

LEONARDO SHUN KOMORITA

**CARACTERIZAÇÃO DE TUBOS DE COBRE C10300
SOB LAMINAÇÃO PLANETÁRIA**

Trabalho de formatura apresentado à
Escola Politécnica da Universidade de São
Paulo

Departamento de Engenharia Metalúrgica
e de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Franco de
Monlevade

São Paulo
2018

TF-2018

K 8360

H-2018 C

2876105

DEDALUS - Acervo - EPMT



31800009325

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudos e pesquisas, desde que citada a fonte.

Aos meus pais, pela minha vida,
por todos os ensinamentos e por
serem meus maiores exemplos de
pessoas de bem.

AGRADECIMENTOS

Ao meu pai, Takahiro Komorita, à minha mãe Maria Lieko Assano Komorita, à minha irmã Caroline Aya Komorita e ao meu irmão Aurélio Ryu Komorita, por serem, cada um, parte indispensável de minha família e minha vida.

À Andrea Sayuri Matsunaga, pelo amor incondicional, parceria em todos os momentos e palavras de incentivo, que sempre me fizeram seguir em frente e progredir.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Eduardo Franco de Monlevade, pela amizade, pela confiança dada a mim e por instruir aconselhar e ensinar, não somente neste estudo, mas em todos os momentos.

Aos meus amigos Thiago Pires Nagasima, Marcelli Susaki Dias, Valmir Bussola Martins, Gustavo José Suto de Souza e Fernando Takashi Massucado Rodrigues da Silva, por sempre estarem ao meu lado nesta jornada pela Escola Politécnica, pelo apoio incondicional e todos os conselhos dados, por nunca desistirem de mim e sempre elevarem minha autoestima nos momentos de maior dificuldade.

Ao Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi, pelo exemplo de professor e pessoa inspiradora, refletido na excelência dos membros do Grupo de Pesquisa em Soldagem e Junção, e por oferecer a estrutura do seu laboratório para a realização deste estudo.

Ao Grupo de Pesquisa em Soldagem e Junção, em especial ao Jefferson José de Carvalho e ao Dr. Jaime Casanova Soeiro Júnior, por todos os conselhos e auxílio para a realização deste estudo.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo que me auxiliaram neste estudo: Antônio Lívio da Silva Nunes, Rafael Rocha Maia e José Rubens B. do Carvalho.

À empresa Paranapanema S. A. pelo fornecimento das amostras utilizadas neste estudo e por permitir conhecer a empresa e o processo produtivo de tubos de cobre sem costura.

Ao Projeto Petrobras Número 0050.0086316.13.9, que forneceu os equipamentos, utilizados neste trabalho, ao Grupo de Pesquisa em Soldagem e Junção.

RESUMO

A laminação planetária é um processo moderno de produção de tubos metálico, com os seguintes benefícios: produção de tubos sem costura, sem a necessidade de soldagem do tubo após laminação, velocidade na produção de tubos sem costura, devido às altas taxas de redução de diâmetro em um único passe de laminação e distribuição uniforme de tensões neste tipo de produção de tubos, garantindo maior homogeneidade de propriedades. Porém, devido à complexidade das tensões e deformações envolvidas na laminação planetária, se torna importante compreender e controlar o comportamento do metal laminado. Este trabalho ilustra a estrutura de grãos de ligas de cobre C10300 obtidas por fundição contínua e por extrusão, além das microestruturas após processamento em laminador planetário de três cilindros, partindo tanto do tarugo fundido quanto do extrudado, comparando a diferença na ordem de grandeza do tamanho de grão entre eles. Os produtos da laminação planetária apresentaram tamanho de grão muito similares. Foram feitos, ensaios de microdureza Vickers entre os materiais laminados, evidenciando que o produto laminado a partir do tarugo extrudado tem dureza maior que àquele a partir do tarugo fundido. Além disso, os ensaios de microdureza revelam as estrias resultantes da torção do material na laminação planetária. Nenhuma das duas análises, porém, foram capazes de comparar o fenômeno de recristalização dinâmica nos dois produtos laminados.

Palavras-chave: Cobre. Tubos de Cobre. C10300. Laminação. Laminação Planetária. Recristalização Dinâmica.

ABSTRACT

The planetary rolling is a modern process for metallic tube production, with the following advantages: production of seamless tubes, avoiding the need of welding the tube after rolling, speed in the production of seamless tubes, due to high rates of diameter reduction in a single roll pass and uniform distributions of stress in this type of tube making, ensuring greater homogeneity of properties. However, due to the complexity of strains and stress involved in the planetary rolling process, it is important to understand and control the behavior of the rolled metal. This work illustrates the grain structure of C10300 copper alloy obtained by continuous casting and extrusion, as well as the microstructures after processing in a three-cylinder planetary rolling mill, starting from both the as-cast and the extruded billet, comparing the difference between their grain sizes between them. The products of the planetary rolling, presented very similar grain size. Vickers microhardness tests were made between the laminated materials, evidencing that the product laminated from the extruded billet has a greater hardness than the cast billet. In addition, the microhardness tests reveal the grooves resulting from the twisting of the material in the planetary rolling. None of the two analysis, however, were able to compare the phenomenon of dynamic recrystallization on the two rolled products.

Keywords: Copper. Copper Tubes. C10300. Rolling. Planetary Rolling. Dynamic Recrystallization.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Processo de laminação planetária de tubos sem costura com três cilindros cônicos laminadores. (3)	14
Figura 2: Desenho esquemático da laminação Pilger. (4)	15
Figura 3: Influência da temperatura em limite de escoamento, limite de resistência à tração e ductilidade do cobre. (7)	19
Figura 4: Variação do limite de escoamento, limite de resistência e ductilidade na conformação a frio do cobre. (7)	19
Figura 5: Modelo representando a disposição dos três cilindros do laminador. (8)	21
Figura 6: Representação dos ângulos de desvio α e de inclinação β , dos cilindros do laminador planetário. (9)	22
Figura 7: Contato entre material, mandril e cilindro de laminação planetária com quatro zonas de deformação. (10)	23
Figura 8: Trajetória de um ponto do tubo em laminação planetária, simulado por método de elementos finitos. (8)	24
Figura 9: Macrografia de cobre para diferentes taxas de deformação, na laminação planetária. (10)	26
Figura 10: Macrografia de seção transversal do tubo sob laminação planetária, na região a. (10)	27
Figura 11: Macrografia da seção transversal de tubo sob laminação planetária, na região b. (10)	27
Figura 12: Macrografia da seção transversal do tubo sob laminação planetária, na região c. (10)	28
Figura 13: Micrografia da seção transversal de tubo sob laminação planetária, região 50mm à frente da região c. (10)	29
Figura 14: Micrografia da seção transversal do tubo sob laminação planetária, região 100mm à frente da região c. (10)	30
Figura 15: Micrografia da seção transversal de tubo ao final da laminação planetária. (10)	30
Figura 16: Representação das estrias no processo de laminação planetária. (12)	31
Figura 17: Ângulo de desvio α e seção transversal durante laminação planetária de três cilindros. (12)	32

Figura 18: Seção transversal de tubo sob laminação planetária para duas geometrias de cilindros (8)	33
Figura 19: Três tipos de cilindros de laminação. (9).....	34
Figura 20: Estrias para três configurações de laminação planetária. (9)	34
Figura 21: Campos de velocidades dos pontos de contato dos cilindros. (10)	35
Figura 22: Fração de cobre recristalizado em função do tempo para variadas temperaturas. (15).....	36
Figura 23: Efeito da taxa de deformação na cinética de recristalização de alumínio, recozido a 350°C. (16)	37
Figura 24: Efeito do tamanho de grão na cinética de recristalização de cobre, a 225°C. (16).....	38
Figura 25: Efeito do tamanho de grão inicial para formação de mesma quantidade de núcleos recristalizados em contornos de grão. (16)	38
Figura 26: Efeito da temperatura de recozimento na recristalização de Fe-3,5%Si, deformado a 60%. (16)	39
Figura 27: Influência da heterogeneidade na nucleação de grãos recristalizados. (16).....	40
Figura 28: Nucleação e crescimento de grãos durante recristalização. (16).....	40
Figura 29: Oscilação da tensão instantânea de escoamento durante a deformação, para variadas temperaturas, em aço 0,68%C deformado por compressão. (16) ..	41
Figura 30: Planos radial, transversal e longitudinal das amostras.	43
Figura 31: Amostra de tarugo fundido, destaque do plano transversal.	44
Figura 32: amostra TFT extraída do tarugo fundido.	45
Figura 33: Amostra TET extraída do tarugo extrudado.	45
Figura 34: Anel laminado a partir de tarugo fundido (a) e destaque da extração de amostras AFR e AFL (b).	46
Figura 35: Anel laminado a partir de tarugo extrudado (a) e destaque da extração de amostras AER, AET e AEL (b).	46
Figura 36: Politriz automática STRUERS Tegamin-25.	48
Figura 37: Microdurômetro EMCO-Test DuraScan.	49
Figura 38: Teste de cargas em amostra AER.	50
Figura 39: Diagramas de caixa de Tukey para tempos de impressão de 10s e 15s.	50
Figura 40: Diagrama de caixa de Tukey comparativo entre modos de cálculo de dureza.	51

Figura 41: Macrografia da amostra TFT, 1,6x de aumento em lupa estereoscópica.	53
Figura 42: Macrografia da amostra TFR, 1,6x de aumento em lupa estereoscópica.	54
Figura 43: Macrografia da amostra TFL, 1,6x de aumento em lupa estereoscópica.	54
Figura 44: Comparativo entre tarugos extrudado (esq.) e fundido (dir.) no plano transversal, 1,6x de aumento em lupa estereoscópica.	55
Figura 45: Micrografia da amostra TET, 50x de aumento no microscópio ótico.	55
Figura 46: Micrografia da amostra TER, 50x de aumento no microscópio ótico.	56
Figura 47: Micrografia da amostra TEL, 50x de aumento no microscópio ótico.	56
Figura 48: Micrografia da amostra AFT, 200x de aumento no microscópio ótico.	57
Figura 49: Micrografia da amostra AFR, 200x de aumento no microscópio ótico.	57
Figura 50: Micrografia da amostra AFL, 200x de aumento no microscópio ótico.	58
Figura 51: Micrografia da amostra AET, 200x de aumento no microscópio ótico.	58
Figura 52: Micrografia da amostra AER, 200x de aumento no microscópio ótico.	59
Figura 53: Micrografia da amostra AEL, 200x de aumento no microscópio ótico.	59
Figura 54: Resultado do ensaio de microdureza na amostra AER, com 2691 pontos, eixo x na dir. longitudinal e eixo Y na direção transversal.	61
Figura 55: Resultado do ensaio de microdureza da amostra AET, com 939 pontos, eixo X na dir. longitudinal e eixo Y na dir. radial.	61
Figura 56: diferença entre indentação ideal (1), na amostra AFT, e indentação inclinada (b), em amostra AET.	62
Figura 57: Resultado do ensaio de microdureza da amostra AFR, com 679 pontos, eixo X na dir. longitudinal e eixo Y na dir. transversal.	63
Figura 58: Resultado do ensaio de microdureza da amostra AFT, com 1543 pontos, eixo X na dir. longitudinal e eixo Y na dir. radial.	63

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição da liga C10300 (porcentagem mássica). (5)	17
Tabela 2: Propriedades físicas e mecânicas da liga C10300, adaptado. (5, 6)	18
Tabela 3 Efeito da pureza na temperatura de recristalização. (14)	36
Tabela 4: Relação dos 5 testes de carga, com aumento máximo aplicável, dureza média e tamanho da diagonal.	49
Tabela 5: Cálculo de tamanho de grão, segundo norma ASTM E112-13, método dos interceptos em círculos, valores em μm	60
Tabela 6: Média das microdurezas HV, com desvios e variâncias.	64

SUMÁRIO

	Página
RESUMO	6
LISTA DE ILUSTRAÇÕES	8
LISTA DE TABELAS	11
1. INTRODUÇÃO	13
1.1 Justificativa	14
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1 Laminação planetária com três cilindros	20
2.2.1 Dinâmica da laminação planetária	23
2.2.2 Evolução de microestrutura e propriedades do tubo na laminação planetária	25
2.2.3 Parâmetros de controle importantes para a laminação planetária	31
2.3 Recristalização	35
3. OBJETIVOS	42
4. MATERIAIS E MÉTODOS	43
4.1 Extração de amostras	43
4.2 Metalografia	47
4.3 Ensaios de Microdureza Vickers	48
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
6. CONCLUSÃO	65
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	68

1. INTRODUÇÃO

Segundo o Informe Mineral do primeiro semestre de 2016 (1), ocorreu uma retração sobre a quantidade produzida de minério total quando comparada ao mesmo período de 2015. Isso se deve principalmente à redução da produção do minério de ferro e de cobre que foram influenciados pela fraca demanda chinesa e pelos preços internacionais de *commodities* minerais. Ainda assim, o cobre representou 13,2% do total das importações neste mesmo intervalo de tempo, sendo o principal fornecedor o Chile.

Em termos de distribuição das reservas brasileiras, as principais minas se localizam nos estados de Pará (depósito de Salobo), Rondônia (Graben Colorado), Alagoas (Arapiraca), Bahia (Vale do Curaçá), Ceará (Pedra Verde), Goiás (Alto Horizonte), Mato Grosso (Mina Santa Helena), Minas Gerais (Fortaleza de Minas), São Paulo (Vale do Ribeira), Rio Grande do Sul (Caçapava do Sul), segundo o relatório sobre o cobre realizado em 2008 pelo Departamento Nacional de Produção Mineral (DNPM). (2)

O cobre é muito utilizado na produção de cabos, fios, conectores e motores elétricos devido a sua excelente condutividade elétrica. E devido a sua condutividade térmica, é utilizado em sistemas de transferência de calor, condicionamento do ar e refrigeração. (2) Estas informações representam a importância que o minério de cobre exerce sobre a economia brasileira e que sua produção e/ou conformação merece destaque e um estudo aprofundado para obter maior qualidade e produtividade.

O processo pelo qual o Cobre passa em sua conformação depende de sua finalidade. Pode ser trefilado, laminado, cunhado ou extrudado. Neste estudo, o cobre passa por um processo de laminação planetária a frio de tubos sem costura, utilizando cilindros cônicos, que é ilustrado na Figura 1. Conforme o tubo avança, também rotaciona, possibilitando uma maior homogeneidade das tensões aplicadas. (3)



Figura 1: Processo de laminação planetária de tubos sem costura com três cilindros cônicos laminadores. (3)

Contudo, devido à alta condutividade térmica do cobre e sua baixa temperatura de recristalização, aliados a este processo de laminação, de alto índice de redução e distribuição de tensões complexa, torna-se necessário o entendimento do comportamento do cobre durante a laminação planetária.

A empresa fornecedora das amostras para este estudo é a Paranapanema S. A., produtora de catodos, barras e trefilados de cobre.

1.1 Justificativa

A produção tradicional de tubos de cobre sem costura na Paranapanema S.A. consistia em:

- 1) Fundir tarugo de cobre com furo central em forno de fusão;
- 2) Extrudar o tarugo em uma extrusora;
- 3) Laminar o tarugo extrudado em uma laminadora Pilger;
- 4) Trefilar o tubo laminado até o diâmetro e a espessura desejados (para trocadores de calor ou condução de gás).

A Figura 2 ilustra a laminação Pilger, com dois cilindros excêntricos.

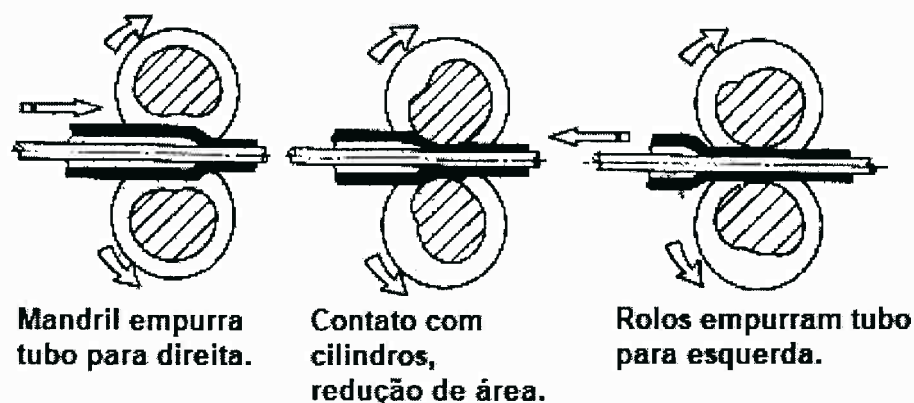


Figura 2: Desenho esquemático da laminação Pilger. (4)

O laminador Pilger consiste em dois cilindros de laminação (com excentricidade de diâmetro em um ou ambos cilindros), de forma que durante a sua rotação, o tubo laminado pelos cilindros alterne entre avanço no sentido da laminação e retorno no sentido contrário à laminação. Desta forma, são feitos vários passes de redução de diâmetro com passes de avanço e retorno dos tubos, sem a necessidade de inverter o sentido de rotação dos cilindros.

O processo tradicional consiste em 4 etapas no processo produtivo, cada uma com seus custos produtivos.

Atualmente, um processo diferente de produção de tubos de cobre sem costura é realizado, com desempenho equivalente:

- 1) Fundir tarugo de cobre com furo central em forno de fusão,
- 2) Laminar o tarugo fundido em laminador planetário;
- 3) Trefilar o tubo laminado em laminador planetário até o diâmetro e a espessura desejados.

Este novo processo diminui uma operação da cadeia produtiva, diminuindo custos operacionais. Além disso, enquanto o laminador Pilger do processo tradicional era alimentado por tarugos extrudados de 6m de comprimento, o laminador planetário é alimentado por tarugos fundidos de 23m de comprimento e diâmetros equivalentes ao tarugo extrudado, tornando o processo mais contínuo.

Uma outra alternativa também em estudo consiste em alimentar o laminador planetário com os tarugos extrudados, em situações que não se possa alimentar o laminador planetário com o tarugo fundido, como já foi necessário na planta da Paranapanema S. A.

Desta forma, é necessário estudar as características dos materiais envolvidos no processo produtivo, x de tarugos até o produto final.

Neste contexto, este estudo procura caracterizar as microestruturas do tarugo fundido que alimentaria o laminador planetário, do tarugo extrudado que alimenta o laminador Pilger (e que pode ser uma alternativa para alimentar o laminador planetário), do tubo laminado em laminador planetário partindo de tarugo fundido e do tubo laminado em laminador planetário a partir do tarugo extrudado, além de estudar o processo de recristalização durante o processo de laminação planetária.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A identificação das relações entre microestrutura e propriedades de tubos sem costura de cobre depende da compreensão de:

- Características e comportamento do cobre na produção de tubos sem costura;
- O processo de conformação destes tubos (neste estudo, a laminação planetária);
- Relação entre microestrutura e propriedades do material;
- Controle dos parâmetros no processo de conformação para atingir as propriedades desejadas.

A liga C10300, “Cobre livre de oxigênio, extra-baixo fósforo” (“Oxygen-free, extra-low-phosphorus copper” (5)), e possui a composição química descrita na Tabela 1:

Tabela 1: Composição da liga C10300 (porcentagem mássica) (5).

