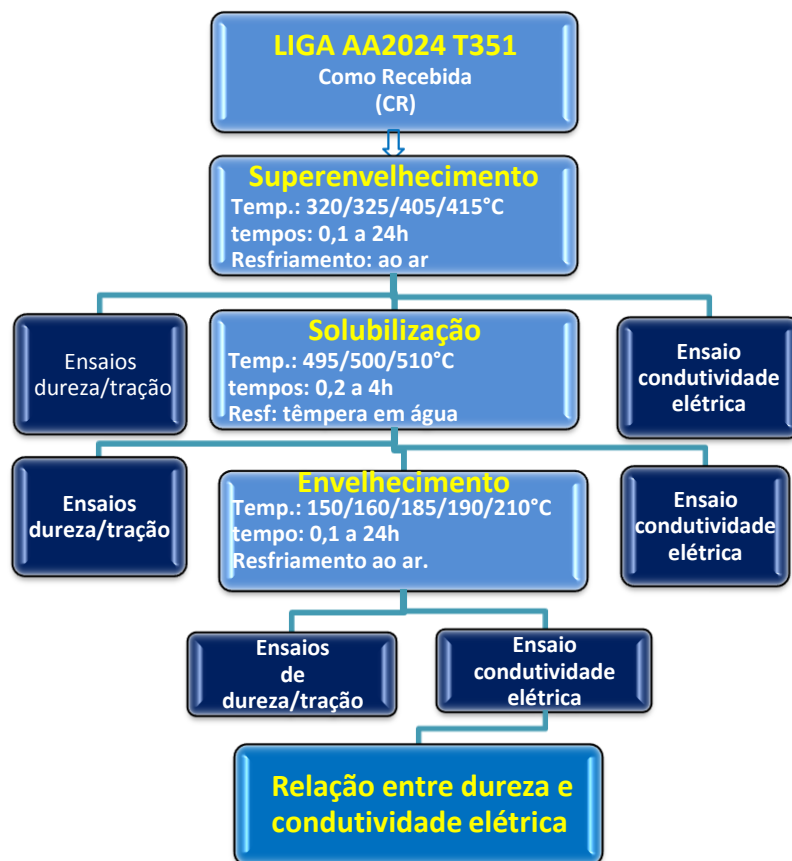


Figura 3.21 - Fluxograma do procedimento adotado no segundo grupo de experimentos.
Fonte: Próprio autor.

3.2.2.1 - Tratamentos Térmicos realizados

3.2.2.1.1 – Superenvelhecimento

O material como recebido (liga AA2024 T351) foi submetido ao tratamento térmico de superenvelhecimento para que também fossem eliminados e/ou minimizados os efeitos dos processos de conformação plástica e dos tratamentos térmicos anteriores utilizados na indústria durante o processo de fabricação (tratamento T3). Neste 2º grupo foi também analisada a variação da dureza e da condutividade eléctrica em função de várias temperaturas e tempos de superenvelhecimento. Foram utilizadas as temperaturas de 320, 325, 405 e 415°C e tempos variando de 0,1 a 24 horas. O tratamento de superenvelhecimento foi realizado no forno eléctrico marca NABERTHERM, modelo HT04/17- CONTROLLER/PROGRAMMER. O equipamento pertence ao Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da Universidade Federal de Itajubá.

3.2.2.1.2 - Solubilização e Têmpera

O tratamento de solubilização foi realizado nas temperaturas de 495, 500 e 510°C e tempos de encharque variando de 0,2 a 4,0 horas. Para o respectivo tratamento foi utilizado o forno elétrico marca NABERTHERM, modelo HT04/17- CONTROLLER/PROGRAMMER do Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da Universidade Federal de Itajubá.

Após a solubilização as amostras foram resfriadas bruscamente, ou seja, foram temperadas em água a 20°C para evitar a precipitação já durante o resfriamento. Rapidamente após a têmpera, as amostras de cada grupo foram caracterizadas com os testes de dureza Rockwell B, microdureza Vickers e de condutividade elétrica (%IACS). Em seguida as amostras foram mantidas em temperaturas entre -10°C e -12°C em um freezer da marca METALFRIO, modelo DA550. Nesta condição, os efeitos da precipitação são desprezíveis por semana.

3.2.2.1.3 - Envelhecimento Artificial

O envelhecimento foi realizado em várias temperaturas (150, 160, 185, 190, 210°C) e tempos variando de 0,1 a 24 horas. Foram utilizadas 04 amostras para cada tratamento realizado. O tratamento de envelhecimento foi feito no forno elétrico marca NABERTHERM, modelo HT04/17- CONTROLLER/PROGRAMMER instalado no Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI.

Após cada etapa de envelhecimento as amostras foram resfriadas ao ar e rapidamente foram lixadas e polidas e então submetidas aos ensaios de condutividade elétrica e de microdureza. Em seguida as amostras foram guardadas rapidamente no freezer.

3.2.3 Técnicas de Caracterização

As técnicas de caracterização mecânica, elétrica e microestrutural foram utilizadas no trabalho e são apresentadas a seguir.

3.2.3.1 Ensaio de Microdureza Vickers

As amostras foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers para avaliar a influência das alterações produzidas pelos tratamentos térmicos realizados na microestrutura e na microdureza da liga AA2024.

Para as medidas de microdureza utilizou-se um Microdurômetro da marca TIME modelo TH 712, com carga de 500g, realizando-se 10 medidas em cada amostra. O equipamento pertence ao Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI.

3.2.3.2 Ensaio de Dureza Rockwell B

Para o ensaio de dureza Rockwell B foi utilizado o durômetro marca Durograf modelo RSB N° 80, realizando-se pelo menos seis medidas em cada amostra. O equipamento pertence ao Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI.

3.2.3.3 - Medidas de Condutividade Elétrica

As medidas de resistividade elétrica são muito sensíveis à concentração de átomos de soluto em solução sólida (átomos de impureza). A variação da condutividade elétrica ocasionada por defeitos cristalinos é praticamente nula quando comparada à variação ocasionada pelos átomos de soluto em solução sólida. Portanto, a evolução da condutividade elétrica pode ser utilizada para confirmar a presença de átomos de soluto em solução sólida (OLIVEIRA, 2009).

A condutividade elétrica foi medida em todas as amostras utilizadas nesse trabalho, ou seja, amostras solubilizadas em diferentes temperaturas e tempos, envelhecidas em várias temperaturas e tempos, envelhecidas de modo contínuo e de modo interrompido, em amostras só solubilizadas/temperadas, recozidas e superenvelhecidas. A condutividade elétrica resultante foi comparada com a condutividade do cobre recozido puro e transformada em % de IACS (*International Annealed Copper Standard*), ou seja, foi atribuído ao cobre puro recozido o índice de condutividade elétrica de 100% IACS, portanto a condutividade elétrica de todos os outros materiais é expressa em % em relação à condutividade elétrica do cobre puro recozido.

Essa técnica foi utilizada com a finalidade de estudar a relação entre a condutividade elétrica e a dureza da liga AA2024 em função das alterações microestruturais ocorridas durante as etapas de processamento. As medidas de condutividade foram realizadas em conformidade com a norma ASTM E1004–09 utilizando um condutímetro digital de contato da marca Zappi modelo DC-11M (Figura 3.22), do Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI. O condutímetro foi calibrado com padrão de alumínio de 34,6 % IACS para fornecer valores de condutividade a 20°C. Foram realizadas 05 medidas para cada amostra e o valor médio destas medidas foi utilizado no trabalho.



Figura 3.22 - Condutímetro digital de contato da marca Zappi, modelo DC-11M e respectivos padrões de calibração.

Fonte: Próprio autor.

3.2.3.4 - Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi baseado na norma ASTM E8M-01b (ASTM INTERNATIONAL, 2001), realizado com velocidade de 05 mm/minuto, em temperatura ambiente, utilizando-se uma máquina universal de ensaios EMIC DL 3000 do Laboratório de Ensaios Destrutivos e Não-Destrutivos da UNIFEI. Foram realizados ensaios de tração para a liga nos estados conforme recebida, recozida, solubilizada e envelhecida.

3.2.3.5 Microscopia ótica e Microscopia Eletrônica de Varredura

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada com auxílio das técnicas de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) com microanálise química por dispersão de energia (EDS).

A preparação metalográfica das amostras para a caracterização microestrutural incluiu as etapas de lixamento com lixas de #220, #400, #600, #800 e #1000 e polimento com alumina 0,05 micra seguido de polimento com sílica coloidal (OPU).

Após preparação metalográfica, sem ataque, as amostras foram observadas no MEV. As imagens das microestruturas foram feitas no modo de elétrons retro espalhados. A técnica de espectroscopia por dispersão de energia EDS, acoplada ao MEV, foi utilizada para a determinação qualitativa das composições químicas das fases presentes na amostra. Foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura da marca Carl Zeiss, modelo EVO MA15, com espectrômetro de energia dispersiva (EDS) acoplado, da marca Bruker, modelo XFlash, instalado no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UNIFEI.

Para a análise por microscopia ótica após preparação metalográfica as amostras foram atacadas com reagente Keller (ácido nítrico, ácido clorídrico, ácido fluorídrico e água), por aproximadamente 2 segundos. Foi utilizado o microscópio ótico da marca Zeiss, modelo Jenavert, associado ao acessório para aquisição de imagens marca Olympus, modelo TVO.5XC-30. Estes equipamentos estão instalados no Laboratório de Metalurgia e Materiais (LMM) da UNIFEI.

A liga de alumínio AA2024 T351 e o alumínio comercialmente puro (Al-CP) foram caracterizados na condição conforme recebidos para fins comparativos. Foi realizada caracterização microestrutural através das técnicas de microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) com microanálise química por dispersão de energia (EDS). As propriedades mecânicas foram avaliadas através do ensaio de microdureza Vickers (HV), dureza Rockwell B e ensaio de tração e as propriedades elétricas foram avaliadas por meio de medidas de condutividade elétrica (%IACS).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados e discussão serão apresentados na seguinte sequência:

- Caracterização microestrutural e mecânica (ensaio de dureza e microdureza) da liga de alumínio AA2024 e do alumínio comercialmente puro (CP) como recebido.

- Resultados do Primeiro Grupo de experimentos onde:

➤ Serão apresentadas e comparadas as medidas de dureza da liga AA2024 na condição conforme recebida e na condição tratada termicamente (superenvelhecimento, solubilização e envelhecimento). As durezas obtidas em função dos tratamentos térmicos irão compor o banco de dados das Redes Neurais Artificiais (RNA).

- Resultados do Segundo Grupo de experimentos onde:

➤ Serão apresentados os resultados obtidos nos ensaios de microdureza, de condutividade elétrica e de tração em função dos vários tratamentos térmicos realizados na liga AA2024. Serão analisados e comparados os resultados obtidos nestes ensaios da liga com o alumínio comercialmente puro na condição bruta de solidificação. Os resultados dos gastos de energia nos tratamentos térmicos também serão apresentados. Por fim serão apresentadas as relações entre condutividade elétrica e microdureza e também as relações entre microdureza e resistência mecânica (Limite de escoamento e de ruptura) para a liga AA2024.

4.1 Caracterização do Alumínio comercialmente puro e da liga AA2024 na condição conforme recebidos

4.1.1 Análise Microestrutural

Uma micrografia típica obtida por MO da liga de alumínio AA2024 T351 é apresentada na Figura 4.1, onde se notam grãos com contornos definidos e alongados no sentido da laminação (textura de laminação).

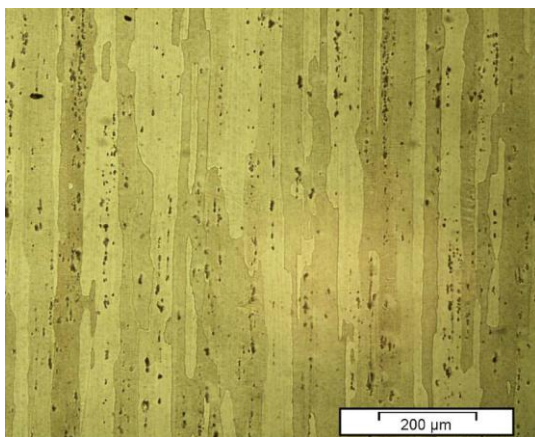


Figura 4.1 - Microestrutura da liga AA2024 T351 conforme recebida com corte longitudinal à direção de laminação. Ataque Keller 10s.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.2(a) apresenta a microestrutura da liga de alumínio AA2024 T351. Nota-se que os compostos intermetálicos (pontos claros) estão alinhados na direção da laminação, como observado na microscopia ótica. A análise composicional dos compostos intermetálicos foi realizada através de análise por EDS. A região da amostra percorrida pela linha de varredura está mostrada na Figura 4.2(b). Analisando o perfil de distribuição dos elementos, apresentado na Figura 4.3, nota-se o aumento dos teores dos elementos Al, Cu e Mg no ponto 2 e dos elementos Al, Cu, Mn, Fe e Si nos pontos 1 e 3, indicando se tratar dos compostos intermetálicos Al_2CuMg e $AlCuMnFe(Si)$, conforme observou Queiroz (2008) em seu trabalho.

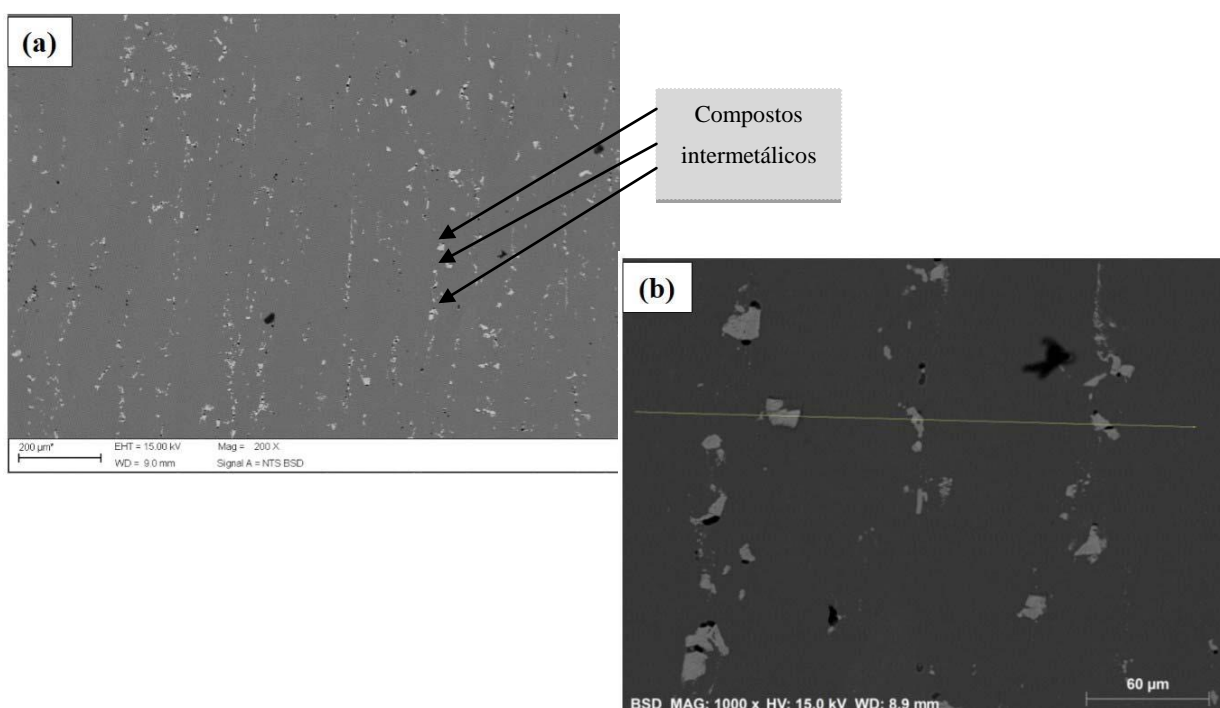


Figura 4.2 - (a) – Microestrutura da liga de alumínio AA2024 T351 conforme recebida com corte longitudinal à direção de laminação. (b) Destaque para a região varrida no *line scan*.

Fonte: Próprio autor.

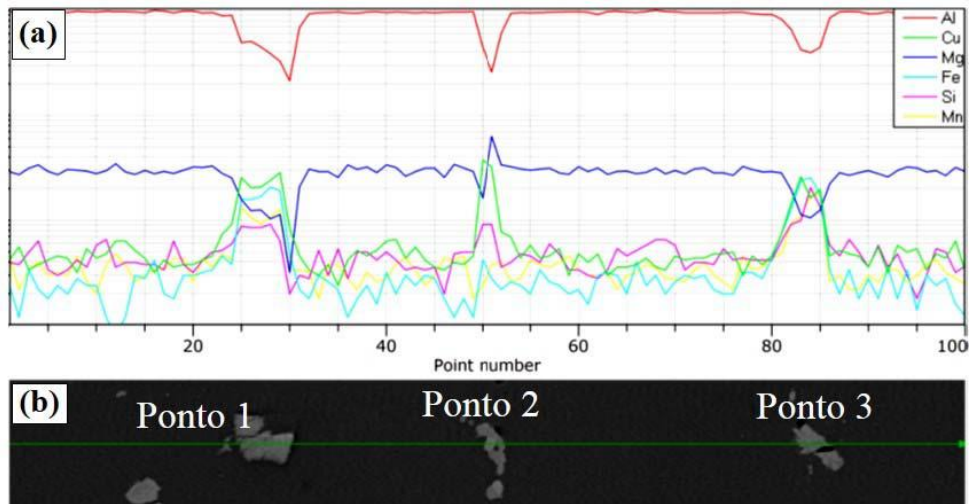


Figura 4.3 - (a) Perfil de distribuição dos principais elementos da liga AA2024 T351 conforme recebida. (b) Ampliação da linha de varredura.
Fonte: Próprio autor.

Uma micrografia típica, obtida por MO, do Al-CP conforme recebido no estado bruto de solidificação está apresentada na Figura 4.4. Notam-se grãos equiaxiais com contornos definidos e a presença de fases dispersas ao longo da matriz de alumínio. Como o ferro e o silício são as impurezas mais comuns no alumínio de pureza comercial e a solubilidade sólida do ferro no alumínio é muito baixa (em torno de 0,05% a 650°C), as fases observadas na Figura 4.4 podem ser fases de alumínio-ferro do tipo FeAl_3 ou fases de alumínio-ferro-silício do tipo $\text{Fe}_3\text{SiAl}_{12}$ ou $\text{Fe}_2\text{Si}_2\text{Al}_9$ (HATCH, 1993).

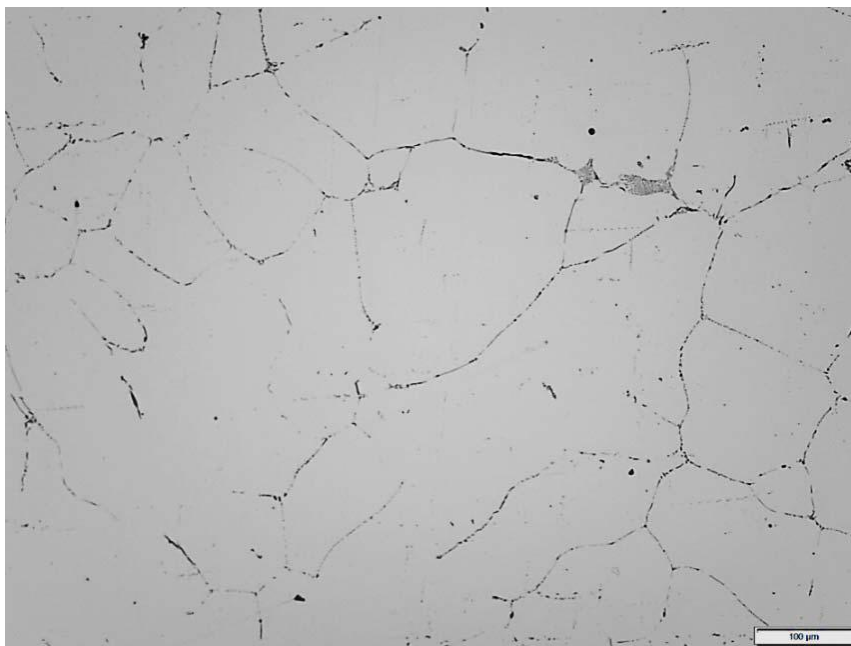


Figura 4.4 - Microestrutura do alumínio comercialmente puro (Al-CP) CR. Ataque Keller 10s.
Fonte: Próprio autor.

4.1.2 Microdureza Vickers (HV)

A Tabela 4.1 apresenta o resultado do ensaio de microdureza Vickers (HV) para a liga de alumínio AA2024 T351 conforme recebida e para o Al-CP bruto de solidificação conforme recebido. A alta dureza encontrada para a liga AA2024 na condição T351 deve-se ao fato da presença de precipitados nanométricos distribuídos de maneira uniforme na matriz. Esses precipitados agem como barreiras para movimentação das discordâncias durante a deformação plástica, aumentando assim a resistência mecânica da liga. No Al-CP o mecanismo de endurecimento responsável pela dureza é a barreira de discordâncias devido aos contornos de grão.

Como o Al-CP possui grãos grandes ($101 \pm 12 \mu\text{m}$) a sua microdureza é baixa. O baixo desvio padrão das medidas indica que as amostras tanto do Al-CP quanto da liga de alumínio AA2024 T351 são homogêneas.

Tabela 4.1 - Microdureza (HV) e Dureza (HB) da liga de alumínio AA2024 T351 e do Al-CP (bruto de solidificação) comparado com dados da literatura.

	Dureza (HB)	Microdureza (HV)	Referência
AA1060 O	19	-	ASM Handbook, 1990
Al-CP	19 ± 1	$19,8 \pm 1,3$	Dados do autor
AA2024 O	47	-	ASM Handbook, 1990
AA2024 T351	120	137	ASM Handbook, 1990
AA2024 T351	122	$141,26 \pm 2,12$	Dados do autor

Fonte: Próprio autor

4.2 Primeiro Grupo de experimentos

Os experimentos do 1º grupo foram planejados e realizados com o objetivo principal de se obter o banco de dados que irá alimentar a rede neural artificial (RNA).

4.2.1 Microdureza Vickers (HV) – Envelhecimento Contínuo

As microdurezas médias obtidas para a liga em função dos tratamentos de solubilização, têmpera em água (a 20°C) e envelhecimento realizados em diferentes temperaturas e tempos, tanto de solubilização como de envelhecimento, estão indicados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Microdurezas obtidas em função dos tratamentos térmicos realizados na liga AA2024, para diversas temperaturas e tempos tanto de solubilização como de envelhecimento.

Solubilização		Envelhecimento		Microdureza Vickers (HV)	
T (°C)	t (h)	T (°C)	t (h)	Média	Desvio (%)
510	3,0	160	2,0	133,4	4,2
			4,0	130,8	3,9
			6,0	133,2	3,6
525	2,0	190	3,0	133,3	6,3
			5,0	153,5	6,9
			7,0	157,8	6,6
475	2,0	210	2,0	136,3	3,3
	4,0	210	2,0	137,6	2,9
	6,0	210	2,0	136,7	1,7
510	5,0	210	1,0	140,1	4,3
			3,0	155,9	3,8
			5,0	132,2	3,9
			7,0	128,6	2,5
510	3,0	220	0,5	139,0	6,3
			1,0	154,6	3,2
			1,5	140,3	6,2
525	4,0	230	1,0	145,3	6,5
			3,0	122,1	3,1
			5,0	120,8	2,8
		234	0,7	138,6	5,0
			1,5	140,7	4,3
			2,1	138,4	2,8
510	5,0	242	0,5	150,5	5,5
			1,2	126,1	3,4
			1,6	121,4	3,8
			1,8	123,8	3,0

Fonte: Próprio Autor.

A análise dos valores de dureza obtidos com os tratamentos de solubilização e envelhecimento artificial (Tabela 4.2) exige muito cuidado, pois no primeiro grupo de experimentos deste trabalho houve variação das temperaturas e dos tempos tanto de solubilização quanto de envelhecimento porque tais valores de dureza irão compor o banco de dados das redes neurais. O que normalmente se encontra na literatura é a fixação do tempo e da temperatura de solubilização e da temperatura de envelhecimento, deixando apenas o tempo de envelhecimento como variável. Desse modo, comparando os valores de dureza aqui obtidos com aqueles dos trabalhos de TARIQ *et al.* (2011) e COUTO *et al.* (2012), percebe-se uma aproximação bastante boa.

A variação da microdureza da liga AA2024 em função de várias temperaturas e tempos de solubilização e de envelhecimento, como mostrada na Tabela 4.2, é apresentada graficamente na Figura 4.5.

