

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM MATERIAIS PARA
ENGENHARIA

**Influência do Grau de Deformação Plástica no Tempo
de Envelhecimento e nas Propriedades Mecânicas da
Liga de Alumínio 2024**

Marcelo Luis Siqueira

Itajubá, fevereiro de 2015

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE
ITAJUBÁ PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
MATERIAIS PARA ENGENHARIA**

MARCELO LUIS SIQUEIRA

**Influência do Grau de Deformação Plástica no Tempo de
Envelhecimento e nas Propriedades Mecânicas da Liga
de Alumínio 2024**

Dissertação submetida ao Programa de Pós- Graduação em
Materiais para Engenharia como parte dos requisitos para a
obtenção do título de **Mestre em Ciências em Materiais
para Engenharia**

Área de Concentração: Metais

**Orientador: Profa. Dra. Mirian de Lourdes Noronha
Motta Melo**

Fevereiro de 2015

Itajubá



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE
ITAJUBÁ PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
MATERIAIS PARA ENGENHARIA**

MARCELO LUIS SIQUEIRA

**Influência do Grau de Deformação Plástica no Tempo de
Envelhecimento e nas Propriedades Mecânicas da Liga
de Alumínio 2024**

Dissertação aprovada por banca examinadora em 02 de fevereiro de 2015, conferindo ao autor o título de *Mestre em Ciências em Materiais para Engenharia*.

Banca Examinadora:

Profa. Dra. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo

Prof. Dr. Osmar Roberto Bagnato

Prof. Dr. Ricardo Risso Chaves

Fevereiro de 2015

Itajubá

Dedicatória

A Deus, à minha mãe e familiares, aos mestres que dividiram um dos maiores patrimônios da humanidade, o conhecimento. Aos amigos que me acompanharam ou que estiveram presentes na minha vida durante essa fase de aprendizado, à Diana, minha companheira, amiga e cúmplice durante todo esse momento de aprendizagem, a minha mãe Áurea Maria Siqueira e em especial ao meu pai, Antônio Eluiz de Siqueira que sempre estará presente.

Agradecimentos

A Deus por me acompanhar em todos os momentos e permitir que esse trabalho fosse concluído.

À profa. Dra. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo pela orientação e confiança durante o tempo em que esse trabalho foi realizado.

Ao Dr. Carlos Alberto Rodrigues pelas longas conversas, discussões técnicas e amizade ao longo dessa jornada.

Aos técnicos do Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá.

Aos técnicos e ao responsável pelo Laboratório Metalográfico, André Rafael e Ailton Seldon e aos técnicos do Laboratório Químico, Celina Correa e Dimas da empresa M.M.L. SA.

A todas as pessoas que participaram direta ou indiretamente para a realização desse trabalho.

Resumo

A liga de alumínio 2024 é uma das ligas mais empregadas na indústria aeroespacial. A vantajosa relação resistência/peso reduz custos de manutenção, custos com o consumo de combustíveis, diminuí a frequência de reparos e aumenta a competitividade da indústria em um segmento cada vez mais globalizado. A liga 2024 pode ter suas propriedades aumentadas através do efeito combinado do tratamento térmico de envelhecimento e da deformação plástica a frio. O presente estudo indicou que os valores de microdureza e de tensão de ruptura podem ser aumentados e os tempos de tratamento reduzidos significativamente quando a liga é submetida ao tratamento termomecânico anterior ao tratamento de envelhecimento (28% para a microdureza Vickers e 30% para a tensão de ruptura) e que tempos maiores de de tratamento termomecânico confere o amolecimento da liga.

Palavras-chave:

Ligas de alumínio, solubilização, envelhecimento, laminação a frio, tração, microdureza, tratamento termomecânico.

Abstract

The 2024 aluminum alloy is one of the most used alloys in the aerospace industry. The advantageous resistance/weight ratio reduces maintenance costs, fuel consumption, decreases the time repairs frequency and enhances the industrial competitiveness in an increasingly globalized industry. The alloy 2024 may have increased their properties by the combined effect of precipitation heat treatment and cold work. This study indicated that the microhardness and rupture strain values can be increased and reduced treatment times significantly when the alloy is subjected to thermomechanical treatment before the precipitation treatment (38% to 25% and Vickers hardness for the rupture strain) and longer times of thermomechanical treatment provides the softening of the alloy.

Key-words: Alumminium alloy, Solubilization, precipitation, cold rolling, tensile strength, microhardness, thermomechanical treatment.

SUMÁRIO

1. Introdução	1
2. JUSTIFICATIVA.....	3
3. Revisão Bibliográfica.....	3
2.1 Liga 2024.....	3
2.1.1 Composição Química.....	3
2.1.2 Classificação e Nomenclatura das Ligas de Alumínio Tratáveis Termicamente.....	4
2.1.3 Aplicação na Indústria Aeronáutica	5
2.1.4 Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento	7
2.1.4.1 Tratamento Térmico de Solubilização	7
2.1.4.2 Têmpera	10
2.1.4.3 Tratamento Térmico de Envelhecimento	11
2.1.4.3.1 Nucleação dos Precipitados	11
2.1.4.3.2 Mecanismos de Envelhecimento	11
2.1.4.3.3 Mecanismos de Endurecimento – Precipitados e Discordâncias.....	16
2.1.4.3.4 Influência dos Precipitados nas Propriedades Mecânicas	17
2.1.4.4 Tratamento Térmico de Superenvelhecimento	18
2.1.5 Tratamento Termomecânico	19
2.1.6 Técnicas de Caracterização das Microestruturas das Ligas de Alumínio no Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento	22
2.1.6.1 Microscopia Óptica	22
2.1.6.2 Microscopia Eletrônica de Varredura – (<i>Scanning Electron Microscopy – SEM</i>)	22
2.1.6.3 Medidas de Dureza e de Microdureza.....	23
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	23
4.1. Representação da sequência das principais etapas realizadas	23
3.1 Liga 2024 Conforme Recebida.....	27
3.2 Tratamento Térmico de Superenvelhecimento.....	27
3.3 Tratamento Térmico de Solubilização	28
3.4 Laminação a Frio.....	28
3.5 Tratamento Térmico de Envelhecimento	30

3.6	Ensaio de Microdureza Vickers	30
3.7	Micrografias	31
3.8	Ensaio de Tração	32
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
6.1	Resultados da Laminação a Frio	33
6.2	Resultados das Micrografias	36
6.3	Resultados da Microdureza Vickers	49
6.3.1	Tratamentos Térmicos e Termomecânicos	50
6.3.1.1	Tratamento Térmico de Superenvelhecimento	50
6.3.1.2	Tratamento Térmico de Solubilização	51
6.3.1.3	Tratamento Térmico de Envelhecimento	52
6.3.1.4	Tratamento Termomecânico	54
6.4	Resultados do Ensaio de Tração	63
6.4.1	Efeito dos Tratamentos Térmicos e Termomecânicos	65
6.4.1.1	Tratamento Térmico de Superenvelhecimento	65
6.4.1.2	Tratamento Térmico de Solubilização	66
6.4.1.3	Resultados para a Condição Solubilizada e Precipitada	66
6.4.1.4	Tratamento Termomecânico	68
6.	CONCLUSÕES	73
7.	REFERÊNCIAS	75
7.1.	Referências APUD	78
8.	ANEXOS	79

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Representação da evolução do descobrimento dos materiais metálicos.	1
Figura 2: Efeito das propriedades no peso estrutural de um componente.	2
Figura 3: Classificação das ligas de alumínio.	5
Figura 4: Ano de início da utilização das duas principais séries de ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica.	6
Figura 5: Representação do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.	7
Figura 6: 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.	8
Figura 7: Influência da temperatura no coeficiente de difusão de átomos de soluto na matriz.	9
Figura 8: Curva de solubilidade para as vacâncias no alumínio.	10
Figura 9: Diagrama de Fases Al-Cu com as linhas de início de formação das fases metaestáveis.	12
Figura 10: Representação estrutural das zonas de GP, θ'' , θ' e θ . Esferas claras representam átomos de cobre e esferas escuras representam os átomos de alumínio.	15
Figura 11: Diagrama de fases metaestável Al-Cu associado às curvas TTT indicando a sequência de formação das fases ao longo do tempo.	15
Figura 12: Precipitado sendo cortado durante a movimentação da discordância – Efeito Friedel. ...	16
Figura 13: Precipitado impedindo a movimentação da discordância – Mecanismo de Orowan.	16
Figura 14: Resistência do precipitado ao Efeito Friedel (shear) e ao mecanismo.	17
Figura 15: Desenvolvimento microestrutural e sua influência na resistência mecânica e dureza.	19
Figura 16: Influência do grau de laminação a frio na redução do tempo de valor máximo de microdureza.	21
Figura 17: Representação das rotas utilizadas.	24
Figura 18: Representação da sequência das principais etapas realizadas para amostras sem laminação a frio.	25
Figura 19: Representação da sequência das principais etapas realizadas.	26
Figura 20: Liga 2024 conforme recebida.	27
Figura 21: Forno elétrico tipo mufla da marca EDG usado para o tratamento de superenvelhecimento da liga 2024 (Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá).	28

Figura 22: Laminador da marca Coelho do Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá.....	29
Figura 23: Durômetro Microhardness Tester HV-1000 Digimess usado para a determinação de microdureza vickers (Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá).....	30
Figura 24: Representação das medições de microdureza com relação ao sentido de laminação e no espaçamento entre as mesmas.....	31
Figura 25: Dimensões em milímetros do corpo de prova para ensaio de tração.	32
Figura 26: Estado da superfície lateral sem laminação e após alguns passes de laminação a frio. ...	33
Figura 27: Laminação de uma amostra da liga 2024 e o seu comportamento durante as sequências de passes.....	34
Figura 28: Amostras da liga 2024 T351 após as operações de corte e fresagem.....	35
Figura 29: Características das amostras após laminação (60% de redução).....	35
Figura 30: Liga 2024- T351 na condição conforme recebida.....	36
Figura 31: Liga 2024- T351 na condição superenvelhecida.	36
Figura 32: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, sem laminação.	38
Figura 33: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 10% laminação.	40
Figura 34: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 20% laminação.	42
Figura 35: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 30% laminação.	44
Figura 36: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 40% laminação.	46
Figura 37: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 90% laminação.	48
Figura 38: Variação da microdureza com a sequência de tratamentos utilizados.	50
Figura 39: Aumento de microdureza com o tratamento de envelhecimento para a liga sem laminação plástica a frio.	52
Figura 40: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras sem laminação.....	54
Figura 41: Aumento de microdureza com o tratamento de envelhecimento somado à deformação plástica em relação às amostras solubilizadas.....	55
Figura 42: Aumento de microdureza com à deformação plástica em relação às amostras sem laminação.	56
Figura 43: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 10% de redução em área.	57

Figura 44: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 20% de redução em área.	57
Figura 45: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 30% de redução em área.	58
Figura 46: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 40% de redução em área.	58
Figura 47: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 50% de redução em área.	59
Figura 48: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 60% de redução em área.	59
Figura 49: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 70% de redução em área.	60
Figura 50: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 80% de redução em área.	60
Figura 51: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 90% de redução em área.	61
Figura 52: Comparação entre a microdureza de amostras sem laminação a frio e amostras com 90% de laminação.	62
Figura 53: Acréscimo de tensão de ruptura devido ao efeito do envelhecimento.	67
Figura 54: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras sem laminação.	68
Figura 55: Acréscimo de tensão de ruptura devido ao efeito do envelhecimento e ao efeito da deformação a frio.	69
Figura 56: Acréscimo de tensão de ruptura devido ao efeito da deformação a frio.	69
Figura 57: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 10% de redução em área.	70
Figura 58: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 20% de redução em área.	70
Figura 59: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 30% de redução em área.	71

Figura 60: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 40% de redução em área.....	71
Figura 61: Evolução dos valores de deformação de ruptura para a liga 2024 em diversas condições de tratamentos térmicos e termomecânicos.	72
Figura 62: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 na condição conforme recebida T351.	79
Figura 63: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 na condição superenvelhecida.	79
Figura 64: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 na condição solubilizada.....	80

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química para a liga 2024 (Souza, 1982).....	4
Tabela 2: Cálculo da porcentagem de redução em área da secção transversal da amostra.....	29
Tabela 3: Dimensões das amostras da liga 2024.....	35
Tabela 4: Resultados encontrados para a microdureza da liga 2024.	49
Tabela 5: Resultados encontrados para a tensão de ruptura da liga 2024.....	63
Tabela 6: Resultados encontrados para a deformação de ruptura da liga 2024.	64
Tabela 7: Tensão e deformação de ruptura para a liga 2024 nas condições conforme recebida e superenvelhecida.....	65

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

α	Fase metalúrgica estável à temperatura ambiente
θ	Precipitados de segunda fase estável à temperatura ambiente
θ'	Precipitados de segunda fase metaestável à temperatura ambiente
θ''	Precipitados de segunda fase metaestável à temperatura ambiente
S'	Precipitados de segunda fase metaestável à temperatura ambiente
S''	Precipitados de segunda fase metaestável à temperatura ambiente
S	Precipitados de segunda fase estável à temperatura ambiente
GP	Zonas de Guinier-Preston
GPB	Zonas de <i>Guinier-Preston-Bagaryatsky</i>
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i>
SEM	Scanning Electron Microscopy
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
A_0	Área da secção transversal anterior à laminação
A_d	Área da secção transversal após a laminação
%RA	Redução em área da secção transversal percentual
RPM	Rotações por minuto
#	Granulometria
μ	10^{-3}
HV	Microdureza Vickers
HB	Microdureza Brinell
mm	Milímetro
MPa	Mega Pascal (10^6 pascal)
O	Condição recozida da liga de alumínio
Sol	Condição Solubilizada
L_0	Comprimento inicial do corpo de prova para ensaio de tração
ε_0	Alongamento

1. Introdução

O alumínio é o terceiro elemento químico mais abundante na crosta terrestre e o material não ferroso mais consumido no mundo (Sabirov et al., 2013).

Em termos industriais, esse metal é relativamente “jovem” e sua aplicação em grande escala teve início a cerca de 150 anos quando o processo Hall-Héroult foi apresentado comercialmente (Soares, 2009).

Na Figura 1, pode-se observar a cronologia de descobrimento dos materiais metálicos.

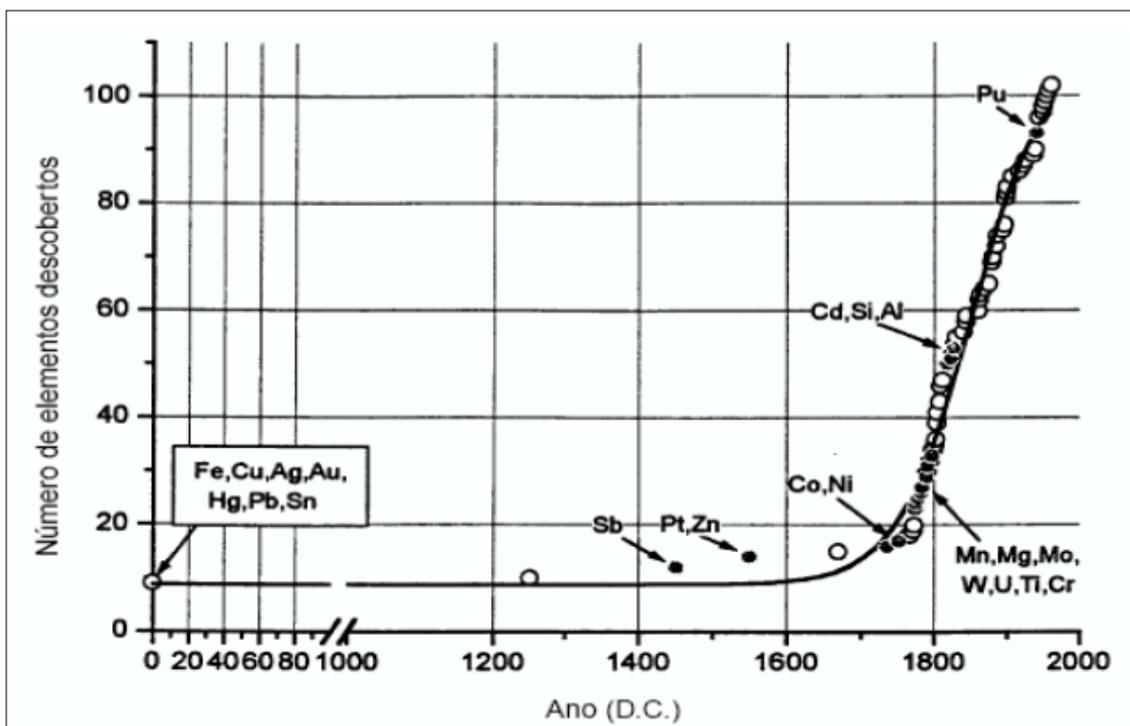


Figura 1: Representação da evolução do descobrimento dos materiais metálicos.

Fonte: Padilha, 2000.

Atualmente, as indústrias dos segmentos aeroespacial, aeronáutico e automotivo buscam alternativas para enfrentar a competitividade global no setor. A utilização de materiais mais leves que exigem menor consumo de combustível, que requerem maior tempo entre manutenções e inspeções, menor custo operacional, menor custo de reparo e maior vida útil são alternativas para a sobrevivência dos negócios (Dursun e Soutis, 2014). Estima-se que 20% do

peso máximo de uma aeronave correspondem ao peso pago e dos 80% restantes, cerca da metade, corresponde ao combustível e a outra metade ao peso vazio (Romano e Bussamra, 2009).

Ligas de alumínio de alto desempenho têm sido utilizadas para a construção de estruturas e componentes chaves de aeronaves devido à características como baixa densidade e alta resistência (AN et al., 2012). Outras características vantajosas podem ser atribuídas a essas ligas, como por exemplo, a resistência à corrosão, capacidade de endurecimento em serviço, boa usinabilidade e soldabilidade, resistência à fadiga e custo razoavelmente baixo (Gosh, 2011; Moy et al., 2012; Sabirov et al., 2013).

A maior parte da redução em peso de um componente estrutural de uma aeronave está associada à redução da densidade. Essa redução é de 3 a 5 vezes mais eficaz do que o aumento da resistência à tração, módulo de elasticidade e a tolerância a danos (Dursun e Soutis, 2014).

Pode ser visualizado na Figura 2, o efeito da melhoria das propriedades em peso estrutural de um componente.

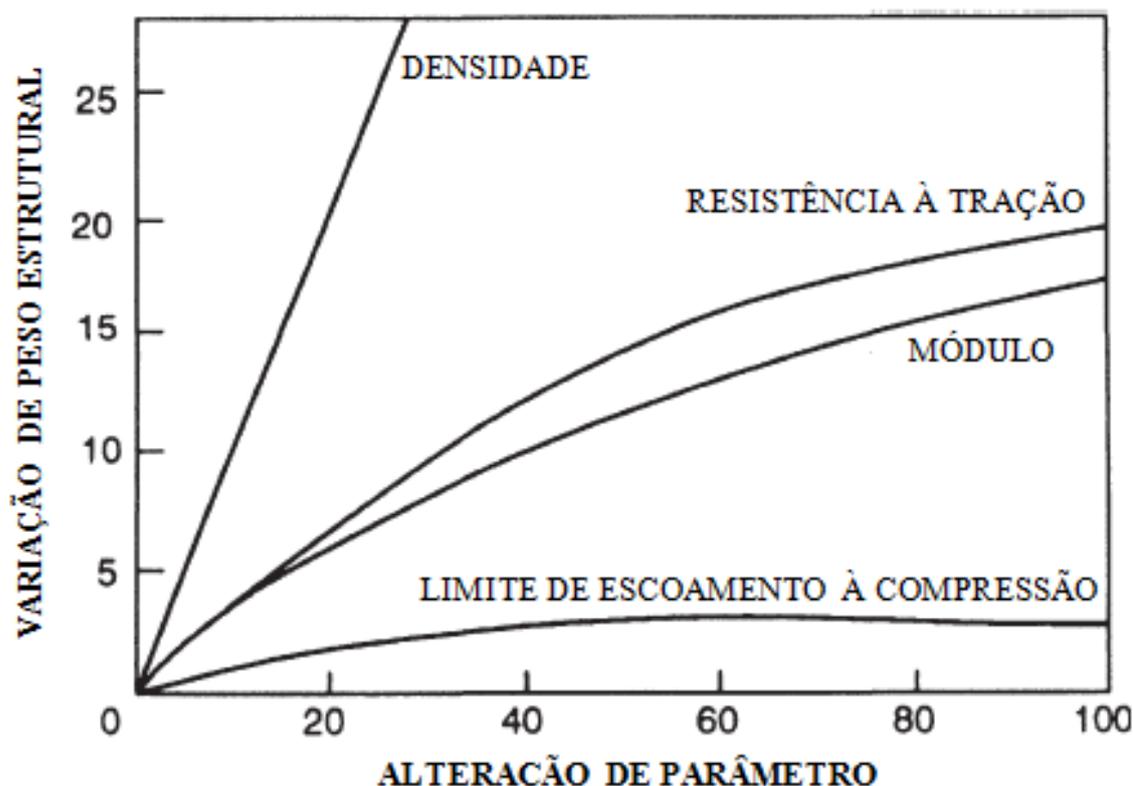


Figura 2: Efeito das propriedades no peso estrutural de um componente.
Fonte: Polmear, 2006.

Dentre as séries de ligas de alumínio, a série 2xxx é a mais utilizada na indústria aeronáutica (Rosales e Iannuzzi, 2008; Sha et al., 2011). Nessa série, destaca-se a liga 2024 que

será objeto de estudo desse trabalho por ser umas das ligas de alumínio mais utilizadas na indústria aeronáutica.

2. JUSTIFICATIVA

A propriedades mecânicas requeridas para a liga 2024 na condição T351 são de 470 MPa para a tensão de ruptura e 137 HV (ASM, 1990). Em geral, as empresas no Brasil importam ligas aeronáuticas 2024 que atendem tais requisitos. No entanto, se há necessidade da liga ser trabalhada, as empresas têm advertido que as propriedades mecânicas, muitas vezes, ficam instáveis, inclusive com o aparecimento de trincas. Possivelmente, pelo aumento excessivo da dureza. As razões para estas diferenças na resistência mecânica, na dureza e nos requisitos para os processos subsequentes ainda são incertos.

Se há necessidade de uso de processos de fabricação termomecânicos, ou seja, com conformação plástica e tratamento térmico, as condições de trabalho devem ser melhor estabelecidas para se obter as melhores propriedades mecânicas. Por outro lado, o amolecimento da liga passa a ser um processo fundamental para que as etapas futuras sejam efetuadas sem a formação de trincas.

Além disso, a redução no tempo de processamento pela redução do tempo de envelhecimento pode aumentar a produtividade, reduzir custos e aumentar a competitividade em um ambiente globalizado.

Este trabalho visa quantificar/avaliar para a liga 2014 na condição inicial T351 os tempos de envelhecimento após o superenvelhecimento a 415°C por 2,5h e a solubilização a 495°C por 2h utilizando-se o processo de solubilização e envelhecimento e o processo termomecânico com grau de laminação a frio de até 90%.

3. Revisão Bibliográfica

2.1 Liga 2024

A liga 2024 é uma das mais antigas ligas de alumínio, existentes, sendo o seu desenvolvimento do início do século XX (Martin, 1968).

Foi estudando essa liga que o metalurgista alemão, Alfred Wilm, descobriu acidentalmente o efeito do endurecimento por envelhecimento. Fato que revolucionou a indústria aeroespacial (Polmear, 2006).

2.1.1 Composição Química

Quando adicionados em quantidades controladas, os elementos de liga podem melhorar as propriedades da liga (Gosh, 2011).

Os elementos de liga principais para as ligas da série 2xxx são o cobre, o magnésio e o silício e outros elementos podem ser adicionados, como o zinco, manganês, vanádio, titânio e ferro (Sha et al., 2011)

Para a liga 2024, teores entre 0,18 e 0,8% em peso de silício aumentam a resposta da liga quanto ao tratamento de envelhecimento (Gosh, 2011).

A liga 2024 apresenta composição química comercial, conforme a Tabela 1.

Tabela 1: Composição química para a liga 2024 (Souza, 1982).

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
% em peso	0,5	0,5	3,8-4,9	0,3-0,9	1,2-1,8	0,1	0,25	0,1	Bal.

Os elementos de liga podem aumentar a resistência da liga por endurecimento por solução sólida ou pela formação de precipitados de segunda fase. Entretanto, para aplicações em que as exigências de propriedades mecânicas são mais elevadas, somente a adição dos elementos de ligas não é suficiente e um tratamento termomecânico pode ser empregado (Gosh, 2011, Ning et al., 2006a).

2.1.2 Classificação e Nomenclatura das Ligas de Alumínio Tratáveis Termicamente

As ligas de alumínio são classificadas segundo a *Aluminum Association* e dividem-se em dois grupos: as ligas de fundição e as ligas trabalhadas mecanicamente. Em se tratando do segundo grupo, pode-se classificá-lo em ligas tratáveis e ligas não tratáveis termicamente (Vasudevan e Doherty 1993apud Potomati, 2006).

As séries existentes de ligas de alumínio e o modo de construção das nomenclaturas dessas ligas podem ser visualizados na Figura 3.

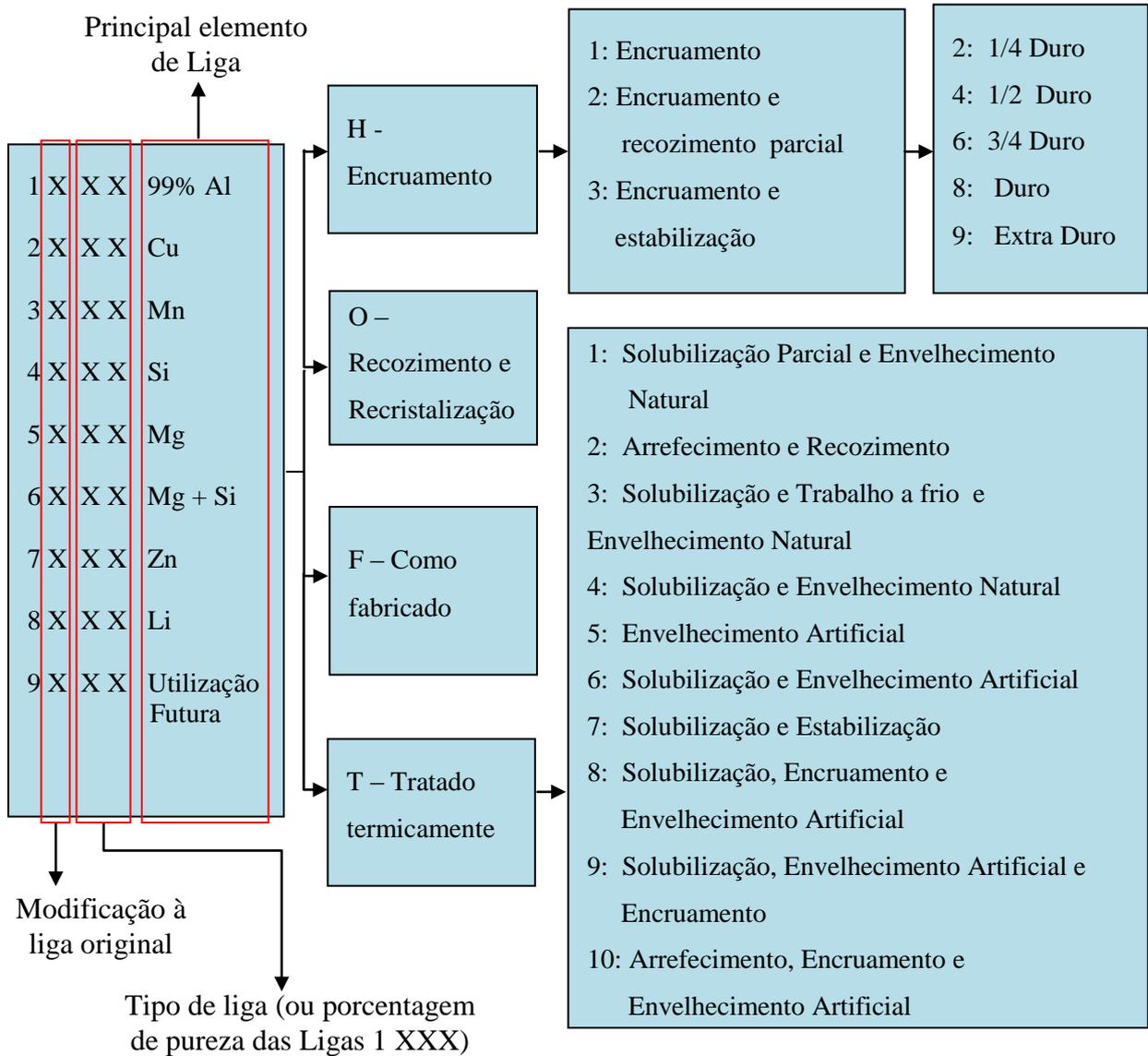


Figura 3: Classificação das ligas de alumínio.
 Fonte: Modificado de Smith, 2005.

2.1.3 Aplicação na Indústria Aeronáutica

A utilização de materiais na indústria aeroespacial requer características específicas que atendam aos requisitos de baixo peso, durabilidade, boa resistência à fratura, resistência à fadiga, tenacidade, resistência aos mais variados tipos de danos, resistentes a ambientes sub-zero e ocasionalmente elevadas temperaturas (Polmear, 2006; Rosales e Iannuzzi, 2008; Sha et al., 2011).

A produtora norte americana de alumínio, Alcoa, foi a responsável em 1931, por inserir comercialmente no mercado a liga 2024 para aplicação aeronáutica (Moy et al., 2012) e atualmente esse é o material mais utilizado nesse segmento industrial (Sha et al., 2011).

Segue na Figura 4, uma representação cronológica do início da aplicação de duas ligas das séries 2xxx e 7xxx utilizadas em aviões comerciais e militares (Polmear, 2006).

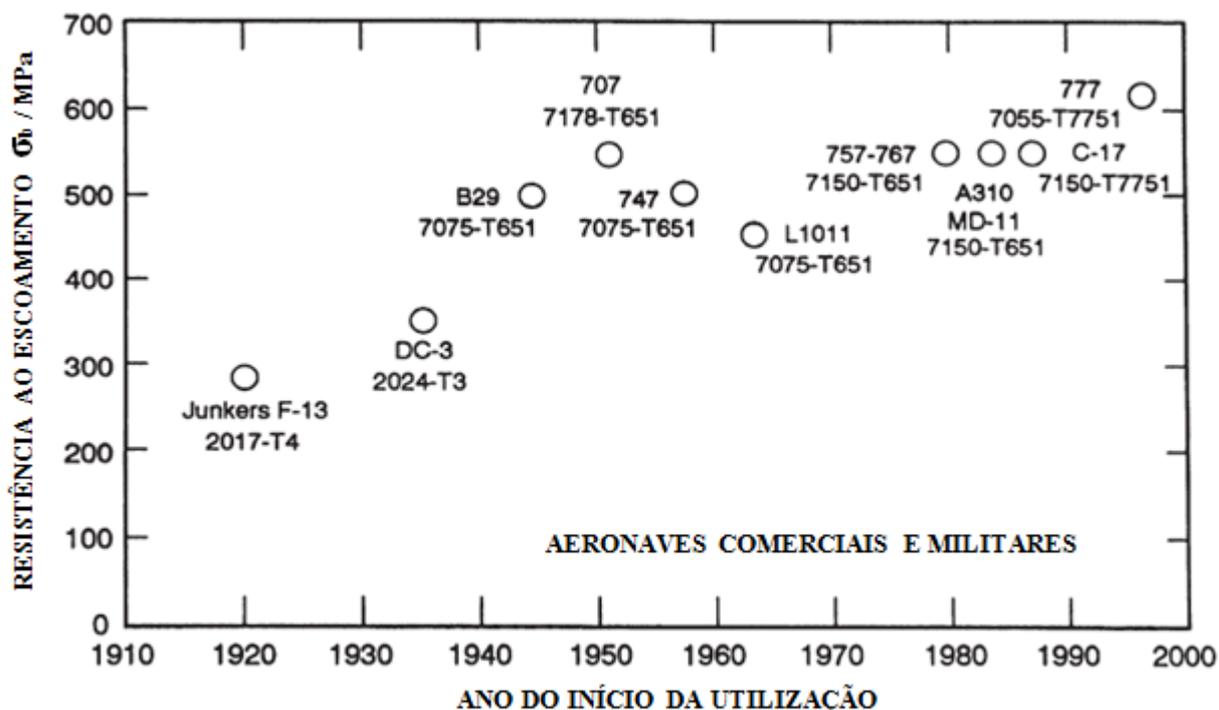


Figura 4: Ano de início da utilização das duas principais séries de ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica.

Fonte: Polmear, 2006.

Na condição T3, a liga 2024 tem sido uma das ligas mais amplamente utilizadas na construção da fuselagem devido a sua excelente tolerância ao dano e alta resistência à propagação de trincas em fadiga (Dursun e Soutis, 2014). A liga 2024 é aplicada a revestimentos da fuselagem, cauda, reforços e vergas, longarinas e estruturas da fuselagem (Polmear, 2006).

Embora, o Brasil se apresente como o 6º maior produtor mundial de alumínio primário (3,7% da produção mundial), e 2º maior produtor da matéria-prima básica: a *bauxita*, respondendo por mais de 14% desta produção em todo o mundo (Brown, 2012 apud Barbosa, 2013), o país apresenta deficiência no desenvolvimento de etapas tecnologicamente mais nobres e que agregam mais valor a produção.

A indústria aeroespacial brasileira é totalmente dependente das importações de ligas como a 2024 e 7075 e se vêem obrigadas a adquirir o material na sua forma final (solubilizadas e envelhecidas) e durante as etapas de conformação para a construção de componentes, aparecem dificuldades de processo como os defeitos estruturais (trincas e deformações). Uma alternativa que vêm sendo utilizada é o emprego de técnicas de tratamento térmico para o amolecimento da liga – tratamento de superenvelhecimento (Barbosa, 2013).

2.1.4 Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento

O termo tratamento térmico, de maneira geral significa operações de aquecimento e resfriamento realizadas com o objetivo de modificar as propriedades mecânicas, estrutura metalúrgica ou tensão residual de um material. Entretanto, quando se refere as ligas de alumínio tratáveis termicamente, o tratamento térmico é frequentemente associado às operações que buscam aumentar a resistência e a dureza de ligas endurecíveis por envelhecimento (ASM, 1990).

O endurecimento é obtido pelo tratamento térmico de solubilização e envelhecimento. Essa técnica foi desenvolvida acidentalmente na Alemanha pelo metalurgista Alfred Wilm há mais de um século. Mesmo sem conseguir explicar o fenômeno do aumento da dureza, o que foi proposto anos mais tarde, Alfred é considerado o “pai” do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento das ligas de alumínio e o desenvolvedor do primeiro material nanométrico (Polmear, 2006). Na Figura 5, pode-se observar uma representação de um ciclo de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento (Viana, 2009).

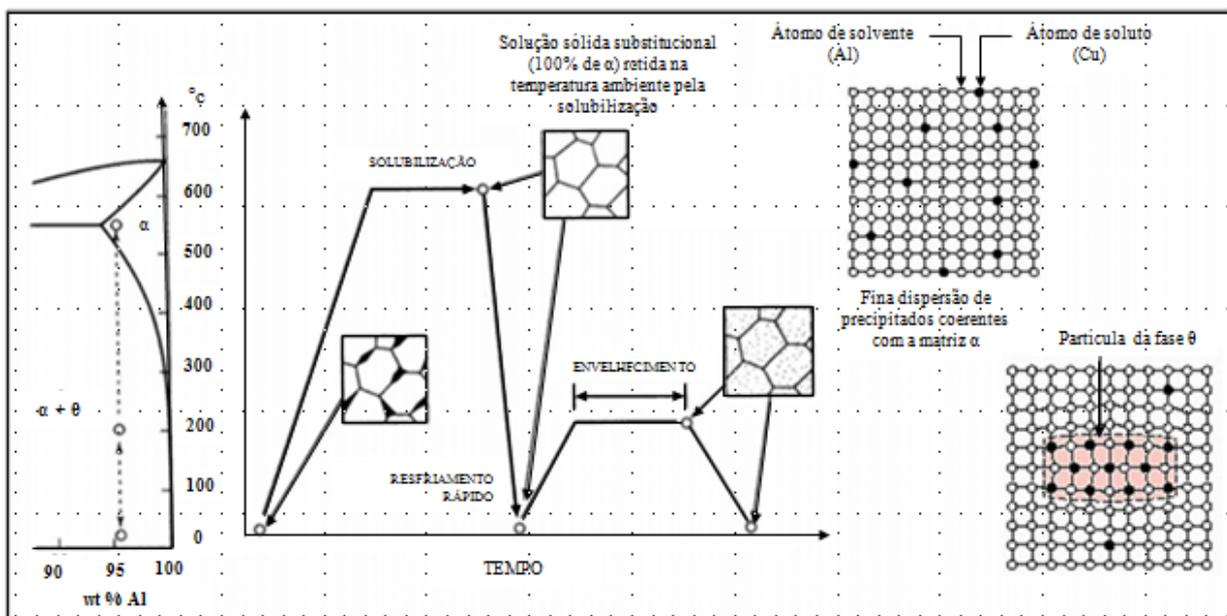


Figura 5: Representação do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento.

Fonte: Viana, 2009.

