

**RENAN TAVARES RUY**

**ESTUDO DA VARIAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO AO  
LONGO DA BOBINA DE VERGALHÃO DE ALUMÍNIO 1350 AA**

Guaratinguetá  
2013

RENAN TAVARES RUY

Estudo da variação do Limite de Resistência à Tração ao longo da bobina de  
vergalhão de alumínio 1350 AA

Trabalho de Graduação apresentado ao  
Conselho de Curso de Graduação em Engenharia  
de Materiais da Faculdade de Engenharia do  
Campus de Guaratinguetá, Universidade  
Estadual Paulista, como parte dos requisitos para  
obtenção do diploma de Graduação em  
Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein

Guaratinguetá  
2013

R985e	<p>Ruy, Renan Tavares</p> <p>Estudo da variação do Limite de Resistência à Tração ao longo da bobina de vergalhão de alumínio 1350 AA / Renan Tavares Ruy – Guaratinguetá : [s.n], 2013.</p> <p>100 f. : il.</p> <p>Bibliografia: f. 99-100</p> <p>Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2013.</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein</p> <p>1. Resistência à tração 2. Ligas de alumínio I. Título</p> <p>CDU 620.17</p>
-------	--

ESTUDO DA VARIAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO AO  
LONGO DA BOBINA DE VERGALHÃO DE ALUMÍNIO 1350 AA


Renan Tavares Ruy


ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO  
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE "GRADUADO EM  
ENGENHARIA DE MATERIAIS"


APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE  
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

  
Prof. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO  
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

  
Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein  
Orientador UNESP-FEG

  
Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini  
UNESP-FEG

  
Prof. Ms. Kamila Amato Campos  
UNESP-FEG

Dezembro 2013

Dedico este Trabalho de modo especial aos meus pais, Paulo Ruy e Mara Lucia Tavares, à minha irmã Maiara, à minha avó Maria J. A. Tavares, à minha madrinha Lucy Mara, aos meus afilhados Henrique, Enzo e Felipe, ao Daniel de Oliveira, à namorada Fernanda e aos meus amigos da república Arapuça, de Porto Ferreira, da CBA e de Sorocaba.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por me dar saúde e força para lutar pelos meus sonhos e por colocar pessoas tão boas e maravilhosas no meu caminho, pessoas estas que compartilharam de muitos momentos bons e de luta ao longo dessa minha caminhada.

Agradeço à minha família por todo suporte que me deram, pelo carinho dispensado, pelas palavras de força e por me mostrarem que na vida tudo é possível, desde que se lute com muita garra pelos sonhos e ideais em que se acredita, carregando sempre o valor da honestidade e o senso de que a inteligência está no fato de saber que podemos aprender com qualquer pessoa, independente de classe social e nível cultural.

Agradeço aos senhores Dimas, Marcelo, Bá, Miro e a todos os motoristas da transportadora Jule, com quem fiz muitas idas e vindas entre Guaratinguetá e Porto Ferreira, sempre com muitas histórias boas na companhia de bons amigos, que tornavam a jornada de horas de viagem menos cansativa e tortuosa.

Agradeço à república Arapuça, que foi durante anos a minha família longe de casa, me acolhendo sempre com muito bom humor e companheirismo.

Agradeço aos senhores Elton Teixeira e Rogerio Minatel, por acreditarem no meu trabalho e por me darem uma chance de iniciar a vida como engenheiro dentro de uma grande Empresa, a CBA do grupo Votorantim.

Agradeço aos meus amigos, quase irmãos, com quem compartilhei muitos momentos importantes da minha vida, sempre com a alegria de “eternos meninos”.

Agradeço ao Professor Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein, não apenas por me orientar no trabalho de conclusão de curso, mas também por conseguir transmitir que quando se trabalha com muito amor, as conquistas se tornam mais doces e glorificantes.

Agradeço à minha namorada Fernanda, que com muito carinho e amor ocupou um espaço muito importante na minha vida.

Obrigado ao Sr. Alan, amigo e taxista de Guaratinguetá que aprendi a admirar e que me ajudou em muitos momentos.

Agradeço às pessoas que passaram pelo meu caminho durante o ano que morei na França, que sempre estiveram abertas e receptivas à minha amizade e que fizeram dessa grande e difícil experiência também uma grande e doce decolagem rumo às conquistas dos meus sonhos.

Agradeço ao colégio Cooperativo de Porto Ferreira, onde foi dado o primeiro passo rumo à entrada na universidade.

Agradeço ao time de futebol da Mar-Gírius, que durante 11 anos fiz parte, compartilhando muitas amizades, títulos e boas experiências, fortalecendo a ideia de que na vida nunca vencemos sozinhos, pois sempre há pessoas importantes que caminham ao nosso lado e que nos ajudam a enxergar outros caminhos e a enfrentar novos desafios.

Agradeço também a turma da Materiais 2008, com quem compartilhei muitos e bons momentos ao longo dessa jornada maravilhosa e que tornou-se uma família durante longos anos.

Obrigado aos Paulos, Mara, Marias, Maiara, Lucy Mara, Henrique, Enzo, Felipes Patrícias, Rosângela, Fernandas, Marílias, Josés, Netos, Tavinho, Andrés, Rafael, Daniel, Julianos, Danilos, Rogerios, Elton, Marcelos, Dimas, Alan, Ricardo, Reginaldo, Cléber, Angelina, João, Pâmela, Priscila, Taísa, Nathália, Lourdes, Roberto, Felipe.

“É muito melhor lançar-se em busca de conquistas grandiosas, mesmo expondo-se ao fracasso, do que alinhar-se com os pobres de espírito, que nem gozam muito nem sofrem muito, porque vivem numa penumbra cinzenta, onde não conhecem nem vitória, nem derrota.”

[Theodore Roosevelt](#)

**RUY, R. T. Estudo da variação do Limite de Resistência à Tração ao longo da bobina de vergalhão de alumínio 1350 AA.** 2013. 100 f. Trabalho de Graduação (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

## **RESUMO**

Os vergalhões de alumínio 1350 AA produzidos pela CBA, são utilizados na confecção de fios e cabos para transmissão de energia elétrica, mercado este que se mostra cada vez mais favorável ao alumínio, devido à sua baixa densidade e alta condutividade elétrica, porém para garantir que este material atenda todas as especificações dos projetos para transmissão de eletricidade, é necessário que tenha uma homogeneidade nas propriedades químicas e mecânicas. Um dos pontos de melhoria no processo de produção de vergalhão é reduzir a elevada variação do limite de resistência a tração ao longo das bobinas, para tanto, esse trabalho busca um melhor entendimento dos fatores que influenciam de forma significativa nas propriedades mecânicas do vergalhão, avaliando especificamente a influência da temperatura na saída das bobinas, que podem provocar um efeito de recuperação no material e se há diferenças relevantes entre os modos de produção automático e manual de vergalhão. Foram retiradas amostras de seis bobinas produzidas especificamente para esse trabalho, que foram submetidas posteriormente, à diferentes temperaturas de recozimento por uma hora e dez minutos, similar ao que ocorre na saída da bobina da máquina. Os ensaios de tração mostraram que o alumínio 1350 AA sofre uma influência significativa da temperatura, cujo comportamento foi muito similar ao apresentado na literatura. Constatou-se que o fenômeno de recuperação ocorreu de forma mais significativa à temperaturas elevadas. Através do microscópio eletrônico óptico da Zeiss foram feitos 18 mapas superficiais com ampliação de 100x, para cada amostra em condições distintas e as imagens foram analisadas através das entropias e dimensões fractais, objetivando relacionar a condição de encruamento superficial à propriedade mecânica das amostras naquela condição. Os resultados mostraram que estes métodos podem ser aplicados, desde que não tenha nenhum tipo de imperfeição na superfície, pois influenciam nos resultados. O trabalho permitiu concluir que é necessário um resfriamento mais eficiente no vergalhão e para que o efeito de recuperação seja minimizado.

**PALAVRAS-CHAVE:** Vergalhão de alumínio 1350 AA. Recozimento. Recuperação. Limite de Resistência a Tração.



RUY, R. T. **Study of the variation of the limit tensile strength in a bobine of aluminum 1350 AA.** 2013. 100 f. Graduate Work (Graduate in Materials Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

## **ABSTRACT**

The rebar of aluminum 1350 AA produced by CBA are used in the manufacture of wires and cables for electric power transmission, which market shows increasingly favorable to aluminum due to its low density and high electrical conductivity, but to ensure that this material meets all specifications of projects for electricity transmission, it must have homogeneity in the chemical and mechanical properties. One of the points of improvement in the process of rod production is reducing the high variation of the limit of tensile strength along the coils, therefore, this work seeks a better understanding of the factors that significantly influence the mechanical properties of rebar, specifically assessing the influence of temperature at the output of the coils, which can cause a recovery effect on the material and if there are relevant differences between the two modes of rebar production: auto and manual. Samples of six coils have been specifically produced for this study, which were subsequently subjected to different annealing temperatures for one hour and ten minutes, similar to what occurs in the output of the coil from the machine. The tensile tests showed that aluminum 1350 AA is significantly influenced by temperature, whose behavior was very similar to that presented in the literature. It was found that the phenomenon of recovery occurred more significantly at high temperatures. Through the optical electron microscope Zeiss, 18 surface maps were made with 100x magnification for each sample in different conditions and the images were analyzed using entropy and fractal dimension, aiming to relate the condition of surface hardening on mechanical property of the samples in that condition. The results showed that these methods can be applied, provided they do not have any kind of imperfection on the surface, once they can influence the results. The study concluded that a more efficient cooling is required in rebar to reduce the outlet temperature and for the recovery effect be minimized.

**KEYWORDS:** Aluminum 1350 AA Rebar. Annealing. Recovery. Limit of Tensile Strength.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Micrografia mostrando micro trincas na superfície da barra (a) próximo da entrada do laminador, $t_c = 1,8\mu\text{m}$ , $r = 30\%$ , (b) após laminado, $t_c = 1,8\mu\text{m}$ , $r = 30\%$ , (c) próximo da entrada do laminador, $t_c = 0,22\mu\text{m}$ , $r = 30\%$ , (d) após laminado, $t_c = 0,22\mu\text{m}$ , $r = 30\%$ .	26
Figura 2. Força de separação dos laminadores em função da velocidade de laminação e da rugosidade do laminador, à baixas ou altas taxas de redução.	28
Figura 3. Torque nos laminadores em função da velocidade de laminação e da rugosidade do laminador, à baixas ou altas taxas de redução.	28
Figura 4. Coeficiente de atrito nos laminadores em função da velocidade de laminação e da rugosidade do laminador, à baixas taxas de redução.	29
Figura 5. Coeficiente de atrito nos laminadores em função da velocidade de laminação e da rugosidade do laminador, à altas taxas de redução.	29
Figura 6. Força no laminador em função da variação da velocidade de laminação (rpm).	31
Figura 7. Torque no laminador em função da variação da velocidade de laminação (rpm).	31
Figura 8. Coeficiente de atrito em função da redução e da velocidade para o óleo A.	33
Figura 9. Coeficiente de atrito em função da redução e da velocidade para o óleo B.	33
Figura 10. Arranjo planar de discordâncias homogeneamente distribuídas em grão encruado.	34
Figura 11. Arranjo celular esquemático de discordâncias em grão encruado.	35
Figura 12. Representação esquemática da formação de um grão recristalizado.	37
Figura 13. Diagrama esquemático mostrando a velocidade de liberação da energia armazenada nos processos de recuperação e recristalização em função do tempo de recozimento.	37
Figura 14. Relação entre a fração amolecida e a fração recristalizada para o alumínio (maior EDE) e para o cobre (menor EDE).	38
Figura 15. Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente.	39
Figura 16. Microdureza Vickers em função do tratamento de recozimento isócrono no alumínio.	44

Figura 17. Variação da resistividade em função do tratamento de recozimento isócrono no alumínio.....	44
Figura 18. Curvas de microdureza Vickers em relação ao recozimento isócrono do alumínio, considerando duas dimensões diferentes.....	45
Figura 19. Influência das temperaturas de recozimento nas características mecânicas da barra. ....	46
Figura 20. Influência das temperaturas de recozimento na microestrutura das barras...	47
Figura 21. Tamanho de grão medido em função da porcentagem em massa de titânio e para diferentes taxas de resfriamento para 1050 AA.....	48
Figura 22. Macroestrutura típica de alumínio tratadas por diferentes refinantes : (a) sem refinante, (b) liga Al-Ti4,3% em peso, (c) Al- 4,12% Ti -1,24% B em peso, (d) contendo sal elemento B, (e) sal contendo elemento Ti, (f) mistura de sais com 5Ti: 1B. ....	50
Figura 23. Layout do processo de fabricação de vergalhão de alumínio, Properzi. ....	53
Figura 24 (a) e (b). Cadinhos contendo alumínio líquido, que abastecerá os fornos de espera (a) e fornos de espera (b). ....	54
Figura 25 (a) e (b). Alpur (a) e esquema sistema de funcionamento do “alpur” (b) .....	55
Figura 26 (a) e (b). Barra trapezoidal de alumínio (a) e secção transversal da barra (b). ....	55
Figura 27. Desbastador de barra de alumínio .....	56
Figura 28. Cadeia de 10 stands laminadores .....	56
Figura 29 (a) e (b). Bobinadores OTT (a) e bobinas de vergalhão (b). ....	57
Figura 30. Fluxograma metodológico geral aplicado ao trabalho .....	58
Figura 31 (a) e (b). Espectrômetro para análise química.....	59
Figura 32. Esquema representativo do processo de produção das bobinas e de obtenção das amostras para os ensaios mecânicos e análises microscópicas. ....	60
Figura 33. Esquema representativo da metodologia adotada para o tratamento térmico de recozimento.....	61
Figura 34. Gradiente de temperatura em diferentes regiões da bobina, imediatamente após ser produzida. ....	61
Figura 35. Forno utilizado para tratamento térmico de recozimento no laboratório da CBA. ....	62
Figura 36. Corpo-de-prova para ensaio de tração, conforme Norma ASTM B 557. ....	63

Figura 37. Máquina EMIC DL 2000 para ensaio de tração, localizada no laboratório da empresa CBA.....	63
Figura 38. Curva típica obtida no ensaio de tração. ....	65
Figura 39. Gráfico da variação do LRT em função das temperaturas de recozimento. .	74
Figura 40. Variação da dureza em função das temperaturas de recozimento para alumínio de alta pureza (ZI, A.; STULIKOVA, I.; SMOLA, B., 2009). ....	77
Figura 41. Variação das propriedades mecânicas da liga 1050 AA em função das temperaturas de recozimento (Zhou, S. X. et al., 2002). ....	77
Figura 42. Gráfico da variação do LRT médio em função das temperaturas de recozimento .....	78
Figura 43. Gráfico da variação do LRT em função das temperaturas de recozimento para os modos de produção automático e manual da liga 1350 AA. ....	81
Figura 44. Curva de tendência para o comportamento do LRT em função das temperaturas de recozimento para os modos de produção automático e manual da liga 1350. ....	81
Figura 45. Variação do limite de resistência a tração em função da temperatura de recozimento para os modos automático, manual e valores médios considerando todos os resultados.....	84
Figura 46. Automática. Normalizado. 100x. ....	85
Figura 47. Manual. Normalizado. 100x.....	85
Figura 48. Automática. Recozido à 130° C. 100x. ....	85
Figura 49. Manual. Recozido à 130° C. 100x.....	85
Figura 50. Automática. Recozido à 180° C. 100x. ....	85
Figura 51. Manual. Recozido à 180° C. 100x.....	85
Figura 52. Automática. Recozido à 210° C. 100x. ....	86
Figura 53. Manual. Recozido à 210° C. 100x.....	86
Figura 54. Automática. Recozido à 230° C. 100x. ....	86
Figura 55. Manual. Recozido à 230° C. 100x.....	86
Figura 56. Automática. Recozido à 240° C. 100x. ....	86
Figura 57. Manual. Recozido à 240° C. 100x.....	86
Figura 58. Automática. Recozido à 250° C. 100x. ....	87
Figura 59. Manual. Recozido à 250° C. 100x.....	87
Figura 60. Automática. Recozido à 280° C. 100x. ....	87
Figura 61. Manual. Recozido à 280° C. 100x.....	87

Figura 62. Automática. Recozido à 300° C. 100x. ....	87
Figura 63. Manual. Recozido à 300° C. 100x.....	87
Figura 64. Entropias Médias referentes ao modo automático e manual de produção. ....	91
Figura 65. Variação das dimensões fractais em função das temperaturas de recozimento para as amostras produzidas nos modos automático e manual da máquina. ....	95
Figura 66. Variação percentual das dimensões fractais em função das temperaturas de recozimento para as amostras produzidas nos modos automático e manual da máquina. ....	96

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedade dos lubrificantes .....	30
Tabela 2 - Composição química padrão da liga 1350 AA .....	52
Tabela 3 - Amostras selecionadas para análise microscópica.....	67
Tabela 4 - Composição química da liga 1350 AA durante a produção dos 6 rolos .....	70
Tabela 5 - Composição química padrão da liga 1350 AA. ....	70
Tabela 6 - Resultado do ensaio de tração para cada corpo-de-prova. ....	72
Tabela 7 - Valores médios de limite de resistência a tração para cada faixa de temperatura de recozimento .....	75
Tabela 8 - Resultados do ensaio de tração para os modos automático e manual de produção	79
Tabela 9 - Resultados médios dos ensaios de tração para os modos de produção automático e manual.....	80
Tabela 10 - Teste de paridade entre as médias de LRT para as amostras produzidas no modo de controle automático e manual da máquina.....	82
Tabela 11 - Valores médios de LRT obtidos experimentalmente para o modo automático, modo manual e valores médios totais considerando todos os resultados.....	83
Tabela 12 - Entropias médias, desvio padrão e coeficiente de variação para amostras de vergalhão de alumínio 1350 AA recozidas em diferentes faixas de temperatura. ....	90
Tabela 13 - Dimensões fractais para os corpos-de-prova produzidos no modo automático. ....	93
Tabela 14 - Dimensões fractais para os corpos-de-prova produzidos no modo manual.....	93

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>15</b>
1.1	ALUMÍNIO NO CENÁRIO MUNDIAL.....	15
1.2	LIGAS DE ALUMÍNIO PARA FUNDIÇÃO.....	17
1.3	OBJETIVOS .....	17
1.3.1	<b>Objetivos Gerais .....</b>	<b>17</b>
1.3.2	<b>Objetivos específicos.....</b>	<b>18</b>
1.4	JUSTIFICATIVAS.....	18
1.5	ESTRUTURA DO TRABALHO .....	19
<b>2</b>	<b>FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....</b>	<b>20</b>
2.1	FUNDIÇÃO DE ALUMÍNIO .....	20
2.1.1	<b>Fundição em areia .....</b>	<b>21</b>
2.1.2	<b>Fundição em coquilha .....</b>	<b>21</b>
2.1.3	<b>Fundição sob pressão .....</b>	<b>21</b>
2.1.4	<b>Lingotamento contínuo .....</b>	<b>22</b>
2.2	LAMINAÇÃO.....	22
2.2.1	<b>Laminação a quente .....</b>	<b>23</b>
2.2.2	<b>Laminação a frio.....</b>	<b>23</b>
2.3	FATORES QUE INFLUENCIAM NO PROCESSO DE LAMINAÇÃO.....	25
2.3.1	<b>Óxidos superficiais no alumínio .....</b>	<b>25</b>
2.3.2	<b>Rugosidade .....</b>	<b>27</b>
2.3.3	<b>Emulsão .....</b>	<b>30</b>
2.4	TRANSFORMAÇÕES MICROESTRUTURAIS .....	34
2.4.1	<b>Recristalização e Recuperação .....</b>	<b>34</b>
2.4.2	<b>Recristalização durante a laminação .....</b>	<b>40</b>
2.5	TRATAMENTOS TÉRMICOS .....	42
2.5.1	<b>Recozimento pleno.....</b>	<b>42</b>
2.5.2	<b>Recozimento parcial .....</b>	<b>42</b>
2.5.3	<b>Influência do recozimento na dureza e resistividade do Alumínio puro .....</b>	<b>43</b>
2.6	EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NO TAMANHO DE GRÃO DO ALUMÍNIO .....	48
2.7	REFINO DE GRÃO EM ALUMÍNIO PURO .....	49
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>52</b>
3.1	MATERIAIS .....	52
3.2	METODOLOGIAS PARA PRODUÇÃO DAS BOBINAS .....	52

3.2.1	Layout do processo produtivo .....	52
3.2.2	Recebimento de alumínio líquido - Fornos de espera .....	53
3.2.3	Vazamento de metal na calha de transferência – Alpur (Desgaseificador) .....	54
3.2.4	Lingotamento contínuo .....	55
3.2.5	Laminação .....	56
3.2.6	Bobinamento .....	57
3.3	METODOLOGIAS EXPERIMENTAIS .....	57
3.3.1	Fluxograma metodológico geral .....	57
3.3.2	Preparação dos corpos-de-prova.....	59
3.3.3	Ensaio de tração.....	62
3.3.4	Generalidades sobre os ensaios de tração .....	63
3.3.5	Análise Microscópica.....	67
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	70
4.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	70
4.2	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	71
5.3	ANÁLISE MICROSCÓPICA .....	84
5	CONCLUSÕES.....	97
	REFERÊNCIAS .....	99



## 1 INTRODUÇÃO

### 1.1 ALUMÍNIO NO CENÁRIO MUNDIAL

O alumínio puro possui algumas propriedades características que o torna interessante, como a baixa densidade ( $2,7\text{g/cm}^3$ ), a qual corresponde a 35% do peso do aço e 30% do peso do cobre, elevada resistência à corrosão em diversos ambientes, boa condutibilidade térmica e elétrica, possibilitando o uso em aplicações como trocadores de calor, evaporadores, aquecedores, cilindros e radiadores automotivos, superfícies altamente reflexivas e embalagens para produtos alimentícios, devido a sua baixa toxicidade. Geralmente, o alumínio puro e algumas de suas ligas possuem baixa resistência mecânica, se comparado a aços estruturais, embora existam algumas exceções, as quais podem alcançar melhores propriedades mecânicas.

Sua principal limitação é a baixa temperatura de fusão ( $660^\circ\text{C}$  com pureza de 99,80%), restringindo a sua aplicação em altas temperaturas. Por possuir uma temperatura de transição dúctil frágil abaixo de zero, o alumínio pode ser aplicado em condições de baixa temperatura (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

O alumínio comercialmente puro tem uma resistência à tração de aproximadamente 90 MPa, limitando sua utilização como material estrutural nesta condição, mas a sua resistência mecânica pode ser aumentada através de encruamentos por trabalhos a frio. A adição de alguns elementos de liga pode produzir um aumento da resistência, sendo os mais comumente utilizados, silício, cobre, manganês, magnésio, cromo, zinco, ferro etc. De forma geral, as ligas “não tratáveis” geralmente têm um aumento de resistência através de deformação plástica a frio e as “ligas tratáveis” podem ainda apresentar aumento de resistência através de tratamento térmico, podendo apresentar um limite de resistência à tração de aproximadamente 700 MPa (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Especialmente as indústrias aeroespaciais e automobilísticas, estão atualmente à procura de ligas com boa relação peso e resistência, buscando diminuir o consumo de combustíveis. O alumínio, além de seu baixo peso, possui outras vantagens, como boa fundibilidade, boa usinabilidade, bom acabamento superficial e alta condutibilidade térmica e elétrica.

A resistência à corrosão do alumínio é atribuída à formação de um filme de óxido de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) na superfície, o qual é quimicamente estável, protegendo o metal de oxidações posteriores, garantindo assim elevada resistência à corrosão. Algumas substâncias, como os álcalis, no entanto, são capazes de destruir essa camada de óxido, expondo o metal ao ambiente, tornando-o suscetível à corrosão (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Algumas outras características do Alumínio que o torna ainda mais interessante estão descritas abaixo (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007):

- O alumínio puro possui um coeficiente de dilatação térmica linear de 0,0000238 mm/°C, na faixa de 20°C a 100°C.

- O alumínio puro possui resistividade de 0,00263 mili ohm/cm<sup>3</sup> e condutividade elétrica de 62 % IACS (International Annealed Copper Standard) e uma vez associada à sua baixa densidade, pode conduzir aproximadamente a mesma quantidade de corrente que o cobre, o qual além de ser mais caro ainda é duas vezes mais pesado.

- O alumínio puro possui uma condutibilidade térmica (k) de 0,53 calorias por segundo por centímetro quadrado por centímetro de espessura por grau Celsius (4,5 vezes maior que a do aço doce). Essa propriedade o torna um importante material para aplicações em transferência de calor, tanto no aquecimento, como no resfriamento, de forma que os trocadores ou dissipadores de calor em alumínio são muito comuns nas indústrias alimentícia, química, petrolífera, aeronáutica, etc.

- O alumínio tem uma refletividade acima de 80 %, característica essa que possibilita a sua utilização em luminárias, coberturas de telhados, por esquentarem menos em dias quentes.

- O metal não é magnético, podendo ser utilizado como proteção em equipamentos eletrônicos. Pelo fato de não produzir faíscas, pode ser utilizado na estocagem de substâncias inflamáveis ou explosivas, bem como em caminhões-tanque de transporte de materiais combustíveis.

- O fato de o alumínio possuir características “não tóxicas” permite que seja aplicado em utensílios domésticos e pela indústria alimentícia, sem qualquer efeito nocivo aos seres humano.

- A característica de ser infinitamente reciclável, sem perda de suas propriedades físico-químicas, torna-o ideal para aplicações em embalagens para bebidas carbonatadas.

## 1.2 LIGAS DE ALUMÍNIO PARA FUNDIÇÃO

A Aluminium Association utiliza um sistema numérico de quatro dígitos para identificar o alumínio e suas ligas na forma de peças fundidas e lingotes. O primeiro dígito indica o grupo do elemento de liga.

A seguir estão representadas as principais séries de ligas de alumínio, composição química e principais aplicações ([http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-assuntos.php?cod\\_tema=10&cod\\_secao=11](http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-assuntos.php?cod_tema=10&cod_secao=11), Acesso em: 24/11/2013).