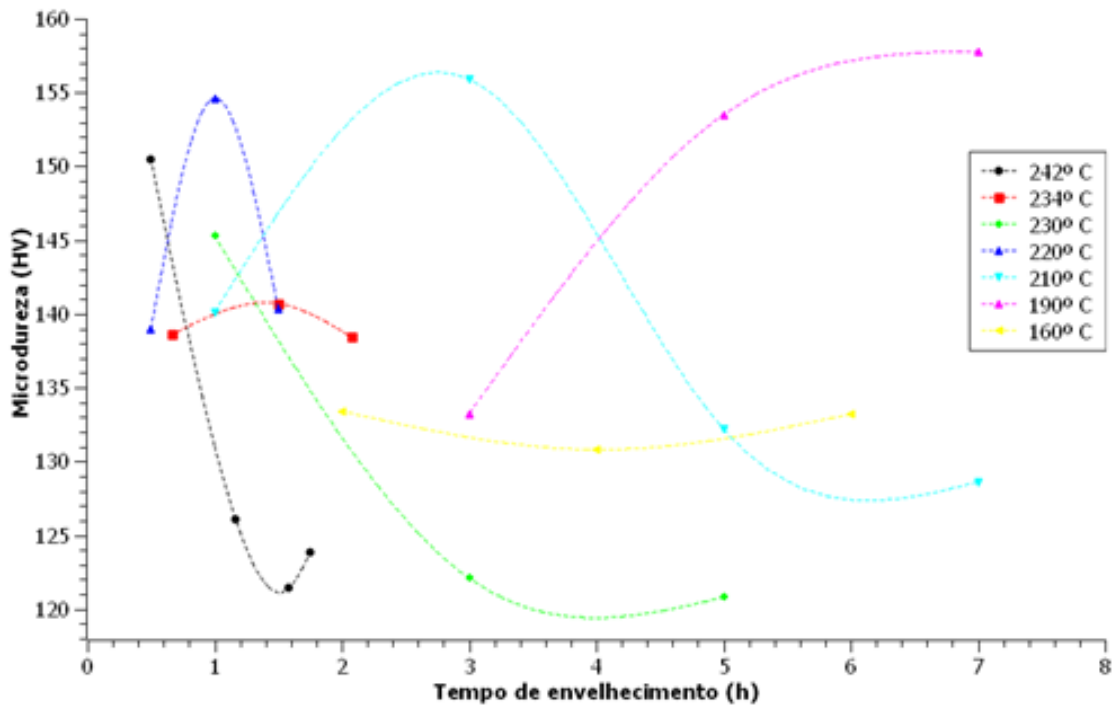


Figura 4.5 - Variação da microdureza em função da temperatura e do tempo de envelhecimento da liga AA2024. Fonte: Próprio autor.

A aquisição dos dados de dureza em função dos tratamentos térmicos realizados na liga AA2024 tem como objetivo compor o banco de dados para alimentar a RNA. Neste grupo de experimentos foram escolhidas as variáveis temperaturas e tempos de envelhecimento dentro da faixa usual encontrada na literatura, porém algumas temperaturas e tempos escolhidos, como indicados na Figura 4.5, foram fixados de propósito um pouco fora dos valores habituais para não correr o risco de “viciar” a RNA durante a etapa de treinamento.

Analisando as curvas obtidas na Figura 4.5, verifica-se que pelos tempos adotados para os envelhecimentos às temperaturas menores (160 e 190°C) não foi possível se atingir o pico de máxima dureza, por esse motivo decidiu-se monitorar a evolução da dureza durante o envelhecimento a 190°C de 1,0 em 1,0 h até 20 horas, como mostrado na Tabela 4.3.

4.2.2 Durezas Rockwell B e Vickers – Envelhecimento Contínuo

A Tabela 4.3 apresenta os valores médios de dureza (HRB e HV) obtidos no tratamento de solubilização a 495°C por 2 horas, têmpera em água a 20°C e envelhecimento realizado a 190°C pelos tempos indicados. Neste ensaio foram utilizados 04 cdp's para cada tratamento de envelhecimento realizado e foram feitas 05 (cinco) medidas de dureza em cada amostra. Os valores médios das durezas (HV e HRB), bem como o desvio padrão das durezas HRB, estão indicados na referida tabela.

Tabela 4.3 - Microdurezas obtidas com os tratamentos de solubilização (495°C por 2h) e envelhecimento contínuo a 190°C nos tempos indicados.

Solubilização (495°C por 2h) e Envelhecimento contínuo realizado a 190°C		
Tempo de Envelhecimento (h)	Durezas médias	
	HRB	HV
0	47 ± 1	97 ± 2
1,0	69 ± 1	129 ± 2
2,0	71 ± 2	133 ± 4
3,0	71 ± 1	133 ± 1
4,0	74 ± 2	138 ± 5
5,0	75 ± 2	140 ± 5
6,0	77 ± 1	143 ± 1
7,0	76 ± 3	141 ± 6
8,0	77 ± 2	143 ± 4
9,0	76 ± 1	141 ± 1
10,0	73 ± 3	136 ± 5
11,0	77 ± 1	143 ± 1
12,0	78 ± 1	145 ± 2
13,0	72 ± 1	135 ± 2
14,0	72 ± 1	135 ± 1
15,0	71 ± 2	133 ± 5
16,0	75 ± 1	139 ± 3
17,0	71 ± 2	133 ± 5
18,0	70 ± 2	131 ± 4
19,0	73 ± 2	136 ± 3
20,0	73 ± 1	136 ± 2

Fonte: Próprio Autor.

A análise dos valores de dureza resultantes do envelhecimento contínuo realizado a 190°C por tempos na faixa de 01 a 20 horas mostra a evolução da dureza indicando que o pico de dureza ocorre para o tempo em torno de 12 horas.

4.2.3 Microdureza Vickers (HV) – Envelhecimento Interrompido

As amostras do lote A foram submetidas ao envelhecimento interrompido a 190°C pelos tempos de 60, 90, 120, 150 e 180 min em cada envelhecimento. A Tabela 4.4 mostra as microdurezas Vickers obtidas após cada etapa dos envelhecimentos interrompidos realizados a 190°C e nos tempos indicados (T6I4). Após a solubilização, as amostras foram temperadas em água (a 20°C) e foram submetidas aos envelhecimentos interrompidos à temperatura de 190°C. Entre um envelhecimento e outro, as amostras foram mantidas à temperatura ambiente por 04 horas (T6I4).

Tabela 4.4 - Microdurezas obtidas com os tratamentos de solubilização (508°C por 2h) e envelhecimento interrompido (T6I4) a 190°C nos tempos indicados para a liga AA2024.

LOTE A Amostras	Microdurezas (HV) obtidas com os envelhecimentos interrompidos a 190°C									
	1° Envelhec.		2° Envelhec.		3° Envelhec.		4° Envelhec.		5° Envelhec.	
	t (h)	HV	t (h)	HV	t (h)	HV	t (h)	HV	t (h)	HV
A-1	1,0	119	1,0	127	1,0	132	1,5	137	1,5	141 ± 4
A-2	1,5	127	1,5	135	1,5	140	1,5	142	1,5	145 ± 3
A-3	2,0	134	2,0	141	2,0	144	2,0	149	1,0	150 ± 2
A-4	2,5	137	2,5	143	2,5	146	1,5	148 ± 3	-	-
A-5	3,0	142	3,0	147	3,0	149 ± 2	-	-	-	-

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.6 apresenta graficamente a evolução das durezas do lote A cujas amostras foram submetidas ao envelhecimento interrompido T6I4, ou seja, envelhecimento artificial a 190°C por tempos diferentes, envelhecimento natural por 4 horas e novo envelhecimento artificial a 190°C.

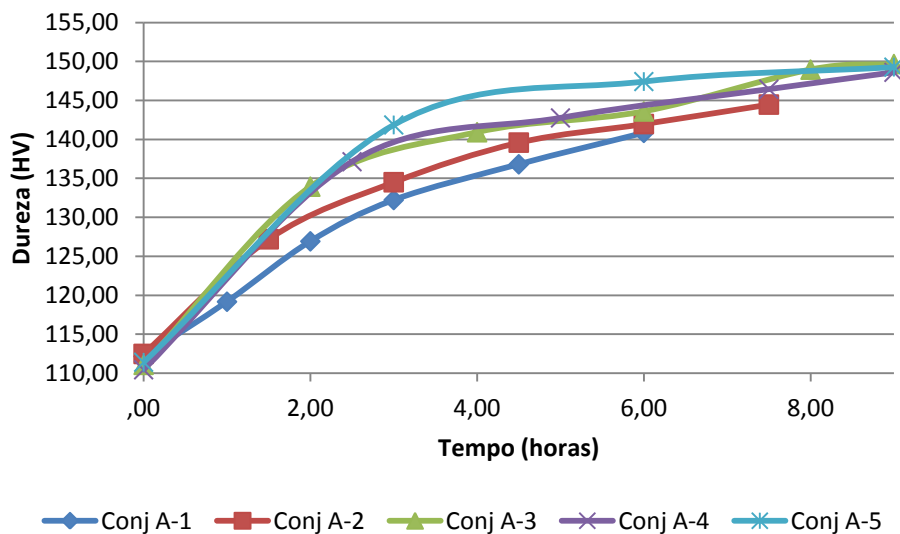


Figura 4.6 - Evolução da microdureza das amostras submetidas ao envelhecimento interrompido a 190°C (T6I4) em função dos tempos utilizados em cada etapa da interrupção.

Fonte: Próprio autor.

Analisando as curvas de microdurezas obtidas em função do tempo de envelhecimento interrompido, pode-se concluir que as amostras A-5 apresentaram um comportamento mais satisfatório do que as outras amostras deste lote em termos de ganho de dureza. Esse grupo de amostras foi submetido a 03 envelhecimentos de maior duração cada um (03 h em cada um).

Na análise dessa técnica de envelhecimento interrompido deve-se levar em consideração o tempo total do tratamento. No exemplo citado o tempo total gasto (amostras do grupo A5) foi muito longo (17 horas), para um ganho relativamente pequeno na dureza, o que é inviável para as indústrias tanto em termos de custo, trabalho e tempo total de execução.

As amostras do lote B foram submetidas aos envelhecimentos interrompidos às temperaturas entre 182 e 240°C por intervalos de tempo desde 143 até 10 min (em cada envelhecimento) respectivamente, ou seja, para temperaturas menores foram utilizados tempos maiores. As 20 (vinte) amostras desse lote (em grupos de duas em duas) foram submetidas a 02 (dois) envelhecimentos. A Tabela 4.5 mostra as microdurezas Vickers obtidas após cada um dos envelhecimentos interrompidos realizados. Após a solubilização, as amostras foram temperadas em água (a 20°C) e foram submetidas aos envelhecimentos interrompidos às temperaturas e tempos indicados. Entre um envelhecimento e outro, as amostras foram mantidas no freezer por 04 (quatro) dias (T6I6).

Tabela 4.5 - Microdurezas obtidas com os tratamentos de solubilização (500°C por 2,25h) e envelhecimentos interrompidos (T6I6) às temperaturas e tempos indicados para a liga AA2024.

LOTE B Amostras	Temperatura (°C)	Tempo (min) por envelhecimento	Microdurezas (HV)		
			Inicial	1° Envelhec.	2° Envelhec.
B1	182	143	108 ± 2	136 ± 3	141 ± 2
B2	190	120	109 ± 3	125 ± 3	132 ± 4
B3	209	85	109 ± 2	132 ± 4	138 ± 3
B4	212	90	109 ± 3	134 ± 2	142 ± 2
B5	220	40	108 ± 2	133 ± 3	143 ± 2
B6	225	57	108 ± 4	142 ± 1	134 ± 3
B7	230	20	111 ± 4	121 ± 2	131 ± 4
B8	234	15	108 ± 2	117 ± 4	122 ± 3
B9	237	28	108 ± 3	142 ± 2	135 ± 3
B10	240	10	110 ± 3	117 ± 4	130 ± 4

Fonte: Próprio autor

As amostras do lote C foram submetidas aos envelhecimentos interrompidos às temperaturas entre 202 e 243°C por intervalos de tempo desde 180 até 33 min (em cada envelhecimento) respectivamente, ou seja, para temperaturas menores foram utilizados tempos maiores.

A Tabela 4.6 mostra as microdurezas Vickers obtidas após cada um dos envelhecimentos interrompidos realizados. Após a solubilização, as amostras foram temperadas em água (a 20°C) e foram submetidas aos envelhecimentos interrompidos às temperaturas e tempos indicados. Entre um envelhecimento e outro, as amostras foram mantidas à temperatura ambiente por 04 (quatro) horas (T6I4).

Tabela 4.6 - Microdurezas obtidas com os tratamentos de solubilização (495°C por 2,25h) e envelhecimentos interrompidos às temperaturas e tempos indicados para a liga AA2024.

LOTE C	Envelhecimentos		Microdurezas (HV)			
	Temp. (°C)	Tempo (min)	Inicial	1° Envelhec.	2° Envelhec.	3° Envelhec.
C1	202	180	108 ± 3	151 ± 2	147 ± 3	148 ± 2
C2	207	103	110 ± 4	152 ± 2	145 ± 2	144 ± 3
C3	216	80	109 ± 3	152 ± 3	146 ± 3	139 ± 4
C4	225	57	109 ± 3	148 ± 2	146 ± 2	140 ± 3
C5	243	33	108 ± 2	136 ± 4	137 ± 3	131 ± 3

Fonte: Próprio autor.

O ensaio de microdureza para os lotes (A, B e C) foi realizado imediatamente após o fim da interrupção do envelhecimento artificial, ou seja, as medidas de dureza realizadas após o final do segundo e/ou ao final do terceiro envelhecimento já contêm as influências do envelhecimento artificial e também as da etapa de interrupção.

Tabela 4.7 - Comparação das microdurezas obtidas com o envelhecimento contínuo e com os envelhecimentos interrompidos (T6I4 e T6I6).

Comparação entre os Envelhecimentos realizados à Temperatura de 190°C					
Tempo de Envelhecimento (h)	Envelhecimento Contínuo	Envelhecimento Interrompido Lotes A e C (T6I4)		Envelhecimento Interrompido Lote B (T6I6)	
	Microdureza (HV)	Microdureza (HV)	Número de Envelhecimentos	Microdureza (HV)	Número de Envelhecimentos
2,0	133 ± 4	127 ± 3	02 de 1,0h	125 ± 3	01
3,0	133 ± 6	132 ± 4	03 de 1,0h	---	---
		135 ± 4	02 de 1,5h		
4,0	138 ± 5	141 ± 3	02 de 2,0h	132 ± 4	02
5,0	140 ± 5	143 ± 2	02 de 2,5h	---	---
6,0	143 ± 1	141 ± 4	05 (3 de 1,0 e 2 de 1,5h)	---	---
		142 ± 3	04 de 1,5h		
		144 ± 3	03 de 2,0h		
		147 ± 4	02 de 3,0h		
8,0	143 ± 2	149 ± 3	04 de 2,0h	---	---
9,0	141 ± 1	149 ± 2	03 de 3,0h	---	---

Fonte: Próprio autor.

A análise da Tabela 4.5 possibilita a comparação dos resultados apresentados pelo método de envelhecimento contínuo e de envelhecimento interrompido (T6I4):

- Pela análise da referida tabela, percebe-se que de um modo geral as durezas resultantes são muito próximas. Essa conclusão apresentada está em acordo com a conclusão a que chegaram RISANTI *et al.* (2010).
- Neste experimento, quando se utiliza tempos menores e conseqüentemente maiores números de envelhecimentos, a influência sobre a dureza parece insignificante. Por exemplo, o envelhecimento contínuo a 190°C por 6h resultou na dureza de 143 HV enquanto que 05 (cinco) envelhecimentos interrompidos (T6I4) a 190°C (1h + 1h + 1h + 1,5h + 1,5h) totalizando 6h de forno, com intervalos de 04 h à temperatura ambiente entre cada envelhecimento, totalizando 22 h, proporcionaram a dureza de 141 HV.

Chen *et al.* (2013) concluíram em seu trabalho que a ineficiência do envelhecimento interrompido T6I4 completo realizado se deve à reversão parcial ou completa de clusters de 01 nm. Afirmaram também que além da formação de novos clusters, o envelhecimento secundário em 65°C promove de fato o engrossamento de clusters, mas parece que eles não têm qualquer influência significativa sobre o endurecimento subsequente após o reenvio a 177°C e que após o envelhecimento secundário, a dureza resultante se mostrou igual à dos materiais envelhecidos à temperatura ambiente durante mais de 24 h.

- Em contrapartida, quando se utiliza tempos maiores (02 ou 3h) e menor número de envelhecimentos interrompidos (04 e 03 respectivamente), o resultado foi muito interessante, pois esses envelhecimentos interrompidos A4 e A5 (Tabela 4.4) proporcionaram o pico com dureza mais elevada, comparativamente ao envelhecimento contínuo.
- Dentre os dois envelhecimentos interrompidos mencionados, o que merece destaque é o A-5 que foi realizado com 03 envelhecimentos de 3h, com um tempo total de 17 horas (9h de envelhecimento artificial e 8h de envelhecimento natural), enquanto o tempo total do A4 foi de 20h (8h de artificial e 12h de natural). O fator limitante continua sendo o tempo total gasto se comparado ao envelhecimento contínuo

4.3 Gastos de Energia nos Processos de Tratamento Térmico

As duas variáveis mais importantes na realização dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio são a temperatura e o tempo. A combinação entre o tempo e a temperatura de processamento térmico é especialmente importante do ponto de vista econômico.

O processamento térmico adiciona um custo significativo ao custo final do componente, conseqüentemente, a redução do ciclo de tratamento térmico levará à economia de energia ao mesmo tempo em que oferece boas características mecânicas e tribológicas.

Este estudo mostra o gasto relativo de energia em cada um dos processos de solubilização e envelhecimento a que foram submetidos os lotes de amostras da parte experimental. A Figura 4.7 mostra graficamente o ciclo completo de solubilização (510°C – 3h) e envelhecimento contínuo (160°C – 2h) a que foi submetido o 1º lote de amostras. Foi utilizado o forno elétrico do tipo mufla, da marca EDG, modelo 3000 3P Inox, dimensões internas de 220 x 150 x 100 (mm) e potência máxima de 1,8 kW. O equipamento pertence ao Laboratório de Metalurgia e Materiais da Universidade Federal de Itajubá (LMM).

4.3.1 Cálculo dos Gastos de Energia

A Figura 4.7 mostra graficamente as etapas de solubilização e envelhecimento do 1º lote de amostras da Tabela 4.6.

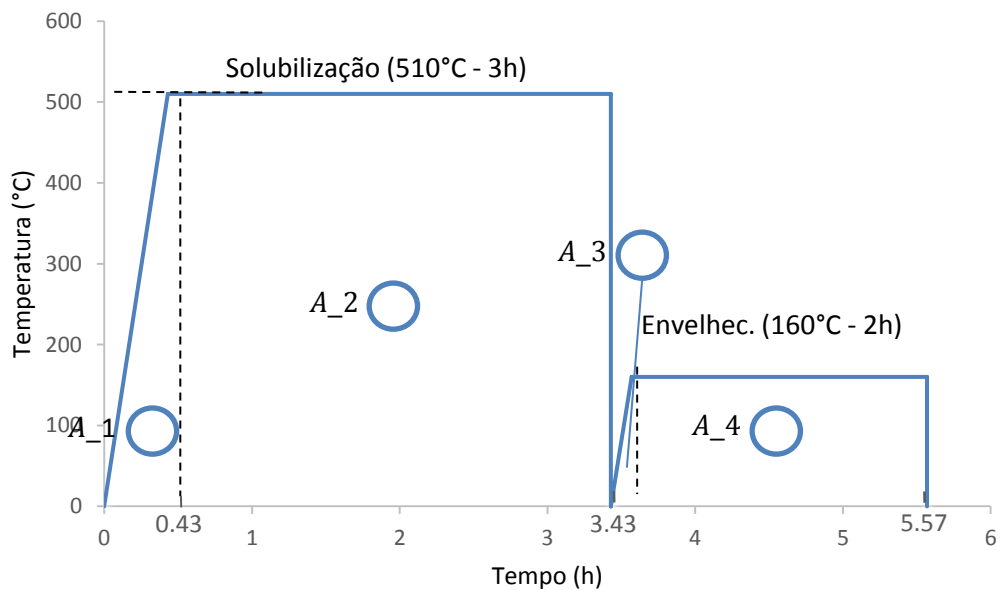


Figura 4.7 - Representação gráfica do ciclo de solubilização e envelhecimento realizado no lote nº 1 das amostras do procedimento experimental.

Fonte: Próprio autor.

A rampa de aquecimento utilizada foi de 20°C/min (1200°C/h).

Os cálculos da energia gasta em cada etapa do lote nº 1 são mostrados a seguir:

Etapa A₁ → Aquecimento → Solubilização

$$t = \frac{510^{\circ}C}{1200^{\circ}C/h} = 0,425 (h)$$

$$E = P \cdot t = 1,8 \cdot 0,425 = 0,765 (kWh)$$

Etapa A₂ → Manutenção → Solubilização

A potência necessária para a manutenção da temperatura é de aproximadamente 10% da potência nominal do forno, conforme medições realizadas da corrente elétrica em função do tempo que o mesmo fica ligado nesta etapa.

$$E = (10\%P) \cdot t = 0,18 \cdot 3 = 0,540 (kWh)$$

Etapa A₃ → Aquecimento → Envelhecimento

$$t = \frac{160}{1200} = 0,134 (h)$$

$$E = P \cdot t = 1,8 \cdot 0,134 = 0,240 (kWh)$$

Etapa A₄ → Manutenção → Envelhecimento

$$E = (10\%P) \cdot t = 0,18 \cdot 2 = 0,360 (kWh)$$

$$E_{Solubilização} = E_{Aquecimento} + E_{Manutenção} = 0,780 + 0,540 = 1,305 (kWh)$$

$$E_{Envelhecimento} = E_{Aquecimento} + E_{Manutenção} = 0,240 + 0,360 = 0,600 (kWh)$$

$$E_{Total} = E_{Solubilização} + E_{Envelhecimento} = 1,305 + 0,600 = 1,905 (kWh)$$

4.3.2 Resultados dos Gastos de Energia em relação às Durezas obtidas

A Tabela 4.8 mostra as durezas resultantes e os respectivos gastos de energia em função da temperatura e do tempo, tanto de solubilização quanto de envelhecimento da liga.

Tabela 4.8 - Durezas resultantes e respectivos gastos de energia para os tratamentos de solubilização e envelhecimento da liga AA2024.

Solubilização		Envelhecimento		Microdureza HV	GASTO DE ENERGIA (kWh)		
T (°C)	t (h)	T(°C)	t (h)		Solubilização	Envelhecimento	TOTAL
510	3,0	160	2,0	133	1,305	0,600	1,905
			4,0	131	1,305	0,960	2,265
			6,0	133	1,305	1,320	2,625
525	2,0	190	3,0	133	1,148	0,825	1,973
			5,0	153	1,148	1,185	2,333
			7,0	158	1,148	1,545	2,693
475	2,0	210	2,0	136	1,073	0,675	1,748
	4,0	210	2,0	138	1,433	0,675	2,108
	6,0	210	2,0	136	1,793	0,675	2,468
510	5,0	210	1,0	140	1,665	0,495	2,160
			3,0	156	1,665	0,855	2,520
			5,0	132	1,665	1,215	2,880
			7,0	128	1,665	1,575	3,240

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.8 - Durezas resultantes e respectivos gastos de energia para os tratamentos de solubilização e envelhecimento da liga AA2024.

Solubilização		Envelhecimento		Microdureza HV	GASTO DE ENERGIA (kWh)		
T (°C)	t (h)	T(°C)	t (h)		Solubilização	Envelhecimento	TOTAL
510	3,0	220	0,5	139	1,305	0,420	1,725
			1,0	155	1,305	0,510	1,815
			1,5	140	1,305	0,600	1,905
525	4,0	230	1,0	145	1,508	0,525	2,033
			3,0	122	1,508	0,885	2,393
			5,0	121	1,508	1,245	2,753
		234	0,7	139	1,508	0,477	1,985
			1,5	141	1,508	0,621	2,129
			2,1	138	1,508	0,729	2,237
510	5,0	242	0,5	151	1,665	0,453	2,118
			1,2	126	1,665	0,579	2,244
			1,6	121	1,665	0,651	2,316
			1,8	124	1,665	0,687	2,352

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.9 - Comparação entre os envelhecimentos contínuos e interrompidos em termos de dureza resultante e gastos de energia.