2.1.4.1 Tratamento Térmico de Solubilização

A solubilização é a primeira etapa do tratamento de endurecimento por envelhecimento. Para que o endurecimento por envelhecimento 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 6, parte do diagrama de fases Al-Cu onde é possível verificar a região onde é realizada a solubilização (fase α).

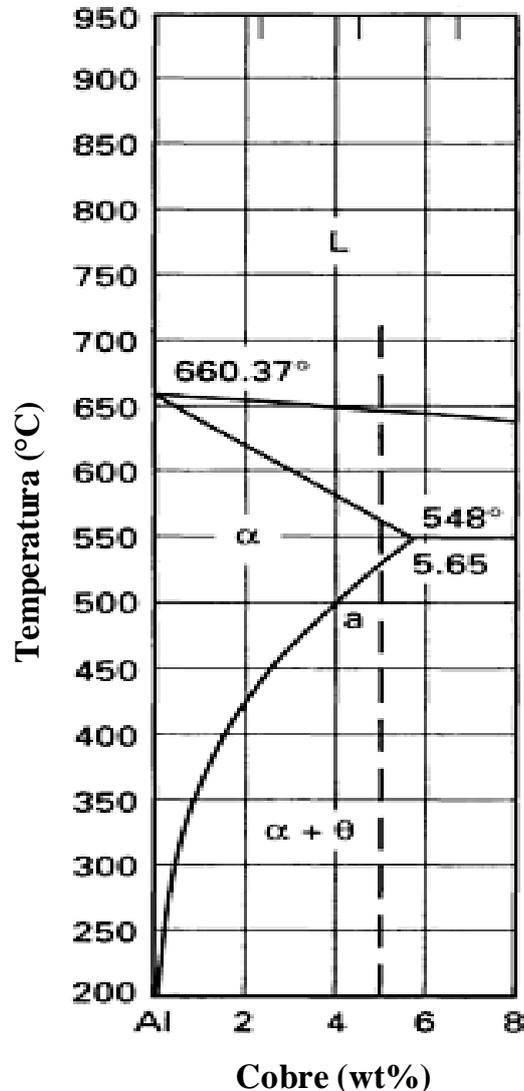


Figura 6: Parte do diagrama de fases Al-Cu evidenciando a região monofásica α onde os átomos de cobre são dissolvidos na matriz de alumínio durante a solubilização.

Fonte: ASM, 1990.

Para a liga 2024, a solubilização é realizada na faixa entre 488 a 499°C (ASM, 1990). Entretanto, valores como 480, 485 e 525°C foram encontrados em trabalhos recentes de Grosselle et al. (2010), Sha et al. (2011), Moy et al. (2012) e Naimi (2013).

A temperatura de tratamento e 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; ASM, 1990).

Em 1919, Merica, Waltenburg e Scott demonstraram que a solubilidade do cobre é reduzida com a diminuição da temperatura (Martin, 1968). A relação entre o coeficiente de difusão e a temperatura pode ser verificada na Figura 7.

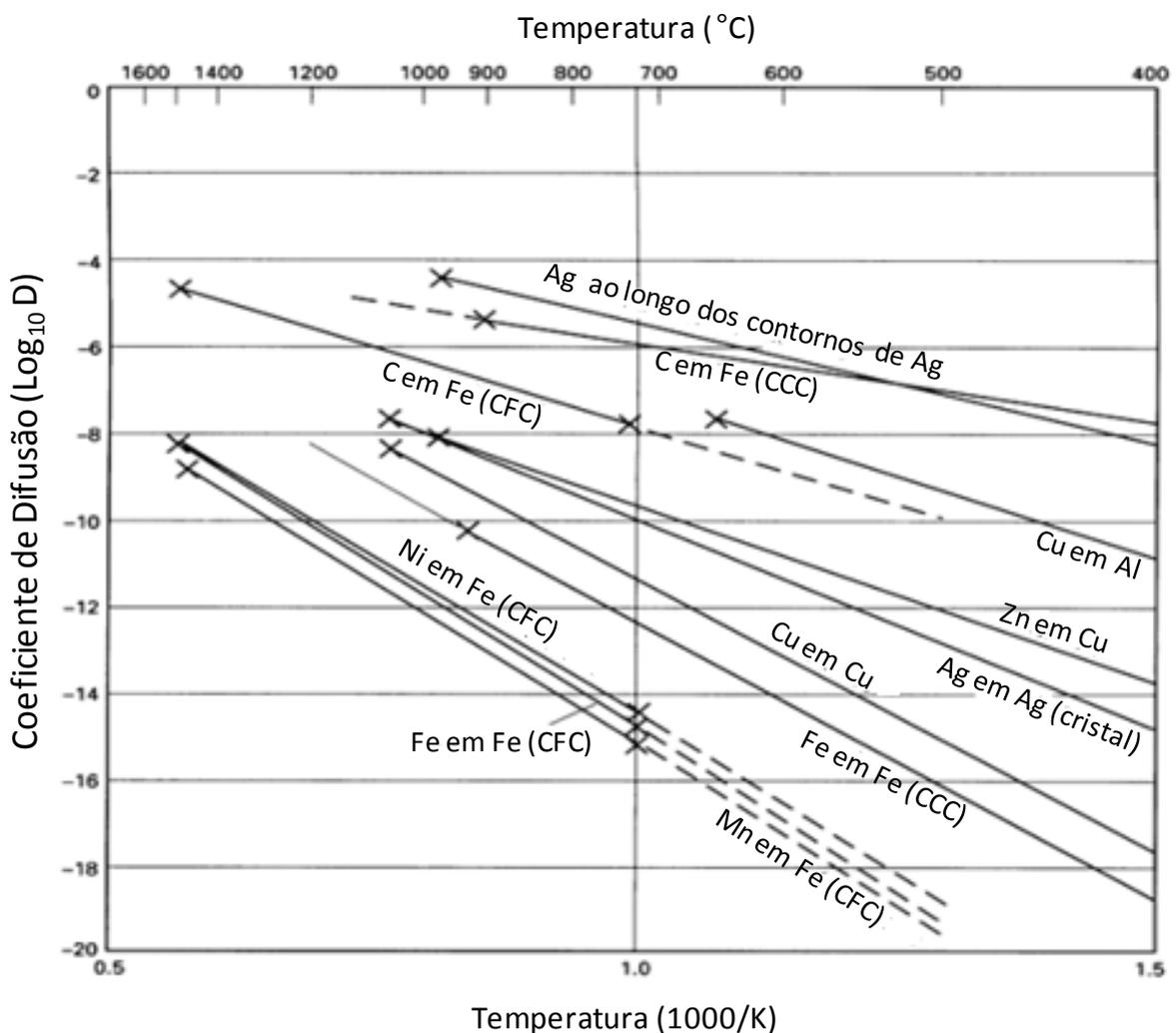


Figura 7: Influência da temperatura no coeficiente de difusão de átomos de soluto na matriz.
Fonte: ASM, 1990.

Outro fator fundamental no tratamento térmico de solubilização e envelhecimento é a concentração de vacâncias. A elevação da temperatura favorece o aumento do número de vacâncias presentes na matriz de alumínio, conforme a Figura 8 (Martin, 1968).

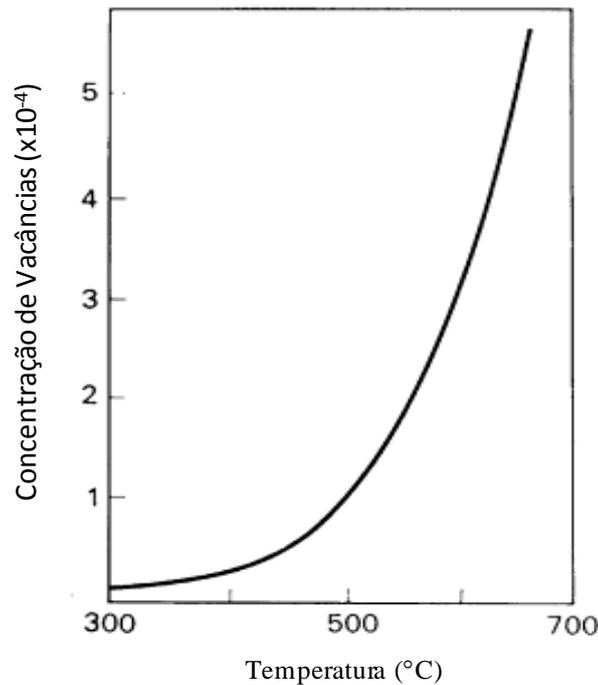


Figura 8: Curva de solubilidade para as vacâncias no alumínio.
 Fonte: Martin, 1968.

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).

2.1.4.2 Têmpera

A têmpera ou resfriamento rápido do material solubilizado é a segunda etapa do tratamento de solubilização e envelhecimento.

O objetivo é manter, em baixas temperaturas, a condição de solução sólida supersaturada obtida com a solubilização. Do mesmo modo, as altas concentrações de vacâncias obtidas com o tratamento de solubilização serão mantidas com o resfriamento rápido. Durante a difusão em baixa temperatura as vacâncias favorecerão a formação de precipitados (ASM, 1990).

A têmpera deve ser realizada o mais rápido possível e sem interrupção para evitar os tipos de envelhecimento que provocam a perda das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. O tempo em que a liga deixa o forno e é submetida à têmpera, pode determinar as propriedades mecânicas das ligas endurecíveis por envelhecimento (ASM, 1990). Um maior

grau de supersaturação obtido com a têmpera, após a solubilização, conduz à formação de precipitados mais finos (Martin, 1968).

Os meios de têmpera podem variar de acordo com a complexidade de geometria da peça. O meio mais comum é imersão em água fria, mas podem ser utilizados sprays de água fria de alta velocidade, água fervente, solução aquosa de polialquileno glicol, ar forçado ou outro meio (ASM, 1990).

2.1.4.3 Tratamento Térmico de Envelhecimento

A última etapa do tratamento térmico de endurecimento é a envelhecimento ou envelhecimento. Após a solubilização e têmpera, o endurecimento será obtido pelo aquecimento controlado da liga e nesse caso, o envelhecimento é denominado artificial. A temperatura permitirá que os átomos de soluto mantidos em solução sólida supersaturada sejam precipitados de forma finamente distribuída na matriz de alumínio (ASM, 1990).

A temperatura para o tratamento de envelhecimento varia de 115°C a 190°C e a variação do tempo está entre 5 e 48 horas (ASM, 1990). Entretanto, Sjölander e Seifeddine (2010) mostram uma faixa de tratamento entre 170°C e 210°C. Silva (2012) mostrou que na temperatura de 190°C os resultados de microdureza e resistência à tração para a liga 2024 eram mais elevados.

2.1.4.3.1 Nucleação dos Precipitados

A nucleação pode ser classificada em homogênea ou heterogênea. No primeiro caso, a nucleação acontece de forma completamente aleatória no material. Entretanto para a nucleação heterogênea, existem regiões na matriz do material que favorecem o aparecimento dos precipitados e a reação acontece de forma mais rápida. As regiões preferenciais para a formação de precipitados são as que apresentam desordem atômica, como os contornos de grãos, discordâncias, inclusões, etc. (Martin, 1968).

2.1.4.3.2 Mecanismos de Envelhecimento

No início do envelhecimento artificial, a temperatura de 190°C (inferior a temperatura *solvus*), os átomos de soluto se orientam para formar as fases metaestáveis como, as zonas de Guinier Preston (ou *clusters*), a fase θ' e a fase θ'' , todas representadas pelas linhas tracejadas do diagrama do sistema Al-Cu da Figura 9. O aumento da temperatura ou tempo de tratamento conduz a estrutura ao equilíbrio termodinâmico, fase θ , representada pela linha sólida no diagrama (Russel, 1978 apud Busquim, 2007).

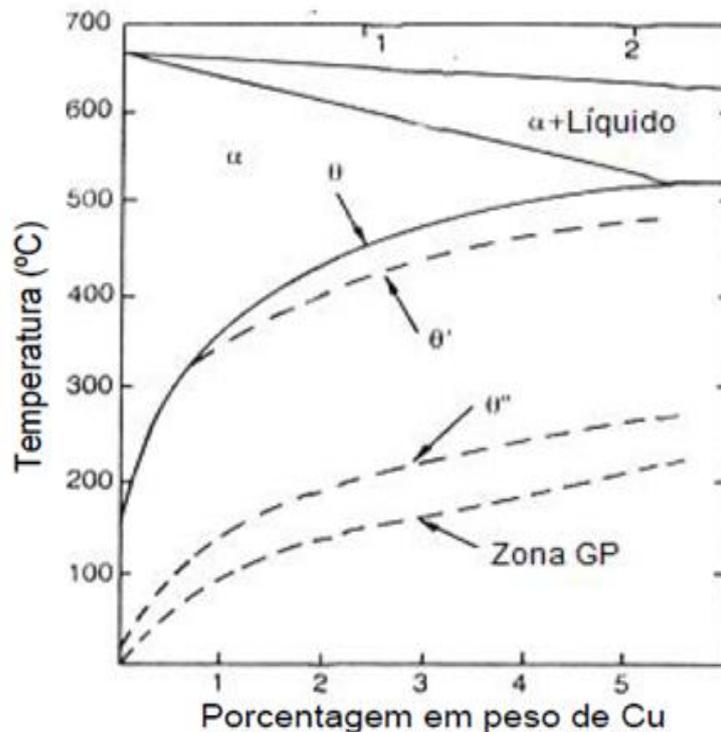


Figura 9: Digrama de Fases Al-Cu com as linhas de início de formação das fases metaestáveis.
 Fonte: Russel, 1978 apud Busquim, 2007.

Uma sequência para a reação de formação de precipitados pode ser representada, conforme a sequência apresentada na Equação 1 (Wang e Starnik, 2005 apud Gosh 2011).



No caso das ligas 2024, 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 equação (2) (Bagaryatsky, 1952 apud Moy, et al., 2012).



Onde: 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) ressaltam 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 abaixo:

- 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' , semicoerente com a matriz (Sjölander e Seifeddine, 2010a). 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, 2010a; 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 Raios-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 e colaboradores (2011) consideram as fases metaestáveis S'', S' cristalograficamente idênticas à fase S (Al₂CuMg)

A fase S se desenvolve em 2 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 a 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 representação da estrutura dos cristais para cada fase, zonas de GP, θ'' , θ' e θ são apresentadas na Figura 10.

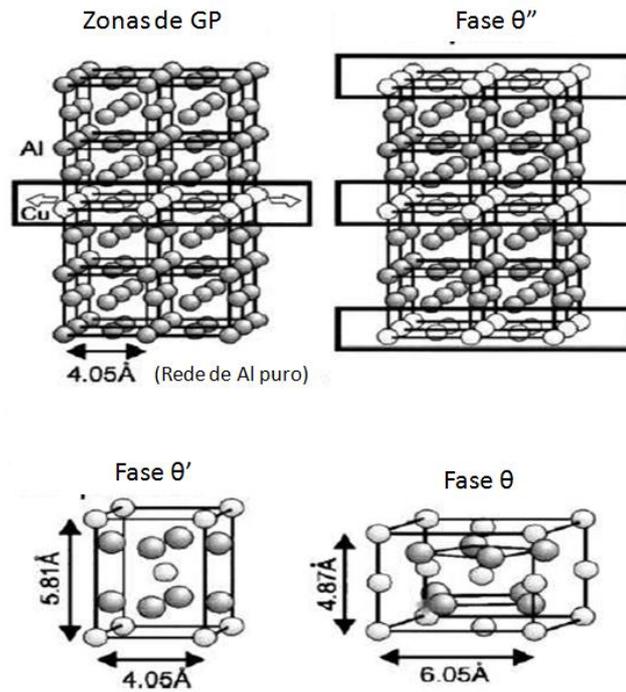


Figura 10: Representação estrutural das zonas de GP, θ'' , θ' e θ . Esferas claras representam átomos de cobre e esferas escuras representam os átomos de alumínio.
 Fonte: Polmear, 2006.

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 (Russel, 1978 apud Busquim, 2007). Na Figura 11 pode ser visualizado um digrama de Tempo-Temperatura-Transformação associado ao diagrama de fases metaestável para o sistema Al-Cu.

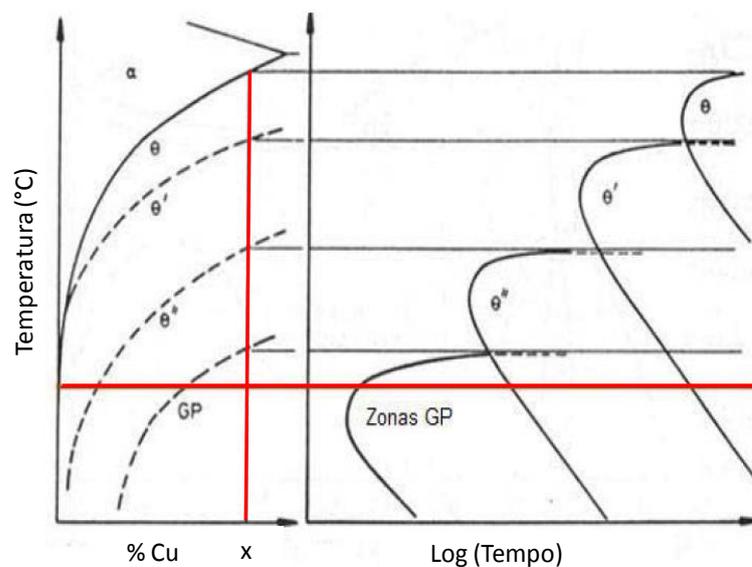


Figura 11: Diagrama de fases metaestável Al-Cu associado às curvas TTT indicando a sequência de formação das fases ao longo do tempo.
 Fonte: Russell et al. 1978 apud Busquim, 2007.

As linhas vermelhas indicam a temperatura de envelhecimento de 190°C para a liga 2024 e o teor de Cu de X% em peso (Russell et al. 1978 apud Busquim, 2007).

2.1.4.3.3 Mecanismos de Endurecimento – Precipitados e Discordâncias

A capacidade dos precipitados de impedir a movimentação de discordâncias durante os processos de conformação determinam a resistência do material (Sjölander e Seifeddine, 2010).

Precipitados menores, de menor resistência e coerentes, durante a deformação plástica da liga podem ser cortados pelas discordâncias e esse processo é denominado Efeito Friedel. Entretanto, quando os precipitados são maiores, mais resistentes e não coerentes, as discordâncias se “curvam” para atravessá-los e esse processo faz com que a liga apresente rapidamente um aumento de resistência. Esse fenômeno é conhecido como mecanismo de Orowan (Martin, 1968; Polmear, 2006; Sjölander e Seifeddine, 2010). Uma representação do Efeito Friedel e do mecanismo de Orowan pode ser vista na Figura 12 e na Figura 13.

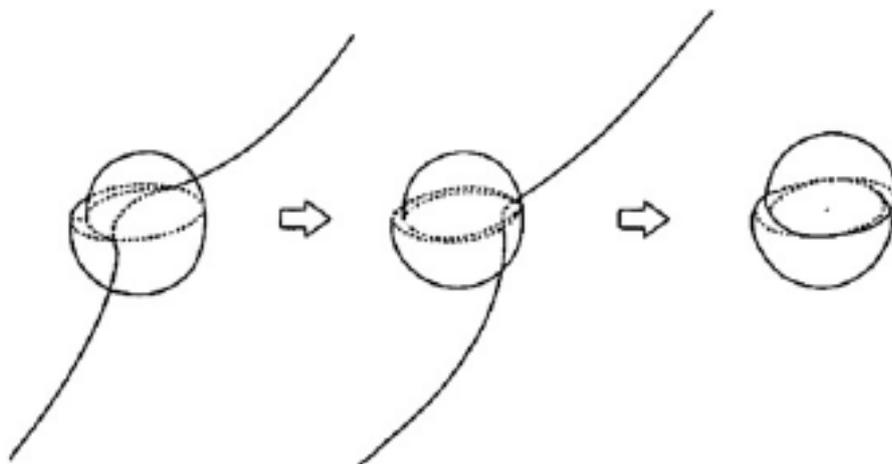


Figura 12: Precipitado sendo cortado durante a movimentação da discordância – Efeito Friedel.

Fonte: Gerold, 1979 apud Polmear, 2006.

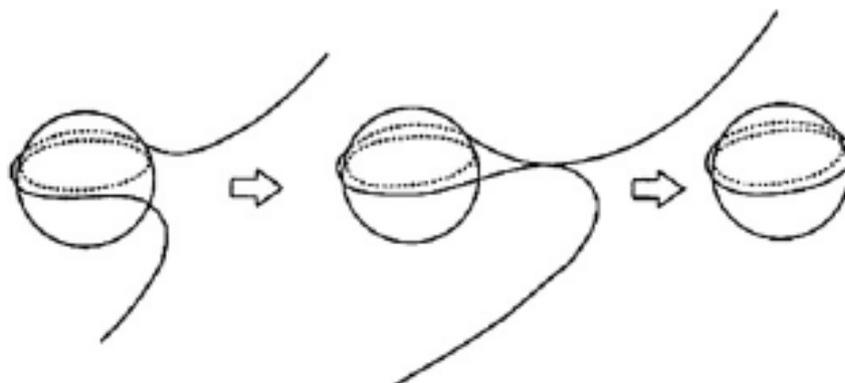


Figura 13: Precipitado impedindo a movimentação da discordância – Mecanismo de Orowan.

Fonte: Gerold, 1979 apud Polmear, 2006.

A resistência em ser cortado pelo efeito Friedel ou ser atravessado pelas discordâncias no mecanismo de Orowan é função do raio das partículas dos precipitados, conforme apresentado na Figura 14 (Polmear, 2006).

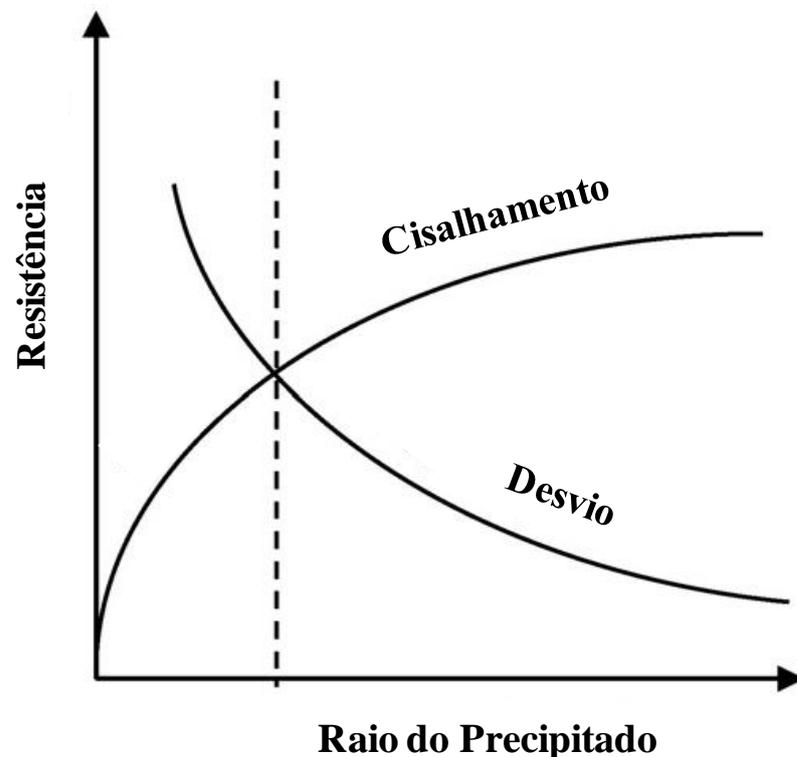


Figura 14: Resistência do precipitado ao Efeito Friedel (shear) e ao mecanismo de Orowan (by pass) de função do seu raio.

Fonte: Polmear, 2006.

A maior resistência é obtida quando a probabilidade das discordâncias em cortar ou desviar um precipitado for igual (Sjölander e Seifeddine, 2010).

2.1.4.3.4 Influência dos Precipitados nas Propriedades Mecânicas

As propriedades mecânicas de uma liga endurecida por envelhecimento são extremamente afetadas pelas características dos precipitados. Fatores como forma, tamanho, distribuição, fração volumétrica, orientação e grau de coerência com a matriz atuam diretamente na capacidade de restrição ao movimento das discordâncias (ASM, 1990; Moy et al., 2012).

Deve-se considerar que um ciclo ideal para fornecer um valor máximo de resistência à tração pode ser diferente do ciclo ideal para a obtenção de resistência à corrosão e o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento deve ser conduzido no sentido de aliar as propriedades com a aplicação da liga (ASM, 1990; Polmear, 2006).

Precipitados mais finos podem ser obtidos com temperaturas de envelhecimento mais baixas (Martin, 1968). Temperaturas mais elevadas estão geralmente associadas às baixas taxas de nucleação com precipitados coalescidos, portanto em menor quantidade (ASM, 1990).

Tempos mais longos e/ou temperaturas mais altas de tratamento de envelhecimento, causam o coalescimento dos precipitados (ASM, 1990). Esse processo é denominado superenvelhecimento ou *overaging* e é responsável pela diminuição da resistência mecânica (ASM, 1990; Soares, 2009).

2.1.4.4 Tratamento Térmico de Superenvelhecimento

Quando a liga é submetida a 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. 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).

O superenvelhecimento tem a capacidade de conduzir os precipitados ao máximo tamanho possível. A temperatura de tratamento varia entre 415 a 440°C e o tempo pode variar de horas a baixas temperaturas à 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 à 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).

Considerando-se os efeitos da evolução da microestrutura na dureza e resistência mecânica durante o tratamento de solubilização/envelhecimento, pode-se observar na Figura 15, a sequência de desenvolvimento do material. O desenvolvimento da microestrutura a partir da solubilização ocasiona o aumento das propriedades mecânicas da liga até um valor máximo (também denominado pico de endurecimento). Nesse ponto, os precipitados estão em quantidade e distribuição ideais. Caso a liga permaneça sob os efeitos da temperatura ocorrerá o coalescimento das partículas (Soares, 2009).

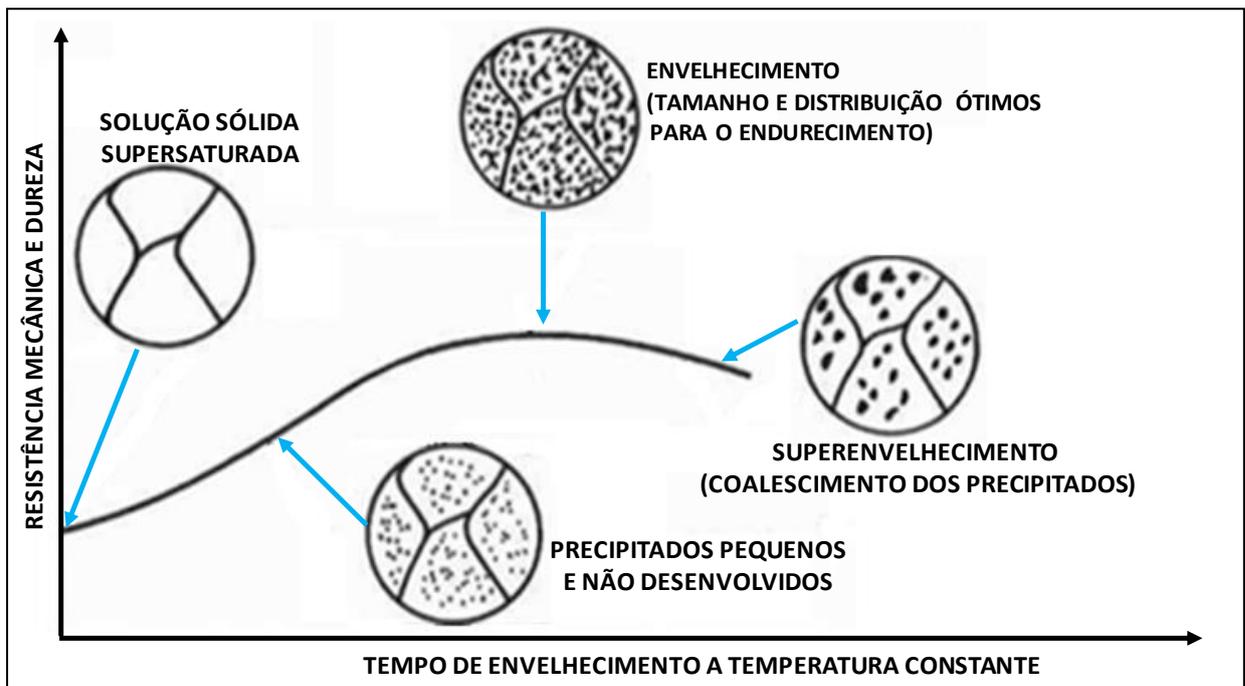


Figura 15: Desenvolvimento microestrutural e sua influência na resistência mecânica e dureza. Fonte: Soares, 2009.

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 realizadas somente na década de 30 por difração de raios X e a utilização da microscopia eletrônica na década de 50 (Martin, 1968).

Radutoiu e colaboradores (2012) realizaram o superenvelhecimento em amostras da liga 2024 e aplicaram uma abordagem estatística para determinar a dimensão e a distribuição de partículas intermetálicas na matriz.

2.1.5 Tratamento Termomecânico

Uma forma de melhorar ainda mais as propriedades mecânicas de uma liga, é o emprego de técnicas de deformação a frio somadas ao efeito do tratamento de envelhecimento. Essa técnica é denominada tratamento termomecânico (Zangrandi, 1988).

Os estudos sobre os tratamentos termomecânicos (TTM) em ligas de alumínio iniciaram-se na década de 60 (Ning, 2006b) e vêm sendo cada vez mais utilizada na indústria a fim de conferir aos materiais propriedades mecânicas superiores (Zangrandi, 1988).

Os tratamentos termomecânicos podem ser empregados em processos de deformação plástica à quente ou a frio, antes, durante ou após o tratamento térmico de envelhecimento (ASM, 1990).

Enquanto algumas ligas apresentam pouco ou nenhum aumento de resistência mecânica com a deformação plástica a frio antes do tratamento de envelhecimento, algumas ligas da série 2xxx demonstram significativa capacidade de aumento da resistência com essa sequência de tratamento termomecânico. Tal fenômeno é atribuído à tensão induzida pelos processos de deformação plástica que favorecem a nucleação de partículas adicionais e mais finas de precipitados (ASM, 1990; Ning et al, 2006a).

Os tratamentos termomecânicos aumentam o número de defeitos de rede, tais como: discordâncias, vacâncias, contornos de baixo e alto ângulo e falha de empilhamento. O efeito obtido é uma microestrutura capaz de favorecer a cinética de formação da fase precipitada (AN et al. 2012).

Nos processos de conformação a frio, a maior parte da energia aplicada ao material é dissipada na forma de calor. Somente uma parcela da energia é retida e encontra-se na forma de defeitos de rede. A capacidade do material em reter energia depende de fatores como a composição química, estrutura cristalina, energia de defeito de empilhamento, velocidade e temperatura de deformação e do processo de deformação propriamente dito. Estima-se que a energia interna gerada pela deformação esteja entre 2 a 10%. Além disso, sabe-se que dada uma maior taxa durante a deformação a frio, a energia interna retida fica reduzida. Termodinamicamente, o material apresenta-se instável e a migração da microestrutura deformada para um estado de menor energia é esperada (Ferrari, 2008).

A deformação a frio gera uma mudança na geometria dos grãos do material, fazendo com que os mesmos se deformem na direção do esforço aplicado (Ferrari, 2008; Moy et al., 2012). Bate e colaboradores (1981) verificaram que amostras sem deformação plástica apresentavam textura inalterada após o tratamento de envelhecimento. Em contrapartida, observaram que após a deformação a frio, as amostras precipitadas apresentavam anisotropia, o que os levou a atribuir esse efeito à presença dos precipitados (Moy et al., 2012).

Os TTM's atuam para tornar a distribuição de grãos mais uniforme, mais refinada e aumentar as propriedades mecânicas do alumínio (AN et al. 2012). Rack (1977) e Chia e Starke (1977) em seus estudos, propuseram que uma microestrutura formada por grãos equiaxiais finos, uma distribuição uniforme de discordâncias e precipitados finamente distribuídos, era a condição ideal para o aumento da resistência à fadiga (Ning et al., 2006b).

Os TTM's aumentam enormemente a quantidade de discordâncias na liga que atuam como sítios de nucleação para precipitados durante o tratamento de envelhecimento (Ning et al., 2006b, Naimi et al., 2013).

Os tratamentos termomecânicos mais utilizados são o T3, T8 e o T9 (Figura 3), onde o tratamento T8 é empregado para aeronaves militares e supersônicas com grau de redução

relativamente pequeno, em torno de 5-7% para evitar o aparecimento de estruturas de células de discordâncias não homogêneas (ASM, 1990; Naimi et al., 2013). Entretanto, para relativamente grandes níveis de deformação a frio, há um aumento significativo da resistência mecânica da liga (Naimi et al., 2013).

A sequência de processamento para cada condição de tratamento térmico pode ser visualizada a seguir para a liga 2024 (ASM, 1990):

- T3: Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição substancialmente estável;
- T8: Solubilizado, encruado e depois envelhecido artificialmente;
- T9: Solubilizado, envelhecido artificialmente e depois encruado.

Naimi e colaboradores (2013) mostraram que o aumento nos níveis de laminação a frio permite atingir o máximo resultado de microdureza em menor tempo. Pois a energia gerada durante a deformação favorece a cinética das reações de envelhecimento, conforme a Figura 16.

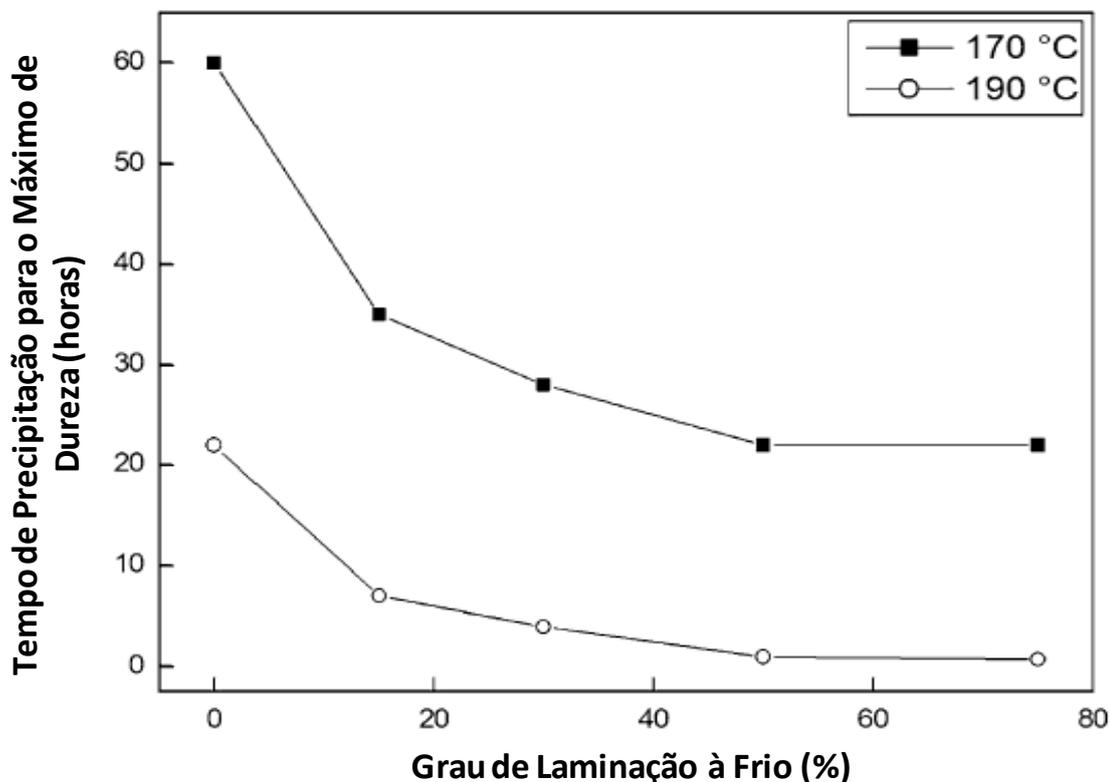


Figura 16: Influência do grau de laminação a frio na redução do tempo de valor máximo de microdureza.

Fonte: Naimi (2013).

2.1.6 Técnicas de Caracterização das Microestruturas das Ligas de Alumínio no Tratamento Térmico de Solubilização e Envelhecimento

Desde o descobrimento do efeito do endurecimento por envelhecimento, muito esforço vem sendo utilizado para explicar os mecanismos que governam esse fenômeno. As técnicas de observação e caracterização estão sendo aperfeiçoadas ao longo de décadas de estudos. A seguir serão apresentadas as principais técnicas utilizadas.

2.1.6.1 Microscopia Óptica

Foi uma das primeiras técnicas utilizadas para a investigação do efeito do endurecimento em ligas de alumínio.

A microscopia óptica é geralmente utilizada para a avaliação de macroestruturas na liga. Quando associada a outras ferramentas, fornecem micrografias que permitem a determinação da forma, quantidade e do tamanho médio de grãos e/ou outros micro componentes. Groselle et al (2010) e Freitas e Ferrante (2001), utilizaram a microscopia óptica para identificar as macroestruturas provenientes da estrutura bruta de fundição. Huda et al. (2009) avaliaram o tamanho de grãos de uma amostra da liga 2024 na condição T3 e determinaram o tamanho médio de grãos através das fotos obtidas por microscopia óptica. Utilizando-se a mesma técnica, Gosh (2011) verificou em seu estudo sobre a influência da deformação a frio no comportamento de envelhecimento para a liga Al-Cu-Si-Mg, partículas de CuAl_2 ao longo dos contornos de grãos da fase α .