### Série - Composição Química – (Aplicações Principais)

1XXX - Al comercialmente puro – (Contatos elétricos, Cabos elétricos);

2XXX - Al-Cu e Al-Cu-Mg - (Indústria aeronáutica);

3XXX - Al-Mn e Al-Mn-Mg – (Latas de bebidas. Painéis);

4XXX - Al-Si – (Metal de adição para soldas);

5XXX - Al-Mg – (Aplicações náuticas, em navios e barcos);

6XXX - Al-Mg-Si – (Perfis arquitetônicos, componentes automotivos e cabos elétricos);

7XXX - Al-Zn e Al-Zn-Mg – (Indústria aeronáutica);

8XXX - Outras ligas (Al-Li, Al-Fe) – (Várias aplicações).

## 1.3 OBJETIVOS

### 1.3.1 Objetivos Gerais

Esse trabalho de conclusão de curso tem como objetivo proporcionar um aumento do conhecimento do aluno sobre processos de fundição, sobretudo de produção de vergalhão, processos de laminação e efeitos da temperatura sobre as propriedades mecânicas do alumínio 1350 AA.

### 1.3.2 Objetivos específicos

Esse trabalho foi desenvolvido visando compreender melhor os fatores responsáveis por provocar uma variação significativa do LRT ao longo da bobina de vergalhão 1350 AA, buscando através desse estudo, uma solução para o problema, que permita reduzir a taxa de reclamação de clientes.

Esse trabalho visa ainda estabelecer qual é a máxima temperatura de bobinamento do vergalhão que não influencie significativamente nas suas propriedades mecânicas do produto final, uma vez que para a especificação de um projeto para resfriamento do material entre as etapas de laminação e bobinamento, faz-se necessário conhecer essa temperatura limite.

Por fim, esse trabalho busca estabelecer se há diferença significativa das propriedades mecânicas do vergalhão para dois modos de produção diferentes:

- Modo automático, no qual a velocidade de laminação é controlada automaticamente através de um sensor de contato, chamado Tanden, variando de acordo com a curvatura da barra;
- Modo manual, no qual velocidade de laminação é controlada manualmente pelo operador, podendo permanecer constante por períodos maiores;

O maior conhecimento sobre o processo produtivo é a melhor forma de se buscar soluções para os problemas.

### 1.4 JUSTIFICATIVAS

Embora as bobinas de vergalhão produzidas no processo Properzi tenham a mesma aplicação, no que se refere à condução de energia elétrica, não necessariamente terão as mesmas propriedades mecânicas, ou seja, para uma determinada aplicação específica, requer um vergalhão com um maior limite de resistência à tração que outra, respeitando sempre a especificação do cliente.

Variações acentuadas no limite de resistência a tração do material, podem inutilizá-lo para uma determinada aplicação, comprometendo as especificações exigidas no projeto, como por exemplo, no espaçamento das torres de transmissão de energia elétrica, logo, é de suma importância que as bobinas produzidas apresentem propriedades mecânicas e químicas uniformes ao longo dos rolos.

O vergalhão ainda será trefilado, antes de se transformar em fios e cabos condutores de eletricidade, processo esse ajustado também em função das propriedades mecânicas do material. Em síntese, a taxa de redução em cada passe, a força de tração no fio e de compressão na secção de estricção são calculadas levando-se em conta o limite de resistência a tração, de forma que uma grande variação das propriedades mecânicas da bobina pode acarretar na quebra do fio durante o processo ou mesmo na produção de material fora de especificação, causando prejuízos para a empresa.

Nas atuais condições de processo, o vergalhão apresenta uma grande variação do limite de resistência a tração ao longo da bobina, com valores fora da faixa de especificação do material, gerando muitas reclamações de clientes.

Para melhorar essa condição do produto final, é necessário primeiramente compreender melhor como cada variável de processo influencia nas propriedades mecânicas do vergalhão, através de um estudo mais detalhado, que relacione os resultados mecânicos à microestrutura do material, influenciados pelas inúmeras variáveis de processo, como a temperatura de saída das bobinas.

## 1.5 ESTRUTURA DO TRABALHO

No Capítulo 2 encontram-se os referenciais teóricos cuja abordagem se faz necessária para entendimento deste trabalho, apresentando conceitos sobre fundição, fatores que influenciam na laminação do alumínio e influência do recozimento no alumínio série 1xxx. No Capítulo 3 abordam-se as características do material utilizado e da metodologia aplicada desde a produção dos rolos até o tratamento dos resultados. O Capítulo 4 contempla os resultados obtidos e respectivas discussões.

Apresentam-se no Capítulo 5 as conclusões provenientes deste trabalho. Finalizando, seguem as referências bibliográficas utilizadas.

## 2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

### 2.1 FUNDIÇÃO DE ALUMÍNIO

Os processos de fundição são normalmente divididos em dois tipos: processos que utilizam moldes descartáveis ou moldes permanentes. Alguns exemplos destes processos são: fundição em molde de areia verde, em molde permanente, de cera perdida e lingotamento contínuo em molde circular permanente, para a produção de barras.

As principais propriedades do alumínio que favorecem o processo de fundição são:

- Baixa temperatura de fusão;
- Forte tendência à oxidação;
- Baixa densidade;
- Alta condutividade térmica;
- Elevado coeficiente de dilatação.

O vazamento de metal líquido em moldes de areia é uma das mais antigas artes industriais e ainda é utilizado quando as peças fundidas são requeridas em pequenas quantidades, de tamanho excepcionalmente grande, por exemplo. Peças com melhor acabamento superficial são produzidas pela fundição em matriz por gravidade, através do vazamento dentro de uma matriz de ferro ou de aço. Este processo torna-se econômico quando há uma demanda de um número considerável de peças (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Para grandes volumes de peças, a fundição em matriz sob pressão é a mais vantajosa. O metal é então forçado a penetrar em matrizes de aço sob pressão hidráulica, produzindo fundidos com grande precisão de detalhes. Esse método tem sido cada vez mais empregado em peças fundidas, como exemplo, na produção de blocos de cilindros.

Por outro lado, quando um alto grau de precisão dimensional é requerido, mas o número de peças é relativamente pequeno, o processo utilizado é o de cera perdida. Nele, um modelo consumível (cera) é revestido com uma fina camada refratária, a qual é subsequentemente endurecida em estufa para formar o molde (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

As peças fundidas de alumínio têm suas principais aplicações na área automotiva e de transportes, que representam cerca de 60% do consumo do alumínio. Como

exemplo, podem-se citar blocos de motores, caixas de câmbio, carcaça de motores e rodas para automóveis e veículos pesados, entre outros (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

### **2.1.1 Fundição em areia**

É um processo que pode ser feito por moldagem em areia verde e em cascas de Shell (cura a frio), com dióxido de carbono e loast foam. Areias verdes são areias aglomeradas com argila no estado úmido. Esse material é constituído por granulados refratários chamados de areias-base e por um produto com capacidade de coesão e plasticidade (aglomerante) que neste caso é a argila. As areias de fundição podem ser naturais, semissintéticas (com adições de compostos para correção ou melhoria das propriedades naturais) e sintéticas (obtida pela mistura dos constituintes básicos isoladamente, tais como areia, aglomerantes, aditivos e plastificantes) (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

### **2.1.2 Fundição em coquilha**

Feito por gravidade, esse processo consiste em obter peças por meio do vazamento do metal líquido em um molde metálico, também chamado de coquilha. A introdução do metal é essencialmente determinada pela força da gravidade (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

### **2.1.3 Fundição sob pressão**

Consiste na injeção de um metal líquido contido em um recipiente (câmara de injeção) para o interior da cavidade de um molde fabricado em aço, por meio de um pistão. Na primeira fase, o ar é eliminado da câmara de injeção. Depois, há um rápido preenchimento da cavidade do molde para evitar o resfriamento do metal. A última etapa é a compactação do metal para diminuir o volume das microporosidades decorrentes da contração de solidificação do metal (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

### 2.1.4 Lingotamento contínuo

Um exemplo típico de lingotamento contínuo é o de fundição de barras para produção de bobinas de vergalhão. No processo “Continuus-Properti”, o alumínio líquido é transferido através de calhas cerâmicas refratárias dos fornos de preparação do banho até a roda de fundir. Nos fornos de preparação o alumínio tem sua composição química corrigida e passa por uma primeira etapa de retirada de óxidos superficiais. Quando o metal líquido entra em contato com o molde de cobre (roda de fundir), o qual é refrigerado por água, solidifica na forma de barra, com seção transversal trapezoidal. A formação da barra é contínua e após passar pelas etapas de laminação, tem-se como produto final um vergalhão de formato cilíndrico, o qual é bobinado no final do processo (CONTINUUS-PROPERTI).

## 2.2 LAMINAÇÃO

É um processo de conformação mecânica que consiste na redução da seção transversal do material por compressão, através da sua passagem entre dois cilindros laminadores, que podem ser de aço ou ferro fundido, fixados em eixos paralelos que giram em torno de si mesmos, quando num sistema de dois laminadores ou em eixos dispostos em 120°, quando em um sistema de três laminadores. Esta seção transversal pode ser retangular, referindo-se a produtos laminados plano, compreendendo desde chapas grossas (com espessura de 150 mm) até folhas (com espessura de 0,005 mm) ou pode também ser cilíndrica, como é o caso dos vergalhões.

Existem dois processos tradicionais de laminação de alumínio: laminação a quente e laminação a frio. Atualmente, a indústria também se utiliza da laminação contínua (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Os principais tipos de produtos laminados são: chapas planas ou bobinadas, folhas e vergalhões também bobinados. Esses semimanufaturados têm diversas aplicações em setores como transportes (carrocerias para ônibus, equipamentos rodoviários, elementos estruturais, etc.), construção civil (telhas, fachadas, calhas, rufos, etc.), embalagens (latas, descartáveis e flexíveis), bens de consumo (painéis, utensílios domésticos, etc.) e setor de transmissão de energia elétrica (fios e cabos elétricos produzidos a partir da trefilação de vergalhões) (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).



### **2.2.1 Laminação a quente**

Promove reduções da seção transversal do material a uma temperatura mínima igual a sua temperatura de recristalização sendo, por exemplo, no caso do alumínio puro de 350°C aproximadamente. Nessa temperatura, o metal apresenta uma característica de máxima ductilidade, podendo ocorrer nesse processo, recristalização dinâmica durante a transformação plástica. O processo transcorre da seguinte forma:

- 1) Fabricação do material que será laminado (placa, barra, etc), pelo processo de fundição;
- 2) Posteriormente, a placa ou a barra são aquecidas até a temperatura de recristalização ou superior;
- 3) A laminação a quente se processa em laminadores reversíveis duplos (dois cilindros) ou quádruplos (dois cilindros de trabalho e dois de apoio ou encosto) ou ainda em cilindros dispostos em 120°, afim se produzir um vergalhão cilíndrico;
- 4) O material laminado é deslocado, a cada passada, por entre os cilindros, sendo que a abertura dos mesmos define a espessura do passe. A redução da espessura por passe pode chegar a aproximadamente 50% da espessura inicial, depende da dureza da liga que está sendo laminada. No último passe de laminação, o material apresenta-se com a espessura final, sendo ao redor de 6 mm para chapas e de 9,52 mm para vergalhões, sendo portanto a matéria-prima para o processo de laminação a frio (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

No processo de fundição do tipo Properzi, a barra formada será laminada, produzindo uma redução de 92% em relação ao diâmetro inicial (CONTINUUS-PROPERZI).

### **2.2.2 Laminação a frio**

Esse processo de fabricação ocorre a temperaturas bem inferiores às de recristalização do metal e a matéria-prima é oriunda da laminação a quente. A laminação a frio é executada, geralmente, em laminadores quádruplos, reversíveis ou não, sendo este último mais empregado. O número de passes depende da espessura

inicial da matéria-prima, da espessura final que se deseja obter, da liga e da têmpera do produto desejado (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Os laminadores estão dimensionados para reduções de seções entre 30% e 70% por passe, dependendo, também, das características do material em questão. Laminadores mais sofisticados possuem sistemas computadorizados de controle de espessura e de planicidade (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

A deformação a frio confere encruamento ao alumínio, aumentando os limites de resistência à tração e de escoamento, com redução do alongamento. Esse procedimento produz um metal com bom acabamento superficial e preciso controle dimensional (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Os produtos laminados de alumínio são utilizados em todas as operações metalúrgicas usuais de chapas, incluindo aquelas que exigem do metal uma excepcional ductilidade, como é o caso de processos como estampagem, extrusão por impacto, perfilação (roletagem), etc. Recozimentos intermediários podem ser realizados para amolecimento (alívio de tensões residuais) e para facilitar posteriores laminação ou têmperas específicas (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Os produtos laminados a frio mais finos (folhas), com espessura de até 0,005 mm, são produzidos em laminadores específicos, que utilizam lubrificantes entre as folhas e os laminadores (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Outro processo atualmente muito utilizado é o de laminação contínua que elimina a etapa de laminação a quente. O alumínio é solidificado entre dois cilindros refrigerados internamente por água, que giram em torno de seus eixos, produzindo uma chapa com seção retangular e espessura aproximada de 6 mm. Posteriormente, esta chapa é enrolada, obtendo-se assim um produto similar àquele obtido por laminação a quente. Porém, este produto apresentará uma estrutura bruta de fusão bastante refinada, devido a alta eficiência do refinador de grão utilizado no vazamento (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

## 2.3 FATORES QUE INFLUENCIAM NO PROCESSO DE LAMINAÇÃO

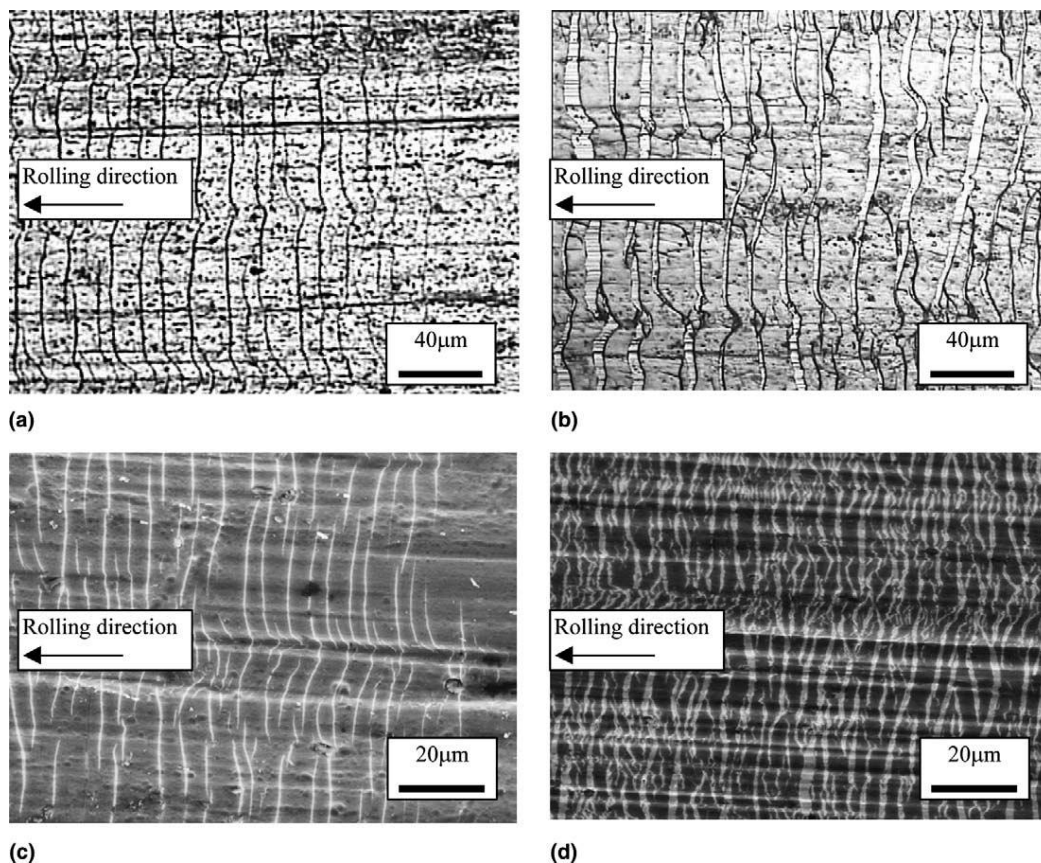
### 2.3.1 Óxidos superficiais no alumínio

Deve-se levar em conta na laminação o fato de que o alumínio, quando exposto ao ar, forma rapidamente uma película de óxido. A espessura desta camada varia de acordo com a temperatura ambiente. No trabalho de Le, H. R. et al.<sup>1</sup> (2003, apud Milner Dr.; Rowe G. W., 1962) encontra-se referenciado que o óxido de alumínio rompe-se em pequenas partículas, uma vez que é alongado durante a laminação, embora alguns experimentos indiquem que a camada de óxido pode ser mais dúctil com elevadas pressões aplicadas no contato. A análise da composição química da superfície de alumínio laminada revelou que a espessura média da camada de óxido é reduzida consideravelmente à medida que é laminada a quente (Le, H. R. et al., 2003).

Em síntese, filmes de óxido de espessura de 24 nm até 15  $\mu\text{m}$  são fraturados durante a laminação. Em todos os casos ocorrem fendas na entrada do rolete. Filmes de óxido maiores que 1,5  $\mu\text{m}$  são quebrados novamente em pequenos pedaços na passagem do rolo, obtendo um aspecto final cuja proporção entre o comprimento e a espessura das partículas é da ordem de 10. O alumínio é então expulso através destas fissuras e o substrato é deformado. A superfície final da barra é composta, portanto, de fragmentos de óxido junto ao alumínio metálico, conforme mostrado na Figura 1 (Le, H. R. et al., 2003).

---

<sup>1</sup> LE, H. R. Surface oxide fracture in cold aluminum rolling. *Acta Materialia*, [s.l.], v. 52, p. 911-920, oct. 2003.



**Figura 1. Micrografia mostrando micro trincas na superfície da barra (a) próximo da entrada do laminador,  $t_c = 1,8 \mu\text{m}$ ,  $r = 30\%$ , (b) após laminado,  $t_c = 1,8 \mu\text{m}$ ,  $r = 30\%$ , (c) próximo da entrada do laminador,  $t_c = 0,22 \mu\text{m}$ ,  $r = 30\%$ , (d) após laminado,  $t_c = 0,22 \mu\text{m}$ ,  $r = 30\%$ .**

Le, H. R. et al. variaram a espessura da película de óxido de 24 nm até 15  $\mu\text{m}$ . Verificou-se que as fissuras perpendiculares à direção de laminação são formadas perto da entrada do rolete. O espaçamento entre fendas adjacentes aumenta com a espessura do filme de óxido. Observações da superfície e das secções transversais das amostras laminadas revelaram que o metal é expulso através das aberturas na camada de óxido dentro do laminador. A proporção de área de metal na superfície laminada é identificada a partir de medições de superfície. A área da camada de óxido original não é aumentada significativamente durante a laminação, demonstrando que não há uma extensão do óxido (Le, H. R. et al., 2003).

### 2.3.2 Rugosidade

No processo de laminação, a superfície do rolo é muito mais dura do que a da barra. No trabalho de John G. Lenard, os efeitos da rugosidade do laminador foram estudados durante esse processo de conformação plástica (LENARD, J. G., 2004).

A influência da superfície do laminador sobre o processo se torna predominante na zona de contato, logo após a entrada da barra. A distribuição do lubrificante é dependente da forma, magnitude e direção das asperezas dos cilindros de trabalho (LENARD, J. G., 2004).

Em diversas experiências realizadas pelo presente autor mostraram que quando o lubrificante não é aplicado de um modo uniforme, a banda laminada sai dobrada e torcida. Outro fator importante envolve o percurso de sucesso do lubrificante através da zona de contato da barra e o laminador, levando-se em conta as regiões de entrada e saída (LENARD, J. G., 2004).

A rugosidade da superfície da ferramenta tem uma profunda influência em fenômenos tribológicos. No trabalho de John G. Lenard<sup>2</sup> (2004 apud Mróz, Z.; Stupkiewicz, S., 1998) utilizou-se matrizes de 0,02, 0,16 e 1,2  $\mu\text{m}$  de rugosidade superficial  $R_{\text{max}}$ , respectivamente e cobre como peça de trabalho. Utilizando-se uma pressão de 400 – 460 MPa e velocidades de até 19 mm /s, observou-se que o atrito médio da superfície mais rugosa chegou a ser duas vezes maior que a de rugosidade intermediária e quatro vezes maior que a de superfície mais lisa. Com o aumento da velocidade, constatou-se que o atrito diminuiu para a superfície mais rugosa, da mesma forma quando se aumentou a espessura do filme de óleo. No caso da matriz mais lisa, o aumento da velocidade provocou um aumento da força de atrito (LENARD, J. G., 2004).

No trabalho de John G. Lenard, foi estudado o efeito da rugosidade dos laminadores de aço em contato com barras de 6061 AA - T6 de 1,6 mm de espessura e rugosidade inicial de 0,2  $\mu\text{m}$  ( $R_a$ ) nas direções transversal e de laminação, em relação às forças, torques e atritos durante a laminação.

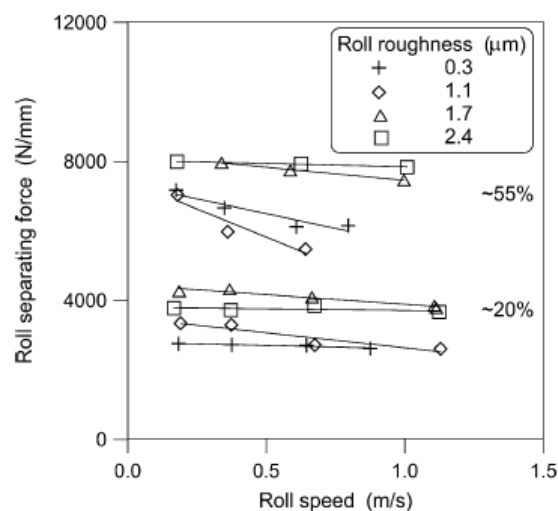
As rugosidades encontradas nos laminadores variaram entre 0,3 e 2,4  $\mu\text{m}$  ( $R_a$ ).

Os resultados obtidos no trabalho foram como esperados, mostrando que para reduções maiores da seção transversal os esforços são mais elevados. Além disso, a

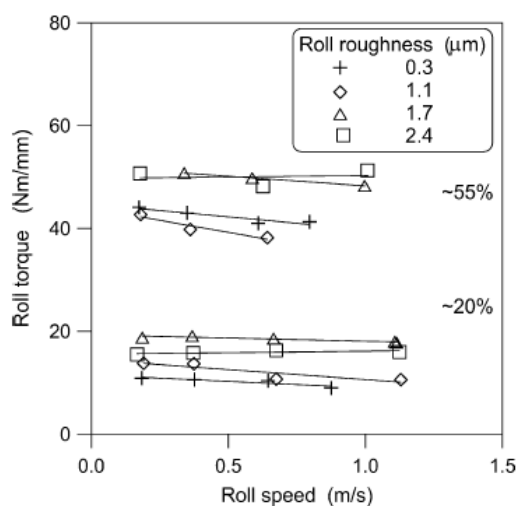
---

<sup>2</sup> LENARD, J. G. The effect of roll roughness on the rolling parameters during cold rolling of an aluminum alloy. Journal of Materials Processing Technology, [s.l.], v. 152, p. 144-153, mar. 2004.

força aumenta, de forma geral, como o aumento dos níveis de rugosidade do laminador, ao passo que ela diminui com velocidades crescentes de laminação, pois se espera um aumento do fluxo de lubrificante entre o laminado e o laminador, reduzindo a resistência de atrito, conforme pode ser observado nas Figuras 2 e 3. Através do comportamento das forças e torques no rolete, pode-se inferir que, quando a rugosidade do cilindro é alta, o contato pode não ter uma quantidade suficiente de lubrificante, resultando em um coeficiente de atrito mais acentuado (LENARD, J. G., 2004).



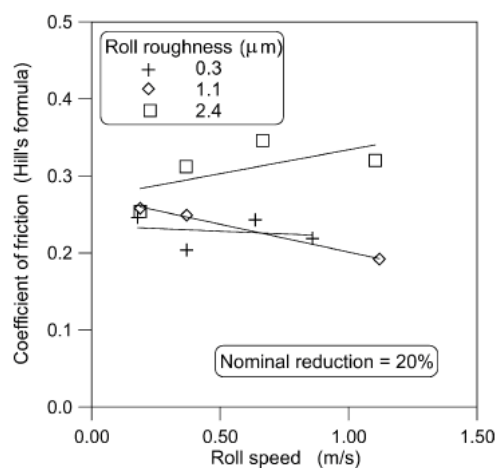
**Figura 2. Força de separação dos laminadores em função da velocidade de laminação e da rugosidade do laminador, à baixas ou altas taxas de redução.**



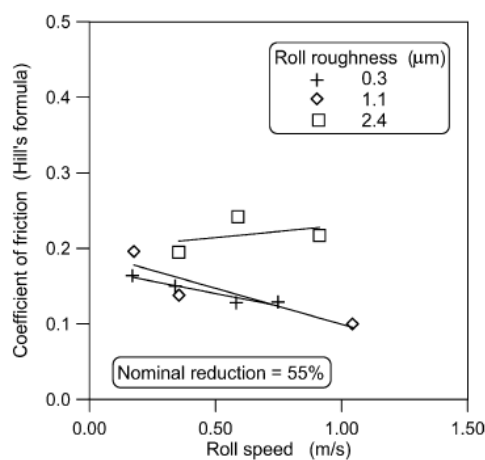
**Figura 3. Torque nos laminadores em função da velocidade de laminação e da rugosidade do laminador, à baixas ou altas taxas de redução.**

O coeficiente de atrito foi plotado em função da velocidade para 3 superfícies de rugosidades diferentes, 0,3, 1,1 e 2,4  $\mu\text{m}$  em duas condições distintas, uma com 20% de redução do diâmetro e outra com 55%, como pode ser observado nas Figuras 4 e 5.

Como mencionado acima, com o aumento da velocidade relativa entre o laminador e a barra, espera-se que haja uma entrada maior de lubrificante na região de contato, reduzindo o atrito. Tal fato pode ser observado tanto para taxas de redução de 20 e 55%, quando a rugosidade do laminador é baixa, porém, para a maior rugosidade encontrada,  $R_a$  igual a 2,4  $\mu\text{m}$ , o coeficiente de atrito aumentou com o aumento da velocidade para ambas as taxas de redução, reforçando a suspeita de falta de lubrificação na região de laminação.