Comparação entre os Envelhecimentos realizados à Temperatura de 190°C					
Tempo total de Envelhecimento (h)	Envelhecimento Contínuo	Envelhecimento Interrompido Lotes A e C (T6I4)		GASTOS DE ENERGIA (kWh)	
	Microdureza (HV)	Microdureza (HV)	Número de Envelhecimentos	Envelhecimento Contínuo	Envelhecimento Interrompido
2,0	133	127	02 de 1,0h	0,645	0,930
3,0	133	132	03 de 1,0h	0,825	1,395
		135	02 de 1,5h	0,825	1,110
4,0	138	141	02 de 2,0h	1,005	1,290
5,0	140	143	02 de 2,5h	1,185	1,470
6,0	143	141	05 (3 de 1,0 e 2 de 1,5h)	1,365	2,505
		142	04 de 1,5h	1,365	2,220
		144	03 de 2,0h	1,365	1,935
		147	02 de 3,0h	1,365	1,650
8,0	143	149	04 de 2,0h	1,725	2,580
9,0	141	149	03 de 3,0h	1,905	2,475

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.10 - Durezas resultantes e respectivos gastos de energia para todos os tratamentos de solubilização e envelhecimento contínuo realizados no 1º grupo de experimentos

	Nº	Solubilização		Envelhecimento		Dureza HV	Gasto total de energia	Tipo de Envelhecimento
		Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)			
Grupo 01	01	498	2,4	190	5,0	151	2,364	Contínuo
	02	498	2,4	190	7,0	136	2,724	
	03	498	2,4	210	3,0	150	2,034	
	04	498	2,4	220	1,0	145	1,689	
	05	498	2,4	242	0,5	119	1,632	
Grupo 02	06	475	2,0	210	2,5	136	1,838	Contínuo
	07	475	4,0	210	2,5	138	2,198	
	08	475	6,0	210	2,5	137	2,558	
Grupo 03	09	510	3,0	160	2,0	133	1,905	Contínuo
	10	510	3,0	160	4,0	131	2,265	
	11	510	3,0	160	6,0	133	2,625	
Grupo 04	12	510	3,0	220	0,5	140	1,725	Contínuo
	13	510	3,0	220	1,0	154	1,815	
	14	510	3,0	220	1,5	144	1,905	
Grupo 05	15	510	5,0	210	1,0	140	2,160	Contínuo
	16	510	5,0	210	3,0	156	2,520	
	17	510	5,0	210	5,0	132	2,880	
	18	510	5,0	210	7,0	129	3,240	
Grupo 06	19	510	5,0	242	0,5	150	2,118	Contínuo
	20	510	5,0	242	1,2	126	2,244	
	21	510	5,0	242	1,6	121	2,316	
	22	510	5,0	242	1,7	124	2,334	

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.10 - Durezas resultantes e respectivos gastos de energia para todos os tratamentos de solubilização e envelhecimento contínuo realizados no 1º grupo de experimentos

	Nº	Solubilização		Envelhecimento		Dureza	Gasto total de energia	Tipo de Envelhecimento
		Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	HV		
Grupo 07	23	515	2,2	234	0,7	139	1,646	Contínuo
	24	515	2,2	234	1,5	141	1,790	
	25	515	2,2	234	2,1	138	1,898	
Grupo 08	26	525	2,0	190	3,0	133	1,973	Contínuo
	27	525	2,0	190	5,0	154	2,333	
	28	525	2,0	190	7,0	158	2,693	
Grupo 09	29	525	4,0	230	1,0	145	2,033	Contínuo
	30	525	4,0	230	3,0	122	2,393	
	31	525	4,0	230	5,0	121	2,753	

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.11 - Durezas médias resultantes e respectivos gastos de energia para todos os tratamentos de solubilização e envelhecimento interrompidos realizados no 1º grupo de experimentos.

	Nº	Solubilização		Envelhecimento		Dureza	GASTO TOTAL DE ENERGIA	Envelhecimentos interrompidos
		Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	HV		
Grupo 10	32	500	2,0	202	3,0	151	1,953	1º
	33	500	2,0	202	6,0	147	2,796	2º
	34	500	2,0	202	9,0	148	3,639	3º
	35	500	2,0	207	1,7	152	1,727	1º
	36	500	2,0	207	3,4	145	2,343	2º
	37	500	2,0	207	5,2	144	2,978	3º
	38	500	2,0	216	1,3	152	1,668	1º
	39	500	2,0	216	2,7	146	2,244	2º
	40	500	2,0	216	4,0	139	2,802	3º
	41	500	2,0	225	0,9	148	1,610	1º
	42	500	2,0	225	1,9	145	2,127	2º
	43	500	2,0	225	2,8	140	2,627	3º
	44	500	2,0	243	0,6	136	1,583	1º
	45	500	2,0	243	1,1	137	2,037	2º
46	500	2,0	243	1,7	131	2,510	3º	
Grupo 11	47	508	1,9	190	1,0	124	1,569	1º
	48	508	1,9	190	2,0	130	2,034	2º
	49	508	1,9	190	3,0	131	2,499	3º
	50	508	1,9	190	4,5	132	3,054	4º
	51	508	1,9	190	6,0	145	3,609	5º
	52	508	1,9	190	1,5	135	1,659	1º
	53	508	1,9	190	3,0	135	2,214	2º
	54	508	1,9	190	4,5	138	2,769	3º
	55	508	1,9	190	6,0	134	3,324	4º
	56	508	1,9	190	7,5	145	3,879	5º
	57	508	1,9	190	2,0	140	1,749	1º
	58	508	1,9	190	4,0	142	2,394	2º
	59	508	1,9	190	6,0	144	3,039	3º
	60	508	1,9	190	8,0	150	3,684	4º
61	508	1,9	190	9,0	151	4,149	5º	
62	508	1,9	190	2,5	131	1,839	1º	
63	508	1,9	190	5,0	142	2,574	2º	
64	508	1,9	190	7,5	147	3,309	3º	
65	508	1,9	190	9,0	143	3,864	4º	
66	508	1,9	190	3,0	144	1,929	1º	
67	508	1,9	190	6,0	145	2,754	2º	
68	508	1,9	190	9,0	149	3,579	3º	

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.11 - Durezas médias resultantes e respectivos gastos de energia para todos os tratamentos de solubilização e envelhecimento interrompidos realizados no 1º grupo de experimentos.

	Nº	Solubilização		Envelhecimento		Dureza	GASTO TOTAL DE ENERGIA	Envelhecimentos interrompidos
		Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	HV		
Grupo 12	69	514	2,2	212	1,5	144	1,755	1º
	70	514	2,2	212	3,0	145	2,343	2º
	71	514	2,2	220	0,7	124	1,623	1º
	72	514	2,2	220	1,3	128	2,061	2º
	73	514	2,2	230	0,3	121	1,566	1º
	74	514	2,2	230	0,7	131	1,983	2º
	75	514	2,2	234	0,2	117	1,554	1º
	76	514	2,2	234	0,5	122	1,959	2º
	77	514	2,2	240	0,2	117	1,563	1º
Grupo 13	78	514	2,2	240	0,3	130	1,941	2º
	79	508	2,4	182	2,4	136	1,899	1º
	80	508	2,4	182	4,8	141	2,604	2º
	81	508	2,4	196	1,9	140	1,830	1º
	82	508	2,4	196	3,8	152	2,466	2º
	83	508	2,4	209	1,4	152	1,760	1º
	84	508	2,4	209	2,8	152	2,325	2º
	85	508	2,4	225	0,9	145	1,694	1º
	86	508	2,4	225	1,9	136	2,211	2º
	87	508	2,4	237	0,4	142	1,622	1º
	88	508	2,4	237	0,9	135	2,067	2º

Fonte: Próprio autor.

4.3.3 Análise dos Gastos de Energia e Discussão dos Resultados

Em função do grande número de variáveis envolvidas nos gastos de energia dos processos de solubilização e envelhecimento das ligas de alumínio, optou-se por fixar a dureza obtida com esses tratamentos na faixa de $142,5 \pm 2,5$ HV por ser a faixa de durezas máximas obtidas com esses tratamentos. Os processos que apresentaram dureza na faixa adotada foram agrupados na Tabela 4.12 e os gastos foram calculados.

Estes gastos foram ordenados de modo crescente para facilitar a análise comparativa dentre os vários processos.

Tabela 4.12 - Comparação dos gastos de energia entre os processos de solubilização e envelhecimento que apresentaram durezas na faixa de 140 a 145 HV.

Nº	Solubilização		Envelhecimento		Dureza	GASTO TOTAL	Tipo de Envelhecimento
	Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	HV		
01	498	2,0	220	1,0	145	1,617	Contínuo
02	508	2,4	237	0,4	142	1,622	Contínuo
03	498	2,4	220	1,0	145	1,689	Contínuo
04	508	2,4	225	0,9	145	1,694	Interrompido (T6I6)
05	510	3,0	220	0,5	140	1,725	Contínuo
06	500	2,2	212	1,5	142	1,734	Interrompido (T6I6)
07	508	1,9	190	2,0	140	1,749	Contínuo

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.12 - Comparação dos gastos de energia entre os processos de solubilização e envelhecimento que apresentaram durezas na faixa de 140 a 145 HV.

N°	Solubilização		Envelhecimento		Dureza	GASTO TOTAL	Tipo de Envelhecimento
	Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	HV		
08	508	2,4	196	1,9	140	1,830	Contínuo
09	510	3,0	220	1,5	144	1,905	Contínuo
10	525	4,0	230	1,0	145	2,033	Contínuo
11	514	2,2	212	1,5	145	2,073	Interrompido (T6I4)
12	500	2,0	225	1,9	145	2,127	Interrompido (T6I6)
13	510	5,0	210	1,0	140	2,160	Contínuo
14	500	2,3	182	4,8	141	2,287	Contínuo
15	495	2,0	190	5,0	140	2,288	Contínuo
16	508	2,0	190	6,0	141	2,505	Interrompido (T6I4)
17	508	2,4	182	4,8	141	2,604	Interrompido (T6I6)
18	508	2,0	190	4,5	140	2,787	Interrompido (T6I4)
19	495	2,0	190	10,0	140	3,188	Contínuo
20	495	2,0	160	11,0	140	3,323	Contínuo

Fonte: Próprio autor.

A análise da Tabela 4.12 permite concluir que:

- A temperatura de envelhecimento é a variável de maior influência nos gastos de energia do processo. A sua grande influência está relacionada ao tempo de envelhecimento, pois com o aumento da respectiva temperatura, há uma redução significativa no tempo de envelhecimento.
- Tomando como exemplo os extremos dos gastos da tabela (processos N° 01 e 20), verifica-se que o fato de se reduzir a temperatura de envelhecimento de 220°C para 160°C (redução de 27,3%), o tempo necessário de permanência no forno aumenta de 1,0 para 11,0 h (aumento de 90,9%), resultando num aumento nos gastos de energia praticamente de 200%.
- Comparando os processos N° 04 e 17, ambos foram submetidos ao envelhecimento interrompido T6I6 (envelhecimentos artificiais intercalados por manutenção no freezer) foi possível também constatar a influência positiva na redução dos gastos de energia quando se utiliza temperaturas maiores no envelhecimento.
- Analisando os processos N° 07 e 15, verifica-se que as maiores temperaturas de solubilização propiciam um menor tempo de envelhecimento para se alcançar a dureza requerida, conseqüentemente resultando em redução dos gastos de energia.

Os resultados obtidos comprovam que, no envelhecimento, a maior influência nos gastos de energia é da temperatura e não do tempo.

4.4 Redes Neurais Artificiais (RNA)

O uso de redes neurais complexas para a maioria dos ensaios foi evitado porque o aumento de camadas aumenta pouco a qualidade do resultado, mas aumenta muito a complexidade e dificuldade de convergência da rede. O objetivo é que a rede responda de acordo com as características presentes nos dados de entrada e não exatamente igual aos dados de entrada. Buscou-se obter modelos que não fossem muito rígidos a ponto de não modelar fielmente os dados, mas que também não fossem excessivamente flexíveis a ponto de modelar também o ruído presente nos dados.

4.4.1 Primeiro Modelo testado - Entrada Microdureza e saídas Temperaturas e tempos de solubilização e de envelhecimento

Diversos treinamentos foram realizados e chegou-se à conclusão que, para a primeira etapa, em que as redes possuem microdureza como entrada e como saídas as temperaturas e tempos de solubilização e de envelhecimento, a rede criada com 2 camadas ocultas com 15 neurônios cada e parada prematura do treinamento na época 24 apresentou os melhores resultados. Desta forma, o modelo neural foi implementado com a topologia 1 - 15 - 15 - 4 (1 variável de entrada, 15 neurônios nas camadas intermediárias e 4 variáveis de saída), conforme representado na Figura 4.8.

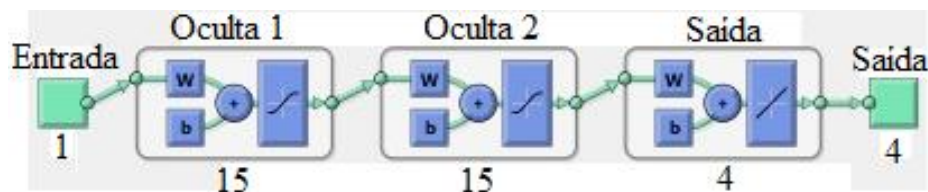


Figura 4.8 - Representação da RNA implementada.
Fonte: Próprio autor.

As saídas geradas pela rede implementada são mostradas na Tabela 4.13, onde constam também os erros resultantes da diferença entre estas saídas geradas (*outputs*) e as saídas desejadas (*targets*) e ainda uma coluna com estes erros transformados pela regra de normalização.

Tabela 4.13 - Saídas geradas pela rede implementada.

Nº	Saídas Geradas (<i>outputs</i>)				Erros (<i>Outputs - Targets</i>)				Erros Normalizados			
	Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)
01	506,4	2,434	212,1	4,414	-8,4	-0,001	-22,1	0,586	0,2	0,341	0,3	0,484
02	489,1	3,261	208,1	2,436	8,9	-0,828	-18,1	4,564	0,7	0,168	0,4	0,912
03	505,7	2,53	218,8	4,233	-7,7	-0,097	-8,8	-1,233	0,2	0,321	0,4	0,289
04	506,4	1,819	201,8	4,241	-8,4	0,614	18,2	-3,241	0,2	0,469	0,7	0,073
05	500,2	2,663	241,5	-0,654	-2,2	-0,23	0,5	1,154	0,4	0,293	0,5	0,545
06	490,1	3,255	210	2,364	-15,1	-1,255	0	0,136	0	0,079	0,5	0,436
07	491,4	2,766	210,4	2,063	-16,4	1,234	-0,4	0,437	0	0,599	0,5	0,468
08	488,2	3,249	205,9	2,518	-13,2	2,751	4,1	-0,018	0,1	0,915	0,6	0,419
09	508,5	1,731	166	3,62	1,5	1,269	-6	-1,62	0,5	0,606	0,5	0,247
10	504,5	3,139	212,5	2,472	5,5	-0,139	-52,5	1,528	0,6	0,312	0	0,585
11	509,1	1,745	167,1	3,574	0,9	1,255	-7,1	2,426	0,5	0,603	0,5	0,682
12	507	2,379	222,6	1,209	3	0,621	-2,6	-0,709	0,6	0,471	0,5	0,345
13	509,5	2,046	194,8	4,922	0,5	0,954	25,2	-3,922	0,5	0,54	0,8	0
14	507,1	1,998	199,8	4,52	2,9	1,002	20,2	-3,02	0,5	0,55	0,7	0,097
15	507	2,365	221,4	1,363	3	2,635	-11,4	-0,363	0,6	0,891	0,4	0,382
16	522	1,842	180,7	4,801	-12	3,158	29,3	-1,801	0,1	1	0,8	0,228
17	508,2	2,421	195,4	3,26	1,8	2,579	14,6	1,74	0,5	0,879	0,7	0,608
18	512	3,822	208,5	2,996	-2	1,178	1,5	4,004	0,4	0,587	0,6	0,851
19	506	2,5	216,3	4,299	4	2,5	25,7	-3,799	0,6	0,863	0,8	0,013
20	510,3	3,313	240,2	1,579	-0,3	1,687	1,8	-0,412	0,5	0,693	0,6	0,377
21	520,2	2,805	239,5	1,921	-10,2	2,195	2,5	-0,338	0,2	0,799	0,6	0,385
22	514,9	2,867	229,8	1,81	-4,9	2,133	12,2	-0,06	0,3	0,786	0,7	0,415
23	504,1	2,454	226,8	0,665	10,9	-0,204	7,2	0,002	0,8	0,298	0,6	0,421
24	507,3	2,173	210,7	2,435	7,7	0,077	23,3	-0,935	0,7	0,357	0,8	0,321
25	502,6	2,467	225	0,824	12,4	-0,217	9	1,259	0,8	0,296	0,6	0,557
26	509,1	1,745	167,1	3,574	15,9	0,255	22,9	-0,574	0,9	0,394	0,8	0,36
27	508,6	2,12	198,6	4,804	16,4	-0,12	-8,6	0,196	0,9	0,316	0,4	0,442
28	524	1,85	189,1	4,86	1	0,15	0,9	2,14	0,5	0,372	0,5	0,651
29	506,2	1,791	202	4,182	18,8	2,209	28	-3,182	1	0,802	0,8	0,079
30	516,9	2,846	233,1	1,869	8,1	1,154	-3,1	1,131	0,7	0,582	0,5	0,543
31	521	2,727	244,3	1,733	4	1,273	-14,3	3,267	0,6	0,607	0,4	0,772
32	507,2	2,318	206,7	4,566	-7,2	-0,318	-4,7	-1,566	0,3	0,275	0,5	0,253
33	502,1	2,222	201,6	4,077	-2,1	-0,222	0,4	1,923	0,4	0,295	0,5	0,628
34	498,8	2,66	212,7	3,656	1,2	-0,66	-10,7	5,344	0,5	0,203	0,4	0,995
35	507,9	2,202	202,4	4,691	-7,9	-0,202	4,6	-2,974	0,2	0,299	0,6	0,102
36	506,2	1,791	202	4,182	-6,2	0,209	5	-0,749	0,3	0,385	0,6	0,341
37	506,7	1,898	201,1	4,366	-6,7	0,102	5,9	0,784	0,3	0,362	0,6	0,505
38	507,9	2,198	202,3	4,696	-7,9	-0,198	13,7	-3,363	0,2	0,3	0,7	0,06
39	505,1	1,894	201,7	4,159	-5,1	0,106	14,3	-1,492	0,3	0,363	0,7	0,261
40	505,9	2,441	228,4	0,533	-5,9	-0,441	-12,4	3,467	0,3	0,249	0,4	0,794
41	498,7	2,727	218,4	3,6	1,3	-0,727	6,6	-2,65	0,5	0,189	0,6	0,137
42	505,9	1,807	202	4,166	-5,9	0,193	23	-2,266	0,3	0,381	0,8	0,178
43	506,9	2,347	220	1,529	-6,9	-0,347	5	1,321	0,3	0,269	0,6	0,563
44	491,1	3,236	211,2	2,333	8,9	-1,236	31,8	-1,783	0,7	0,083	0,9	0,23

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.13 - Saídas geradas pela rede implementada.

N°	Saídas Geradas (<i>outputs</i>)				Erros (<i>Outputs - Targets</i>)				Erros Normalizados			
	Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)	Ts (°C)	ts (h)	Te (°C)	te (h)
45	489,1	3,261	208,1	2,436	10,9	-1,261	34,9	-1,336	0,8	0,078	0,9	0,278
46	504,8	3,02	211,7	2,621	-4,8	-1,02	31,3	-0,971	0,3	0,128	0,9	0,317
47	514,6	2,878	230,2	1,794	-6,6	-0,961	-40,2	-0,794	0,3	0,14	0,1	0,336
48	507,7	3,222	203,6	2,869	0,3	-1,305	-13,6	-0,869	0,5	0,069	0,4	0,328
49	505	3,174	211,5	2,48	3	-1,257	-21,5	0,52	0,6	0,079	0,3	0,477
50	506,2	2,76	206,2	2,962	1,8	-0,843	-16,2	1,538	0,5	0,165	0,4	0,586
51	506,5	1,83	201,7	4,259	1,5	0,087	-11,7	1,741	0,5	0,359	0,4	0,608
52	498,9	2,68	194,3	3,346	9,1	-0,763	-4,3	-1,846	0,7	0,182	0,5	0,223
53	496,2	2,903	201,8	2,962	11,8	-0,986	-11,8	0,038	0,8	0,135	0,4	0,425
54	500,5	2,493	222,4	1,054	7,5	-0,576	-32,4	3,446	0,7	0,221	0,2	0,791
55	506,1	1,938	171,9	3,77	1,9	-0,021	18,1	2,23	0,5	0,337	0,7	0,661
56	506,5	1,843	201,6	4,281	1,5	0,074	-11,6	3,219	0,5	0,356	0,4	0,767
57	506,9	2,297	216,8	1,885	1,1	-0,38	-26,8	0,115	0,5	0,262	0,3	0,434
58	509,2	1,675	189,8	3,79	-1,2	0,242	0,2	0,21	0,4	0,391	0,5	0,444
59	507,4	2,04	198,8	4,588	0,6	-0,123	-8,8	1,412	0,5	0,315	0,4	0,573
60	502,6	2,65	239,8	3,692	5,4	-0,733	-49,8	4,308	0,6	0,188	0	0,884
61	506,4	2,434	212,1	4,414	1,6	-0,517	-22,1	4,586	0,5	0,233	0,3	0,914
62	504,8	3,02	211,7	2,621	3,2	-1,103	-21,7	-0,121	0,6	0,111	0,3	0,408
63	509,2	1,668	189,2	3,856	-1,2	0,249	0,8	1,144	0,4	0,393	0,5	0,544
64	503,1	2,116	201,3	4,12	4,9	-0,199	-11,3	3,38	0,6	0,299	0,4	0,784
65	508,1	1,978	194,1	4,516	-0,1	-0,061	-4,1	4,484	0,5	0,328	0,5	0,903
66	507,1	1,998	199,8	4,52	0,9	-0,081	-9,8	-1,52	0,5	0,324	0,4	0,258
67	506,5	1,83	201,7	4,259	1,5	0,087	-11,7	1,741	0,5	0,359	0,4	0,608
68	501,3	2,73	241,5	3,612	6,7	-0,813	-51,5	5,388	0,7	0,171	0	1
69	507,4	2,04	198,8	4,588	6,6	0,21	13,2	-3,088	0,7	0,385	0,7	0,09
70	506,3	1,794	202	4,195	7,7	0,456	10	-1,195	0,7	0,436	0,6	0,293
71	514,8	2,873	229,9	1,802	-0,8	-0,623	-9,9	-1,135	0,4	0,211	0,4	0,299
72	511,8	3,884	219	2,55	2,2	-1,634	1	-1,217	0,5	0	0,5	0,29
73	520,2	2,805	239,5	1,921	-6,2	-0,555	-9,5	-1,588	0,3	0,225	0,4	0,251
74	504,5	3,103	212,5	2,508	9,5	-0,853	17,5	-1,841	0,7	0,163	0,7	0,224
75	514,4	2,68	234	0,441	-0,4	-0,43	0	-0,191	0,5	0,251	0,5	0,401
76	516,6	2,849	232,5	1,861	-2,6	-0,599	1,5	-1,361	0,4	0,216	0,6	0,275
77	512,6	2,7	239,7	-0,053	1,4	-0,45	0,3	0,22	0,5	0,247	0,5	0,445
78	506,5	3,204	207,5	2,66	7,5	-0,954	32,5	-2,327	0,7	0,142	0,9	0,171
79	492	3,201	211,3	2,358	16	-0,768	-29,3	0,025	0,9	0,181	0,2	0,424
80	507,7	2,06	205,8	2,781	0,3	0,373	-23,8	1,986	0,5	0,419	0,3	0,635
81	507	2,391	223,8	1,07	1	0,042	-27,8	0,847	0,5	0,35	0,3	0,512
82	508	2,19	202	4,705	0	0,243	-6	-0,872	0,5	0,392	0,5	0,328
83	507,7	2,237	203,6	4,655	0,3	0,196	5,4	-3,238	0,5	0,382	0,6	0,073
84	508	2,19	202	4,705	0	0,243	7	-1,872	0,5	0,392	0,6	0,22
85	506	1,796	202	4,17	2	0,637	23	-3,22	0,5	0,474	0,8	0,075
86	494,1	3,069	207,7	2,613	13,9	-0,636	17,3	-0,713	0,9	0,208	0,7	0,345
87	509,1	1,714	191,7	3,641	-1,1	0,719	45,3	-3,174	0,4	0,491	1	0,08
88	497,9	2,76	196,9	3,223	10,1	-0,327	40,1	-2,29	0,8	0,273	0,9	0,175

Fonte: Próprio autor.

O propósito da normalização é minimizar os problemas oriundos do uso de unidades e dispersões distintas entre as variáveis, colocando todas as saídas (Ts, Te, ts e te) numa mesma escala, facilitando desta forma a comparação visual entre as várias classes de erros geradas. A regra de normalização utilizada tem uma escala que varia de 0 a 1. Os erros são transformados pela regra de normalização *mín-máx*, apresentada a seguir.

$$v' = \frac{v - \text{min}A}{\text{max}A - \text{min}A}$$

sendo:

minA: valor mínimo do atributo A.

maxA: valor máximo do atributo A.

v: valor original do atributo A.

As Figuras 4.9 e 4.10 mostram os histogramas correspondentes a vinte classes de erros obtidas dos resultados apresentados pela Tabela 4.13. A linha laranja mostra a posição de erro nulo. Elas representam a forma como os erros estão distribuídos nos dados de saída.

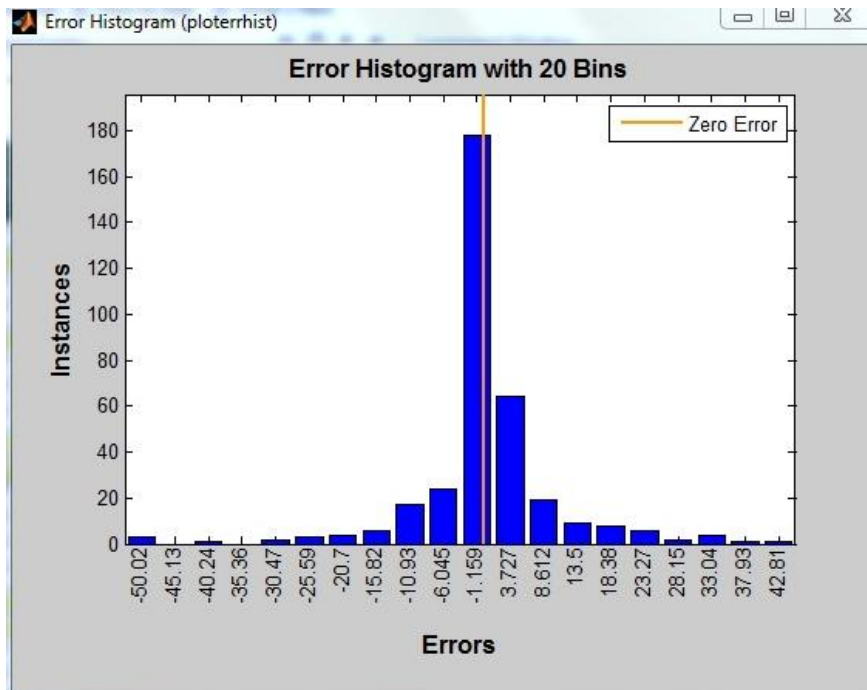


Figura 4.9 - Histograma de erros da rede implementada 1 - 15 - 15 - 4
Fonte: Próprio autor.