As mudanças microestruturais acontecem nos primeiros estágios da reação de envelhecimento e, portanto, as tentativas de correlacioná-las com as variações de durezas ao longo do tratamento não se mostraram conclusivas devido à limitação de resolução da microscopia óptica (Martin, 1968).

2.1.6.2 Microscopia Eletrônica de Varredura – (*Scanning Electron Microscopy – SEM*)

A microscopia eletrônica de varredura vem sendo amplamente aplicada em conjunto com a difração de Raios-X para o estudo dos mecanismos de envelhecimento. Essa técnica fornece informações detalhadas sobre uma pequena região do material e as imagens obtidas podem virtualmente ser ampliadas até 100.000X (Martin, 1968).

Quando em conjunto com detectores de Raios-X, como o *Energy Dispersive Spectroscopy* (EDS), é possível a realização da microanálise química das amostras (Cruz et al., 2006).

Gosh (2011) verificou com a microscopia eletrônica de varredura o estado deformado dos grãos da fase α quando amostras da liga Al-Cu-Si-Mg foram laminadas à 45% de redução

em espessura. No mesmo estudo, foi verificada a presença de precipitados finos no interior dos grãos da fase α e a composição química foi determinada com o EDS (Gosh, 2011). AN e colaboradores (2012) empregaram a microscopia eletrônica de varredura para avaliar a superfície de fratura de amostras da liga 2219 após ensaio de tração. Huda e colaboradores (2009) verificaram a presença de precipitados θ' em amostras da liga 2024 na condição T3.

2.1.6.3 Medidas de Dureza e de Microdureza

As medições de dureza são muito utilizadas para a avaliação do progresso do endurecimento por envelhecimento. É um método simples que fornece uma resposta rápida do tratamento. Entretanto, não é uma técnica adequada para propor relações quantitativas para explicar as mudanças na resistência da liga (Martin, 1968).

As medidas de dureza, particularmente as medidas de microdureza, estão presentes na grande maioria dos estudos sobre as ligas de alumínio endurecidas por envelhecimento. Essa técnica foi utilizada nas mais diversas condições, como em amostras solubilizadas, temperadas, recozidas, precipitadas, recristalizadas, deformadas a frio, deformadas à quente e alguns desses resultados são mostrados nos trabalhos de Parel et al. 2010; Costa et al. 2010; Gosh, 2011; Moy et al., 2012.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1. Representação da sequência das principais etapas realizadas

Os experimentos foram conduzidos em duas linhas de trabalho. A primeira refere-se ao efeito do tratamento térmico de envelhecimento nas propriedades de microdureza e de tração da liga 2024 e a segunda, considera o efeito combinado do tratamento térmico de envelhecimento e da deformação plástica.

As rotas para o desenvolvimento dos experimentos e produção de amostras podem ser visualizadas na Figura 17. A representação dos processos de tratamento térmico em que as amostras das ligas 2024 foram submetidas pode ser visualizada nas Figuras 18 e 19.

Foram realizadas análises metalográficas e medidas de microdureza para verificar as possíveis alterações de propriedades.

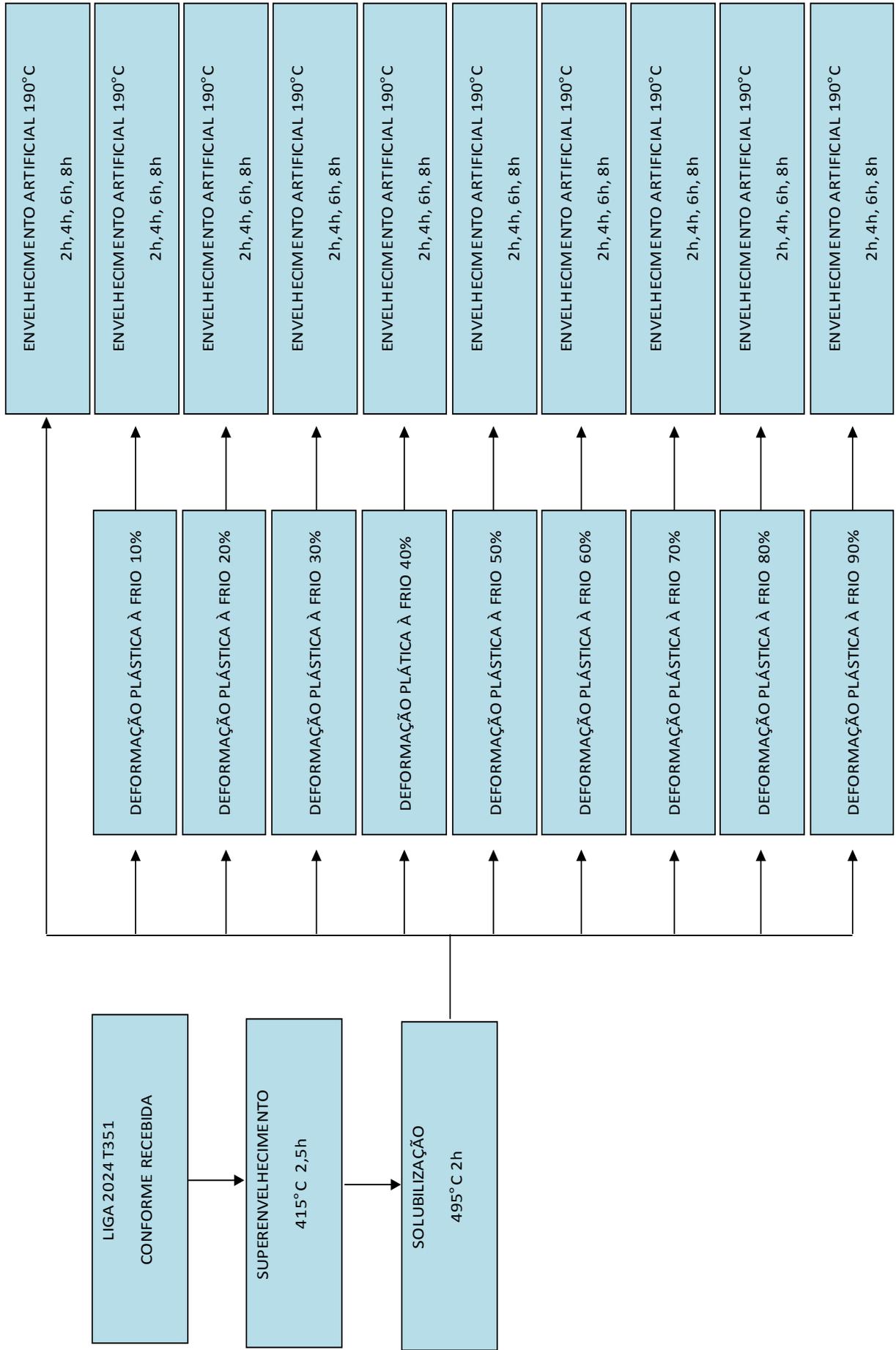


Figura 17: Representação das rotas utilizadas.

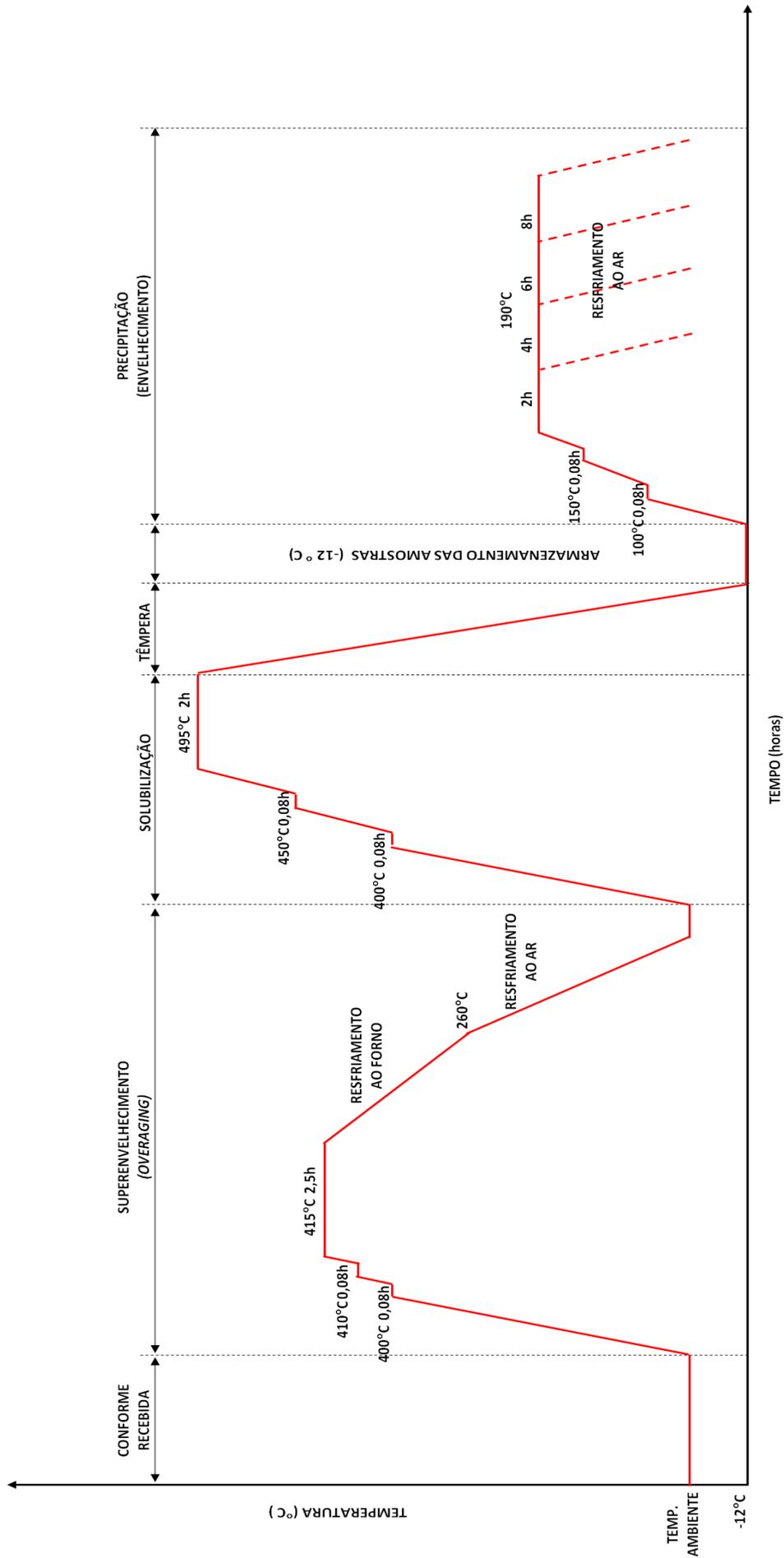


Figura 18: Representação da sequência das principais etapas realizadas para amostras sem laminação a frio

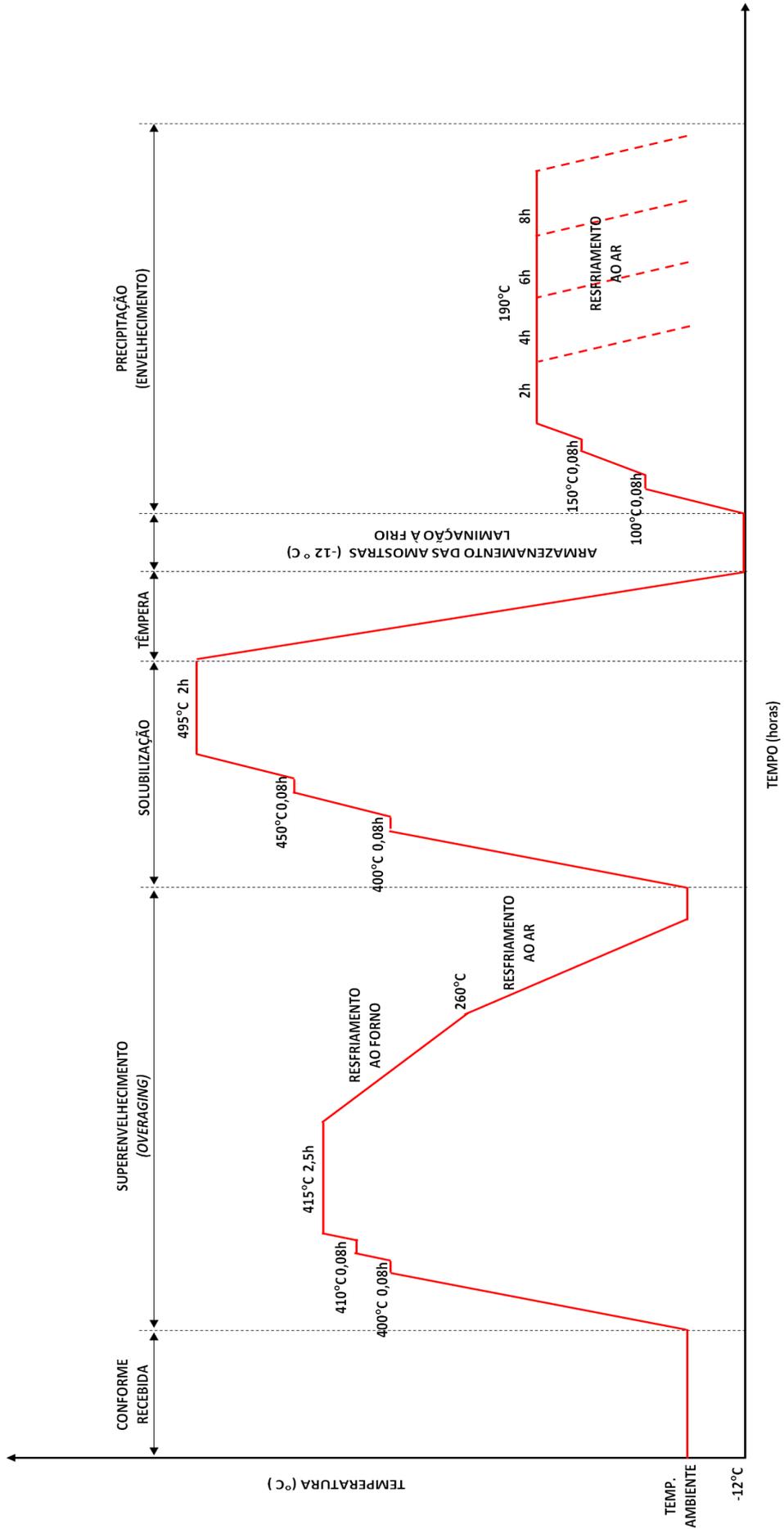


Figura 19: Representação da seqüência das principais etapas realizadas.

4.2. Liga 2024 Conforme Recebida

O material utilizado foi a liga comercial de alumínio 2024 na condição T351 adquirida na forma de placas. A espessura, a largura e o comprimento da barra são respectivamente 23 mm, 83 mm e 352 mm, conforme Figura 20.



Figura 20: Liga 2024 conforme recebida.

4.3. Tratamento Térmico de Superenvelhecimento

Foi utilizado um forno elétrico do tipo mufla, da marca EDG, modelo 3000 3P Inox, dimensão interna de 220 x 150 x 100 mm e potência máxima de 1.800 W para todos os tratamentos térmicos realizados. O equipamento está disponível no Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá (Figura 21).

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

A temperatura e o tempo utilizado para o tratamento foi de 415°C por 2,5 horas. O resfriamento das amostras foi realizado de forma lenta, no interior do forno até a temperatura inferior à 260°C.

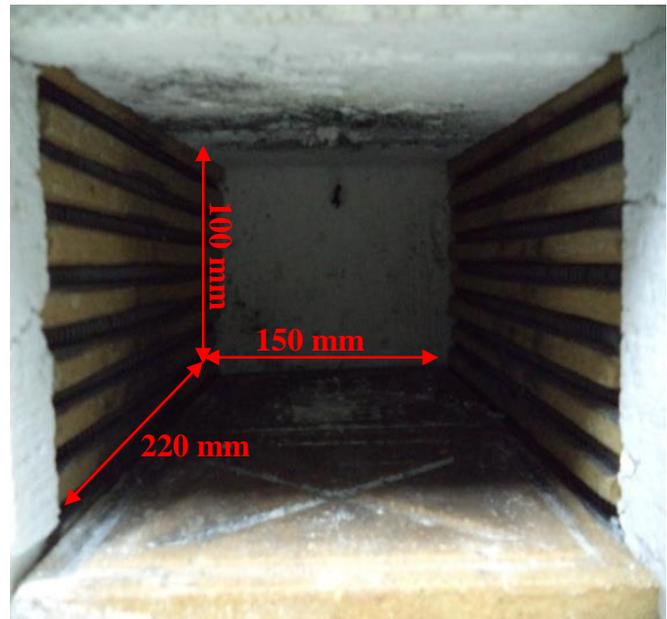


Figura 21: Forno elétrico tipo mufla da marca EDG usado para o tratamento de superenvelhecimento da liga 2024 (Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá).

4.4. Tratamento Térmico de Solubilização

Foi realizado o tratamento de solubilização para que os elementos de liga pudessem ser dissolvidos na matriz de alumínio. A temperatura utilizada foi de 495°C por 2 horas. Após o término do período, realizou-se imediatamente o resfriamento em água à temperatura de 25°C . Esta têmpera faz com que a estrutura metaestável permaneça presente em temperaturas baixas devido à energia necessária para a difusão atômica estar reduzida.

4.5. Laminação a Frio

As amostras foram submetidas ao processo de fresagem para a redução de espessura, visando a distribuição de forças durante a laminação preserve a integridade das amostras, evitando-se trincas e rupturas do material.

O processo de deformação plástica a frio foi utilizado para que a energia interna dos grãos deformados e dos defeitos gerados sejam utilizados para a nucleação dos precipitados no tratamento de envelhecimento.

A laminação a frio foi realizada em diferentes níveis de redução de espessura (10%, 20%, 30%, 40%, 50%, 60%, 70%, 80% e 90%).

O cálculo da espessura final foi obtido através da Equação 1 que fornece a porcentagem de redução de área da liga submetida ao processo de deformação.

$$\% RA = \frac{A_0 - A_d}{A_0} \times 100\% \quad (1)$$

Onde:

A_0 : Área original da secção reta que sofre deformação

A_d : Área após a deformação

As espessuras iniciais e finais de cada amostra estão na Tabela 2.

Tabela 2: Cálculo da porcentagem de redução em área da secção transversal da amostra.

Espessura Inicial (mm)	Nº Passes	Redução de Espessura (mm/Passo)	% RA	Espessura Final (mm)
3,0	-	-	0%	3,0
3,3	1	0,3	10%	3,0
4,0	2	0,4	20%	3,2
4,3	3	0,4	30%	3,0
5,0	4	0,5	40%	3,0
6,0	6	0,5	50%	3,0
7,5	9	0,5	60%	2,9
7,5	11	0,5	70%	2,0
7,5	12	0,5	80%	1,6
7,5	14	0,5	90%	0,7

A laminação foi realizada em um laminador da marca Coelho, modelo LE-300, com cilindros de 350 mm de diâmetro, velocidade de laminação de 15 RPM e passes de até 0,5 mm. O equipamento está disponível no Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá (Figura 22).

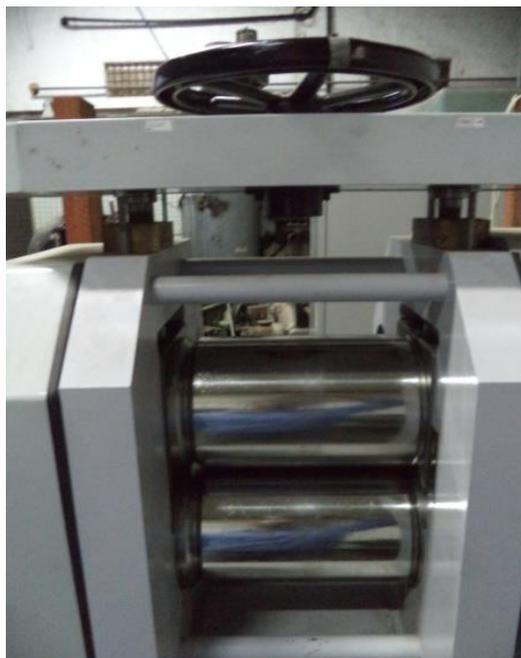


Figura 22: Laminador da marca Coelho do Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá.

4.6. Tratamento Térmico de Envelhecimento

As amostras foram mantidas em um *freezer*, na temperatura de -12°C , até o início do tratamento térmico de envelhecimento artificial para que a cinética de envelhecimento fosse reduzida ao máximo. Desse modo, preserva-se a condição metaestável e a solubilidade dos elementos de liga na matriz de alumínio.

Nessa etapa as amostras foram tratadas à 190°C (ASM, 1990) com períodos de tempo de 2, 4, 6 e 8 horas.

4.7. Ensaio de Microdureza Vickers

O equipamento utilizado foi o Microhardness Tester HV-1000 Digimess, força de 4,9 KN / 500gf disponível no Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá (Figura 23).



Figura 23: Durômetro Microhardness Tester HV-1000 Digimess usado para a determinação de microdureza vickers (Laboratório de Materiais da Universidade Federal de Itajubá).

Nas etapas descritas na Figura 21, foram realizadas medidas de microdureza Vickers, sendo 15 medições por amostra. Para cada caso, considerou-se a média aritmética dos valores encontrados com seu respectivo desvio padrão. As medições foram tomadas no sentido de laminação, conforme a representação apresentada na Figura 24.

As medições de microdureza foram realizadas segundo as normas ASTM 92 e ASTM 384. Essa técnica é uma forma de obter de forma rápida valores quantitativos que indicam modificações na microestrutura em cada condição estabelecida.

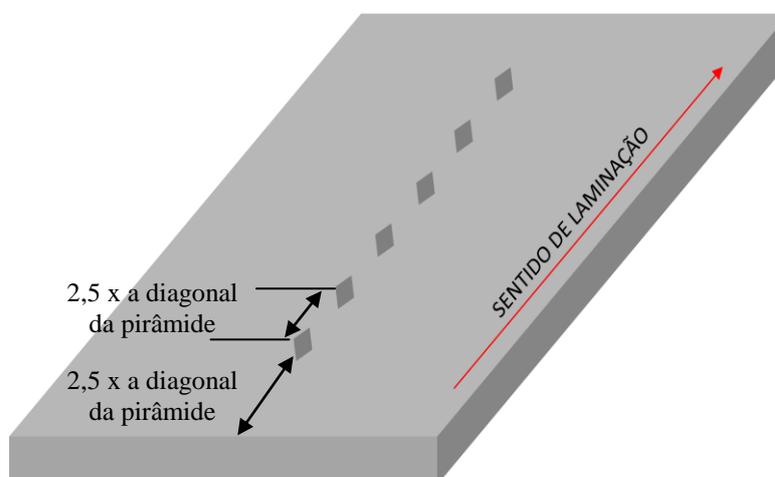


Figura 24: Representação das medições de microdureza com relação ao sentido de laminação e no espaçamento entre as mesmas.

3.1 Micrografias

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada através de microscopia óptica, em cada etapa da sequência de tratamentos térmicos.

A preparação das amostras para a caracterização microestrutural incluiu as etapas de embutimento, lixamento com lixas de #120, #320, #600 e #1200, polimento em uma suspensão de diamante 3 μm por cerca de 5 minutos e polimento em pasta de diamante de 1 μm por cerca de 1,5 minutos. A última etapa do polimento foi realizada com sílica coloidal (OPU). A revelação da microestrutura foi realizada utilizando-se o reativo Keller, no qual a amostra foi imersa por cerca de 5 segundos. Após preparação metalográfica, as amostras foram observadas em um microscópio da marca Leica, modelo DMI 5000 M, equipado com analisador de imagem LAS V-4.5, disponível no laboratório metalográfico da empresa MML SA.

Espera-se com as micrografias estabelecer uma correlação entre os resultados obtidos dos demais ensaios e a microestrutura para cada amostra.

4.8. Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado utilizando-se uma máquina universal de ensaios EMIC DL 2000, em temperatura ambiente, à velocidade de 5 mm/minuto e os dados registrados pelo software TESC, Versão 3.01, do Laboratório de Ensaio Destrutivos e Não Destrutivos, da Universidade Federal de Itajubá.

Espera-se com o ensaio de tração, levantar o comportamento de cada amostra em relação à carga aplicada.

As amostras foram usinadas conforme o sentido de laminação e segundo a norma ASTM E8M-04. As medidas dimensionais podem ser visualizadas na Figura 25.

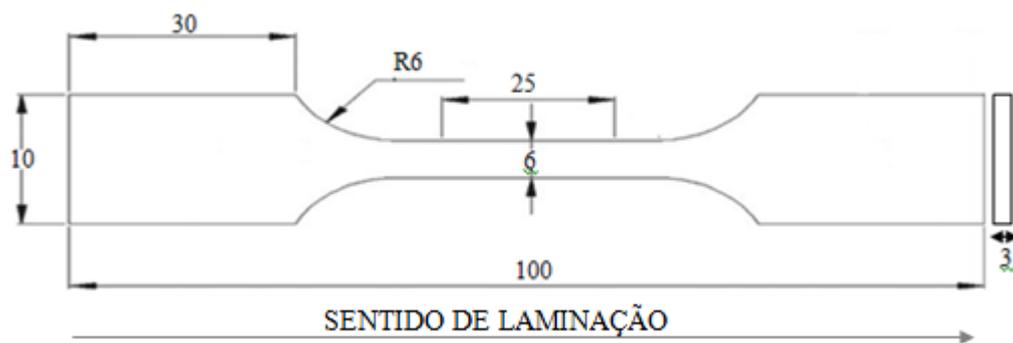


Figura 25: Dimensões em milímetros do corpo de prova para ensaio de tração.

Foram realizadas medições do comprimento inicial ($L_0 = 250\text{mm}$) de cada corpo de prova e após o ensaio foram unidas as partes fraturadas e nova medição foi realizada (L_{final}) para a obtenção dos valores de deformação de ruptura (alongamento).

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Resultados da Laminação a Frio

Inicialmente a laminação foi realizada em uma amostra com largura de 83 mm, comprimento de 352 mm e espessura de 23 mm.

O desenvolvimento da deformação pode ser vista após cada passe, como apresentado na Figura 28. A partir de cada passe realizado no laminador, foi possível perceber a redução da espessura da amostra. Após o 5º passe, a amostra apresentou, além da diminuição da espessura, uma deformação na sua planicidade. Percebeu-se também, que a cada passe havia uma maior resistência à deformação devido ao encruamento. Outro fator apresentado foi a alteração da secção lateral da amostra. O formato inicial era de uma secção reta e após alguns passes de laminação, a superfície apresentava secção circular, conforme a representação na Figura 26.

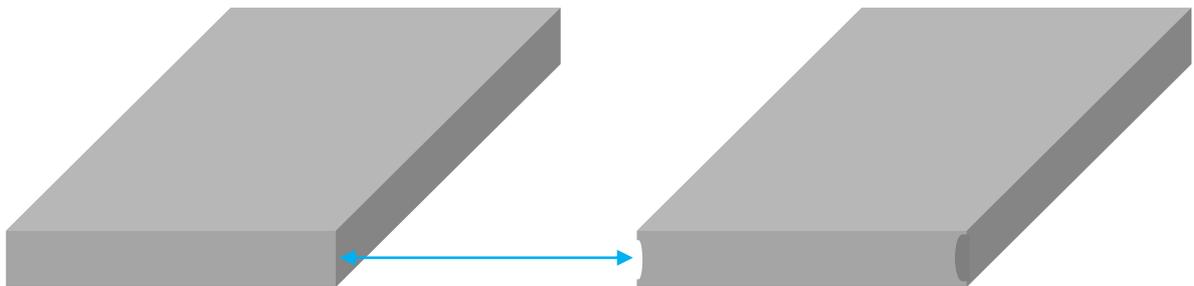


Figura 26: Estado da superfície lateral sem laminação e após alguns passes de laminação a frio.

Pode-se atribuir essa característica à distribuição de tensões provocada pela ação dos cilindros de laminação em relação ao coeficiente da espessura pela largura da amostra que para o teste inicial foi de 0,277, demonstrando que ocorre mais escoamento nas superfícies em contato com o laminador.

As características da amostra durante os passes de laminação podem ser visualizados na Figura 27.

A análise das amostras mostraram que a dimensão não era a ideal para a realização da laminação a frio. A relação da espessura e largura da amostra favoreceu a deformação não homogênea, o que resultou em baixo nível de redução em área final, levando a liga à fratura após 10 passes (redução máxima de 30%).

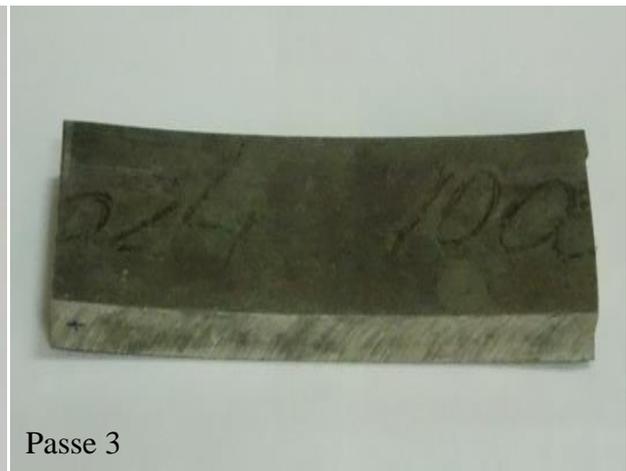


Figura 27: Laminação de uma amostra da liga 2024 e o seu comportamento durante as sequências de passes.

Como alternativa a essa limitação entre geometria e as forças de laminação, foram realizadas 3 experimentos onde as barras da liga 2024 foram cortadas e fresadas para que houvesse a redução de espessura, conforme Figura 28.

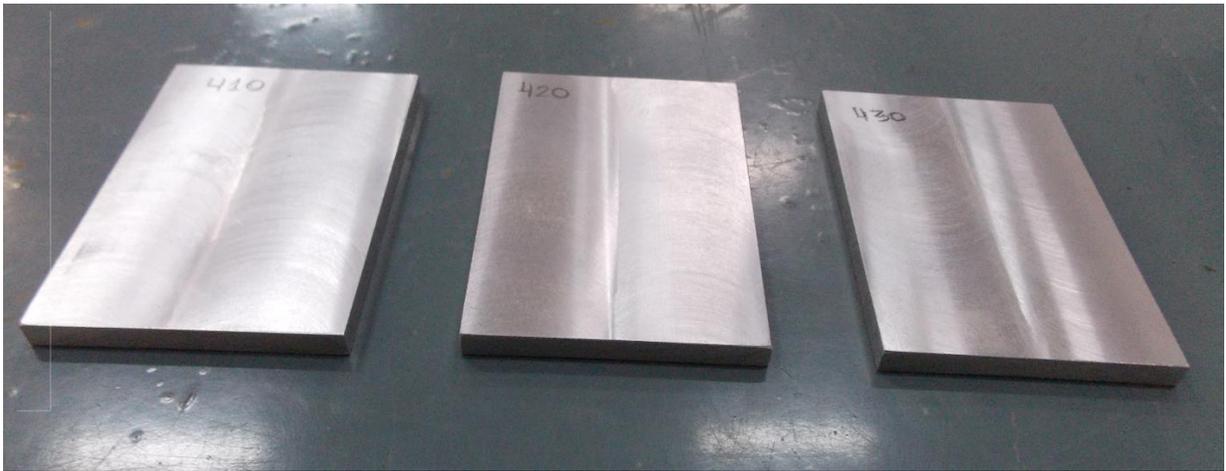


Figura 28: Amostras da liga 2024 T351 após as operações de corte e fresagem.

A largura e a espessura após o processo de fresagem e uma representação dimensional das amostras apresentam-se, conforme mostradas na Tabela 3.

Tabela 3: Dimensões das amostras da liga 2024.

Amostra	Largura (mm)	Espessura (mm)	Espessura / Largura
1	77	4,5	0,058
2	76	4,5	0,059
3	66	4,5	0,068

A nova condição de espessura (4,5 mm) apresentou significativa facilidade de laminação e maior homogeneidade durante a deformação. Até o grau de redução de 60%, não foram observadas trincas ou defeitos na superfície das amostras, conforme pode ser verificado na Figura 29. Para os níveis de laminação de 70, 80 e 90% foram verificadas trincas, o que não comprometeu a laminação de ser realizada.



Figura 29: Características das amostras após laminação (60% de redução).

5.2 Resultados das Micrografias

A análise da micrografia para a liga na condição conforme recebida apresenta microestrutura formada por grãos alongados devido ao tratamento termomecânico T351 (solubilização, têmpera, laminação a frio e envelhecimento natural), conforme a Figura 30.



Figura 30: Liga 2024- T351 na condição conforme recebida.
Ataque Keller 5 segundos.

Na condição superenvelhecida (415°C por 2,5h), pode-se ver a micrografia na Figura 31 que os grãos continuam alongados na direção de laminação.

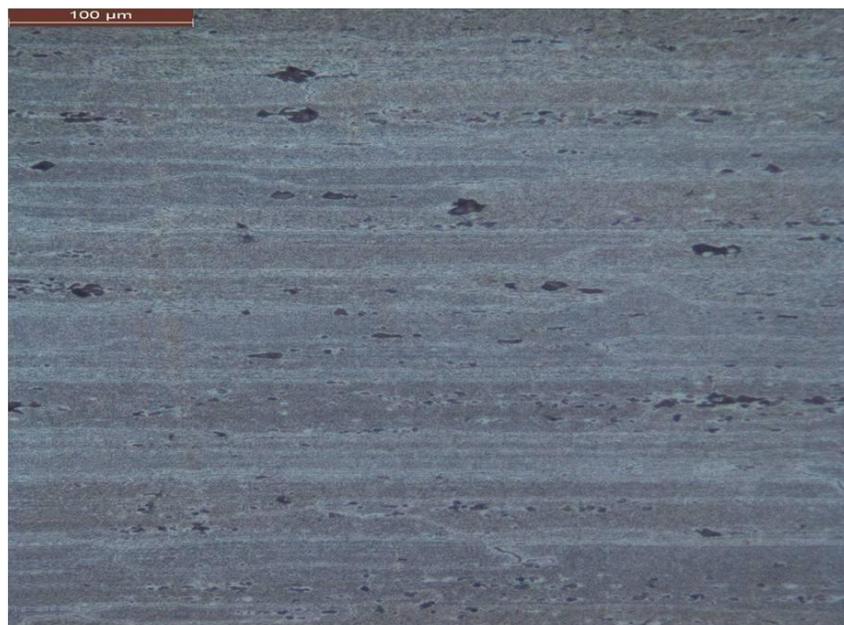


Figura 31: Liga 2024- T351 na condição superenvelhecida.
Ataque Keller 5 segundos.

Em se tratando da liga na condição sem laminação (envelhecimento a 190°C nos tempos de 2, 4, 6 e 8 horas), não foi possível verificar alterações microscópicas no tamanho e formato dos grãos. As micrografias indicam uma estreita semelhança entre as amostras, independente dos tempos de tratamento utilizados (Figura 33).

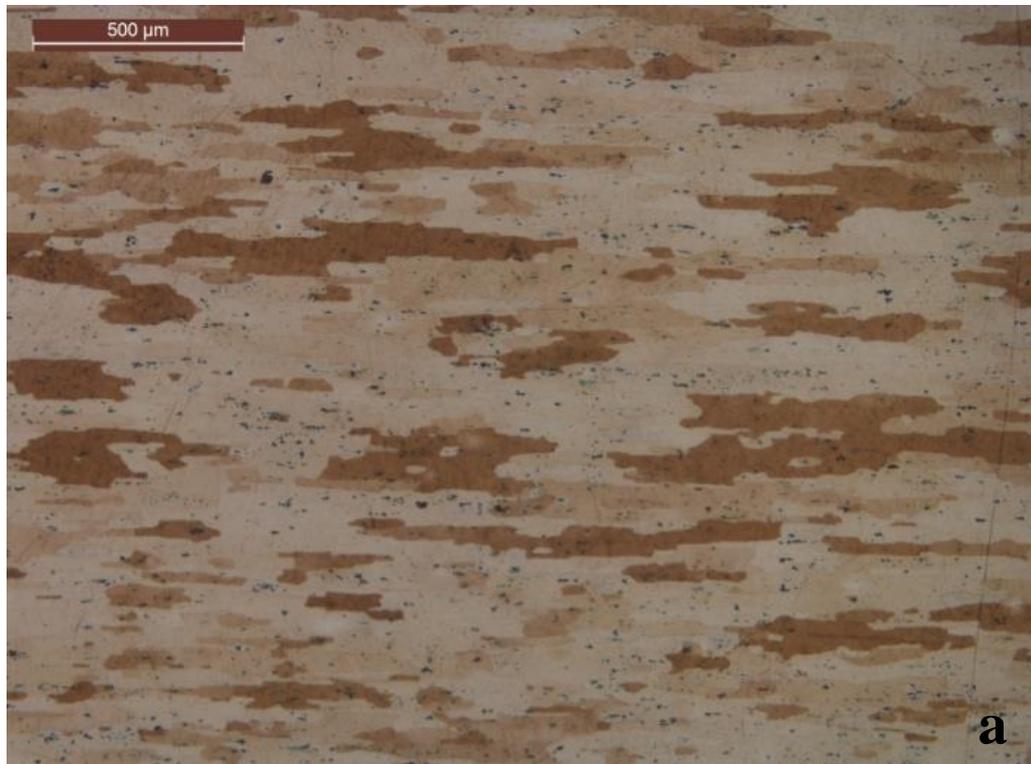




Figura 32: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, sem laminação. a) envelhecimento por 2h b) envelhecimento por 4h c) envelhecimento por 6h d) envelhecimento por 8h. Ataque Keller por 5 segundos.