Mín. Cu* (%)	Mín. P (%)	Máx. P (%)	Máx. O (%)
99,95	0,001	0,005	0,004

*Cu+Ag+P.

A Tabela 2 ilustra as propriedades físicas e mecânicas da liga estudada nessa pesquisa.

Tabela 2: Propriedades físicas e mecânicas da liga C10300, adaptado. (5, 6)

Propriedades (unidade)	Valor
Densidade (kg/m ³ , a 20°C)	8940
Ponto de fusão (°C)	1083
Calor específico (J/kg.K)	381
Condutividade térmica (W/m.K)	449
Módulo de elasticidade (GPa)	117,6
Módulo de rigidez (GPa)	44,1
Limite de resistência a tração (MPa)	196-245
Limite de escoamento (MPa)	78
Alongamento (% em 2")	45
Temperatura de Recozimento (°C)	375-650°C

Para efeito de estudo, esta liga se comporta como cobre puro, que tem estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC).

A Figuras 3 ilustra a variação de ductilidade, limite de escoamento e limite de resistência à tração do cobre em função da temperatura e a Figura 4 apresenta a variação desses parâmetros em função da redução de passe de conformação (7).

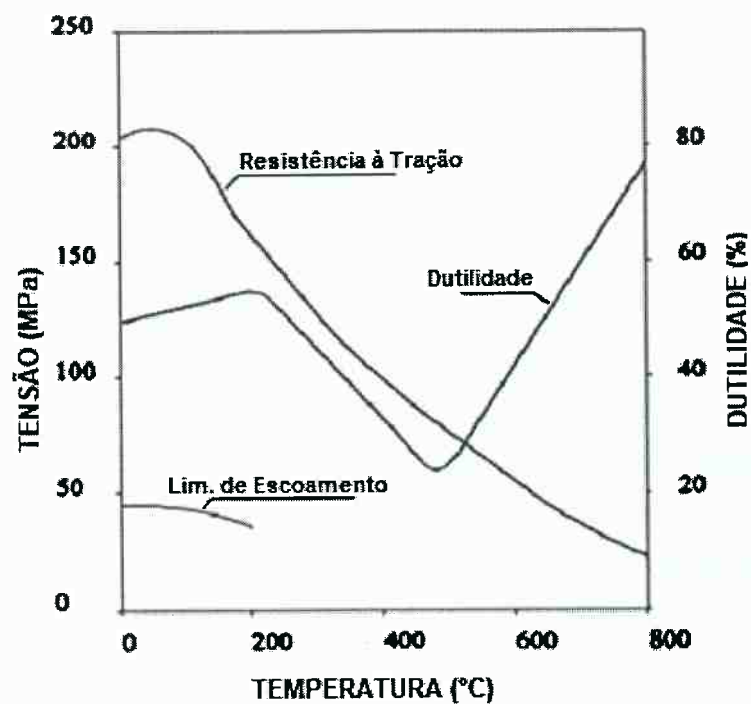


Figura 3: Influência da temperatura em limite de escoamento, limite de resistência à tração e ductilidade do cobre. (7)

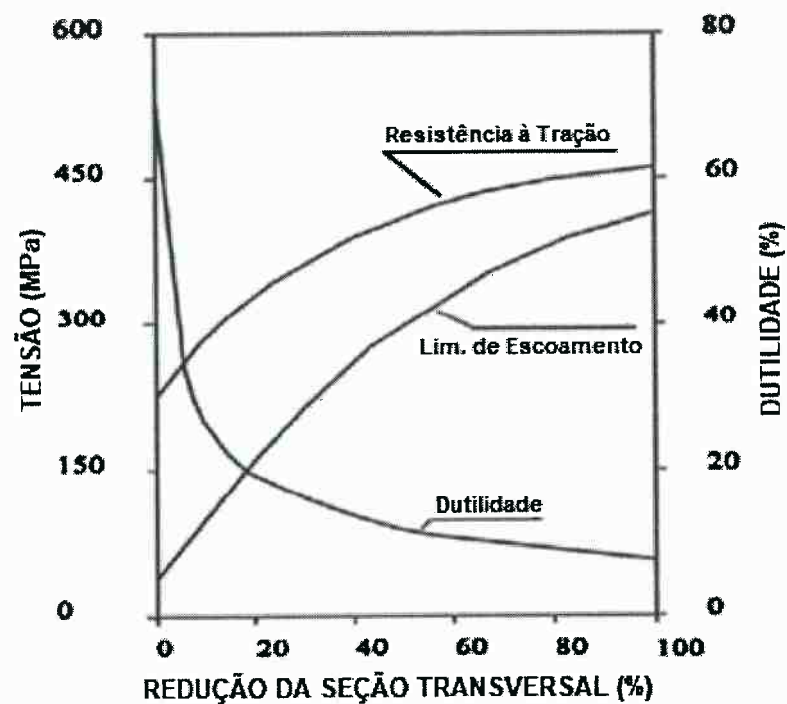


Figura 4: Variação do limite de escoamento, limite de resistência e ductilidade na conformação a frio do cobre. (7)

O cobre tem boa conformabilidade e boa tenacidade à fratura em temperatura ambiente. Sua resistência à tração decresce com o aumento da

temperatura. Porém, entre cerca de 200°C e 500°C, a ductilidade do cobre decresce com o aumento de temperatura, e é crescente em maiores temperaturas. Por esta razão, geralmente é indicado o processo de conformação a frio, em temperatura ambiente, ou em temperaturas entre 800°C e 900°C. O limite de resistência do cobre bruto de fusão é da ordem de 160MPa, podendo atingir até cerca de 220MPa quando laminado à quente e até mesmo valores próximos do limite de resistência de aços baixo carbono quando laminados a frio, em torno dos 400MPa (7).

Um grande problema na solidificação do cobre é sua alta taxa de contração (1,5%) quando comparada a outros metais, o que permite dissolução de gases presentes a altas temperaturas e consequente porosidade do material (7). Portanto, a qualidade do material conformado depende do controle da dissolução de gases (particularmente hidrogênio e oxigênio) na fundição de cobre (por exemplo, com uso de camada de fluxante cobrindo o material fundido, evitando a difusão de hidrogênio e oxigênio no cobre). Do contrário, as porosidades presentes no interior podem levar a propagação de trinca e ruptura do material quando conformado (7).

Outro ponto importante no processo de conformação do cobre é que, devido à elevada condutividade térmica e baixa temperatura de recristalização (tratamentos térmicos de recozimento são feitos na faixa de 375-650°C), o aquecimento do material devido ao atrito com a ferramenta de conformação leva o material a deformar dentro da zona de recristalização.

2.1 Laminação planetária com três cilindros

Este processo de conformação consiste em comprimir um tarugo cilíndrico de cobre contra três cilindros cônicos do laminador e perfurar seu centro com um mandril, formando tubos com diâmetros menores que o diâmetro inicial do tarugo e recristalizando o material durante o processo, devido ao aquecimento referente à deformação do material laminado. Assim, diferente de tubos com costura, que apresentam heterogeneidade (região soldada, com regiões afetadas pelo calor e regiões não afetadas pela soldagem, que possuem microestruturas e propriedades diferentes), a laminação planetária produz tubos sem costura, com uma maior homogeneidade ao longo da superfície.

A Figura 5 é uma representação esquemática da laminação planetária.

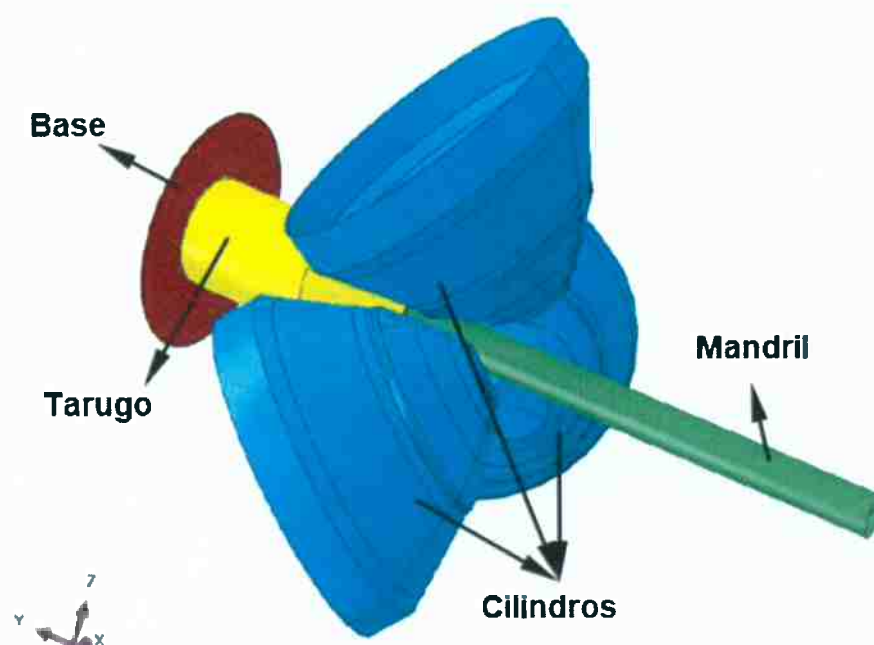


Figura 5: Modelo representando a disposição dos três cilindros do laminador. (8)

Os cilindros são dispostos com um ângulo de inclinação β em relação ao eixo do tarugo e com um ângulo de desvio α em relação à direção radial, conforme apresentado na Figura 6.

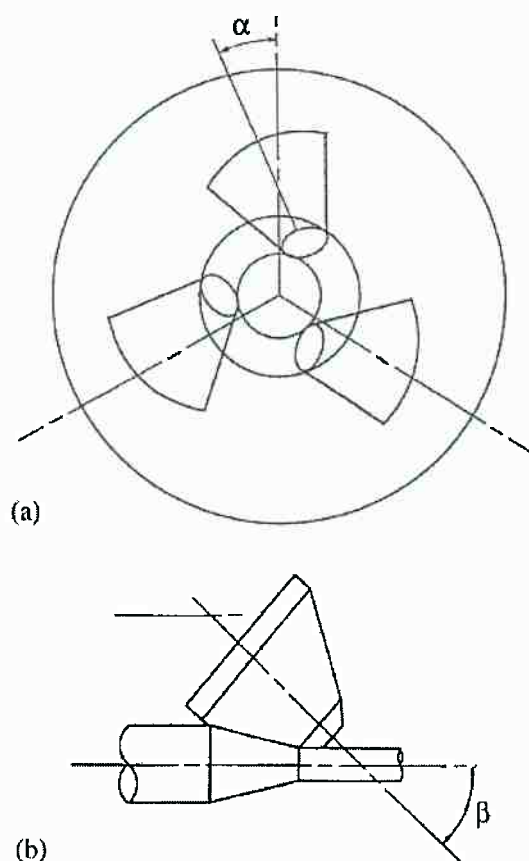


Figura 6: Representação dos ângulos de desvio α e de inclinação β , dos cilindros do laminador planetário. (9)

O contato entre a superfície do cilindro é um parâmetro de controle, pois a área e o ângulo de contato determinarão a intensidade e as regiões da peça que estarão sujeitas às tensões de laminação.

A Figura 7 ilustra o contato entre cilindro e peça, distinguindo cada zona de contato:

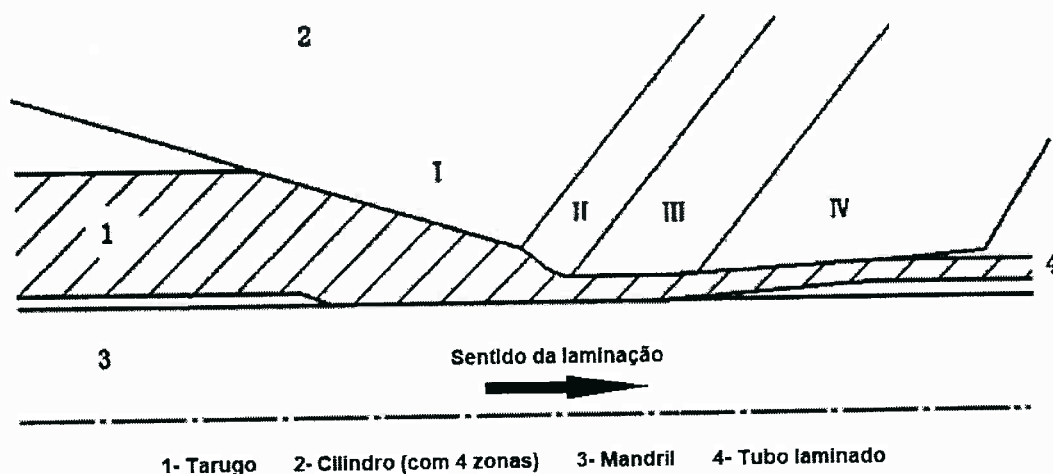


Figura 7: Contato entre material, mandril e cilindro de laminação planetária com quatro zonas de deformação. (10)

A zona crítica para o processo de laminação é a zona II (concentração de deformação). Nesta zona, o ângulo de inclinação β é maior e, portanto, as tensões nesta zona são mais intensas. (10)

2.2.1 Dinâmica da laminação planetária

A laminação planetária consiste nos seguintes movimentos (8):

I. Avanço longitudinal do tarugo:

Uma placa de arraste, acionada por um pistão, comprime o tarugo contra os três cilindros e controla a velocidade do passe de laminação.

II. Rotação dos cilindros em torno de seus próprios eixos:

A rotação dos cilindros fricciona a superfície externa do tarugo, além de contribuir para o avanço da peça na direção longitudinal. A alta fricção gerada por esta rotação, aliada ao avanço longitudinal do tarugo geram tensões de compressão e cisalhamento sobre a superfície externa do tarugo.

Tais regimes de tensão são responsáveis pela redução do diâmetro externo do tarugo, que pode chegar a 96% (8) e levam ao aquecimento do cobre para temperaturas superiores à temperatura de recristalização. Assim, enquanto o

material é encruado pela deformação de sua superfície externa, ocorre a chamada recristalização dinâmica (10).

Outro ponto importante é que esta deformação causa uma variação no fluxo de material na direção longitudinal: o material próximo à superfície externa, submetido às maiores tensões de contato com o cilindro, avança na direção longitudinal com velocidade maior que o material próximo ao eixo do tarugo. Esta diferença de velocidades resulta na formação de uma cavidade no centro do tarugo.

III. Rotação do tarugo:

O tarugo gira em torno de seu eixo, devido ao atrito com os cilindros cônicos de laminação. Esta rotação precisa ser controlada, ou o tubo formado estará torcido em relação ao eixo longitudinal (direção do passe). Isto porque o movimento resultante do material laminado é helicoidal (8), uma composição entre a rotação induzida pelos cilindros de laminação e a translação longitudinal do tarugo e do tubo resultante, conforme apresentado na Figura 8:

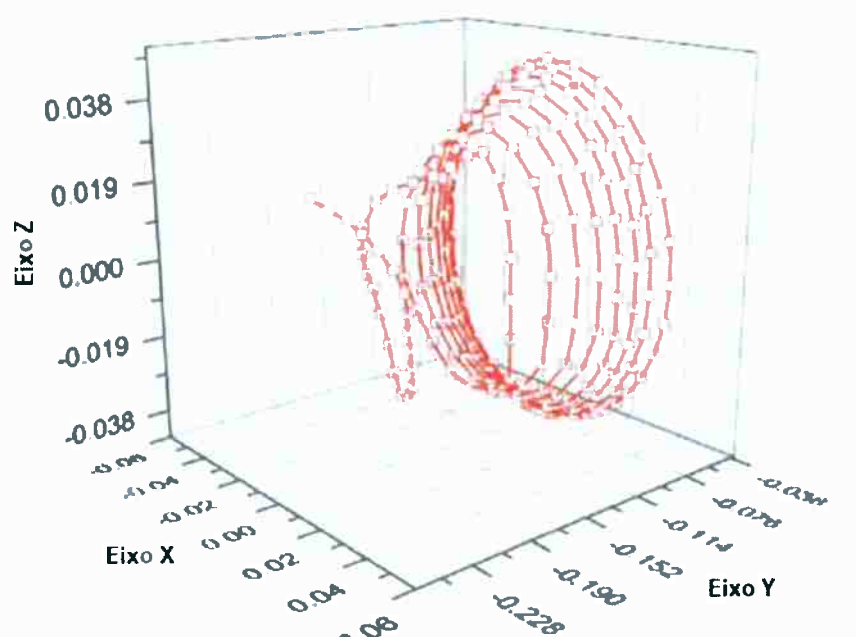


Figura 8: Trajetória de um ponto do tubo em laminação planetária, simulado por método de elementos finitos. (8)

IV. Avanço do mandril:

O mandril se move em sentido contrário ao avanço do tubo, aumentando o furo central e garantindo uma uniformidade de dimensão da cavidade interna. Devido à rotação do material, a perfuração da peça pelo tarugo também gera tensões de cisalhamento e compressão na superfície da cavidade, contribuindo tanto para a deformação da superfície interna, quanto para o aquecimento e consequente recristalização desta superfície (10).

V. Rotação do cabeçote:

O cabeçote, peça onde os três cilindros de laminação estão acoplados, gira em sentido oposto à rotação do tubo, compensando a distorção do tubo em relação ao seu eixo.

2.2.2 Evolução de microestrutura e propriedades do tubo na laminação planetária

Estudos realizados por Li et al. (10), em amostras de liga de cobre C12200 (99,90%Cu, 0,002%Mn, 0,005%Ni, 0,005%Fe, 0,004%S, 0,039%P) que foram interrompidas durante o processo de laminação planetária (espessura inicial do tarugo de 20,5mm) ilustram a evolução da macroestrutura ao longo da laminação.

A estrutura bruta de fusão da amostra, na Figura 9, contém grãos colunares e equiaxiais, devido à elevada condutividade térmica do cobre e consequente elevada taxa de resfriamento, que levam a uma cristalização direcionada (grãos colunares crescem na direção radial do tarugo).