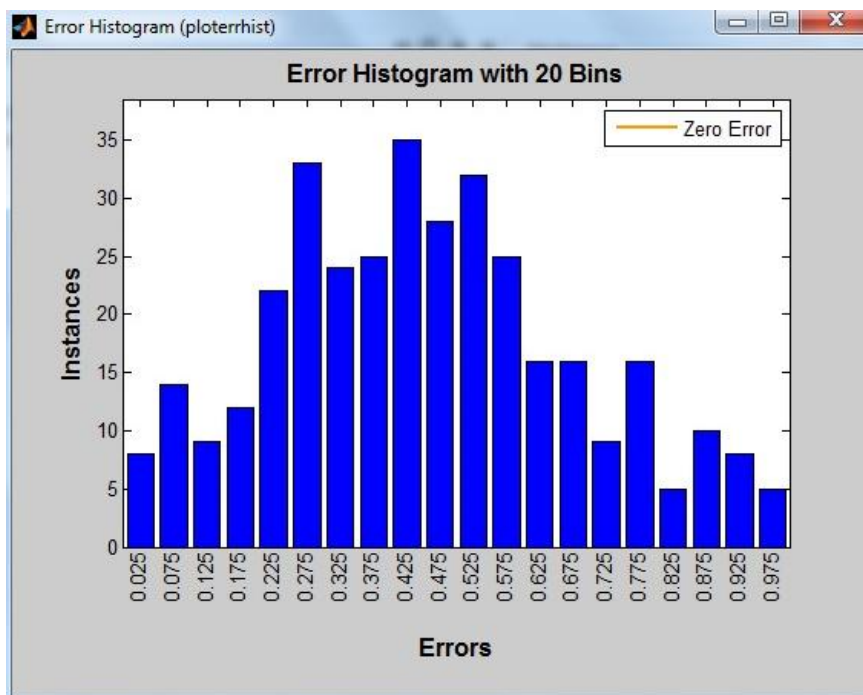


Figura 4.10 - Histograma de erros normalizados da rede implementada 1 - 15 - 15 - 4.
Fonte: Próprio autor.

Para facilitar as análises, foram reunidas em classes na Tabela 4.14 e na Figura 4.11 as variações detectadas nos valores fornecidos pela RNA, representados pelos valores de erro da Tabela 4.13.

A análise permite verificar uma quantidade de erros superior a 47% do total acima de 10%. Este modelo testado com 1 entrada (microdureza) e 4 saídas (temperaturas e tempos de solubilização e de envelhecimento) é relativamente complexo pois são 88 experimentos constantes da tabela e, portanto, para cada valor de microdureza há 4 variáveis diferentes a serem fornecidas pela RNA, totalizando então 352 possibilidades de erros, dificultando um pouco mais a convergência da rede.

Este foi um dos motivos que levaram a testar um novo modelo de RNA, principalmente em termos de comparação dos resultados fornecidos pelos três modelos testados. Neste modelo testado, as variáveis foram reduzidas a duas (temperatura e tempo de envelhecimento) e só foram consideradas as microdurezas obtidas na etapa de envelhecimento, sendo descartadas as microdurezas pertencentes à região do superenvelhecimento, conforme justificado no item 3.2.1.3.2. Deste total de erros possíveis (352), observa-se que 185 ficaram na faixa de 0 a 10%.

Apesar da Figura 4.10 exibir uma dispersão significativa em relação às saídas desejadas, a curva de performance (Figura 3.7) demonstra uma convergência satisfatória e a Figura 3.9 também mostra que os gráficos de regressão gerados para cada conjunto de dados:

treino, validação e teste apresentaram o parâmetro R maior que 0,99 em todos os casos, o que indica uma boa aproximação das saídas geradas pela rede em relação às saídas desejadas.

A Tabela 4.14 e a Figura 4.11 mostram as variações detectadas nos valores fornecidos pela RNA implementada.

Tabela 4.14 - Erros da rede implementada

Classes	Nº erros
> 100%	25
80 a 100%	3
60 a 80%	16
40 a 60%	34
20 a 40%	48
10 a 20%	41
0 a 10%	185
Total	352

Fonte: Próprio autor.

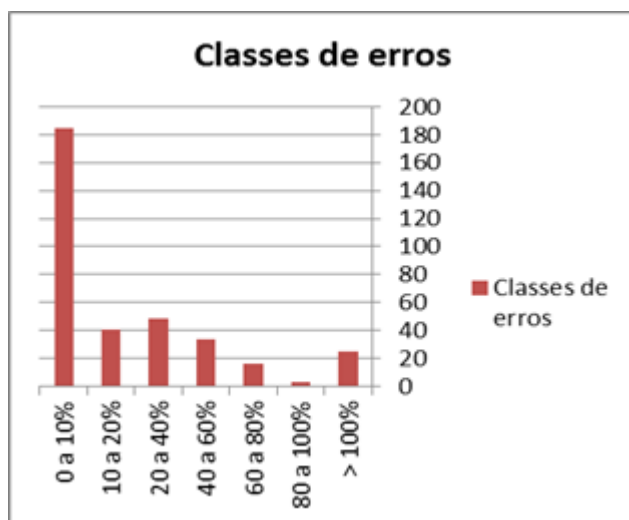


Figura 4.11 - Classes de erros da rede implementada 1 -15 -15 – 4

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.12 mostra a curva aproximada do comportamento da microdureza resultante em relação à temperatura de solubilização (parte superior da figura) e os erros (*targets – outputs*) na parte inferior.

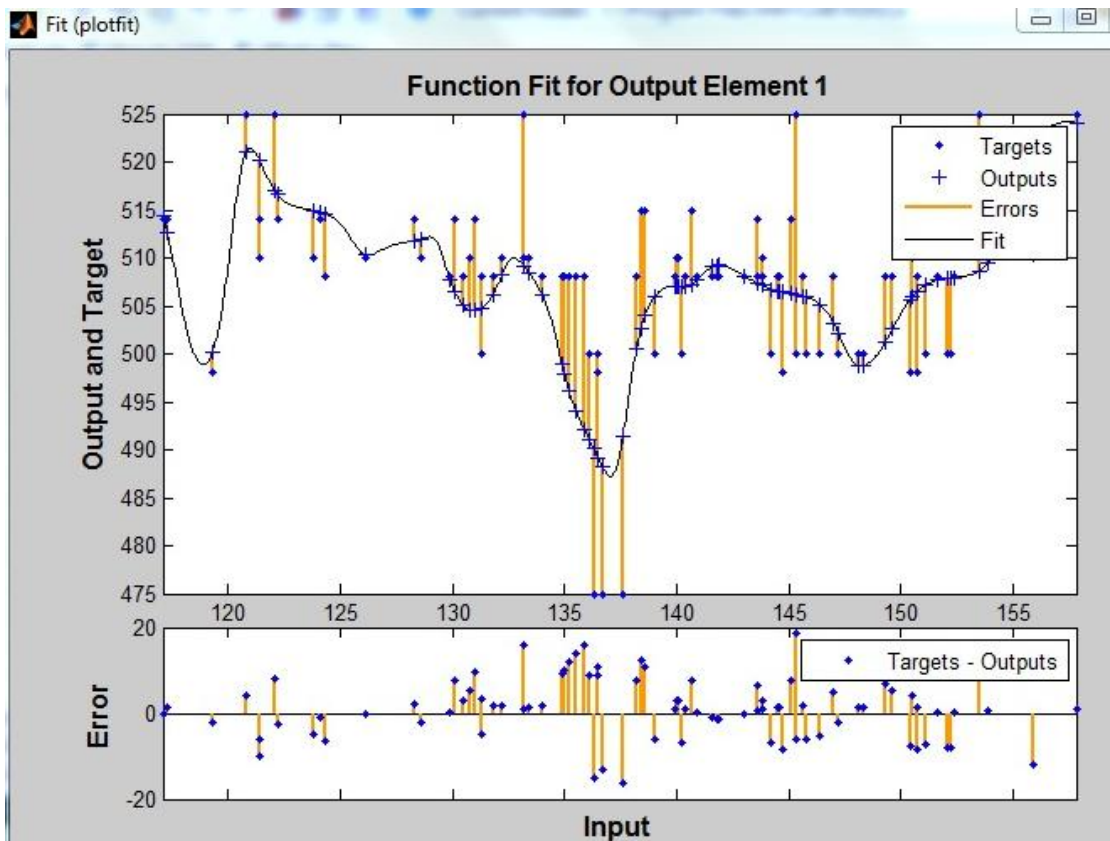


Figura 4.12 - Gráfico da dureza (abscissa) em função da Temperatura de solubilização (ordenada) e os respectivos erros gerados (outputs – targets)
 Fonte: Próprio autor.

4.4.2 Segundo Modelo testado - Entradas Temperaturas e tempos de solubilização e de envelhecimento e saída Microdureza

Deste modo foi implementada uma RNA, considerando os dados de dureza como *targets*, com topologia 4 - 21 - 21 - 1 (4 variáveis de entrada, 21 neurônios na camadas intermediárias e 1 variável de saída), conforme representado na Figura 4.13.

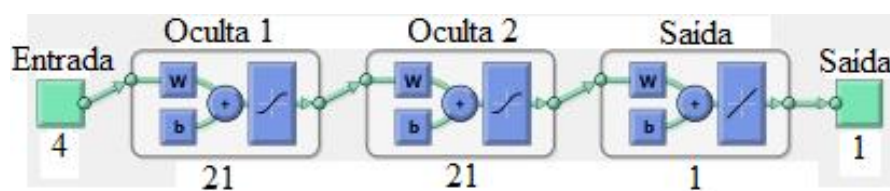


Figura 4.13 - Representação da RNA implementada
 Fonte: Próprio autor.

As saídas geradas e os erros resultantes da diferença entre estas saídas (*outputs*) e as saídas desejadas (*targets*) pela rede implementada são apresentadas na Tabela 4.15,

Tabela 4.15 - Saídas geradas e respectivos erros (*outputs – targets*) da rede

Nº	Saídas Geradas	Erros	Nº	Saídas Geradas	Erros	Nº	Saídas Geradas	Erros	Nº	Saídas Geradas	Erros
1	147	3,7	23	133,2	5,4	45	133,3	3,2	67	145,1	-0,5
2	136,9	-0,4	24	133,2	7,5	46	134,1	-2,8	68	150,2	-0,9
3	147,6	2,8	25	133,2	5,2	47	134,6	-10,3	69	124,6	19
4	145	-0,3	26	127	6,2	48	133,8	-3,9	70	133,7	11,4
5	133,2	-13,9	27	134,7	18,8	49	134,5	-4	71	127,9	-3,8
6	147,7	-11,4	28	156,5	1,3	50	139,9	-8,1	72	131,5	-3,2
7	141,3	-3,7	29	140,7	4,6	51	145,1	-0,5	73	133,2	-11,8
8	113,6	23,1	30	119,5	2,6	52	134,1	0,8	74	133,2	-2,2
9	138	-4,6	31	118,1	2,7	53	134,5	0,7	75	133,3	-16,2
10	135,1	-4,3	32	145,2	5,9	54	139,9	-1,7	76	133,2	-11
11	144,7	-11,5	33	145,1	2,1	55	145,1	-11,1	77	133,2	-15,9
12	146,6	-6,6	34	143,6	4,5	56	146,4	-1,9	78	133,2	-3,1
13	146,8	7,1	35	145	7,1	57	133,8	6,6	79	138,4	-2,5
14	146,8	-3	36	144,6	0,7	58	137,5	4,3	80	146,1	-5,2
15	153,4	-13,3	37	144,5	-0,3	59	145,1	-1,5	81	132,6	7,3
16	152,3	3,6	38	144,9	7,3	60	163,1	-13,5	82	143,2	9,2
17	134,3	-2,1	39	145,6	0,8	61	150,2	0,5	83	126,7	24,9
18	128,5	0,1	40	142,3	-3,3	62	133,9	-2,6	84	136	16,4
19	150,3	0,2	41	145,4	2,9	63	142,3	-0,4	85	133,2	12,4
20	126,8	-0,7	42	144	1,8	64	146,4	0,6	86	133,3	2,2
21	122,6	-1,2	43	141,3	-1,1	65	150,2	-7,2	87	133,2	8,4
22	122,1	1,7	44	133,1	3	66	134,5	9,3	88	133,2	1,8

Fonte: Próprio autor.

Com o intuito de cumprir o segundo objetivo citado anteriormente, ou seja, prever a microdureza resultante quando se varia um ou mais dos parâmetros de tratamento térmico, foi utilizado o conjunto de teste: $T_s = 500^\circ\text{C}$, $t_s = 2\text{h}$, $T_e = 225^\circ\text{C}$ e valores de t_e (tempo de envelhecimento) variando de 5min a 10h em intervalos de 5min através da simulação da rede implementada. Os valores de dureza resultantes desta simulação deste conjunto de testes estão na Tabela 4.16.

Tabela 4.16 - Microdureza resultante da simulação com conjunto de testes

Nº	D	Nº	D	Nº	D	Nº	D	Nº	D
1	134,8592	25	143,5142	49	136,1505	73	134,7787	97	135,1949
2	136,7139	26	143,3191	50	136,0968	74	134,7792	98	135,1108
3	138,5952	27	143,1437	51	136,0253	75	134,7857	99	135,0074
4	140,2797	28	142,9771	52	135,9407	76	134,7982	100	134,8737

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.16 - Microdureza resultante da simulação com conjunto de testes

Nº	D	Nº	D	Nº	D	Nº	D	Nº	D
5	141,6566	29	142,805	53	135,8498	77	134,8167	101	134,7011
6	142,7418	30	142,6115	54	135,7575	78	134,8412	102	134,4968
7	143,587	31	142,3813	55	135,6668	79	134,8717	103	134,2852
8	144,2343	32	142,1022	56	135,5793	80	134,9078	104	134,0849
9	144,7202	33	141,7665	57	135,4955	81	134,9492	105	133,8924
10	145,0776	34	141,3727	58	135,4159	82	134,9955	106	133,6891
11	145,3335	35	140,9253	59	135,3405	83	135,0458	107	133,4556
12	145,5069	36	140,4349	60	135,2693	84	135,0992	108	133,1804
13	145,6106	37	139,9163	61	135,2023	85	135,1544	109	132,8626
14	145,6519	38	139,3862	62	135,1397	86	135,2096	110	132,5123
15	145,6348	39	138,8616	63	135,0816	87	135,2628	111	132,1474
16	145,5616	40	138,3575	64	135,0281	88	135,3116	112	131,7898
17	145,4348	41	137,8862	65	134,9793	89	135,3533	113	131,4614
18	145,2586	42	137,4575	66	134,9355	90	135,385	114	131,1806
19	145,04	43	137,08	67	134,8967	91	135,4042	115	130,9609
20	144,7895	44	136,7624	68	134,8632	92	135,4085	116	130,8103
21	144,52	45	136,5146	69	134,8351	93	135,3964	117	130,7323
22	144,2458	46	136,3438	70	134,8125	94	135,3678	118	130,7266
23	143,9806	47	136,2447	71	134,7954	95	135,3236	119	130,7907
24	143,7347	48	136,1919	72	134,7842	96	135,2654	120	130,9209

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.14 mostra a tendência destes resultados. A curva apresenta um comportamento esperado para as durezas obtidas com os tratamentos térmicos nas condições do conjunto de teste. Comparando os valores das microdurezas obtidas experimentalmente com as obtidas na simulação, obtêm-se diferenças inferiores a 3,5% (ou inferiores a 5,5 HV) o que é satisfatório, ainda mais levando-se em consideração que são 04 variáveis de entrada para a RNA simular a microdureza resultante.

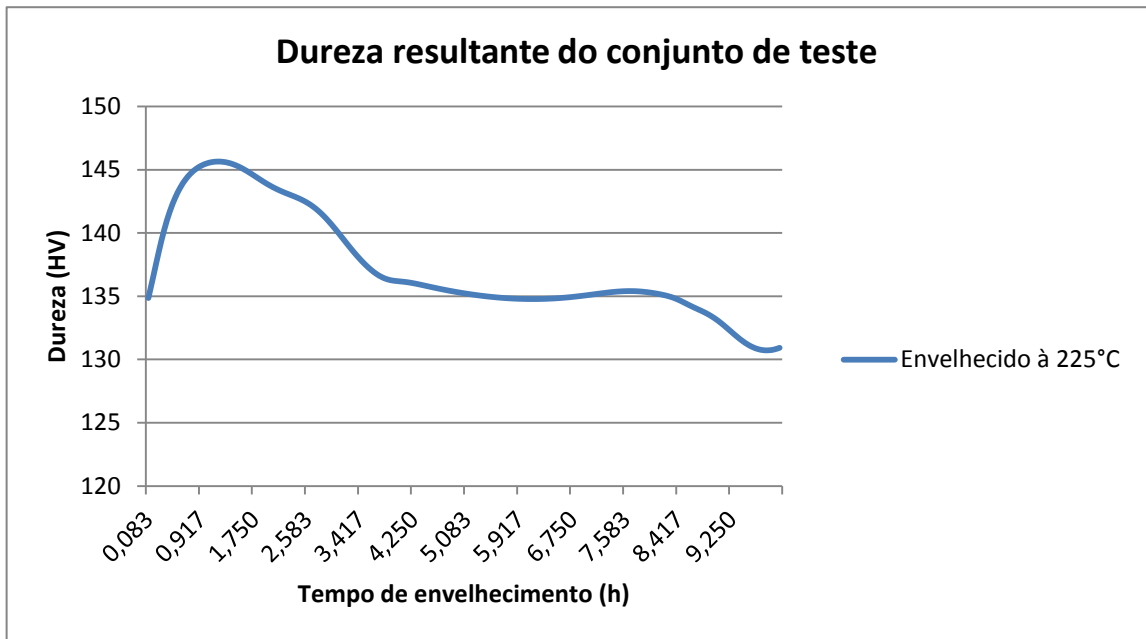


Figura 4.14 - Durezas resultantes da simulação do conjunto de teste
 Fonte: Próprio autor.

4.4.3 Terceiro Modelo Testado: Entrada Microdureza e saídas Temperatura e tempo de envelhecimento

Neste segundo modelo testado foram utilizados apenas os dados experimentais obtidos que englobam as microdurezas obtidas em função da temperatura e do tempo de envelhecimento. As temperaturas e tempos de solubilização foram fixados de acordo com dados da literatura, das empresas e das normas pertinentes aos tratamentos térmicos da liga AA2024.

Após a realização de diversas simulações, chegou-se aos melhores resultados com a rede criada com 03 camadas intermediárias (ocultas) com 8 - 8 - 4 neurônios. A Figura 4.15 mostra a janela de treinamento da RNA indicando que foram realizadas 5.000 iterações e 4.989 verificações de falha.

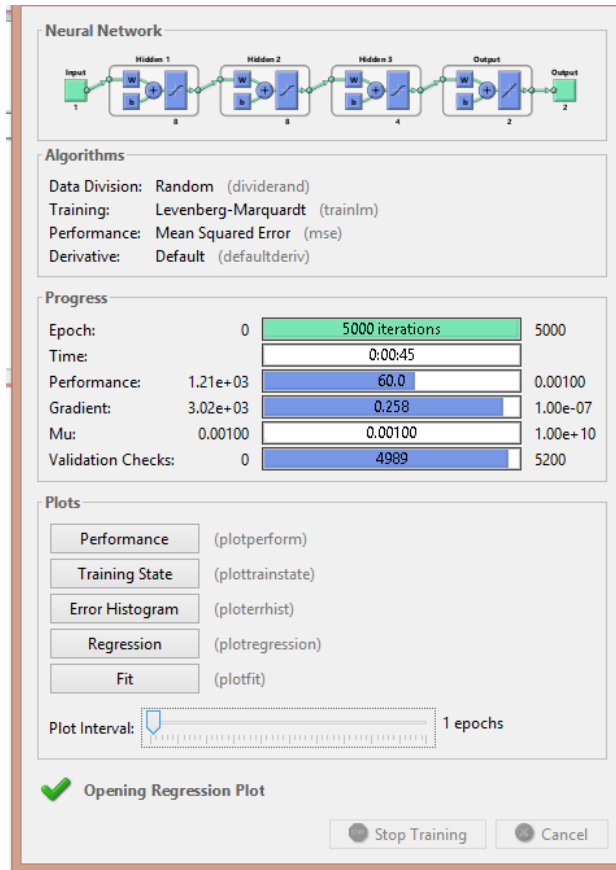


Figura 4.15 - Janela de treinamento da RNA.
 Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.16 mostra a regressão criada para cada conjunto de dados, treino, validação e teste. Verifica-se que o parâmetro R é maior do que 0,98 em todos os casos, o que indica uma boa correlação em relação à regressão não linear criada pela RNA.

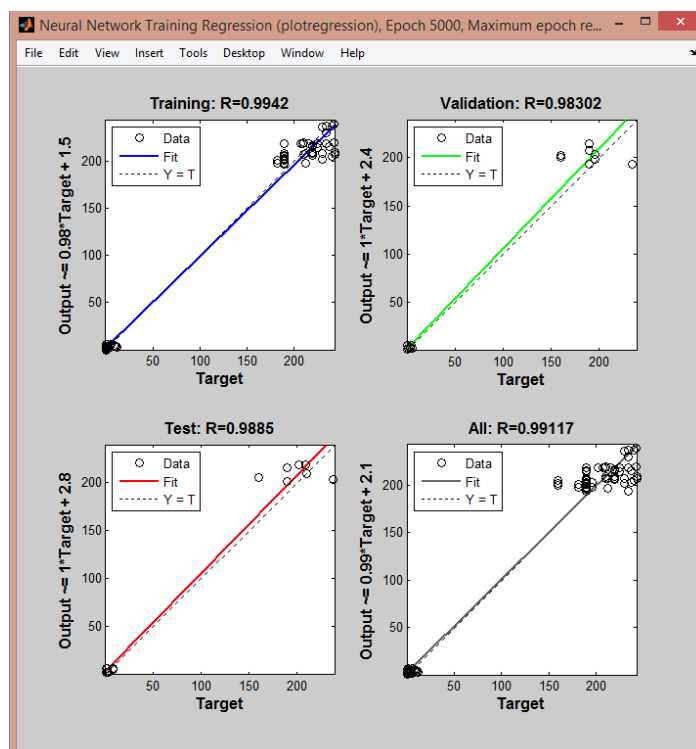


Figura 4.16 - Gráfico de regressão da RNA.
 Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.17 mostra a curva de tendência que foi gerada pela RNA e é utilizada mediante a simulação no *Simulink*. Observa-se que o eixo horizontal corresponde aos valores experimentais de microdureza na faixa de 90 a 155 HV e o eixo vertical as temperaturas de envelhecimento utilizadas (de 160 a 243°C).

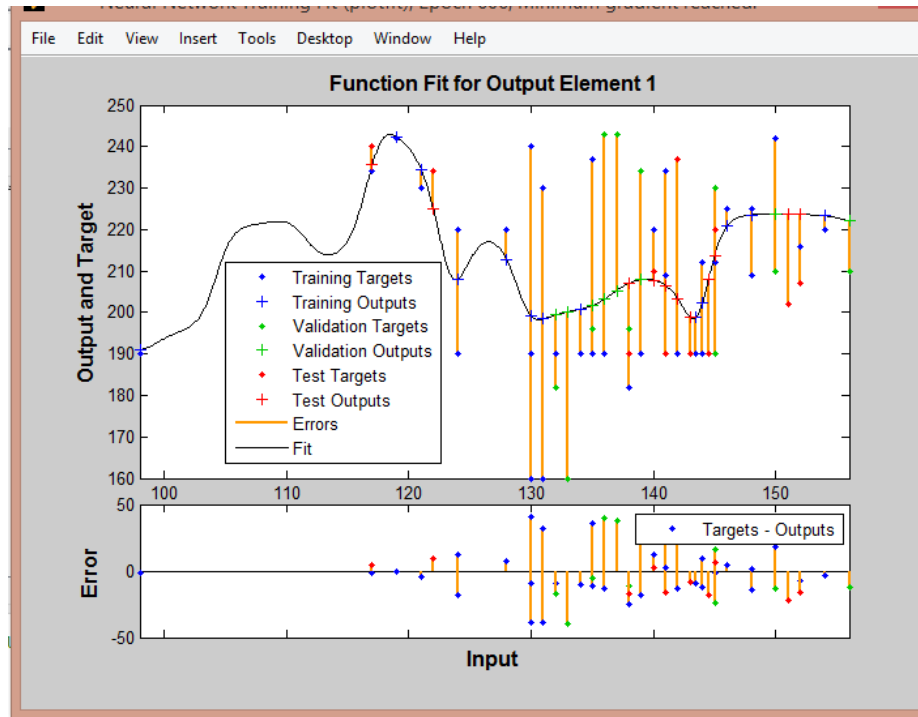


Figura 4.17 - Gráfico da curva de tendência da RNA.
Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.18 a seguir mostra uma simulação feita com RNA normalizada.