**Figura 4. Coeficiente de atrito nos laminadores em função da velocidade de laminação e da rugosidade do laminador, à baixas taxas de redução.**



**Figura 5. Coeficiente de atrito nos laminadores em função da velocidade de laminação e da rugosidade do laminador, à altas taxas de redução.**

### 2.3.3 Emulsão

O papel da tribologia no processo de laminação é geralmente para controlar as forças de atrito entre o rolo e a barra. Há dois objetivos a serem alcançados ao controlar as forças interfaciais, sendo os de importância primária, como a produção de superfícies laminadas de alta qualidade, incluindo a prevenção de contaminação superficial e o controle do brilho, enquanto que, secundariamente, reduzir as cargas sobre o laminador, contribuindo para a economia de energia e reduzindo também o desgaste dos roletes (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

Segundo o trabalho de Chun, M. S. et al., durante a laminação a quente, não há atrito na região de estrição da barra de alumínio. Vários lubrificantes para uso durante a laminação a quente de alumínio e suas ligas foram estudados, sendo o óleo ácido, na maioria dos casos, eficaz para reduzir as cargas sobre o laminador (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

Os resultados obtidos no estudo, considerando dois óleos semissintéticos A (projetado para menores coeficientes de atrito) e B (projetado para maiores coeficientes de atrito) em concentrações de 1% e 10% de óleo em água, mostram que as forças e torque exercidos no laminador dependem da velocidade de laminação (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

A emulsão tem por finalidade garantir a lubrificação durante a laminação e refrigerar o sistema laminador e laminado. Quanto maior a concentração da emulsão, maior será sua característica lubrificante em detrimento à característica refrigerante (CONTINUUS-PROPERZI).

Para ambas as reduções, 15 e 35%, e com as duas emulsões em concentrações conforme citadas, os comportamentos de força e torque no laminador são mostrados nas Figuras 6 e 7. As viscosidades dos óleos A e B são mostradas na Tabela 1.

**Tabela 1 - Propriedade dos lubrificantes**

Lubrificante	Densidade (g/ml)	Viscosidade à 40° C (mm <sup>2</sup> /s)	Viscosidade à 100° C (mm <sup>2</sup> /s)
Semissintético A	0,886	28,5	5,5
Semissintético B	0,883	29,6	5,7



O tamanho das gotículas encontrado para a emulsão A à 1 e 10% respectivamente foi de 3 e 3,1  $\mu\text{m}$  e para a emulsão B à 1 e 10% respectivamente foi de 2,8 e 6,3  $\mu\text{m}$ .

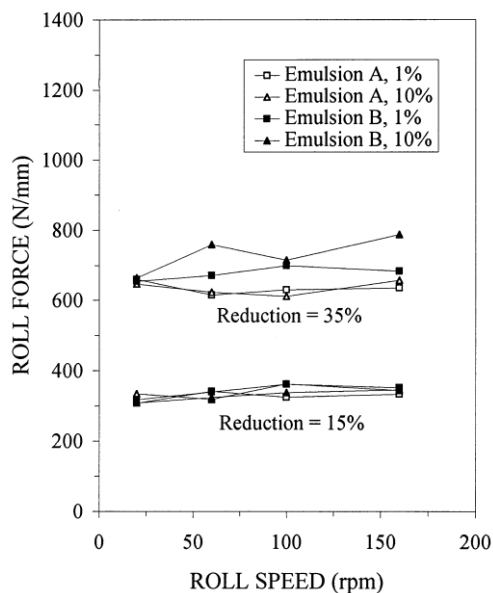


Figura 6. Força no laminador em função da variação da velocidade de laminação (rpm).

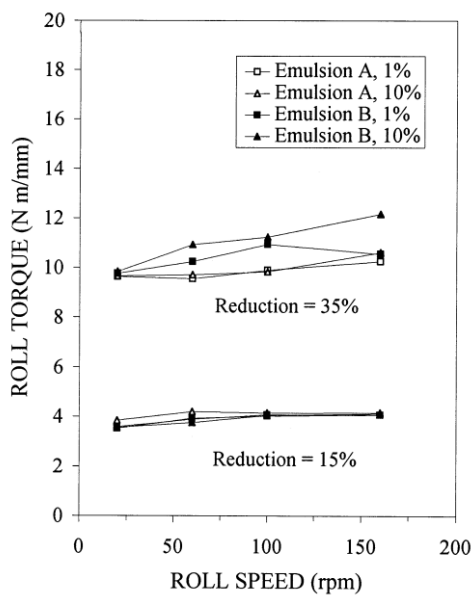


Figura 7. Torque no laminador em função da variação da velocidade de laminação (rpm).

A primeira figura mostra a relação entre força e velocidade dos laminadores, para reduções de 15% e 35%. Como esperado, o aumento da redução representa um aumento das cargas e torques aplicados nos roletes, conforme é mostrado nas figuras.

Para velocidades mais baixas, as forças nos roletes praticamente duplicaram, ao aumentar a redução de 15 para 35%. O torque, no entanto, aumentou quase três vezes, quando em níveis de redução de 35%, indicando que pode haver um aumento significativo na resistência de atrito associada com as cargas mais elevadas (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

Para reduções de 15%, não foi constatado haver dependência significativa tanto entre a força quanto o torque no laminador, em relação à oscilação de velocidade. Existem vários mecanismos em operação, cujos efeitos combinados são responsáveis pelos patamares obtidos graficamente (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

Com o aumento da velocidade, a taxa de esforço também aumenta, logo, a resistência à deformação do metal aumenta, devido à dependência da taxa de esforço aplicada. Este fenômeno sozinho resultaria no aumento das forças e torque sobre o laminador, com o aumento da velocidade, que reduz também o tempo de contato entre as superfícies (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

Além disso, o aquecimento devido à deformação iria aumentar com o aumento da velocidade, também levando à redução de dureza, logo, é razoável esperar que o esforço no fluxo de metal permaneça quase inalterado, durante a laminação (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

Outro parâmetro que deve ser considerado é a resistência à fricção na interface entre o laminador e a barra. Espera-se que a teoria de adesão seja válida, indicando que a fricção é o resultado de ligações formadas no contato das rugosidades (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

O filme lubrificante provavelmente não é suficientemente espesso para alterar o nível de contato durante o regime de lubrificação e como consequência há uma quantidade razoável de alumínio em contato com o laminador, juntamente com óxidos quebrados e uma quantidade de lubrificante. Com o aumento da velocidade, o tempo para a formação destas ligações adesivas seria menor, por isso, uma menor resistência ao atrito é esperada (CHUM, M. S.; LENARD, J. G., 1996).

Nas Figuras 8 e 9, pode-se observar primeiramente, de acordo com a teoria da adesão, conforme se aumentou a velocidade, para ambas as emulsões, houve uma redução do coeficiente de atrito. Observa-se também a dependência da redução no

coeficiente de atrito. Geralmente, para maiores taxas de redução obtêm-se maiores coeficientes de atrito.

Conforme projetado, verificou-se também que o óleo B, de fato, produziu maiores coeficientes de atrito que o óleo A.

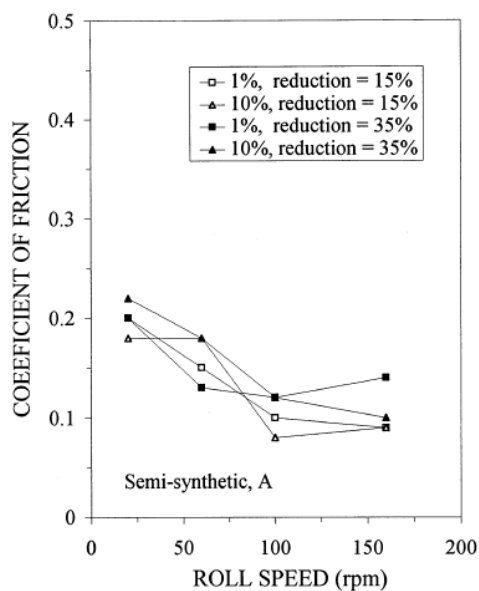


Figura 8. Coeficiente de atrito em função da redução e da velocidade para o óleo A.

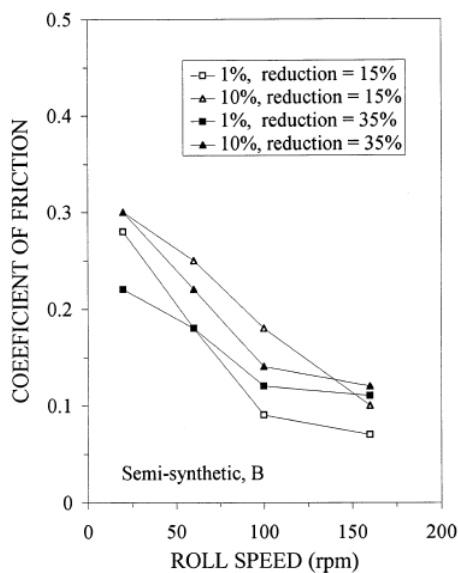
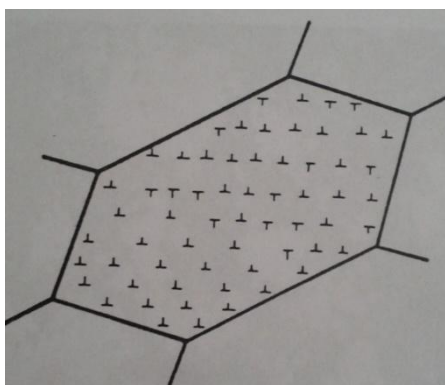


Figura 9. Coeficiente de atrito em função da redução e da velocidade para o óleo B.

## 2.4 TRANSFORMAÇÕES MICROESTRUTURAIS

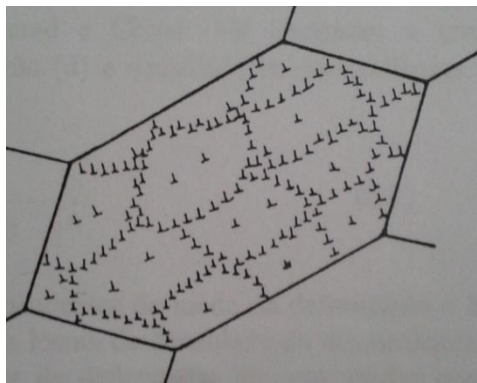
### 2.4.1 Recristalização e Recuperação

Um dos fatores que mais afetam microestruturalmente um metal deformado é a energia de defeito de empilhamento (EDE), que influencia fortemente a distribuição das discordâncias. Para um metal deformado, cuja energia de falha de empilhamento é baixa, a mobilidade das discordâncias também é baixa, pois encontram-se muito afastadas umas das outras, dificultando a ocorrência de fenômenos como o escorregamento com desvio (“cross-slip”) e escalada (“climb”) de discordâncias, favorecendo uma distribuição planar (homogênea) na microestrutura, conforme mostrado na Figura 10 (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).



**Figura 10. Arranjo planar de discordâncias homogeneamente distribuídas em grão encruado.**

O contrário é verificado quando o metal possui elevada energia de defeito de empilhamento, uma vez as discordâncias possuem alta mobilidade. Nessa condição, a distribuição tende a ser heterogênea, concentrando-se nos contornos e interiores de grãos encruados, conforme mostrado na Figura 11.



**Figura 11. Arranjo celular esquemático de discordâncias em grão encruado.**

Observa-se também que discordâncias vizinhas e de sinais opostos podem aniquilar-se (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).

Quando um metal é encruado, a energia armazenada durante a deformação pode ser diminuída através do posterior recozimento, através de mecanismos de redução e rearranjo de defeitos cristalinos, como descritos na sequência a seguir:

- 1) Interação entre defeitos puntiformes, diminuindo a quantidade dos mesmos;
- 2) Aniquilação de discordâncias de sinais opostos;
- 3) Rearranjo de discordâncias, formando configurações de menor energia (contornos de baixo ângulo);
- 4) Formação de contornos de alto ângulo;
- 5) Absorção de defeitos puntiformes e discordâncias por contornos de alto ângulo em migração;
- 6) Redução da área total de contornos de grão;

Os processos (1), (2), (3) e (4) correspondem ao processo de recuperação e (5) e (6) correspondem aos processos de recristalização e crescimento de grão, respectivamente. Nota-se que, quando a distribuição dos defeitos é heterogênea, estes processos cronológicos podem eventualmente ocorrer em momentos diferentes em regiões distintas do metal (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).

As alterações microestruturais que ocorrem durante a recuperação levam a uma restauração parcial das propriedades do material, tais como mecânicas, de resistividade elétrica, além da densidade e tensões residuais iniciais.

O alumínio possui uma temperatura de fusão absoluta de 660°C. Em temperaturas superiores a 0,2 Tf (132°C) observa-se principalmente a ocorrência de aniquilação de intersticiais e lacunas e a migração de defeitos puntiformes para os contornos de grãos e discordâncias. Temperaturas entre 0,2 e 0,3 Tf (132 a 198°C) observa-se a aniquilação de discordâncias de sinais opostos e estas se reorganizam, delineando-se os contornos de baixo ângulo (subcontornos de grãos), no entanto a formação desses subcontornos requer uma maior energia de ativação (térmica), devido à necessidade de ocorrência dos fenômenos de escorregamento com desvio e escalada, geralmente observados em temperaturas maiores que 0,4 Tf (264°C). No caso do alumínio, que possui elevada EDE, o papel da recuperação torna-se ainda mais importante, pois esse rearranjo microestrutural promove uma diminuição considerável da energia interna, que está associada a esses defeitos, levando também a uma redução das propriedades mecânicas no material (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).

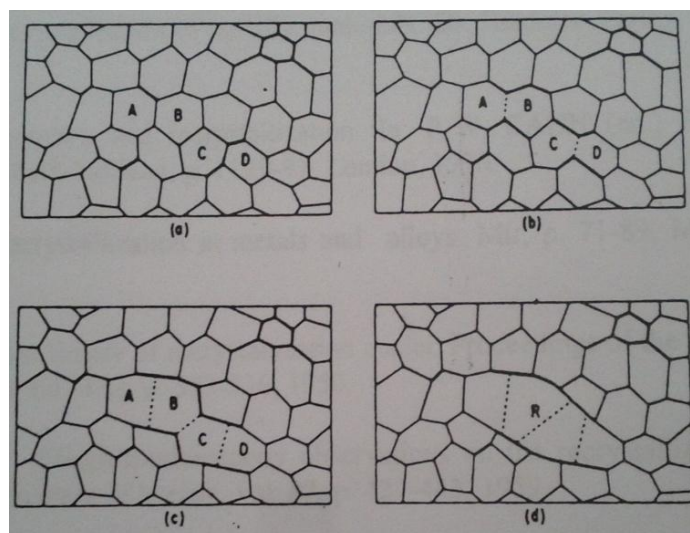
O início do processo de recristalização se dá pela nucleação de novos grãos. Os mecanismos de rearranjo de discordâncias, formando regiões livres de defeitos, juntamente com a formação de um contorno de alto ângulo e elevada mobilidade, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada, definem a nucleação da recristalização. Alguns modelos são utilizados para descrever esse processo:

- Modelo da migração de contornos de alto ângulo pré-existentes induzida por deformação: Nesse caso, os metais sofrem deformações menores que 40%, envolvendo a migração de um contorno de grão pré-existente para o interior de um grão mais deformado.

- Modelo de nucleação por migração de contornos de baixo ângulo (subcontornos): Quando regiões com baixa densidade de discordâncias circundadas por subcontornos são formadas, de tal forma que o subgrão é capaz de crescer sobre seus vizinhos por migração de seus subcontornos a uma determinada temperatura, reduzindo assim a energia armazenada através da eliminação e rearranjo dos defeitos microestruturais, levando a um aumento da diferença de orientação, até transformar-se em um contorno de alto ângulo. Observou-se que o crescimento de subgrão em alumínio puro ocorre em temperaturas maiores que 0,6 Tf (396°C).

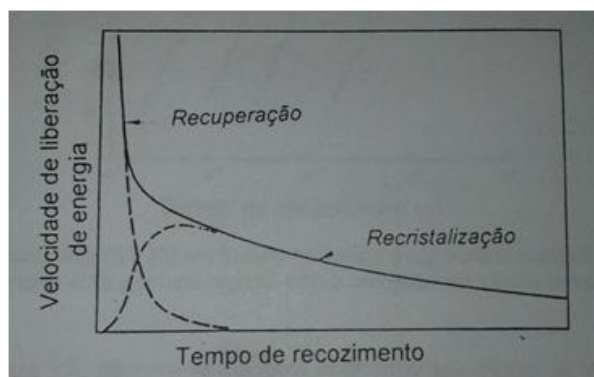
- Modelo de nucleação por coalescimento de subgrãos: É um processo lento e a temperaturas menores que 0,65 Tf (429°C) pode ser cineticamente estável. Esse mecanismo consiste no coalescimento de dois subgrãos vizinhos, através de seus crescimentos, eliminando assim os subcontornos e alterando a orientação entre o grupo

que sofreu coalescimento e os subgrãos vizinhos. Dessa forma, como esse novo grupo passou a ter um elevado contorno, ele pode migrar-se com alta velocidade, constituindo um núcleo de recristalização. A Figura 12 mostra exatamente esse processo (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).



**Figura 12. Representação esquemática da formação de um grão recristalizado.**

Observa-se que durante o processo de recristalização de um metal, o potencial termodinâmico para esse fenômeno diminui à medida que ocorre o processo de recuperação. Tal fato deve-se à superposição cronológica desses fenômenos, como mostrado na Figura 13. Como a distribuição dos defeitos é heterogênea, em uma determinada região do material (menos deformada) pode prevalecer o processo de recuperação, porém em outra região (mais deformada) o de recristalização (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).



**Figura 13. Diagrama esquemático mostrando a velocidade de liberação da energia armazenada nos processos de recuperação e recristalização em função do tempo de recozimento.**

Existem alguns fatores que influenciam a competição entre recuperação e recristalização, que serão descritos a seguir:

- Energia de defeito de empilhamento (EDE): A mobilidade das discordâncias em um metal depende diretamente da sua EDE, ou seja, metais com elevada EDE, o processo de recuperação é favorecido, diminuindo a densidade de defeitos cristalinos (principal potencial termodinâmico para a recristalização). No caso dos metais com baixa EDE, a recuperação praticamente não influencia no processo de recristalização. Na Figura 14, pode-se observar a influência da EDE em relação ao processo de recristalização e amolecimento.

- Grau de deformação: Quanto maior a deformação no metal, ou seja, quanto maior o grau de encruamento, maior será a quantidade de núcleos formados e o potencial termodinâmico para a recristalização. Menores graus de encruamento, favorecem o processo de recuperação.

- Temperatura de recozimento: Quanto menor a temperatura de recozimento, mais favorecido será o processo de recuperação, pois sua energia de ativação é menor que a do processo de recristalização.

- Velocidade de aquecimento: Quanto menor a velocidade de aquecimento, maior será o período que o metal permanecerá em baixas temperaturas, de forma que apenas o processo de recuperação será favorecido.

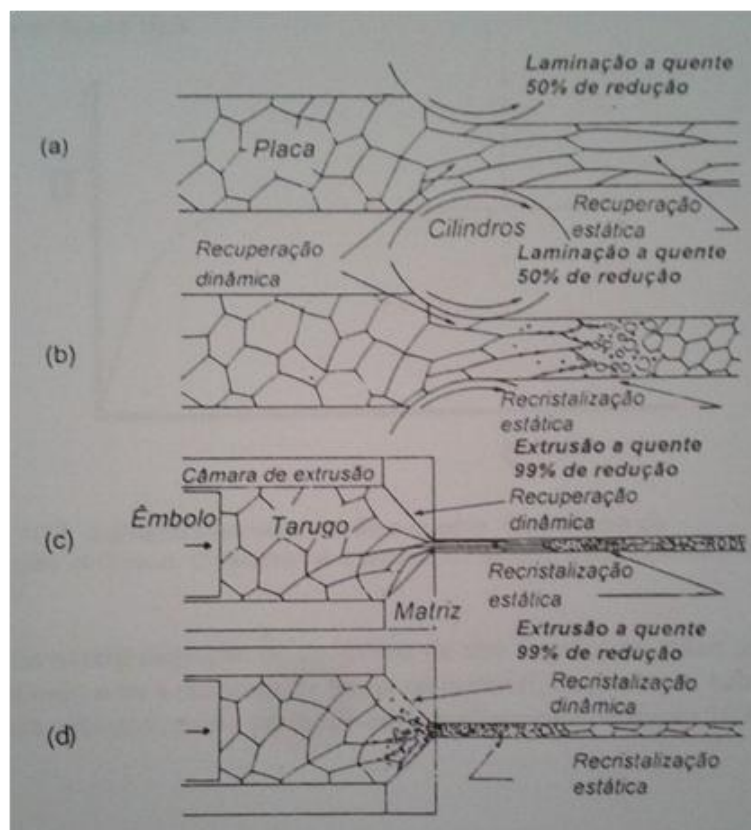
- Temperatura de deformação: O aumento da temperatura de deformação favorece o processo de recuperação, pois em temperaturas maiores o grau de encruamento diminui, logo, o potencial termodinâmico para a recristalização também diminui (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).



**Figura 14. Relação entre a fração amolecida e a fração recristalizada para o alumínio (maior EDE) e para o cobre (menor EDE).**



Como pode ser observado na Figura 15, os processos de recuperação e recristalização dinâmicos dependem diretamente da EDE do metal considerado. O alumínio, por exemplo, por possuir elevada EDE apresenta uma rápida cinética de recuperação, que reduz por consequência a quantidade de defeitos cristalinos e o potencial termodinâmico para a recristalização.



**Figura 15. Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente.**

Na recuperação dinâmica (durante o processo de deformação), a medida que o metal é deformado a quente, o número de defeitos cristalinos aumenta e devido a ativação térmica, as discordâncias geradas se rearranjam para uma estrutura de subgrãos, considerando um metal com elevada EDE. No entanto, em um determinado momento, possibilitado pela deformação em elevadas temperaturas, ocorre uma compensação entre a quantidade de defeitos formados e eliminados, estabelecendo-se um estado estacionário, no qual a quantidade de defeitos permanece constante (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).

### 2.4.2 Recristalização durante a laminação

Os grãos na microestrutura dos materiais metálicos são responsáveis pelo comportamento macroscópico do material. Importantes propriedades mecânicas, tais como a ductilidade, resistência e dureza podem ser relacionadas à morfologia da microestrutura e, em particular, ao tamanho dos grãos. A dependência do tamanho do grão também é significativa em relação à resistência do material contra o desgaste e à corrosão e às propriedades tais como condutividade térmica e elétrica. O tamanho dos grãos pode evoluir a partir da recristalização, pois o nível de energia interna do material, ou seja, a energia dos contornos de grãos e a energia armazenada são reduzidas. Esta redução de energia ocorre devido à migração de contornos de grãos de ângulo elevado e pela nucleação e crescimento de novos grãos (HALLBERG, H., 2012); (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).

A recristalização pode ser um processo relativamente lento, controlado pela temperatura. A natureza da recristalização dinâmica depende do tipo de material considerado e está associada à geração de um número grande de defeitos durante a deformação a quente, de forma que estes defeitos não podem ser eliminados apenas pela recuperação dinâmica, uma vez que o material de baixa EDE está submetido à altas taxas de deformação, resultando assim no aumento do potencial termodinâmico para a ocorrência de recristalização dinâmica (HALLBERG, H., 2012); (PADILHA, A. F.; JR, F. S., 1996).

A recristalização contínua e dinâmica prossegue através da criação de subgrãos a partir de regiões discordantes. Com o aumento da deformação macroscópica, estes terão uma diferença de orientação cristalográfica entre si e eventualmente, poderão formar novos grãos separados na microestrutura. Durante o processo de deformação macroscópica do material, um determinado período de incubação é necessário, para o aparecimento de novos grãos, período durante o qual as fronteiras de ângulo elevado são geradas e novos grãos tornam-se distinguíveis (HALLBERG, H., 2012).

No trabalho Hallberg, H., chapas de alumínio AA1050 foram laminadas, utilizando diferentes condições de processamento. A influência da redução da espessura através da passagem pelos laminadores, a influência do atrito e de variados graus de assimetria na transformação plástica e no refinamento de grãos foram avaliados (HALLBERG, H., 2012).

O modelo de tensão elasto-viscoplástico utilizado no presente trabalho considera a evolução da microestrutura em termos de densidade de discordâncias e tamanhos de grãos. Estas grandezas são capazes de influenciar nas propriedades macroscópicas do material, como a tensão de escoamento e a dependência da taxa de deformação (HALLBERG, H., 2012).

Os resultados obtidos a partir das simulações numéricas no trabalho indicam que refinamento de grão substancial ocorre durante a laminação, devido à recristalização dinâmica e que o grau de refinamento do grão pode ser influenciado pela variação dos parâmetros de processo. A redução do tamanho de grão devido à recristalização dinâmica está diretamente relacionada com a magnitude da deformação plástica e de acúmulo de energia armazenada em termos de densidade de discordâncias. O aumento do atrito dos laminadores, a redução de espessura por passe e a laminação assimétrica (condições diferentes de laminação ao longo da superfície do material) são componentes da deformação necessárias para ocorrência de recristalização (HALLBERG, H., 2012).

As simulações indicam ainda que o aumento do atrito nos laminadores e uma maior redução da espessura são a principais componentes na promoção da deformação plástica da folha e o grau de assimetria de laminação possui uma menor influência. Tal fato está de acordo com os resultados experimentais em aço IF apresentados no trabalho utilizado como referência, onde o refinamento dos grãos ocorre principalmente devido à redução de espessura e, em segundo lugar, devido à assimetria de laminação (HALLBERG, H., 2012).

A laminação simétrica leva a variações bastante drásticas na deformação plástica e no acúmulo de discordâncias na direção do esforço, ao longo da espessura, sendo as regiões mais superficiais mais fortemente tensionadas plasticamente. Este fato tem um impacto direto sobre o refinamento de grão devido à recristalização dinâmica, resultando em uma estrutura de grão mais refinada próximo das superfícies da folha e uma estrutura de grãos mais grosseira no interior (HALLBERG, H., 2012).

Aplicando-se o processo de laminação assimétrica, a deformação plástica e acúmulo de discordâncias são nivelados e os tamanhos de grãos resultantes são mais homogeneamente distribuídos através da espessura, conforme os resultados experimentais da laminação das ligas de alumínio 6111 AA e 5754 AA (HALLBERG, H., 2012).

No presente estudo, dois passes são considerados para cada configuração dos parâmetros do processo. Naturalmente, passes adicionais causariam maiores

deformações plásticas no material e, portanto, um maior refinamento de grãos devido à recristalização dinâmica (HALLBERG, H., 2012).