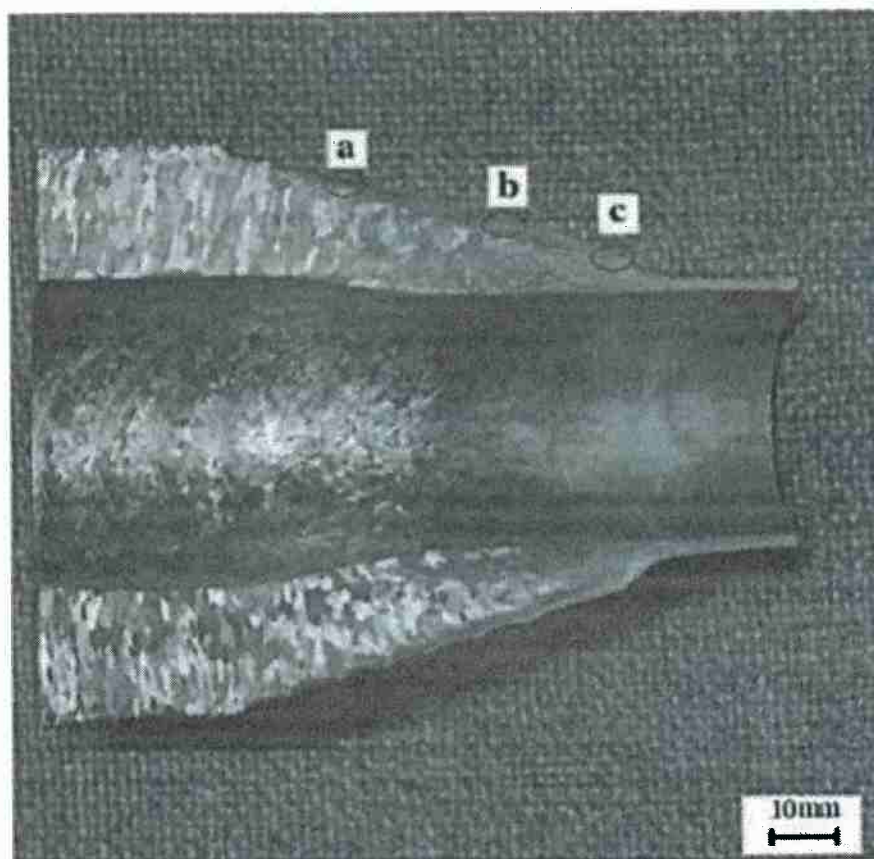


Figura 9: Macrografia de cobre para diferentes taxas de deformação, na laminação planetária. (10)

Na zona de redução (região a e b na Figura 9), o material sofre deformação (diminuição do diâmetro externo) e, devido à torção aplicada pelos cilindros sobre a superfície do tarugo, os grãos colunares sofrem distorção. Além disso, as regiões próximas à superfície externa e à superfície interna do tarugo apresentam uma distribuição de grãos refinados, por efeito do cisalhamento e da compressão causados pela rotação dos cilindros, avanço longitudinal do tarugo e avanço do mandril.

Essa distorção dos grãos colunares e o refino de grãos próximos às superfícies internas e externas se intensificam, à medida que a peça avança pela zona de redução. Isto pode ser observado pelas Figuras 10 e 11:

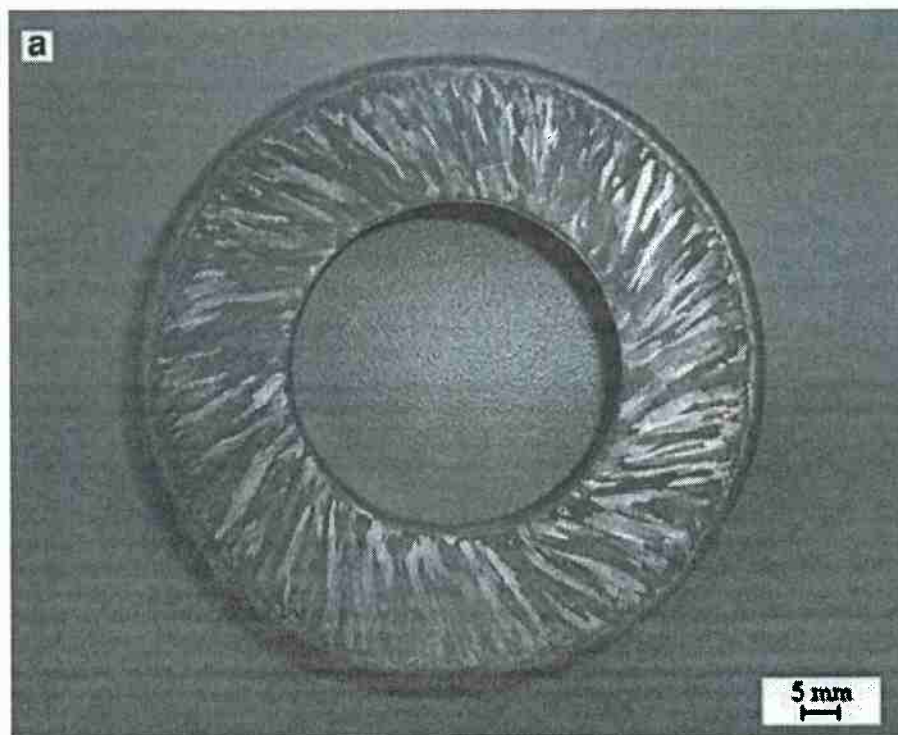


Figura 10: Macrografia de seção transversal do tubo sob laminação planetária, na região a. (10)

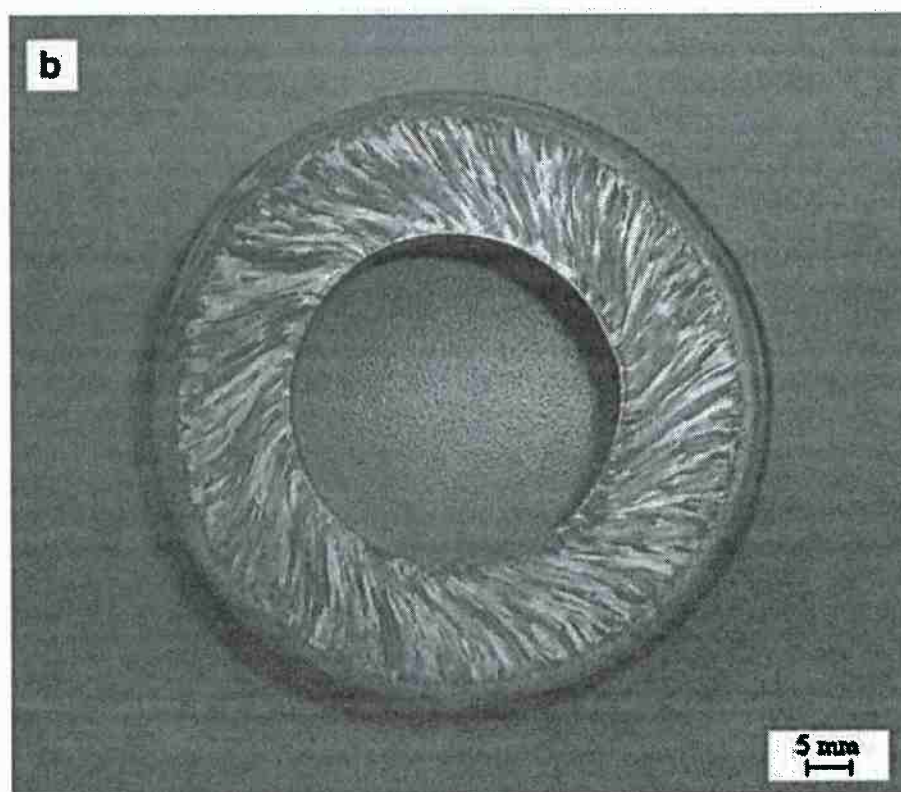


Figura 11: Macrografia da seção transversal de tubo sob laminação planetária, na região b. (10)

Na zona de redução, as tensões não são suficientes para ocorrer recristalização dinâmica. Porém, na região c, sob efeito da zona de concentração de deformação, a intensidade de tensões aumenta a temperatura do material para acima da temperatura de recristalização (10) e ocorre a recristalização dinâmica.

Como o cobre tem estrutura cristalina CFC e baixa energia de defeito de empilhamento, suas discordâncias têm baixa mobilidade, não ocorrendo os fenômenos de escorregamento com desvio e ascensão de discordâncias (11). Consequentemente, os mecanismos de recuperação são limitados, ou seja, a conformação do cobre depende da recristalização para diminuir a dureza decorrente do encruamento sofrido pela laminação.

A Figura 12 ilustra a zona de concentração de deformação, identificada como região c na Figura 9, com refino e distorção de grãos mais intensos que nas Figuras 10 e 11.

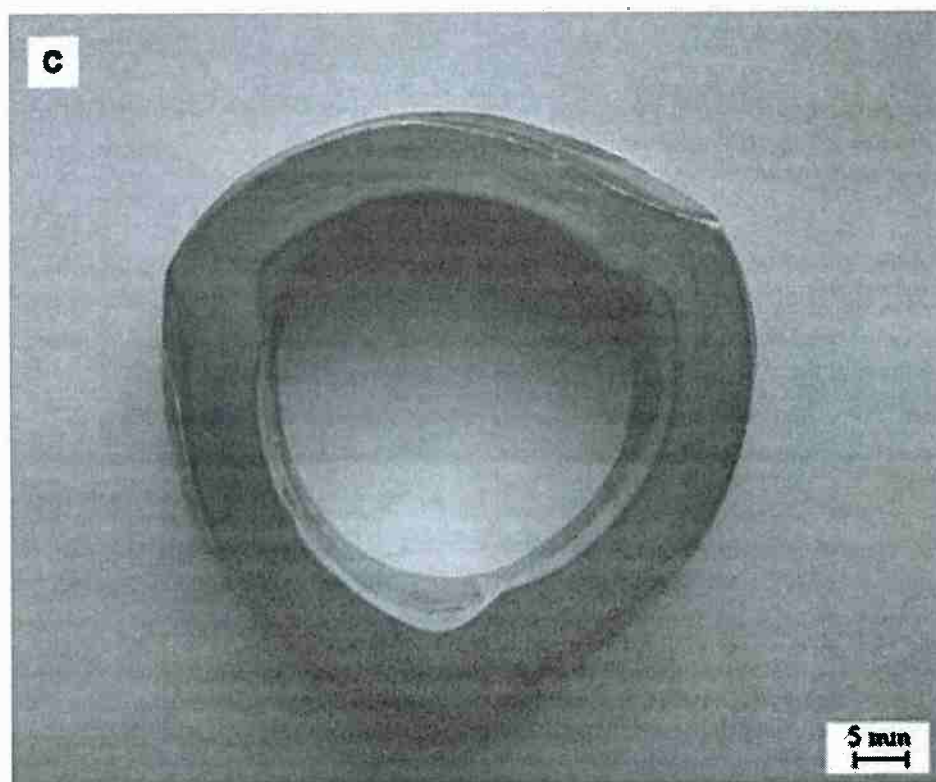


Figura 12: Macrografia da seção transversal do tubo sob laminação planetária, na região c. (10)

Conforme o material se aproxima do fim do processo de laminação (mais à direita da região c, na Figura 9), os novos grãos produzidos pela recristalização dinâmica, são equiaxiais e crescem, transformando a estrutura majoritariamente

colunar bruta de fusão, para grãos equiaxiais de tamanho menor que os grãos colunares e com maior uniformidade de tamanho. As Figuras 13, 14 e 15 ilustram a evolução de microestrutura durante a recristalização dinâmica no estudo de Li et al. (10)

Após a laminação planetária, o limite de resistência e o alongamento percentual aumentam significativamente, como afirmam Li et al. (10), indicando uma grande vantagem de se produzir tubos de ligas de cobre por laminação planetária (alta redução de diâmetro com recristalização e consequente alívio de tensões durante o próprio processo de conformação).

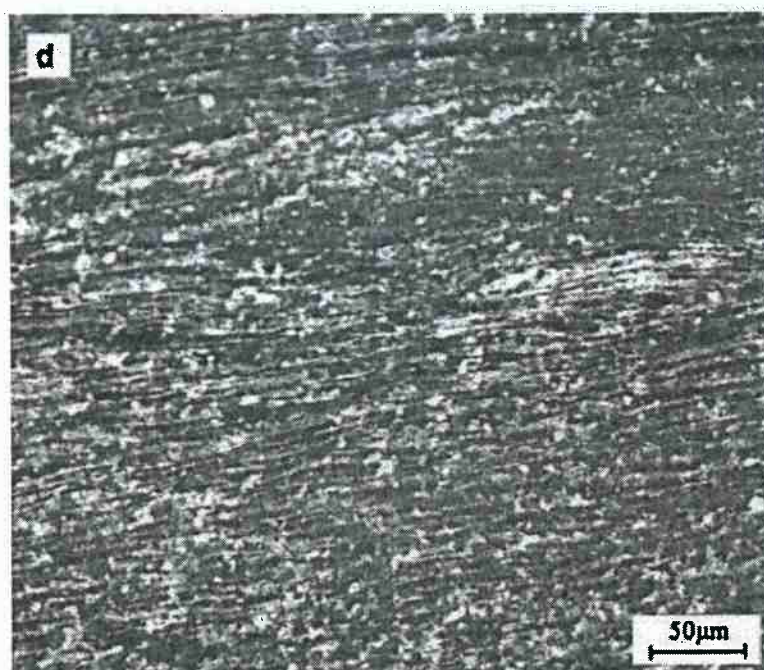


Figura 13: Micrografia da seção transversal de tubo sob laminação planetária, região 50mm à frente da região c. (10)

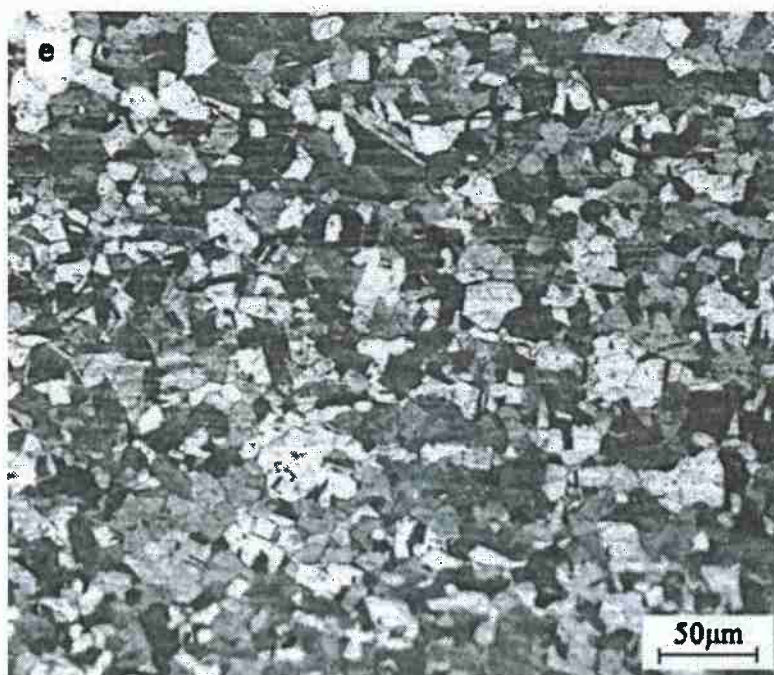


Figura 14: Micrografia da seção transversal do tubo sob laminação planetária, região 100mm à frente da região c. (10)

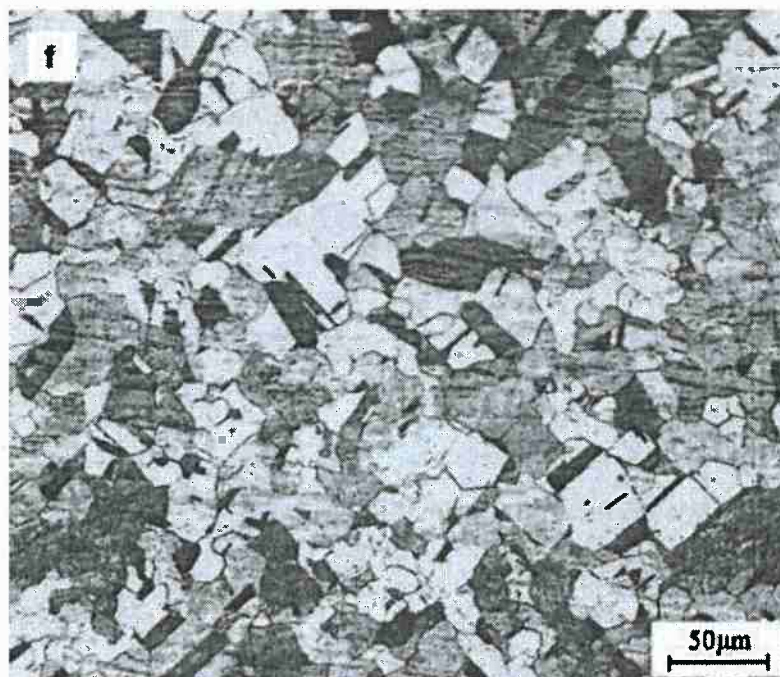


Figura 15: Micrografia da seção transversal de tubo ao final da laminação planetária. (10)

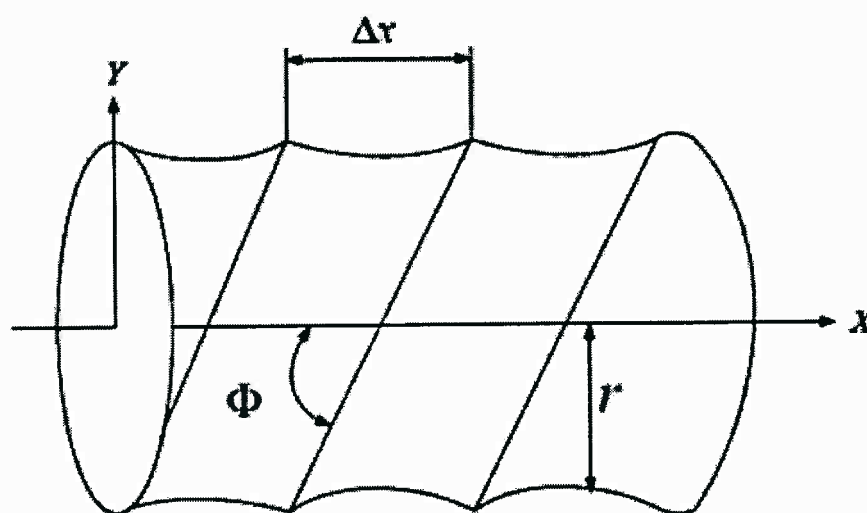
Observa-se que da Figura 13 até a Figura 15, ocorre aumento do tamanho de grão. Isto porque conforme a laminação planetária continua para além do início da zona de concentração de deformação, ocorre o crescimento dos novos grãos formados pela recristalização dinâmica.

2.2.3 Parâmetros de controle importantes para a laminação planetária

Para que a laminação planetária produza tubos de qualidade, alguns controles de processo precisam ser levados em consideração.

I. Ângulos de desvio α e de inclinação β .

De forma geral, quanto maior for o desvio α , maior será a força necessária para a deformação do material. Isto acontece, pois ao aumentar essa excentricidade dos cilindros, estes cobrem uma superfície maior do cilindro, consequentemente aumentando as perdas por atrito. Assim, quanto menor o α , menores serão as marcas em espiral, chamadas estrias, feitas ao longo da superfície do material (9). A Figura 16 ilustra as estrias formadas na superfície externa do tubo na laminação planetária.



Δx : Passo das Estrias

Φ : Ângulo das Estrias

r : Raio final da conformação

Figura 16: Representação das estrias no processo de laminação planetária. (12)

Porém, aumentando a cobertura da superfície do material a ser laminado, diminui-se o chamado efeito triângulo. Esse efeito acontece devido à aplicação de tensões de compressão em três regiões, e que radialmente levam, em um primeiro momento, à deformação do tubo para uma seção levemente triangular (8). Tal efeito pode ser observado na seção transversal do tubo ilustrada na Figura 17.