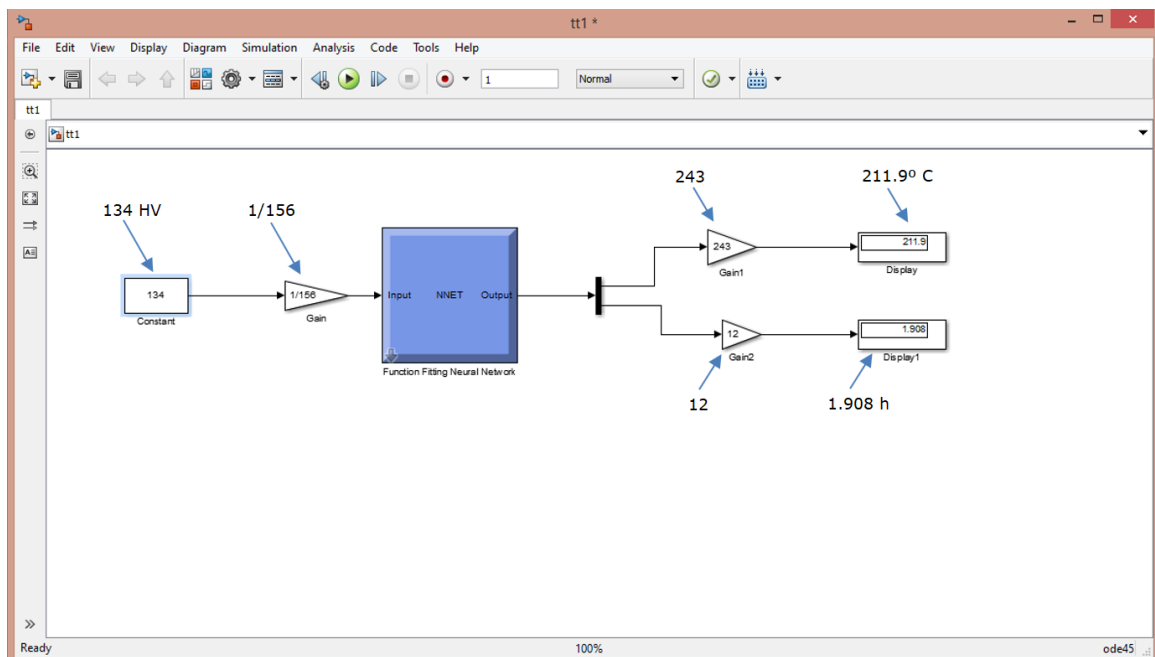


Figura 4.18 - Simulação da RNA normalizada
Fonte: Próprio autor.

O propósito da normalização é minimizar os problemas oriundos do uso de unidades e dispersões distintas entre as variáveis, colocando a entrada (Microdureza) e as saídas (Temperatura e tempo de envelhecimento) numa mesma escala. Esta consiste em padronizar todos os dados experimentais de modo que a variação de todos eles se situe na faixa ($0 < x \leq 1$) ou seja, todos foram divididos pelo seu valor máximo, sendo: Microdureza/156, Temperatura/243 e tempo/12.

Na simulação mostrada na Figura 4.18, foi feito um teste com a rede normalizada, a variável de entrada foi a microdureza de 134 HV e a RNA forneceu as seguintes variáveis de saída referentes ao envelhecimento: Temperatura = 211.9°C e tempo = 1.908h.

A Tabela 4.17 faz uma comparação dos valores fornecidos pela RNA normalizada com alguns valores obtidos experimentalmente.

Tabela 4.17 - Comparação entre o valor fornecido pela RNA e alguns dados experimentais

Microdureza (HV)	Envelhecimento		Origem do dado
	Temperatura (°C)	Tempo (h)	
110	216.9	0.224	RNA
120	216.5	0.382	
130	212.5	1.702	
134	190	2,5	Experimental
	211.9	1.908	RNA
	237	0,9	Experimental
	243	0,6	
140	208.5	3.044	RNA
142	205.1	4.184	
145	208.5	3.086	

Fonte: Próprio autor.

A análise da referida tabela permite verificar que há uma boa correlação entre as variáveis fornecidas pela RNA e os variáveis utilizadas nos experimentos, levando-se em consideração que nos experimentos foram utilizadas, principalmente nas temperaturas, valores mais ou menos inteiros enquanto que a RNA normalmente fornece valores nos intervalos dos dados de treinamento. Para a microdureza de 134 HV, observa-se que à medida que a temperatura de envelhecimento aumenta, diminui-se o tempo necessário para atingir a dureza requerida.

O gráfico da Figura 4.19 mostra comparativamente o comportamento da microdureza da liga através dos valores obtidos experimentalmente e os fornecidos pela RNA para a temperatura de 190°C.

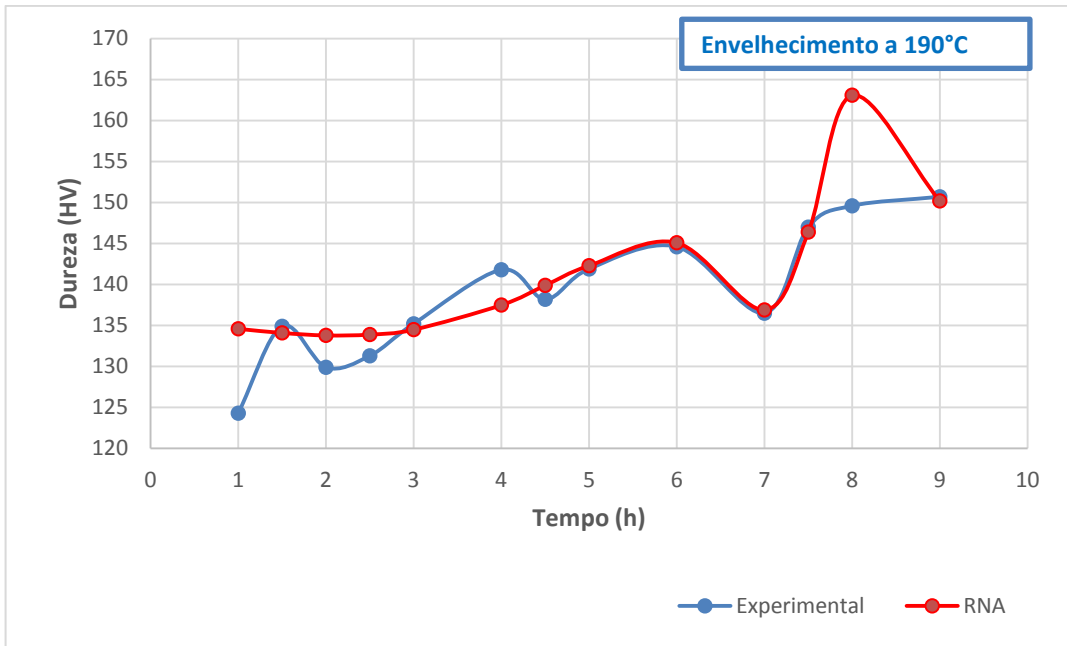


Figura 4.19 - Valores da microdureza da liga AA2024 obtidos experimentalmente e os fornecidos pela RNA no envelhecimento a 190°C.
 Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.20 apresenta a comparação entre o comportamento da microdureza da liga agora no envelhecimento a 210°C.

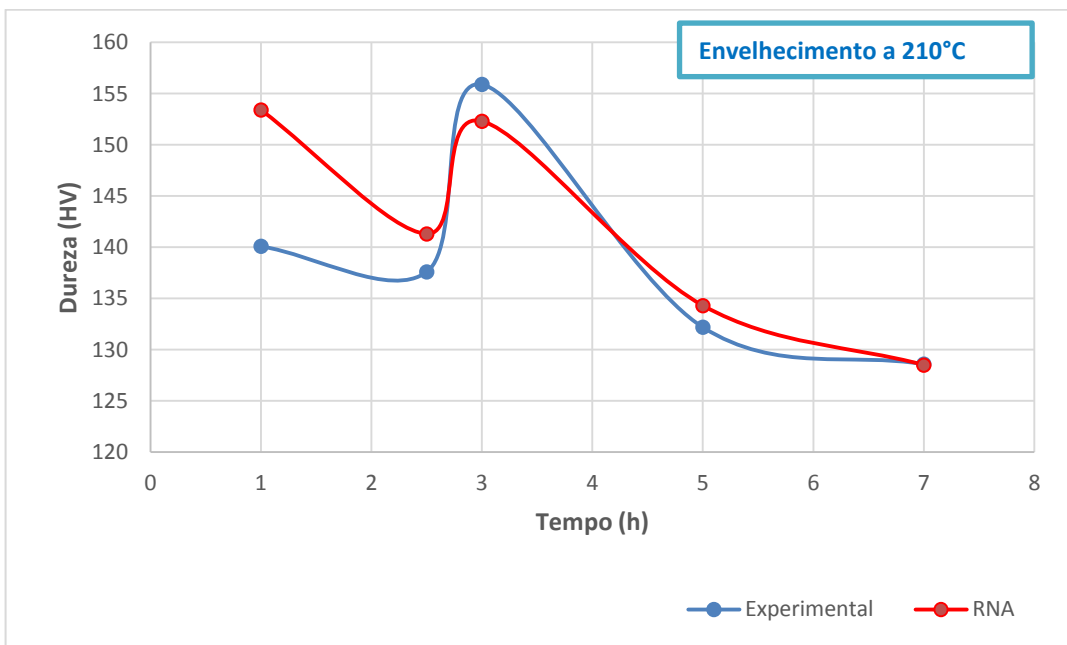


Figura 4.20 - Comparação gráfica do comportamento da microdureza da liga AA2024 em função dos dados experimentais e os fornecidos pela RNA a 210°C
 Fonte: Próprio autor.

A análise das curvas obtidas permite verificar que no início do processo de envelhecimento a 210° houve uma discrepância grande nos valores de microdureza obtidos experimentalmente e os fornecidos pela RNA. Após essa diferença inicial, percebe-se uma boa convergência das curvas, inclusive indicando que o pico de dureza ocorreu para o mesmo tempo (3h) nos dois métodos (experimentos e RNA). A partir daí houve uma aproximação muito boa dos valores fornecidos por ambos os métodos.

A Figura 4.21 apresenta o comportamento da microdureza da liga AA2024 para todas as temperaturas utilizadas nos experimentos. Neste caso foram considerados todos os tempos dos envelhecimentos contínuos realizados no 1º grupo de experimentos (Tabela 3.7), o que permitiu mostrar também o comportamento da microdureza da liga no superenvelhecimento para aquelas temperaturas de envelhecimento em que foi atingido e ultrapassado o pico de dureza.

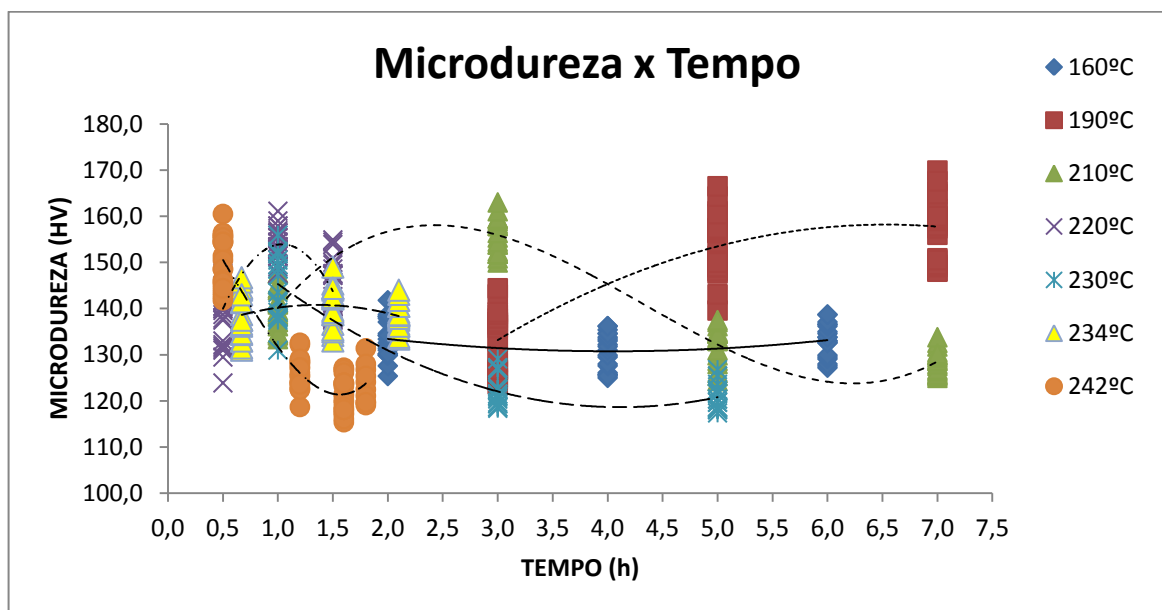


Figura 4.21 - Gráfico da microdureza em função do tempo para cada uma das temperaturas utilizadas nos tratamentos de envelhecimento da liga AA2024
 Fonte: Próprio autor.

A RNA mostrou ser uma ferramenta poderosa na definição de um padrão de comportamento aplicado ao processamento de materiais. O estudo da influência dos parâmetros dos tratamentos térmicos sobre a microdureza da liga de alumínio AA2024 utilizando a RNA apresentou desvios bem pequenos em relação aos resultados que eram esperados, o que garante confiabilidade dos resultados gerados.

Uma das vantagens do uso de redes neurais implementadas é a rapidez de obtenção das respostas. Após as redes serem consolidadas, elas podem ser usadas para simular qualquer conjunto de dados como os deste trabalho e obter resultados rapidamente. Assim, os modelos propostos neste trabalho podem ser utilizados como modelos com precisão satisfatória para a previsão da microdureza da liga AA2024. Além disso, uma grande quantidade de mão de obra e tempo podem ser economizados usando estes modelos implementados.

4.5 Segundo Grupo de Experimentos

Os experimentos do 2º grupo foram planejados e realizados com o objetivo principal de investigar a relação entre a dureza resultante do estágio de envelhecimento e a condutividade elétrica apresentada pela liga AA2024. Foram realizados os tratamentos de superenvelhecimento, solubilização seguida de têmpera e na sequência o tratamento de envelhecimento em diversas temperaturas e tempos. As durezas (e microdurezas) em conjunto com as respectivas condutividades elétricas obtidas foram analisadas no estudo e na investigação da relação entre a dureza e a condutividade elétrica.

Foram realizados também ensaios de tração em algumas amostras definidas para o estudo da relação entre dureza, limite de escoamento e resistência mecânica à tração da liga.

4.5.1 Condutividade Elétrica versus Durezas Brinell /Vickers

Nesta etapa o propósito foi avaliar as alterações ocorridas na dureza e na condutividade elétrica da liga AA2024 em relação aos tratamentos térmicos realizados, tendo como comparação também com as características do alumínio comercialmente puro.

4.5.1.1 Superenvelhecimento

Inicialmente a liga (como recebida) foi submetida ao tratamento de superenvelhecimento com o intuito de homogeneizar a estrutura da mesma. Neste tratamento de superenvelhecimento foram utilizadas diferentes temperaturas e tempos.

A Tabela 4.18 mostra o comportamento da condutividade elétrica em conjunto com a dureza em função das temperaturas e tempos utilizados nos vários superenvelhecimentos realizados.

Tabela 4.18 - Variação da condutividade elétrica e da dureza da liga AA2024 em função da temperatura e do tempo de superenvelhecimento.

Superenvelhecimentos Realizados		Condutividade Elétrica Média (%IACS)	Durezas Médias	
Temperatura (°C)	Tempo (min)		HB (62,5 kgf – 2,5 mm)	HV 15 kgf
Como recebido	Como recebido	30,3 ± 0,3	121	141 ± 2
250	08	37,4 ± 0,2	119	140 ± 3
280		39,8 ± 0,2	118	128 ± 2
320		40,2 ± 0,1	115	125 ± 2
250	20	39,3 ± 0,2	120	141 ± 2
280		39,8 ± 0,2	117	128 ± 3
320		40,0 ± 0,1	106	124 ± 3
250	30	39,7 ± 0,1	118	128 ± 4
280		40,3 ± 0,2	116	136 ± 4
320		40,6 ± 0,1	103	119 ± 3
320	40	41,4 ± 0,2	100	117 ± 2
	45	40,8 ± 0,1	102	118 ± 3
	60	41,1 ± 0,2	96	112 ± 3
	120	41,5 ± 0,1	96	112 ± 3
	130	42,2 ± 0,1	96	112 ± 3
	150	42,1 ± 0,2	96	112 ± 2
	170	42,1 ± 0,1	96	112 ± 2
	205	42,2 ± 0,1	96	112 ± 3
	230	42,6 ± 0,1	96	112 ± 3
	245	42,7 ± 0,1	96	112 ± 2
	360	42,9 ± 0,1	96	112 ± 3
	915	43,5 ± 0,1	72	83 ± 2
	1040	43,5 ± 0,1	71	81 ± 1
1260	43,2 ± 0,1	70	80 ± 2	
1270	43,9 ± 0,1	71	81 ± 3	
325	915	43,5 ± 0,2	72	84 ± 1
	1020	43,6 ± 0,1	70	77 ± 3
	1080	44,6 ± 0,2	69	76 ± 2
	1140	44,4 ± 0,1	70	77 ± 1
340	960	43,2 ± 0,2	61	79 ± 2
350	1050	43,2 ± 0,1	64	72 ± 2

Fonte: Próprio autor.

As análises dos valores de condutividade elétrica e da dureza da Tabela 4.18 e da Figura 4.22 resultantes dos tratamentos de superenvelhecimento da liga (conforme recebida) permitem verificar que:

- No início do processo de superenvelhecimento do material conforme recebido (condutividade de 30,3% (IACS) e dureza de 141 HV), mesmo para tempos pequenos ($t = 08$ min a 320°C), a condutividade elétrica sofre um aumento significativo (em torno de 40% (IACS)), acréscimo de 33%, enquanto a dureza tem uma queda relativamente pequena (125 HV), decréscimo de aproximadamente 13%.

- A influência do tempo de superenvelhecimento na condutividade elétrica (à determinada temperatura) no início do processo é mais significativa do que a influência da própria temperatura.
- No final do tratamento de superenvelhecimento o aumento da condutividade tende a se estabilizar de modo que se verificam pequenas variações mesmo para tempos longos e temperaturas maiores.
- A condutividade elétrica e a dureza têm comportamentos inversamente proporcionais no tratamento de superenvelhecimento.

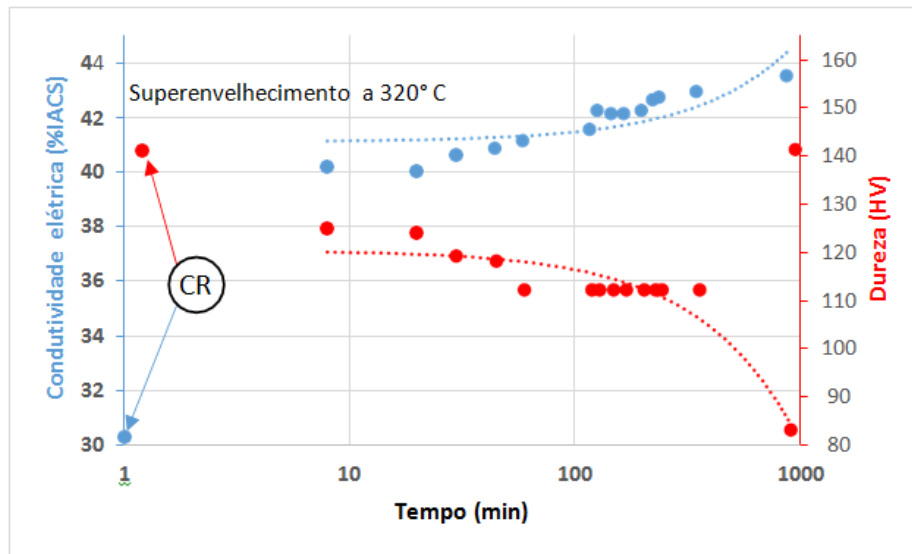


Figura 4.22 - Variação da dureza (HV) e da condutividade elétrica (%IACS) em função do tempo do superenvelhecimento realizado a 320°C.
Fonte: Próprio autor

A Tabela 4.19 apresenta os valores médios das condutividades elétricas obtidas em função do tempo de superenvelhecimento (320°C) realizado no material conforme recebido (CR) e também a influência da solubilização (510°C por 3,3 horas) na condutividade elétrica.

Tabela 4.19 - Evolução da Condutividade Elétrica em função do tempo de Superenvelhecimento a 320°C e da Solubilização da liga AA2024.

Superenvelhecimento a 320°C e Solubilização a 510°C por 3,3 h		
Superenvelhecimento a 320°C por	Condutividade Elétrica (%IACS)	
	Estado Superenvelhecido	Estado Solubilizado
08 min	31,1 ± 0,3	25,8 ± 0,3
20 min	40,6 ± 0,3	26,5 ± 0,3
30 min	41,0 ± 0,2	27,8 ± 0,3
40 min	41,4 ± 0,2	28,0 ± 0,2
120 min	41,5 ± 0,1	28,1 ± 0,3
1040 min	43,1 ± 0,1	29,0 ± 0,3
1265 min	43,2 ± 0,1	29,0 ± 0,2

Fonte: Próprio autor.

Análise dos resultados da Tabela 4.19:

- Quanto mais livre de precipitados estiver a matriz da liga de alumínio, devido ao tratamento de superenvelhecimento (maiores tempos de superenvelhecimento), maior será a condutividade elétrica da liga no estado solubilizado.
- Na evolução da condutividade percebe-se que esta vai se estabilizando em torno de um valor próximo a 44 (% IACS), mesmo para tempos relativamente grandes.

4.5.1.2 Solubilização

A solubilização total da liga é fundamental para garantir que o envelhecimento realizado posteriormente, a temperaturas mais baixas e durante tempos maiores, possa ser completamente controlado, de maneira que o tamanho, a forma dos precipitados e a sua distribuição na matriz de alumínio seja a mais adequada para obter a resistência máxima da liga. A temperatura e o tempo de solubilização devem ser adequados para conseguir atingir este objetivo.

Totten e Mackenzie, (2003) observaram que a temperatura adequada de solubilização deve ser determinada pela composição da liga. Uma temperatura de solubilização baixa pode originar produtos com resistências mecânicas baixas. Por outro lado temperaturas muito elevadas, acima da temperatura do ponto eutético, pode originar fusão parcial das ligas o que é também prejudicial para as propriedades mecânicas dos produtos.

Crowell e Shivkumar (1995) observaram que as fases contendo ferro são difíceis de dissolverem-se e longos períodos de tempos e/ou elevadas temperaturas de solubilização são necessárias (SJÖLANDER E SEIFEDDINE, 2010).

A Tabela 4.20 apresenta as durezas médias obtidas com o processo de solubilização da liga AA 2024 em 05 (cinco) trabalhos. É possível observar a grande variação (em torno de 22%) dos valores de dureza encontrados em função das temperaturas e dos tempos de solubilização adotados para a liga AA2024 nos distintos trabalhos.

Observa-se também uma tendência de aumento das durezas para maiores valores de temperaturas e/ou tempos. A maior discrepância está entre os processos N° 5 e 6 e uma provável causa pode ser a diferença entre as composições químicas das ligas, por se tratar de trabalhos distintos.

Tabela 4.20 - Durezas médias resultantes em função da temperatura e do tempo de solubilização da liga conforme recebida (141 ± 2) HV.

N°	Processos de Solubilização		Durezas Médias (HV)	Referência
	Temperatura (°C)	Tempo (h)		
01	475	2,00	85 ± 2	Dados do autor
02	475	4,00	91 ± 2	Dados do autor
03	490	2,00	84	Tariq <i>et al.</i> , 2011
04	495	1,00	104	Couto <i>et al.</i> , 2012
05	495	1,25	108	Rosen <i>et al.</i> , 1982
06	495	2,00	97 ± 2	Dados do autor
07	495	4,00	104 ± 3	Dados do autor
08	505	1,00	102	Reis <i>et al.</i> , 2012
09	510	3,00	108 ± 2	Dados do autor
10	510	5,00	100 ± 3	Dados do autor
11	525	2,00	104 ± 1	Dados do autor
12	525	4,00	100 ± 2	Dados do autor

Fonte: Próprio autor.

4.5.1.3 Envelhecimento

Nesta etapa foi investigada a evolução da condutividade elétrica em conjunto com a dureza do estado envelhecido. Foram utilizadas amostras tanto superenvelhecidas anteriormente como amostras retiradas do material como recebido. Tomou-se o cuidado para que em cada envelhecimento realizado, todas as amostras estivessem nas mesmas condições, ou seja, todas superenvelhecidas ou todas como recebido o material antes da solubilização.

Na Tabela 4.21 estão os valores obtidos de condutividade elétrica e dureza com a realização do envelhecimento a 190°C e por tempos de 01 (uma) a 20 (vinte) horas.

Tabela 4.21 - Condutividades elétricas e durezas obtidas com o envelhecimento a 190°C , após solubilização a 495°C por 2h e têmpera em água a 20°C .