As micrografias para as amostras laminadas a frio em diferentes níveis de redução podem ser visualizadas nas Figuras de 33 à 37. Não foram identificadas diferenças microscópicas entre os níveis de laminação e os tempos de tratamento de envelhecimento, conforme as Figuras de 33 a 36. Assim, omitiram-se as micrografias para os níveis de laminação de 50%, 60%, 70% e 80%. Para o nível de 90%, ainda é possível verificar o alongamento dos grãos no sentido de laminação.





Figura 33: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 10% laminação. a) envelhecimento por 2h b) envelhecimento por 4h c) envelhecimento por 6h d) envelhecimento por 8h. Ataque Keller por 5 segundos.





Figura 34: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 20% laminação. a) envelhecimento por 2h b) envelhecimento por 4h c) envelhecimento por 6h d) envelhecimento por 8h. Ataque Keller por 5 segundos.





Figura 35: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 30% laminação. a) envelhecimento por 2h b) envelhecimento por 4h c) envelhecimento por 6h d) envelhecimento por 8h. Ataque Keller por 5 segundos.





Figura 36: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 40% laminação. a) envelhecimento por 2h b) envelhecimento por 4h c) envelhecimento por 6h d) envelhecimento por 8h. Ataque Keller por 5 segundos.



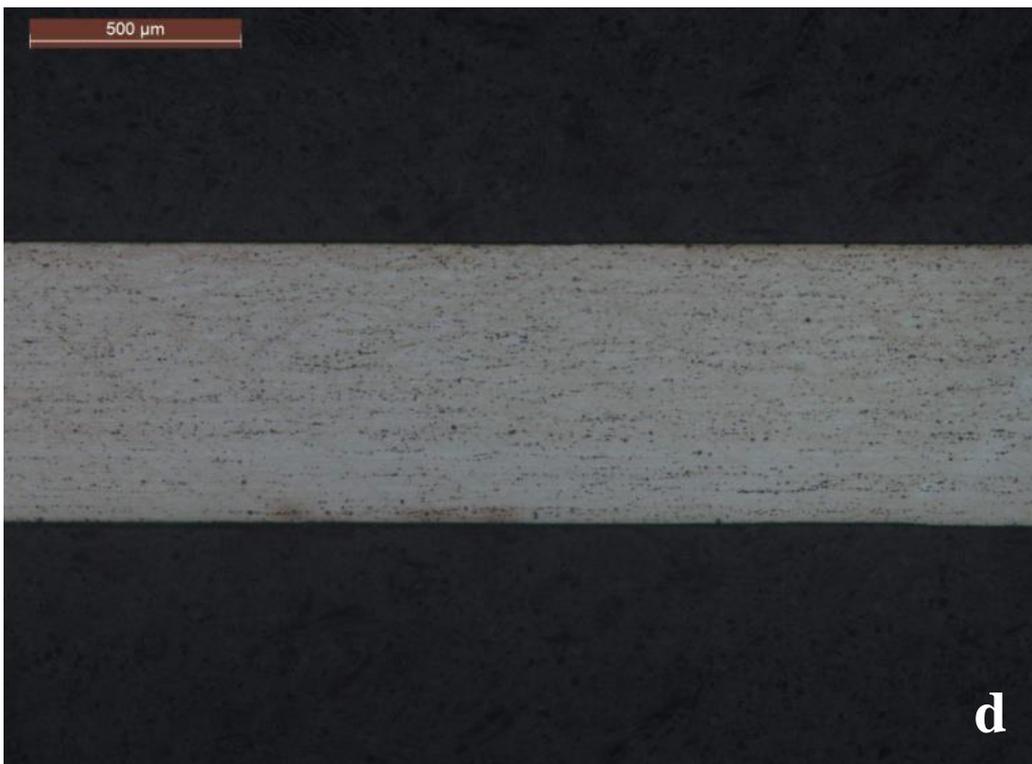


Figura 37: Micrografias de amostras solubilizadas e envelhecidas, 90% laminação.
a) envelhecimento por 2h b) envelhecimento por 4h c) envelhecimento por 6h d)
envelhecimento por 8h. Ataque Keller por 5 segundos.

5.3 Resultados da Microdureza Vickers

Os resultados obtidos para os valores de microdureza em cada condição de laminação e tempo de tratamento podem ser visualizados na Tabela 4.

Tabela 4: Resultados encontrados para a microdureza da liga 2024.

Estado	Dureza Medida (HV)	Desvio Padrão (HV)
Recebida	142,90	± 4,14
Superenvelhecida	74,70	± 1,67
Solubilizada	133,50	± 3,67
Sem Laminação (2 horas)	136,93	± 3,16
Sem Laminação (4 horas)	148,15	± 4,92
Sem Laminação (6 horas)	141,62	± 5,07
Sem Laminação (8 horas)	153,83	± 3,12
10% Laminação (2 horas)	187,45	± 5,56
10% Laminação (4 horas)	182,05	± 2,57
10% Laminação (6 horas)	179,27	± 4,57
10% Laminação (8 horas)	163,50	± 4,04
20% Laminação (2 horas)	184,00	± 3,63
20% Laminação (4 horas)	184,59	± 2,73
20% Laminação (6 horas)	176,00	± 3,06
20% Laminação (8 horas)	160,52	± 4,31
30% Laminação (2 horas)	189,74	± 3,82
30% Laminação (4 horas)	179,06	± 3,56
30% Laminação (6 horas)	186,88	± 7,15
30% Laminação (8 horas)	176,85	± 5,68
40% Laminação (2 horas)	184,11	± 3,14
40% Laminação (4 horas)	186,81	± 4,69
40% Laminação (6 horas)	178,79	± 3,76
40% Laminação (8 horas)	160,62	± 3,99
50% Laminação (2 horas)	179,65	± 4,77
50% Laminação (4 horas)	176,88	± 2,98
50% Laminação (6 horas)	169,20	± 2,62
50% Laminação (8 horas)	160,91	± 3,29
60% Laminação (2 horas)	185,65	± 3,08
60% Laminação (4 horas)	183,01	± 2,68
60% Laminação (6 horas)	176,29	± 2,43
60% Laminação (8 horas)	165,39	± 2,68
70% Laminação (2 horas)	189,04	± 3,85
70% Laminação (4 horas)	179,98	± 3,36
70% Laminação (6 horas)	169,59	± 2,24
70% Laminação (8 horas)	154,38	± 4,36
80% Laminação (2 horas)	195,33	± 4,83
80% Laminação (4 horas)	178,72	± 2,58
80% Laminação (6 horas)	161,71	± 4,15
80% Laminação (8 horas)	159,37	± 3,37
90% Laminação (2 horas)	197,30	± 3,41
90% Laminação (4 horas)	185,83	± 2,44
90% Laminação (6 horas)	163,44	± 5,10
90% Laminação (8 horas)	151,06	± 2,24

Os valores de desvio padrão indicam homogeneidade da microestrutura para a maioria das amostras laminadas a frio. Exceções foram encontradas em 10% (2 horas), 30% (6 e 8 horas) e 90% (6 horas) e podem estar relacionadas à heterogeneidades da microestrutura da liga, como por exemplo, partículas de segunda fase com distribuição não uniforme na matriz.

5.3.1 Tratamentos Térmicos e Termomecânicos

A variação das medidas de microdureza indica indiretamente a evolução da microestrutura da liga na sequência de tratamentos térmicos empregados. Os valores obtidos para as ligas na condição recebida, superenvelhecida e solubilizada, podem ser visualizadas na Figura 38.

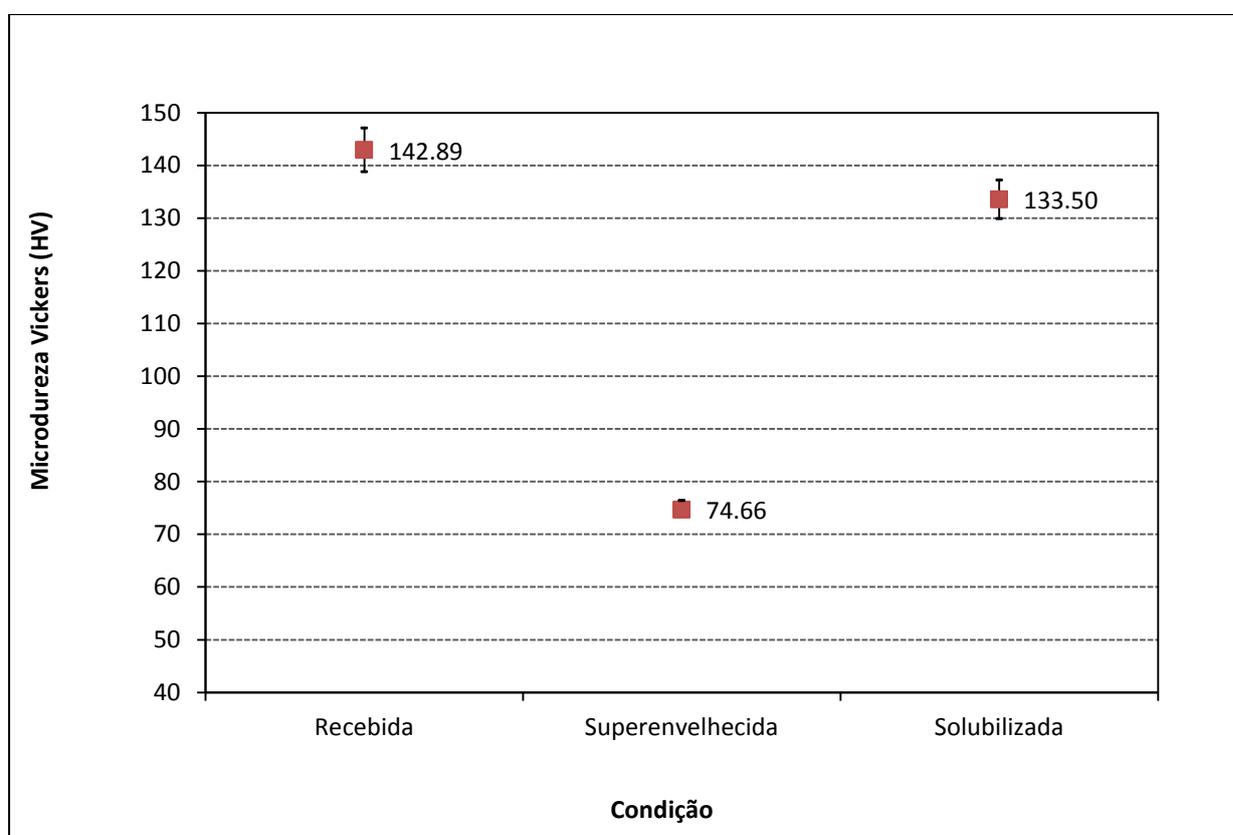


Figura 38: Variação da microdureza com a sequência de tratamentos utilizados.

5.3.1.1 Tratamento Térmico de Superenvelhecimento

A combinação de alta temperatura e tempo (415°C por 2,5h) no tratamento de superenvelhecimento promove o coalescimento dos precipitados e o aumento da distância entre eles na microestrutura do material. Após o fim do tratamento, espera-se que os valores de dureza sejam mínimos e a liga deve apresentar baixa resistência mecânica e alta ductilidade. As características formadas durante os processos de tratamento térmicos e mecânicos são

eliminados ou reduzidos ao máximo podendo ocorrer a recuperação e/ou recristalização dos grãos deformados (ASM, 1990).

O valor de microdureza encontrado na publicação da ASM (1990) é de 120 HB que convertido equivale à 137 HV para a condição T351, que é similar ao valor encontrado experimentalmente.

Santos e Rios (2011) observaram que os efeitos da laminação e do tratamento térmico para a liga 2024 na condição T351, foram completamente removidos em temperaturas acima de 200°C no período de tempo de 1 hora. A microdureza passou de aproximadamente 155 HV na condição T351 para 86 HV na temperatura de tratamento de 300°C, representando uma redução de dureza de aproximadamente 45%.

A redução da média da microdureza após o superenvelhecimento é de aproximadamente 48% em relação aos valores apresentados pela liga na condição como recebida. Mesmo as medições de microdureza sendo um método indireto para a avaliação da microestrutura, pode-se afirmar que houve uma alteração significativa no material, devido à elevada redução dos valores encontrados.

Outro fator indicativo do bom desempenho do tratamento realizado foi a baixa variabilidade obtida nas medições de microdureza. O desvio padrão para a média dos valores referentes à liga conforme recebida é de $\pm 4,14$ HV e para a liga após o superenvelhecimento é de 1,67 HV. Tais valores são uma tendência de que a microestrutura do material encontra-se de forma homogênea após o tratamento.

5.3.1.2 Tratamento Térmico de Solubilização

Na condição solubilizada (495°C por 2h), espera-se que a microdureza apresente valores mais elevados em relação aos valores da liga na condição superenvelhecida.

Junior (2011) obteve um valor de microdureza Vickers de 130 HV (convertido a partir do valor em Brinell) para a liga 2024 na condição solubilizada (495°C por 1h) indicando uma boa concordância com o valor de 133,5 HV obtido nesse estudo.

O aumento da média da microdureza obtida foi de aproximadamente 80% em relação aos valores obtidos das amostras superenvelhecidas. 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 variação encontrada nas medições realizadas indica uma boa homogeneidade da microestrutura após a solubilização ($\pm 3,67$ HV), podendo-se atribuir o valor obtido as fases não dissolvidas.

5.3.1.3 Tratamento Térmico de Envelhecimento

No tratamento térmico de envelhecimento artificial, os átomos dissolvidos na estrutura da liga de alumínio sob o efeito da temperatura e do tempo, são “expulsos” da matriz devido ao efeito da redução da solubilidade com a diminuição da temperatura. Em condições controladas, esses átomos formam precipitados finamente distribuídos na matriz do material (Sjölander e Seifeddine, 2010).

A temperatura utilizada para o tratamento de envelhecimento foi de 190 °C com períodos de tempo de 2, 4, 6 e 8 horas.

Para Sjölander e Seifeddine (2010), a habilidade da liga em aumentar a resistência durante o tratamento de envelhecimento pode ser definida como a diferença entre a dureza de amostras solubilizadas e de amostras envelhecidas. Desse modo, foi realizada uma comparação para confirmar o efeito do ganho de endurecimento pelo tratamento térmico de envelhecimento. Os dados apresentados na Figura 39 referem-se a diferença entre os valores encontrados para a liga na condição solubilizada e para a liga na condição envelhecida nos tempos de 2 e 8 horas que correspondem ao máximo e ao mínimo valor encontrados.

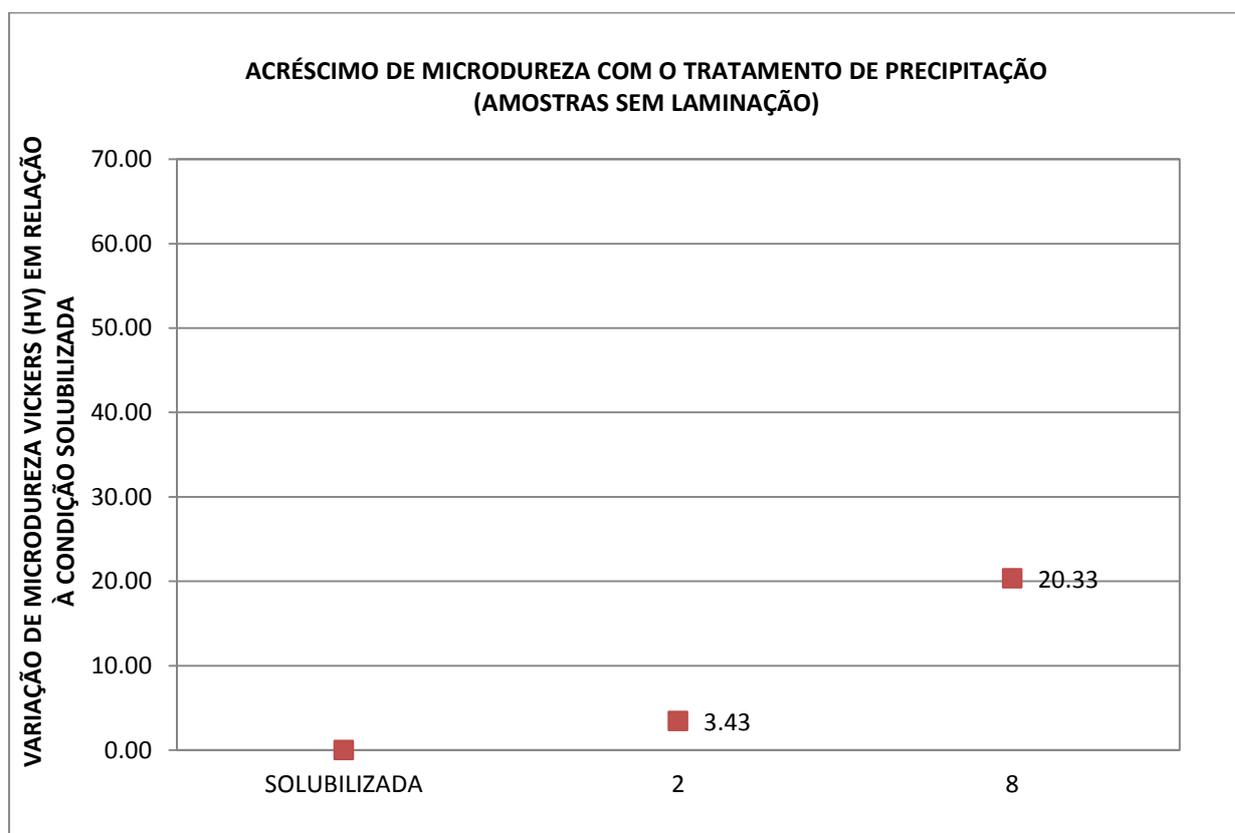


Figura 39: Aumento de microdureza com o tratamento de envelhecimento para a liga sem laminação plástica a frio.

A análise dos dados obtidos mostraram que o tratamento de envelhecimento promoveu um aumento nos valores de microdureza independente do tempo utilizado. O efeito do tratamento de envelhecimento foi capaz de aumentar o valor de microdureza em 20 HV para o tratamento realizado em 8 horas.

O menor valor percentual de ganho microdureza encontrado refere-se ao tratamento de envelhecimento realizado em 2 horas (+2,6%), em contrapartida, o maior valor refere-se ao tratamento realizado em 8 horas (+15,2%). A diferença entre o menor valor (2 horas) e o maior valor (8 horas) de microdureza foi de 12%. Os resultados indicam que para amostras sem laminação a frio necessitam de maiores tempos para que o endurecimento aconteça, sendo que o mecanismo principal para o aumento das propriedades mecânicas é atribuída somente à envelhecimento. Segundo Radutoiu e colaboradores (2012), o tratamento de envelhecimento promove o endurecimento da liga 2024 e o grau de envelhecimento é função do tempo e da temperatura utilizada no tratamento. No presente trabalho, utilizou-se temperatura constante (190°C) e portanto, a variação do tempo foi a responsável pela alteração da microdureza.

Naimi e colaboradores (2013) mostraram que a liga 2024 apresenta aumento da microdureza em até 24 horas de tratamento de envelhecimento à 190°C, a partir desse ponto os valores podem ser considerados constantes até o tempo de 40 horas (tempo máximo utilizado pelos autores). Desse modo, pode-se considerar que o tempo máximo utilizado nesse trabalho (8 horas), não foi suficiente para se atingir o máximo valor de microdureza possível para a liga 2024 sem deformação a frio.

Com relação aos valores de microdureza obtidos, pode-se considerar uma boa homogeneidade microestrutural devido aos valores de desvio padrão, onde o maior valor encontrado foi de 5,07 HV para o tratamento de envelhecimento realizado em 6 horas.

A evolução da microdureza com o aumento do tempo de tratamento de envelhecimento pode ser visualizado na Figura 40.

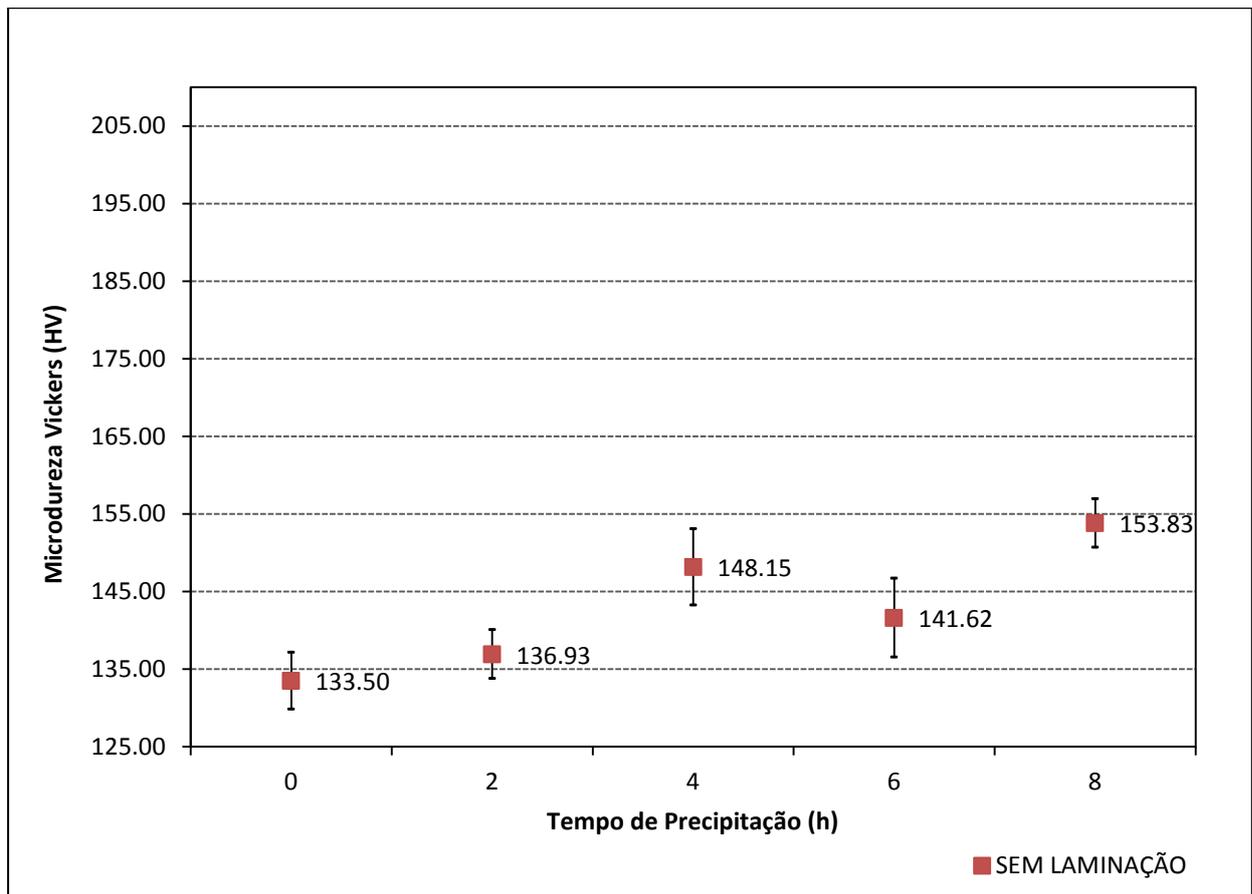


Figura 40: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras sem laminação.

5.3.1.4 Tratamento Termomecânico

A deformação plástica a frio da liga, a partir da condição metalúrgica metaestável da microestrutura, aumenta a densidade de discordâncias que favorece a difusão atômica dos átomos de soluto. Também eleva a resposta ao tratamento de envelhecimento, resultando em um intenso efeito no aumento da resistência da liga (Ning et al., 2006b; Zhu e Starink, 2008; Song et al. 2009). As reações de envelhecimento passam a acontecer em temperaturas mais baixas e a resposta ao endurecimento por envelhecimento é a soma da contribuição do encruamento e da presença de precipitados (Gosh, 2011).

O efeito do grau de laminação no endurecimento da liga 2024, pode ser visualizado através da diferença entre o valor de microdureza obtido para amostras solubilizadas (identificada como Sol.) e os maiores valores para cada grau de laminação a frio (10%, 20%, 30%, 40%, 50%, 60%, 70%, 80% e 90%), conforme apresentados na Figura 41.

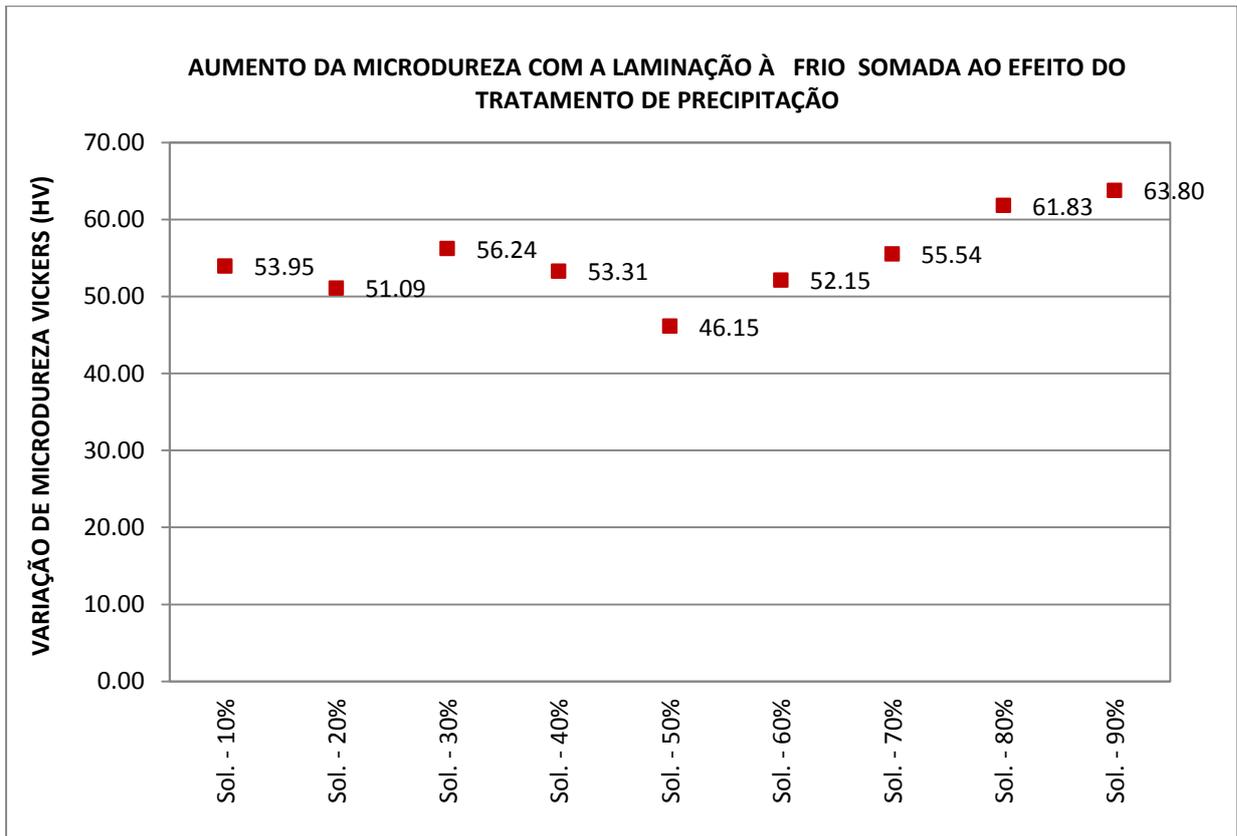


Figura 41: Aumento de microdureza com o tratamento de envelhecimento somado à deformação plástica em relação às amostras solubilizadas.

O efeito do tratamento de envelhecimento é somado ao efeito da deformação a frio, o que resulta em valores de microdureza obtidos mais elevados quando comparados à liga somente submetida à envelhecimento. O aumento mais significativo foi de aproximadamente 64 HV para a liga deformada à 90% (Sol – 90%) e tempo de envelhecimento de 2 horas.

A mesma análise comparativa foi realizada para avaliação do ganho de microdureza somente com a deformação a frio. A diferença entre os valores obtidos para as amostras precipitadas sem laminação (indicadas com SL) e as amostras deformadas e precipitadas podem ser visualizadas na Figura 42.

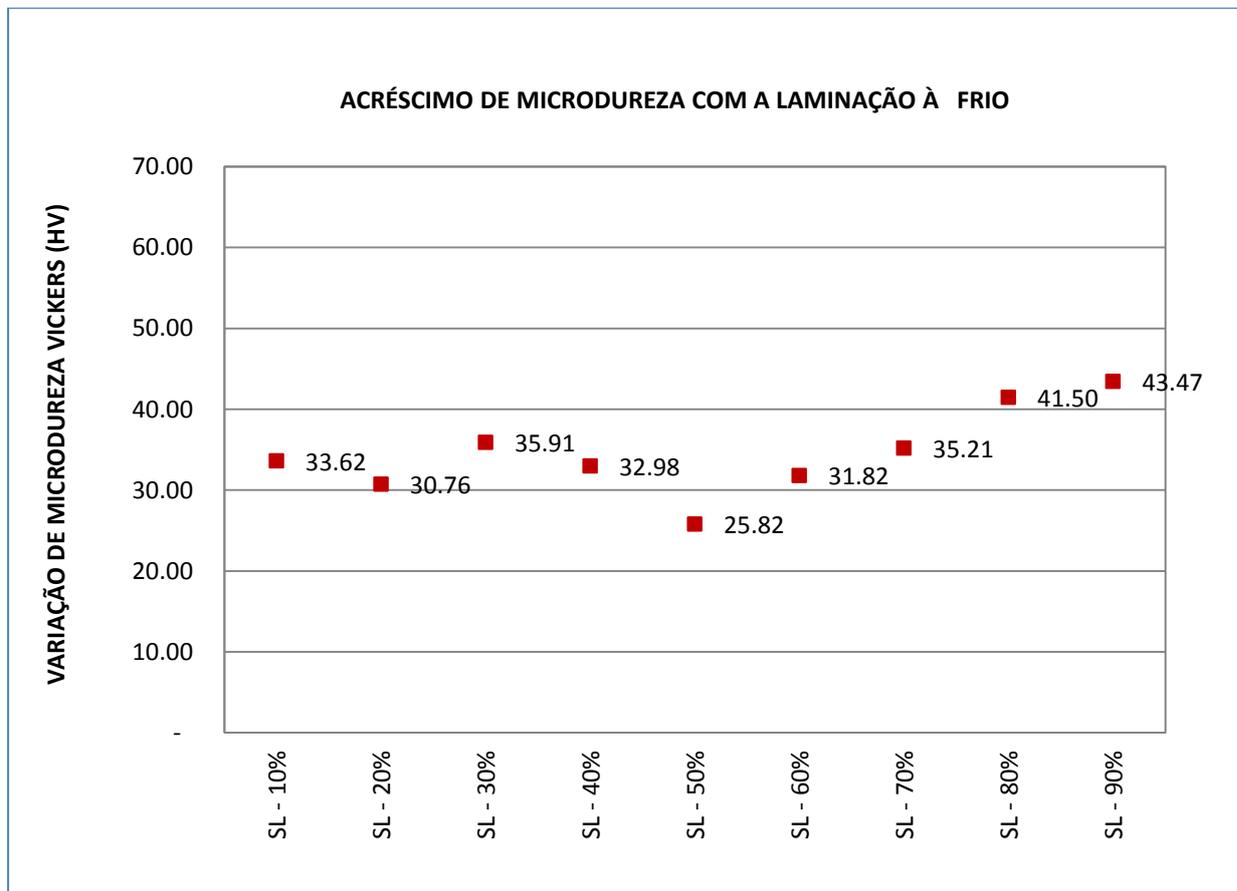


Figura 42: Aumento de microdureza com à deformação plástica em relação às amostras sem laminação.

A análise dos dados indicam que independente do grau de deformação aplicado a liga 2024, amostras laminadas a frio apresentam valores de microdureza mais elevados quando comparados às amostras não trabalhadas. Mesmo considerando-se o menor valor encontrado (SL - 50%), o ganho percentual de aumento no endurecimento da liga foi de aproximadamente 17% e esse valor aumenta significativamente quando a comparação é realizada com o maior valor percentual encontrado (SL - 90%), onde o valor é de aproximadamente 28%.

Em geral, os valores de microdureza para amostras laminadas a frio são reduzidos com o aumento do tempo de tratamento de envelhecimento. Zhu e Starink (2008) relataram em seus estudos sobre a liga Al-Mg-Mn-Cu que a dureza aumenta com a elevação do grau de deformação plástica e o ponto de dureza máxima ocorre em menor tempo.

As medidas de microdureza vickers para as amostras precipitadas em diferentes tempos e níveis de redução por laminação podem ser visualizadas da Figura 43 a Figura 51. Nota-se que independentemente do nível de laminação utilizado, os valores de microdureza apresentam comportamento descendente com o aumento do tempo de tratamento de envelhecimento.

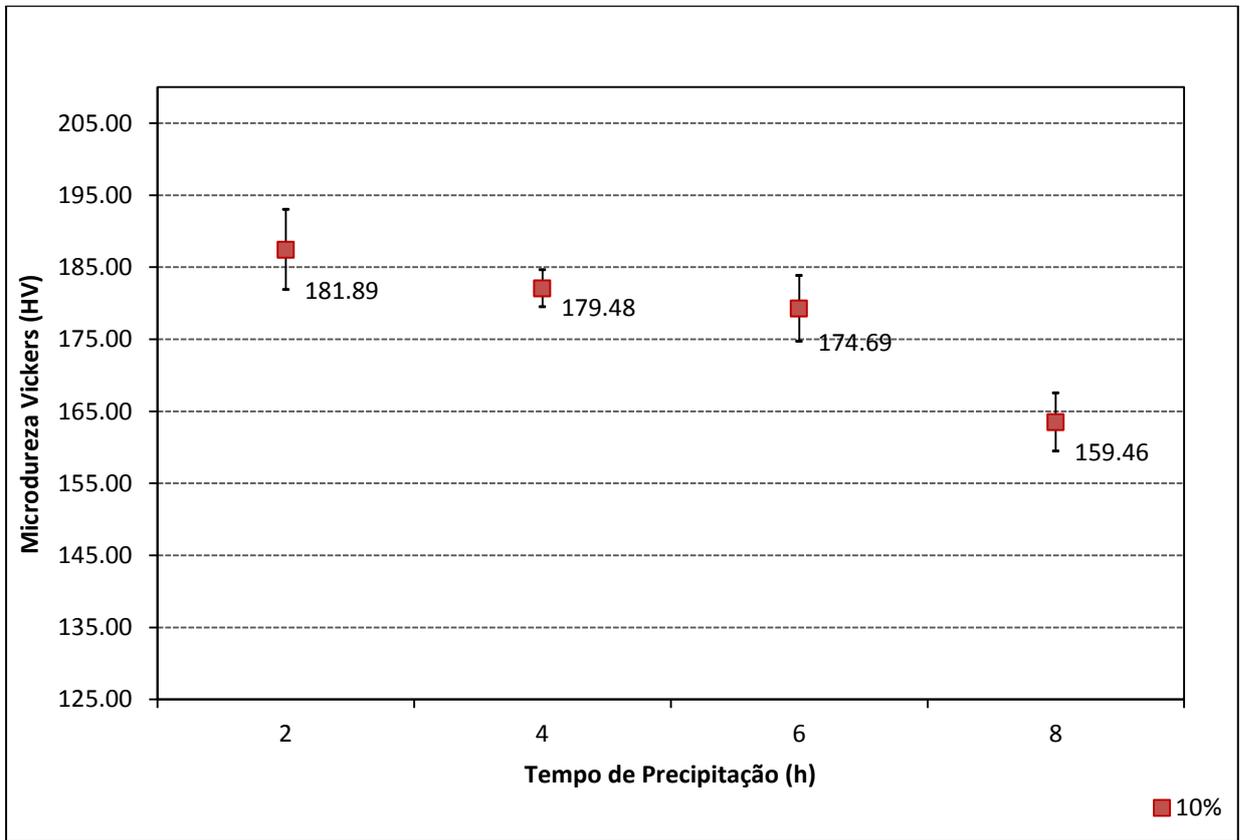


Figura 43: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 10% de redução em área.