## 2.5 TRATAMENTOS TÉRMICOS

### 2.5.1 Recozimento pleno

O recozimento pleno é um tratamento térmico em que se conseguem condições máximas de plasticidade do metal (têmpera O), correspondendo a uma recristalização total do mesmo.

No processo de recozimento, o metal é aquecido, geralmente na faixa de 350°C, suficientemente para permitir o seu rearranjo numa nova configuração cristalina não deformada. Este processo de recristalização remove o efeito do trabalho a frio e deixa o metal numa condição dúctil. O recozimento bem sucedido caracteriza-se somente pela recristalização primária. Devem-se evitar superaquecimentos, já que isto causa a coalescência e o crescimento exagerado dos grãos, também chamada de recristalização secundária, com a consequente tendência de ser desenvolvido o defeito “casca de laranja” nos trabalhos subsequentes, principalmente de estampagem (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Para materiais recozidos plenamente (totalmente recristalizados é aconselhável a obtenção de tamanhos de grãos no intervalo de 20 a 100  $\mu\text{m}$  de diâmetro), para que se obtenha peças de boa qualidade, após estampagem, dobramento ou extrusão por impacto. Caso o tamanho de grão esteja fora desta faixa pode ocorrer o rompimento da peça ou o surgimento do defeito “casca de laranja”, o que pode exigir uma operação de polimento adicional para restituir-lhe uma superfície lisa (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

Convém observar que o tamanho de grão em micrômetros é inversamente proporcional ao número do mesmo (ABAL, COMISSÃO TÉCNICA, 2007).

### 2.5.2 Recozimento parcial

Este tipo de tratamento térmico corresponde a uma recristalização parcial do material, permitindo a obtenção de têmperas com alongamentos maiores, o que favorece, em alguns casos, o processo de estampagem, conferindo ao produto final uma maior resistência mecânica.

Pode ser realizado entre as temperaturas de 200°C a 280°C, dependendo da porcentagem de redução aplicada na laminação a frio (Fundamentos e Aplicações do Alumínio, ABAL, 2007).

### 2.5.3 Influência do recozimento na dureza e resistividade do Alumínio puro

A estabilidade térmica dos materiais severamente deformados plasticamente é geralmente baixa, apesar de suas propriedades mecânicas serem melhoradas devido à alta densidade de discordâncias.

No trabalho de ZI, A.; STULIKOVA, I.; SMOLA, B<sup>3</sup> (2009, apud A. Zi, I. Stulikova, B. Smola, 2009), as energias de ativação para a recuperação e recristalização foram calculadas a partir da resposta de microdureza para recozimento isotérmico e foram encontrados, alguns processos relevantes, como o movimento de discordâncias termicamente ativadas, autodifusão, que ajudam a explicar e a descrever os processos de recristalização e de recozimento isócrono.

Experimentalmente, foi utilizado alumínio de elevado grau de pureza (99,99%), tratado termicamente a 403K durante 30 minutos. Antes da deformação o material exibiu uma microestrutura equiaxial de grãos com uma dimensão média de 113µm.

Zi, A. et al., obtiveram como resultados uma diminuição na dureza, que ocorre (a uma faixa de temperatura relativamente baixa) entre 403 e 603K no alumínio deformado no processo de conformação plástica à temperatura ambiente, conforme mostrado na Figura 16. Isto ocorre devido a um elevado nível de energia que está sendo armazenado após deformação plástica, que representa a força motriz para os fenômenos de recozimento, resultando também em uma diminuição semelhante da resistividade elétrica, conforme mostra a Figura 17. Após o recozimento isócrono até 523 K, a recristalização já havia começado durante a deformação plástica e novos grãos puderam ser visto em conjunto com os subgrãos ainda deformados na mesma região. A

---

<sup>3</sup> ZI, A.; STULIKOVA, I.; SMOLA, B. Response of aluminum processed by extrusion proceeded ECAP to isochronal annealing. Materials Science and Engineering A, [s.l.], v. 527, p. 1469-1472, oct. 2009.

diminuição da dureza e da resistividade elétrica anteriores à recristalização e posterior ao recozimento para temperaturas inferiores à 523K devem ser atribuídos aos processos de recuperação.

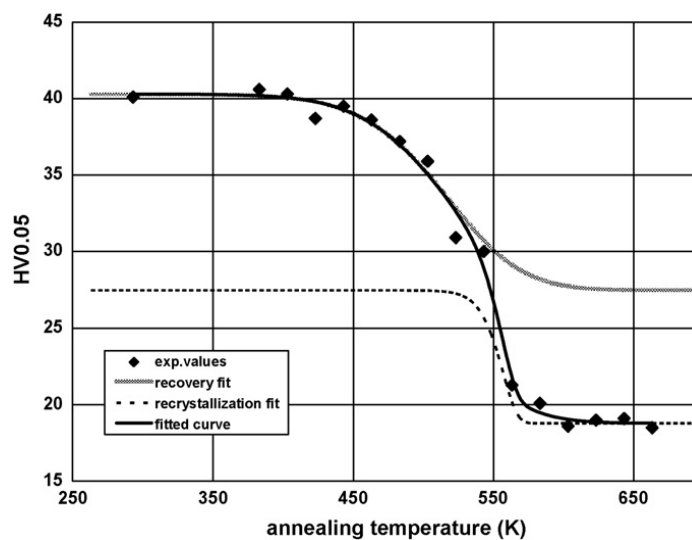


Figura 16. Microdureza Vickers em função do tratamento de recozimento isócrono no alumínio.

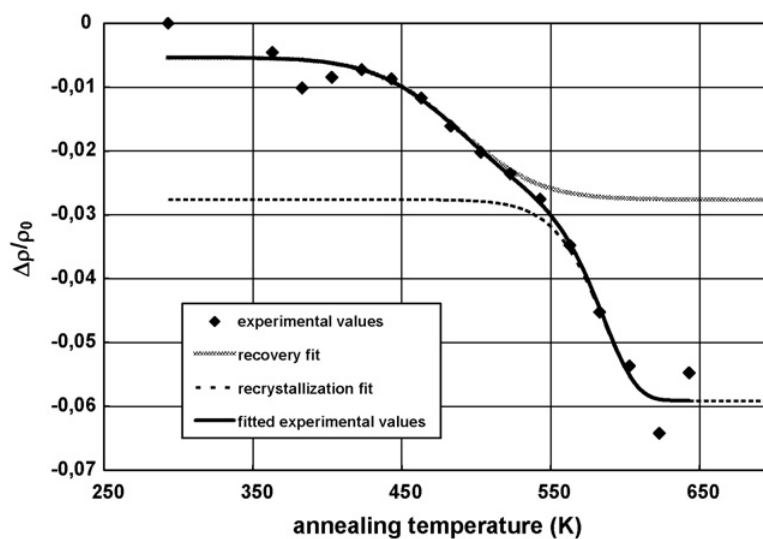
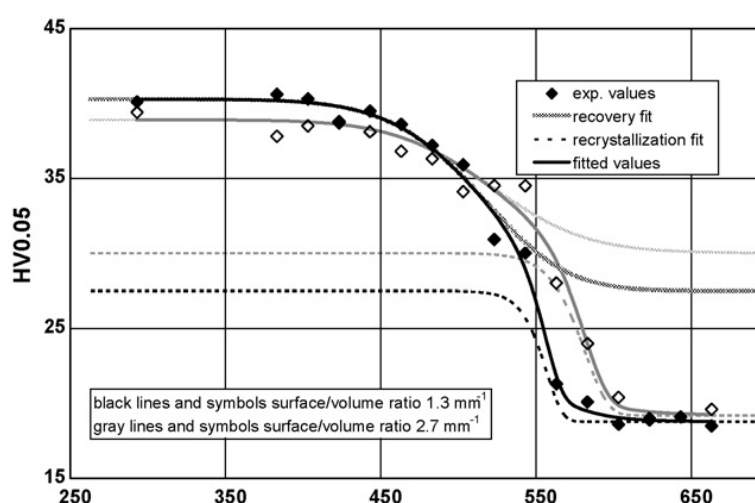


Figura 17. Variação da resistividade em função do tratamento de recozimento isócrono no alumínio

No recozimento isócrono, à temperaturas superiores a 623 K, a dureza e resistividade elétrica permanecem praticamente estáveis. Quando recozido até 643K o corpo-de-prova foi completamente recristalizado e possuía tamanho médio de grãos de 132  $\mu\text{m}$ .

A dependência da microdureza HV0.05 sobre a temperatura de recozimento é mostrado na Figura 18. Por fim pode-se concluir que a recuperação e recristalização cinética de alumínio processado não são influenciadas pelas dimensões do corpo-de-prova.



**Figura 18.** Curvas de microdureza Vickers em relação ao recozimento isócrono do alumínio, considerando duas dimensões diferentes.

O estudo de Zhou et al., faz referência ao estado inicial da barra de alumínio 1050 AA, em duas condições diferentes CCS (Formação de barra fundida a partir de laminação com rolos duplos) e HRS (Barra laminada a quente), a qual será posteriormente laminada a frio (ZHOU, S. X. et al., 2002).

Segundo o trabalho de ZHOU, S. X.<sup>4</sup> (2002, apud G. Thym, K. Buxmann, I. Gyongyos, 1976) no Al com 99,2% de pureza, o tamanho de grão para o processo CCS é de 5 a 10  $\mu\text{m}$  e de 40 a 60  $\mu\text{m}$  pelo processo HRS.

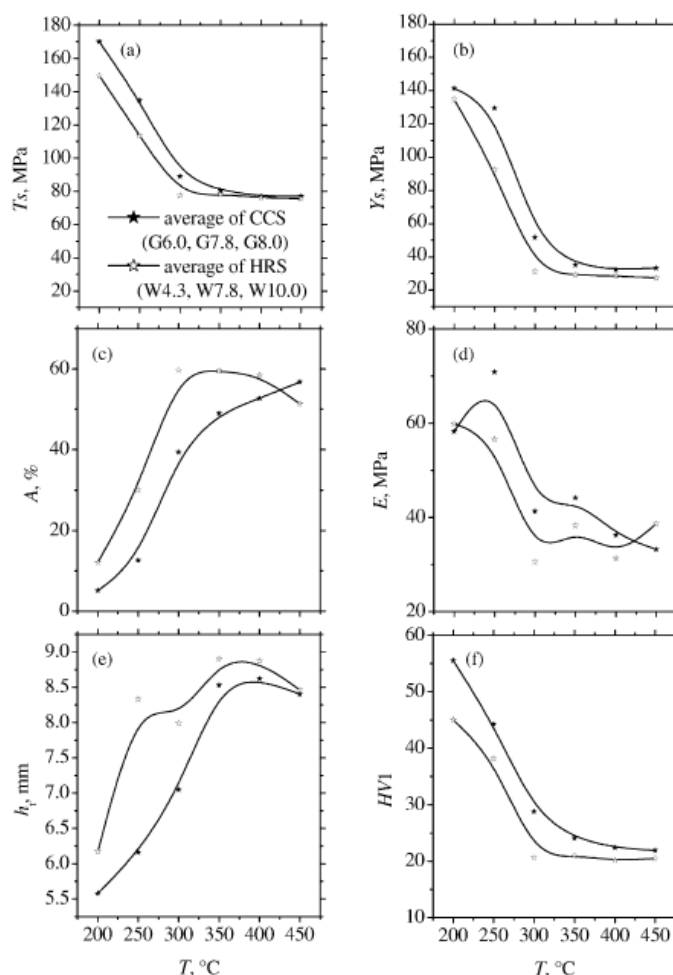
Devido à elevada supersaturação com alguns elementos de liga (Fe, Si, etc) a barra CCS de Al 99,5% tem uma maior resistência e uma maior temperatura de recristalização, após a laminação a frio, que a barra HRS (ZHOU, S. X. et al., 2002).

<sup>4</sup> ZHOU, S. X. et al. Experimental study on materials properties of hot rolled and continuously cast aluminum strips in cold rolling. Journal of Materials Processing Technology, [s.l.], v. 134, p. 363-373, nov. 2002.

No estudo avaliou-se a liga 1050 AA (Al 99,5%), considerando a influência das temperaturas de recozimento na microestrutura do material (ZHOU, S. X. et al., 2002).

Após serem homogeneizados, os corpos-de-prova foram laminados à 0,5 – 0,8 mm de espessura com um grau de deformação de 2,5 e foram posteriormente recozidos às seguintes temperaturas 200, 250, 300, 350, 400 e 450 °C por 1 hora. As características mecânicas após esse tratamento são mostradas na Figura 19 (ZHOU, S. X. et al., 2002).

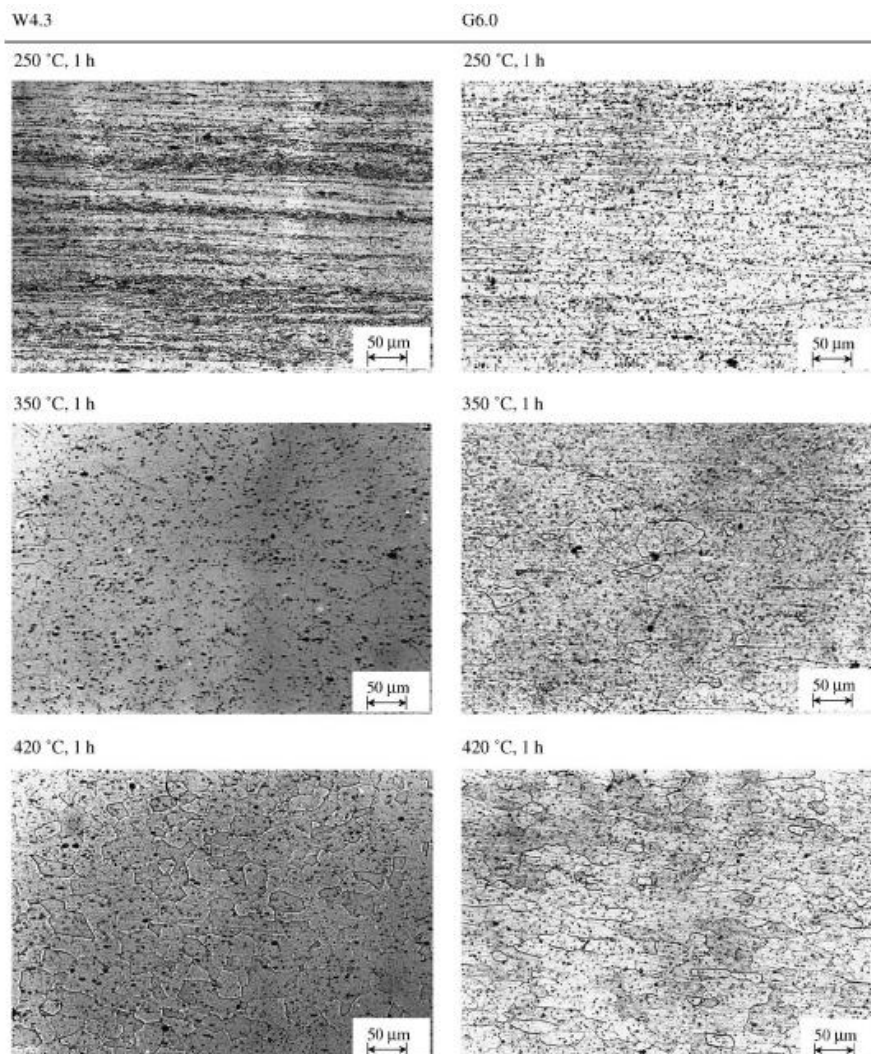
As estrelas preenchidas são referentes à barra CCS e as estrelas vazias são referentes à barra HRS. Entre 200 e 300 °C, nota-se uma grande variação na resistência à tração, tensão de escoamento, alongamento, módulo de elasticidade e dureza (r1) (ZHOU, S. X. et al., 2002).



**Figura 19. Influência das temperaturas de recozimento nas características mecânicas da barra.**



Na figura 20, podem-se observar as imagens microestruturais dos corpos-de-prova recozidos (ZHOU, S. X. et al., 2002).



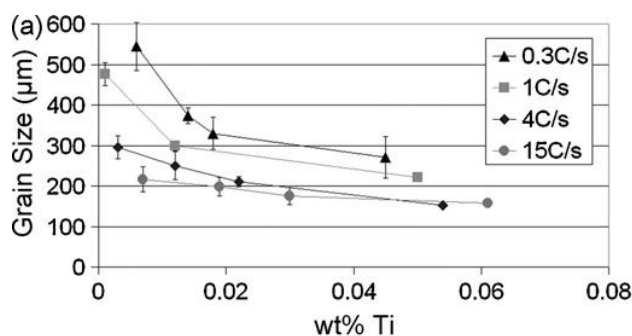
**Figura 20. Influência das temperaturas de recozimento na microestrutura das barras.**

À 200°C é possível observar grãos alongados devido à direção de laminação, já à 350°C, os contornos entre os grãos recristalizados não são muito claros e à 450°C observa-se claramente os grãos individuais. Nota-se também que o processo HRS produz grãos menores que o processo CCS, quando no mesmo grau de deformação e temperatura de recozimento (ZHOU, S. X. et al., 2002).

## 2.6 EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NO TAMANHO DE GRÃO DO ALUMÍNIO

A influência da taxa de resfriamento no crescimento dos grãos pode ser demonstrada segundo o estudo de EASTON, M. A. et al., avaliando o comportamento do alumínio e suas ligas, dentre elas a liga 1050AA, que mais se aproxima da liga 1350 utilizada na produção de vergalhão EC (condutividade elétrica), pelo processo Continuus Properzi.

Em cada uma das ligas estudadas verificou-se o refinamento de grão a partir das taxas de resfriamento impostas, que variam entre 0,3, 1 e 4 °C/s, conforme mostrado na Figura 21. No entanto, aumentando a taxa de resfriamento próxima de 4 °C/s, verificou-se que o refinamento do tamanho de grão foi maior. Observou-se também que a adição de titânio reduziu de forma mais efetiva o tamanho de grão que à uma taxa de resfriamento lenta e à concentrações menores deste refinador.



**Figura 21. Tamanho de grão medido em função da porcentagem em massa de titânio e para diferentes taxas de resfriamento para 1050 AA.**

Este trabalho permitiu concluir que o aumento na taxa de resfriamento diminui o tamanho de grão, devido ao aumento no número de partículas que se tornam agentes ativos de nucleação e também devido ao aumento da taxa de nucleação com a queda da temperatura, além da diminuição do gradiente do tamanho de grão e do fator de restrição ao crescimento ( $Q$ ).

## 2.7 REFINO DE GRÃO EM ALUMÍNIO PURO

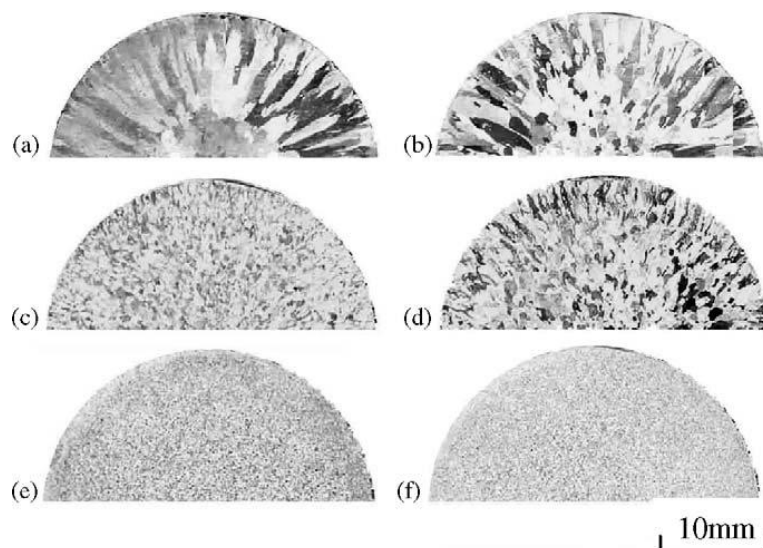
Um dos métodos utilizados para melhorar as propriedades mecânicas de ligas é o refino de grão, geralmente através de refinamento químico. O titânio utilizado neste processo encontra-se principalmente nas ligas Al-Ti, Al-Ti-B e Al-Ti-C.

Existem várias teorias sobre os mecanismos de refino de grão, como a teoria peritética, a teoria de diagrama de fases, etc, porém ainda não existe uma compreensão completa desse mecanismo.

No trabalho conduzido por Henghua, Zhang, et al., utilizou-se o alumínio comercialmente puro (99,9 % de pureza), no estudo do refino de grão através de cinco tipos de refinadores: Al – 4,3% Ti em peso, Al – 4,12% Ti – 1,24% B em peso, sal  $\text{KBF}_4$ , sal  $\text{K}_2\text{TiF}_6$  e mistura de sais.

Na Figura 22, pode-se observar exatamente a diferença de amostras refinadas ou não. É interessante destacar que o refino de grão foi diferente para os cinco tipos de refinantes estudados. O grau de refino do máximo para o mínimo segue na ordem:

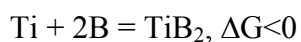
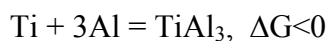
- Mistura de sal, contendo 5Ti:1B.
- Sal  $\text{K}_2\text{TiF}_6$ .
- Liga Al – 4,12 % Ti – 1,24 % B em peso.
- Sal  $\text{KBF}_4$  e Al – 4,3% Ti em peso (Ambos apresentaram quase ou nenhum efeito no refino de grão).



**Figura 22. Macroestrutura típica de alumínio tratadas por diferentes refinantes : (a) sem refinante, (b) liga Al-Ti4,3% em peso, (c) Al- 4,12% Ti -1,24% B em peso, (d) contendo sal elemento B, (e) sal contendo elemento Ti, (f) mistura de sais com 5Ti: 1B.**

Utilizando-se os sais como refinantes, verificou-se que mesmo após um longo período (10 horas para a mistura de sais contendo 5Ti:1B), a microestrutura do alumínio não teve variações significativas quanto ao refino de grão, diferentemente do que ocorre quando utiliza-se as ligas de titânio, cuja estrutura refinada altera-se após 20 minutos aproximadamente.

A análise da nucleação heterogênea é muito importante para a compreensão do mecanismo de refino. O autor baseou-se na variação da energia de Gibbs para explicar a estabilidade dos compostos formados na microestrutura. Seguem as reações que ocorrem:



Quando a energia de Gibbs é negativa, as reações ocorrem espontaneamente da esquerda para a direita à temperatura de 1073 K.

Isso significa que, a partir dos cálculos, os compostos  $\text{TiAl}_3$  e  $\text{TiB}_2$  são estáveis, enquanto que o  $\text{AlB}_2$  é instável no alumínio fundido abaixo de 1073 K. Esta também pode ser uma razão pela qual o efeito de refino de grão a partir do sal  $\text{KBF}_4$  tenha sido

pouco efetivo. Pode-se inferir ainda, que a nucleação de  $\text{TiAl}_3$  ocorre a partir de núcleos de  $(\text{Al}, \text{Ti})\text{B}_2$ .

Os compostos de  $(\text{Al}, \text{Ti})\text{B}_2$  estão localizados ao longo dos contornos de grãos de  $\text{Al-}\alpha$ , enquanto que o  $\text{TiAl}_3$  encontra-se no interior destes grãos, de tal forma que o  $\text{TiAl}_3$  atua como núcleos heterogêneos para grãos de  $\text{Al-}\alpha$ . O  $(\text{Al}, \text{Ti})\text{B}_2$  tem pouco ou nenhum efeito sobre o refino, no entanto, reduzirá o tamanho do  $\text{TiAl}_3$ , pois atua como sítios de nucleação para o agente refinante.

Conclui-se, portanto, que os átomos de Boro não influenciam diretamente no refino de grão do alumínio puro, apenas indiretamente, quando adicionados simultaneamente aos átomos de titânio, explicando também o comportamento ineficaz do sal  $\text{KBF}_4$ .

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será feita uma abrangência sobre o material de estudo e também serão descritas detalhadamente todas as metodologias aplicadas à este trabalho, desde o processo de produção das bobinas, até as análises dos resultados experimentais.

#### 3.1 MATERIAIS

A Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), em seu processo Properzi, produz vergalhão de liga 1350 AA, cuja aplicação se dá no setor de energia, com a fabricação de fios e cabos para condução de eletricidade, a partir da trefilação desse material em uma gama variada de diâmetros, de acordo com as especificações dos clientes.

A composição química da liga 1350 AA, de acordo com a documentação da empresa, pode ser encontrada na Tabela 2.

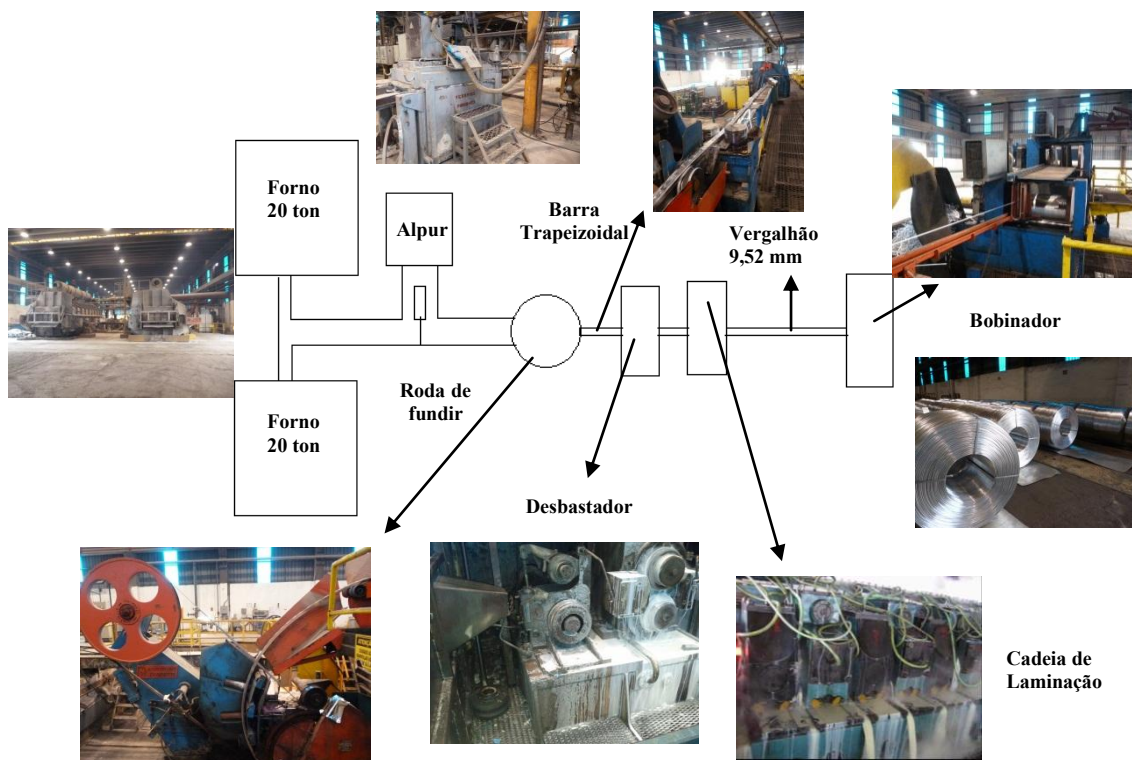
**Tabela 2 - Composição química padrão da liga 1350 AA**

Alumínio 1350 AA														
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	V	B	Ga	Outros	Cada	Al min
0,10%	0,25%	0,02%	0,01%		0,01%		0,03%		0,03%	0,02%		0,02%	0,10%	99,50%

#### 3.2 METODOLOGIAS PARA PRODUÇÃO DAS BOBINAS

##### 3.2.1 Layout do processo produtivo

O layout apresentado na Figura 23 mostra todo o processo produtivo, destacando-se as principais etapas, desde o recebimento do alumínio líquido, formação da barra, laminação e produção do vergalhão com diâmetro de 9,52 mm.