Solubilização ($495^{\circ}\text{C} - 2\text{h}$), Têmpera em água e Envelhecimento a 190°C .			
Tempo de Envelhecimento (h)	Condutividade Elétrica Média (%IACS)	Durezas Médias	
		HRB	HV ₁₅
0	$27,2 \pm 0,2$	47 ± 1	97 ± 3
1,0	$26,4 \pm 0,3$	69 ± 1	129 ± 2
2,0	$27,0 \pm 0,2$	71 ± 2	133 ± 4
3,0	$26,3 \pm 0,1$	71 ± 1	133 ± 2
4,0	$27,2 \pm 0,3$	74 ± 2	138 ± 5
5,0	$27,8 \pm 0,2$	75 ± 2	140 ± 5
6,0	$28,3 \pm 0,3$	77 ± 1	143 ± 1
7,0	$28,6 \pm 0,4$	76 ± 3	141 ± 6
8,0	$30,5 \pm 0,2$	77 ± 2	143 ± 4
9,0	$34,6 \pm 0,3$	76 ± 1	141 ± 1
10,0	$33,4 \pm 0,3$	73 ± 3	136 ± 5
11,0	$31,7 \pm 0,2$	77 ± 1	143 ± 1
12,0	$32,6 \pm 0,3$	78 ± 1	145 ± 2

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4.21 - Condutividades elétricas e durezas obtidas com o envelhecimento a 190°C, após solubilização a 495°C por 2h e têmpera em água a 20°C.

Solubilização (495°C - 2h), Têmpera em água e Envelhecimento a 190°C.			
Tempo de Envelhecimento (h)	Condutividade Elétrica Média (%IACS)	Durezas Médias	
		HRB	HV ₁₅
13,0	32,6 ± 0,2	72 ± 1	135 ± 2
14,0	33,2 ± 0,2	72 ± 1	135 ± 1
15,0	33,5 ± 0,4	71 ± 2	133 ± 5
16,0	33,2 ± 0,2	75 ± 1	139 ± 3
17,0	32,8 ± 0,3	71 ± 2	133 ± 5
18,0	33,3 ± 0,3	70 ± 2	131 ± 4
19,0	34,2 ± 0,3	73 ± 2	136 ± 3
20,0	33,6 ± 0,2	73 ± 1	136 ± 2

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 4.22 mostra a evolução dos valores de condutividade elétrica e durezas obtidas no monitoramento dos tratamentos térmicos realizados, ou seja, superenvelhecimento a 340°C por 16 horas, solubilização a 510°C por 01 ou 02 horas e envelhecimento a 220°C utilizando tempos variando de 20 a 100 min.

Tabela 4.22 - Ciclo completo da variação da condutividade elétrica e da dureza desde o superenvelhecimento, passando pela solubilização até o envelhecimento realizado a 220°C.

Superenvelhecimento (340°C por 16 horas)			Solubilização a 510°C Têmpera em água				Envelhecimento a 220°C 220°C			
C.E. %IACS	Dureza		Tempo (h)	C.E. %IACS	Dureza		Tempo (min)	C.E. %IACS	Dureza	
	HR _B	HV ₁₅			HR _B	HV ₁₅			HR _B	HV ₁₅
43,0	20	72	01	27,5	41	92	20	27,6	62	120
43,2	18	70	01	27,2	45	97	30	27,6	65	123
43,2	18	70	02	27,4	44	96	40	29,4	70	132
43,1	19	70	02	27,2	45	97	50	30,4	66	124
43,0	19	71	02	27,2	43	93	60	33,0	68	127
43,4	18	69	02	27,4	43	93	70	33,5	67	126
43,3	18	70	02	27,3	41	92	80	32,2	70	132
43,2	19	71	02	27,2	43	93	90	30,6	63	119
43,4	18	70	02	27,3	42	92	100	31,9	63	119

Fonte: Próprio autor.

4.5.1.4 Comparação dos Resultados obtidos

A condutividade elétrica e a dureza da liga AA2024 estão intimamente relacionadas à forma como os elementos Cu e Mg estão organizados na matriz do alumínio. Em solução sólida, os elementos de liga estão completamente dissolvidos e o material se comporta como

um material monofásico tendo baixas resistências mecânica e dureza e a condutividade elétrica tende a ser menor, pois estes causam distorções na rede cristalina do metal causando uma redução na condutividade elétrica.

A Figura 4.23 mostra a evolução da dureza e da condutividade elétrica da liga solubilizada a 525°C por 2h e submetida ao envelhecimento a 190°C pelos tempos indicados.

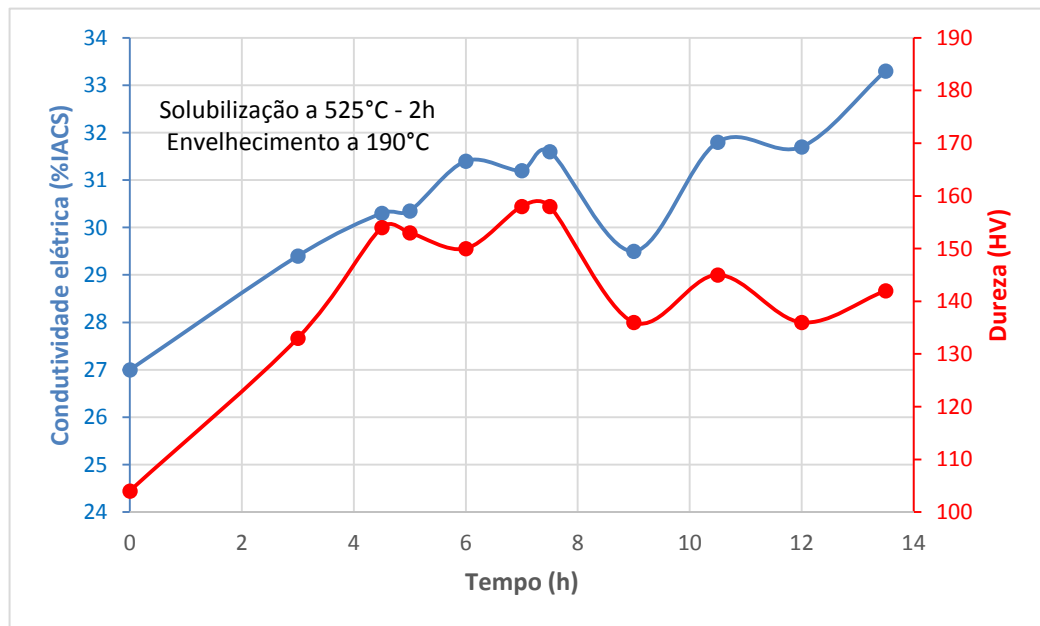


Figura 4.23 - Variação da dureza e da condutividade elétrica em função do tempo de envelhecimento a 190°C para a liga AA2024 solubilizada a 525°C por 2h.

Fonte: Próprio autor.

A análise deste gráfico do tratamento de envelhecimento revelou um aspecto interessante sobre as curvas resultantes. Ambas revelaram a presença de vários picos correspondentes aos diferentes estágios de precipitação. Tendências semelhantes na condutividade elétrica e na dureza durante o tratamento de envelhecimento haviam sido relatadas anteriormente nos trabalhos de Tariq *et al.* (2012) e Raeisinia e Poole (2006). Essa observação possibilita concluir que o progresso do envelhecimento e a sequência da precipitação possam ser monitorados com medições na condutividade elétrica.

A Figura 4.24 mostra o comportamento da dureza e da condutividade elétrica da liga submetida ao envelhecimento a 190°C por tempos maiores (até 20 horas) se comparados aos tempos utilizados na Figura 4.23 (até 13,5 horas). Além dos tempos maiores utilizados no envelhecimento a 190°C, as temperaturas de solubilização foram diferentes: 525°C por 2h (Figura 4.23) e 495°C por 2h (Figura 4.24).

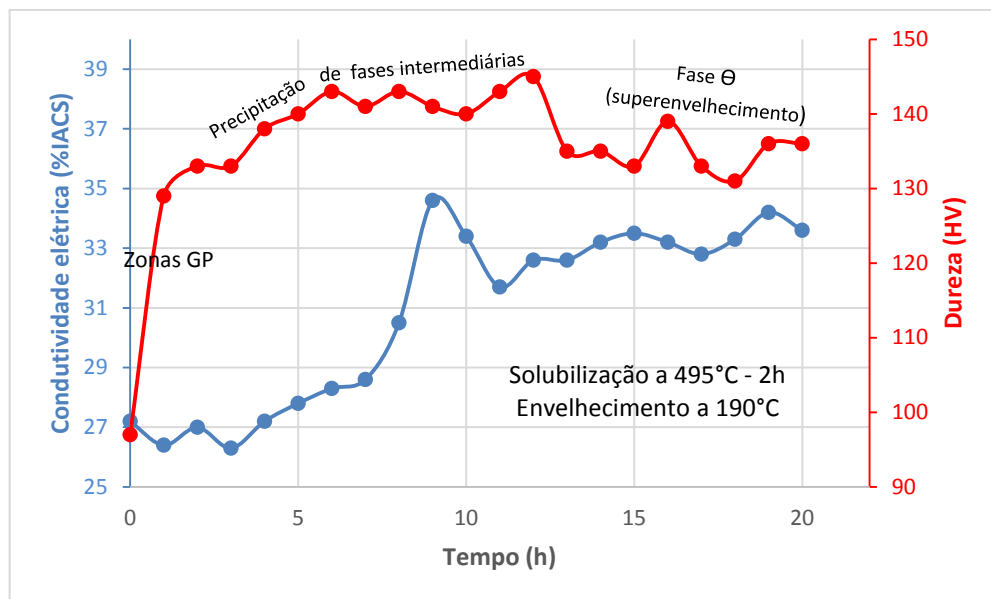


Figura 4.24 - Variação da dureza e da condutividade elétrica em função do tempo de envelhecimento a 190°C para a liga AA2024 solubilizada a 495°C por 2h.
Fonte: Próprio autor.

As Figuras 4.25 e 4.26 ilustram a comparação das durezas (HV) e das condutividades elétricas (%IACS), respectivamente, com as do alumínio comercialmente puro (Al-CP) e as dos estados solubilizado, envelhecidos e superenvelhecido.

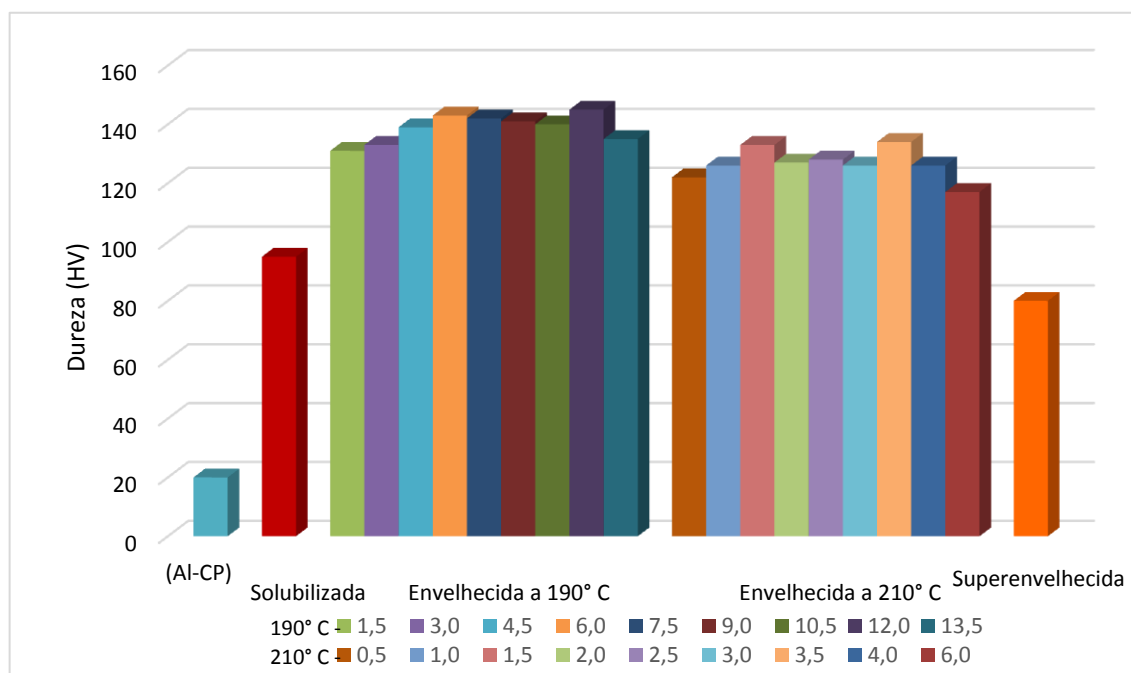


Figura 4.25 - Dureza (HV) em função do tempo de envelhecimento a 190°C e a 210°C comparativamente ao alumínio comercialmente puro (Al – CP) e aos estados solubilizado e superenvelhecido.
Fonte: Próprio autor.

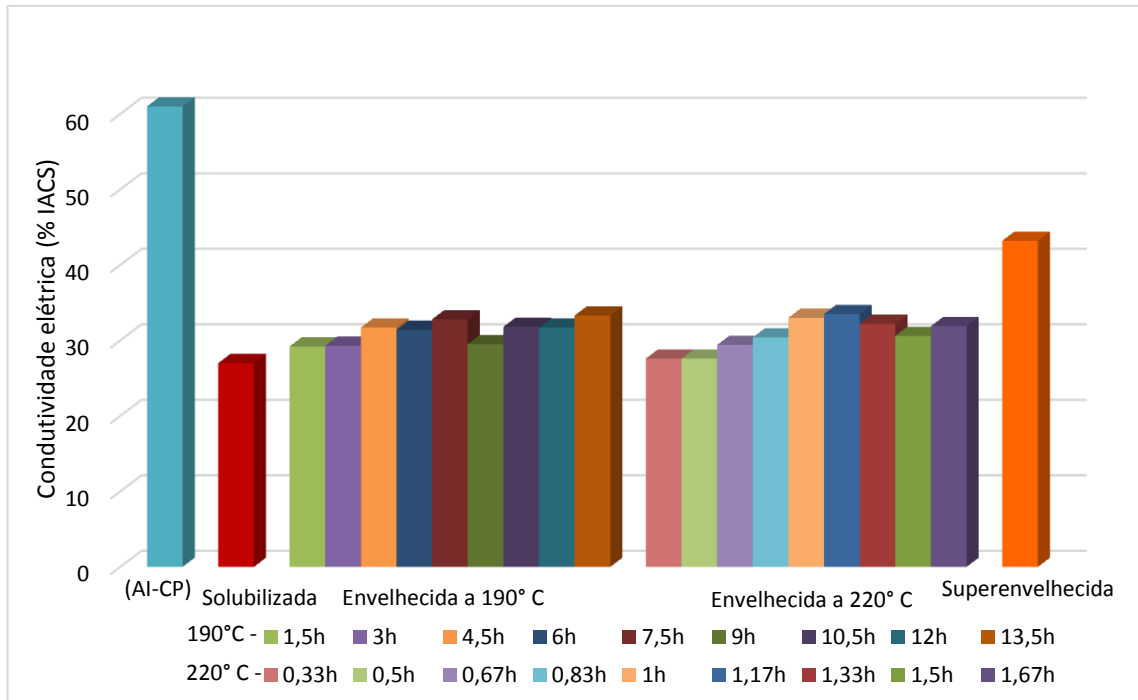


Figura 4.26 - Condutividade elétrica (%IACS) em função do tempo de envelhecimento a 190°C e a 220°C comparativamente ao alumínio comercialmente puro (AL – CP) e aos estados solubilizado e superenvelhecido. Fonte: Próprio autor.

O alumínio comercialmente puro (Al-CP) apresenta uma condutividade elétrica de 56,6% (IACS) e propriedades como dureza e resistência mecânica, ambas muito inferiores se comparadas às da liga AA2024. A combinação dos elementos de liga e como eles estão distribuídos na matriz promovem essa melhoria nas propriedades mecânicas. Os tratamentos térmicos são os responsáveis por essa função.

A condutividade do Al-CP ($56,4 \pm 0,2$ % IACS) é menor do que a condutividade do Al-puro (62%IACS - ASM Handbook, 1990). Essa diminuição da condutividade elétrica ocorre devido à presença de átomos de impureza na microestrutura do Al-CP. Segundo Smallman e Bishop (1999) a presença de impurezas na estrutura cristalina do material provoca o espalhamento dos elétrons e conseqüentemente diminuição da condutividade elétrica do mesmo. No caso da liga AA2024, pode-se notar que diferentes tratamentos térmicos também alteram a condutividade, pois estes modificam a forma, o tamanho e a distribuição dos precipitados presentes na liga, o que influencia diretamente a condutividade elétrica (TARIQ, NAZ E BALOCH, 2011) (ROSEN *et al.*, 1982) (SHEN, 2012) (SALAZAR-GUAPURICHE *et al.* 2006).

As temperaturas de envelhecimento das ligas solubilizadas tratáveis têm uma influência muito grande no processo de envelhecimento. Quanto maior a temperatura, mais

rapidamente ocorre a transição dos estágios de zonas GP, precipitação de fases intermediárias e fase Θ (TARIQ, *et al.* 2012). No envelhecimento realizado a 190°C (Tabela 4.21), o processo de aumento da dureza e da condutividade elétrica ocorre mais lentamente quando comparado ao processo realizado a 220°C. Para a condutividade elétrica atingir um valor de 30,3 % (IACS), no envelhecimento a 190°C o tempo necessário é de aproximadamente 270 min. (4,5h) enquanto que a 220°C é de aproximadamente 50 min.

4.5.2 Correlação entre as Propriedades estudadas da Liga AA2024

A Engenharia Mecânica, de um modo geral, está interessada nas propriedades dos materiais, sejam elas inerentes aos próprios materiais ou resultantes do processamento térmico e/ou mecânico. Deste modo o trabalho, nesta etapa final, busca correlacionar as várias propriedades da liga AA2024 obtidas nos ensaios realizados.

Objetiva-se inicialmente correlacionar a condutividade elétrica à dureza e em seguida correlacionar a dureza à tensão de escoamento e/ou à resistência mecânica.

4.5.2.1 Dureza e Condutividade Elétrica

Os ensaios realizados no segundo grupo de experimentos tiveram como objetivo investigar a relação entre a dureza e a condutividade elétrica e também a relação entre dureza e resistência à tração da liga AA2024 principalmente nos processos de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

Na Tabela 4.19 (a) e (b) foram agrupados os valores de condutividade elétrica com os respectivos valores de dureza obtidos para os vários tratamentos térmicos realizados com o objetivo de se investigar a relação entre as propriedades elétrica e mecânica da liga AA2024.

Tabela 4.23 - Valores de condutividade elétrica (%IACS) e os respectivos valores de dureza (HV) obtidos com os tratamentos de solubilização, envelhecimento e superenvelhecimento da liga.

(a)

	01	02	03	04	05	06	07	08	08	10	11	12	13
C.E.	27,2	27,6	29,4	29,8	30,4	30,5	30,6	31,0	32,7	36,0	37,1	37,8	37,9
HV	101	123	132	133	133	138	140	139	145	141	140	138	132

(b)

	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26
C.E.	38,6	39,2	39,8	40,1	41,4	43,0	43,1	43,2	43,3	43,4	43,5	43,6	44,4
HV	124	129	121	126	117	84	80	79	79	81	81	78	77

Fonte: Próprio autor.

A Figura 4.27 apresenta a curva obtida com os valores de condutividade elétrica (%IACS) e dureza Vickers constantes da Tabela 4.23 (a) e (b). Nota-se que o coeficiente R^2 apresentou um valor de 0,9624, indicando um bom ajuste entre os dados experimentais e a equação.

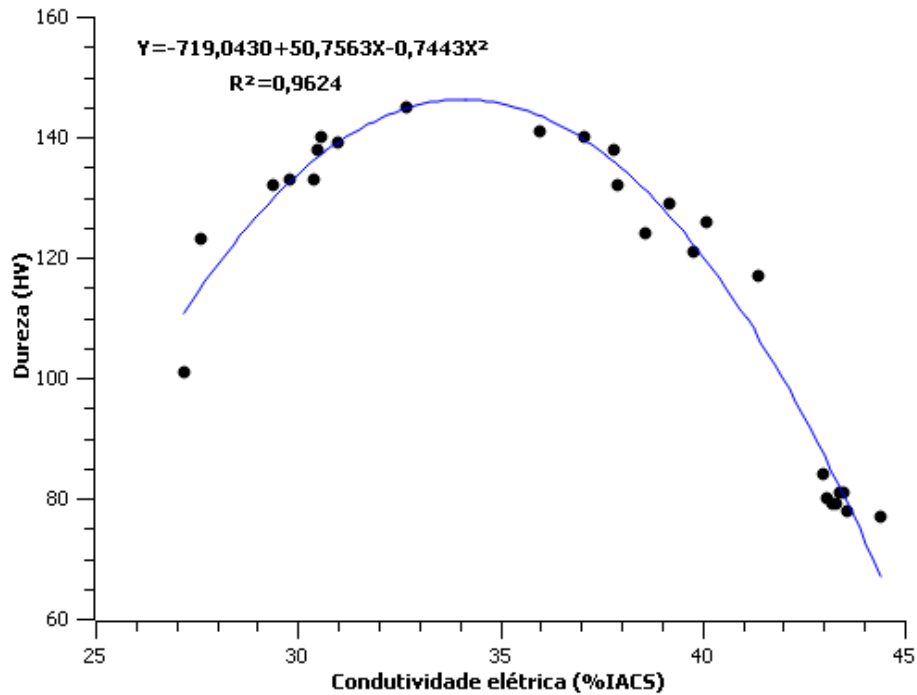


Figura 4.27 - Correlação obtida entre dureza (HV) e Condutividade elétrica (%IACS) para a liga AA2024.
Fonte: Próprio autor

$$y = -0,7443 x^2 + 50,7563 x - 719,0430$$

$$HV = -0,7443 (CE)^2 + 50,7563 (CE) - 719,0430 \quad (4.1)$$

A resolução da equação (4.1) fornece os valores constantes na Tabela 4.24.

Tabela 4.24 - Cálculo das coordenadas do vértice da parábola.

Vértice da parábola	
$(CE) = -\frac{b}{2a}$	$(CE) = 34,1$ (%IACS)
$(HV) = -\frac{\Delta}{4a}$	$(HV) = 147,3$

Fonte: Próprio autor.

A equação do segundo grau (4.1) foi gerada para a parábola obtida no gráfico da Figura 4.27 para as coordenadas (dureza x condutividade elétrica). O cálculo do vértice da parábola apresentou as coordenadas (34,1 %IACS e 147,3 HV).

A ordenada do vértice da parábola (147,3 HV) corresponde aproximadamente ao pico de dureza obtido nos gráficos de dureza em função do tempo de envelhecimento à determinada temperatura. A partir deste ponto há decréscimo na dureza, indicando que para tempos maiores de envelhecimento a liga vai entrar no seu processo de superenvelhecimento.

A abcissa 34,1 (%IACS) corresponde aproximadamente ao limite entre o estado envelhecido de máxima dureza (pico de dureza) e o início do estado superenvelhecido.

Em seu trabalho, Tariq *et al.* (2012) apresentaram as curvas de dureza (HV) e de condutividade elétrica (%IACS) obtidas para o envelhecimento da liga AA2024 realizado a 190°C por tempos até 16 h.

Pela comparação entre os dois trabalhos apresentada na Tabela 4.25 verifica-se que praticamente em todos os parâmetros analisados houve uma aproximação muito boa, exceção feita à condutividade elétrica, tanto no estado solubilizado como no pico de dureza, e à dureza no estado solubilizado. Os dados do autor (estado solubilizado) estão em concordância com os dados apresentados no trabalho de Rosen *et al.* (1982).

Os dados utilizados pelo autor para a obtenção da curva de “dureza x condutividade elétrica” foram escolhidos dentre todos os resultados dos experimentos realizados para a liga AA2024, ou seja, valores de condutividade e dureza dos estados solubilizados, envelhecidos (190°C por 12 horas) e superenvelhecidos. No trabalho de Tariq *et al.* (2012) foram utilizados somente os dados obtidos com a solubilização e o envelhecimento a 190°C por 16 horas.

Tabela 4.25 - Valores encontrados no trabalho do Autor comparados aos do trabalho de Tariq *et al.* (2012)

Envelhecimento realizado a 190°C		Dados do Autor	Tariq <i>et al.</i> (2012)
Pico de Dureza	Tempo de envelhecimento (h)	12	13
	Dureza máxima (HV)	147	144
	Condutividade Elétrica (%IACS)	34,1	37,85
Estado Solubilizado	Dureza (HV)	97	82
	Condutividade Elétrica (%IACS)	27,2	34,0
Parâmetros Solubilização	Temperatura (°C)	495	490
	Tempo (h)	02	02
	Têmpera	Água	Água

Fonte: Próprio autor.

O fato da condutividade elétrica tanto no pico da curva de dureza como a condutividade e dureza do estado solubilizado terem apresentado resultados diferentes pode ser devido à composição química das ligas, principalmente em relação aos teores de Cu, Mg, Fe e do próprio Al, conforme mostrado na Tabela 4.26. Nos trabalhos de Mulazimoglu *et al.* (1989) e Raza *et al.* (2011) foram estudadas também e/ou mostradas as influências da composição química das ligas sobre as propriedades mencionadas e estão de acordo com a justificativa dada anteriormente.