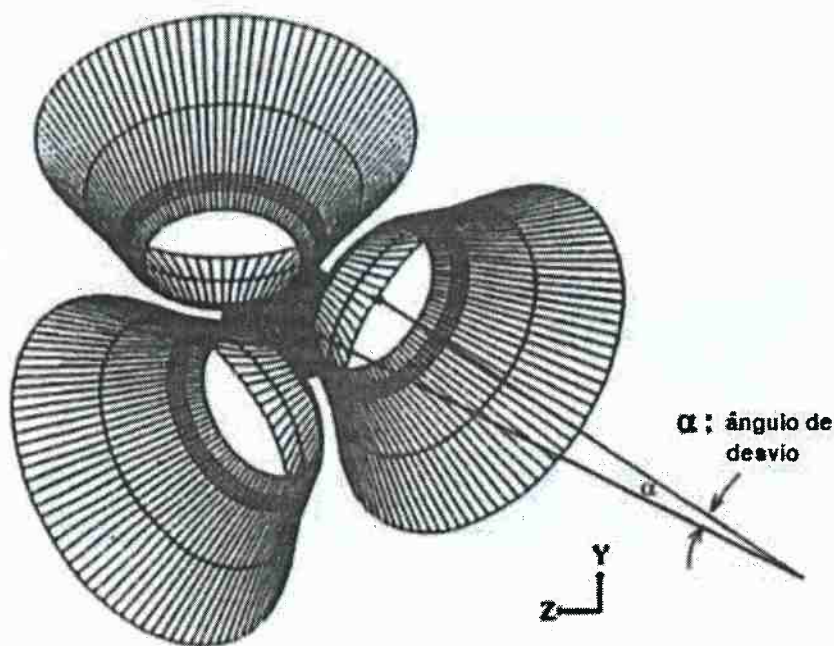


Figura 17: Ângulo de desvio α e seção transversal durante laminação planetária de três cilindros. (12)

Normalmente para valores pequenos de α (da ordem de 5°), o aumento de β aumenta a carga necessária para a laminação, e para valores elevados de α (da ordem de 10°), o aumento de β pode diminuir a carga necessária (9).

II. Redução de diâmetro por passe.

Quanto maior a redução do diâmetro r (%) por passe, maior será a carga necessária para essa redução, e os efeitos do atrito serão intensificados. Como o atrito está associado ao aumento da temperatura do material conformado, a variação na redução de diâmetro por passe influencia na recristalização dinâmica e na integridade do material durante a conformação.

III. Geometria do cilindro de laminação.

A geometria dos cilindros altera as zonas de deformação apresentadas na Figura 7, aumentando ou diminuindo extensões de zonas ou aumentando a área de contato com a superfície do tubo. Isto afetará no atrito resultante e consequente aquecimento do material, limitado para a condição de que o processo precisa permitir recristalização dinâmica, e alterar o efeito triângulo, como discutido no artigo de Zeng et al (8). A Figura 18 ilustra a diferença no efeito triângulo, em oito estágios da laminação planetária, para duas geometrias de cilindros.

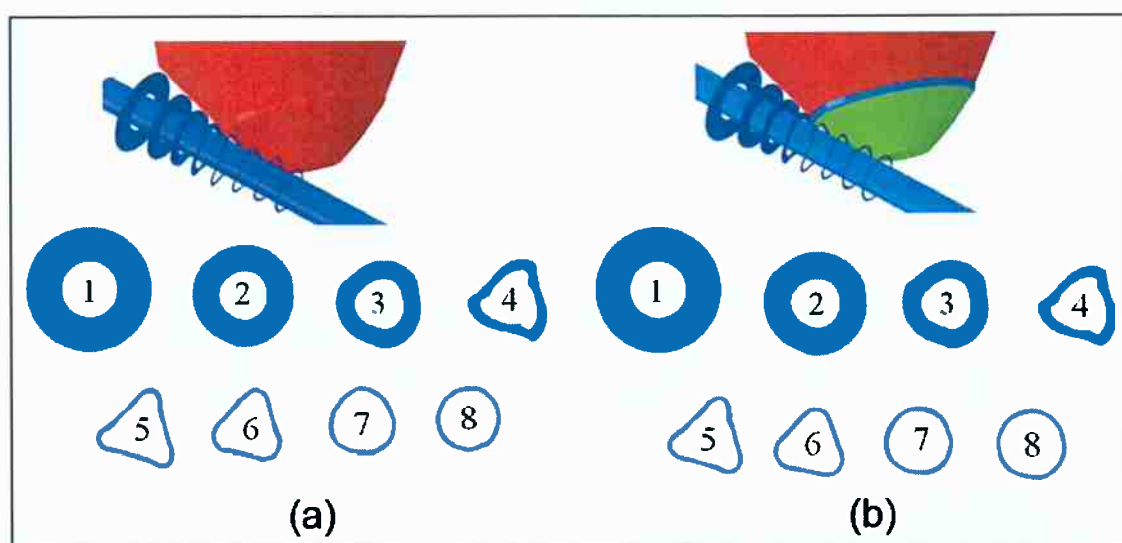


Figura 18: Seção transversal de tubo sob laminação planetária para duas geometrias de cilindros (8)

A Figura 19 ilustra três geometrias diferentes para cilindros de laminação. Para a geometria do tipo I (em a), corpo cônico em dois estágios (de 30° e 42°), as estrias são mínimas para um valor de α mínimo (5°), mas para valores de α elevados (10°), o aumento de β resulta em um aumento na profundidade de estrias. Para a geometria do tipo II (em b), corpo cônico (de 30°) com ponta esférica, as marcas em espiral são mínimas para α mínimo e para α elevado, uma grande redução percentual de diâmetro tem por consequência a formação de estrias mais profundas. A geometria de tipo III (em c), de corpo convexo com raio de 80mm, é considerada a mais desejada segundo Hwang et al. (9), pois com esta geometria, a profundidade das estrias é mínima e independe de α ou β .

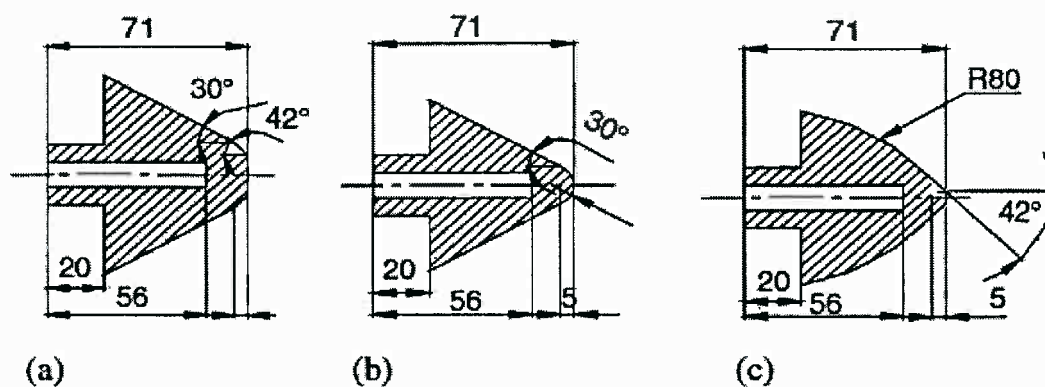


Figura 19: Três tipos de cilindros de laminação. (9)

A Figura 20 ilustra o resultado da laminação para três configurações de ângulos (α e β) e redução percentual de área (r): em a, $\alpha = 10^\circ$, $\beta = 44^\circ$, $r = 55\%$; em b, $\alpha = 10^\circ$, $\beta = 46^\circ$, $r = 30\%$; em c, $\alpha = 10^\circ$, $\beta = 46^\circ$, $r = 35\%$. Assim, observa-se que a configuração em c apresenta estrias mais suaves e, portanto, a mais desejada.

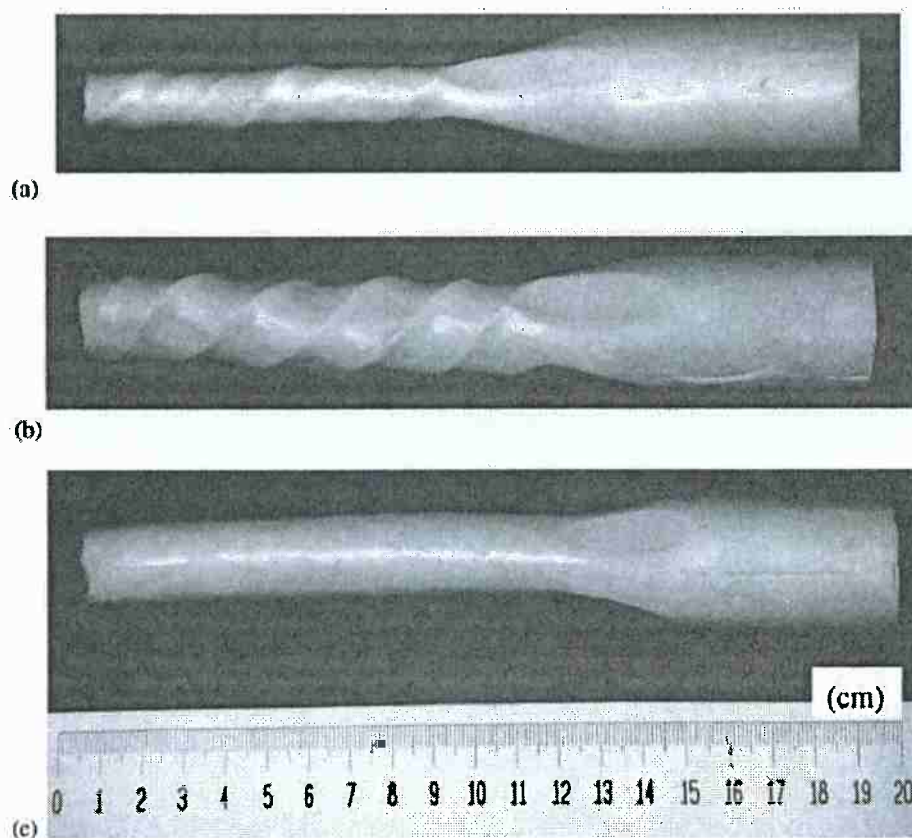


Figura 20: Estrias para três configurações de laminação planetária. (9)

IV. Velocidade dos cilindros de laminação.

As velocidades tangencial, normal e axial dos pontos de contato dos cilindros de laminação são apresentadas na Figura 21, a seguir.

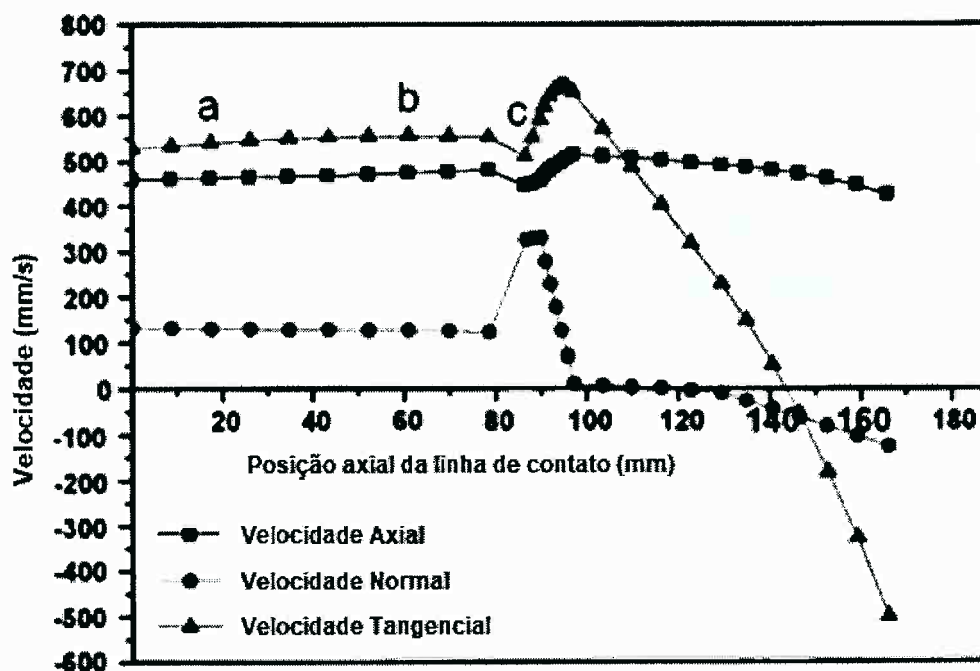


Figura 21: Campos de velocidades dos pontos de contato dos cilindros. (10)

A componente normal da velocidade atinge um pico na zona de concentração de deformação, e cai abruptamente após passar por esta zona, junto com a componente tangencial. A componente axial cai levemente. Isto indica que o tarugo esteve sujeito à intensas tensões de compressão e de cisalhamento, resultando na acumulação de energia de discordâncias e aquecimento do material laminado, para temperaturas acima da temperatura de recristalização. Esta rápida deformação e elevada temperatura permitem que ocorra DRX, característica do processo de laminação planetária (10).

2.3 Recristalização

No processo de deformação, parte da energia do trabalho realizado para a deformação é armazenada no material, geralmente na forma de discordâncias. (13) Quanto maior a deformação, maior a formação de discordâncias, encruando o material. Para que, após a deformação, o material retorne a um estado de menor

energia, é necessário que ocorram a recuperação (eliminação de discordâncias ou rearranjo para estados de menor energia, reação entre defeitos puntiformes e formação de contornos de alto ângulo) ou mesmo a recristalização (formação de novos grãos livres de discordâncias). Uma forma de levar o material encruado a recuperação ou à recristalização é através do recozimento.

A temperatura de fusão do cobre C10300 é 1085°C e a temperatura usual de recozimento, onde ocorrem a recuperação e recristalização do cobre, é entre 375°C e 650°C. Porém, no trabalho de Dimitrov et al (14), na Tabela 3, observa-se que a recristalização do cobre pode ocorrer a temperaturas tão baixas quanto 180°C, ou até mesmo mais baixo que isso, no caso de refinamento por zona. Em Askeland et al (15), também se observam valores de temperatura de recristalização do cobre conformado a frio abaixo de 200°C, apresentados na Figura 22.

Tabela 3: efeito da pureza na temperatura de recristalização (14).

Metal	Temperatura de recristalização (°C)	
	Comercialmente puro	Refinamento por zona
Alumínio	200	-50
Cobre	180	80
Ferro	480	300
Níquel	600	300
Zircônia	450	170

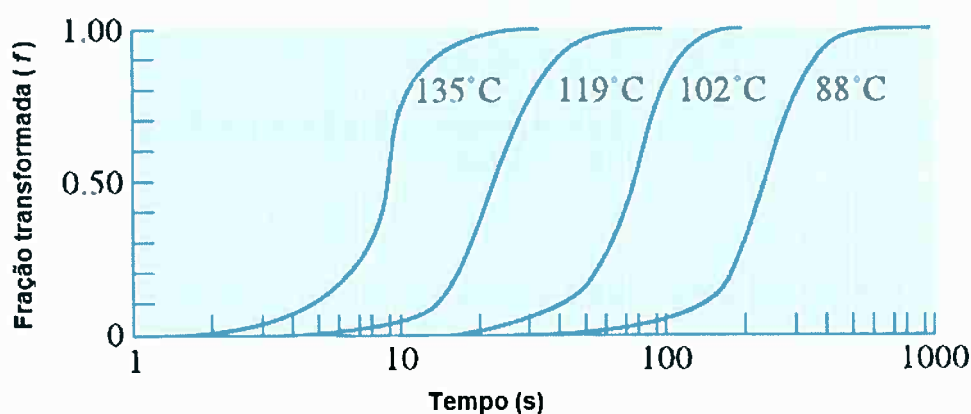


Figura 22: Fração de cobre recristalizado em função do tempo para variadas temperaturas. (15)

Como o processo de laminação planetária deforma o material a taxas altíssimas e eleva a temperatura do cobre para acima da temperatura homóloga, este estudo ignora os efeitos de recuperação durante a laminação planetária,

focando apenas nos fenômenos de recristalização e recristalização dinâmica, descritos mais adiante.

Considerando a recristalização como um fenômeno termicamente ativado de nucleação e crescimento de grãos, alguns fatores que afetam a recristalização são (16):

- 1- Estrutura deformada: de forma geral, quanto maior a taxa de deformação a que o material se submeteu, mais baixa é a temperatura onde se inicia a recristalização, como observado na Figura 23.

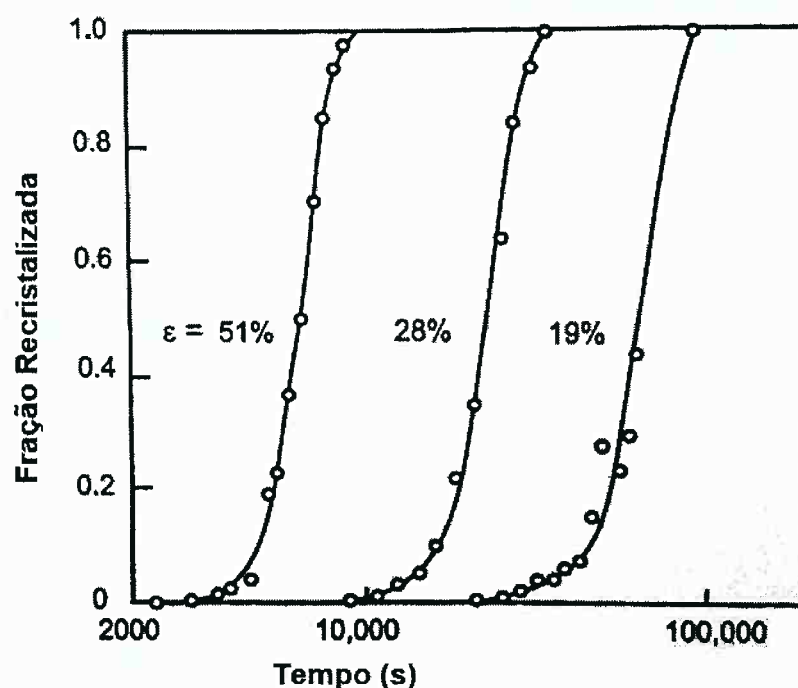


Figura 23: Efeito da taxa de deformação na cinética de recristalização de alumínio, recozido a 350°C. (16)

- 2- Tamanho de grão inicial: quanto mais refinado o grão, menor a temperatura necessária para iniciar a recristalização, como ilustrado na Figura 24. Além disso, o refino de grão leva a uma recristalização mais uniforme, devido à distribuição mais uniforme de contornos de grão, como ilustrado na Figura 25.