**Figura 23. Layout do processo de fabricação de vergalhão de alumínio, Properzi.**

Cada etapa do processo de produção de vergalhão, destacada no layout do processo será detalhada a seguir.

### **3.2.2 Recebimento de alumínio líquido - Fornos de espera**

O alumínio líquido é produzido nas “Salas Fornos” da própria CBA, através do processo de redução eletrolítica (Processo Bayer). O seu transporte é realizado através de caminhões que transportam cadinhos de capacidade máxima de 6 toneladas, que abastecem os fornos de espera, cuja capacidade máxima é de 20 toneladas, conforme mostrado nas Figuras 24 (a) e (b). Após serem abastecidos com o metal das “Salas Fornos”, realiza-se a correção da composição química do banho, de acordo com a especificação para a liga primária 1350 AA. Adiciona-se também ao banho sal escorificante, o qual é homogeneizado e posteriormente limpo através de rodos específicos.



**Figura 24 (a) e (b). Cadinhos contendo alumínio líquido, que abastecerá os fornos de espera (a) e fornos de espera (b).**

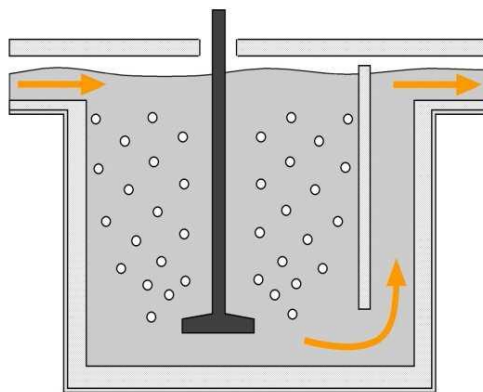
### **3.2.3 Vazamento de metal na calha de transferência – Alpur (Desgaseificador)**

Uma vez que a composição química do banho foi adequadamente corrigida e as escórias superficiais removidas, o forno é então liberado para o vazamento. O Metal é então transferido através de uma calha de cerâmica refratária até o molde anular de cobre, porém, durante esse percurso, o alumínio líquido passa por um sistema chamado “Alpur”, conforme mostrado nas Figuras 25 (a) e (b), o qual é responsável pela retirada do hidrogênio dissolvido no alumínio líquido, através da liberação de bolhas de argônio por um bico injetor rotativo, que fazem um arraste das bolhas menores de hidrogênio para a superfície.





(a)



(b)

Figura 25 (a) e (b). Alpur (a) e esquema sistema de funcionamento do “alpur” (b)

### 3.2.4 Lingotamento contínuo

Nesta etapa, o alumínio é solidificado no molde anular de cobre, refrigerado com água. Uma barra de formato trapezoidal é então formada, conforme Figuras 26 (a) e (b), com dimensões de 39,5 mm x 32,9 mm x 23,5 mm (base maior x altura x base menor).



(a)



(b)

Figura 26 (a) e (b). Barra trapezoidal de alumínio (a) e seção transversal da barra (b).

Seguindo através do processo de lingotamento contínuo Properzi, seguem as próximas etapas, responsáveis pela conformação da barra, para produção das bobinas de vergalhão.

### 3.2.5 Laminação

No primeiro passe a barra é desbastada, adquirindo uma geometria circular em sua secção transversal, que favorece o processo de laminação a quente (Temperatura superior a 350°C). O desbastador pode ser observado na Figura 27 e a cadeia de stands laminadores é observado na Figura 28, cuja disposição dos três roletes em cada Stand é de 120°, sendo os ímpares (Stand 1,3,5,7 e 9) com formato triangular, cuja função é desbastar a barra e os pares com formato circular, tal como o Stand 10, responsável pelo diâmetro e acabamento finais do vergalhão. O percentual total de redução através dos 10 laminadores é de aproximadamente 92%.



**Figura 27. Desbastador de barra de alumínio**



**Figura 28. Cadeia de 10 stands laminadores**

### 3.2.6 Bobinamento

O vergalhão produzido é rebobinado em bobinas de 1.800 kg a 2.200 kg, através de um sistema de bobinamento de alta velocidade, chamado OTT, intrínseco ao processo Properzi. Na Figura 29 (a) pode-se observar os bobinadores do tipo OTT e na Figura 29 (b) pode-se observar as bobinas já prontas para serem embaladas entregues aos clientes.

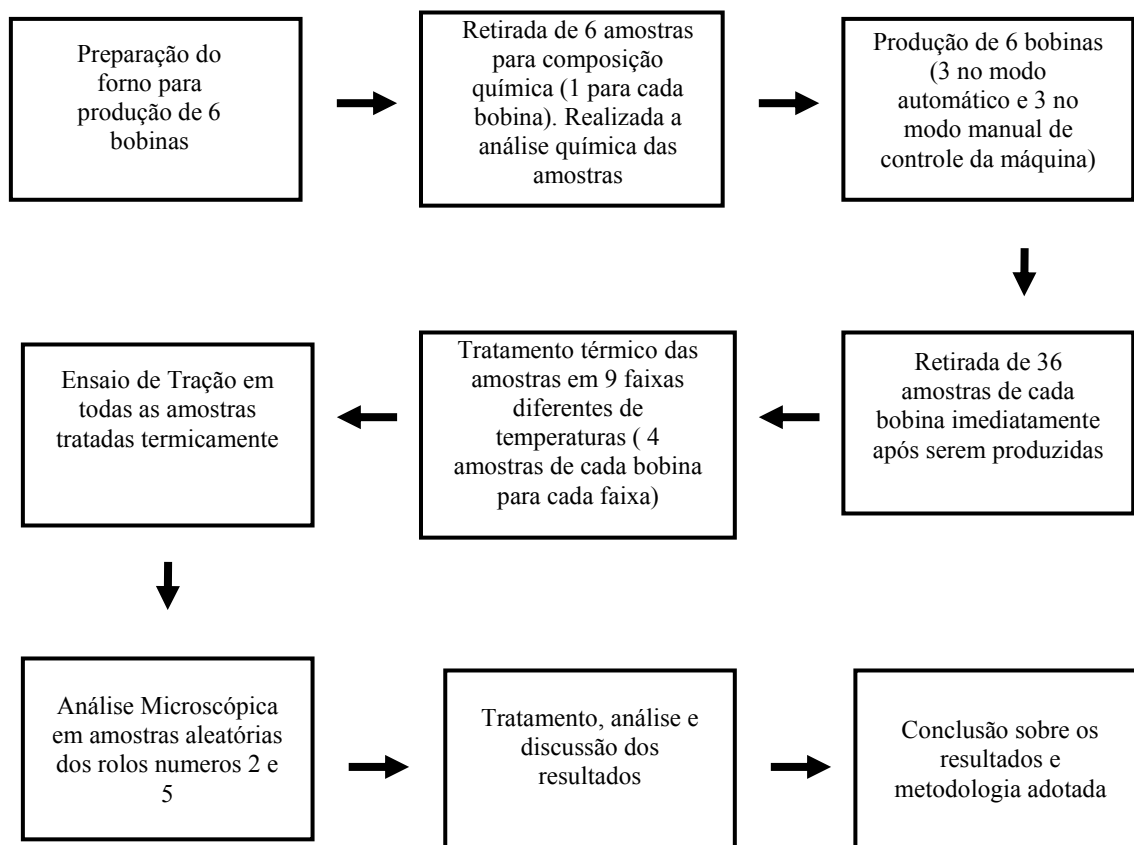


**Figura 29 (a) e (b). Bobinadores OTT (a) e bobinas de vergalhão (b).**

## 3.3 METODOLOGIAS EXPERIMENTAIS

### 3.3.1 Fluxograma metodológico geral

Na figura 30 segue o fluxograma esquemático da metodologia experimental aplicada ao trabalho.



**Figura 30. Fluxograma metodológico geral aplicado ao trabalho**

Os corpos-de-prova foram extraídos de 6 bobinas produzidas especialmente para esse trabalho. Durante a produção de cada rolo, foi retirada uma amostragem do banho para verificação da composição química do material.

O espectrômetro, utilizado na CBA para determinar as composições químicas do alumínio, é um instrumento ótico utilizado para medir as propriedades da luz em uma determinada faixa do espectro eletromagnético. A amostra é submetida a uma centelha elétrica, de forma que os elementos químicos (constituintes) da amostra são excitados emitindo radiação eletromagnética (Fótons), que é característica de cada elemento. A intensidade da radiação é proporcional à concentração de cada elemento químico presente na amostra. Com isso pode-se caracterizar uma série de ligas metálicas quanto ao teor dos elementos da sua composição química (SILVA, J. F., 2009).

A análise química foi feita por um Espectrômetro de Emissão Óptica, ARL, modelo 3460 e série 2557, segundo a norma ASTM E 1251 – Standard test method for optical emission spectrometric analysis of aluminium and aluminium alloys by the



argon atmosphere, point-to-plaine, um polar self initiating capacitor discharge, calibrado segundo as normas da empresa CBA, que seguem padrões nacionais e internacionais.

O espectrômetro está representado nas Figuras 31 (a) e (b).



**Figura 31 (a) e (b). Espectrômetro para análise química.**

### **3.3.2 Preparação dos corpos-de-prova**

Todos os parâmetros de processo foram controlados e mantidos constantes durante a produção das bobinas, exceto o modo de produção, de forma que as três primeiras bobinas foram produzidas no modo automático e as três últimas no modo manual, cuja diferença em relação ao modo automático está basicamente no fato de que o operador é quem controla as velocidades dos laminadores, independente do grau de ondulação da barra, diferentemente do modo automático, cujas variações de velocidade são muito mais intensas e comuns, pois estão diretamente relacionadas com a ondulação da barra. Existe um equipamento, chamado Tanden, que fica diretamente em contato com a barra e faz a leitura do grau de ondulação no alumínio. Quanto maior esse grau, maior será a velocidade dos laminadores, pois se entende que haverá maior quantidade de material a ser laminado.

Na Figura 32 está representado esquematicamente o processo de produção das bobinas de vergalhão, das quais foram retiradas as amostras, imediatamente após serem produzidas, possibilitando que as amostras resfriassem rapidamente, sem sofrerem interferência inicial dos fenômenos de difusão e de recuperação, através da movimentação das discordâncias. Esses fenômenos estão diretamente relacionados ao

tempo e a temperatura a que são expostos. Uma vez que os corpos-de-prova resfriaram-se rapidamente, esses efeitos, inicialmente podem ser considerados desprezíveis.

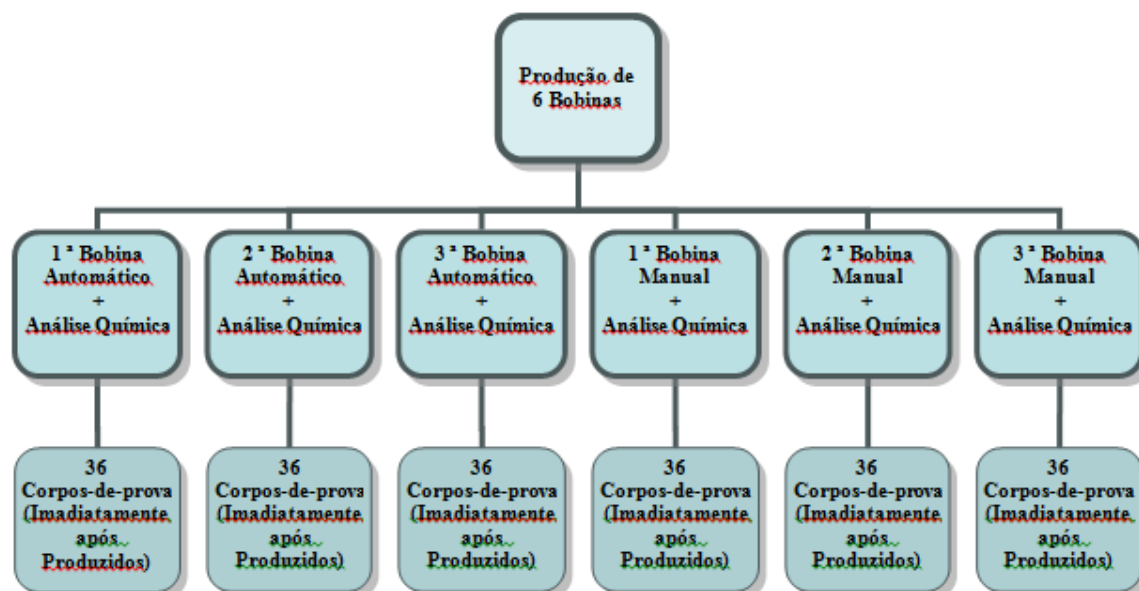


Figura 32. Esquema representativo do processo de produção das bobinas e de obtenção das amostras para os ensaios mecânicos e análises microscópicas.

A Figura 33 mostra de forma também esquemática o procedimento adotado para simular em laboratório os efeitos de recozimento que ocorrem em diversas regiões da bobina, uma vez que a perda de energia térmica é maior e mais rápida na camada mais externa, por apresentar maior área superficial e contato direto com o ar (25° C), ao contrário da camada mediana, a qual tem a menor perda de energia térmica, pois recebe calor das demais camadas e praticamente não perde. Esse efeito pode ser observado na Figura 34 o gradiente de temperatura da bobina em regiões diferentes, logo após ser produzida.

O tratamento térmico de recozimento foi realizado no laboratório da CBA (Companhia Brasileira de Alumínio) em forno mufla com sistema de circulação de interna de ar, para melhor homogeneização da temperatura, conforme mostrado na Figura 35. O tempo adotado para o tratamento foi de uma hora de recozimento e dez minutos iniciais para homogeneização da temperatura do material com o meio interno, totalizando uma hora e dez minutos. Esse período foi escolhido baseado nos artigos de Zhou, S. X. et al., 2002 e ZI, A.; STULIKOVA, I.; SMOLA, B., 2009, que também realizaram estudos semelhantes ao tema proposto neste trabalho. Deve-se salientar

também que o período de uma hora é o tempo aproximado em que a bobina permanece com temperaturas elevadas, acima de 210° C.

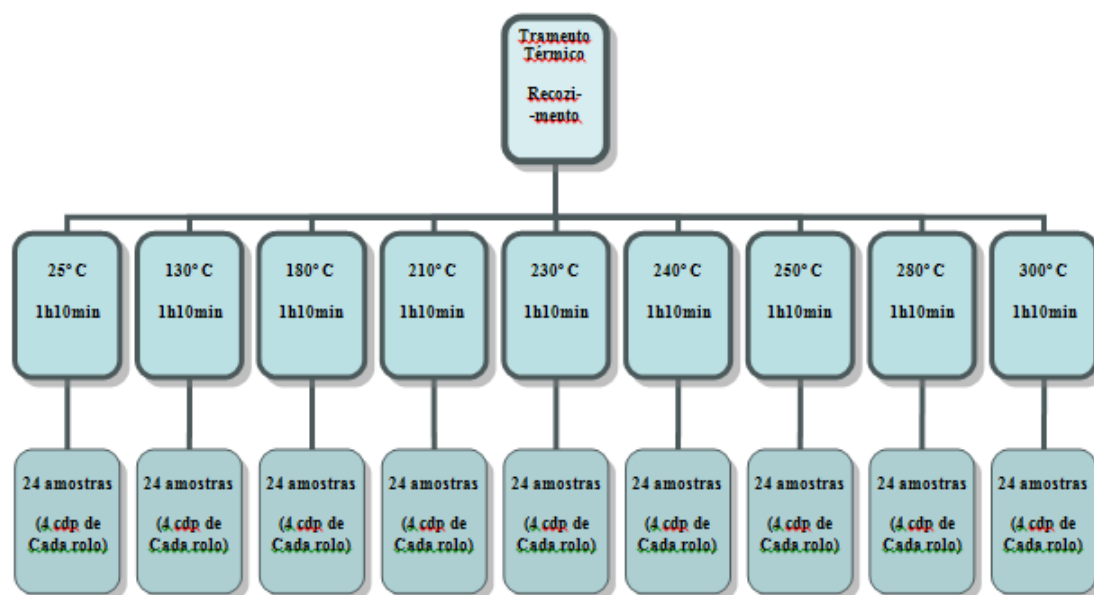


Figura 33. Esquema representativo da metodologia adotada para o tratamento térmico de recozimento.



Figura 34. Gradiente de temperatura em diferentes regiões da bobina, imediatamente após ser produzida.



**Figura 35. Forno utilizado para tratamento térmico de recozimento no laboratório da CBA.**

Após todos os corpos-de-prova terem sido recozidos em diferentes temperaturas, foi realizado o ensaio de tração em todos eles. Para cada condição específica, haviam 4 corpos-de-prova, objetivando ter ao menos uma triplicata para cada resultado. Os ensaios de tração foram realizados no laboratório da Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), no entanto este item será tratado a seguir.

Os dados obtidos nos ensaios de tração foram tratados e analisados, comparando-se com os resultados reais com os dados obtidos na literatura, apoiando-se em análises microscópicas que ajudem na explicação dos fenômenos associados.

### **3.3.3 Ensaio de tração**

Os corpos de prova utilizados para a realização dos ensaios de tração foram os próprios vergalhões de 9,52 mm de diâmetro, da liga 1350 retirados das 6 bobinas produzidas para este trabalho. Os vergalhões foram cortados no comprimento de 330 mm e o ensaio de tração realizado sob o comprimento útil de 250 mm, conforme Figura 36. A norma utilizada foi a ASTM B 557 e o equipamento utilizado para o ensaio de tração foi a máquina EMIC DL 2000, localizada no laboratório da própria empresa CBA, conforme mostrado na Figura 37.





**Figura 36. Corpo-de-prova para ensaio de tração, conforme Norma ASTM B 557.**



**Figura 37. Máquina EMIC DL 2000 para ensaio de tração, localizada no laboratório da empresa CBA.**

### **3.3.4 Generalidades sobre os ensaios de tração**

O ensaio de tração consiste na aplicação de uma carga de tração uniaxial crescente em um corpo-de-prova específico, até a sua ruptura. Nesse ensaio, a variação do comprimento é medida em função da variação de carga. A partir desses valores, podem-se determinar algumas propriedades do material, como o módulo de elasticidade, o limite de resistência à tração, o limite de escoamento, a ductilidade e a tenacidade, por exemplo.

Esse tipo de ensaio é muito utilizado em indústrias em geral, pois é relativamente simples e fornece informações muito relevantes a respeito do material analisado, garantindo que haja reprodutibilidade dos resultados (GARCIA, A; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. 1999).

As normas utilizadas para a sua realização são fornecidas pela ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas) e também pela ASTM (American Society for Testing of Materials).

- Ensaio de Tração Convencional (GARCIA, A; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. 1999); (Souza, S. A, 2004).

“Tensão é definida genericamente como a resistência interna de um corpo a uma força externa aplicada sobre ele, por unidade de área. Deformação é definida como a variação de uma dimensão qualquer desse corpo, por unidade da mesma dimensão, quando esse corpo é submetido a um esforço qualquer” (Souza, S. A, 2004).

Considerando-se uma barra cilíndrica e uniforme que é submetida a uma carga de tração uniaxial crescente.

A tensão convencional é dada pela Equação 1:

$$\sigma = P / S_0 \quad \text{Equação 1}$$

$\sigma$  é a tensão (Pa),  $P$  é a carga aplicada (N) e  $S_0$  é a área da secção transversal inicial ( $m^2$ ).

A deformação convencional é dada pela Equação 2:

$$\varepsilon = \Delta L / L_0 \quad \text{Equação 2}$$

$\varepsilon$  é a deformação (adimensional),  $\Delta L$  é a variação do comprimento em relação ao valor inicial ( $L_f - L_0$ ) (m) e  $L_0$  (m) é o comprimento inicial do corpo-de-prova.

Na Figura 38, segue uma curva característica obtida no ensaio de tração.

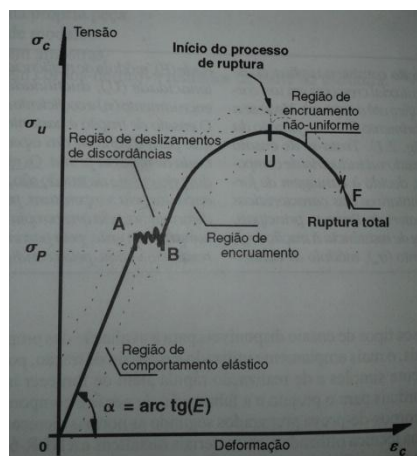


Figura 38. Curva típica obtida no ensaio de tração.

A curva foi dividida em quatro regiões de comportamentos distintos, sendo 0A a região de comportamento elástico, cuja linearidade obedece à lei de Hooke. A constante de proporcionalidade,  $E$ , é conhecida como módulo de elasticidade ou módulo de Young. A região linear termina no ponto A, denominado limite elástico, que representa a maior tensão que o metal pode suportar, sem sofrer qualquer deformação permanente, quando descarregado. Na região compreendida entre o segmento AB onde ocorre o escoamento das discordâncias, que é uma transição heterogênea e localizada, caracterizada por um aumento significativo da deformação e por uma pequena variação da tensão. A partir desse ponto, o metal já está encruado, como representado pelo segmento BU, região na qual ocorre deformação plástica no material até o ponto de máxima tensão (U), no qual se inicia a estricção do diâmetro do corpo-de-prova, representando o estágio de fratura, onde se observa uma queda da tensão em função da deformação (GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. 1999).

- Limite de Escoamento (LE) (SOUZA, S. A., 2004)

O escoamento é um tipo de transição heterogênea, localizada entre a deformação elástica e plástica. Em geral, nos ensaios de tração, há uma grande probabilidade de não se observar de forma nítida o escoamento. Quando isso ocorre, adota-se por convenção, o limite convencional  $n$  de escoamento, que é um valor convencionado internacionalmente para substituir o limite de escoamento.

De forma geral, para metais e ligas, o limite  $n$  pode assumir o valor de 0,2% da deformação do material, o que significa uma deformação plástica de 0,002, por unidade de comprimento. Essa forma de se determinar o limite de escoamento é mais rápida e

prática, atendendo a todos os fins de aplicação dos materiais metálicos na engenharia, quanto ao conhecimento do início da plasticidade dos metais.

No caso da máquina utilizada, o software calcula e reporta o limite  $n$  para 0,2 % de deformação plástica, que chamaremos neste trabalho de Limite de escoamento (LE).

- Limite de Resistência à Tração (LRT) (SOUZA, S. A., 2004)

O limite de resistência é calculado, pela carga máxima atingida no ensaio dividida pela área da seção transversal original do corpo-de-prova. Embora o limite de resistência seja uma propriedade fácil de ser obter, seu valor tem pouca significação com relação à resistência dos metais dúcteis. Para esses, o valor do limite de resistência fornece o valor da carga máxima que o material pode atingir sob a restrita condição de carregamento uniaxial. O limite de escoamento hoje em dia, é mais usado nos projetos do que o limite de resistência, para os metais dúcteis. Entretanto, o limite de resistência serve para especificar o material, do mesmo modo que a análise química identifica-o.

Por ser fácil de ser calculado e ser uma propriedade bem determinante, o limite de resistência é especificado sempre com as outras propriedades mecânicas dos metais e ligas.

Na máquina em que foram feitos os ensaios de tração para este trabalho, o software registra e calcula apenas o Limite de Resistência à Tração do ensaio e alongamento total, conforme especificação dos clientes, a qual não faz referência aos valores de limite de escoamento do material.

- Alongamento. (SOUZA, S. A., 2004)

O alongamento total é uma propriedade facilmente determinada pelo ensaio de tração. O alongamento  $A$  é calculado pela expressão:

$$A = (L - L_0) / L_0 \times 100 \quad \text{Equação 3}$$

$L_0$  é uma distância inicial marcada no corpo-de-prova antes do ensaio e  $L$  é a distância final, após ruptura do corpo-de-prova. O alongamento é expresso em %.

### 3.3.5 Análise Microscópica

As amostras utilizadas para análise microscópica foram retiradas no mesmo lote que as amostras utilizadas nos ensaios mecânicos, ou seja, foi retirado um corpo-de-prova de cada amostra que seria ensaiada em tração, sob as mesmas condições de tratamento térmico e realizada a microscopia.

Para as análises microscópicas foram selecionadas uma das quatro amostras em cada condição, todas correspondentes aos rolos número 2 (produzido no modo automático) e número 5 (produzido no modo manual), conforme mostrado na Tabela 3, totalizando 18 amostras.

**Tabela 3 - Amostras selecionadas para análise microscópica**

	Automático	Manual
25	Rolo 2_35	Rolo 5_35
130	Rolo 2_2	Rolo 5_4
180	Rolo 2_7	Rolo 5_7
210	Rolo 2_12	Rolo 5_9
230	Rolo 2_14	Rolo 5_16
240	Rolo 2_17	Rolo 5_17
250	Rolo 2_23	Rolo 5_22
280	Rolo 2_25	Rolo 5_27
300	Rolo 2_32	Rolo 5_31

As amostras foram inicialmente embutidas em matriz de baquelite. Por ser um material muito mole e de fácil deformação, utilizou-se uma máquina politriz para lixamento e polimento das amostras, de forma que tanto as rotações do prato quanto do suporte de amostras eram controladas, assim como a força aplicada.