Tabela 4.26 - Composição química das ligas utilizadas nos trabalhos comparados

	Composição química das ligas AA2024 utilizadas							
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	---	Al
Autor	4,10	1,30	0,46	0,08	0,16	0,22	0,030 Ti	93,65
Tariq <i>et al.</i>	3,50	0,55	0,54	0,35	0,35	0,041	0,035 Cr	94,64

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 4.27 mostra as correlações obtidas entre as variáveis dureza e condutividade elétrica nos dois trabalhos. Neste trabalho optou-se por expressar a dureza (HV) em função da condutividade elétrica (CE), ou seja, $HV = f(CE)$, devido à proposta inicial do segundo grupo de experimentos: submeter o material, em processo de envelhecimento, a um ensaio não destrutivo, rápido e de fácil execução, no caso o Ensaio de Condutividade Elétrica (%IACS) e a partir daí determinar a dureza (HV) através da equação resultante dessa correlação.

Tabela 4.27 - Comparação da correlação entre dureza (HV) e condutividade elétrica (%IACS) nos dois trabalhos

Correlação entre Dureza (HV) e Condutividade Elétrica (CE)		
Equação gerada	R ²	Trabalhos
$HV = -0,7443 (CE)^2 + 50,7563 (CE) - 719,0430$	0,96	Autor
$CE = 0,0007 (HV)^2 - 0,102 (HV) + 37,621$	0,94	Tariq <i>et al.</i> (2012)

Fonte: Próprio autor.

4.5.2.2 Resistência à tração e Limite de escoamento em função da Microdureza Vickers da Liga AA2024.

Apesar da importância dos ensaios mecânicos para a engenharia, ensaios como os de tração requerem tempo e ainda levam à completa destruição do corpo de prova. Ensaio de dureza são não destrutivos (ou semi destrutivos) deixando para trás apenas uma indentação, além de serem mais práticos e rápidos que os ensaios convencionais. Assim, métodos não

destrutivos para avaliar as propriedades mecânicas dos componentes são de grande interesse na engenharia.

➤ *Estudo da relação entre “microdureza Vickers e resistência à tração” e entre “microdureza Vickers e limite de escoamento” da liga AA2024, utilizando as equações estabelecidas por Starink et al. (2002).*

O estudo da relação entre a microdureza Vickers e as propriedades resistência à tração e tensão de escoamento da liga AA2024 foi realizado através das Equações 4.1 e 4.2, estabelecidas por Starink *et al.* (2002) para ligas à base de Al-Cu-Mg-Li- (Zr-Mn):

$$HV \cong 3,07 \sigma_{\text{máx.}} \quad (4.2)$$

$$HV \cong 4,20 \sigma_{0.2} \quad (4.3)$$

Os valores da microdureza Vickers obtidos experimentalmente nesse trabalho para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida, recozida (superenvelhecida) e como recebida (T351) estão apresentados na Tabela 4.28

Tabela 4.28 - Valores da microdureza Vickers medidos experimentalmente nesse trabalho para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida e como recebida.

Condição da liga AA2024	Microdureza Vickers (HV)
Solubilizada (495°C - 2h)	105
Envelhecida (190°C - 3h)	131
Recozida (superenvelhecida)	101
Como recebida (T351)	142

Fonte: Próprio autor.

Substituindo na Equação 4.2, os valores experimentais da microdureza Vickers apresentados na Tabela 4.28 foram obtidos os valores da resistência à tração para a liga AA2024 nas condições apresentadas. A Tabela 4.29 apresenta a resistência à tração calculada e a resistência à tração obtida experimentalmente para as condições consideradas.

Tabela 4.29 - Resistência à tração calculada e obtida experimentalmente para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida, recozida e como recebida (T351).

Condição da liga AA2024	Resistência à tração calculada pela Eq. (4.2) (MPa)	Resistência à tração experimental (MPa)
Solubilizada (495°C - 2h)	335,4	342,6
Envelhecida (190°C - 3h)	419,9	410,3
Recozida (superenvelhecida)	322,6	327,3
Como recebida (T351)	454,2	457,4

Fonte: Próprio autor.

Substituindo na Equação 4.3, os valores experimentais da microdureza Vickers apresentados na Tabela 4.13, foram obtidos os valores do limite de escoamento para a liga AA2024 nas condições apresentadas. A Tabela 4.30 apresenta os limites de escoamento calculados e obtidos experimentalmente.

Tabela 4.30 - Limite de escoamento calculado e obtido experimentalmente para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida, recozida e como recebida (T351).

Condição da liga AA2024	Limite de escoamento calculado pela Eq. (4.3) (MPa)	Limite de escoamento experimental (MPa)
Solubilizada	233,3	220,0
Envelhecida	307,0	310,0
Recozida (superenvelhecida)	235,8	260,0
Como recebida (T351)	332,0	325,0

Fonte: Próprio autor.

► *Estudo da relação entre a microdureza Vickers e o limite de escoamento da liga AA2024 utilizando a equação estabelecida por Tiryakioglu (2015)*

Aqui, o estudo entre a microdureza Vickers e o limite de escoamento para a liga AA2024 foi realizado através da Equação 4.4, estabelecida por Tiryakioglu (2015) para ligas de alumínio AA7010.

$$\sigma_Y = \beta_1 H_V + \beta_0 \quad (4.4)$$

Segundo Tiryakioglu (2015), o parâmetro β_1 , na Equação 4.4 tem valor de 0,383 e é constante, independente do tratamento térmico e/ou processamento ao qual a liga foi submetida. Já o valor de β_0 varia de acordo com o tratamento e/ou processamento da liga.

Para determinação da constante β_0 , para a liga de alumínio AA2024, foram utilizados os dados obtidos da literatura e são apresentados na Tabela 4.31.

Tabela 4.31 - Dureza Vickers e limite de escoamento para a liga AA2024 em diferentes condições.

Condição da liga AA2024	Dureza (HV)	Limite de escoamento (MPa)	Referências
SOLUBILIZADA (495°C por 1 hora)	104	301,0	(TARIQ <i>et al.</i> 2011)/ (COUTO <i>et al.</i> ,2012)
SOLUBILIZADA (505°C por 1 hora)	102	304,0	(TARIQ <i>et al.</i> 2011)/ (REIS <i>et al.</i> , 2012)
ENVELHECIDA (Sol. 495°C por 1h / Env. 190°C por 6h)	135	330,0	(COUTO <i>et al.</i> ,2012)
ENVELHECIDA (Sol. 505°C por 1h / Env. 190°C por 6h)	144	361,7	(REIS <i>et al.</i> , 2012)
T351	126	290,0	(ALCOA, 2010)

Fonte: Próprio autor.

O valor de β_0 para as condições solubilizada, envelhecida e como recebida (T351) foi estimado substituindo-se na Equação 4.4, os valores de dureza Vickers e limite de escoamento apresentados na Tabela 4.31. Os valores de β_0 encontrados são mostrados na Tabela 4.32.

Tabela 4.32 - Valores de β_0 estimados a partir dos dados apresentados na Tabela 4.26

Condição da liga AA2024	β_0 (média)
Solubilização	-122,2
Envelhecimento	-177,0
T351	-183,2

Fonte: Próprio autor.

Com os valores de β_0 estimados, a relação entre dureza Vickers e limite de escoamento para a liga AA2024 nas condições solubilizada, envelhecida e como recebida podem ser escritas, respectivamente, como:

$$\sigma_{sol.} = 0,383H_V - 112,2 \quad (4.5)$$

$$\sigma_{env.} = 0,383H_V - 177,0 \quad (4.6)$$

$$\sigma_{T351} = 0,383H_V - 183,2 \quad (4.7)$$

Substituindo nas Equações 4.5, 4.6 e 4.7 os valores da microdureza Vickers obtidos experimentalmente, apresentados na Tabela 4.13, foi possível estimar o limite de escoamento para as condições apresentadas para a liga AA2024. A Tabela 4.33 apresenta os limites de escoamento estimados pelas equações e os limites de escoamento obtidos experimentalmente.

Tabela 4.33 - Limite de escoamento estimado pelas equações e limites de escoamento obtidos experimentalmente para a liga AA2024 solubilizada, envelhecida e como recebida (T351).

Condição da liga AA2024	Limite de escoamento calculado (MPa)	Limite de escoamento experimental (MPa)
Solubilizada	282,1	220,0
Envelhecida	315,0	310,0
T351	350,1	325,0

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 4.34 apresenta os valores do limite de escoamento calculados pelos métodos apresentados nos trabalhos de Starink *et al.* (2002) e Tiryakioglu (2015) e também os valores obtidos experimentalmente. Os respectivos erros foram calculados e são apresentados na tabela.

Tabela 4.34 - Comparação dos resultados obtidos experimentalmente com os calculados para o Limite de Escoamento (MPa) da Liga AA2024.

Propriedade Mecânica	Condição	Starink <i>et al.</i> (2002)	Erro (%)	Tiryakioglu (2015)	Erro (%)	Dados Experimentais
Limite de Escoamento (MPa)	Solubilizada	233,3	6,0	282,1	28,2	220,0
	Envelhecida	307,0	1,0	315,0	1,6	310,0
	Recozida	235,8	9,3	–	–	260,0
	T351- CR	332,0	2,2	350,1	7,7	325,0

Fonte: Próprio autor.

A análise da Tabela 4.34 permite concluir que os resultados obtidos pelo método de Starink *et al.* (2002) apresentaram valores com uma aproximação muito boa com os valores obtidos experimentalmente, principalmente na condição envelhecida (erro de 1,0%) e na condição conforme recebida (T351- CR) (erro de 2,2%). Pelo método de Tiryakioglu (2015) houve uma aproximação muito boa somente na condição envelhecida (erro de 1,6%) e razoável na condição T351- CR (erro de 7,7%).

4.6 Considerações Finais

Os resultados obtidos com a pesquisa bibliográfica, os estudos teóricos, os experimentos realizados e a comparação dos dados experimentais obtidos com dados da literatura permitiram fazer as seguintes considerações:

- Através dos vários experimentos realizados para compor o banco de dados das redes neurais foi possível constatar que:
 - A dureza e microdureza evidenciam a grande influência dos elementos de liga na dureza, principalmente dos precipitados endurecedores. Por exemplo, há uma variação aproximada de 700% na dureza, comparando-se à do Al-puro ($19,8 \pm 1,3$ HV) com a máxima obtida para a liga AA2024 T6 ($158,2 \pm 3,2$ HV).
 - As temperaturas maiores de solubilização propiciaram durezas maiores durante o processo de envelhecimento da liga. À temperatura de 525°C , a dureza máxima obtida foi de aproximadamente 7% maior que a máxima obtida à temperatura de 495°C para o mesmo tempo de solubilização.
- A variável de maior influência nos gastos de energia com os tratamentos de solubilização e envelhecimento da liga é a temperatura de envelhecimento. Quando se utiliza temperaturas maiores há uma grande redução no tempo de envelhecimento, portanto, diminuindo os gastos de energia. Quando se compara os envelhecimentos contínuo e interrompido, este último apresenta um gasto maior de energia.
- Através dos vários experimentos realizados para investigar a correlação entre a dureza e a condutividade elétrica foi possível também constatar que:
 - A condutividade elétrica também evidencia a grande influência dos elementos de liga na mesma, principalmente na forma como esses precipitados endurecedores estão distribuídos na matriz. Dados comparativos da condutividade elétrica média (%IACS): Al puro (62,0), Al CP (56,6), Liga AA 2024 T351 CR (30,3), AA 2024 recozida (44,6), AA 2024 solubilizada (27,4), AA 2024 T6 (35,0) e AA 2024 superenvelhecida (44,8).

5 CONCLUSÕES

Baseado nos resultados dos estudos teóricos e experimentais conduzidos ao longo deste trabalho e nas comparações realizadas com os demais estudos da literatura pertinentes ao tema pode-se chegar às seguintes conclusões:

- Os resultados obtidos com as simulações indicam que as redes neurais artificiais de fato ajustam-se bem aos dados experimentais. A rede construída para determinar as variáveis dos tratamentos térmicos, que assegurem a dureza desejada, obteve um bom nível de generalização, permitindo um bom ajuste dos dados.
- O processo de envelhecimento interrompido não é vantajoso em relação ao envelhecimento contínuo tanto em termos de tempo de execução, gastos de energia quanto de durezas resultantes.
- O ensaio de condutividade elétrica pode ser utilizado para acompanhar a evolução do processo de envelhecimento da liga AA2024. O monitoramento dos valores da condutividade elétrica da liga demonstrou uma tendência linear, em que a condutividade aumentou continuamente com o tempo de envelhecimento, inclusive na região do superenvelhecimento. A dureza aumentou com o tempo de envelhecimento até a condição de pico de dureza (dureza máxima) para, a partir daí diminuir, indicando o excesso de envelhecimento da estrutura, demonstrando, portanto, que existe uma boa correlação entre a evolução da dureza e da condutividade elétrica nas etapas de envelhecimento e de superenvelhecimento.
- Através da correlação encontrada (equação) entre a condutividade elétrica e a dureza, é possível a partir do valor da medida de condutividade se determinar, com relativa precisão, o valor da dureza e possivelmente o valor da resistência mecânica através das equações que relacionam a dureza com a resistência mecânica.
- Através dos ensaios e testes realizados com a liga AA2024 foi possível constatar a boa aproximação entre os parâmetros dos tratamentos de envelhecimento e de dureza experimentais e os fornecidos pela RNA. A relação entre a dureza e a condutividade elétrica revelou um comportamento característico para os processos de envelhecimento e superenvelhecimento da liga. Portanto, a otimização dos processos de tratamentos térmicos da liga foi atingida com esta simulação, otimizando não só o tempo e os custos dos tratamentos térmicos, bem como a proposição do ensaio de condutividade elétrica: rápido, simples e de baixo custo para o controle das propriedades mecânicas obtidas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ▶ Estudo sobre a utilização de Redes Neurais Artificiais para outras ligas de alumínio tratáveis termicamente, onde o parâmetro de entrada seja o valor da condutividade elétrica e os de saída da RNA sejam os valores de dureza, tensão de escoamento e o limite de resistência à tração.
- ▶ Estudo sobre a utilização das RNAs na previsão da dureza e das resistências à tração e ao impacto dos aços temperados em função da temperatura e do tempo de revenimento.
- ▶ Estudo sobre a possibilidade da utilização das RNAs na soldabilidade dos aços inoxidáveis (ferríticos, austeníticos, martensíticos e duplex), onde os parâmetros de entrada fossem o Ni equivalente e o Cr equivalente destes aços e os de saída, por exemplo, a temperatura de pré-aquecimento, quando necessária.

7 TRABALHOS, PARTICIPAÇÕES EM CONGRESSOS E PUBLICAÇÕES ORIUNDAS DA TESE

7.1 Trabalhos de Final de Graduação na Unifei (TFG)

- ▶ Otimização de Tratamentos Térmicos de Endurecimento por Precipitação da Liga de Alumínio AA2024 – Gustavo Luchini e Rodolfo C.B. Palhares. Conclusão: Dezembro/2014.
- ▶ Determinação das Condições de Tratamento Térmico por Solubilização e Envelhecimento Interrompido da Liga AA2024 utilizando RNA – Alison H. El Khouri Bessa e Guilherme Oraboni Carvalho. Conclusão: Junho/2015.
- ▶ Determinação das Condições de Tratamento Térmico por Solubilização e Envelhecimentos Contínuo e Interrompido da Liga AA2024 utilizando RNA – Carlos Oliveira Santos. Conclusão: Novembro/2016.
- ▶ Relação entre a Condutividade Elétrica e a Dureza no Tratamento Térmico de Envelhecimento da Liga AA2024 – Pedro Henrique Rabelo Tobias. Conclusão: Maio/2017.

7.2 Participações em Congressos.

- ▶ STUDY OF THE INFLUENCE OF AGING TREATMENT IN THE HARDNESS OF 2024 ALLOY REMELTING In XII Encontro da Sociedade Brasileira de Pesquisa em Materiais (SBPMat), 2013 – Campos do Jordão/SP.
- ▶ OPTIMIZATION OF HEAT TREATMENT OF ALUMINUM ALLOYS USING TECHNIQUES OF ARTIFICIAL NEURAL NETWORKS (ANN) In: XV Encontro da Sociedade Brasileira de Pesquisa em Materiais (SBPMat), 2016, Campinas / SP.
XV Encontro da Sociedade Brasileira de Pesquisa em Materiais (SBPMat), 2016.

► OTIMIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DA LIGA DE ALUMÍNIO 2024 UTILIZANDO TÉCNICAS DE REDES NEURAIAS ARTIFICIAIS (RNA). 22° CBECiMat/2016, Natal/RN.

► ESTUDO DA RELAÇÃO ENTRE A CONDUTIVIDADE ELÉTRICA E O ESTÁGIO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE ENVELHECIMENTO E SUPERENVELHECIMENTO DA LIGA DE ALUMÍNIO 2024. 22° CBECiMat/2016, Natal/RN.

7.3 Publicação em Revista Científica.

Oliveira, P. J.; Melo, M. L. N.; Silva, R. S. M.; Caixeta, D. O. **Relationship between Electrical Conductivity and the Stage of the Heat Treatments of Aging and Overaging of the Aluminum Alloy AA2024.** *Materials Science Forum*, 2017 – Aceito para publicação em 2018.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABBASIAN, A.; KASHEFI M.; AHMADZADE-BEIRAKI, E. Quality control of precipitation hardened aluminium alloy parts evaluation. **Iranian Journal of Materials Science & Engineering**, v. 12, n. 3, 2015.

ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS, I. TH Sanders, Jr. and EA Starke, Jr., eds. **TMS-AIME, Warrendale, PA**, 1984.

ASKELAND, D.; WRIGHT, W. **Essentials of Materials Science and Engineering**. Cengage Learning, 2013.

ASM. **ASM Handbook: Heat Treatment**. ASM International, vol. 4, 1991.

ASM. **ASM Handbook: Nondestructive Evaluation and Quality Control**. ASM International, vol. 17, 1989.

ASM. **ASM Handbook: Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. ASM International, vol. 2, 1990.

ASTM B918/B918M-09, Standard Practice for Heat Treatment of Wrought Aluminum Alloys. **ASTM International**, 2004.

ATIK, E.; MERIC, C.; KARLIK, B. Determination of Hardness of AA 2024 Aluminium Alloy under Ageing Conditions by Means of Artificial Neural Networks Method. **METALL-BERLIN**, p. 448-451, 2004.

BALMUTH, E.S. e CHELLMAN, D.J. Proc. 4th Int. Aluminium-Lithium Conf. Eds. SANDERS JR, T.H. e STARKE JR., E.A Georgia Inst. Technology, Atlanta, USA, 1, 282, 1994.

BALMUTH, E.S.; SCHMIDT, R. Proc. 1st Int. Aluminium-Lithium Conf. Ed. T.H. Sanders Jr., and E.A.Starke Jr., Met. Soc. AIME, Warrendale, P.A. USA, 69, 1980.

BASSANI, Paola; GARIBOLDI, E.; VIMERCATI, G. Calorimetric analyses on aged Al-4.4 Cu-0.5 Mg-0.9 Si-0.8 Mn alloy (AA2014 grade). **Journal of thermal analysis and calorimetry**, v. 87, n. 1, p. 247-253, 2007.

BIGUS, Joseph P. **Data mining with neural networks: solving business problems from application development to decision support**. McGraw-Hill, Inc., 1996.

BUHA, Joka. **Interrupted ageing of Al-Mg-Si-Cu alloys**. 2005. Tese de Doutorado. University of New South Wales.

BUSQUIM, Thaís de Paula *et al.* Avaliação da resistência à corrosão da liga 2024-T351 soldada por FSW Friction Stir Welding. 2007.

CARTWRIGHT, Hugh M. Artificial neural networks in biology and chemistry—the evolution of a new analytical tool. **Artificial Neural Networks: Methods and Applications**, p. 1-13, 2009.

CATTANI, M.; VANNUCCI, A. Correntes de Foucault: Aspectos básicos. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, v. 36, n. 2, p. 2311, 2014.

CERVEIRA, Renato Luiz Lehnert Portela. **Caracterização experimental do comportamento mecânico sob solitação multiaxial em junções de chapas AA2024-T3 soldadas por fricção-mistura ('FSW')**. 2008. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

CHAUDHURY, S. K.; APELIAN, Diran. Fluidized bed heat treatment of cast Al-Si-Cu-Mg alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37, n. 7, p. 2295-2311, 2006.

CHEN, Xin *et al.* A Solution Treatment Integrated with the Solidification Process as a Novel Economical Heat Treatment for Aluminum Based Castings. In: **15 th International Congress and Expo of the Foundry Industry, October**. p. 2-4.

CHEN, Y.; WEYLAND, M.; HUTCHINSON, C. R. The effect of interrupted aging on the yield strength and uniform elongation of precipitation-hardened Al alloys. **Acta Materialia**, v. 61, n. 15, p. 5877-5894, 2013.

CHENG, T. T., MORRAL, J. E. e BRODY, H. D. **Effect of Microstructure on Properties o 319 – Type Al Alloys** A survey of Recent Literature Department of Metallurgy and Materials Engineering, The University of Connecticut, 2000.

CHONG, Edwin KP; ZAK, Stanislaw H. **An introduction to optimization**. John Wiley & Sons, 2013.

COLLEY, Leo John. **Microstructure-property models for heat treatment of A356 aluminum alloy**. 2011. Tese de Doutorado. University of British Columbia.

COUTO, Antonio Augusto *et al.* ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS EM FADIGA DA LIGA DE ALUMÍNIO 2024 ENVELHECIDA ARTIFICIALMENTE PARA APLICAÇÕES AERONÁUTICAS.

CROWELL, N.; SHIVKUMAR, S. Solution Treatment Effects in Cast Al-Si-Cu Alloys (95-107). **Transactions of the American Foundrymen's Society**, v. 103, p. 721-726, 1995.

DIX, E. H. ALUMINUM-ZINC-MAGNESIUM ALLOYS THEIR DEVELOPMENT AND COMMERCIAL PRODUCTION (1949 CAMPBELL, EDWARD, DEMILLE, MEMORIAL LECTURE). **Transactions of the American Society for Metals**, v. 42, p. 1057-1127, 1950.

DOBRZANSKI, L.A.; REIMANN, T.; KRAWCYK, G.- Influence of the aging on the mechanical proprieties of the aluminium alloy AlSi9Mg. **International Scientific Journal**. Vol. 31, p.37-40, 2008.

DUFLOU, Joost R. *et al.* Towards energy and resource efficient manufacturing: A processes and systems approach. **CIRP Annals-Manufacturing Technology**, v. 61, n. 2, p. 587-609, 2012.

DURSun, Tolga; SOUTIS, Costas. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials & Design**, v. 56, p. 862-871, 2014.

EDWARDS, G. A. *et al.* The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. **Acta materialia**, v. 46, n. 11, p. 3893-3904, 1998.

EDWARDS, G. A.; STILLER, K.; DUNLOP, G. L. APFIM investigation of fine-scale precipitation in aluminium alloy 6061. **Applied surface science**, v. 76, p. 219-225, 1994.

EIVANI, A. R. *et al.* Correlation between electrical resistivity, particle dissolution, precipitation of dispersoids, and recrystallization behavior of AA7020 aluminum alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 40, n. 10, p. 2435-2446, 2009.

EMBURY, J.D.; LLOYD, D.J. e RAMACHANDRAN, T.R. **Treatise on Materials Science and Technology**, Vol.31, Alloys: Contemporary Research and Applications, Eds. A.K. Vasudevan and R.D. Doherty, 579, 1989.

FERRARI, Ricardo Bulcão. **Caracterização de liga metálica a base de alumínio-magnésio obtida por método convencional após tratamentos termomecânicos visando estruturas microcristalinas**. 2008. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

FIELDING, P.S.; WOLF, G.T. **Advanced Mater. Processes**, 150, 21, 1996.

FREEMAN, J. A., SKAPURA, D. M. (1991), Neural networks: algorithms, applications, and programming techniques, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., 401p.

FRIDLYANDER, I.N.; BRATUKHIN, A.G. e DAVYDOV, V.G. Proc. 6th Aluminium-Lithium Conf. Ed. M. Peters and P.J. Winkler, DGM, Oberursel, Germany, Vol.1, 35, 1991.

GRIMBERG, Raimond. Electromagnetic nondestructive evaluation: present and future. **Strojniški vestnik-Journal of Mechanical Engineering**, v. 57, n. 3, p. 204-217, 2011.

GROSSELLE, Fabio; TIMELLI, Giulio; BONOLLO, Franco. Doe applied to microstructural and mechanical properties of Al–Si–Cu–Mg casting alloys for automotive applications. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 15, p. 3536-3545, 2010.

HASSAN, Adel Mahamood *et al.* Prediction of density, porosity and hardness in aluminum–copper-based composite materials using artificial neural network. **Journal of materials processing technology**, v. 209, n. 2, p. 894-899, 2009.

HAYKIN, S. Neural Networks: a comprehensive foundation. New York: MacMillan College Publishing Co., 1999.

HONO, Ka *et al.* Atom probe study of the precipitation process in Al Cu Mg Ag alloys. **Acta metallurgica et materialia**, v. 41, n. 3, p. 829-838, 1993.

HORNBOGEN, Erhard; EGGELER, G.; WERNER, E. Werkstoffe: Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall. **Polymer-und Verbundwerkstoffen**, v. 7, 2002.