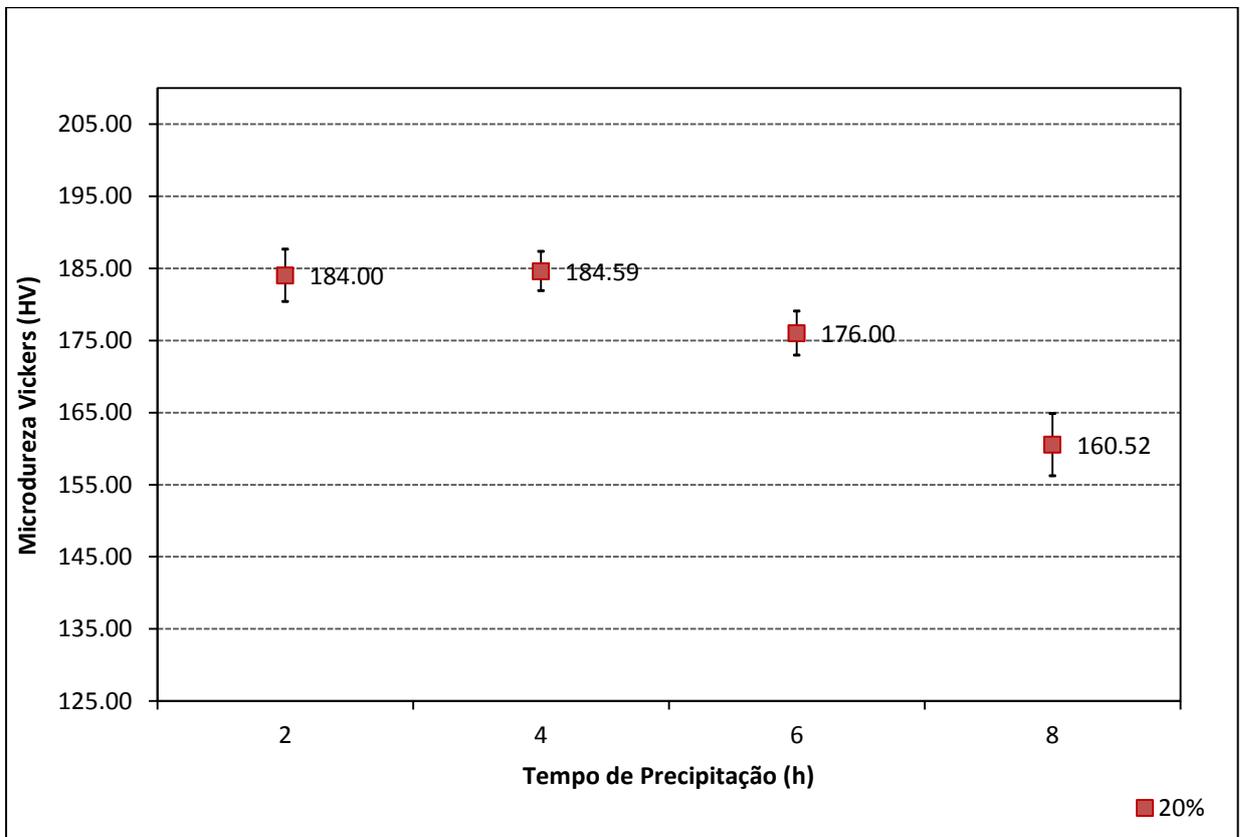


Figura 44: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 20% de redução em área.

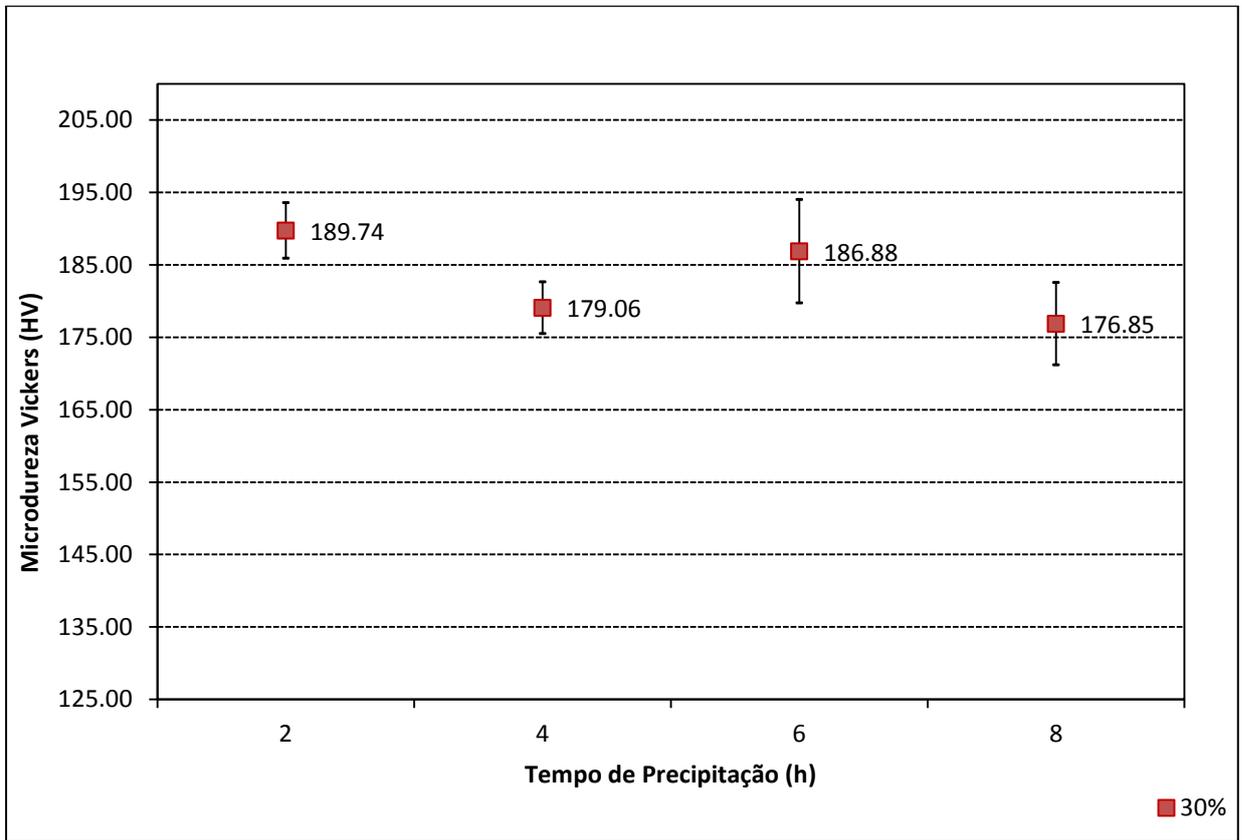


Figura 45: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 30% de redução em área.

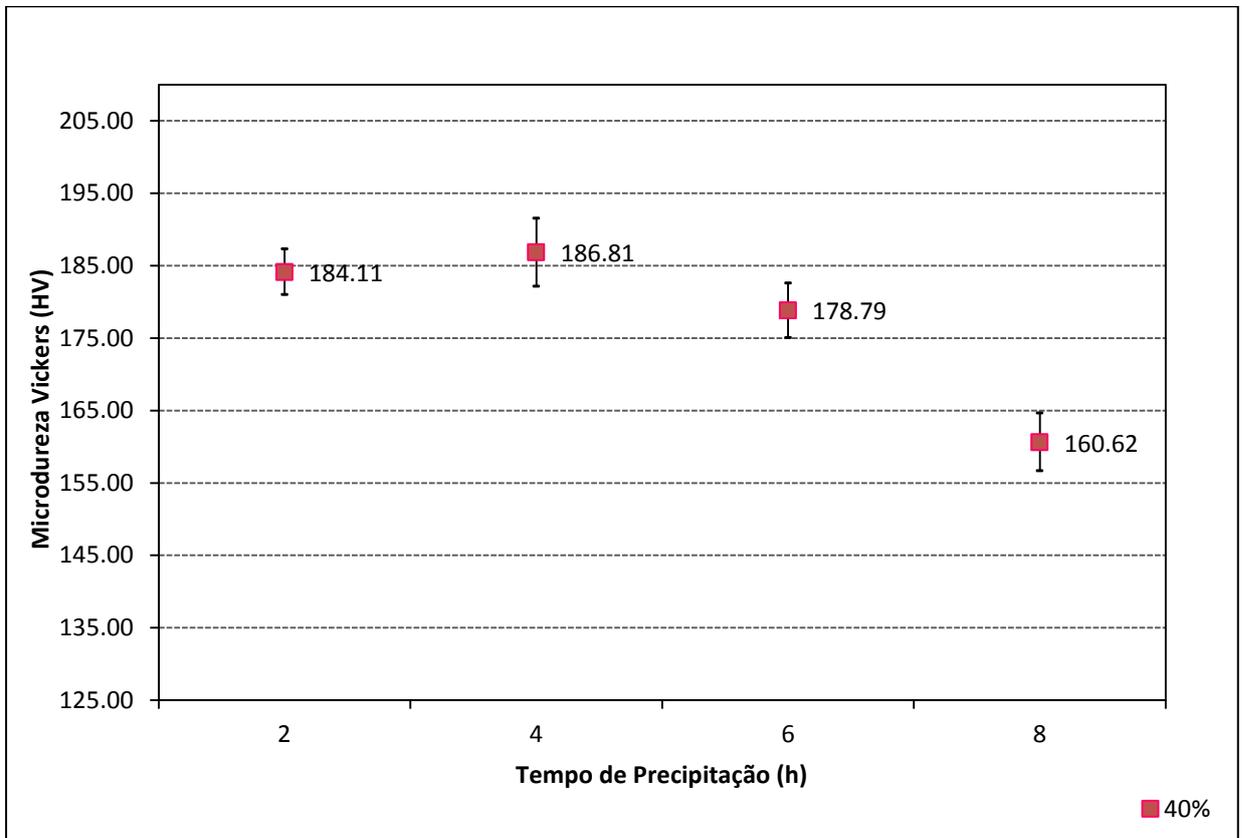


Figura 46: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 40% de redução em área.

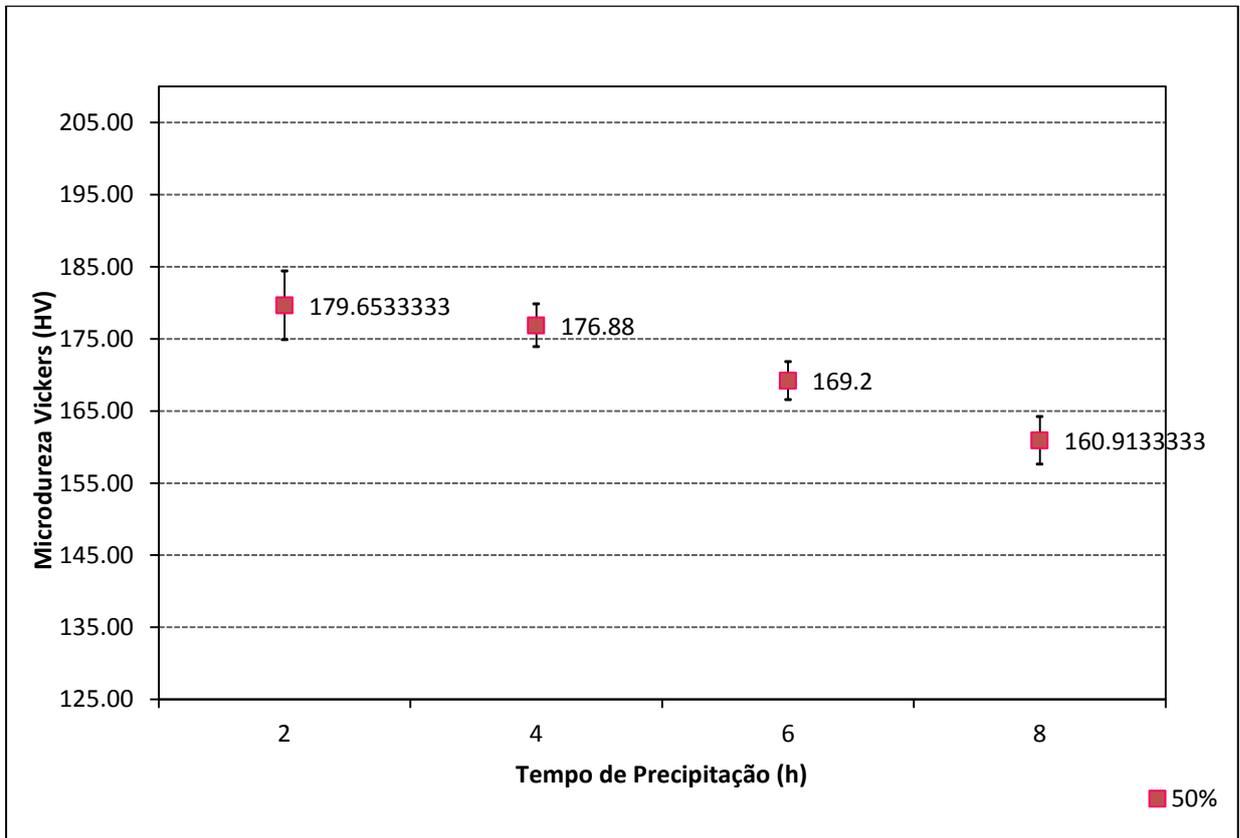


Figura 47: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 50% de redução em área.

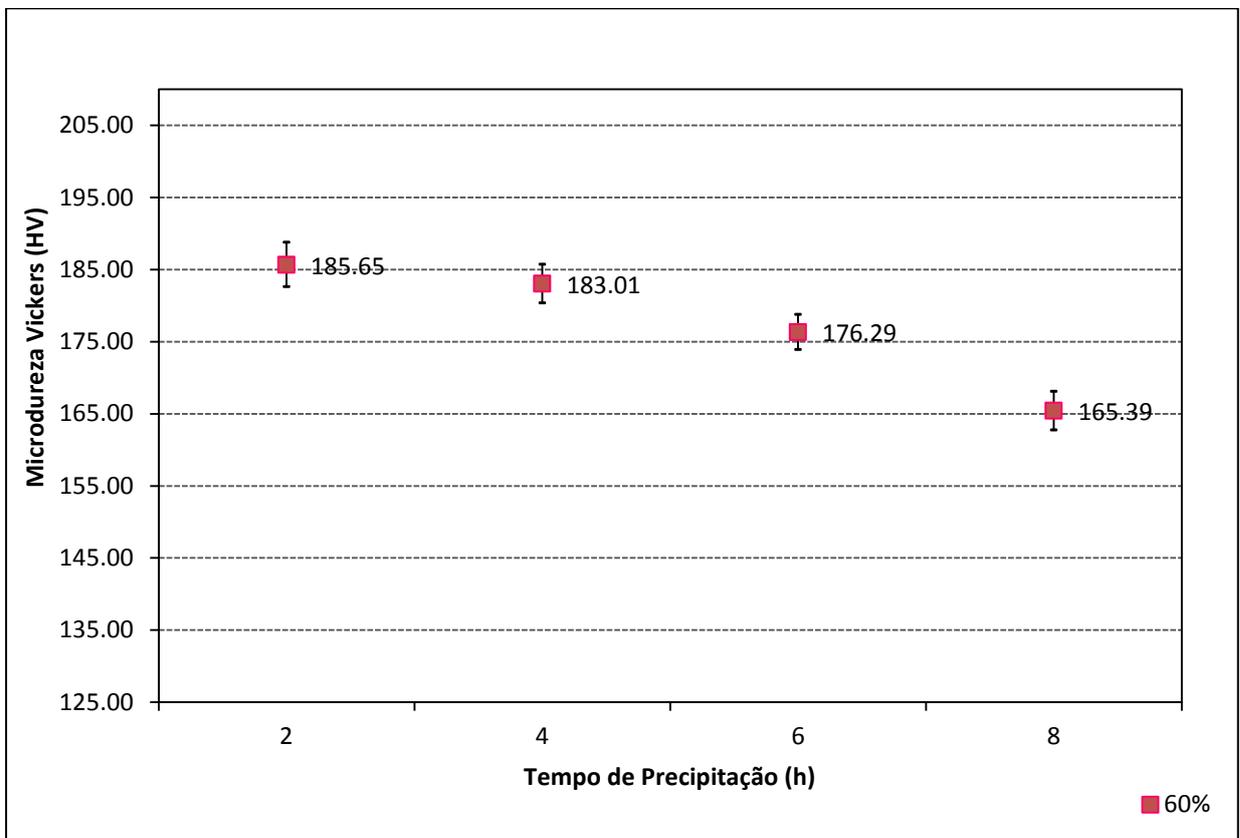


Figura 48: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 60% de redução em área.

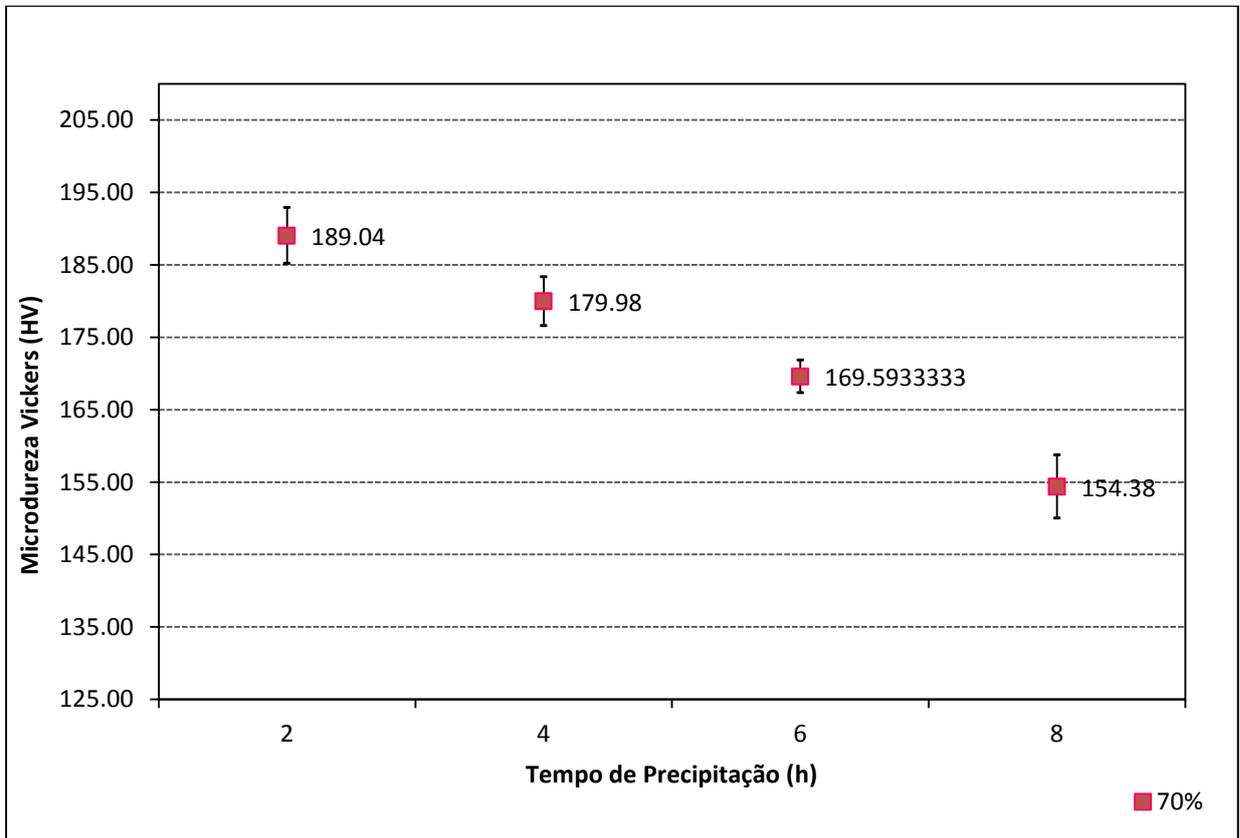


Figura 49: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 70% de redução em área.

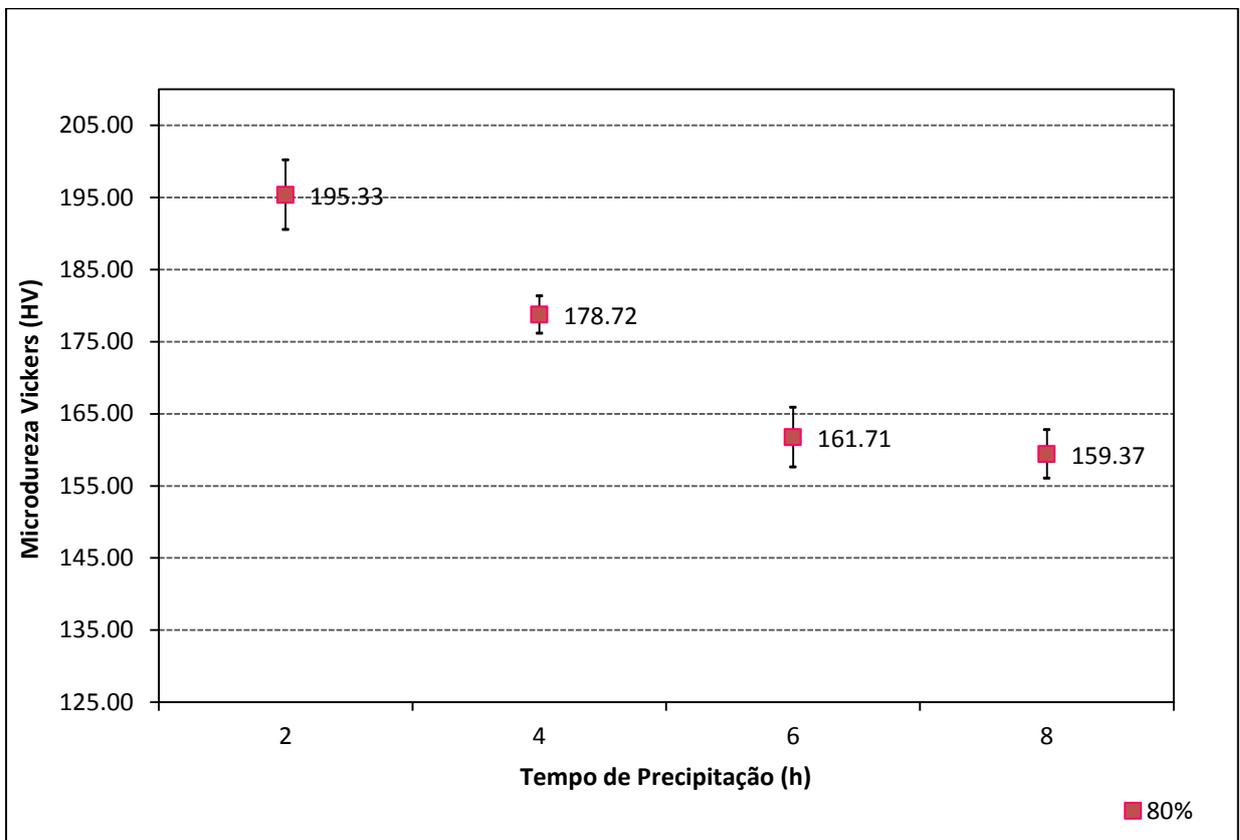


Figura 50: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 80% de redução em área.

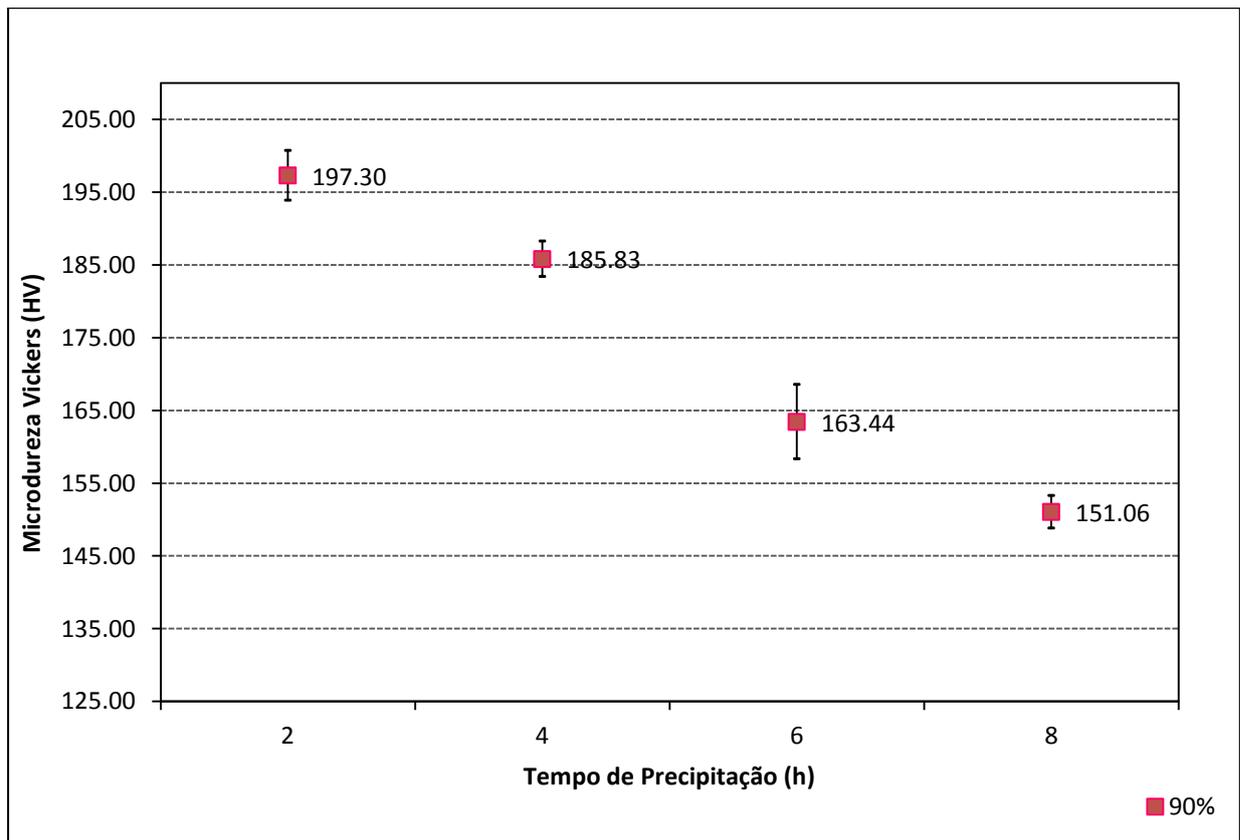


Figura 51: Resultados de microdureza Vickers pelo tempo de tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 90% de redução em área.

A liga 2024 deformada a frio, apresenta dois mecanismos que são responsáveis pelo aumento da resistência. O primeiro está relacionado ao 1º estágio, onde o endurecimento é proveniente do efeito combinado do encruamento causado pela introdução de discordâncias durante a laminação a frio e os precipitados de GP formados durante o tratamento de envelhecimento. O segundo mecanismo refere-se à diminuição do efeito causado pelo encruamento, através da aniquilação de discordâncias e o aumento do efeito causado pela envelhecimento e crescimento da fase S' (Ning et al., 2006b).

As amostras laminadas a frio apresentaram valores de microdureza decrescentes com o aumento do tempo de tratamento. Esse fato pode indicar que, para o tempo mínimo de 2 horas, o precipitado principal presente na matriz seja formado pela fase S, que é incoerente com a matriz e tem a sua capacidade de barrar discordâncias reduzida e, portanto, ocorre uma significativa redução da dureza da liga (Sharma et al., 2012). Desse modo, os estágios iniciais da reação de envelhecimento podem ter sido suprimidos, pois o tempo inicial utilizado nesse trabalho, de 2 horas, pode ter sido muito longo e o comportamento da liga pode estar situado na região descendente da curva apresentada na Figura 15.

Outro efeito importante na redução da resistência da liga durante o tratamento de envelhecimento é a recuperação. Nesse processo a densidade de discordâncias diminui

consideravelmente e a recuperação é mais rápida quando mais elevada for o grau de deformação plástica (Naimi et al., 2013). A maior queda de microdureza foi verificada para a condição 90% de laminação a frio, na qual a redução foi de 46,24 HV (-23%) comparando-se amostras tratadas em 2 horas e amostras tratadas em 8 horas.

Na Figura 52 foi considerado os menores valores encontrados que se referem as amostras da liga precipitadas e sem laminação e os maiores valores que se referem as amostras laminadas à 90% e precipitadas. Pode-se verificar a perda de endurecimento ao longo do tempo para as amostras laminadas. Em contrapartida, verifica-se o ganho de endurecimento para as amostras precipitadas sem laminação.

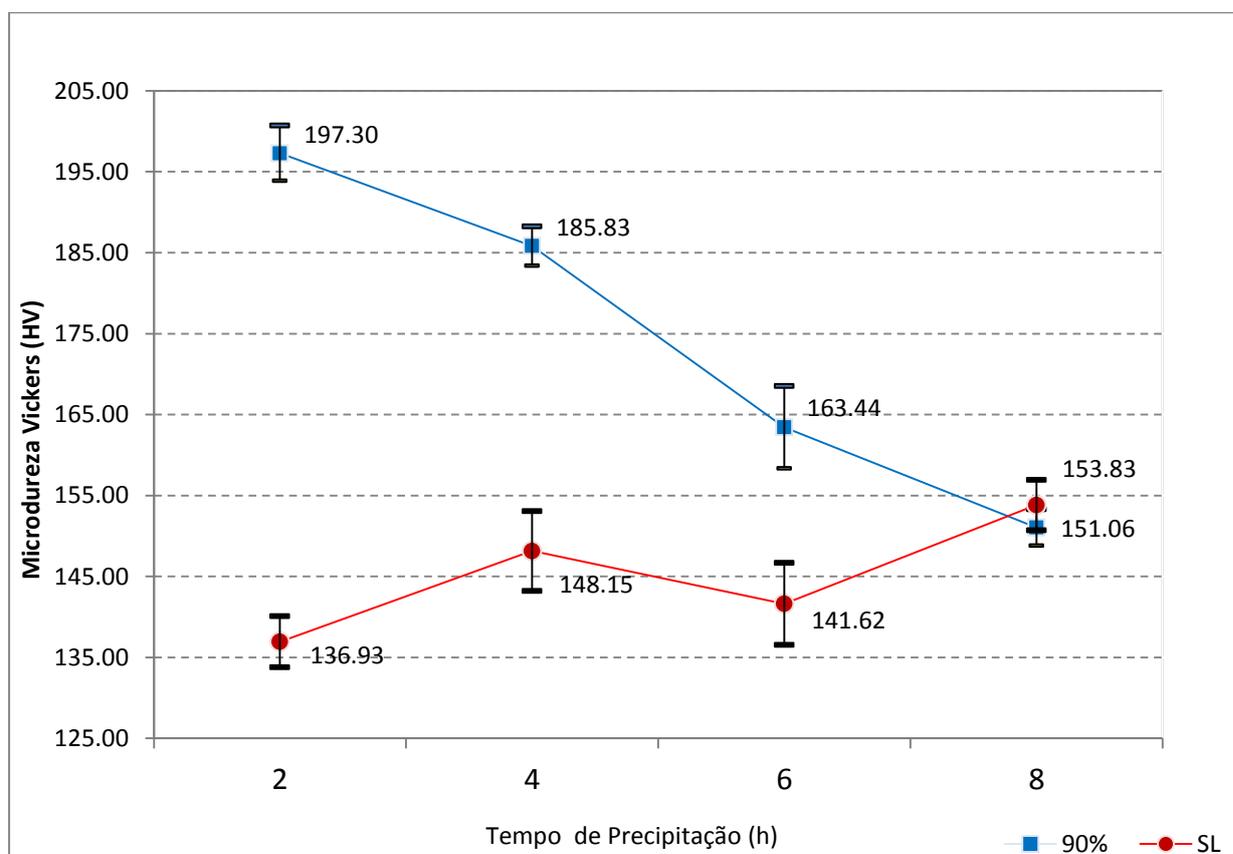


Figura 52: Comparação entre a microdureza de amostras sem laminação a frio e amostras com 90% de laminação.

5.4 Resultados do Ensaio de Tração

Os resultados obtidos para os valores de tensão de ruptura em cada condição de laminação e tempo de tratamento podem ser visualizados na Tabela 5.

Tabela 5: Resultados encontrados para a tensão de ruptura da liga 2024.

Estado	Tensão de Ruptura (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
Recebida	456,80	± 2,73
Superenvelhecida	215,57	± 6,54
Solubilizada	386,66	± 3,09
Sem Laminação (2 horas)	447,25	± 12,45
Sem Laminação (4 horas)	460,41	± 2,85
Sem Laminação (6 horas)	475,85	± 8,84
Sem Laminação (8 horas)	480,50	± 10,68
10% Laminação (2 horas)	547,60	± 2,80
10% Laminação (4 horas)	540,96	± 20,65
10% Laminação (6 horas)	534,64	± 23,57
10% Laminação (8 horas)	528,52	± 17,44
20% Laminação (2 horas)	566,64	± 11,30
20% Laminação (4 horas)	552,54	± 13,96
20% Laminação (6 horas)	506,99	± 10,78
20% Laminação (8 horas)	497,44	± 16,19
30% Laminação (2 horas)	579,82	± 10,34
30% Laminação (4 horas)	563,54	± 9,36
30% Laminação (6 horas)	527,28	± 17,06
30% Laminação (8 horas)	547,18	± 1,07
40% Laminação (2 horas)	569,34	± 2,45
40% Laminação (4 horas)	546,36	± 15,44
40% Laminação (6 horas)	545,58	± 10,09
40% Laminação (8 horas)	529,40	± 11,99

Os maiores valores de desvio padrão para a tensão de ruptura foram verificados para as amostras na condição solubilizadas e nas condições com 10% de laminação a frio para os tempos de 4 e 6 horas ($\pm 20,65$ MPa e $\pm 23,57$ MPa).

Na amostra solubilizada, os valores para a tensão de ruptura foram obtidos a partir de 5 amostras e os resultados foram $374,66 \pm 20,90$ mm. Entretanto, a análise do gráfico tensão x deformação indica que os corpos de provas CDP4 e CDP5 apresentaram um comportamento anormal e essa variação pode estar relacionada com a presença de defeitos microscópicos e heterogeneidade da microestrutura. Para a análise dos resultados, esses valores foram desconsiderados.

Os valores obtidos para a deformação de ruptura podem ser visualizados na Tabela 6.

Tabela 6: Resultados encontrados para a deformação de ruptura da liga 2024.

Estado	Deformação de Ruptura (mm)	Alongamento ϵ_0 (%)	Desvio Padrão (mm)
Recebida	7,181	29%	$\pm 0,263$
Superenvelhecida	7,607	30%	$\pm 0,444$
Solubilizada	8,941	36%	$\pm 0,210$
Sem Laminação (2 horas)	8,180	33%	$\pm 0,151$
Sem Laminação (4 horas)	7,644	31%	$\pm 0,423$
Sem Laminação (6 horas)	6,249	25%	$\pm 0,387$
Sem Laminação (8 horas)	5,105	20%	$\pm 0,913$
10% Laminação (2 horas)	4,848	19%	$\pm 0,367$
10% Laminação (4 horas)	2,992	12%	$\pm 0,264$
10% Laminação (6 horas)	3,146	13%	$\pm 0,377$
10% Laminação (8 horas)	3,162	13%	$\pm 0,161$
20% Laminação (2 horas)	3,045	12%	$\pm 0,444$
20% Laminação (4 horas)	2,872	11%	$\pm 0,136$
20% Laminação (6 horas)	2,999	12%	$\pm 0,305$
20% Laminação (8 horas)	3,113	12%	$\pm 0,205$
30% Laminação (2 horas)	3,864	15%	$\pm 0,284$
30% Laminação (4 horas)	2,961	12%	$\pm 0,313$
30% Laminação (6 horas)	3,011	12%	$\pm 0,315$
30% Laminação (8 horas)	2,780	11%	$\pm 0,251$
40% Laminação (2 horas)	4,128	17%	$\pm 0,540$
40% Laminação (4 horas)	2,134	9%	$\pm 0,303$
40% Laminação (6 horas)	2,307	9%	$\pm 0,159$
40% Laminação (8 horas)	2,446	10%	$\pm 0,218$

A deformação de ruptura para amostras submetidas à tração uniaxial indica a capacidade da liga em ser deformada até o ponto de ruptura. As ligas mais dúcteis são mais suscetíveis à deformação e ligas menos dúcteis apresentam a tendência de se romperem com pouca deformação.

Na amostra solubilizada, do mesmo modo que para os valores de tensão de ruptura, não foram considerados os corpos de provas CDP4 e CDP5.

5.4.1 Efeito dos Tratamentos Térmicos e Termomecânicos

5.4.1.1 Tratamento Térmico de Superenvelhecimento

Os valores obtidos no ensaio de tração confirmam a redução das propriedades mecânicas após o tratamento de superenvelhecimento (415°C por 2,5h). Houve uma redução de 53% na tensão de ruptura e um aumento de 6% na deformação de ruptura, indicando que a liga está mais dúctil em comparação à condição conforme recebida. O diagrama tensão x deformação para as amostras na condição conforme recebida e na condição superenvelhecida podem ser vistos no Anexo I e no Anexo 11. Na Tabela 7 estão os valores encontrados para a tensão de ruptura e para a deformação de ruptura e a variação percentual entre as duas condições.

Tabela 7: Tensão e deformação de ruptura para a liga 2024 nas condições conforme recebida e superenvelhecida.

CONDIÇÃO	TENSÃO DE RUPTURA (MPa)	DEFORMAÇÃO DE RUPTURA (mm)
Recebida (T351)	456,8	7,181
Superenvelhecida	215,6	7,607
Variação (%)	- 53%	+ 6%

Os valores encontrados na publicação da ASM (1990) são de 470 MPa para a tensão de ruptura para a liga na condição conforme recebida (T351) e de 185 MPa para a condição recozida (O). Ressalta-se que o valor de tensão de ruptura encontrado para a condição recozida, foi obtido a partir do recozimento da liga no estado bruto de fundição e não do processo de superenvelhecimento.