A sequência de preparação adotada será descrita a seguir:

- Lixamento por 4 minutos em lixa 220 e força aplicada de 13 N. O prato girava a 200 rpm e o suporte de amostra a 100 rpm no mesmo sentido.
- Lixamento por 4 minutos em lixa 1500 e força aplicada de 8 N. O prato girava a 150 rpm e o suporte de amostra a 100 rpm no mesmo sentido.
- Polimento por 15 minutos com pasta diamantada de 9  $\mu\text{m}$  e força aplicada de 13 N. O prato girava a 150 rpm e o suporte de amostra a 100 rpm no mesmo sentido.
- Polimento com sílica coloidal por 8 minutos e força aplicada de 13 N. O prato girava a 150 rpm e o suporte de amostra a 100 rpm em sentidos contrários.

No intervalo de cada etapa, as amostras eram submetidas a um ultrassom durante 7 minutos, em água com detergente.

Após serem polidas as amostras foram atacadas com a solução Keller, para revelar microestruturalmente os contornos de grãos e evidenciar regiões com diferentes taxas de encruamentos. O tempo de ataque utilizado foi de 45 segundos, estimado a partir de testes com outras amostras.

A composição química da solução Keller é: 190 ml de água destilada, 3 ml de ácido clorídrico (32%), 5 ml de ácido nítrico (65%) e 1 ml de ácido fluorídrico (40%) (Petzow, G. 1999).

Para a análise das imagens utilizou-se um Microscópio óptico eletrônico Zeiss AXIO IMAGER.Z2m, com filtro de imagem C-DIC, permitindo a passagem da luz apenas em dois sentidos perpendiculares, privilegiando assim as características superficiais da amostra através de um elevado contraste, como por exemplo, grãos deformados. A ampliação utilizada foi de 100x.

A superfície de cada amostra foi mapeada através de um conjunto de 81 fotos tiradas em sequência, possibilitando assim reconstituir a superfície da amostra com uma grande riqueza de detalhes.

O ataque com Keller ajuda a diferenciar regiões mais rugosas (deformadas) de regiões mais lisas (menos deformadas) da amostra, as quais podem ser associadas a um valor de Entropia. Superfícies mais rugosas possuem valores maiores de entropia que superfícies mais lisas.

Utilizou-se o programa Image-J para calcular a entropia individual de cada uma das 81 fotos que constitui uma imagem de superfície e através de uma análise estatística dos resultados de entropia, como média, desvio padrão e coeficiente de variação, pôde-se verificar comparativamente as deformações superficiais das amostras, podendo relacionar os resultados entrópicos aos possíveis processos de recuperação em cada amostra e através do coeficiente de variação estimar o quão heterogêneo é o material, em função dos histogramas de níveis de cinza (análise de entropia), que estão relacionados a diferentes deformações. Esse procedimento foi realizado para os 18 corpos-de-prova.

Outra forma de análise das imagens foi utilizada, buscando minimizar os efeitos do processo de preparação dos corpos-de-prova, que foram as dimensões fractais. Nesse tipo de análise, não mais é considerado o histograma de níveis de cinza, que pode ser facilmente influenciado por defeitos locais na superfície de análises que contenham uma

diferença muito grande na escala de cinza. Os resultados são gerados a partir da composição de níveis de cinza através de toda a superfície da amostra, como se fosse preenchida com “cubos”, onde cada um representa um resultado de uma região com um determinado nível de cinza, que compõem de forma equivalente aos demais “cubos” o resultado de dimensão fractal da superfície.

A análise da dimensão fractal representa que se houver na amostra um risco, que ocupe uma pequena região da superfície, o resultado final não será influenciado, pois outros tantos componentes do valor final não sofreram alteração devida a imperfeições, porém se as imperfeições estiverem contidas por toda a superfície, o resultado final será completamente influenciado.

As dimensões fractais foram geradas para cada uma das 81 imagens que compunham um mapa dentre os 18 analisadas.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 ANÁLISE QUÍMICA

Conforme descrito na metodologia, a análise química foi realizada durante a produção de cada bobina, extraídas de um mesmo forno, onde se espera que a composição química do banho metálico seja homogeneia, com uma pequena variação entre as seis análises.

Na Tabela 4 estão discriminados os resultados das seis amostras, correspondentes as seis bobinas.

**Tabela 4 - Composição química da liga 1350 AA durante a produção dos 6 rolos**

Composição química da liga 1350 AA durante a produção dos 6 rolos												
	Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Mg (%)	Cr (%)	Ni (%)	Zn (%)	Ti (%)	V (%)	B (%)	Ga (%)
1 rolo	0,057	0,168	0,017	0,001	0,002	0,001	0,003	0,008	0,003	0,0001	0,013	0,007
2 rolo	0,055	0,168	0,016	0,001	0,001	0,001	0,004	0,008	0,005	1E-04	0,013	0,007
3 rolo	0,055	0,163	0,016	0,001	0,001	0,001	0,003	0,007	0,003	2E-04	0,013	0,007
4 rolo	0,056	0,168	0,016	0,001	0,001	0,001	0,003	0,007	0,003	0	0,012	0,007
5 rolo	0,057	0,168	0,016	0,001	0,001	0,001	0,003	0,008	0,004	1E-04	0,013	0,007
6 rolo	0,056	0,168	0,016	0,001	0,001	0,001	0,003	0,008	0,003	0	0,013	0,007
Média	0,056	0,167	0,0162	0,001	0,001	0,001	0,003	0,008	0,004	0E+00	0,013	0,007
Desvio pad	0,001	0,002	0,000	0	0,0004	0	4E-04	0,001	8E-04	8E-05	0,0004	9E-05

A composição química padrão da liga 1350 AA, segundo a documentação disponível na CBA pode ser vista na Tabela 5.

**Tabela 5 - Composição química padrão da liga 1350 AA.**

Alumínio 1350 AA														
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	V	B	Ga	Outros	Cada	Al min
0,10%	0,25%	0,02%	0,01%		0,01%		0,03%		0,03%	0,02%		0,02%	0,10%	99,50%

Conforme esperado, não houve variação significativa da composição química da liga 1350 AA nas 6 amostras, uma vez que o forno foi bem homogeneizado durante o processo de preparação do banho. A composição química média entre as 6 amostras ficou muito próximo dos valores encontrados na literatura e o desvio padrão não foi significativo para os resultados. As composições químicas médias destacadas na tabela referem-se àquelas mais importantes e de maior controle no processo.



As análises obtidas mostram que a composição química foi homogênea para todos os rolos produzidos, logo este fator não influenciará nas análises dos resultados mecânicos.

#### 4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os corpos-de-prova retirados das 6 bobinas, conforme descrito na metodologia, foram ensaiados em tração segundo a norma ASTM B 557.

Para melhor análise e compreensão, inicialmente serão analisados os resultados sem discriminação do modo em que foram produzidos, dando uma visão geral da influência da temperatura nas propriedades mecânicas do alumínio série 1XXX.

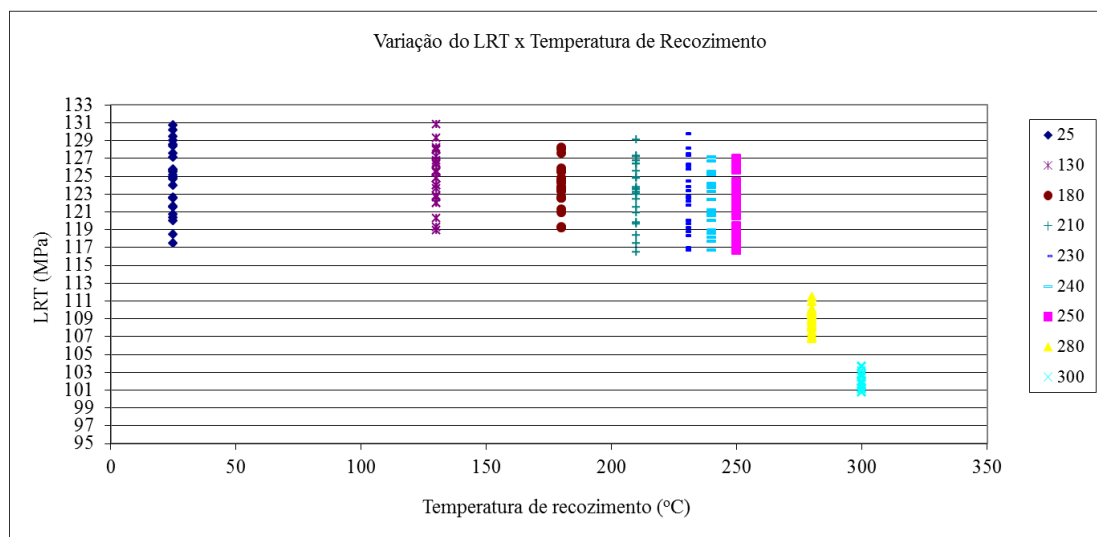
Na Tabela 6, estão discriminados os resultados de limite de resistência a tração para cada corpo-de-prova, o valor médio global de LRT e o desvio padrão. Nota-se que para a amostra número 7 do rolo 1, não consta nenhum valor de LRT, pois durante a sua preparação, verificou-se que esta não estava dentro das tolerâncias dimensionais, logo optou-se pelo seu descarte, no entanto, para a mesma condição ainda haviam outras três amostras.



240				250				280				300				25	
LRT Mpa				LRT Mpa				LRT Mpa				LRT Mpa				LRT Mpa	
r1	17	240	127,1	21	250	123,3	25	280	108	29	300	102	33	25	125,7		
r1	18	240	127,1	22	250	124,3	26	280	109,8	30	300	101,6	34	25	125,8		
r1	19	240	125,4	23	250	125,7	27	280	111,4	31	300	102,4	35	25	127,1		
r1	20	240	125,4	24	250	124,1	28	280	108,9	32	300	101,7	36	25	128,4		
r2	17	240	124,1	21	250	125,8	25	280	110,9	29	300	102,8	33	25	128,6		
r2	18	240	121,2	22	250	126,9	26	280	108,6	30	300	103,6	34	25	130,2		
r2	19	240	126,7	23	250	123,9	27	280	109,6	31	300	100,8	35	25	127,6		
r2	20	240	125,1	24	250	126,1	28	280	109,5	32	300	103,7	36	25	130,7		
r3	17	240	125,5	21	250	123,2	25	280	110	29	300	102,6	33	25	129		
r3	18	240	123,7	22	250	122,3	26	280	108,2	30	300	102,7	34	25	122,5		
r3	19	240	120,5	23	250	119,4	27	280	109,7	31	300	101,2	35	25	129,5		
r3	20	240	120,6	24	250	124,2	28	280	109,4	32	300	103,6	36	25	124,7		
r4	17	240	120	21	250	117,6	25	280	108,1	29	300	102	33	25	120,4		
r4	18	240	118,9	22	250	121,6	26	280	108,1	30	300	101,9	34	25	121,6		
r4	19	240	120,8	23	250	122,1	27	280	108,2	31	300	100,7	35	25	125,1		
r4	20	240	118,6	24	250	118,8	28	280	107,6	32	300	103,2	36	25	122,6		
r5	17	240	116,7	21	250	116,7	25	280	106,9	29	300	101,3	33	25	124,9		
r5	18	240	122,3	22	250	118,8	26	280	106,8	30	300	101,6	34	25	120,7		
r5	19	240	123,2	23	250	120,5	27	280	108,3	31	300	101,1	35	25	117,5		
r5	20	240	120,8	24	250	121,2	28	280	110,1	32	300	100,7	36	25	125,5		
r6	17	240	122,3	21	250	118,2	25	280	107,3	29	300	102	33	25	121,5		
r6	18	240	124	22	250	117,7	26	280	108,8	30	300	102	34	25	124		
r6	19	240	117,7	23	250	117,5	27	280	109,7	31	300	102	35	25	120		
r6	20	240	118,1	24	250	118,3	28	280	109,1	32	300	101,2	36	25	118,5		
Média			122,33	121,28			108,88			102,02			124,67				
Desvio Pad			3,12	3,12			1,19			0,91			3,79				

Os valores descritos na tabela acima estão também representados graficamente na Figura 39.

Verifica-se que há uma dispersão percentualmente pequena entre os resultados, menor que 5% para todas as amostras. Alguns resultados obtidos sob condições diferentes que se sobrepõem, porém considerando todos os pontos, a média dos valores de LRT é diferente. O comportamento pontual dessas amostras pode estar relacionado ao erro intrínseco ao ensaio de tração, à sensibilidade da célula de carga, à heterogeneidades da barra durante a sua formação ou mesmo devido a variações nas velocidades dos laminadores durante a laminação da barra, pois influenciam no encruamento do material.



**Figura 39. Gráfico da variação do LRT em função das temperaturas de recozimento.**

Quando se observa um comportamento médio para as amostras, os resultados seguem a tendência esperada, conforme os resultados encontrados na literatura, nos trabalhos de ZI, A.; STULIKOVA, I.; SMOLA, B., 2009 e ZHOU, S. X. et al., 2002.

Na Tabela 7 são mostrados resumidamente os resultados encontrados para os ensaios de tração, considerando os valores médios globais.

A CBA utiliza como especificação de seus produtos faixas de valores de LRT que limitam os valores máximos e mínimos. A faixa mais estreita adotada pela empresa é de variação máxima de 10 MPa. Nota-se que para cada faixa de temperatura de recozimento utilizada no experimento, não há variação acima de 10 MPa nos valores de resistência mecânica, de forma que a heterogeneidade entre as amostras recozidas sob mesma temperatura está dentro de um valor aceitável, porém quando se faz uma análise global, comparando duas ou mais temperaturas, pode-se ter variações acima de 10 MPa, gerando assim produtos fora de especificação.

**Tabela 7 - Valores médios de limite de resistência a tração para cada faixa de temperatura de recozimento**

Temperaturas	LRT (Mpa) médio	Desvio padrão
25	124,67	3,79
130	124,86	3,07
180	123,87	2,39
210	123,42	3,35
230	122,85	3,69
240	122,33	3,12
250	121,28	3,12
280	108,88	1,19
300	102,02	0,91

Durante a produção dos rolos, foi realizado um monitoramento das temperaturas de saída das bobinas. Constatou-se um gradiente de temperatura em diferentes regiões do rolo, pois devido ao seu formato geométrico, a perda de temperatura na área externa é muito mais acentuada que na área interna, logo considera-se basicamente 3 regiões com diferentes temperaturas na bobina. Foi encontrado 253° C na região externa da bobina, 260° C na região interna, porém não houve possibilidade de medir a temperatura na região localizada entre as duas extremidades, no entanto, através dos princípios de transferência de calor, pode-se estimar que a temperatura fosse maior que 260° C no interior do rolo.

Os valores médios de LRT foram plotados no Gráfico da Figura 42 e o comportamento em tração do alumínio 1350 AA em diferentes faixas de temperatura pode ser traduzido pela Equação 4, obtida do próprio gráfico com um valor de  $R^2$  igual a 0,9817, indicando que há uma forte correlação entre o comportamento e a equação que o descreve.

Utilizando a Equação 4, pode-se calcular o valor aproximado de LRT para as temperaturas de saída da bobina, conforme as medições realizadas.

Para 253° C obtêm-se um valor aproximado de 122 MPa, para 260° C obtêm-se um valor de 120 MPa e considerando que no interior da bobina a temperatura seja de 270° C, a resistência mecânica correspondente é de 117 MPa. Esses valores seriam encontrados instantaneamente após as bobinas terem sido produzidas.

Após 30 minutos, observou-se que a temperatura externa da bobina era de 227° C. Utilizando-se novamente a Equação 4 para calcular o LRT referente a essa condição, obtêm-se um valor de 123 MPa. Espera-se para essa faixa de temperatura uma flutuação

dos valores de aproximadamente 3,6 MPa para mais ou para menos, baseando-se na temperatura de 230° C.

Estimando-se a temperatura interna da bobina como sendo próxima de 250° C, calcula-se um valor de LRT de 121 MPa, podendo ter também uma flutuação de 3,1 Mpa para mais ou para menos, baseando-se no desvio padrão obtido experimentalmente para essa faixa de temperatura, de forma que a variação máxima entre essas duas regiões pode chegar próximo a 10 MPa, no limite de variação especificado para o produto, que é também de 10 MPa.

Esse mesmo raciocínio pode ser utilizado para monitorar as diferenças de resistência mecânica em regiões com diferentes taxas de resfriamento.

Durante um período de no mínimo 1 hora, a bobina de vergalhão ainda permanece a temperaturas acima de 200° C, podendo-se inferir que esse efeito ocorrerá por toda bobina.

Conforme o trabalho de ZI, A.; STULIKOVA, I.; SMOLA, B., 2009, utilizado como referência, o comportamento do alumínio 1350 AA, de elevada pureza, está associado ao fenômeno de recuperação do material. Embora tenha sido avaliada nesse trabalho a variação da microdureza em função das temperaturas de recozimento, esse mesmo comportamento pode ser adotado para o material solicitado em tração, pois são propriedades que estão relacionadas à microestrutura e quanto mais resistentes, maiores serão os valores de dureza. As elevadas temperaturas de saída das bobinas promovem um recozimento a uma temperatura cuja mobilidade das discordâncias é elevada, sobretudo no alumínio. O rearranjo das discordâncias resulta em uma diminuição do encruamento, reduzindo assim a sua resistência mecânica, análogo ao trabalho de ZHOU, S. X. et al., 2002.

Para temperaturas menores que 210° C pode-se observar que não há uma variação significativa no limite de resistência a tração para a liga 1350 AA, porém a partir dessa temperatura, a diminuição da resistência mecânica começa a ser mais acentuada, sobretudo a partir de 250° C que passa a ser mais brusca, atingindo valores próximos de 100 MPa, à 300° C.

Nas Figuras 40 e 41, são mostrados os resultados obtidos na literatura, a título de comparação com o resultado de LRT médios representados na Figura 42, ainda desconsiderando os modos de produção, os quais serão analisados a seguir.

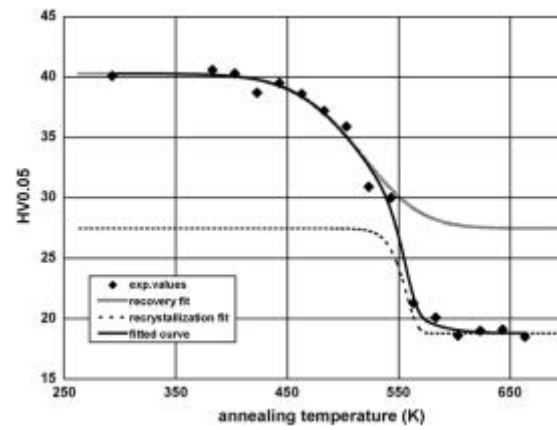


Figura 40. Variação da dureza em função das temperaturas de recozimento para alumínio de alta pureza (ZI, A.; STULIKOVA, I.; SMOLA, B., 2009).

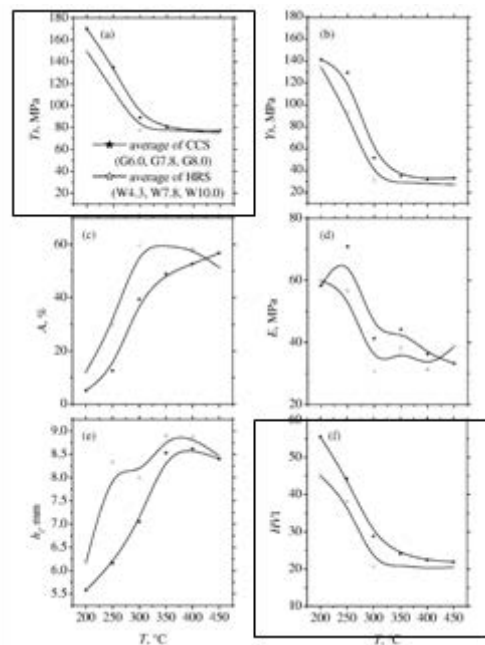
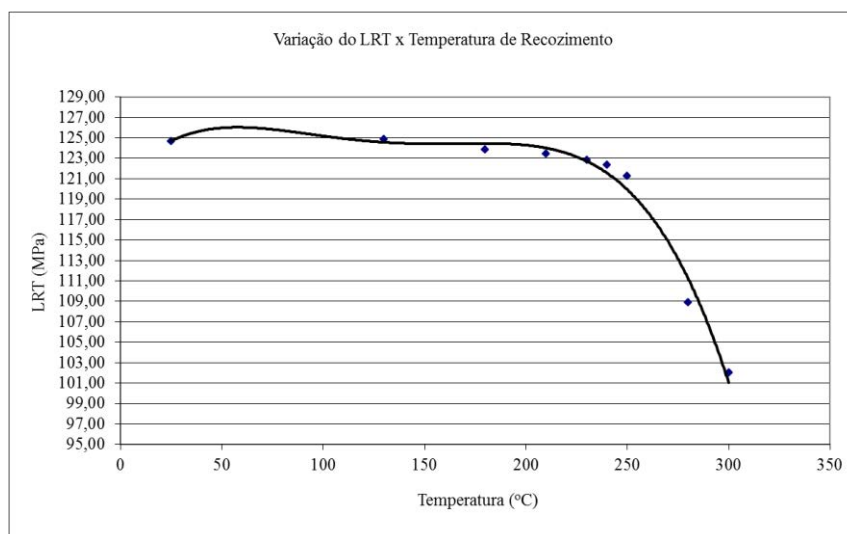


Figura 41. Variação das propriedades mecânicas da liga 1050 AA em função das temperaturas de recozimento (Zhou, S. X. et al., 2002).



**Figura 42. Gráfico da variação do LRT médio em função das temperaturas de recozimento**

$$y = -4E-08x^4 + 2E-05x^3 - 0,0034x^2 + 0,2333x + 120,72 \quad \text{Equação 4}$$

$$R^2 = 0,9817$$

Os resultados discutidos anteriormente não fazem alusão aos modos de produção utilizados, considerando apenas a influência da temperatura sobre as propriedades mecânicas.

Os resultados que serão apresentados a seguir serão separados entre os dois modos de produção, automático e manual, a fim de verificar se existe alguma diferença significativa entre eles que resulte propriedades mecânicas distintas.

No modo automático, existe um sensor de contato com o alumínio, chamado Tanden, o qual faz uma leitura do nível de ondulação que a barra possui. Quanto maior o nível da ondulação, maior será a velocidade da laminação, regulada automaticamente, diferentemente do modo manual, onde quem controla a velocidade de laminação é o operador e ao menos que ele altere-a a todo o momento a velocidade de laminação permanecerá constante por um período maior.

Na Tabela 8 estão representados todos os resultados obtidos nos ensaios de tração, porém divididos entre os modos automático e manual de produção e podem ser encontrados de forma mais clara e resumida na Tabela 9 com os valores médios e desvio padrão, representados graficamente nas Figuras 43 e 44, através da qual foi estabelecida uma curva de tendência para ambos os comportamentos e uma equação



característica que os descreve. Como em ambos os casos o valor de  $R^2$  obtido foi maior que 0,9, há uma forte correlação entre a equação e os resultados obtidos experimentalmente para o alumínio 1350 AA.