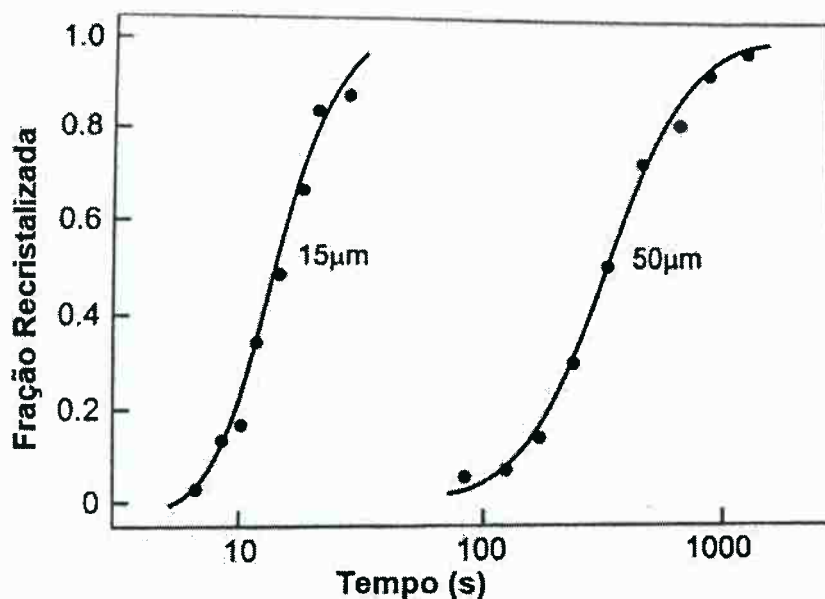


Figura 24: Efeito do tamanho de grão na cinética de recristalização de cobre, a 225°C. (16)

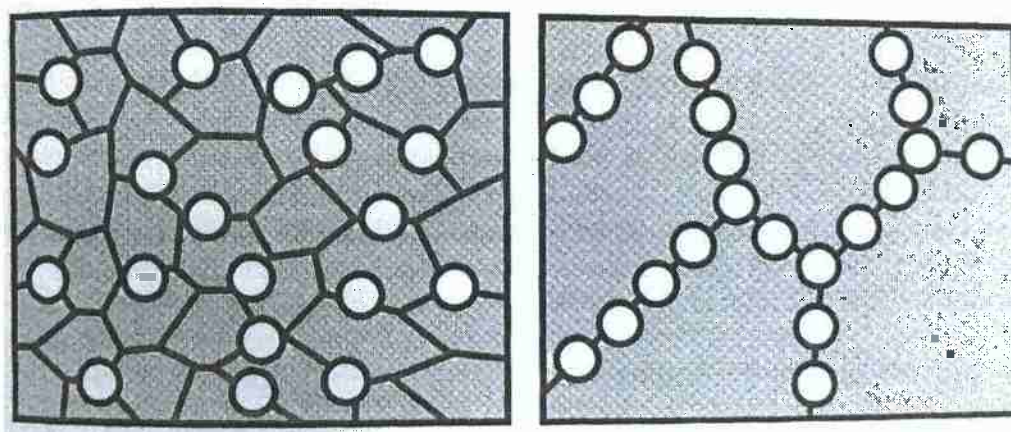


Figura 25: Efeito do tamanho de grão inicial para formação de mesma quantidade de núcleos recristalizados em contornos de grão. (16)

- 3- Presença de solutos: quanto mais puro o material, menor a temperatura de início da recristalização.
- 4- Temperatura em que ocorre a deformação: quanto maior for ela, mais é favorecido a recuperação, que passa a competir com a recristalização.
- 5- Temperatura de recozimento: quanto maior for a temperatura do recozimento, mais rapidamente ocorre a recristalização, como ilustrado na Figura 26.

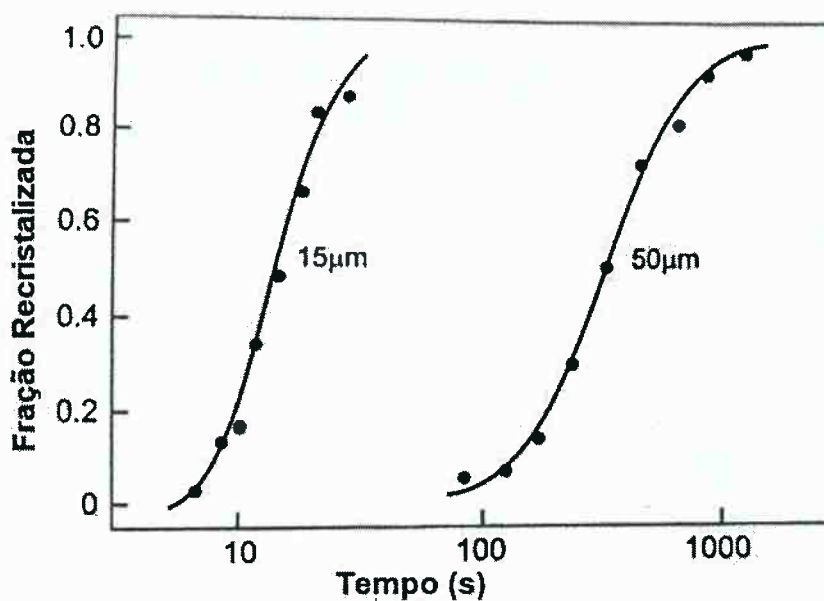


Figura 24: Efeito do tamanho de grão na cinética de recristalização de cobre, a 225°C. (16)

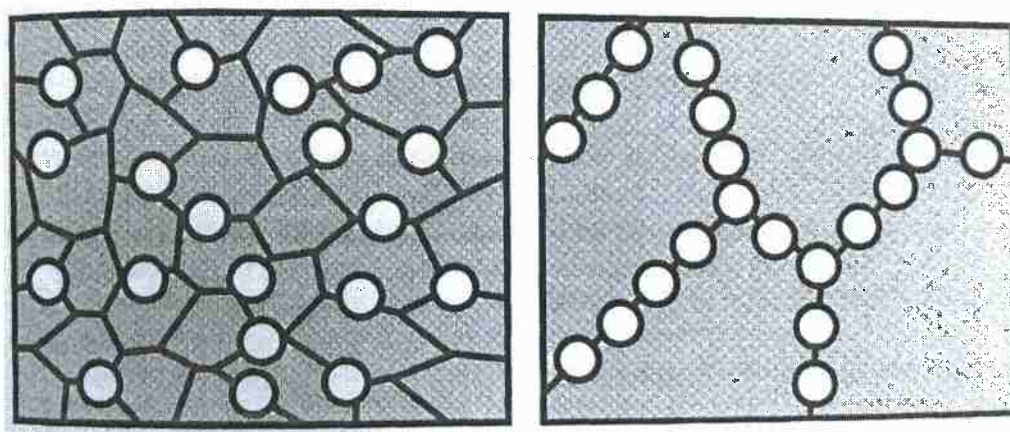


Figura 25: Efeito do tamanho de grão inicial para formação de mesma quantidade de núcleos recristalizados em contornos de grão. (16)

- 3- Presença de solutos: quanto mais puro o material, menor a temperatura de início da recristalização.
- 4- Temperatura em que ocorre a deformação: quanto maior for ela, mais é favorecido a recuperação, que passa a competir com a recristalização.
- 5- Temperatura de recozimento: quanto maior for a temperatura do recozimento, mais rapidamente ocorre a recristalização, como ilustrado na Figura 26.

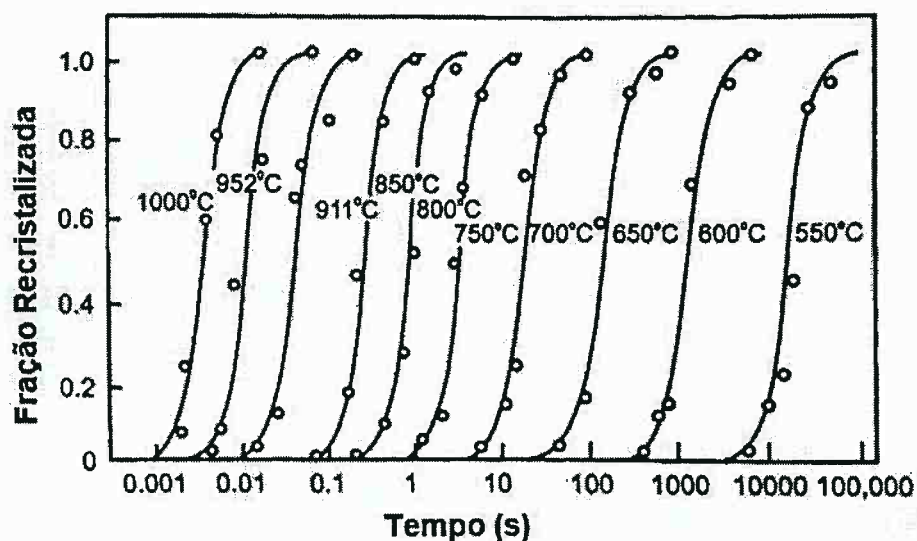


Figura 26: Efeito da temperatura de recozimento na recristalização de Fe-3,5%Si, deformado a 60%. (16)

- 6- Deformação mínima: necessário para que seja possível a nucleação da recristalização e o posterior crescimento dos grãos recristalizados (estado de alta energia).
- 7- Anisotropia no material: a nucleação de grãos recristalizados ocorre favoravelmente onde há maior energia, como em grãos com maior concentração de discordâncias, em contornos de grão, ou determinadas orientações que favorecem a recristalização. A Figura 27 ilustra a recristalização em grãos com diferentes concentrações de energia (quanto mais escuro, maior a energia interna do grão).

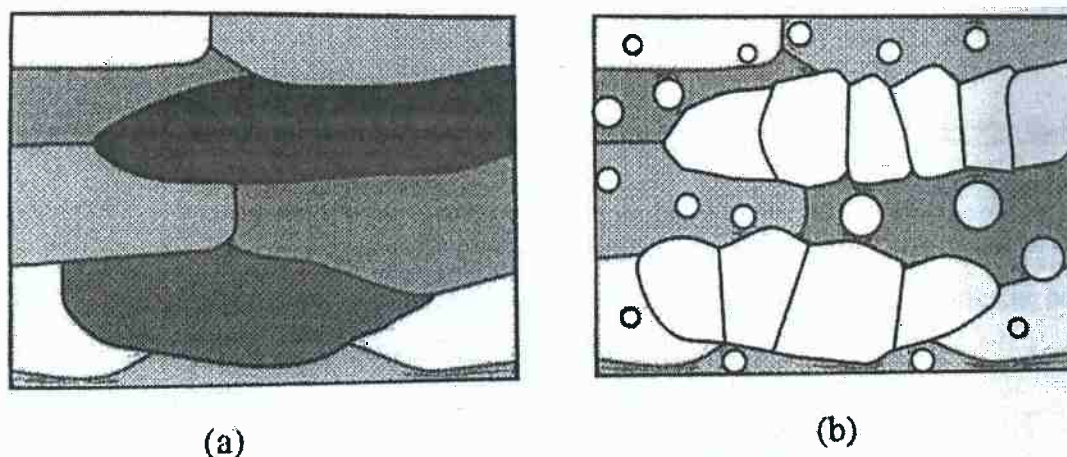


Figura 27: Influência da heterogeneidade na nucleação de grãos recristalizados. (16)

Na Figura 28 é representado a nucleação da recristalização favorecida nos contornos de grão, seguida do crescimento do tamanho de grãos recristalizados.

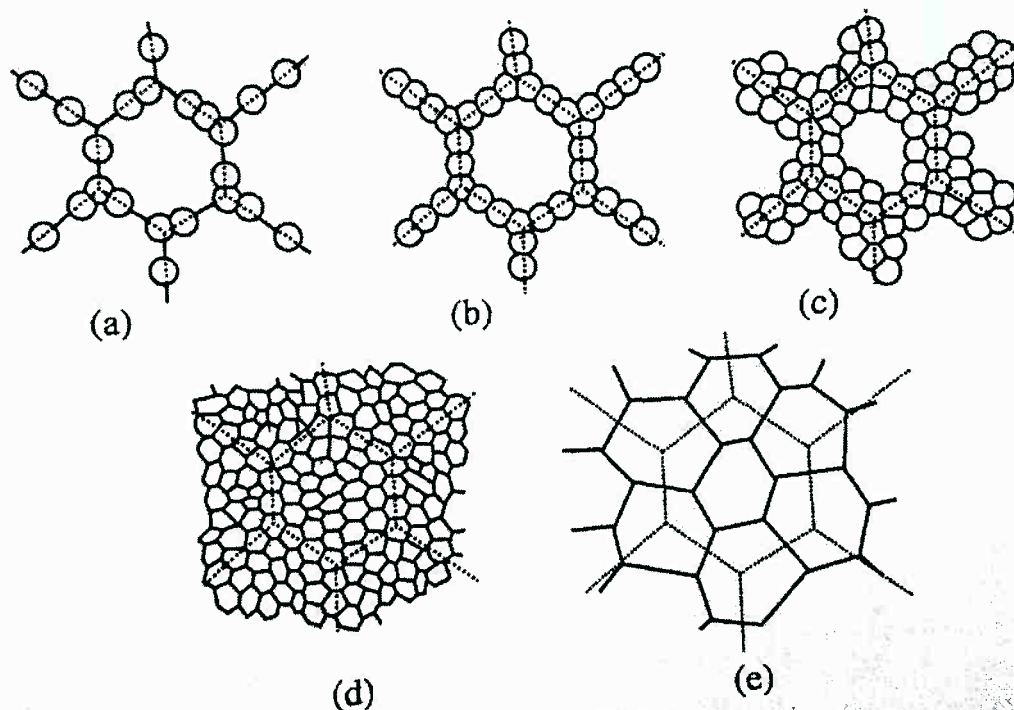


Figura 28: Nucleação e crescimento de grãos durante recristalização. (16)

Porém, para processos com altas taxas de deformação em altas temperaturas, pode ocorrer a chamada recristalização dinâmica (16), onde o processo fornece a quantidade de energia e de discordâncias suficientes para que ocorra a nucleação de novos grãos durante a própria deformação, não sendo necessário o recozimento após a deformação para iniciar a recristalização.

A recristalização dinâmica é interessante em processos de alta deformação, pois a formação contínua de novos grãos diminui o limite instantâneo de escoamento durante a deformação, permitindo que a deformação continue sem atingir o limite de resistência do material. A Figura 29 ilustra a curva de tensão e deformação, onde, para variadas temperaturas, observa-se a competição entre recristalização (diminuição da tensão instantânea de escoamento) e o encruamento (aumento da tensão instantânea de escoamento). Quanto menor a temperatura durante deformação, mais suave é a oscilação na tensão instantânea de escoamento, devido à menor intensidade em que ocorrem a recristalização dinâmica e o encruamento na deformação.

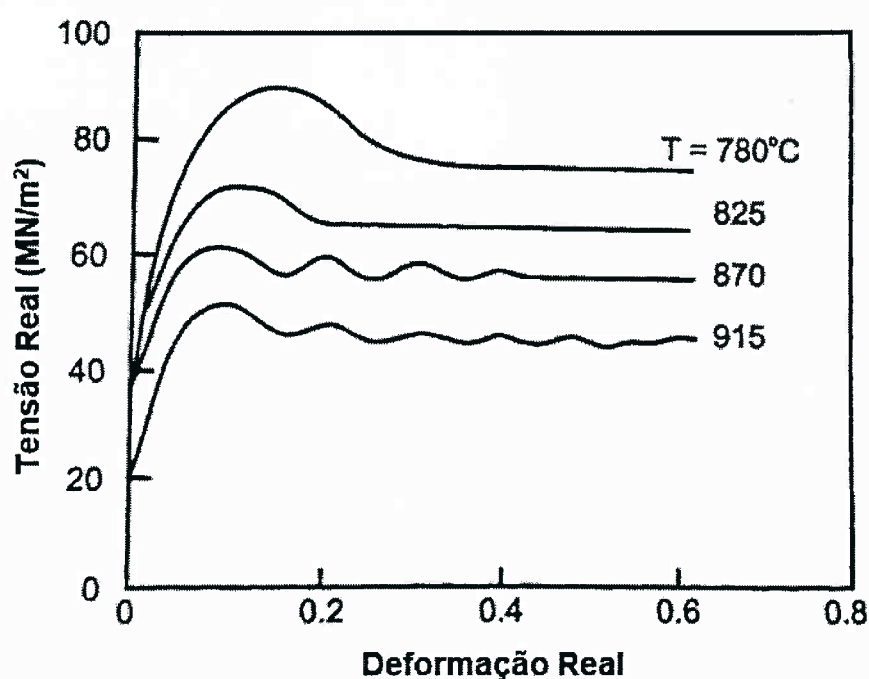


Figura 29: Oscilação da tensão instantânea de escoamento durante a deformação, para variadas temperaturas, em aço 0,68%C deformado por compressão. (16)

3. OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- Caracterizar as microestruturas de tarugos de cobre C10300 nos estados fundido e extrudado.
- Caracterizar a microestrutura de dois anéis resultantes do processo de laminação planetária, um originário do tarugo fundido e outro originário do tarugo extrudado.
- Comparar as microestruturas dos anéis e verificar os fenômenos de recristalização na laminação planetária.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 30 ilustra as seções das amostras estudadas, com os planos radial (face do diâmetro externo), transversal e longitudinal.

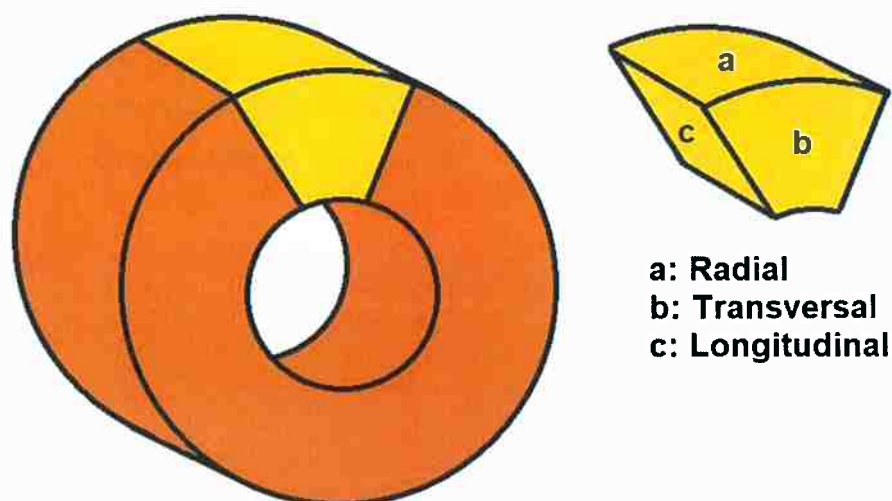


Figura 30: Planos radial, transversal e longitudinal das amostras.

4.1 Extração de amostras

As amostras, todas de C10300, foram extraídas com o uso de uma serra fita horizontal Ronemak, com capacidade de corte de até 400mm. As amostras foram classificadas da seguinte forma:

1. Tarugo fundido, com 100mm de diâmetro externo e 55mm de diâmetro interno, de forma a analisar os planos radial, transversal e longitudinal (amostras TFR, TFT e TFL, respectivamente);
2. Tarugo extrudado, com 100mm de diâmetro externo e 50mm de diâmetro interno, para os mesmos planos, radial, transversal e longitudinal (amostras TER, TET e TEL, respectivamente);
3. Anel (elíptico), de tubo laminado a partir de um tarugo fundido, com eixo maior de 63mm, eixo menor de 55mm e cerca de 3mm de diâmetro interno, para os mesmos planos radial, transversal e longitudinal (amostras AFR, AFT e AFL, respectivamente);

4. Anel (elíptico), de tubo laminado a partir de um tarugo extrudado, com eixo maior de 60mm, eixo menor de 52mm e cerca de 3mm de diâmetro interno, para os mesmos planos mencionados anteriormente (amostras AER, AET e AEL).

A Figuras 31 ilustra o tarugo fundido, com a superfície usinada de forma a revelar a macroestrutura. As Figuras 32 e 33 ilustram a extração de amostras dos tarugos fundido e extrudado, respectivamente. As Figuras 34 e 35 ilustram a extração de amostras dos anéis, laminados a partir de tarugo fundido e de extrudado, respectivamente.



Figura 31: Amostra de tarugo fundido, destaque do plano transversal.



Figura 32: amostra TFT extraída do tarugo fundido.



Figura 33: Amostra TET extraída do tarugo extrudado.