5.4.1.2 Tratamento Térmico de Solubilização

Na condição solubilizada (495°C por 2h), espera-se que tensão de ruptura apresente valores mais elevados em relação aos valores da liga na condição superenvelhecida.

Os valores de tensão de ruptura obtidos indicam que houve alteração da microestrutura. A liga apresentou um aumento de aproximadamente 80% em relação ao valor encontrado para a liga na condição superenvelhecida. Esse aumento demonstra que a liga na condição solubilizada está mais resistente, o que já era previsto devido ao endurecimento por solução sólida a partir da dissolução dos precipitados coalescidos originados do tratamento de superenvelhecimento. O diagrama tensão x deformação para as amostras na condição solubilizada pode ser visto no Anexo 111.

5.4.1.3 Resultados para a Condição Solubilizada e Precipitada

O tratamento de envelhecimento (190°C) promove o aparecimento de partículas de segunda fase finamente dispersas na matriz que aumentam a resistência da liga 2024. De forma análoga à microdureza, o efeito desse tratamento pode ser estimado quantitativamente pela diferença entre os valores de tensão de ruptura obtidos para a liga na condição solubilizada e da condição envelhecida. O aumento da resistência da liga devido à envelhecimento pode ser visualizado na Figura 53.

O diagrama tensão x deformação para as amostras na condição solubilizadas e envelhecidas podem ser vistos no Anexo IV ao Anexo V11.

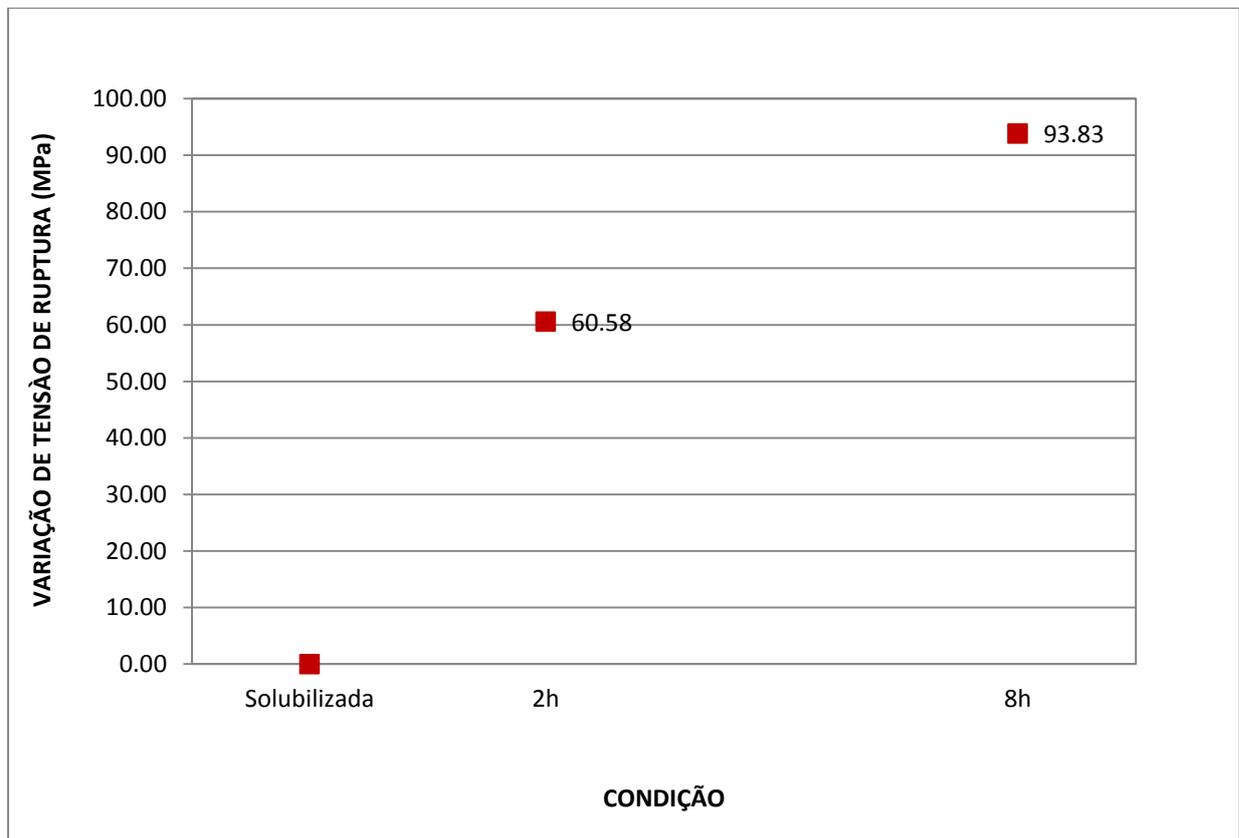


Figura 53: Acréscimo de tensão de ruptura devido ao efeito do envelhecimento.

A análise dos dados indica um aumento dos valores de tensão de ruptura de aproximadamente 60 MPa (mínimo) em 2 horas e de aproximadamente 95 MPa (máximo) em 8 horas (aumento de aproximadamente 24%). Isso significa que o tratamento de envelhecimento aumenta a resistência da liga como previsto na literatura.

Na Figura 54, é possível verificar que a tensão de ruptura aumenta quando maiores tempos de tratamento são empregados. Não se pode afirmar que o valor máximo de tensão de ruptura para a liga 2024 é obtido em 8 horas. Pode ser que em tempos maiores, a resistência aumente até certo ponto, atingindo o valor máximo para em seguida apresentar comportamento descendente. O que se pode afirmar, nesse estudo é que para os tempos empregados nesse tratamento, o tempo de 8 horas apresentou o maior valor de tensão de ruptura (aproximadamente 8% em relação ao tempo de 2 horas).

Os diagramas tensão x deformação, para as amostras na condição laminada a frio, podem ser vistos no Anexo V111 e no Anexo XX111.

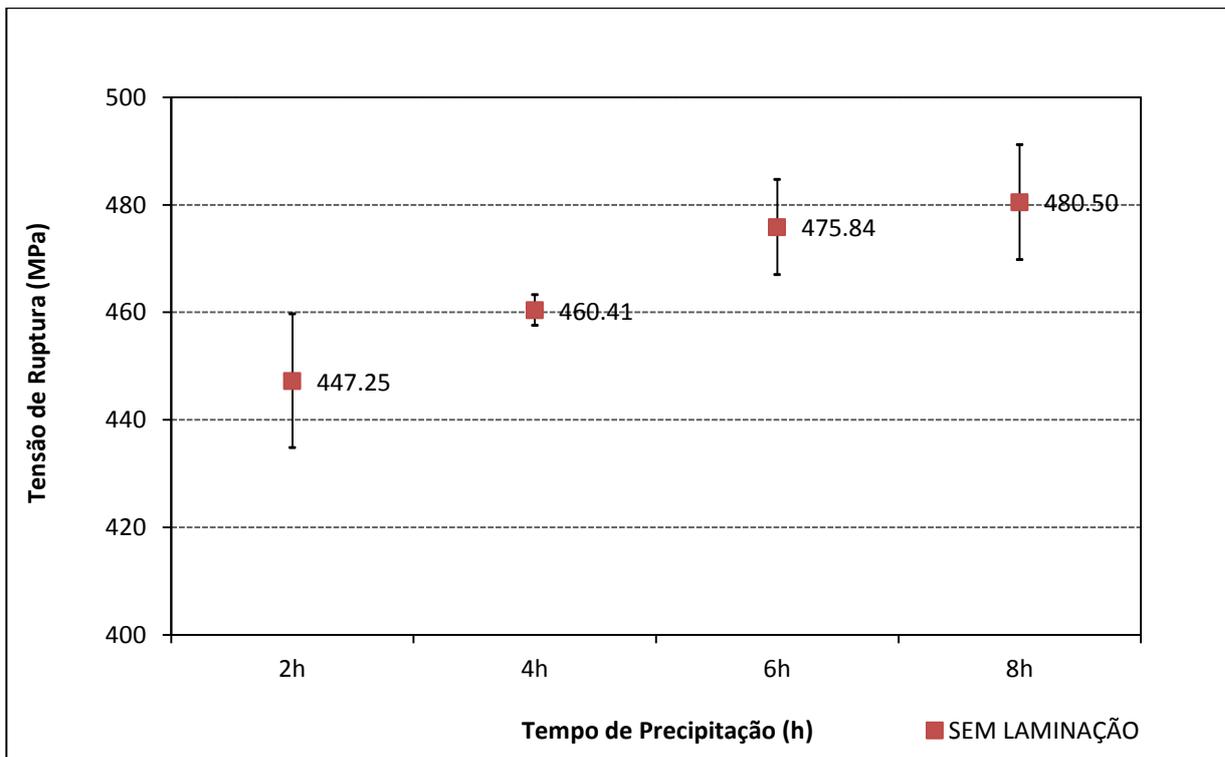


Figura 54: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras sem laminação.

6.4.1.4 Tratamento Termomecânico

Utilizando-se da mesma metodologia empregada para a determinação da contribuição dos efeitos do tratamento de envelhecimento e do efeito da deformação a frio para a microdureza, foi possível encontrar os valores para cada mecanismo independentemente para a tensão de ruptura. Desse modo, o acréscimo dos valores de tensão de ruptura com a deformação a frio e o tratamento de envelhecimento foi obtido através da diferença entre os valores das amostras solubilizadas (identificadas como Sol.) e as amostras deformadas e precipitadas. Os dados podem ser visualizados na Figura 55.

A análise dos dados mostra que mesmo para um baixo nível de laminação (10%) foi possível obter um acréscimo na tensão de ruptura de aproximadamente 42%.

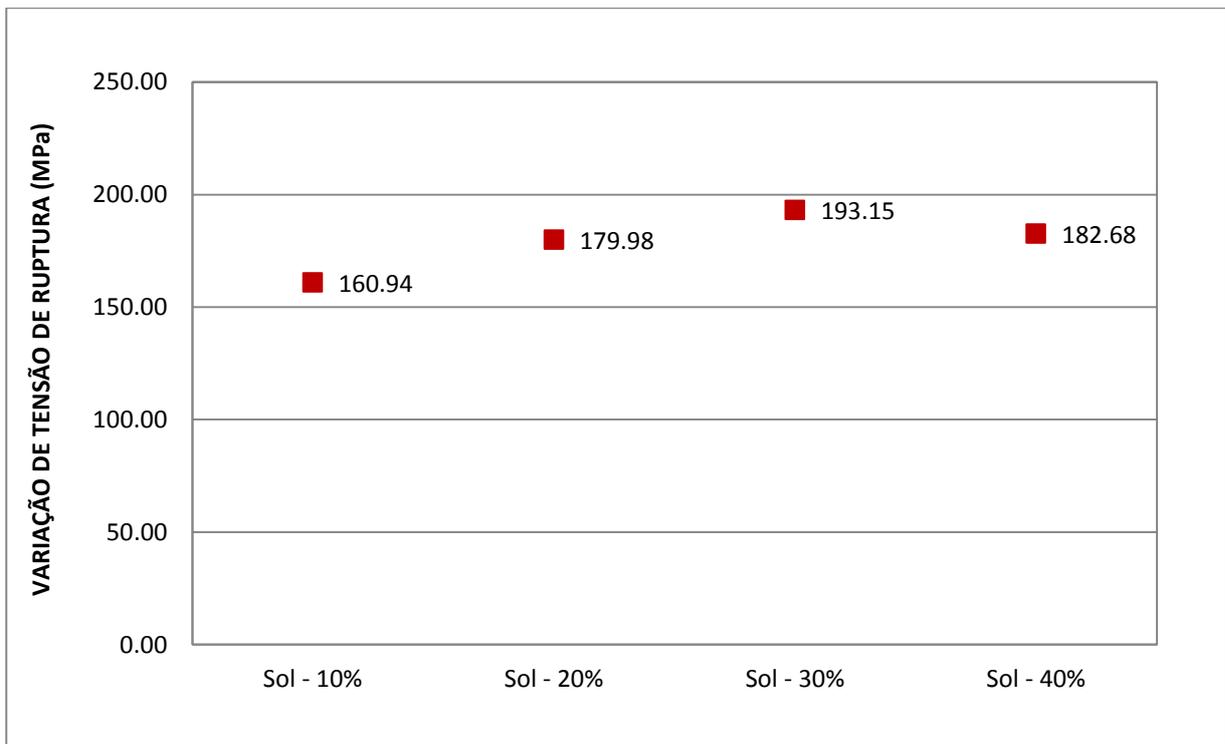


Figura 55: Acréscimo de tensão de ruptura devido ao efeito do envelhecimento e ao efeito da deformação a frio.

O efeito do grau de laminação no endurecimento da liga 2024, pode ser visualizado através da diferença entre o valor de microdureza obtido para amostras sem laminação (identificada como SL) e os maiores valores para cada grau de laminação a frio (10%, 20%, 30% e 40%), conforme apresentados na Figura 56. Os dados indicam que mesmo para baixo nível de deformação (10%), há um acréscimo na resistência da liga de aproximadamente 14%.

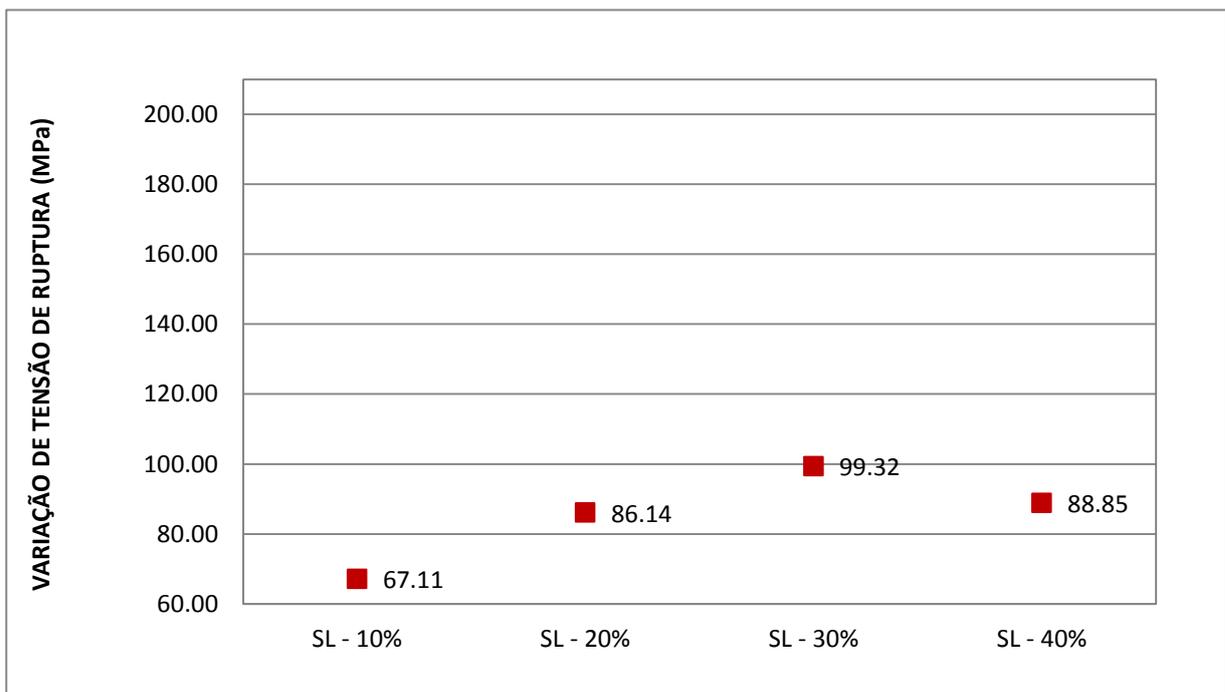


Figura 56: Acréscimo de tensão de ruptura devido ao efeito da deformação a frio.

Os resultados da tensão de ruptura, em função do tempo utilizado no tratamento de envelhecimento, podem ser visualizados nas Figuras de 57 a 60.

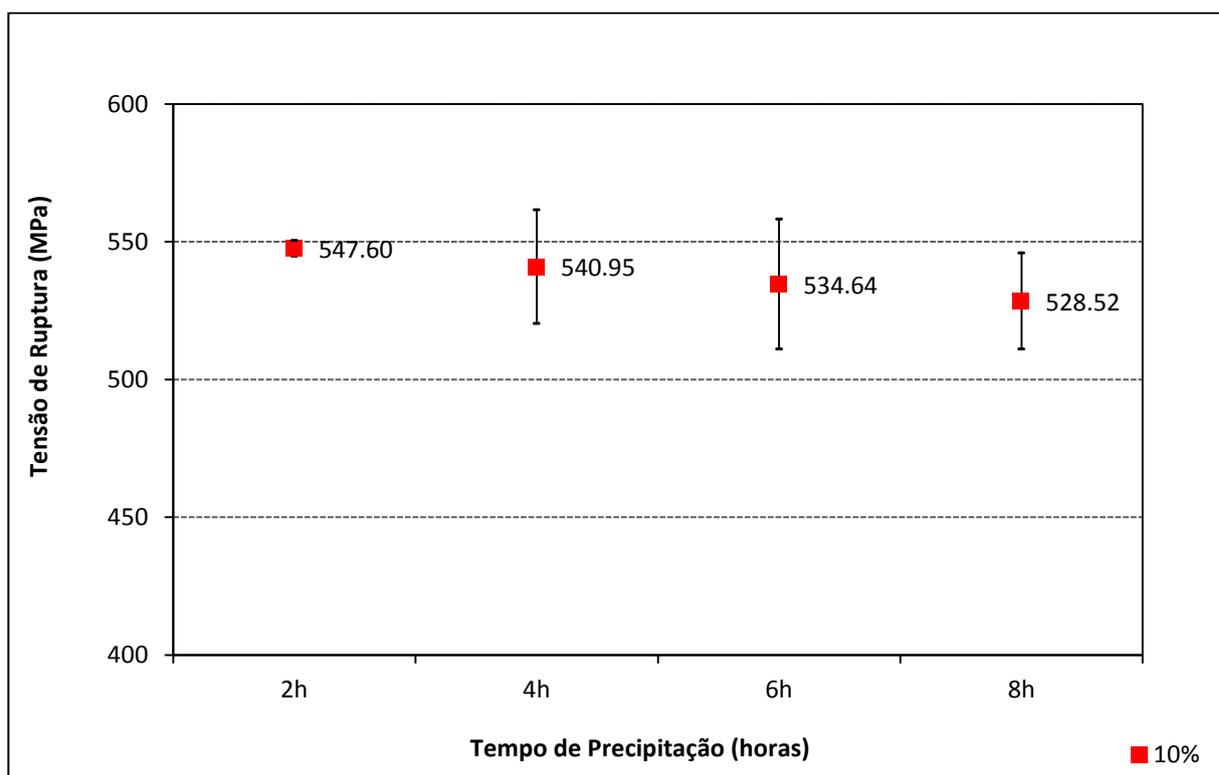


Figura 57: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 10% de redução em área.

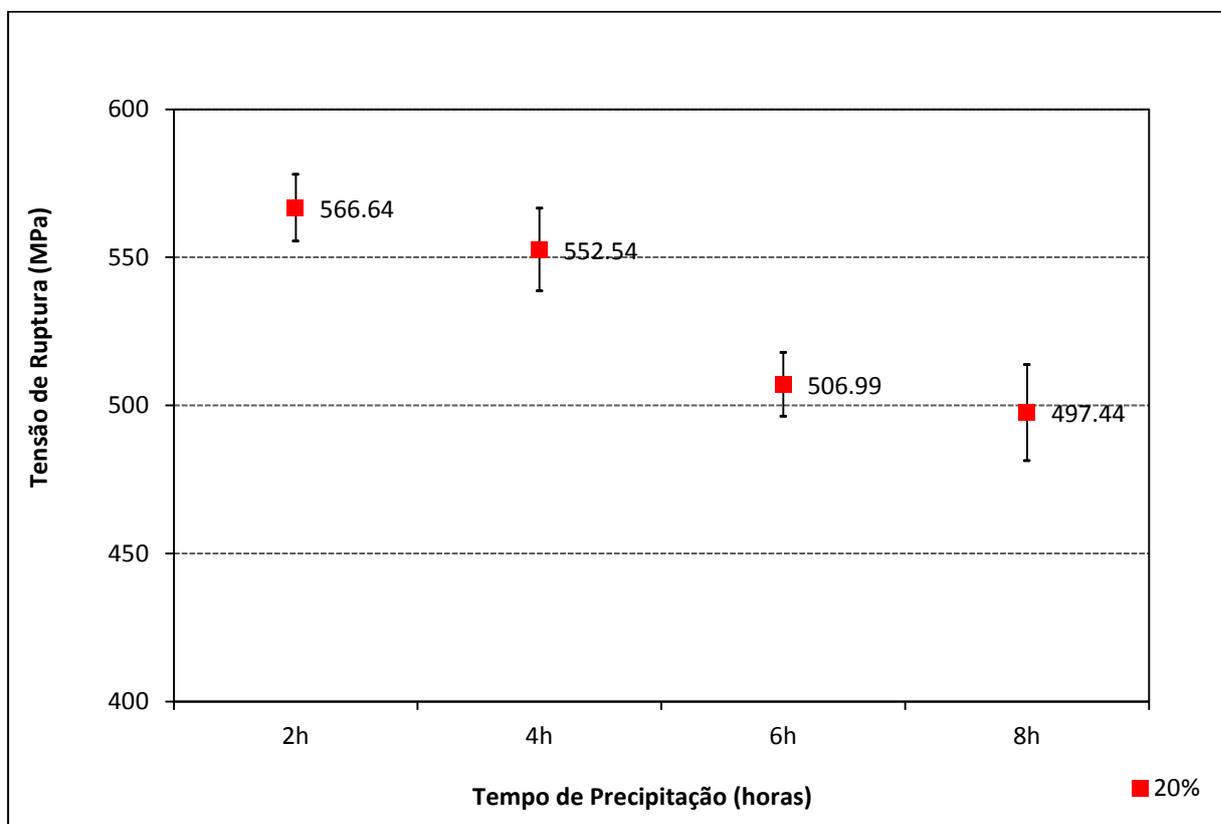


Figura 58: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 20% de redução em área.

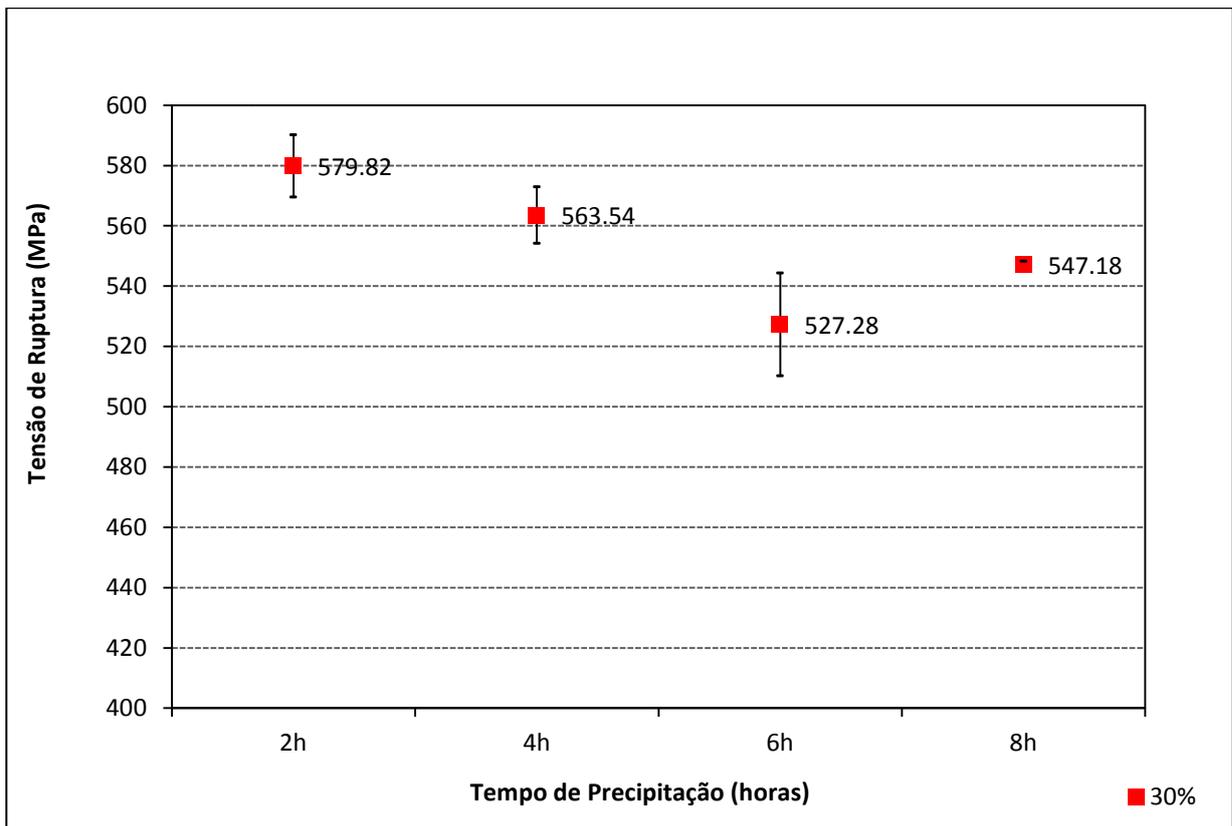


Figura 59: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 30% de redução em área.

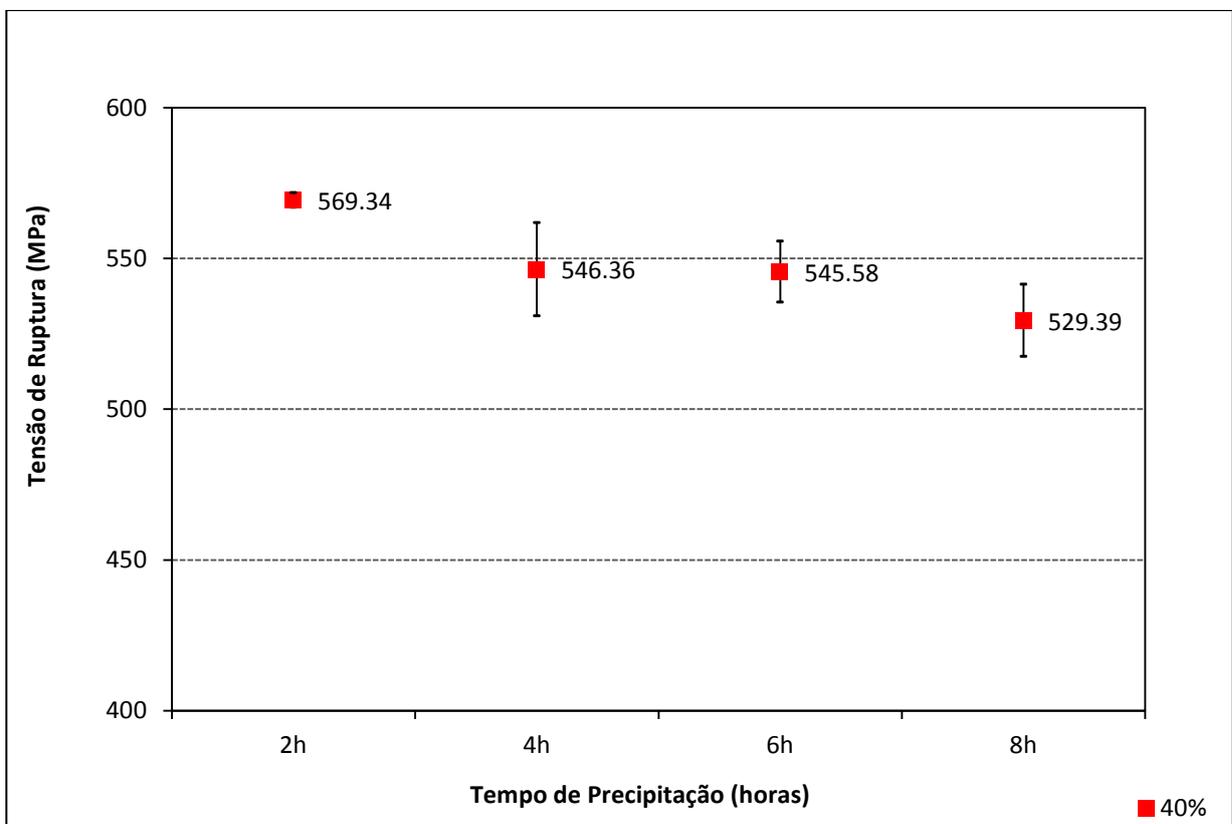


Figura 60: Tensão de ruptura em função do tempo do tratamento de envelhecimento para amostras com grau de 40% de redução em área.

Do mesmo modo como observado para os dados obtidos das medições de microdureza, para as amostras sem laminação a frio, a tensão de ruptura aumenta com o aumento do tempo de envelhecimento. Em contrapartida, verifica-se que a tensão de ruptura para amostras laminadas, independentemente do grau de deformação, aumenta para tempos menores (10%, 20%, 30% e 40%). Nesse caso também, observa-se uma concordância de comportamento em relação às medições de microdureza.

O comportamento da liga a partir da condição conforme recebida até as diversas condições de tratamentos térmicos e termomecânicos para a deformação de ruptura, podem ser visualizados na Figura 61.

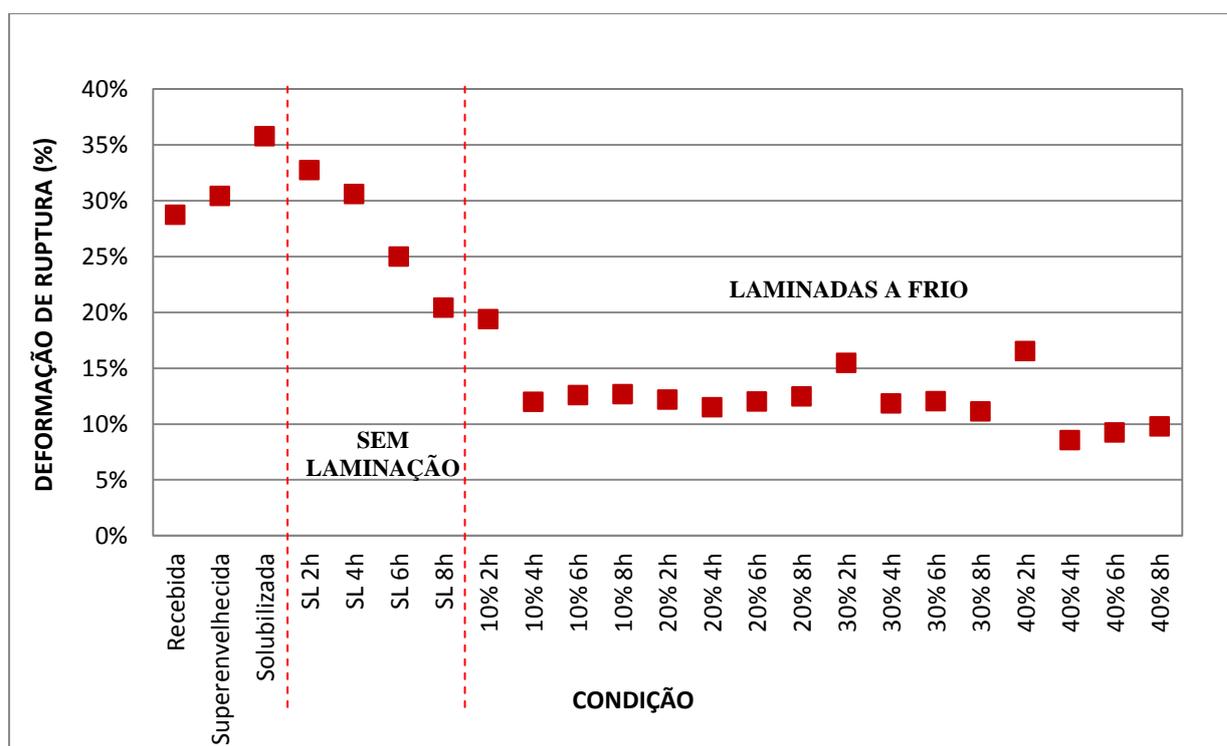


Figura 61: Evolução dos valores de deformação de ruptura para a liga 2024 em diversas condições de tratamentos térmicos e termomecânicos.

As amostras submetidas ao tratamento termomecânico apresentaram uma redução da ductilidade devido ao aumento da resistência da liga, conforme os valores obtidos pela microdureza e tensão de ruptura. Como mencionado anteriormente, o endurecimento é proveniente do efeito combinado do tratamento de envelhecimento com a deformação plástica a frio.

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos para o presente estudo da liga 2024 na condição T351 podem ser resumidos abaixo:

O tratamento de superenvelhecimento à 415°C por 2,5h resultou em:

- Houve perdas das propriedades mecânicas, conforme verificado para a microdureza e para a tensão de ruptura;
- A deformação de ruptura teve um aumento de 6% devido ao aumento da ductilidade da liga.

O tratamento de solubilização à 495°C por 2h resultou em:

- Houve aumento das propriedades mecânicas, conforme verificado para a microdureza e para a tensão de ruptura;

O tratamento de envelhecimento à 495°C por 2h sem a etapa de laminação resultou em:

- Houve aumento das propriedades mecânicas da liga com o tratamento de solubilização para todos os períodos de tempos utilizados (2, 4, 6 e 8 horas);
- As propriedades de microdureza e tensão de ruptura aumentaram para tempos mais longos.

A etapa de laminação a frio anterior ao tratamento de envelhecimento à 495°C por 2h, resultou em:

- Houve aumento das propriedades de microdureza e tensão de ruptura pela soma duas contribuições. A primeira, pelo tratamento de envelhecimento e a segunda pelo efeito da deformação a frio;
- Tempos mais longos de tratamento de envelhecimento provoca o efeito de amolecimento da liga;
- A liga deformada plasticamente a frio apresenta dois mecanismos de endurecimento, o envelhecimento e o encruamento;
- O grau de laminação a frio e o tempo de envelhecimento são parâmetros decisivos para os mecanismos de endurecimento das ligas;
- A deformação plástica a frio acelera a cinética das reações de envelhecimento e o valor máximo de microdureza é alcançado em menor tempo;

- O máximo valor de microdureza obtido com a envelhecimento aumenta com o aumento do grau de deformação;
- A redução do endurecimento da liga é causada por coalescimento da fase S e pela recuperação da microestrutura deformada;
- O aumento da resistência da liga, seja com o tratamento de solubilização e envelhecimento, ou seja, com o tratamento termomecânico, apresenta concordância entre o comportamento da microdureza e da tensão de ruptura. Em contrapartida, a deformação de ruptura diminui devido aumento do endurecimento da liga.
- Para as ligas deformadas a frio, o tratamento de envelhecimento pode ser realizado em tempo menor, reduzindo-se os custos com energia elétrica e aumentando a produtividade;

7. REFERÊNCIAS

- AN, L.; CAI, Y.; LIU, W.; YUAN, S.; ZHU, S.; MENG, F. Effect of pre-deformation on microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy sheet by thermomechanical treatment. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 22, p. s370-s375, dec. 2012.
- ASM International Handbook Committee. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. vol. 2. 10 ed. 1990.
- BARBOSA, L.M.; **Influência da taxa de aquecimento no tratamento térmico de solubilização do Al 7075**, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2013.
- BUSQUIM, T.P.; **Avaliação da Resistência à Corrosão da Liga 2024-T351 Soldada por FSW – Friction Stir Welding**, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2007.
- CERVEIRA, R.L.L.P. **Caracterização experimental do comportamento mecânico sob solitação multiaxial em junções de chapas AA2024-T3 soldadas por fricção-mistura (“FSW”)**. Universidade de São Paulo. São Paulo, 2008.
- COSTA, M. A. Q.; FERREIRA, R. A. S; LIMA, E. M. R.; YADAVA, Y. P.; SANTANA, A. G. Estudo da decomposição em ligas de alumínio do sistema Al-Si-Cu. In: VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA. **Anais**. Campina Grande, Paraíba, 2010.
- CRUZ, H.; GONZALEZ, C.; JUÁREZ A.; HERRERA, M.; JUAREZ J. Quantification of the microconstituents formed during solidification by the Newton thermal analysis method. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 178, n 1-3, p. 128-134, sep. 2006.
- DURSun, T.; SOUTIS, C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials & Design**, v. 56, p.862-871, abr. 2014.
- FERRARI, R. B. **Caracterização de liga metálica a base de alumínio - magnésio obtida por método convencional após tratamentos termomecânicos visando estruturas microcristalinas**. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear - Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.
- FREITAS, E. de; FERRANTE, M. Estudos sobre a influência de tratamentos termomecânicos na microestrutura de ligas Al-Cu no estado semi-sólido. IN: JORNADAS SAM – CONAMET. AAS 2001, Sep. 2001.
- GEROLD, V. **Precipitation hardening**. In: Nabarro, F.R.N. (Ed.), Dislocations in Solids. North-Holland, 1979.
- GOSH, S.K. Influence of Cold Deformation on the Aging Behaviour of Al-Cu-Si-Mg Alloy. **Journal of Materials Science & Technologic**, v. 27, n.3, p. 193-198, 2011.
- GROSSELLE, F.; TIMELLI, G.; BONOLLO, F. 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, jun. 2010.