**Tabela 8 - Resultados do ensaio de tração para os modos automático e manual de produção**

Tabela 6 - Resultados do ensaio de tração para os modos automático e manual de produção															
130				180				210				230			
LRT Mpa				LRT Mpa				LRT Mpa				LRT Mpa			
r1	1	130	130,8	5	180	125,5	9	210	126,4	13	230	127,3	Tanden		
r1	2	130	126,5	6	180	127,6	10	210	129,1	14	230	125,8			
r1	3	130	125,6	7	180		11	210	125,6	15	230	126,1			
r1	4	130	125,5	8	180	124,5	12	210	126,4	16	230	122,7			
r2	1	130	127,9	5	180	123,7	9	210	127,2	13	230	122,2			
r2	2	130	128,2	6	180	122,5	10	210	124,8	14	230	129,7			
r2	3	130	128	7	180	125,5	11	210	127,3	15	230	127,5			
r2	4	130	129,3	8	180	128,2	12	210	123,8	16	230	121,7			
r3	1	130	122,8	5	180	124,4	9	210	123,6	13	230	123,8			
r3	2	130	124,8	6	180	124,2	10	210	123,5	14	230	124,4			
r3	3	130	122	7	180	128	11	210	126,8	15	230	128,1			
r3	4	130	122,6	8	180	125,9	12	210	126,8	16	230	125,8			
Média			126,17			125,45			125,94			125,43			
Desvio			2,80			1,85			1,73			2,51			
r4	1	130	119,3	5	180	119,3	9	210	118,4	13	230	118,3	Manual		
r4	2	130	127,2	6	180	121,3	10	210	119,6	14	230	118,7			
r4	3	130	120,3	7	180	123,5	11	210	124,9	15	230	122,5			
r4	4	130	126,8	8	180	119,2	12	210	122,4	16	230	119,6			
r5	1	130	122	5	180	122,5	9	210	121,5	13	230	120			
r5	2	130	124	6	180	122,6	10	210	123,1	14	230	121,7			
r5	3	130	124,8	7	180	123,8	11	210	123,2	15	230	123,3			
r5	4	130	123,6	8	180	123,3	12	210	123	16	230	116,7			
r6	1	130	118,9	5	180	124,4	9	210	116,5	13	230	116,9			
r6	2	130	124	6	180	120,9	10	210	117,5	14	230	119,2			
r6	3	130	125,4	7	180	124,8	11	210	119,8	15	230	126,3			
r6	4	130	126,3	8	180	123,3	12	210	120,9	16	230	120			
Média			123,55			122,41			120,9			120,27			
Desvio			2,85			1,86			2,58			2,78			

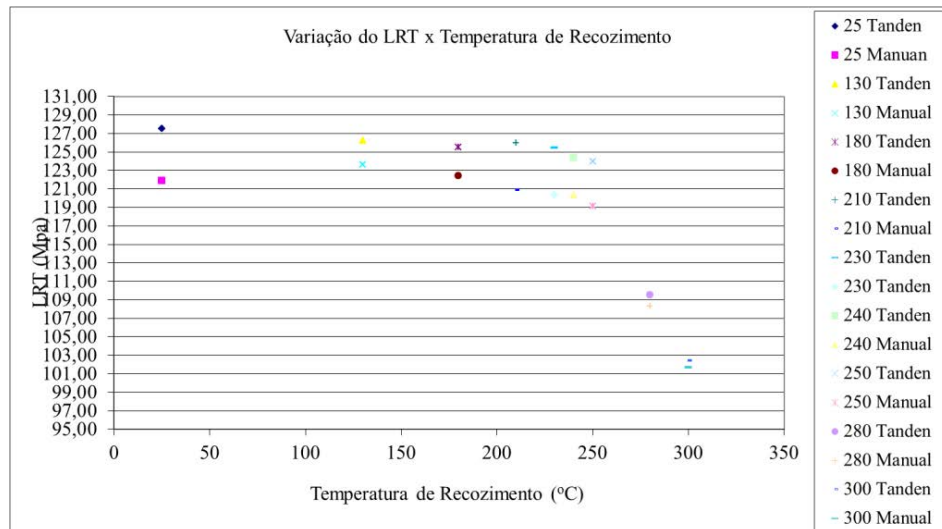
		240			250			280			300			Normalizado	
		LRT Mpa			LRT Mpa			LRT Mpa			LRT Mpa			LRT Mpa	
r1	17	240	127,1	21	250	123,3	25	280	108	29	300	102	33	25	125,7
r1	18	240	127,1	22	250	124,3	26	280	109,8	30	300	101,6	34	25	125,8
r1	19	240	125,4	23	250	125,7	27	280	111,4	31	300	102,4	35	25	127,1
r1	20	240	125,4	24	250	124,1	28	280	108,9	32	300	101,7	36	25	128,4
r2	17	240	124,1	21	250	125,8	25	280	110,9	29	300	102,8	33	25	128,6
r2	18	240	121,2	22	250	126,9	26	280	108,6	30	300	103,6	34	25	130,2
r2	19	240	126,7	23	250	123,9	27	280	109,6	31	300	100,8	35	25	127,6
r2	20	240	125,1	24	250	126,1	28	280	109,5	32	300	103,7	36	25	130,7
r3	17	240	125,5	21	250	123,2	25	280	110	29	300	102,6	33	25	129
r3	18	240	123,7	22	250	122,3	26	280	108,2	30	300	102,7	34	25	122,5
r3	19	240	120,5	23	250	119,4	27	280	109,7	31	300	101,2	35	25	129,5
r3	20	240	120,6	24	250	124,2	28	280	109,4	32	300	103,6	36	25	124,7
Média			124,37			123,92			109,50			102,39			127,48
Desvio			2,41			2,13			1,00			0,96			2,43
r4	17	240	120	21	250	117,6	25	280	108,1	29	300	102	33	25	120,4
r4	18	240	118,9	22	250	121,6	26	280	108,1	30	300	101,9	34	25	121,6
r4	19	240	120,8	23	250	122,1	27	280	108,2	31	300	100,7	35	25	125,1
r4	20	240	118,6	24	250	118,8	28	280	107,6	32	300	103,2	36	25	122,6
r5	17	240	116,7	21	250	116,7	25	280	106,9	29	300	101,3	33	25	124,9
r5	18	240	122,3	22	250	118,8	26	280	106,8	30	300	101,6	34	25	120,7
r5	19	240	123,2	23	250	120,5	27	280	108,3	31	300	101,1	35	25	117,5
r5	20	240	120,8	24	250	121,2	28	280	110,1	32	300	100,7	36	25	125,5
r6	17	240	122,3	21	250	118,2	25	280	107,3	29	300	102	33	25	121,5
r6	18	240	124	22	250	117,7	26	280	108,8	30	300	102	34	25	124
r6	19	240	117,7	23	250	117,5	27	280	109,7	31	300	102	35	25	120
r6	20	240	118,1	24	250	118,3	28	280	109,1	32	300	101,2	36	25	118,5
Média			120,28			119,08			108,25			101,64			121,86
Desvio			2,34			1,80			1,04			0,70			2,62

Tanden

Manual

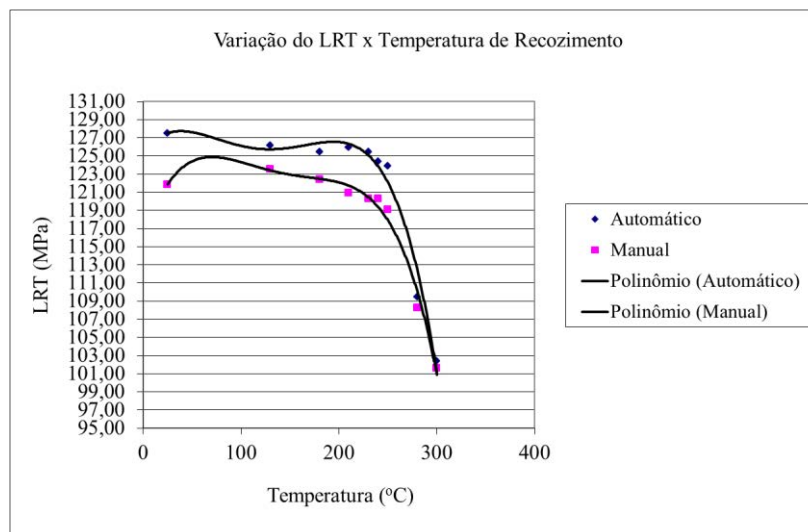
**Tabela 9 - Resultados médios dos ensaios de tração para os modos de produção automático e manual**

Temperatura	Automático		Manual		Diferença (Auto - Manual)
T° C	LRT Mpa	Desvio padrão	LRT Mpa	Desvio padrão	LRTa - LRTm (Mpa)
25	127,48	2,37	121,86	2,62	5,62
130	126,17	2,80	123,55	2,85	2,62
180	125,45	1,93	122,41	1,86	3,05
210	125,94	1,90	120,90	2,55	5,04
230	125,43	2,51	120,27	2,78	5,16
250	123,92	2,07	119,08	1,80	4,84
280	109,50	1,00	108,25	1,14	1,25
300	102,39	0,96	101,64	0,70	0,75



**Figura 43. Gráfico da variação do LRT em função das temperaturas de recozimento para os modos de produção automático e manual da liga 1350 AA.**

Na Figura 44 esse mesmo comportamento é descrito, porém através das Equações 5 e 6.



**Figura 44. Curva de tendência para o comportamento do LRT em função das temperaturas de recozimento para os modos de produção automático e manual da liga 1350.**

$$y = -4E-08x^4 + 2E-05x^3 - 0,0027x^2 + 0,1414x + 125,43 \quad \text{Equação 5. Automático.}$$

$$R^2 = 0,9756$$

$$y = -4E-08x^4 + 2E-05x^3 - 0,0043x^2 + 0,3383x + 115,77 \quad \text{Equação 6. Manual.}$$

$$R^2 = 0,9846$$

A análise das duas curvas apresentadas na Figura 44 mostra que ambos os comportamentos são muito semelhantes, uma vez que até 210° C não há uma grande variação entre os limites de resistência a tração e a partir de 210° C a temperatura de recozimento começa a influenciar de forma mais significativa no comportamento mecânico da liga 1350 AA. Esse resultado segue a mesma tendência da curva média global, demonstrada na Figura 42 e para todos os casos a partir de 250° C observa-se que há uma queda mais brusca nos valores de resistência mecânica.

A fim de verificar se existe alguma diferença entre as médias, para uma mesma temperatura de recozimento, mas modos de produção diferentes realizou-se um teste de paridade (Two Sample – t) utilizando o programa Minitab. Os resultados podem ser encontrados na Tabela 10.

**Tabela 10 - Teste de paridade entre as médias de LRT para as amostras produzidas no modo de controle automático e manual da máquina**

Teste: 2 sample t		Automático	Manual	p < 0,05
Temperatura de Recozimento	LRT Mpa	LRT Mpa	Valor p	
25	127,48	121,86	0,00	
130	126,17	123,55	0,03	
180	125,45	122,41	0,00	
210	125,94	120,90	0,00	
230	125,43	120,27	0,00	
240	124,37	120,28	0,00	
250	123,92	119,08	0,00	
280	109,50	108,25	0,01	
300	102,39	101,64	0,04	

O teste de paridade mostra que as médias são diferentes. A hipótese  $H_0$  considera que a média de LRT no modo automático igual a média de LRT no modo manual, para cada faixa de temperatura. Se o valor de  $p$  for menor que 0,05, como ocorreu para todas as faixas de temperatura analisadas, rejeita-se  $H_0$ , com 95% de significância, adotando  $H_a$  como verdadeira, ou seja, que as médias sendo diferentes.

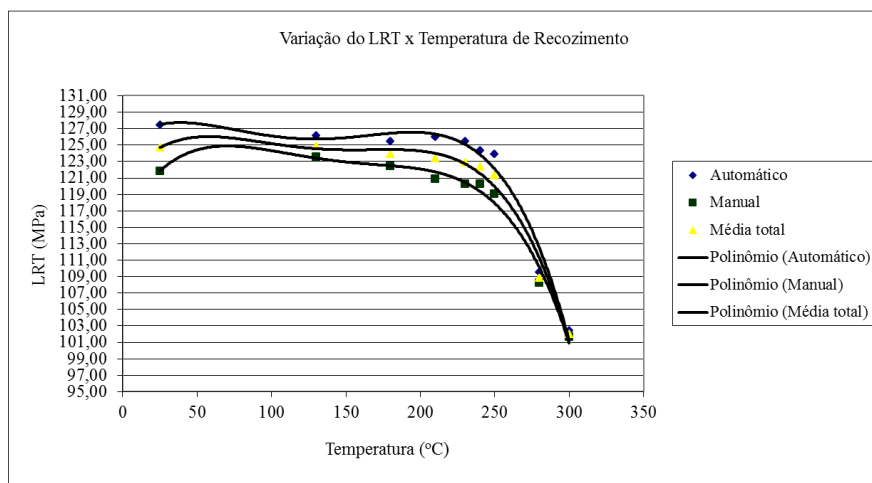
Verifica-se, através do comportamento médio das curvas, que o limite de resistência a tração para rolos produzidos no modo automático é maior que os resultados no modo manual, comprovando o fato de que taxas de variação maiores nas velocidades de laminação tendem a encruar mais o material, aumentando assim a faixa dos valores de LRT.

A produção de uma barra mais homogênea e retilínea (sem ondulações) reduziria esse efeito, pois a taxa de variação das velocidades dos laminadores também diminuiria.

Na Tabela 11 estão representados os valores médios de LRT para o modo automático, modo manual e com média total destes valores (média entre os resultados para as duas formas de produção) conforme mostrado na Figura 45, através da qual é possível visualizar com maior clareza os resultados encontrados através dos testes de paridade (2 sample t).

**Tabela 11 - Valores médios de LRT obtidos experimentalmente para o modo automático, modo manual e valores médios totais considerando todos os resultados**

Temperatura		Automático		Manual		Média total	
T° C	LRT Mpa	Desvio padrão	LRT Mpa	Desvio padrão	LRT (Mpa) médio	Desvio padrão	
25	127,48	2,43	121,86	2,62	124,67	3,77	
130	126,17	2,80	123,55	2,85	124,86	3,07	
180	125,45	1,85	122,41	1,86	123,87	2,42	
210	125,94	1,73	120,90	2,58	123,42	3,39	
230	125,43	2,51	120,27	2,78	122,85	3,69	
240	124,37	2,41	120,28	2,34	122,33	3,17	
250	123,92	2,13	119,08	1,80	121,28	3,10	
280	109,50	1,00	108,25	1,04	108,88	1,23	
300	102,39	0,96	101,64	0,70	102,02	0,91	



**Figura 45. Variação do limite de resistência a tração em função da temperatura de recozimento para os modos automático, manual e valores médios considerando todos os resultados**

O alumínio é um material que possui um elevado consumo de energia de falha de empilhamento, ou seja, as discordâncias têm grande mobilidade e potencializam o efeito de recuperação, de forma muito mais evidente que em outros materiais como o cobre por exemplo.

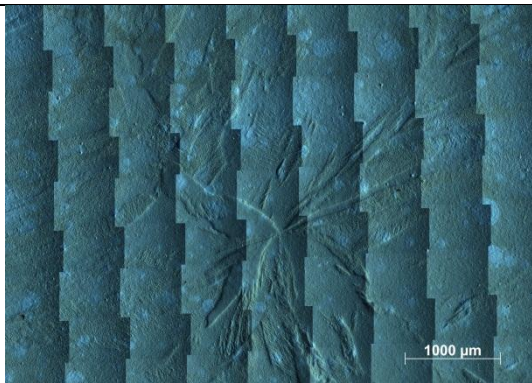
Como as curvas encontradas experimentalmente seguem a mesma tendência que as curvas teóricas, pode-se afirmar que o comportamento mecânico da liga 1350 AA quando submetida a diferentes gradientes de temperatura de recozimento está diretamente relacionado ao fenômeno de recuperação do material.

No item posterior, serão discutidas as imagens microscópicas das amostras referentes a cada condição.

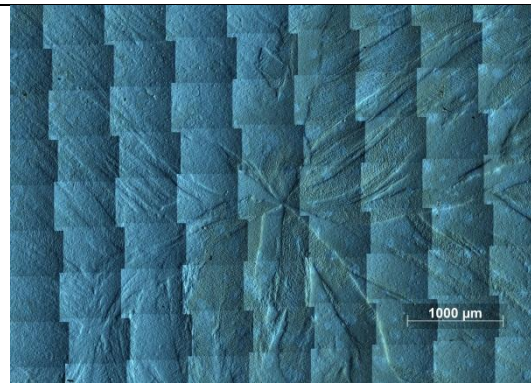
#### 4.3 ANÁLISE MICROSCÓPICA

Após todo processo de preparação, foi montado um mapa de imagens para cada condição, composto por 81 fotos cada, descrevendo assim, com uma maior riqueza de detalhes, as características microestruturais para cada corpo-de-prova produzido a partir dos modos de produção automático e manual e posteriormente submetidos a diferentes tratamentos térmicos de recozimento. Os 18 mapas podem ser vistos nas Figuras 46 à 63.

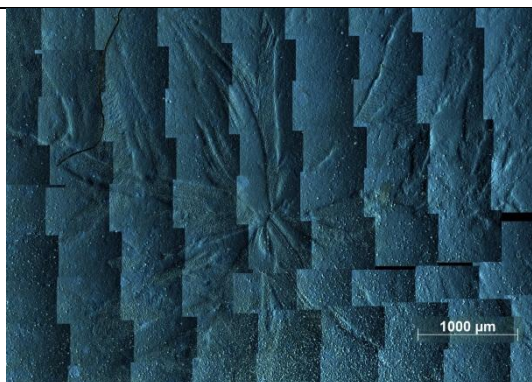




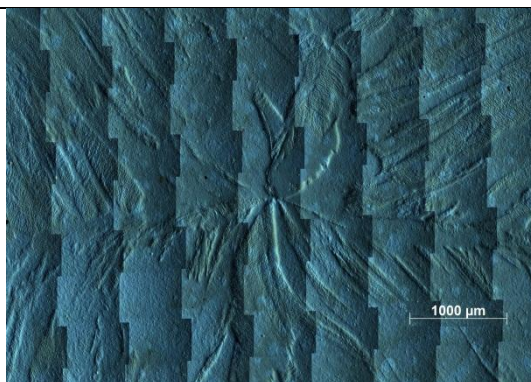
**Figura 46. Automática. Normalizado. 100x.**



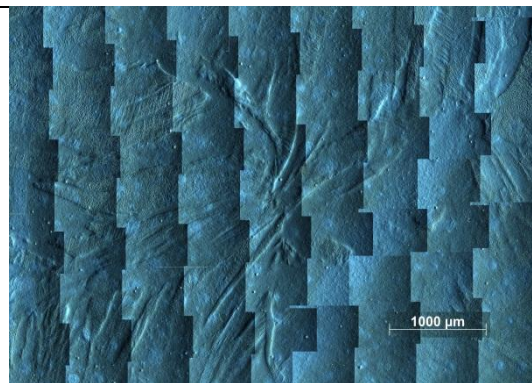
**Figura 47. Manual. Normalizado. 100x.**



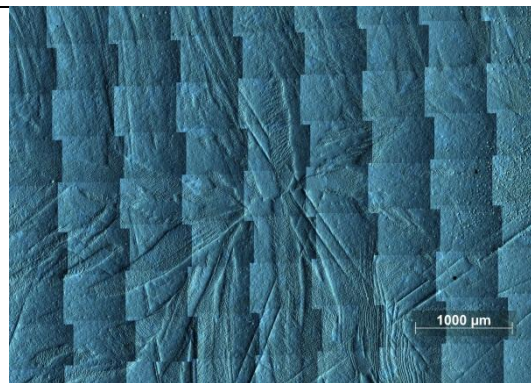
**Figura 48. Automática. Recozido à 130° C. 100x.**



**Figura 49. Manual. Recozido à 130° C. 100x.**

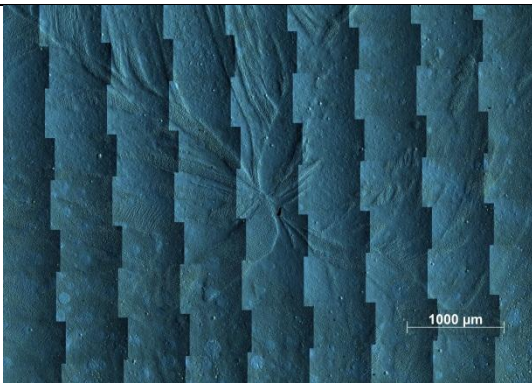


**Figura 50. Automática. Recozido à 180° C. 100x.**

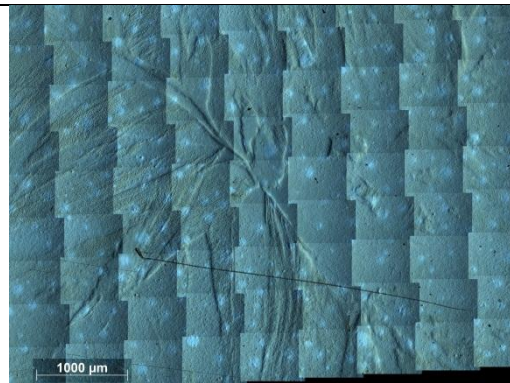


**Figura 51. Manual. Recozido à 180° C. 100x.**

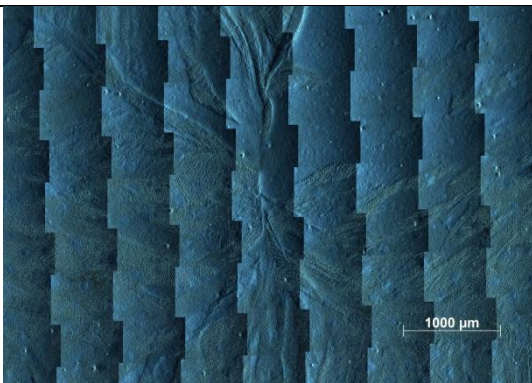




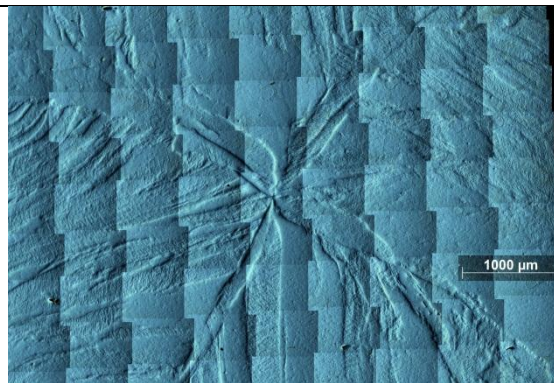
**Figura 52. Automática. Recozido à 210° C. 100x.**



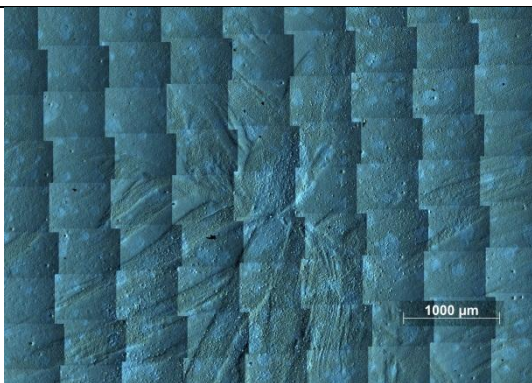
**Figura 53. Manual. Recozido à 210° C. 100x.**



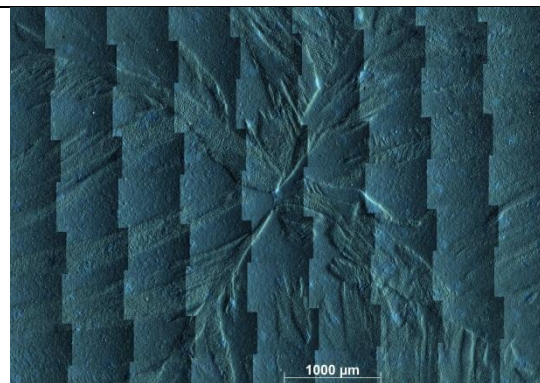
**Figura 54. Automática. Recozido à 230° C. 100x.**



**Figura 55. Manual. Recozido à 230° C. 100x.**

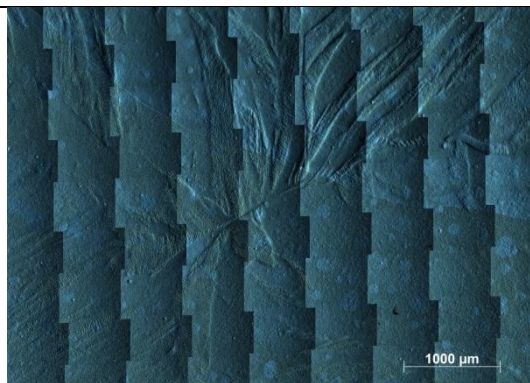


**Figura 56. Automática. Recozido à 240° C. 100x.**

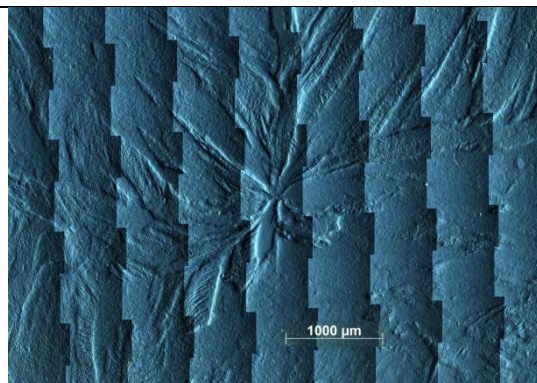


**Figura 57. Manual. Recozido à 240° C. 100x.**

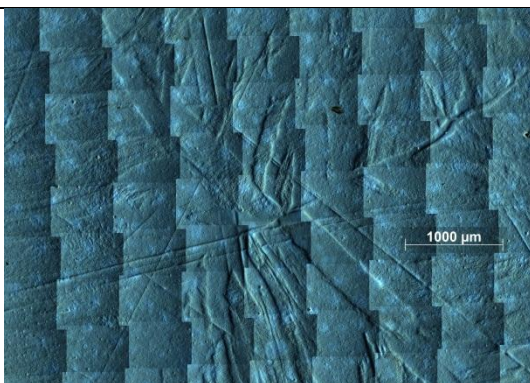




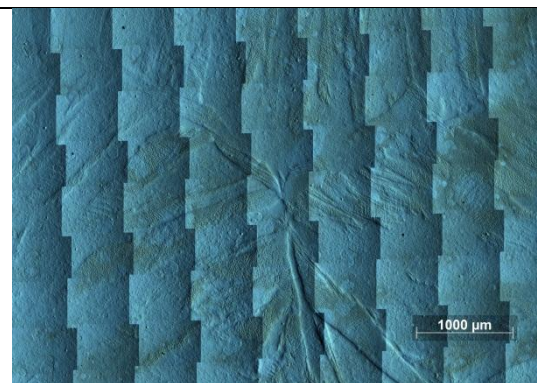
**Figura 58. Automática. Recozido à 250° C. 100x.**



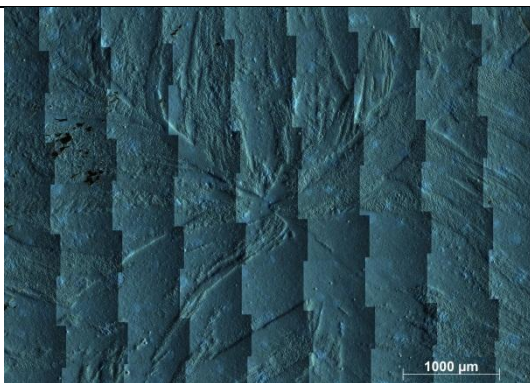
**Figura 59. Manual. Recozido à 250° C. 100x.**



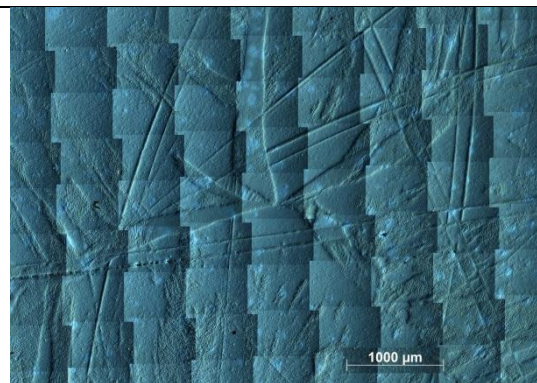
**Figura 60. Automática. Recozido à 280° C. 100x.**



**Figura 61. Manual. Recozido à 280° C. 100x.**



**Figura 62. Automática. Recozido à 300° C. 100x.**



**Figura 63. Manual. Recozido à 300° C. 100x.**

Ao observar as imagens, verifica-se que algumas não apresentaram um bom acabamento superficial, porém elas foram mantidas a fim de evidenciar as dificuldades na preparação.

Antes de se estabelecer uma metodologia padrão na preparação das amostras, outras inúmeras foram testadas.

Observou-se que ao utilizar a lixa 600, a quantidade de incrustações de carbetto de silício na superfície das amostras era significativamente grande, cobrindo toda a superfície, portanto optou-se por não utilizá-la, prosseguindo com a utilização de uma lixa de granulometria menor (lixa 1500) reduzindo, portanto, a quantidade de incrustações, porém havia outra dificuldade relacionada aos riscos na superfície, uma vez que o alumínio 1350 AA possui baixa dureza e é facilmente riscado.