Pode ser observado que o plano transversal do tarugo fundido foi usinado de forma a revelar a estrutura de grãos distorcidos. O mesmo não foi feito com o tarugo extrudado.

As imagens da extração de amostras dos anéis laminados são ilustradas pelas Figuras 34 para fundido e 35 para extrudado.

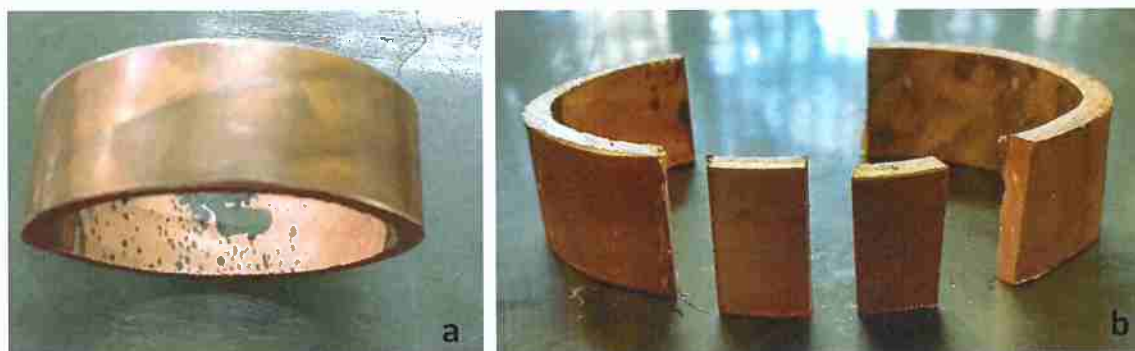


Figura 34: Anel laminado a partir de tarugo fundido (a) e destaque da extração de amostras AFR e AFL (b).

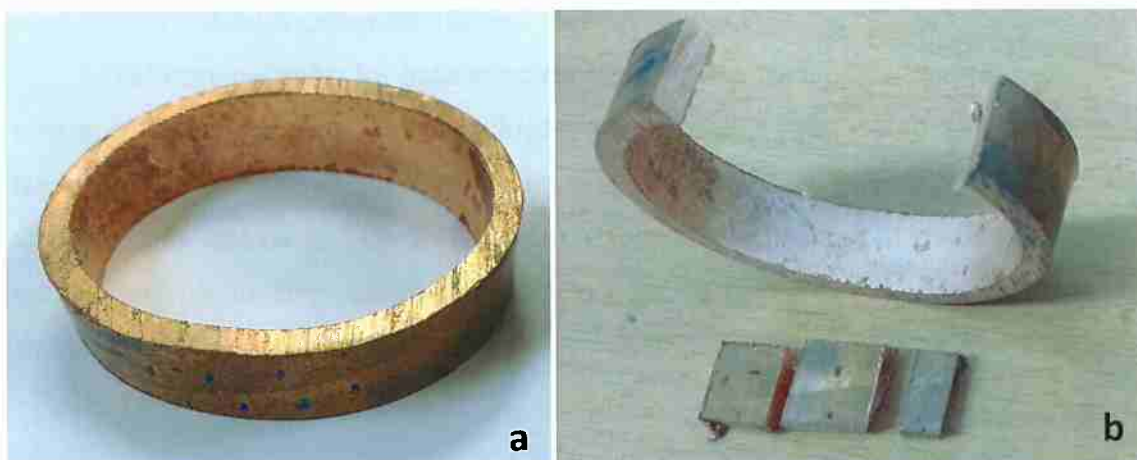


Figura 35: Anel laminado a partir de tarugo extrudado (a) e destaque da extração de amostras AER, AET e AEL (b).

Nas Figuras 34 e 35 observam-se, nas superfícies externas dos anéis, as estrias decorrentes da torção a que o cobre é submetido pelos cabeçotes do laminador planetário, sendo também de interesse deste estudo observar a microestrutura destas regiões. Desta forma, as amostras em plano radial dos anéis (AFR e AER) foram extraídas de maneira a ser possível observar as estrias após polimento e ataque metalográfico.

A caracterização do material foi realizada com técnicas metalográficas e análise de microdureza.

4.2 Metalografia

Após a extração das amostras, as mesmas foram lixadas manualmente, com lixas de carbetto de silício (SiC), em granulometria 100#, 220# e 320#, e posterior uso da politriz automática STRUERS Tegramin-25 (ilustrada na Figura 36) para lixamento em granulometria 500#, 800#, 1200# e 4000#. As etapas de polimento, posteriores aos lixamentos, também foram realizadas na politriz STRUERS Tegramin-25, com utilização de solução de diamante na granulometria 3 μ m e 1 μ m. Cada etapa de lixamento e polimento na politriz automática foi feito na seguinte configuração:

- Rotação da lixa ou pano de polimento: 40rpm;
- Rotação do cabeçote (porta-amostra): 70rpm;
- Carga aplicada em cada amostra: 10N.
- 2 ou 3 ciclos de 10min.

Tal configuração foi estabelecida de forma a minimizar o tempo gasto por etapa, minimizar o consumo de solução de polimento (que aumenta quanto maior for a rotação do pano) e evitar riscos na amostra durante o lixamento e o polimento. Observou-se que cargas de 5N levavam o dobro de tempo por etapa, se comparado ao procedimento com carga de 10N, porém cargas de 15N eram excessivas, riscando as amostras (ainda mais crítico nas etapas de polimento).



Figura 36: Politriz automática STRUERS Tegramin-25.

Terminado o polimento das amostras até $1\mu\text{m}$, elas foram atacadas para revelar a microestrutura. Primeiramente, foi escolhida uma solução de Cloreto Férrico (FeCl_3) 15%, porém o ataque não se mostrou muito eficiente em revelar os contornos de grão sem a excessiva formação de pites no interior dos grãos. Posteriormente, foi utilizada uma solução de 32% Ácido Nítrico (HNO_3) em água destilada (50% de solução HNO_3 de concentração 65% e 50% de água destilada, segundo Petzow, 1999 (17)), para o ataque metalográfico.

As observações da microestrutura dos anéis e do tarugo extrudado foram feitas por microscopia óptica, com microscópio óptico Olympus BX60M (com aumentos de 50x, 200x e 500x). Já a análise da estrutura do tarugo fundido, devido ao tamanho de grão, foi feito em lupa estereoscópica (ZEISS STEMI 2000-C) acoplada com uma câmera (AXIO CAM ICc 5) com aumento de 1,6x.

4.3 Ensaios de Microdureza Vickers

Posterior a observação das microestruturas, foram feitos ensaios de microdurezas nas amostras AER, AET, AFR e AFT, realizados com Microdurômetro EMCO-Test DuraScan, com a finalidade de identificar possíveis variações de dureza entre os anéis e detectar a posição das estrias nas amostras Radiais (AER

e AFR), que foram preparadas de forma a conter pelo menos uma estria em seu interior. A Figura 37 ilustra o microdurômetro utilizado.



Figura 37: Microdurômetro EMCO-Test DuraScan.

Primeiramente, foi necessário calibrar o microdurômetro EMCO-Test DuraScan. Cinco cargas diferentes foram aplicadas pelo microdurômetro (em Vickers, HV 0,1, HV 0,2, HV 0,3, HV 0,5 e HV1) na amostra AER e observou-se em qual caso se observava a maior indentação no maior aumento da câmera digital acoplada no microdurômetro (60x). A carga escolhida foi de HV 0,2. A relação de dureza com o aumento da câmera máxima para visualização de cada indentação pode ser observada na Tabela 4 e as endentações feitas na amostra AER para a escolha da carga são ilustradas na Figura 38.

Tabela 4: Relação dos 5 testes de carga, com aumento máximo aplicável, dureza medida e tamanho da diagonal, com destaque na carga escolhida.

Testes	Carga	Aumento	Dureza HV	Diagonal (μm)
1	HV 1	10x	86.4	146.531
2	HV 0,5	40x	87.6	102.879
3	HV 0,3	40x	87.7	79.629
4	HV 0,2	60x	89.4	64.407
5	HV 0,1	60x	96.6	43.808

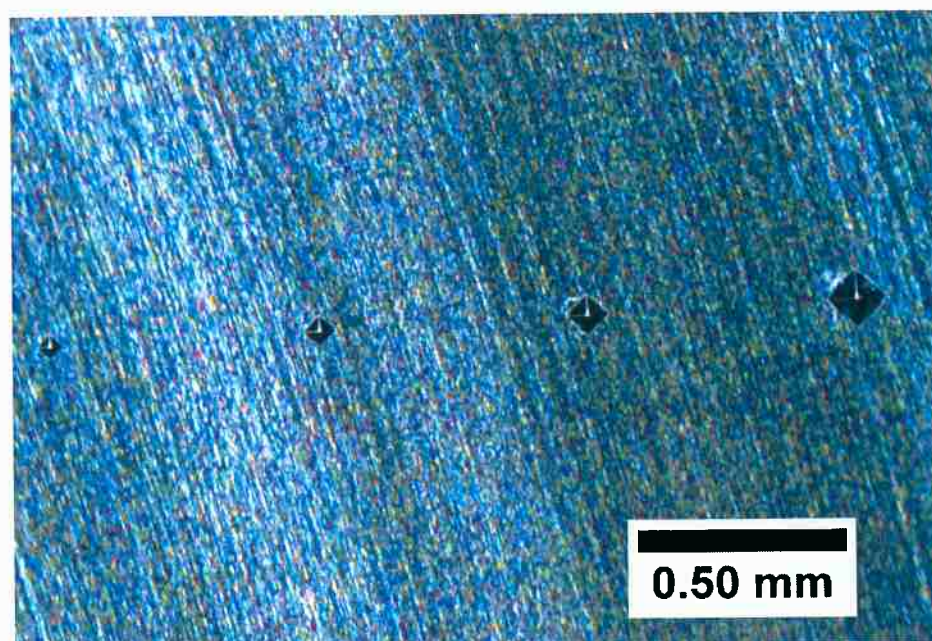


Figura 38: Teste de cargas em amostra AER.

Na Figura 38 não está ilustrada a indentação feita pela carga de HV 0,1 e a dureza é calculada pelo tamanho da diagonal.

Definido a carga de HV 0,2, testou-se dois tempos de aplicação, 10s e 15s (tempo de carga HV 0,2 aplicado sobre amostra AER, cinco indentações em cada caso, com medição de dureza em cada indentação). Com estes dados, foi montado um diagrama de caixa de Tukey, na Figura 39, comparando as amostragens de 5 pontos de ensaio de microdureza para cada tempo de aplicação da carga HV 0,2.

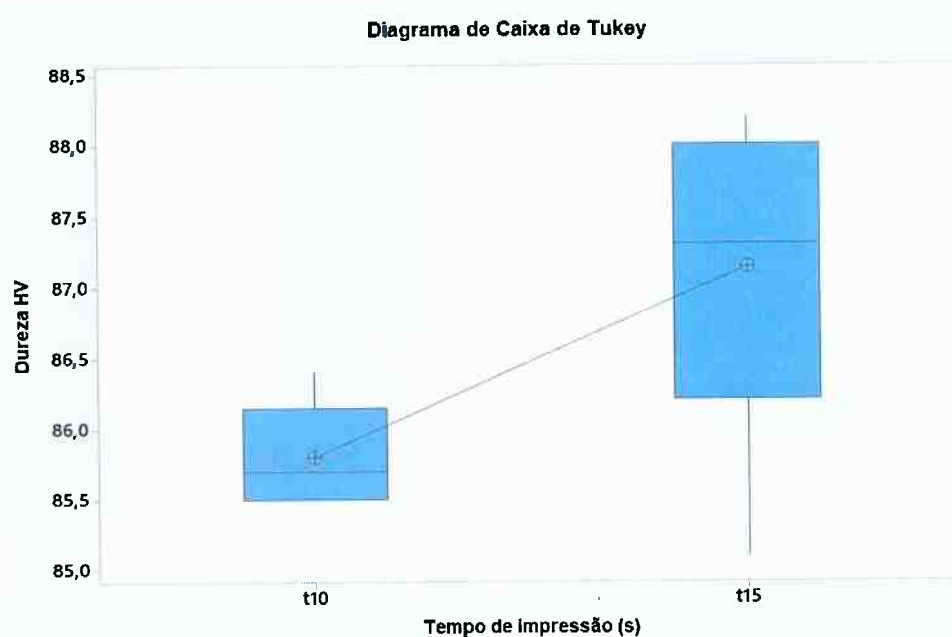


Figura 39: Diagramas de caixa de Tukey para tempos de impressão de 10s e 15s.

No diagrama de caixa de Tukey, da Figura 39, a caixa em azul representa 50% de todos os valores concentrados na tendência central (excluído 25% dos menores valores e 25% dos maiores). A linha horizontal no meio da caixa é a mediana da amostragem (ou segundo quartil, Q_2). A base da caixa azul é denominada primeiro quartil (Q_1) e se $Q_1 = n$, n um número, Q_1 é o valor da mediana dos $n/2$ menores valores da amostragem. De maneira análoga, o topo da caixa é denominado terceiro quartil (Q_3) relaciona-se com os maiores valores da amostragem. Os seguimentos verticais ligados à base ou ao topo da caixa, chamados whiskers, e seus comprimentos (no diagrama de caixa de Tukey) são, respectivamente $1,5 \times (Q_2 - Q_1)$ e $1,5 \times (Q_3 - Q_2)$. Quanto maior a distância interquartil ($Q_3 - Q_1$), maior a dispersão de dados e, portanto, menor a precisão da amostragem.

Desta forma, escolheu-se o tempo de impressão de 10s (menor amplitude interquartil), como pode ser compreendido a partir da Figura 39.

Um outro parâmetro avaliado foi o modo de cálculo da dureza. O microdurômetro conta com dois modos de cálculo, um segundo a norma ASTM E92-17 (18) e outro próprio da máquina (otimizado pelo fabricante). Dessa maneira, foram realizadas mais cinco indentações na amostra AER, com carga HV 0,2 e tempo de aplicação de 10s. Com estas indentações foram medidas as durezas pelos modos ASTM e otimizado pelo fabricante, comparados abaixo na Figura 40.

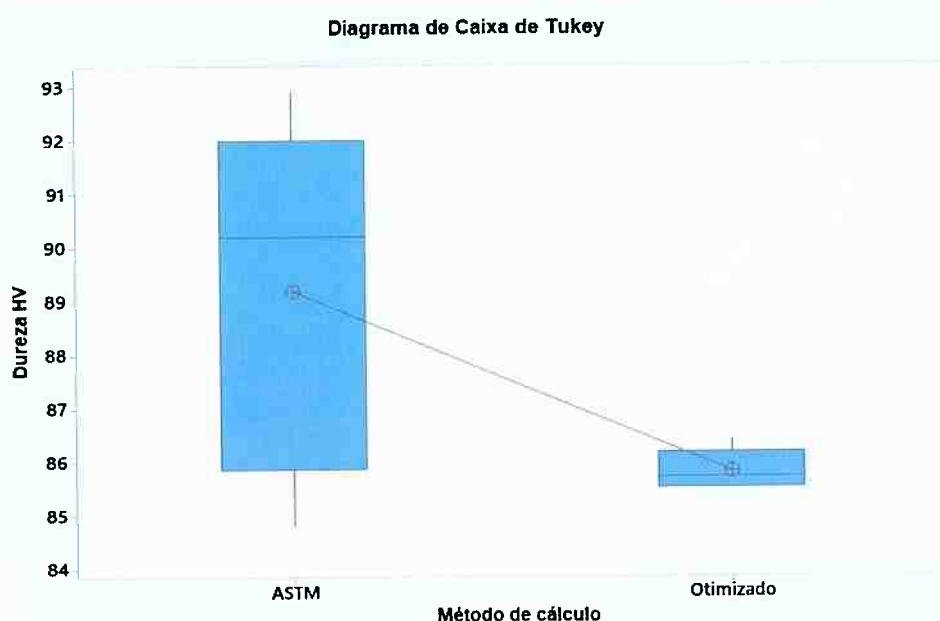


Figura 40: Diagrama de caixa de Tukey comparativo entre modos de cálculo de dureza.

Desta forma, foram definidos os parâmetros dos ensaios de microdureza para todas as amostras:

- Distância mínima entre indentações: 175 μ m (manual do equipamento estabelece mínimo de 2,5x diagonal da indentação);
- Carga: HV 0,2;
- Tempo de impressão: 10s;
- Modo de cálculo de dureza: otimizado pelo fabricante da máquina.

Com isso, foram realizados ensaios de microdureza nas amostras AER e AET, com 2691 pontos (indentações) e 939 pontos, respectivamente. Para as amostras AFR e AFT, foram usados 679 pontos e 1543 pontos, respectivamente. O número de pontos na amostra AFR é muito menor que na amostra AER, pois devido à uniformidade da dureza (discutida em Resultados e Discussões) ao longo da seção, optou-se por diminuir o número de pontos da amostra AFR, feita posteriormente, para diminuir o tempo de execução do ensaio. Já a amostra AFT apresenta mais pontos, pois devido à falta de perpendicularidade no ensaio da amostra AET (discutida também em Resultados e Discussões), optou-se por garantir maior consistência de dados na amostra AFT, realizada posteriormente.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As Figuras 41 a 43 ilustram os planos estudados em macrografias realizadas com 1,6x de aumento em lupa estereoscópica para as amostras fundidas. A figura 44 compara os tamanhos de grão entre tarugos fundido e extrudado na direção transversal. As figuras 45 a 47 são micrografias realizadas em microscópio óptico com 50x de aumento em amostras extrudadas. As figuras 48 a 50 são micrografias com 200x de aumento realizadas em microscópio óptico de planos estudados de anéis laminados a partir do tarugo fundido. As figuras 51 a 53 são micrografias de 200x de aumento em microscópio óptico de planos estudados de anéis laminados a partir de tarugos extrudados.



Figura 41: Macrografia da amostra TFT, 1,6x de aumento em lupa estereoscópica.



Figura 42: Macrografia da amostra TFR, 1,6x de aumento em lupa estereoscópica.



Figura 43: Macrografia da amostra TFL, 1,6x de aumento em lupa estereoscópica.



Figura 44: Comparativo entre tarugos extrudado (esq.) e fundido (dir.) no plano transversal, 1,6x de aumento em lupa estereoscópica.