- HUDA, Z.; TAIB, N.I.; ZAHARINIE, T. Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy. **Materials Chemistry and Physics**, v. 113, p.515-517, feb. 2009.
- HATCH, J.E.; **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**. ASM, Metals Park, USA, 1983.
- JUNIOR, N. I. D.; **Estudo do Comportamento Mecânico da Liga Al-Cu 2024 Solubilizada e Envelhecida para Aplicações Aeronáuticas**. Universidade Presbiteriana Mackenzie, São Paulo, 2011.
- LIU, Q.; HUANG, X.; LIOY, D.J.; HANSEN, N. Microstructure and strength of commercial purity aluminium (AA1200) cold rolled to large strains. **Acta Materialia**, v. 50, p.3789-3802, sep. 2002.
- MALAFAIA, A.M.S. **Avaliação das propriedades mecânicas de tração e fadiga, com monitoramento de trincas, de juntas de Al AA2024-T3 soldadas a ponto por fricção-mistura**. Universidade de São Paulo, São Carlos, 2009.
- MARTIN, J.W. **Precipitation Hardening**. Pergamon Press. 1 ed. 1968
- MOY, C. K. S.; WEISS, M.; XIA, J.; SHA, G.; RINGER, S. P.; RANZI, G. Influence of heat treatment on the microstructure, texture and formability of 2024 aluminium alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 552, p.48-60, aug. 2012.
- NAIMI, A.; YOUSFI, H.; TRARI, M. Influence of Cold Rolling Degree and Ageing Treatments on the Precipitation Hardening of 2024 and 7075 Alloys. **Research Gate**, ago. 2013.
- NING, A.L.(a); LIU, Z.; ZENG, S. Effect of large cold deformation on characteristics of age-strengthening of 2024 aluminum alloys. **Transaction of Nonferrous Metal Society of China**, v. 16, p.1121-1128, oct. 2006.
- NING, A.L.(b), LIU, Z.Y., ZENG, S.M. Effect of large cold deformation after solution treatment on precipitation characteristic and deformation strengthening of 2024 and 7A04 aluminum alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**. v. 16, n.6, p.1341-1347, dec. 2006.
- 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. **Material Design**, dec. 2010.
- POLMEAR, I. **Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals**. Melbourne, Australia. 4ed, 2006.
- POTOMATI, F.; **Avaliação da Qualidade Final de Juntas Dissimilares de Ligas de Alumínio 2024 – 6056 e 7075 – 6056 por FSW (Friction Stir Welding Soldadas)**, Universidade Federal de São Carlos, 2006.
- RACK, H.J. The influence of prior strain upon precipitation in a high-purity 6061 aluminum alloy. **Materials Science and Engineering**, v. 29, n.2, p.179-188, may. 1977.

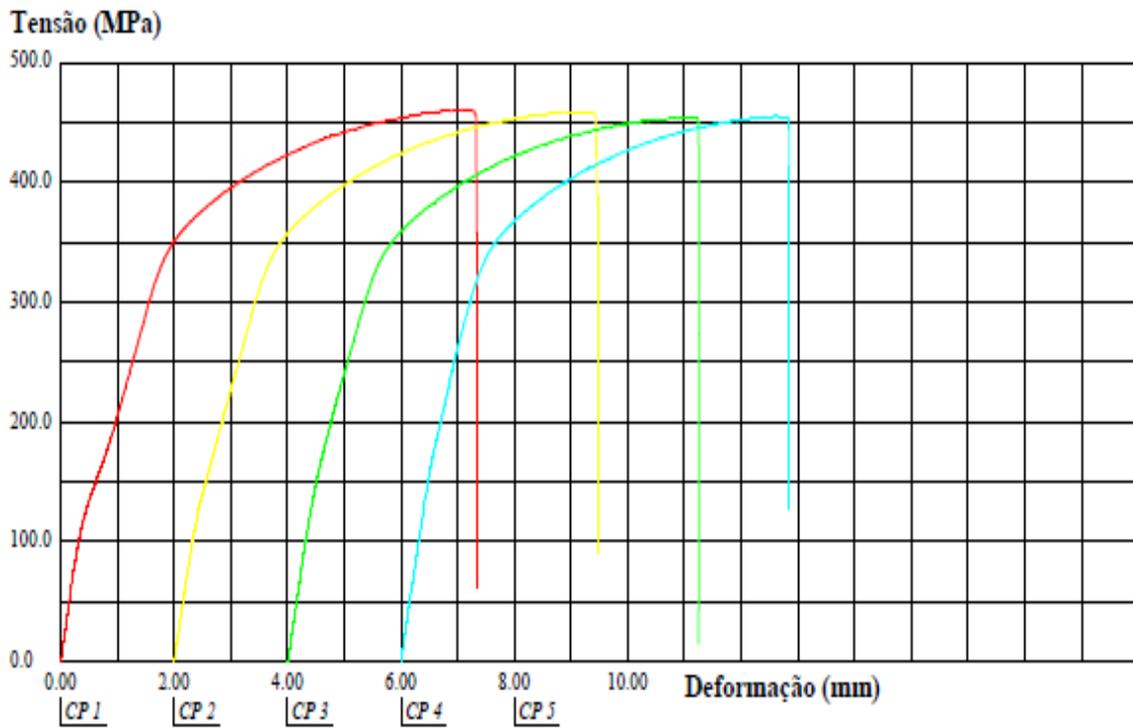
- RADUTOIU, N.; LACROIX, L.; JOËL, A.; ABRUDEANU, M.; PETIT, J.; RIZEA, V.; VULPE, S. The Evolution of the Microstructure of AA2024 Aluminum Alloys as a Function of the Artificial Ageing Temperature. **Chemistry Magazine**, v. 2012, dec. 2012.
- ROMANO, G., BUSSAMRA, F.L.S. Pré-dimensionamento de fuselagem de estrutura sanduíche de fibra de carbono com núcleo de espuma. IN: BRAZILIAN SYMPOSIUM ON AEROSPACE ENG. & APPLICATIONS. São José dos Campos, CTA, 2009.
- ROSALES, B. M.; IANNUZZI, M. Aluminium AA2024 T 351 aeronautical alloy: Part 1. Microbial influenced corrosion analysis. **Materials Science and Engineering A**, v. 472, p.15-25, jan. 2008.
- RUSSEL, K.C., AARONSON, H.I.; Precipitation Processes in Solids. Proceedings of a Symposium Sponsored by the TMS-AIME Heat Treatment Committee, New York, p-87, sep. 1978.
- SABIROV, I.; MURASHKIN, M. Y.; VALIEV, R.Z. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development. **Materials Science and Engineering A**, v. 560, p.1-24, jan. 2013.
- SANTOS, W. R. dos; RIOS, C. T. Estudos do comportamento compreensível e caracterização microestrutural da liga de alumínio 2024-T351 por tratamento térmicos. In: XVIII CREEM. ABCM, Erechim, 2011.
- SHA, G., MARCEAU, R.K.W., GAO, X., MUDDLE, B.C., RINGER, S.P. Nanostructure of aluminium alloy 2024: Segregation, clustering and precipitation processes. **Acta Materialia**, v. 59, n.4, p.1659-1670, feb. 2011.
- SHARMA, S.S; JAGANNATH, K.; BHAT, C.; PRABHU, P. R. Age hardening and thermomechanical treatment of Stircast iron powder reinforced Al alloy metal matrix composites. IN: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MECHANICAL, PRODUCTION AND MATERIALS ENGINEERING. **Anais**. Bangkok. jun. 2012.
- 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, Itajubá, 2012.
- 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.
- SMITH, W.F.; **Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais**. 3 ed., Editora Macgraw Hill, 2005.
- SOARES, M. R.; **Efeitos dos Ciclos de Envelhecimento no Comportamento de Ligas de Alumínio**. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade de Aveiro, 2009.
- SONG, M.; HE, Y.; XIAO, D.; HUANG, B. Effect of thermomechanical treatment on the mechanical properties of an Al-Cu-Mg alloy. **Materials & Design**, v. 30, p. 857-861, mar. 2009.

- SOUZA, S.A.; **Ensaio Mecânico de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5 ed. São Paulo, Editora Edgard Blücher, 1982.
- VIANA, C. S. **Seleção dos Materiais: Alumínio e suas ligas**. Universidade Federal Fluminense. 2009
- ZANGRANDI, A. **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**. Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 1988.
- ZHU, Z.; STARINK, M.J. Age hardening and Softening in cold-rolled Al-Mg-Mn Alloys with up to 0.4 wt% Cu. **Materials Science & Engineering A**. v. 489, p138-149, 2008.

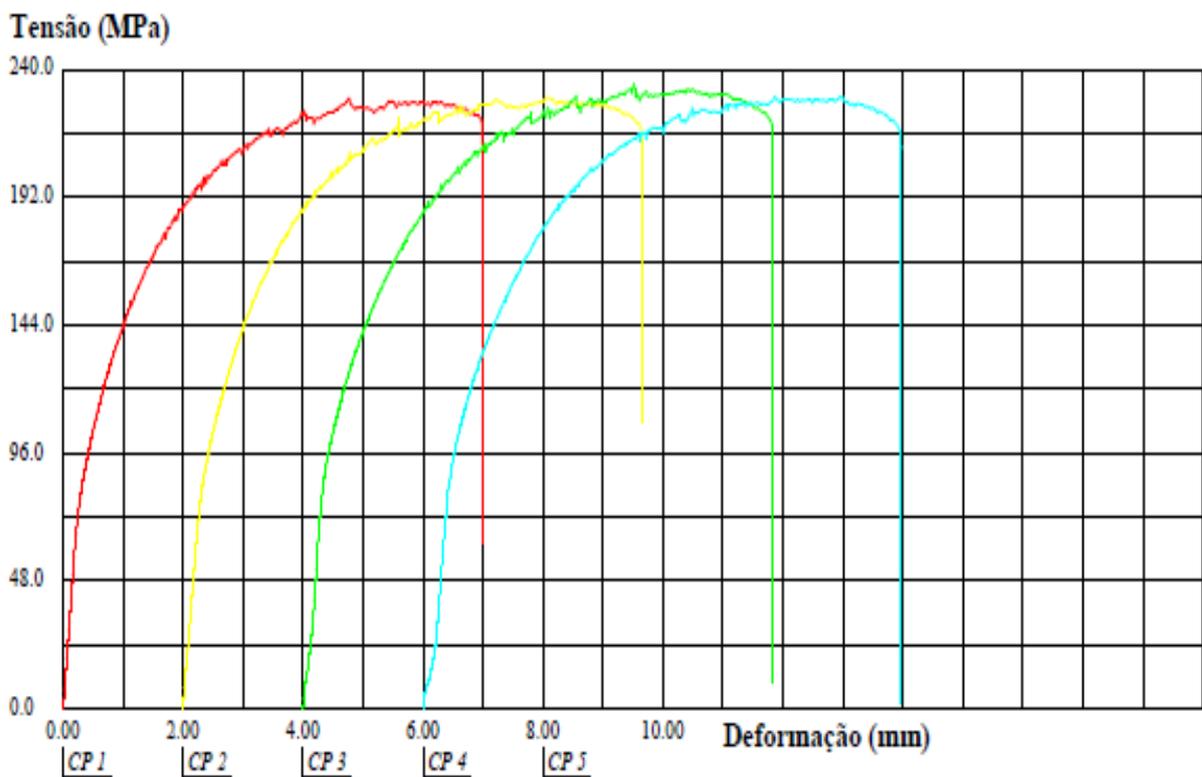
7.1. Referências APUD

- BROWN, T. J. et al. World Mineral Production 2006 to 2010. British Geological Survey, 2012. Disponível em: <<http://www.bgs.ac.uk/downloads/start.cfm?id=2255>>. Acesso em: 27 Junho 2012.
- CHIA E. H.; STRARKE, E. A. Application of subgrain control to aluminum wire products [J]. *Metall Trans A*, 1977, A8 (6): 825-832.
- Crowell, N., Shivkumar, S., 1995. Solution treatment effects in cast Al-Si-Cu alloys. *AFS Trans*. 107, 721-726.
- S.C. Wang; M.J. Starnik: *Int. Mater. Rev.*, 2005, 50, 193.
- Y.A. Bagaryatsky, *Dokl. Akad. SSSR* 87 (1952) 397.

8. ANEXOS

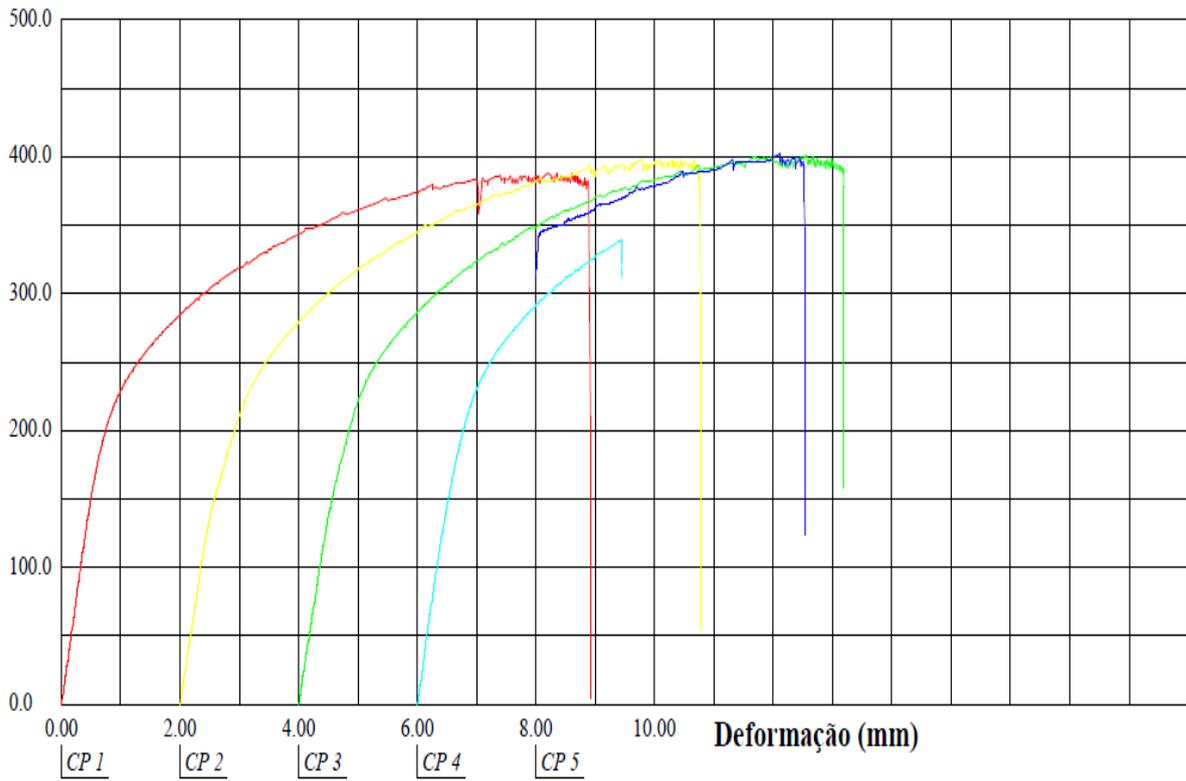


Anexo I: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 na condição conforme recebida T351.



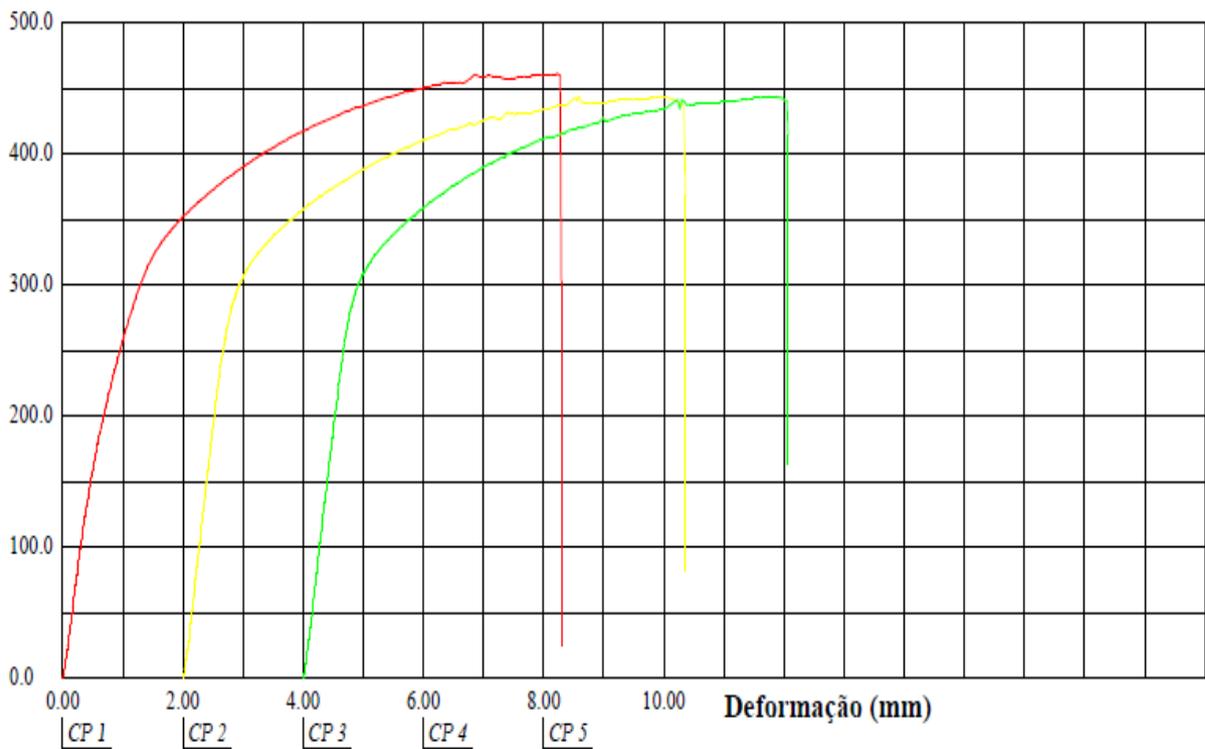
Anexo II: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 na condição superenvelhecida.

Tensão (MPa)

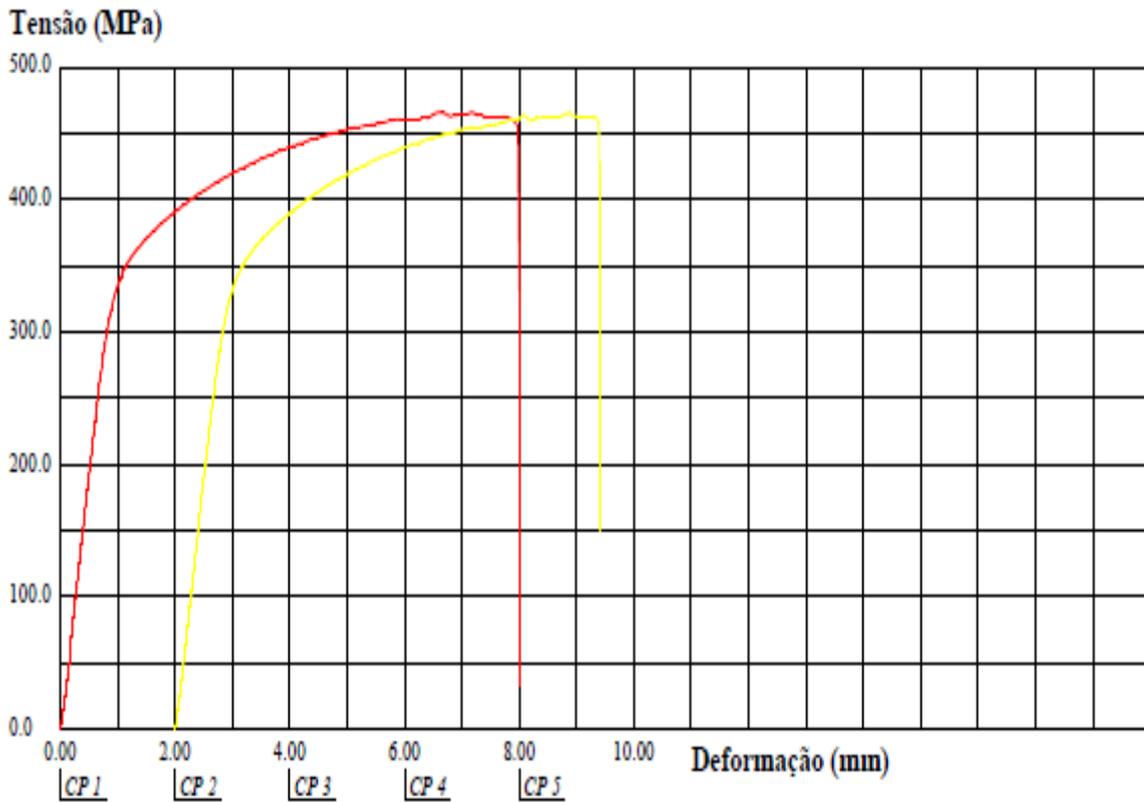


Anexo III: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 na condição solubilizada.

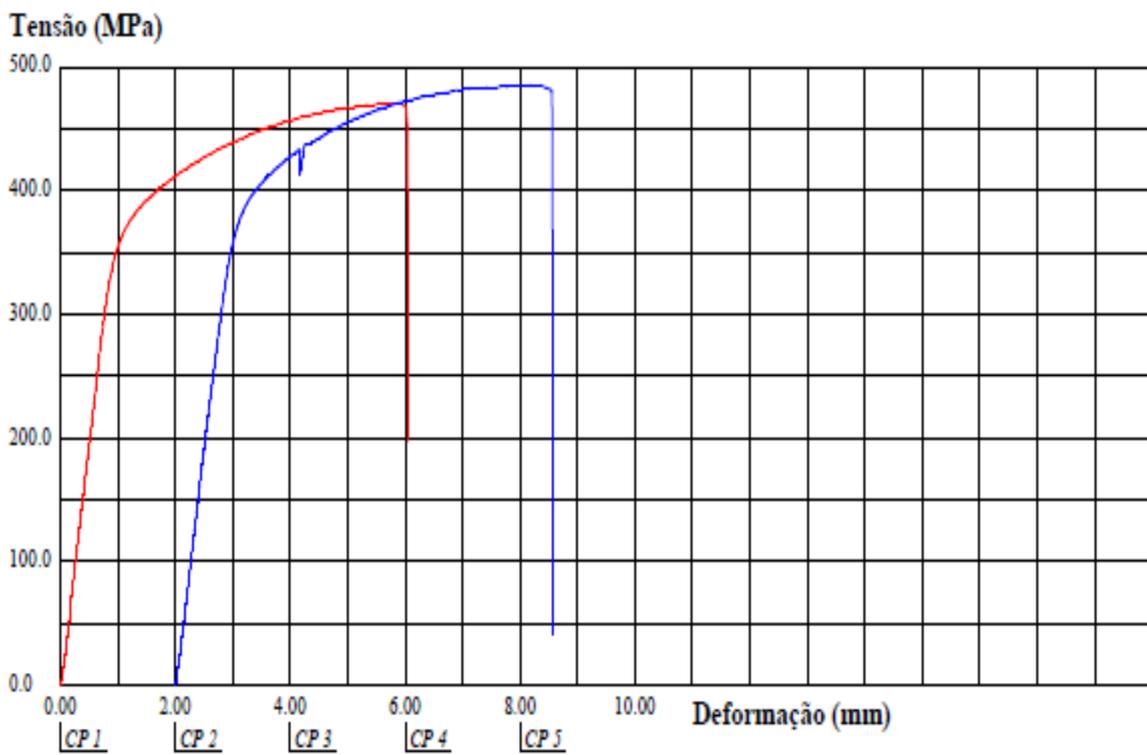
Tensão (MPa)



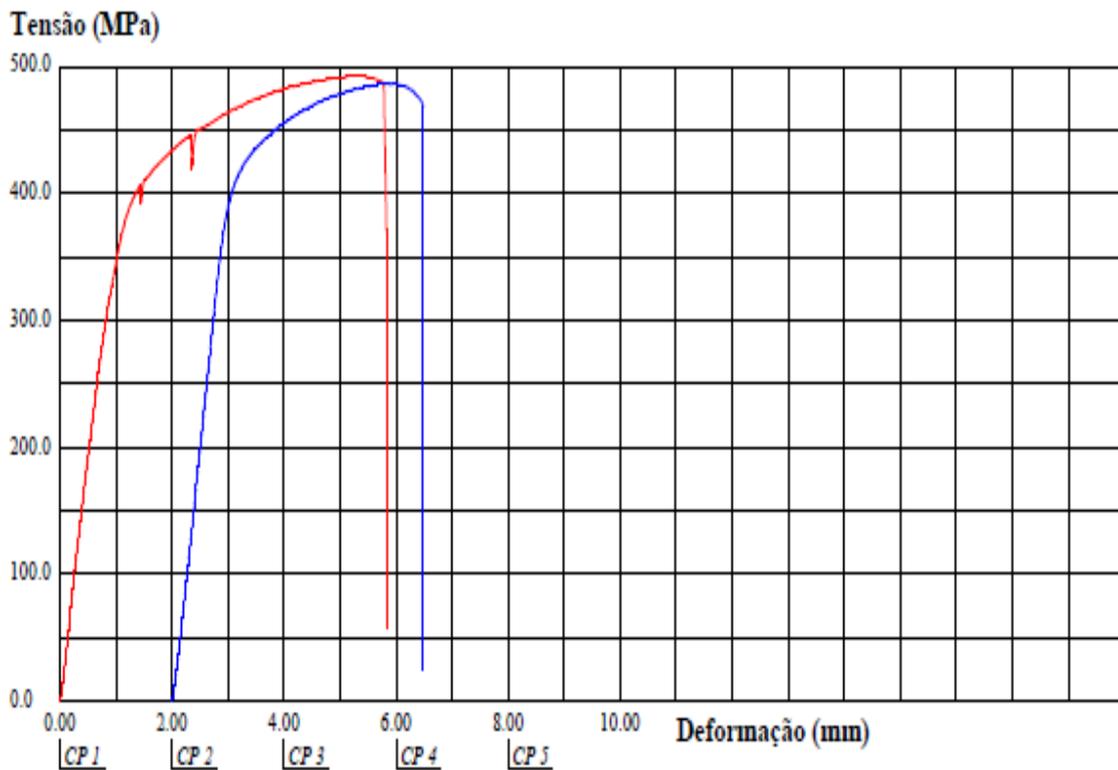
Anexo IV: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 sem deformação e envelhecida por 2hs.



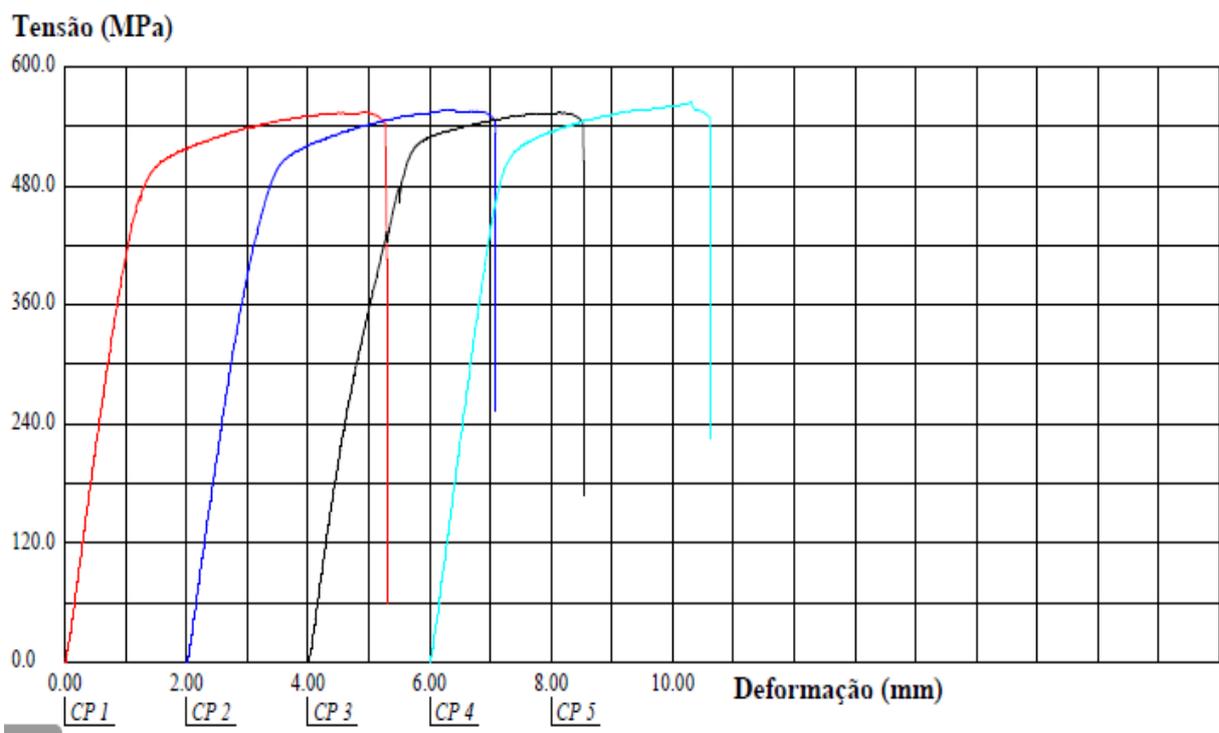
Anexo V: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 sem deformação e envelhecida por 4hs.



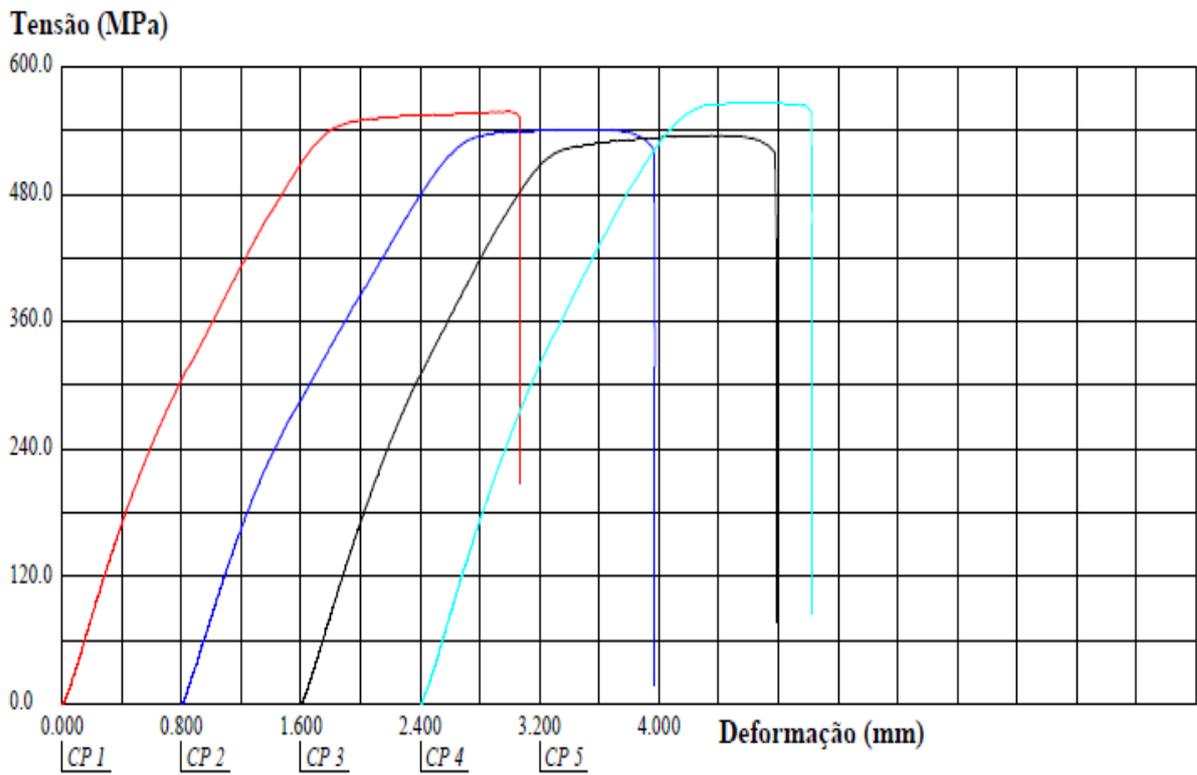
Anexo VI: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 sem deformação e envelhecida por 6hs.



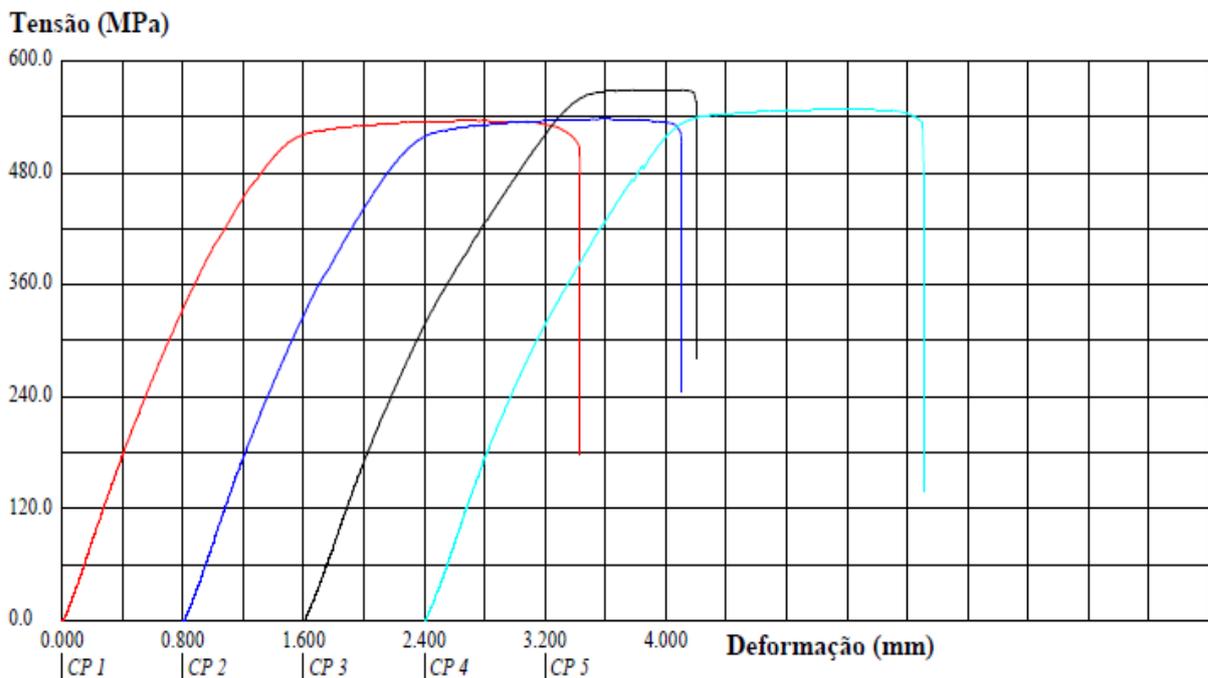
Anexo VII: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 sem deformação e envelhecida por 8hs.



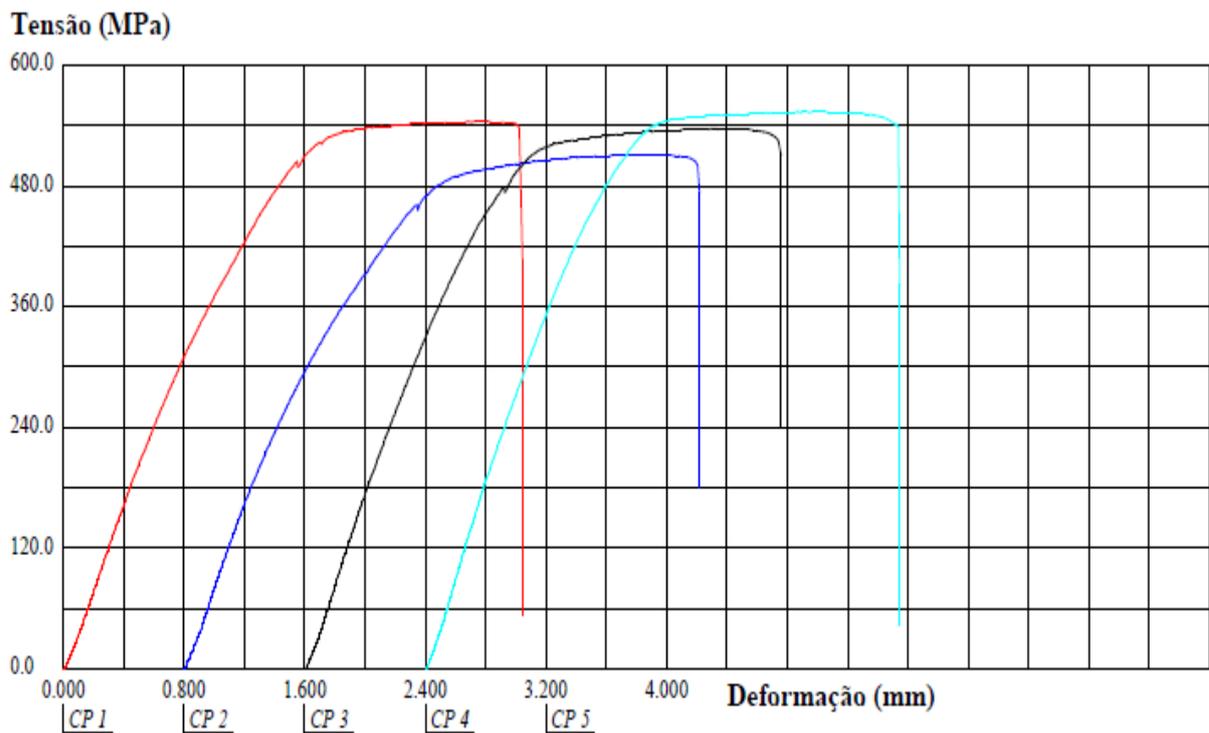
Anexo VIII: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 10% de deformação e envelhecida por 2hs.