Ao se preocupar em diminuir as inclusões de lixa no material, com o aumento da carga e rotação durante o lixamento, aumentou-se naturalmente a quantidade de riscos, portanto foi necessário encontrar uma relação, a mais próxima do caso ideal, em que combinando-se a carga aplicada à rotação do prato e do suporte de amostras juntamente com a granulometria das lixas e pastas de polimento obtivesse uma superfície com acabamento suficientemente bom para a realização da análise microscópica.

Foi utilizado nas análises das imagens o conceito de entropia de imagem, associando a taxa de encruamento à recuperação do material devido à temperatura de recozimento. A entropia de imagem é um parâmetro utilizado para avaliar a textura numa imagem, que vem a ser a distribuição de fatores morfológicos com tons de cinza muito semelhantes. A entropia ( $H$ ) de imagem faz isto avaliando probabilisticamente a distribuição de tons de cinza na imagem, atribuindo um valor que caracteriza sua textura da forma:  $H = - \sum_{i=0}^{255} p_i \cdot \log_2 p_i$ , para uma imagem com resolução de profundidade de 8-bit, ou 256 níveis de cinza. No caso,  $p_i$  é a probabilidade de ocorrência do nível de cinza  $i$  na imagem, ou o resultado do tamanho de sua classe no histograma pelo total de pixels da imagem, ou da área avaliada na imagem. Este método foi implementado por David C. Joy, do Oak Ridge National Lab e da University of Tennessee no plugin SMART-J para o programa NIH ImageJ (SMART, D. C. J, 2002).

A ideia é que cada nível de deformação da superfície resulte em um arranjo característico da microestrutura, que poderá ser associado a um valor de entropia de imagem. Para superfícies mais encruadas, espera-se que a entropia seja maior que para superfícies lisas ou recuperadas, pois sua textura apresentará maior quantidade de alternâncias pelas sombras produzidas pelas bandas de deformação, quando sob o

contraste por interferência diferencial circular. Baseando-se nesse conceito, para cada imagem das 81 que formam o mapa foi feita uma análise de entropia, com o programa Image-J. Os resultados inicialmente apresentavam algumas inconsistências, pois superfícies riscadas e com incrustações teriam os resultados mascarados por essas imperfeições.

Para o tratamento dos resultados, foi escolhida a imagem correspondente a amostra 17 do rolo 5 (Figura 57), pois possuía o melhor acabamento superficial entre todas, sem apresentar riscos, manchas e com uma quantidade mínima de inclusões. Os valores máximo e mínimo de entropia para essa superfície foram utilizados para filtrar os resultados das demais amostras, eliminando-se os valores acima do limite estabelecido, referentes aos riscos e incrustações e abaixo, referentes às manchas, que podem mascarar algumas regiões com pequenas deformações na amostra.

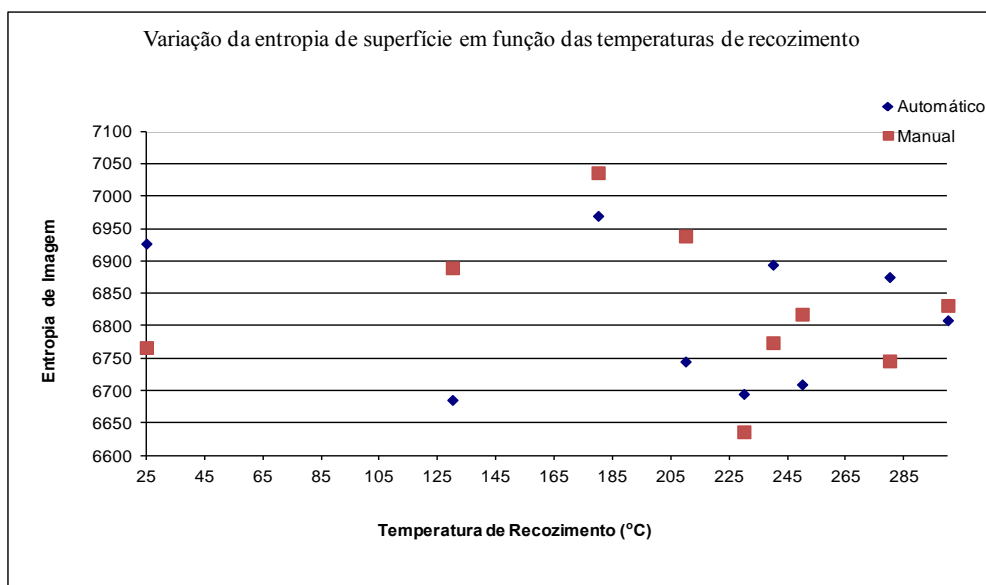
As manchas observadas em algumas amostras foram geradas durante o ataque químico com o Keller, que se mostrou eficiente em destacar regiões com deformações diferentes na superfície, porém provocou também algumas imperfeições visuais.

Na Tabela 12 estão representados os valores médios das entropias das superfícies, com os respectivos desvios padrão e coeficientes de variação ( $\text{Desvio Padrão/Entropia Média} \times 100$ ).

Para facilitar a visualização dos valores, as entropias médias foram plotadas em gráficos, conforme pode ser observado na Figura 64 (entropias referentes ao modo automático e manual de produção).

**Tabela 12 - Entropias médias, desvio padrão e coeficiente de variação para amostras de vergalhão de alumínio 1350 AA recozidas em diferentes faixas de temperatura.**

Norm R2			230 R5		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
6926,8	202,9	2,93	6636,9	259,5	3,91
Norm R5			240 R2		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
6766,7	200	2,96	6894,3	217,8	3,16
130 R2			240 R5		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
6686	255,8	3,83	6774,2	278,6	4,11
130 R5			250 R2		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
6889,6	230,4	3,34	6709,9	247,3	3,69
180 R2			250 R5		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
6969,6	167	2,40	6818,1	224,1	3,29
180 R5			280 R2		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
7036,1	133,1	1,89	6875,3	183,4	2,67
210 R2			280 R5		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
6745,2	244,7	3,63	6746,1	238,5	3,54
210 R5			300 R2		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
6938,5	176,6	2,55	6808,7	190,3	2,79
230 R2			300 R5		
Entropia	Desvio	Coef Var	Entropia	Desvio	Coef Var
Média	padrão		Média	padrão	
6695,2	388,3	5,80	6831,6	281,9	4,13



**Figura 64. Entropias Médias referentes ao modo automático e manual de produção.**

Na Figura 64 pode-se observar que os resultados, para ambos os casos, não seguem exatamente o mesmo comportamento dos resultados dos ensaios mecânicos, mas se forem considerados 2 grupos diferentes, o primeiro contendo as amostras normalizadas e recozidas até 210° C e o segundo as demais amostras, acima de 210° C, pode-se observar uma tendência, onde os valores de entropia são menores no segundo grupo, conforme esperado, porém esse método de análise é muito influenciado pelas condições superficiais das amostras, como riscos, incrustações e manchas que influenciam nos resultados, o que explica o comportamento obtido. Mesmo filtrando alguns valores discrepantes, a média ainda mostrou-se influenciada pelas características irregulares da superfície.

Adotando a condição normalizada como referência para as amostras produzidas no modo automático, é possível identificar que, de modo geral, as entropias foram menores para as condições de recozimento, podendo associar esse resultado à recuperação no material, porém não se podem considerá-los como sendo totalmente corretos, pois se observam muitas inconsistências, como é o caso das amostras recozidas à 280° C e 300° C, que deveriam ter os menores valores de entropia, porém não é o que acontece. Para as amostras produzidas no modo manual, ocorrem os mesmos desvios.

As entropias podem ser utilizadas nas análises dos resultados, mas de forma complementar aos ensaios mecânicos, pois fornecem algumas evidências sobre o efeito da recuperação no material, porém apresentam ainda alguns desvios nos resultados e por

isso não devem ser consideradas como a principal forma de análise do efeito da temperatura de recozimento no alumínio 1350 AA, até mesmo pelas dificuldades verificadas nesse trabalho, quanto à preparação da superfície de análise e ao ataque químico utilizado, que influenciam diretamente nos resultados entrópicos.

Realizou-se também um teste de paridade para os resultados das entropias das amostras recozidas à 250° C, das bobinas número 2 e 5 e também entre as amostras normalizada e recozida à 250° C, ambas da bobina número 2, mostrando nos dois casos que as médias são diferentes e que a análise por meio das entropias é capaz de diferenciar os dois modos de produção e também uma amostras mais encruadas de amostras mais lisas, associando-as ao comportamento de recuperação do material, mesmo não sendo um resultado muito preciso.

O coeficiente de variação referente às entropias superficiais é importante para verificar a heterogeneidade das amostras. Os resultados mostraram que para as amostras normalizadas os coeficientes de variação eram muito próximos e que para as amostras recozidas há uma maior heterogeneidade ao longo da superfície, podendo estar relacionada a alguns fatores, como imperfeições devido ao processo de preparação das amostras e à recuperação sofrida no material.

O coeficiente de variação pode ser considerado apenas uma informação extra na análise dos resultados, pois como depende do desvio padrão, quaisquer imperfeições na superfície da amostra influenciarão diretamente nesse valor ou seja, no caso do alumínio 1350 AA, cuja superfície é facilmente deformada e propícia a incrustações durante lixamento e polimento, os valores obtidos mesmo após terem sido filtrados podem não representar de forma correta a real taxa de encruamento do material.

Como os resultados obtidos para algumas amostras através das análises de entropia não se mostraram muito robustos foi utilizado outro método de análise de superfície, através de dimensões fractais. Nesse tipo de análise, teoricamente as interferências de riscos, incrustações e manchas nas amostras seriam menores, ou seja, se houver um risco ocupando uma pequena área da imagem, a dimensão fractal correspondente não é influenciada da mesma forma que seria a entropia.

As medidas fractais foram obtidas através do programa Image-J, analisando as 81 imagens de cada mapa. Os valores são obtidos no intervalo [2,3), porém deve-se considerar apenas a mantissa do resultado, sendo que valores menores correspondem à superfícies mais lisas.

Inicialmente foi adotado o valor médio das dimensões fractais para as duas amostras normalizadas como valores de referência. Para todas as outras imagens foram considerados apenas os resultados cuja dimensão fractal era menor que o valor médio tomado como referência. Para esses valores, calculou-se a média a fim de verificar a variação em relação à amostra padrão e também foi calculado o percentual de imagens dentre as 81, cujas dimensões fractais foram menores que a média da amostra normalizada.

Como os valores das medianas eram muito próximos dos valores fractais médios, pôde-se desprezar o fato de que os pontos extremos tivessem alguma interferência significativa nos resultados.

Nas Tabelas 13 e 14 estão representadas as dimensões fractais e o percentual de variação em relação às amostras normalizadas, para os dois modos de produção.

**Tabela 13 - Dimensões fractais para os corpos-de-prova produzidos no modo automático.**

Dimensões Fractais					
R2	Média Fractal	Desvio Padrão	Mediana	% Variação	CV
25	0,56	0,03	0,56		
130	0,48	0,05	0,49	86,42	9,46
180	0,54	0,02	0,55	19,75	3,85
210	0,50	0,03	0,51	72,84	6,19
230	0,45	0,06	0,45	59,26	12,73
240	0,53	0,02	0,53	34,57	3,45
250	0,49	0,05	0,51	93,83	9,75
280	0,54	0,01	0,55	51,85	2,64
300	0,52	0,03	0,52	86,42	4,96

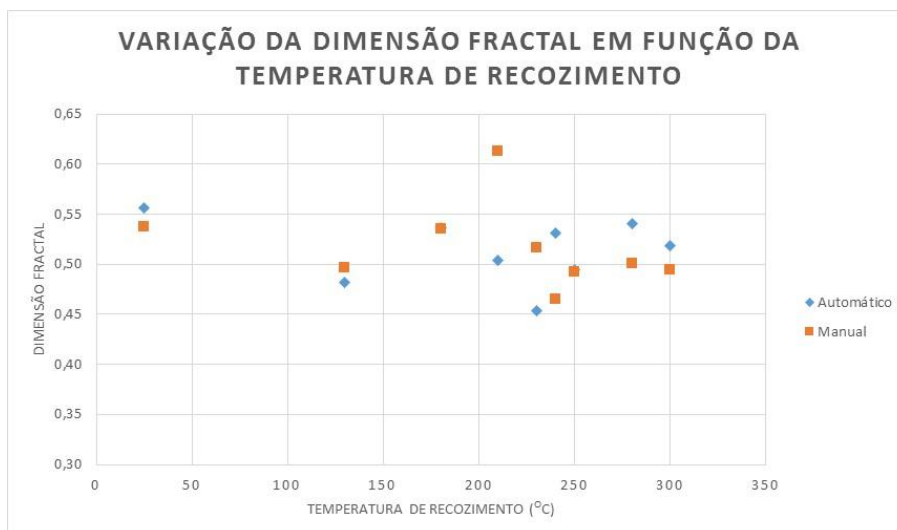
**Tabela 14 - Dimensões fractais para os corpos-de-prova produzidos no modo manual.**

Dimensões Fractais					
R5	Média Fractal	Desvio Padrão	Mediana	% Variação	CV
25	0,54	0,02	0,54		4,41
130	0,50	0,03	0,51	60,49	6,48
180	0,54	0,00	0,54	1,23	0,00
210	0,61	0,03	0,61	0,00	5,02
230	0,52	0,02	0,52	70,37	3,26
240	0,47	0,05	0,48	55,56	11,32
250	0,49	0,02	0,49	83,95	4,48
280	0,50	0,03	0,5	18,52	6,19
300	0,49	0,02	0,5	37,04	5,03

A amostra R2 Normalizada produzida no modo automático apresentou um valor fractal médio de 0,56 e desvio padrão de 0,03. Comparando-a com uma amostra também produzida no modo automático, mas recozida à 250° C, que apresentou 76 entre as 81 imagens com dimensões fractais menores que 0,56 e um valor médio de 0,49 com desvio padrão de 0,05, pode-se inferir que houve uma diminuição na rugosidade superficial da amostra. Essa variação pode estar associada ao fenômeno de recuperação, possivelmente devido à diminuição nas bandas de deformação. No mapa analisado para essa amostra recozida, aproximadamente 94% ( $76/81 \cdot 100$ ) da área possuía dimensões fractais menores que a média da amostra normalizada, demonstrando possuir uma característica superficial mais lisa, onde se espera, de forma comparativa, que a amostra esteja numa condição de maior recuperação.

As variações das dimensões fractais em função das temperaturas podem ser vistas na Figura 65, comparando-as sempre entre os dois modos de produção. Verifica-se que, assim como no caso da entropia, esse outro método também está sendo influenciado pela preparação das amostras, visto que alguns resultados são muito diferentes dos valores esperados, tais como nas condições de recozimento à 280° C e 300° C, que apresentariam os menores valores de dimensão fractal, por possuírem os menores limites de resistência à tração. Nesses dois casos, como os valores de dureza são os menores em relação aos demais corpos-de-prova, pode-se considerar a hipótese de que a aplicação de cargas durante a preparação das amostras pode ter lhes deformado, de forma mais acentuada que nos demais, podendo assim também influenciar nos resultados.



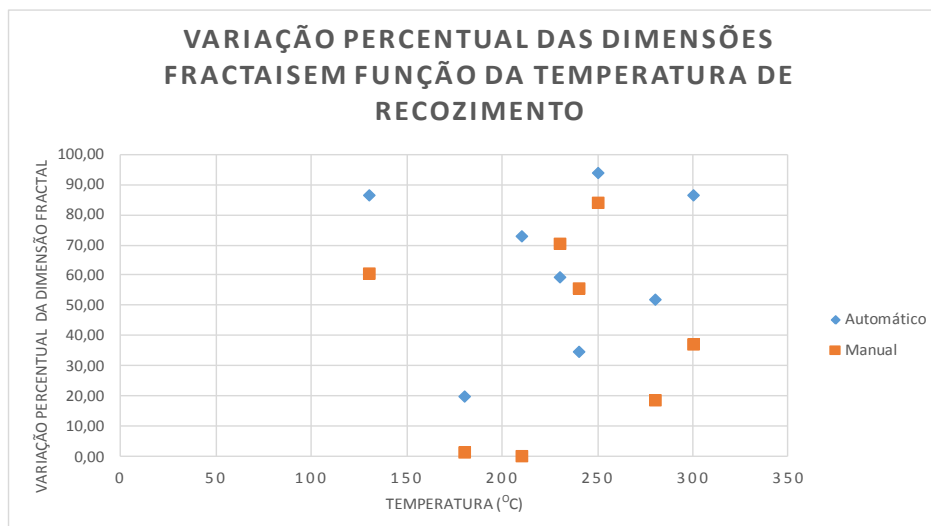


**Figura 65.** Variação das dimensões fractais em função das temperaturas de recozimento para as amostras produzidas nos modos automático e manual da máquina.

As amostras recozidas à 250° C apresentaram o mesmo valor aproximado de dimensão fractal, porém ao se considerar a mediana obteve-se uma maior dimensão fractal para a amostra produzida no modo automático, conforme esperado. Neste caso, como a média e a mediana, embora próximas, não possuem o mesmo valor, os efeitos dos extremos afetam mais a média. Ao se considerar a mediana, nesse caso específico, pode-se obter um resultado mais refinado, pois a mediana não é influenciada pelos valores extremos.

A Figura 65 mostra um comportamento dos resultados das dimensões fractais semelhante ao dos resultados das entropias de imagem, mostrando que ambos os métodos, mesmo sendo influenciados de formas distintas pela qualidade da superfície, produzem resultados muito semelhantes, fortalecendo ainda mais a hipótese de que as mudanças de rugosidade na superfície dos corpos-de-prova podem ser associadas ao efeito da recuperação devido a temperatura de recozimento.

Na Figura 66 pode-se observar o percentual de imagens que apresentaram dimensões fractais menores que os valores fractais médios das amostras referência.



**Figura 66.** Variação percentual das dimensões fractais em função das temperaturas de recozimento para as amostras produzidas nos modos automático e manual da máquina.

Nota-se que, mesmo existindo um erro intrínseco às análises, que influencia nos resultados, fruto do acabamento superficial, as amostras recozidas a temperaturas maiores apresentaram um maior percentual de imagens com dimensões fractais menores que os valores médios das amostras normalizadas, conforme esperado, e que de forma geral as amostras produzidas no modo automático apresentaram uma maior porcentagem de variação em relação às amostras produzidas no modo manual, ou seja, um maior percentual de imagens que possuíam características de menor rugosidade, comparativamente à condição normalizada do mesmo modo de produção, fato este que pode estar associado a um maior percentual de recuperação.

Regiões mais deformadas possuem uma maior densidade de discordâncias, logo, a energia de ativação para ocorrer a recuperação no material será menor. Como os tempos de recozimento foram os mesmos, espera-se que a recuperação ocorra mais rapidamente em amostras mais encruadas. Esse fato é corroborado pelos resultados dos ensaios mecânicos.

## 5 CONCLUSÕES

Inicialmente, o objetivo de aumentar o conhecimento do aluno sobre os fatores que influenciam nas propriedades mecânicas do alumínio 1350 AA, sobretudo quanto à laminação e à recuperação microestrutural foram alcançados.

Inúmeros artigos foram estudados para aumentar a base teórica sobre o trabalho e assim poder discutir com mais propriedade os resultados obtidos experimentalmente.

Os resultados obtidos nos ensaios mecânicos mostraram que o alumínio 1350 AA, sob diferentes temperaturas de recozimento, apresentou um comportamento semelhante ao encontrado na literatura para alumínio da série 1xxx, permitindo associá-lo principalmente ao fenômeno de recuperação do material, evidenciado em alguns casos pelas análises de entropias de superfície e dimensões fractais.

As análises permitiram concluir que para temperaturas de saída do material acima de 210° C, o efeito de recuperação passa a ser maior sobre as propriedades mecânicas. Quanto à influência da formação heterogênea da barra durante a solidificação, nada se pôde concluir, pois a amostragem utilizada não demonstra que esse é um fator significativo, uma vez que o desvio padrão nos ensaios de tração foi menor que 5% e que podem estar associados também a erros intrínsecos aos ensaios e à sensibilidade da célula de carga da máquina. Sabe-se que a refrigeração utilizada no equipamento não é a mais adequada, nem totalmente controlada nas diferentes regiões do molde, porém para verificar a sua real importância sobre as dispersões dos resultados demandaria um trabalho mais detalhado sobre esse assunto específico, com uma maior amostragem. O foco desse trabalho foi avaliar a influência da temperatura de saída das bobinas sobre as propriedades mecânicas do vergalhão.

Os métodos de preparação das amostras para microscopia não foi o mais apropriado, pois houveram muitas interferências do acabamento superficial sobre a análise de imagens, porém é de suma importância salientar que a preparação do alumínio 1350 AA é muito difícil. Talvez a utilização de uma politriz vibratória ajude na obtenção de superfícies mais lisas e com menos incrustações. Os ensaios mecânicos, no entanto, mostraram-se representativos no que se refere ao comportamento real do vergalhão de alumínio 1350 AA, além de propiciar um maior conhecimento sobre o efeito de diferentes faixas de temperatura sobre as propriedades mecânicas do material, podendo então relacioná-las às diferentes taxas de variação de resistência mecânica do alumínio em diferentes regiões da bobina.

Pode-se concluir também que a amostragem escolhida para o presente estudo, assim como as diferentes faixas de temperatura e o tempo de recozimento representaram de forma consistente o comportamento mecânico do alumínio 1350 AA, conforme encontrado na literatura.

Os métodos de análise das imagens por meio das entropias superficiais e das dimensões fractais mostraram-se capazes de diferenciar amostras encruadas de amostras mais lisas e possivelmente recuperadas, sobretudo ao se realizar um teste de paridade entre as amostras do rolo número 2, sendo uma normalizada e outra recozida à 250° C, mostrando que as médias eram diferentes, sendo de certa forma robusto em determinadas condições, porém apresentaram também inconsistências quanto aos resultados, uma vez que são muito influenciados pelas condições de acabamento superficial das amostras.

Outro fator derivado dos defeitos de polimento e ataque está na seleção das imagens para comparação, pois os lotes de imagens analisados não continham, após a exclusão dos dados com problemas, imagens tomadas nas mesmas posições. Uma vez que a amostragem foi ordenada, este fator assume importância relevante para o espalhamento dos dados.

Ao passo que as amostras apresentavam “defeitos superficiais”, como as inclusões espelhadas por toda superfície, os resultados de dimensões fractais também eram influenciados, gerando alguns desvios do comportamento esperado.

Por fim, pode-se concluir que o efeito da recuperação no alumínio 1350 AA pode ser minimizado através de uma refrigeração eficiente no vergalhão antes do seu bobinamento, garantindo que o rolo saia da máquina a uma temperatura de no máximo 210° C. O recozimento é apenas um dos fatores que influenciam na variação do LRT, porém é possível afirmar que o controle desse parâmetro é de suma importância para a diminuição da variação nas propriedades mecânicas do material.

## REFERÊNCIAS

ABAL, COMISSÃO TÉCNICA. Fundamentos e Aplicações do Alumínio. São Paulo: ABAL, 2007. 68p.

CHUM, M. S.; LENARD, J. G. Hot rolling of an aluminum alloy using oil/water emulsions. *Journal of Materials Processing Technology*, [s.l.], v. 72, p. 283-292, jul. 1996.

CONTINUUS-PROPERZI. Manual de operação da linha para vergalhões de alumínio EC, PROPERZI 4,5 T/H. Tipo: 9-L19/2-9/10, Fabricação: EC GRADE AL, Cliente: CBA, Capacidade 4,5 T/H (EC).

EASTON, M. A.; STJOHN, D. H. Improved predction of the grain size of aluminum alloys that includes the effect of cooling rate. *Materials Science and Engineering A*, [s.l.], v. 486, p. 8-13, nov. 2007.

G. Thym, K. Buxmann, I. Gyongyos, Verfahrenstechnische Besonderheiten des Bandgießens von Aluminum und Eigenschaften des Halbzeuges, *Aluminum* 52 (1976) 176-178.

GARCIA, A; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. Ensaio dos materiais. Campinas: LTC, 1999. 247p.

HALLBERG, H. Influence of process parameters of grain refinement in AA1050 aluminum during cold rolling. *International Journal of Mechanical Sciences*, [s.l.], v. 66, p. 260-272, nov. 2012.

INFOMET. Informações Britadas, Fundidas e Laminadas, 1998. Apresenta metais e ligas-Alumínio em: [http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-assuntos.php?cod\\_tema=10&cod\\_secao=11](http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-assuntos.php?cod_tema=10&cod_secao=11), Acesso em: 24 nov. 2013.

LE, H. R. et al. Surface oxide fracture in cold aluminum rolling. *Acta Materialia*, [s.l.], v. 52, p. 911-920, oct. 2003.

LENARD, J. G. The effect of roll roughness on the rolling parameters during cold rolling of an aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, [s.l.], v. 152, p. 144-153, mar. 2004.

Milner, Dr., Rowe, G. W. Fundamentals of solid-phase welding. Metall Rev 1962; 7:433-80.

Mróz, Z.; Stupkiewicz, S. Constitutive model of adhesive and ploughing friction in metal-forming process, Int. J. Mech Sci. 40 (1988) 281-303.

PADILHA, A. F.; JR, F. S. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. 2.ed. São Paulo: ABM, 1996. v 1, 158p.

PETZOW, P. Metallographic Etching. 2.ed. Ohio: ASM International, 1999. V1, 240p.  
SMART, D. C. J. A program to measure SEM resolution and imaging performance. Journal of Microscopy, 208:24{34, October 2002.)

SILVA, J. F. Influência do TiBAl na morfologia e tamanho de fases AlFeSi na liga de alumínio AA8011. Dissertação de mestrado. Recife: UFPE, 2009.

SMART, D. C. J. A program to measure SEM resolution and imaging performance. Journal of Microscopy, 208:24{34, October 2002.)

SOUZA, S. A. Ensaios mecânicos de materiais metálicos. 5.ed. São Paulo: EDGARD BLUCHER LTDA, 2004. 286p.

ZHOU, S. X. et al. Experimental study on materials properties of hot rolled and continuously cast aluminum strips in cold rolling. Journal of Materials Processing Technology, [s.l.], v. 134, p. 363-373, nov. 2002.

Zi, A., Stulikva, I., Smola, B., J. Mat. Rev. 100(2009) 867.

ZI, A.; STULIKOVA, I.; SMOLA, B. Response of aluminum processed by extrusion preceded ECAP to isochronal annealing. Materials Science and Engineering A, [s.l.], v. 527, p. 1469-1472, oct. 2009.