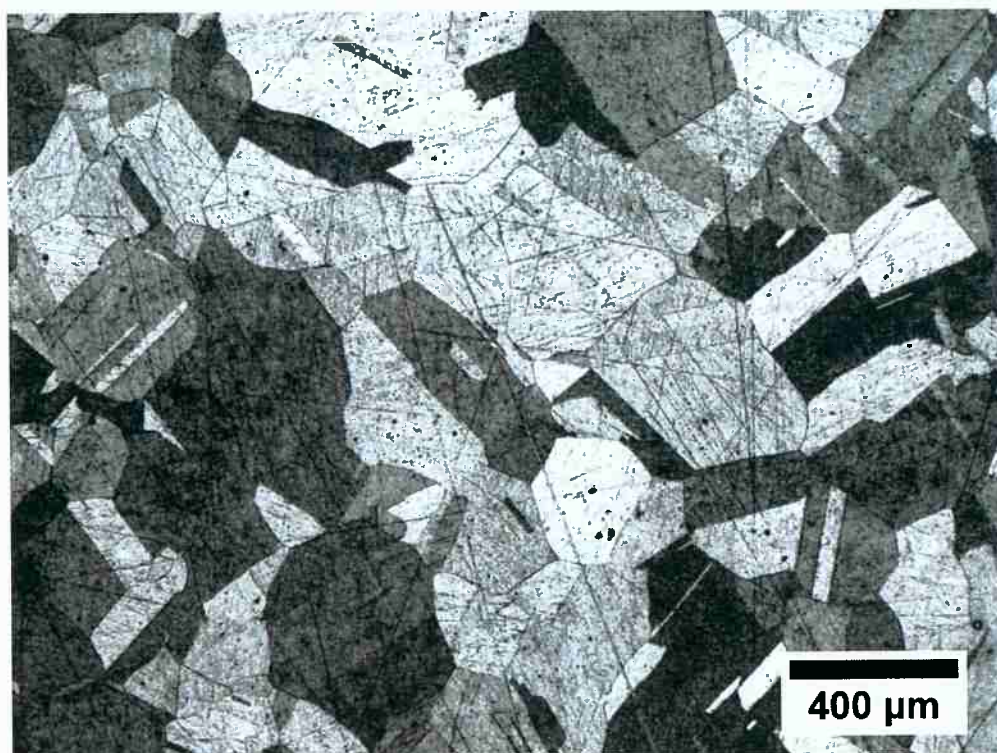


Figura 45: Micrografia da amostra TET, 50x de aumento no microscópio ótico.

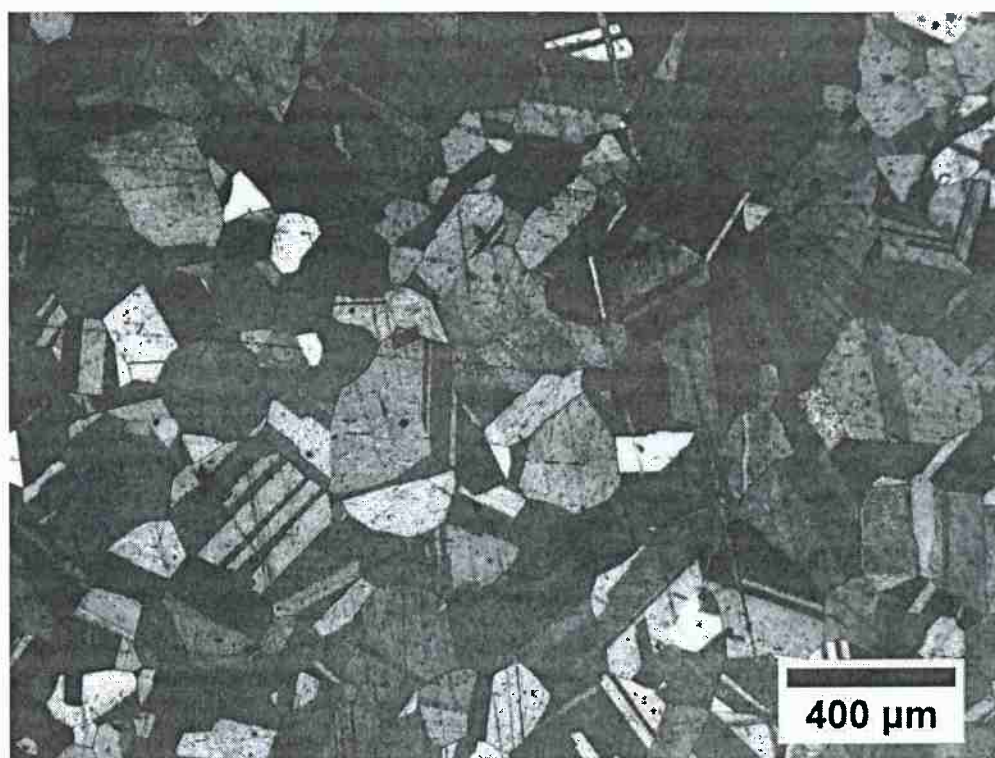


Figura 46: Micrografia da amostra TER, 50x de aumento no microscópio ótico.

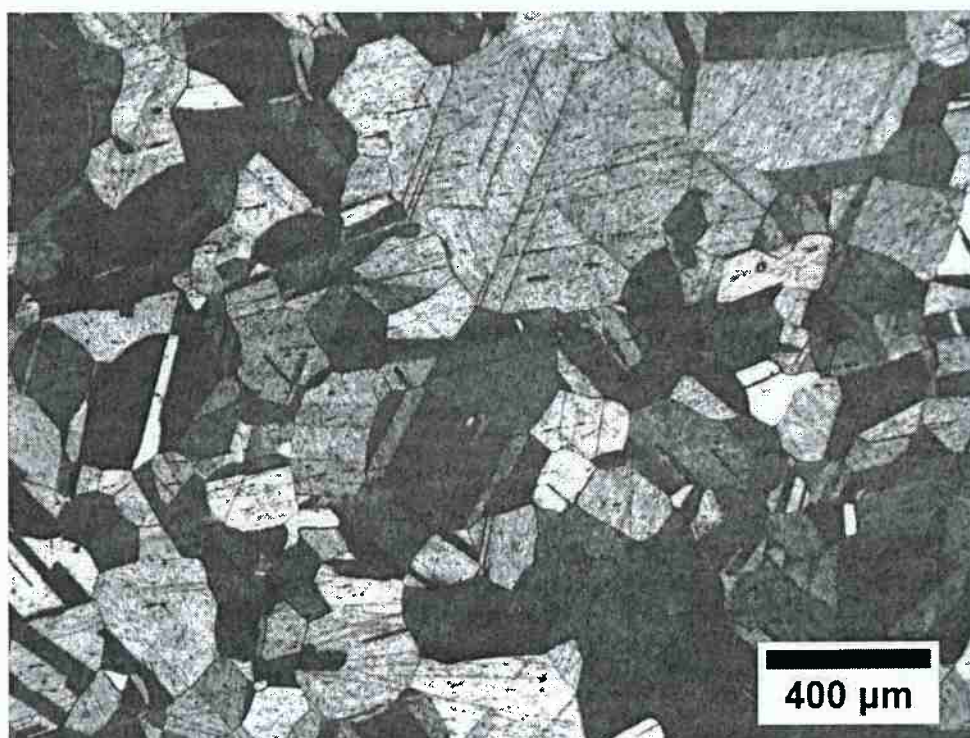


Figura 47: Micrografia da amostra TEL, 50x de aumento no microscópio ótico.

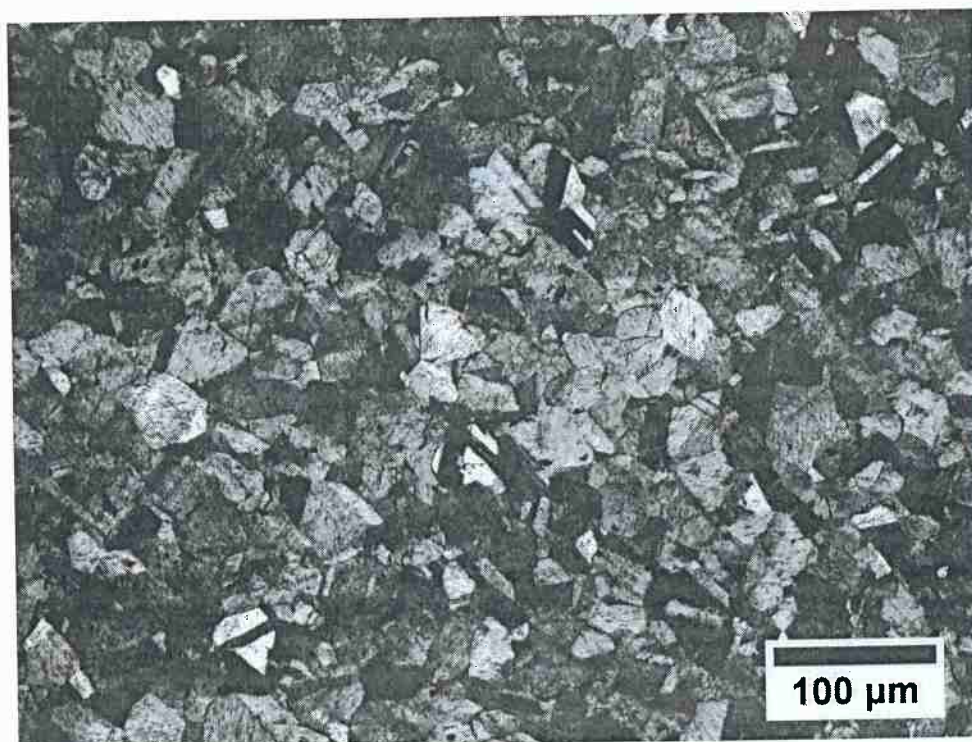


Figura 48: Micrografia da amostra AFT, 200x de aumento no microscópio ótico.

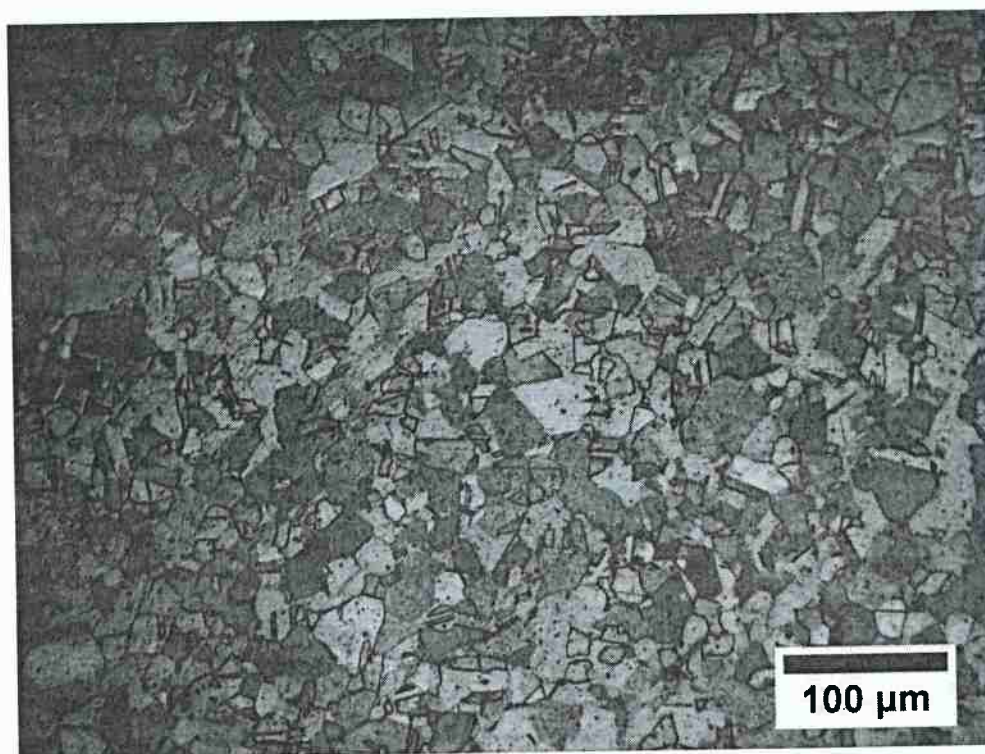


Figura 49: Micrografia da amostra AFR, 200x de aumento no microscópio ótico.

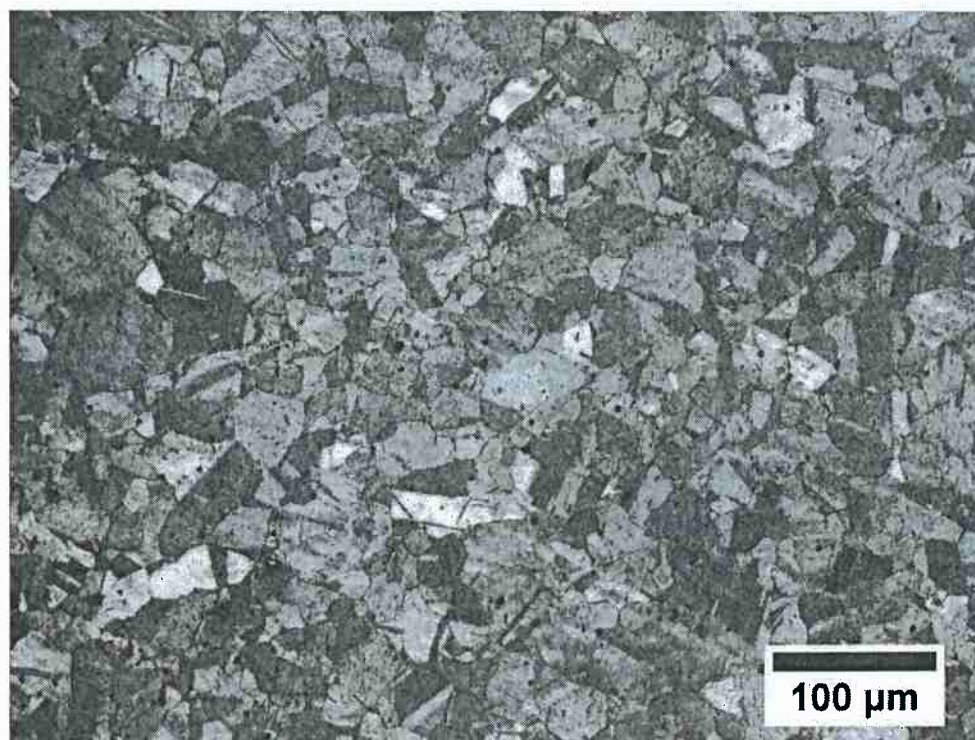


Figura 50: Micrografia da amostra AFL, 200x de aumento no microscópio ótico.

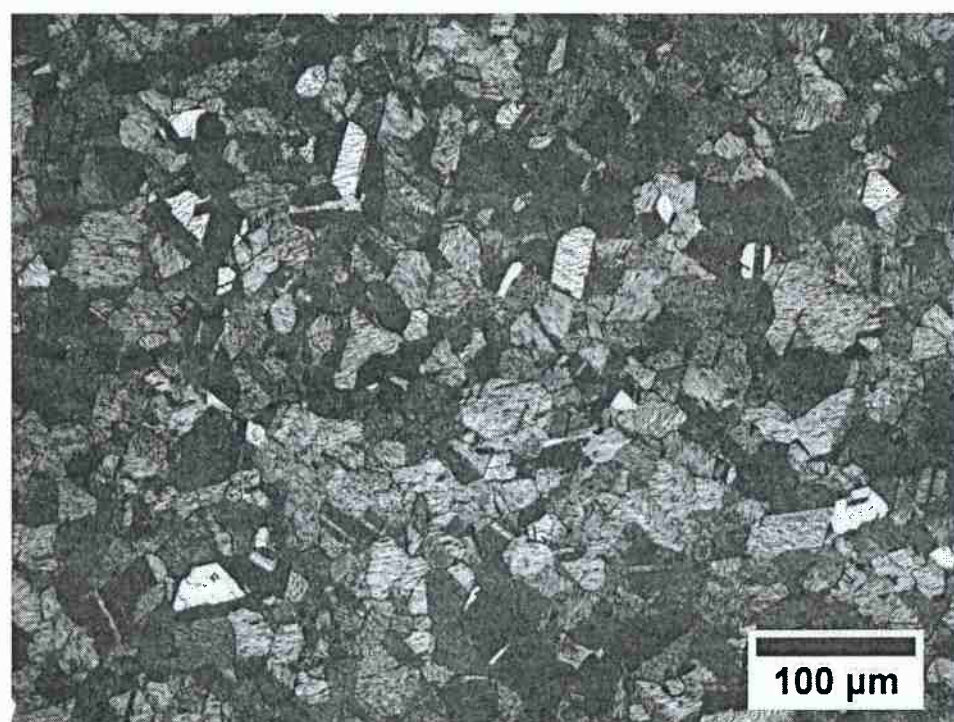


Figura 51: Micrografia da amostra AET, 200x de aumento no microscópio ótico.

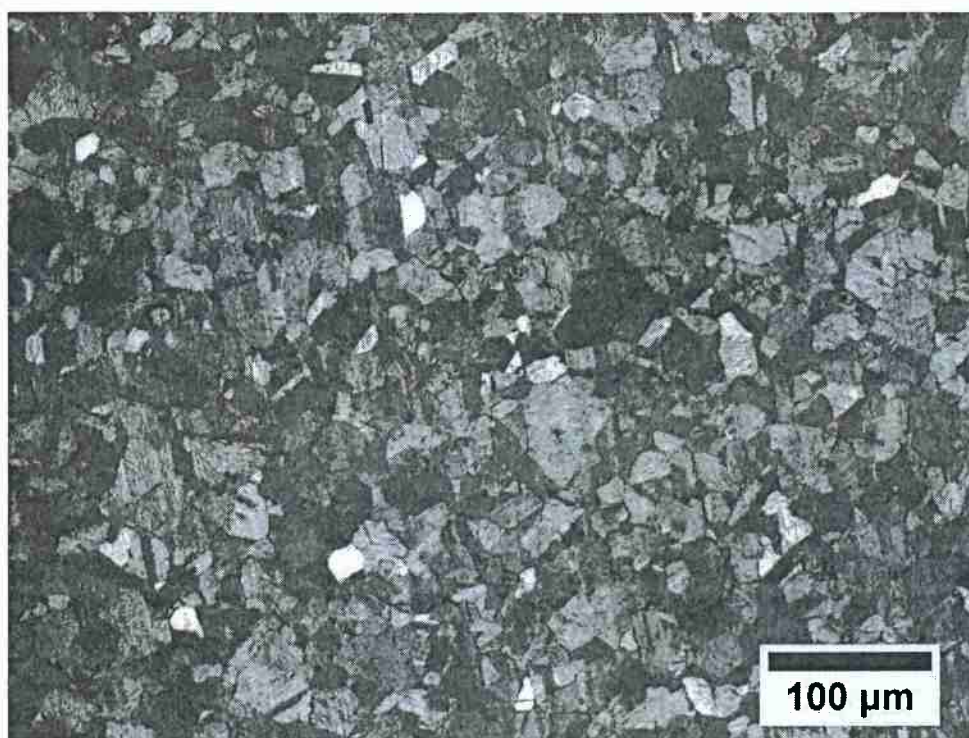


Figura 52: Micrografia da amostra AER, 200x de aumento no microscópio ótico.