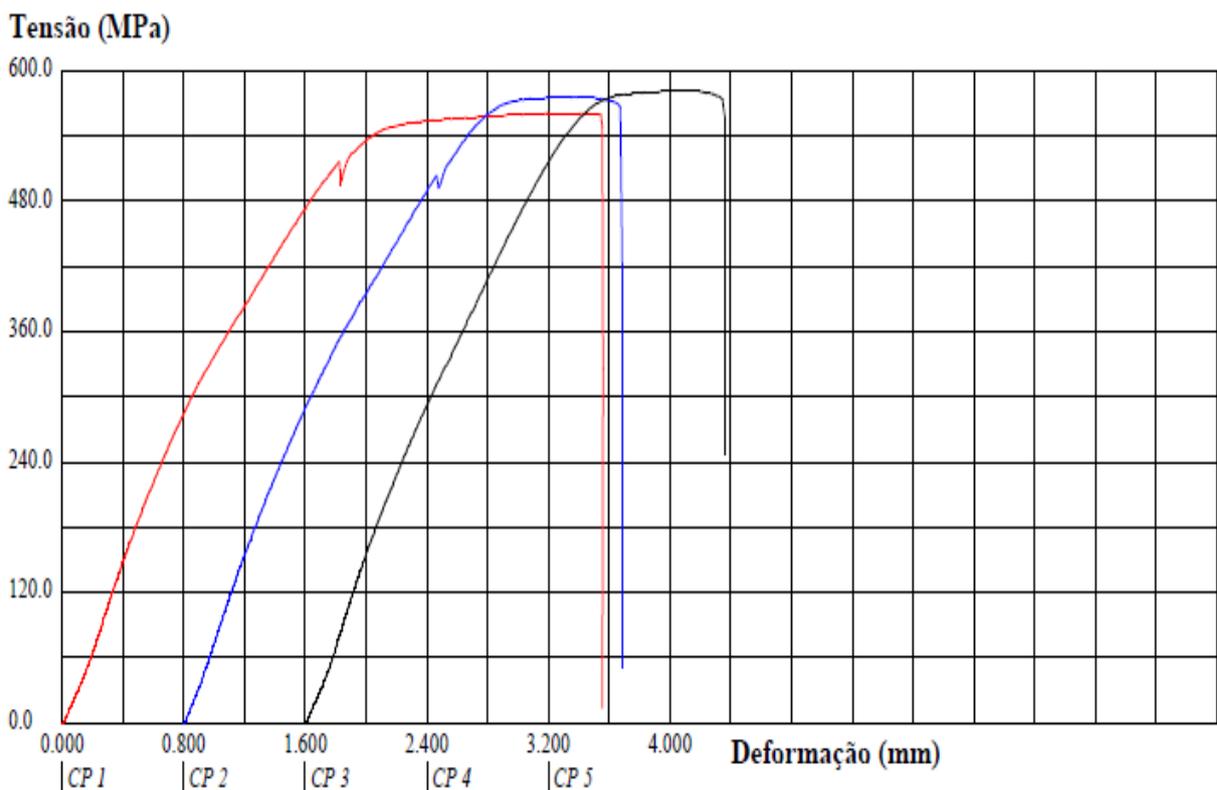
Anexo IX: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 10% de deformação e envelhecida por 4hs.



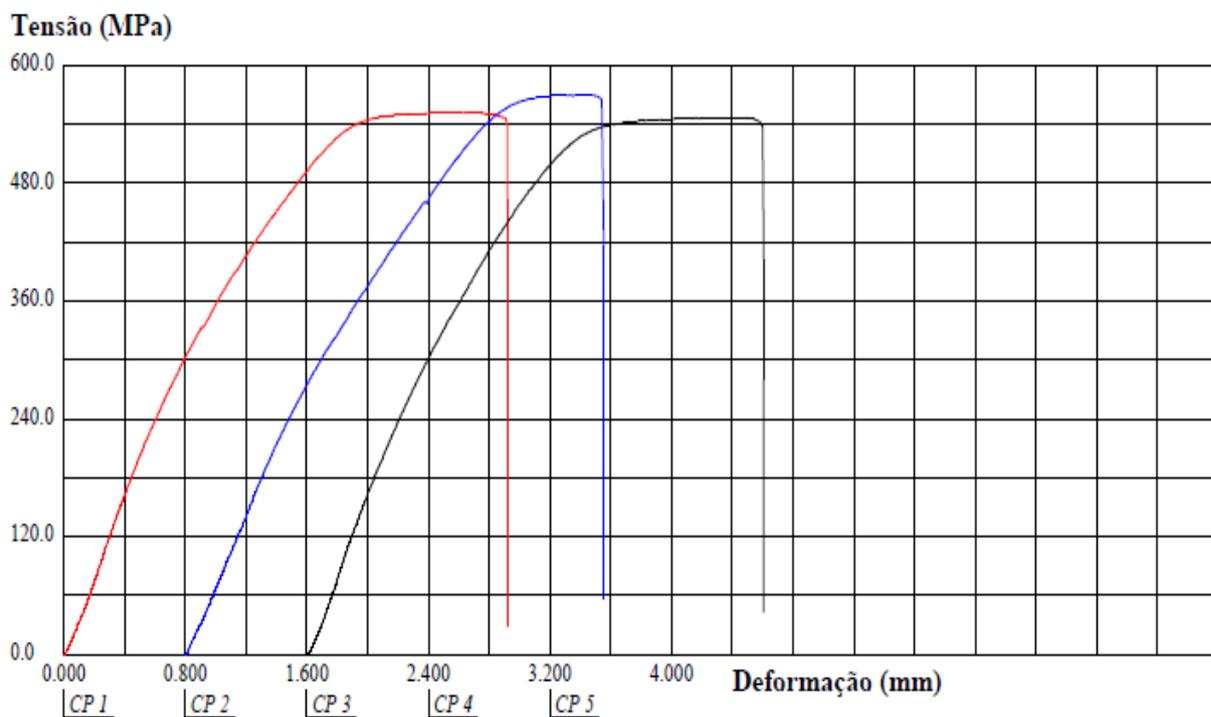
Anexo X: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 10% de deformação e envelhecida por 6hs.



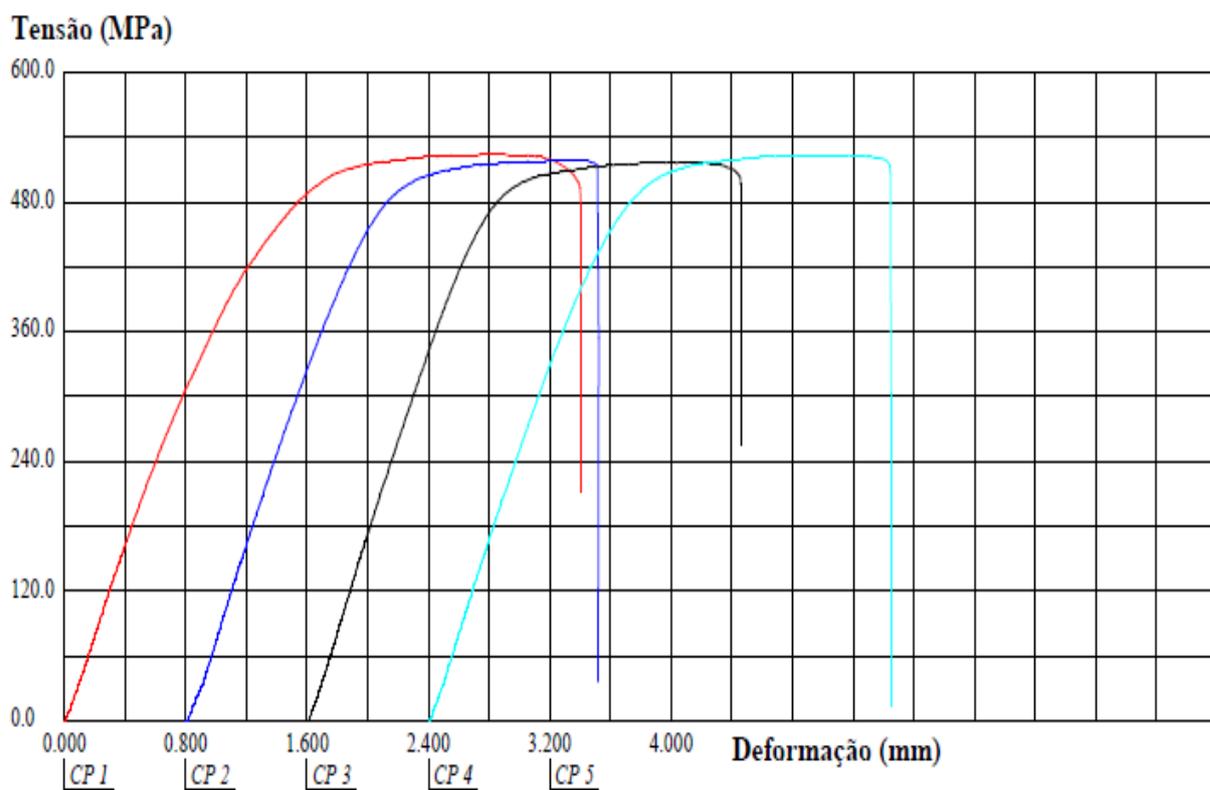
Anexo XI: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 10% de deformação e envelhecida por 8hs.



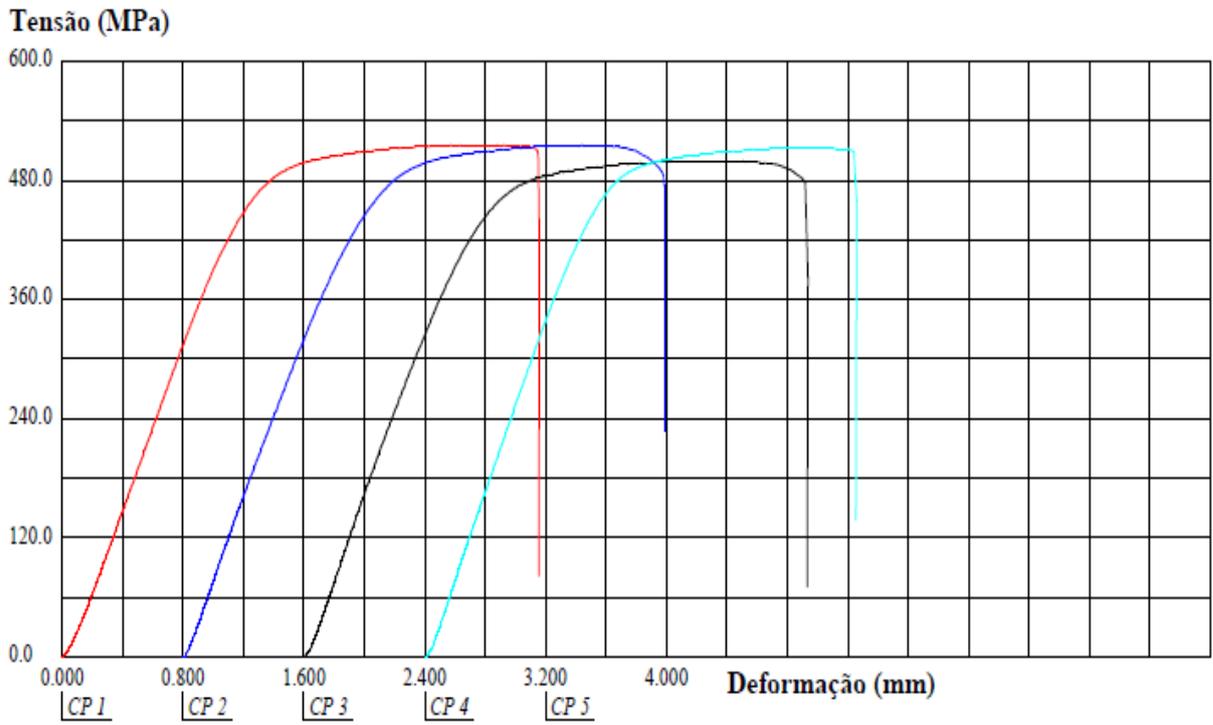
Anexo XII Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 20% de deformação e envelhecida por 2hs.



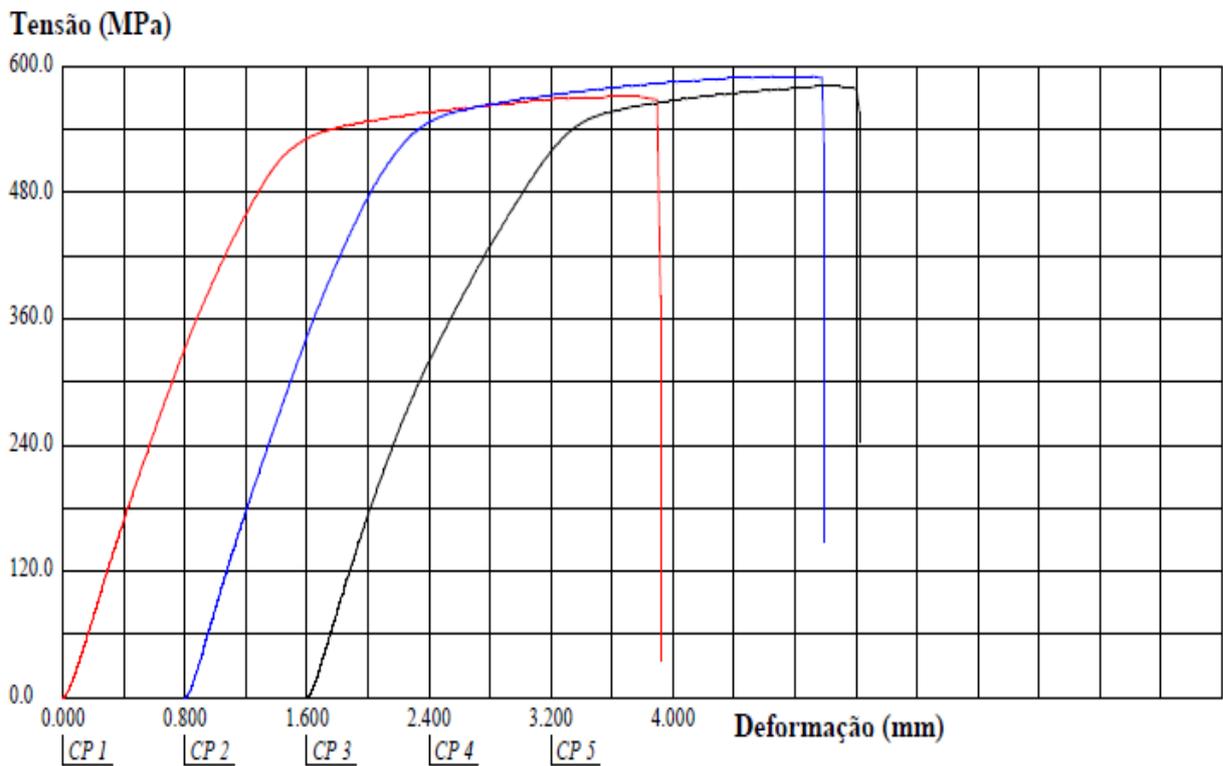
Anexo XIII Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 20% de deformação e envelhecida por 4hs.



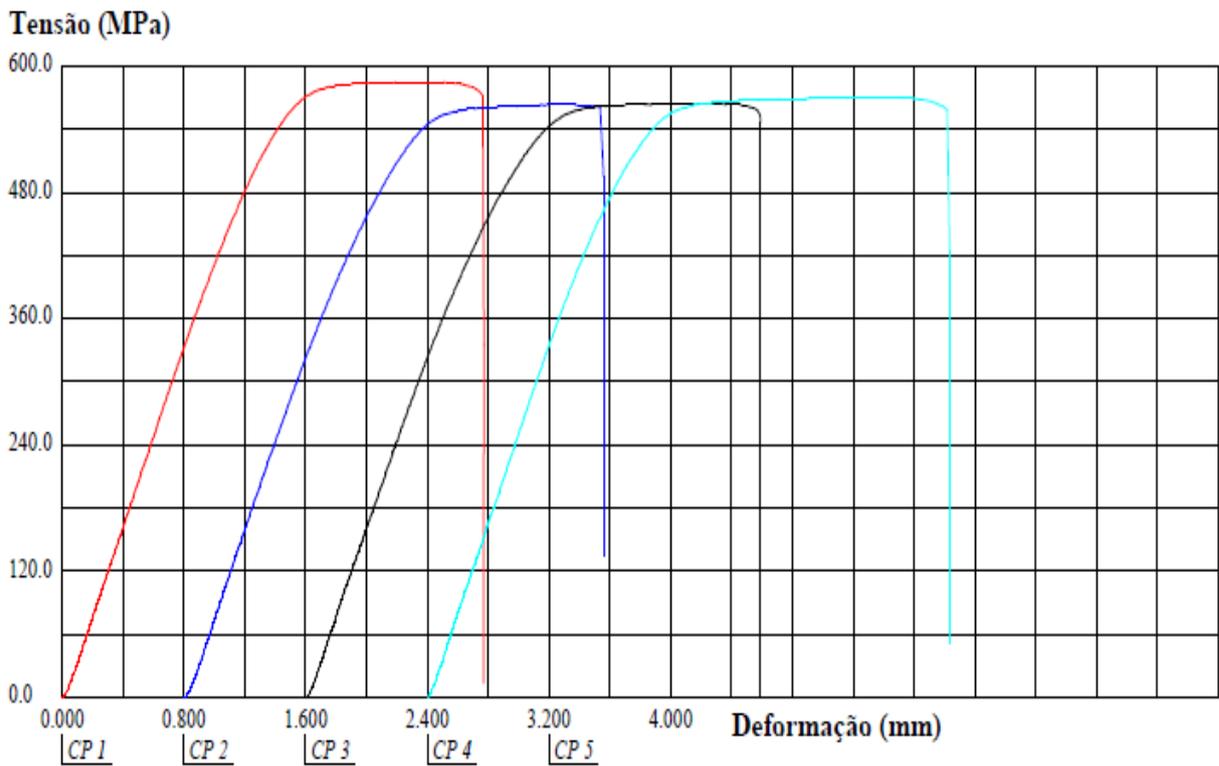
Anexo XIV: Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 20% de deformação e envelhecida por 6hs.



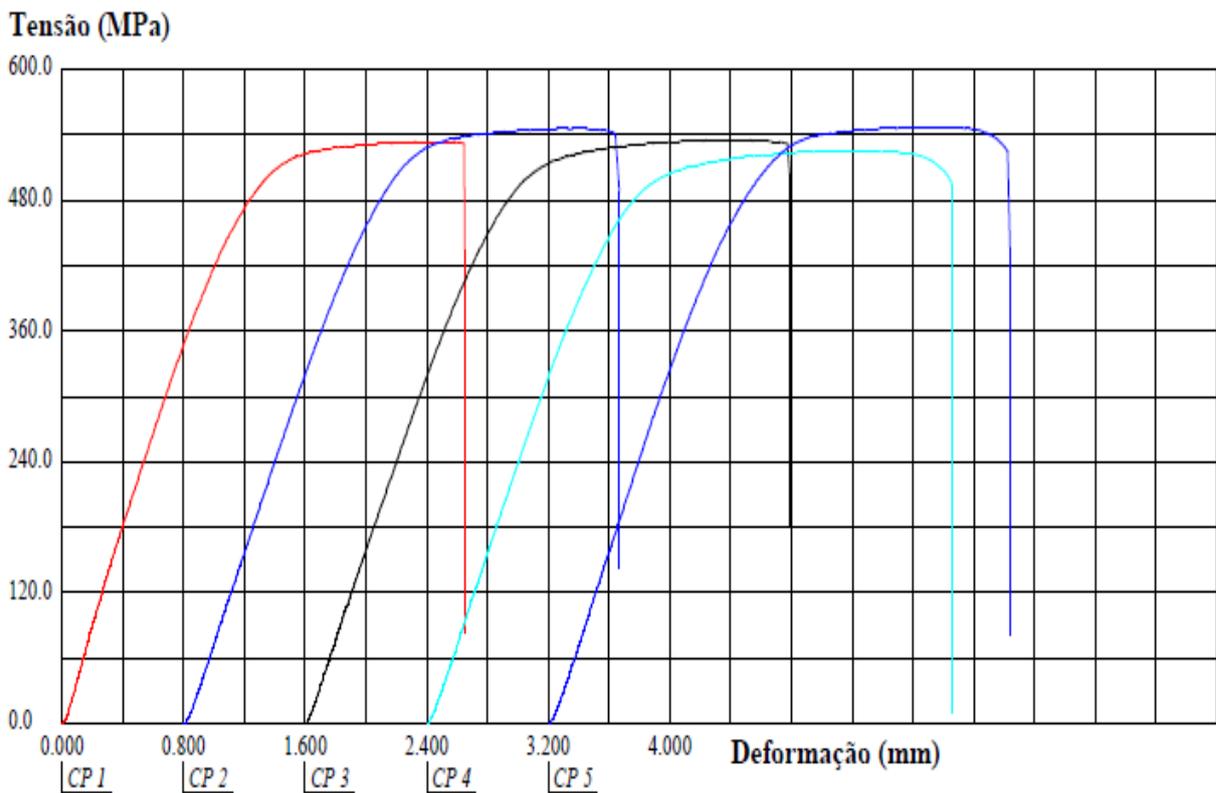
Anexo XV Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 20% de deformação e envelhecida por 8hs.



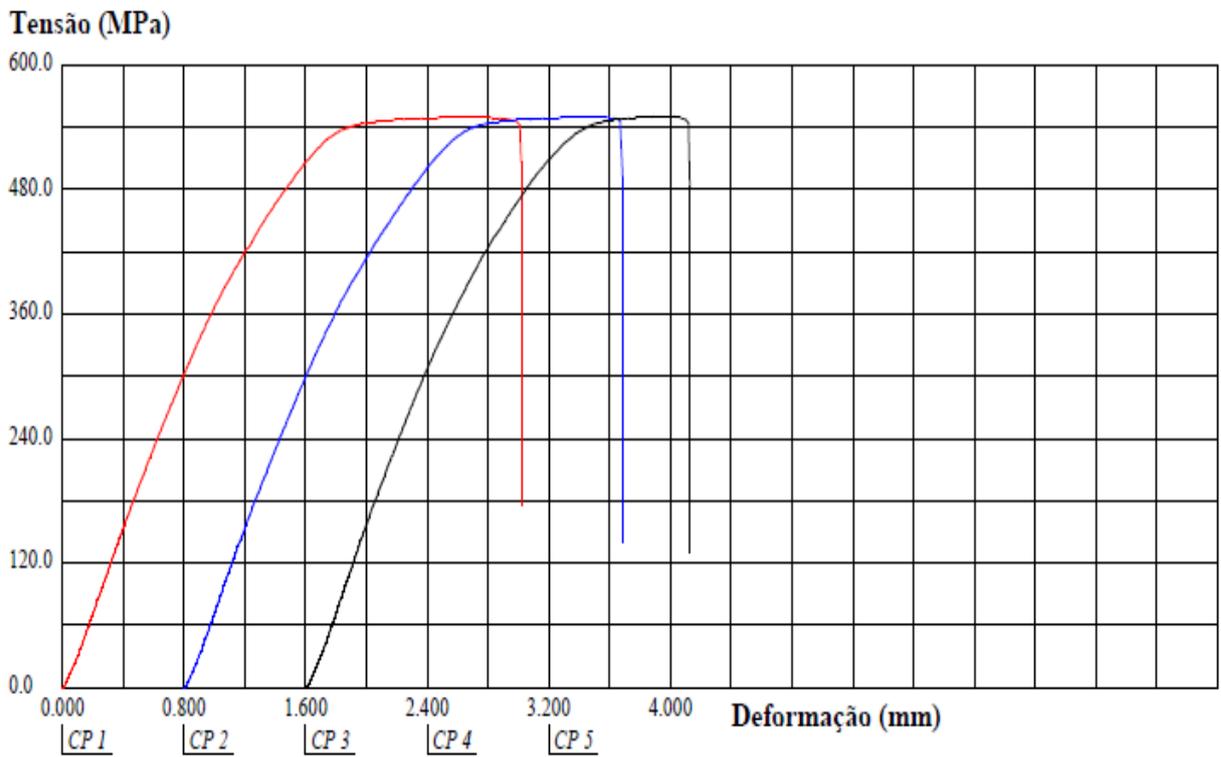
Anexo XVI Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 30% de deformação e envelhecida por 2hs.



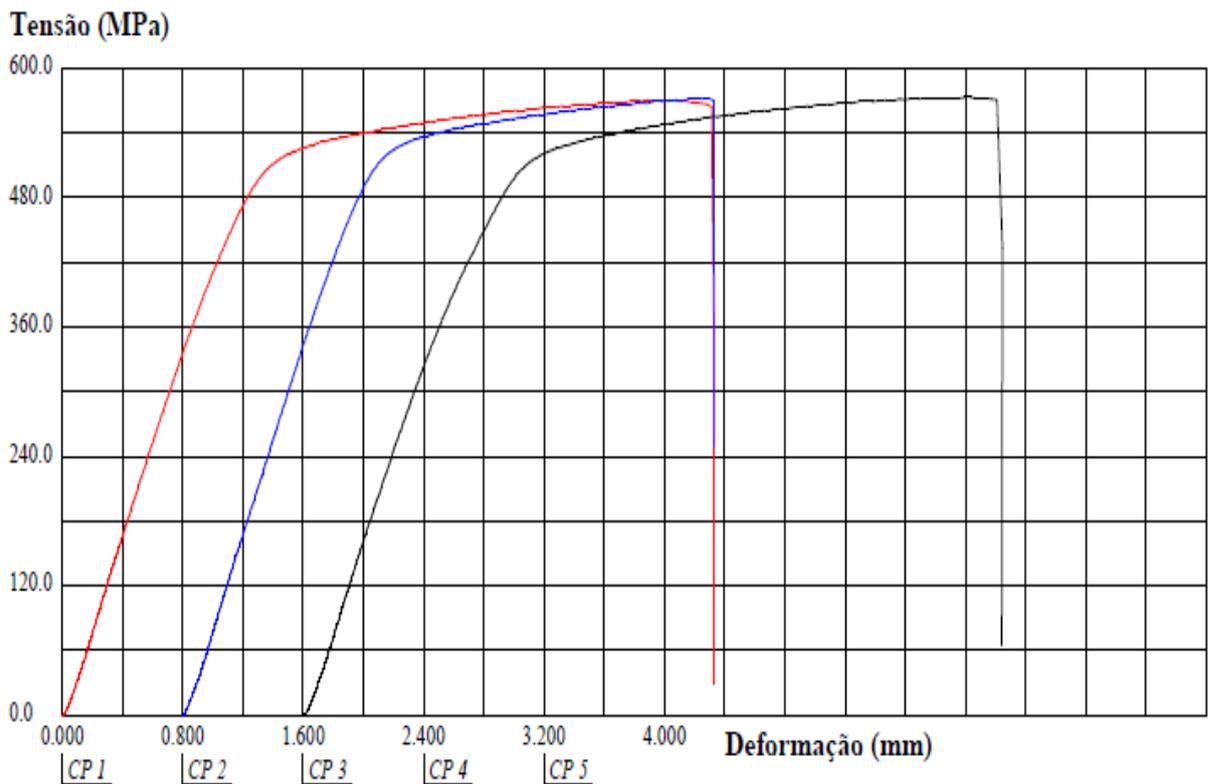
Anexo XVII Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 30% de deformação e envelhecida por 4hs.



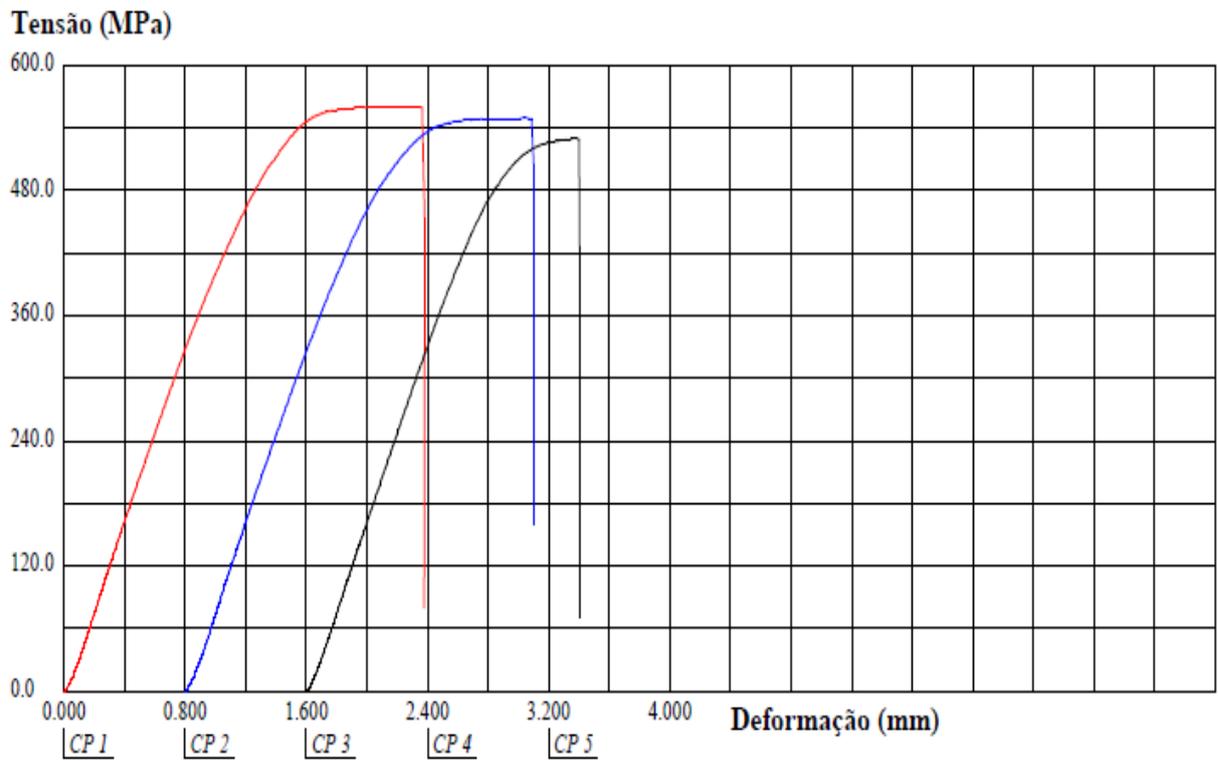
Anexo XVIII Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 30% de deformação e envelhecida por 6hs.



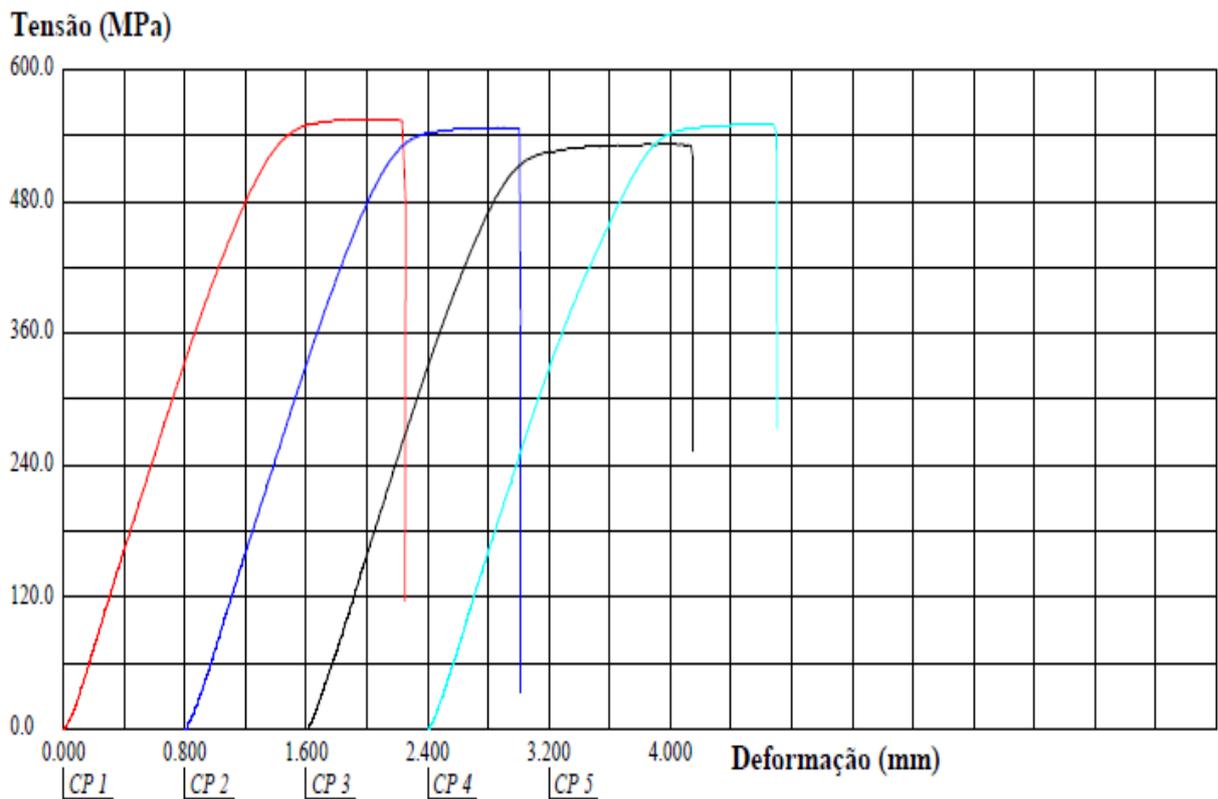
Anexo XIX Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 30% de deformação e envelhecida por 8hs.



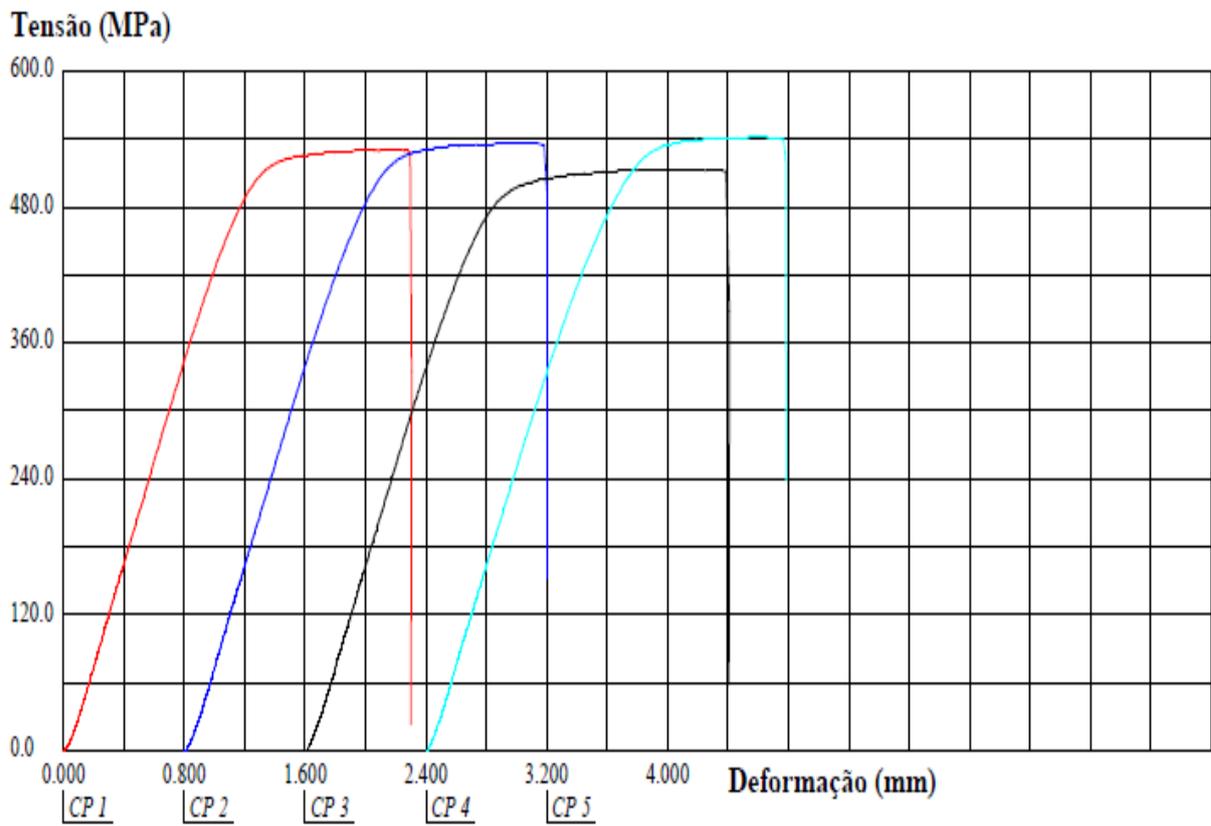
Anexo XX Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 40% de deformação e envelhecida por 2hs.



Anexo XXI Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 40% de deformação e envelhecida por 4hs.



Anexo XXII Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 40% de deformação e envelhecida por 6hs.



Anexo XXIII Diagrama Tensão x deformação para a liga 2024 com 40% de deformação e envelhecida por 8hs.