HUTCHINSON, CR, Fan, X., Pennycook, SJ, & Shiflet, GJ, *Acta Mater*, 49, 2827, 2001. [21] Martin, JW, and Doherty, RD, “Stability of Microstructure in Metallic Systems”,

HYATT, M.V. e AXTER, S.E. Proc, Int. Conf. Recent Advances in Science and Engineering of Light Alloys, Sendai, The Japan Inst. Light Metals, Tokyo, 274, 1991.

ITOH, G. *et al.* Embrittlement in an age-hardened 2091 aluminum alloy by exposure at elevated temperatures below the aging temperature. **Acta materialia**, v. 47, n. 14, p. 3799-3809, 1999.

KERR, M. J. *et al.* Effect of alkali metal impurities on the low temperature thermal stability of 2090 Al-Cu-Li alloys. In: **Materials Science Forum**. Trans Tech Publications, 1996. p. 1079-1084.

KONSTANTINOS, Salonitis *et al.* The challenges for energy efficient casting processes. **Procedia CIRP**, v. 40, p. 24-29, 2016.

KUMARAN, S. Muthu. Evaluation of precipitation reaction in 2024 Al–Cu alloy through ultrasonic parameters. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 12, p. 4152-4158, 2011.

LINGYING, Y.; GANG, G.; XINMING Z.; DAXIANG, S.; HAICHUN, J.; PAN, Z. "Dynamic properties evaluation of 2519A aluminum alloy processed by interrupted aging" **Materials Science and Engineering: A** Vol. 590, 2014, pp. 97-100, 2010.

LIU, Q. *et al.* Microstructure and strength of commercial purity aluminium (AA 1200) cold-rolled to large strains. **Acta materialia**, v. 50, n. 15, p. 3789-3802, 2002.

LOPES, P. S., **Detecção de danos em estruturas por meio de técnicas de redes neurais artificiais e de algoritmos genéticos**, Itajubá, 106p. Dissertação (Mestrado em Projeto e Fabricação) - Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá. 2007.

LOPEZ, R. *et al.* Modeling precipitate dissolution in hardened aluminium alloys using neural networks. **International Journal of Material Forming**, v. 1, n. 1, p. 1291-1294, 2008.

LÓPEZ, R. Flood A1. An open source Neural Networks C++ Library User Guide. 2007.

LUMLEY, R.N.; POLMEAR, I.J ; MORTON, A.J. Mater. Sci. Forum, 426-432, 303, 2005.

MAIA, A.M.P. **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101**, 84p. Dissertação, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2012.

MAIA, André Miguel Pires *et al.* Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101. 2012.

MARTIN, J. W. ;OROWAN, E. Precipitation hardening. 1968.

MARTINS, Margarida Maria Melo. **Estudo do comportamento das ligas de alumínio 6061 e 6082**. 2008. Dissertação de Mestrado. Universidade de Aveiro.

MEYVECI, Ahmet *et al.* Artificial Neural Network (ANN) Approach to Hardness Prediction of Aged Aluminium 2024 and 6063 Alloys. **Materials Testing**, v. 54, n. 1, p. 36-40, 2012.

MOTT, N. F.; NABARRO, FR No. An attempt to estimate the degree of precipitation hardening, with a simple model. **Proceedings of the Physical Society**, v. 52, n. 1, p. 86, 1940.

MOY, Charles KS *et al.* Influence of heat treatment on the microstructure, texture and formability of 2024 aluminium alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 552, p. 48-60, 2012.

MRÓWKA-NOWOTNIK, G.; SIENIAWSKI, J. Analysis of Intermetallic Phases in 2024 Aluminium Alloy. In: **Solid State Phenomena**. 2013. p. 238-243.

MULAZIMOGLU, M. H.; DREW, R. A. L.; GRUZELSKI, J. E. Electrical conductivity of aluminium-rich Al-Si-Mg alloys. **Journal of materials science letters**, v. 8, n. 3, p. 297-300, 1989.

MURAKAMI, Y., Proc. 6th Int. Conf. on Aluminium Alloys, ed. T. Sato *et al.*, Japan Inst. Of Light Metals, 1, 3, 1998.

MURAYAMA, M. e HONO, K. Proc. 6th Int. Conf. On Aluminium Alloys, ed. T. Sato *et al.*, Japan Inst. Light Metals, 2, 837, 1998.

MURAYAMA, M.; HONO, K. Role of Ag and Mg on precipitation of T 1 phase in an Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy. **Scripta materialia**, v. 44, n. 4, p. 701-706, 2001.

NAIMI, A.; YOUSFI, H.; TRARI, M. Influence of cold rolling degree and ageing treatments on the precipitation hardening of 2024 and 7075 alloys. **Mechanics of Time-Dependent Materials**, v. 17, n. 3, p. 285-296, 2013.

OLIVEIRA, Janaina da Costa Pereira Torres *et al.* **Evolução da microestrutura e da textura durante a laminação a frio e a recristalização de alumínio com diferentes níveis de pureza**. 2009. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

OLIVEIRA, Natália Ribeiro de. **Transformações microestruturais nas ligas de alumínio arrefecidas desde o domínio semi-sólido**. 2008. Dissertação de Mestrado. Universidade de Aveiro.

OPPENHEIM, T. *et al.* On the correlation of mechanical and physical properties of 6061-T6 and 7249-T76 aluminum alloys. **Engineering Failure Analysis**, v. 14, n. 1, p. 218-225, 2007.

OROWAN, E. über den mechanismus des gleitvorganges. **Z. Phys**, v. 89, p. 634, 1934.

ÖZBEK, Ibrahim. A study on the re-resolution heat treatment of AA 2618 aluminum alloy. **Materials Characterization**, v. 58, n. 3, p. 312-317, 2007.

OZERDEM, Mehmet Sirac; KOLUKISA, Sedat. Artificial neural network approach to predict the mechanical properties of Cu-Sn-Pb-Zn-Ni cast alloys. **Materials & Design**, v. 30, n. 3, p. 764-769, 2009.

PADILHA, A.F.; **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. Ed. Hemus, São Paulo, 2000.

PAREL, T. S.; WANG, S. C.; STARINK, M. J. Hardening of an Al-Cu-Mg alloy containing Types I and II S phase precipitates. **Materials & Design**, v. 31, p. S2-S5, 2010.

PICKENS, J.R.; HEUBAUM, F.H.; LANGAN, T.J. e KRAMER, L.S. Proc **5th Aluminium-Lithium Conf.**, Eds. E.A. Starke and T.H. Sanders Jr., Materials and Components Eng. Publications, Warley, U.K., 21, 1989.

POLMEAR, I. J. Aluminium Alloys--A Century of Age Hardening. In: **Materials forum**. 2004. p. 1-14.

POLMEAR, I. J. Light metals: from traditional alloys to nanocrystals. **Elsevier, Oxford**, 2006.

PRABHU, T. Ram. Effects of ageing time on the mechanical and conductivity properties for various round bar diameters of AA 2219 Al alloy. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 20, n. 1, p. 133-142, 2017.

RADUTOIU, Nicoleta *et al.* Effect of the over-ageing treatment on the mechanical properties of AA2024 aluminum alloy. **Revista de chimie (chemistry magazine)**, v. 63, p. pp. 1042-1045, 2012.

RADUTOIU, Nicoleta *et al.* The Evolution of the Microstructure of AA2024 Aluminum Alloys as a Function of the Artificial Ageing Temperature. **Chemistry Magazine**, v. 2012, 2012.

RAEISINIA, B.; POOLE, Warren J. Electrical resistivity measurements: a sensitive tool for studying aluminium alloys. In: **Materials science forum**. Trans Tech Publications, 2006. p. 1391-1396.

RAJABI, Javad *et al.* MODELING THE T6 HEAT TREATMENT OF Al-Mg-Si ALLOY BY ARTIFICIAL NEURAL NETWORK. **Academic Research International**, v. 2, n. 3, p. 114, 2012.

RAMALHO J.P.; RAMILLI, I.; PEREIRA, C.P.; BRANDI, S.D.; GARCIA, C.; KASSAB JÚNIOR, F. Uma Proposta para Comparação de Performance entre Redes Neurais Artificiais. ResearchGate, 2014.

RAO, B. P. C. Eddy Current Testing: Basics. **Journal of Non Destructive Testing & Evaluation**, v. 10, n. 3, p. 7-16, 2011.

RAZA, M. Rafi *et al.* Development and Strengthening of 2219 Aluminium Alloy by Mechanical Working and Heat Treatment. **Journal of Applied Sciences**, v. 11, p. 1857-1861, 2011.

REICH, L.; MURAYAMA, M.; HONO, K. Role of Ag and Mg on precipitation of T 1 phase in an Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy. **Scripta materialia**, v. 44, n. 4, p. 701-706, 2001.
REULEAUX, O. Scleron alloys. **Z. Metallk**, v. 16, p. 436-437, 1924.

RISANTI, D. D.; YIN, M.; CHEN, J. H.; ZWAAG, S. van der "The Mechanical Properties of AA2024 as Function of the Interrupted Ageing Conditions", **Materials Science Forum**, Vols. 638-642, pp. 449-454, 2010.

ROBINSON, J. S.; CUDD, R. L.; EVANS, J. T. Creep resistant aluminium alloys and their applications. **Materials science and technology**, v. 19, n. 2, p. 143-155, 2003.

ROSEN, M. *et al.* The aging process in aluminum alloy 2024 studied by means of eddy currents. **Materials Science and Engineering**, v. 53, n. 2, p. 191-198, 1982.

RUSSELL K. C., AARONSON H.I. **Precipitation Processes in Solids**. Proceedings of a Symposium Sponsored by the TMS-AIME Heat Treatment Committee, p-87, 1978.

SALAZAR-GUAPURICHE, M. A., Y. Y. ZHAO, A. PITMAN, y A. GREENE. «Correlation of strength with hardness and electrical conductivity for aluminium alloy 7010. In **Materials science forum** .» (Trans Tech Publications.) Vol. 519, pp. 853-858 (2006).

SHA, G. *et al.* Nanostructure of aluminium alloy 2024: Segregation, clustering and precipitation processes. **Acta Materialia**, v. 59, n. 4, p. 1659-1670, 2011.

SHA, Wei; EDWARDS, K. L. The use of artificial neural networks in materials science based research. **Materials & design**, v. 28, n. 6, p. 1747-1752, 2007.

SHEN, P. **The Effects of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of the AA2618 DC Cast Plate**. Dissertação (Mestrado) 2012 - Universidade de Quebec, Canadá.

SHERCLIFF, Hugh R. *et al.* Microstructural modelling in friction stir welding of 2000 series aluminium alloys. **Mecanique & Industries**, v. 6, n. 1, p. 25-35, 2005.

SHIFLET, Gary. The more elements, the merrier. **Science**, v. 300, n. 5618, p. 443-444, 2003.

SILVA, A. **TRATAMENTOS DE SOLUBILIZAÇÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO: EFEITOS NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS**. 2016. 113p. Tese (Doutorado em Materiais Para Engenharia). Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, 2016.

SILVA, A; TOBIAS, P.H.R.; MELO, M.L.N.M., **Influência da temperatura de envelhecimento na tenacidade ao impacto da liga AA2024**, Universidade Federal de Itajubá, 2012.

SIQUEIRA, M.L. - **Influência do Grau de Deformação Plástica no Tempo de Envelhecimento e nas Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio 2024** - Marcelo Luís Siqueira, 2015.

SJÖLANDER, E.; SEIFEDDINE, S. The Heat Treatment of Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n.10, p.1249-1259, jul. 2010.

SMALLMAN, Raymond E.; BISHOP, Ray J. **Modern physical metallurgy and materials engineering**. Butterworth-Heinemann, 1999.

SMITH, W.F. **Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais**. 3 ed., Editora Macgraw Hill, 2005.

SOARES, M. R. N. **Efeitos dos Ciclos de Envelhecimento no Comportamento de Ligas de Alumínio**. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade de Aveiro, 2009.

SOUZA, S.A. **Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5 ed. São Paulo, Editora Edgard Blücher, 1982.

SPUHLER, E. H.; KNOLL, A. H.; KAUFMAN, J. G. Lithium in aluminum-X2020. **Metal Progr.**, v. 77, 1960.

STALEY, J. T. **Treatise on Materials Science and Technology**, Vol.31, Alloys: Contemporary Research and Applications, Eds. A.K. Vasudevan and R.D. Doherty, 3, 1989.

TARIQ, Fawad; NAZ, Nausheen; BALOCH, Rasheed Ahmed. Characterization of material properties of 2xxx series al-alloys by non destructive testing techniques. **Journal of Nondestructive Evaluation**, v. 31, n. 1, p. 17-33, 2012.

THOMPSON, F. C.; CHATTERJEE, A. K. The age-embrittlement of silver coins. **Studies in Conservation**, v. 1, n. 3, p. 115-126, 1954.

TIRYAKIOĞLU, Murat; SHUEY, Ralph T. Modeling quench sensitivity of aluminum alloys for multiple tempers and properties: application to AA2024. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 41, n. 11, p. 2984-2991, 2010.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. (Ed.). **Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes**. CRC Press, 2003.

TOTTEN, G., MACKENZIE, S. **Handbook of Aluminum**, vol. 1, pg. 887-895, USA (2003).

TSAI, Joseph Ming-Ju. **A study of interrupted aging in Al-Cu-Mg alloys**. 2013. Tese de Doutorado. Colorado School of Mines. Arthur Lakes Library.

VERLINDEN, B., WOUTERS, P., MCQUEEN, H. J., AERNOUDT, E., DELAEY, L., & CAUWENBERG, S. (1990). **Effect of homogenization and precipitation treatments on**

the hot workability of an aluminium alloy AA2024. *Materials Science and Engineering: A*, 123(2), 239-245.

VIANA, C. S.; **Seleção dos Materiais: Alumínio e suas ligas.** Universidade Federal Fluminense. 2009.

VINES, R. F.; WISE, E. M. Age Hardening of Metals. **ASM, Metals Park, Cleveland, Ohio**, v. 190, 1940.

VURPILLOT, F. *et al.* Structural analyses in three-dimensional atom probe: a Fourier transform approach. **Journal of Microscopy**, v. 203, n. 3, p. 295-302, 2001.

WANG, S. C.; STARINK, M. J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys. **International Materials Reviews**, v. 50, n. 4, p. 193-215, 2005

WOLVERTON, C. "Crystal structure and stability of complex precipitate phases in AlCuMg(Si) and AlZnMg alloys," **Acta Materialia**, vol. 49, no. 16, pp. 3129 - 3142, Sep. 2001.

XAVIER, C. L. Relatório Estudos Setoriais: Alumínio. **Ribeirão Preto: USP**, 2012.

ZAHARAN, B. Using Neural Networks to Predict the Hardness of Aluminum Alloys. **Engineering, Technology & Applied Science Research**, v. 5, n. 1, p. pp. 757-759, 2015.

ZANGRANDI, Aelcio *et al.* Efeito da deformação a frio nas propriedades de tração e no comportamento em fadiga de uma liga de alumínio de alta resistência do tipo 7475. 1988.

ZHAO, Qingru *et al.* Optimizing microstructures of dilute Al–Fe–Si alloys designed with enhanced electrical conductivity and tensile strength. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 650, p. 768-776, 2015.

ANEXO 1

1 Arquitetura das Redes Neurais Artificiais

A arquitetura de uma rede neural pode ser classificada quanto aos parâmetros apresentados a seguir. A variação destes parâmetros influencia no tipo de aprendizado (algoritmo) e também nos tipos de problemas que a rede neural pode resolver.

1.1 Número de camadas: de uma única camada ou múltiplas.

Cada camada é formada por um número de neurônios em paralelo, possuindo um número de entradas qualquer e um número de saídas igual à quantidade de neurônios. No caso de múltiplas camadas, as saídas dos neurônios são usadas como entrada da próxima.

Uma rede multicamadas é composta por uma camada de saída e uma ou mais camadas ocultas, intermediárias ou ocultas. Segundo Haykin (1999), ao se adicionar uma ou mais camadas ocultas, a rede neural consegue extrair informações de ordem superior. O aumento do número de camadas acarreta o aumento da complexidade e do tempo de processamento da rede. Aumentando o número de neurônios por camada, acarreta o aumento do grau de liberdade da função de transferência, e quanto maior a quantidade de variáveis livres, menor será a capacidade de generalização da rede. Logo, busca-se resolver o problema com a menor topologia possível.

1.2 Tipo de conexão entre as camadas: pode ser completa ou parcial.

Uma rede neural é completamente conectada quando todas as entradas de uma camada são conectadas a todos os neurônios da mesma, em todas as camadas. Se uma ou mais conexões não existirem, a rede é classificada como parcialmente conectada. Pode ocorrer durante o treinamento que um ou mais pesos de um neurônio sejam colocados em zero; ainda assim, a conectividade é referente à arquitetura inicial da rede neural antes dos ajustes.

1.3 Tipo de conectividade entre os neurônios: define se a rede é cíclica ou acíclica.

Uma rede acíclica possui a propriedade chamada *feedforward*, que significa que a informação é sempre passada pelas camadas em direção à camada de saída. As redes do tipo *Single Layer Perceptron* e as *Multi Layer Perceptron (MLP)* são do tipo *feedforward*.

A rede cíclica, ou recorrente, possui realimentação (*feedback*) entre as camadas, sendo muito usada para problemas de previsão do tempo. A realimentação pode ocorrer entre duas camadas ocultas, entre a camada de saída e a de entrada, entre a camada de saída e uma oculta ou entre uma camada oculta e a entrada.

2 Multi Layer Perceptron (MLP)

O *Multi Layer Perceptron* (MLP) pode ser descrito como uma rede neural com múltiplas camadas, acíclica e completamente conectada, sendo uma das arquiteturas mais utilizadas em problemas de reconhecimento de padrões. Segundo Haykin (1999), uma rede MLP deverá apresentar três características distintas:

a) O modelo de cada neurônio da rede MLP deve conter uma função de ativação não linear e diferenciável em todo o intervalo de aplicação, como é o caso das *sigmoidais*. A presença da não linearidade é importante, pois caso a rede fosse composta apenas de funções lineares, a relação de entrada-saída poderia ser simplificada para uma rede de camada única (*Single Layer Perceptron*);

b) A rede deve conter um ou mais neurônios ocultos que não fazem parte das camadas de entrada ou de saída da rede. Estes neurônios permitem à rede aprender tarefas complexas, extraíndo progressivamente mais informações significativas dos padrões de entrada;

c) A rede deve exibir um alto grau de conectividade (recomendável que seja totalmente conectada). A arquitetura da rede deve ser definida em número de neurônios, pois o próprio algoritmo de treinamento se encarrega de eliminar as conexões desnecessárias ou nocivas à rede.

3 Treinamento usando *Backpropagation*

O processo de aprendizado da MLP é o algoritmo *Backpropagation*, baseado no aprendizado por correção de erros (*delta-rule*). Basicamente este algoritmo consiste em duas etapas de processamento para cada iteração de treinamento: o processamento para frente e o processamento para trás. O primeiro é equivalente ao *feedforward*, o fluxo do processamento parte das unidades na camada de entrada em direção às unidades na camada de saída. Nesta etapa, os pesos sinápticos permanecem inalterados.

A saída obtida (*output*) é comparada com a saída desejada (*target*) gerando um sinal de erro para cada elemento de saída igual a ($target - output$). O sinal de erro é então retro propagado da camada de saída para cada elemento da camada intermediária anterior que contribui diretamente para a formação da saída, iniciando assim a segunda etapa do treinamento, ou seja, o processamento para trás.

Entretanto, cada elemento da camada intermediária recebe apenas uma porção do sinal de erro total, proporcional apenas à contribuição relativa de cada elemento na formação da saída original. Este processo se repete, camada por camada, até que cada elemento da rede receba um sinal de erro que descreva sua contribuição relativa para o erro total. Com base no sinal de erro recebido, os pesos sinápticos são então atualizados (de acordo com a regra de correção de erro) para cada elemento de modo a fazer a rede convergir para o valor de saída desejado.

Como a modificação dos pesos depende da derivada parcial da função de ativação, uma condição para que este algoritmo seja coerente é que a função seja diferenciável e não decrescente. O algoritmo continua as iterações até que uma condição de parada seja alcançada.

4 Eficiência do Treinamento da RNA

É na fase de treinamento que a rede neural aprende o problema e tenta resolvê-lo ajustando seus parâmetros internos. Uma vez que a rede tenha aprendido, isto é, ela tenha chegado a uma condição de erro considerada satisfatória, seus parâmetros são congelados e ela, a partir de então, está pronta para ser usada com dados da situação corrente. Entretanto, o treinamento de uma MLP não garante que a rede irá aprender corretamente a resolver o problema, sendo necessários alguns cuidados para elevar a eficiência do algoritmo. Serão apresentadas a seguir algumas estratégias que poderão auxiliar a construção de soluções usando MLP.

4.1 O conjunto de dados disponíveis deve ser equilibrado

Dependendo da quantidade de exemplos disponíveis, deve-se usar de 50% a 70% dessa massa somente para treino e o restante somente para testes. No caso de se usar

validação, como neste trabalho, o recomendável é que se use 50% da massa total de dados para treino, 30% para testes e 20% para validação;

4.2 Número de Camadas Ocultas

A utilização de um grande número de camadas ocultas não é recomendada. Cada vez que o erro médio durante o treinamento é utilizado para atualizar os pesos das sinapses da camada imediatamente anterior, ele se torna menos útil ou preciso. Testes empíricos com a rede neural MLP backpropagation não demonstram vantagem significativa no uso de duas camadas ocultas ao invés de uma para problemas menores. Por isso, para a grande maioria dos problemas utiliza-se apenas uma camada oculta quando muito duas e não mais que isso;

4.3 Número de Neurônios na Camada Oculta

Com relação ao número de neurônios nas camadas ocultas, este é geralmente definido empiricamente. Deve-se ter cuidado para não utilizar nem unidades demais, o que pode levar a rede a memorizar os dados de treinamento (*overfitting*), ao invés de extrair as características gerais que permitirão a generalização, nem um número muito pequeno, que pode forçar a rede a gastar tempo em excesso tentando encontrar uma representação ótima e a impossibilidade do aprendizado do problema, causando ausência de convergência da curva de erros (*underfitting*). Devido a estas dificuldades é recomendado manter o número de neurônios ocultos baixo, mas não tão baixo quanto o estritamente necessário, treinando várias redes com diferentes números de neurônios na camada oculta.

4.4 Taxa de Aprendizado

É um valor positivo que regula a intensidade com que as atualizações dos parâmetros (pesos) serão efetuadas. O parâmetro taxa de aprendizado tem grande influência durante o processo de treinamento da rede neural. Uma taxa de aprendizado muito baixa torna o aprendizado da rede muito lento, ao passo que uma taxa de aprendizado muito alta provoca oscilações no treinamento e impede a convergência do processo de aprendizado. Geralmente seu valor varia de 0.1 a 1.0. Em algumas implementações ela pode ser adaptativa e controlada pela própria rede.

4.5 Momentum ou taxa de momento

A inclusão do termo *momentum* tem por objetivo aumentar a velocidade de treinamento da rede neural e reduzir o perigo de instabilidade. Este termo pode ou não ser utilizado durante o treinamento e seu valor varia de 0.0 (não utilização) a 1.0.

4.6 Critérios de Parada do Treinamento

Existem vários métodos para a determinação do momento em que o treinamento de uma rede neural deve ser encerrado. Uma boa determinação destes critérios é fundamental para um bom treinamento e conseqüentemente uma boa generalização. Os critérios de parada mais utilizados são:

4.6.1 Número de ciclos (épocas)

Define o número de ciclos de treinamento, ou seja, o número de vezes em que o conjunto de treinamento é apresentado à rede. Um número excessivo de ciclos pode levar a rede à perda do poder de generalização (*overfitting*). Por outro lado, com um pequeno número de ciclos a rede pode não chegar ao seu melhor desempenho (*underfitting*). Portanto o número de épocas deve ser balanceado para que a rede treine rapidamente e ainda assim atinja a melhor performance possível.

4.6.2 Erro

Consiste em encerrar o treinamento após o erro médio quadrático ficar abaixo de um valor pré-definido. Vale lembrar que um erro médio quadrático muito pequeno não implica necessariamente numa boa generalização (bom desempenho com dados não vistos anteriormente) e sim que ela pode ter decorado a massa de treino, indicando *overfitting*. Este valor depende muito do problema. Uma sugestão é estabelecer um valor de 0.01 no primeiro treinamento e depois ajustá-lo em função do resultado.

4.6.3 Combinação dos Métodos Anteriores

Também se pode estipular como método de parada uma combinação dos métodos citados acima. Desta forma, o treinamento é encerrado quando qualquer um dos critérios acima é atendido.

4.6.4 Validação (*Best Model*)

A validação é um método em que se testa a rede a cada ciclo de treinamento, sendo usada preferencialmente em treinos por lotes. Depois de ajustados os pesos, a arquitetura da rede é fixada e a massa de dados de validação é passada por ela, testando sua performance. Nesta técnica de parada pela validação, o treinamento é interrompido a cada x ciclos e é realizada uma estimação de erro da rede sobre o conjunto de dados de validação. A partir do momento em que o erro médio quadrático medido no conjunto de validação apresentar crescimento, o treinamento é encerrado. O que se deseja com esta técnica é descobrir o momento exato em que a rede começa a perder generalização.