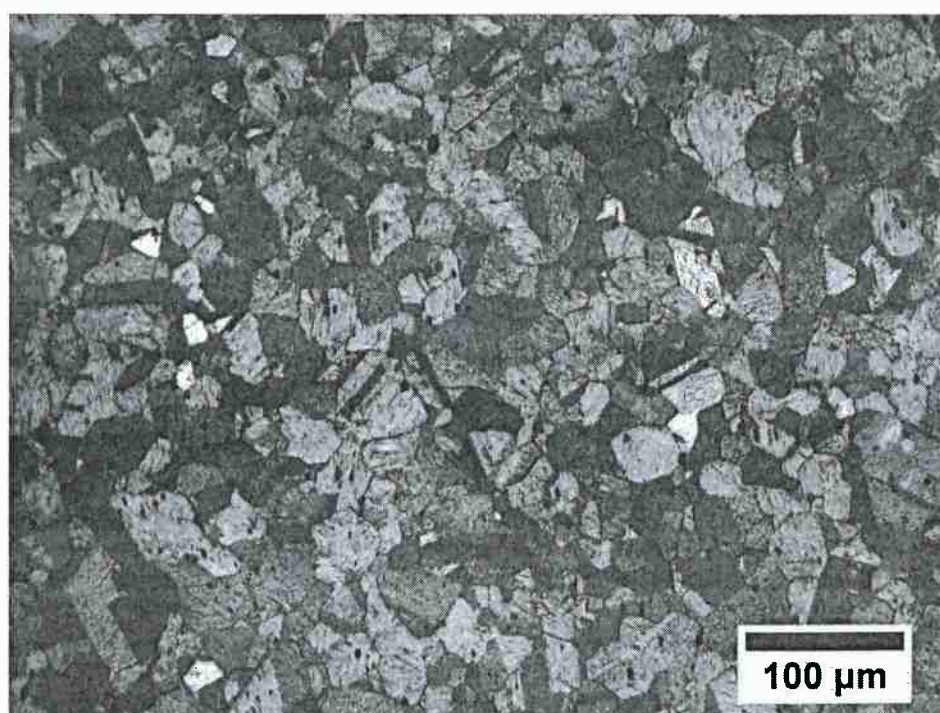


Figura 53: Micrografia da amostra AEL, 200x de aumento no microscópio ótico.

Em seguida, foram calculados os tamanhos de grão para cada amostra, segundo norma ASTM E112-13, método de intercepto em círculos (19) como mostrado na Tabela 5. Para as amostras de anéis (AEL, AER, AET, AFL, AFR e AFT), foram feitas 12 medições em imagens de microscópio óptico, com aumento

de 500x, em círculos de 40 μ m. Para as amostras de tarugo extrudado (TEL, TER e TET) foram feitas 12 medições em imagens de microscópio ótico, com aumento de 50x, em círculos de 400 μ m. Para as amostras de tarugo fundido (TFL, TFR e TFT), devido ao tamanho elevado dos grãos, foram feitas 10 medições em imagens de lupa estereoscópica, com aumento de 1,6x, em círculos de 4mm (ou 4000 μ m).

Tabela 5: Cálculo de tamanho de grão, segundo norma ASTM E112-13, método de interceptos em círculo, valores em μ m.

Medidas	AEL	AER	AET	AFL	AFR	AFT	TEL	TER	TET	TFL	TFR	TFT
1	16	18	19	21	18	19	180	157	280	931	718	1396
2	18	15	25	23	17	16	194	140	315	811	661	1197
3	19	23	16	23	18	18	168	194	252	1047	613	967
4	21	21	18	25	16	18	157	148	229	1047	698	1047
5	15	17	14	23	19	16	210	109	168	1005	739	1142
6	18	21	17	23	16	16	280	148	194	1142	644	898
7	21	18	14	21	19	17	252	132	280	931	661	1093
8	16	18	21	23	21	15	194	140	210	1093	679	1197
9	18	21	16	21	15	18	180	140	229	1047	758	1478
10	19	23	16	25	16	18	252	132	280	1676	739	1005
11	19	23	19	21	16	19	229	148	252			
12	13	17	16	23	19	19	194	140	252			
Médias	17,8	19,5	17,5	22,7	17,5	17,4	207	144	245	1073	691	1142

Pela estimativa de tamanho de grãos realizada, não foi possível observar grandes diferenças no tamanho de grão entre anéis laminados a partir de tarugo extrudado e a partir de tarugos fundidos nas direções transversal e radial. Na direção longitudinal, AEL tem tamanho médio de grão de 17,804 μ m e AFL, 22,668 μ m (27,3% maior). Também não foi possível distinguir a presença de estrias apenas com a observação da microestrutura.

A seguir, são apresentados os resultados dos ensaios de microdureza das amostras AER (2691 pontos) e AET (939 pontos), nas Figuras 54 e 55.

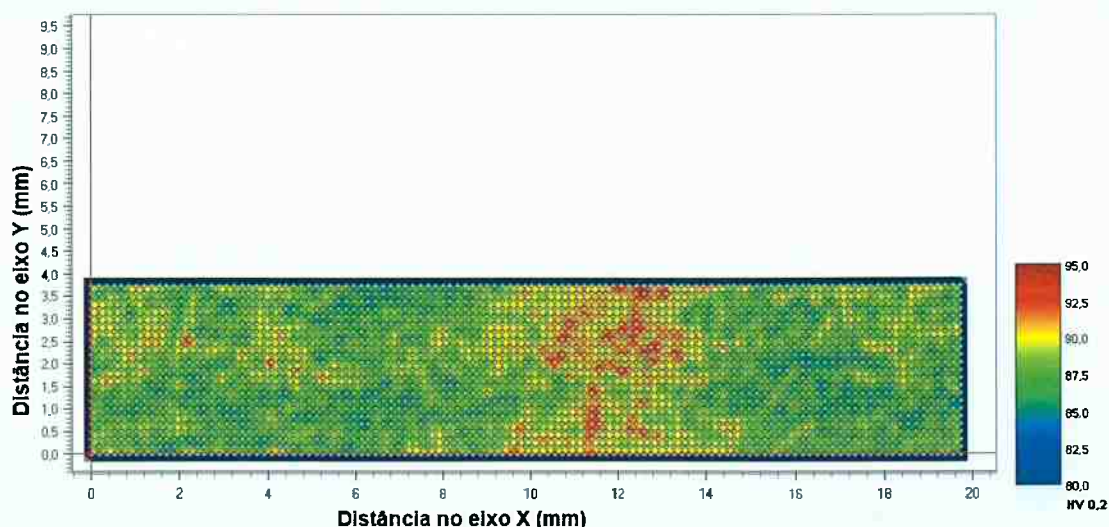


Figura 54: Resultado do ensaio de microdureza na amostra AER, com 2691 pontos, eixo x na dir. longitudinal e eixo Y na direção transversal.

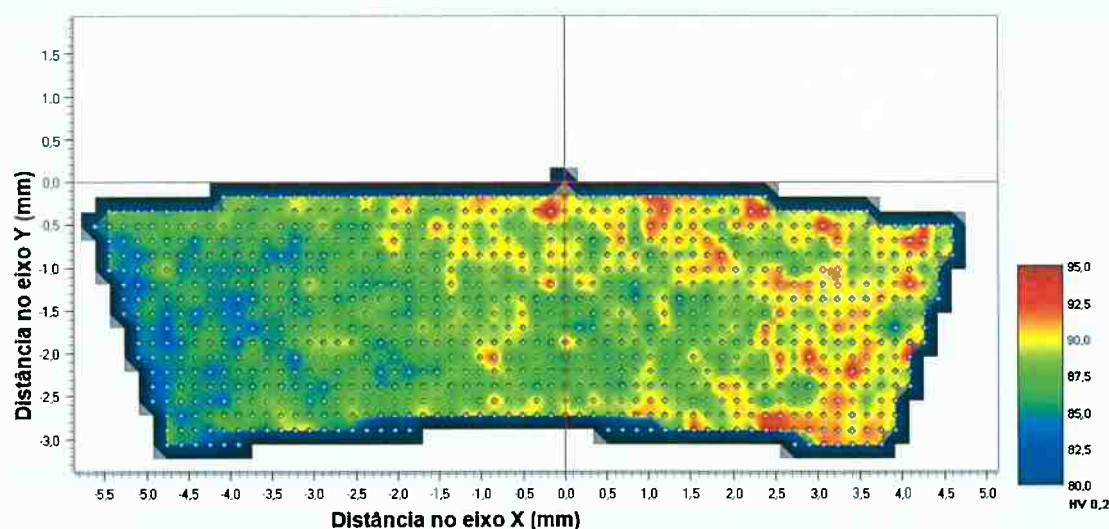


Figura 55: Resultado do ensaio de microdureza da amostra AET, com 939 pontos, eixo X na dir. longitudinal e eixo Y na dir. radial.

Observa-se no ensaio de microdureza da amostra AER que o material mantém certa uniformidade na dureza, exceto na região por onde passa a estria, sendo, portanto, um indicativo de que exista diferença na microestrutura na região próxima a estria. É possível notar também que o ensaio na amostra AET apresenta diferença de dureza entre o lado esquerdo e o lado direito do gráfico. Isto, porém, ocorreu devido à superfície da amostra não estar completamente perpendicular ao microdurômetro, causando uma variação na medição de dureza. Esta variação, porém, não ultrapassa a faixa de dureza observada na amostra AER, e somado ao

fato que a dureza se mantém aparentemente uniforme ao longo das amostras, pode-se concluir que a falta de perpendicularidade não foi uma falha tão problemática. Na Figura 56 está representado a diferença entre uma indentação perpendicular (em a) e outra inclinada (em b).

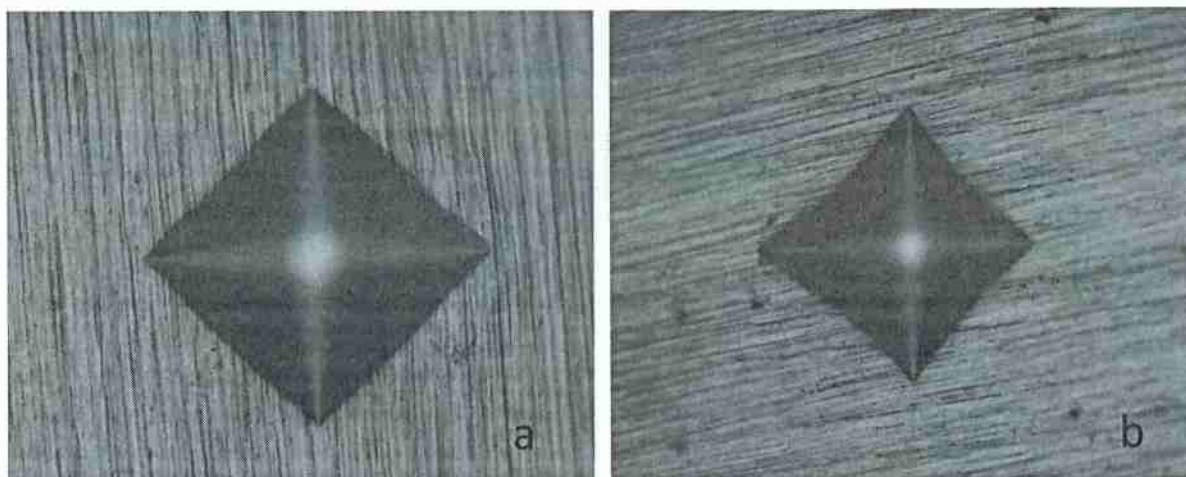


Figura 56: diferença entre indentação ideal (1), na amostra AFT, e indentação inclinada (b), em amostra AET.

Em consequência da aparente uniformidade na dureza ao longo da amostra AER, salvo uma elevação na dureza perto da estria, foram realizados ensaios de microdurezas com menos pontos para a amostra AFR, com a finalidade de diminuir o tempo de execução do ensaio. Por outro lado, para compensar o problema de inclinação no ensaio da amostra AET, mais pontos foram necessários no ensaio da amostra AFT.

Os ensaios de microdureza nas amostras AFR (679 pontos) e AFT (1543 pontos) são apresentados nas Figuras 57 e 58.

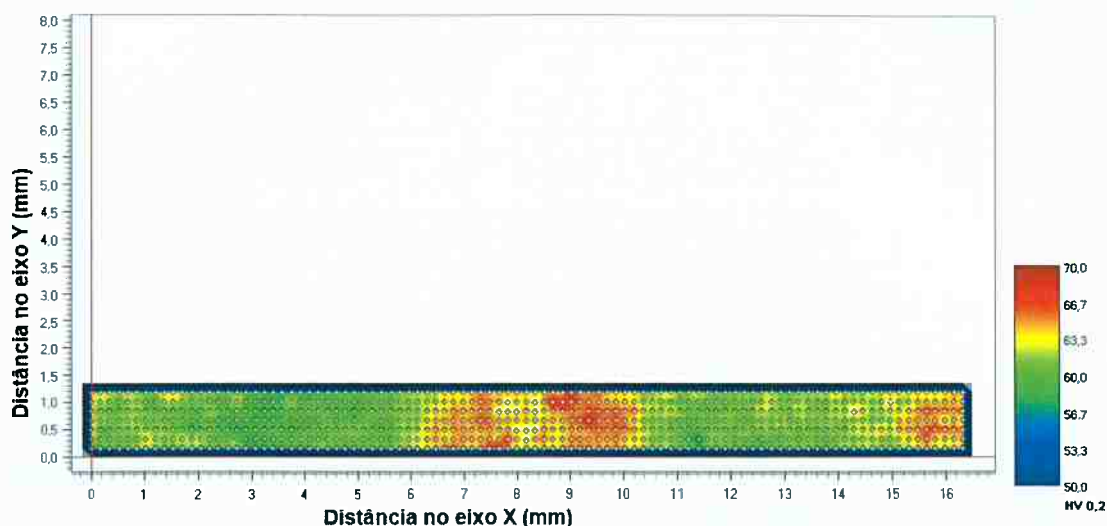


Figura 57: Resultado do ensaio de microdureza da amostra AFR, com 679 pontos, eixo X na dir. longitudinal e eixo Y na dir. transversal.

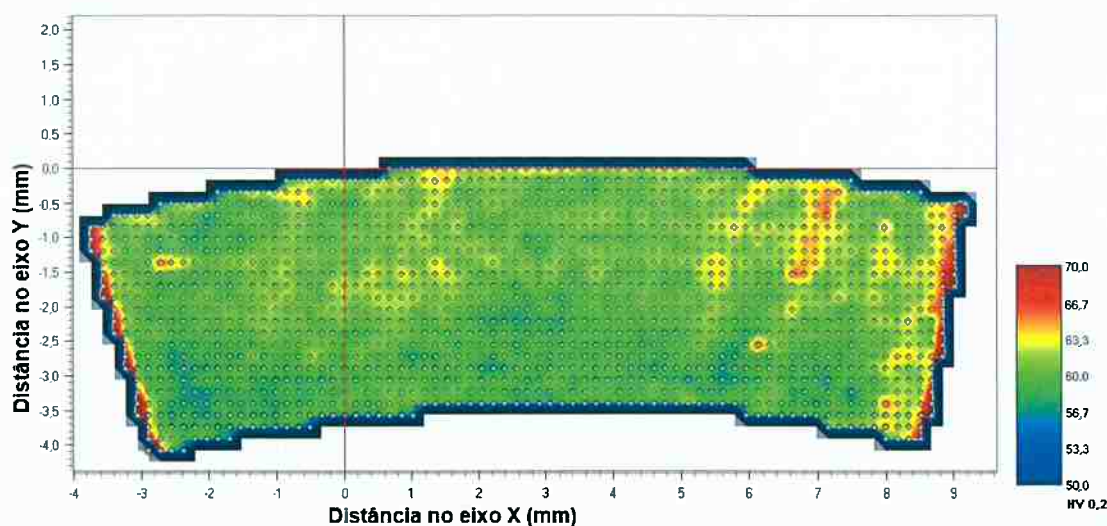


Figura 58: Resultado do ensaio de microdureza da amostra AFT, com 1543 pontos, eixo X na dir. longitudinal e eixo Y na dir. radial.

Assim, observou-se novamente uma uniformidade de dureza no material, salvo as regiões central e extremidade direita da amostra AFR, por onde passam estrias. Nestas regiões, há um pico de dureza em comparação com as outras áreas. Portanto, há mais uma vez um indicativo de variação da microestrutura na região da estria.

Na Tabela 6, são apresentadas as médias das medidas de microdureza com os respectivos desvios.

Tabela 6: Médias das microdurezas HV, com desvios e variâncias.

	AER	AET	AFR	AFT
Média	88,3	87,8	62,2	60,7
desvio p.	2,07	3,28	2,06	2,97
varância	4,28	10,75	4,22	8,79

Observou-se também que a amostra derivada de tarugo extrudado tem dureza HV cerca de 45% maiores na seção transversal e cerca de 42% maiores na seção radial, se comparadas com as seções equivalentes da amostra derivada de tarugo fundido, uma evidência de influência do tarugo inicial no processo de laminação planetária, algo que não foi possível observar com o microscópio ótico. Também através do ensaio de microdureza, fica evidente a região por onde passam as estrias (apenas observando as micrografias, não era claro determinar a região onde se localiza a estria).

6. CONCLUSÃO

Este estudo permitiu observar a microestrutura do cobre bruto de fusão, extrudado e após laminação planetária, no microscópio ótico ou lupa, além de detectar variações na microestrutura através do ensaio de microdureza, variações estas que não foram possíveis de detectar apenas com o uso de microscópio ótico.

Algumas afirmações que podem ser feitas com este estudo:

- Há grande diferença na ordem de grandeza dos tamanhos de grão entre tarugo fundido (7~11mm), do tarugo extrudado (0,14~0,24mm) e tubos laminados pelo laminador planetário (17~22 μ m), porém, não há diferenças de ordem de grandeza entre os tubos laminados a partir de tarugos fundidos e a partir de tarugos extrudados;
- Nos tarugos, a direção com menor tamanho de grão é a radial (cerca de 60~70% do tamanho de grão nas outras direções), o que evidencia que há orientação favorável no crescimento de grãos na direção perpendicular à seção radial;
- Não foi possível concluir direções favoráveis para o crescimento de grãos nos anéis extraídos dos tubos laminados, sendo a única diferença significativa no tamanho de grão entre os anéis extraídos dos tubos laminados é na direção longitudinal (17,8 μ m partindo do tarugo extrudado e 22,7 μ m partindo do tarugo fundido, 27,3% maior);
- Não foi possível averiguar presença de estrias apenas com o microscópio ótico;
- Foi possível perceber diferenças significativas entre a dureza dos anéis fundidos e extrudados (estes últimos 44,6% maiores na direção transversal e 41,9% na radial). Se considerado que a dureza é inversamente proporcional ao tamanho de grão, uma vez que aumentam a área ocupada por contornos de grão (e contornos de grão geralmente tem dureza mais elevada que o interior do grão), pode-se afirmar que esta diferença de dureza condiz com a literatura (a Figura 24 (16) evidencia que o refino de grão facilita a recristalização);
- Há evidências de diferença entre grãos recristalizados durante o processo de laminação planetária partindo de tarugos fundidos e partindo de tarugos extrudados, uma vez que, apesar de microestrutura similar, há diferenças significativas na dureza entre

ambas as rotas. Porém, não é possível avaliar o motivo da diferença na dureza apenas com os ensaios realizados neste estudo;

- Com este estudo não é possível afirmar se o processo fabril de laminação planetária permite o uso de tarugos extrudados de cobre C10300 para a produção de tubos laminados, uma vez que para isso seriam necessários avaliação dos parâmetros de controle de qualidade do tubo final, após a trefilação e não somente a avaliação do tubo após laminação planetária (etapa intermediária). Porém, é possível afirmar que a dureza dos tubos laminados a partir de tarugos extrudados são maiores que a partir do tarugo fundido (este último é usado na produção de tubos sem costura de C10300) e, portanto, há um risco de a dureza ser excessiva no caso do uso de tarugos extrudados na laminação planetária.

Este estudo não permite avaliar todos os aspectos da influência da microestrutura do tarugo inicial na recristalização dinâmica do cobre durante laminação planetária, mas a seguir são listados alguns estudos adicionais que podem ser realizados de forma a aprofundar o conhecimento e a ilustração do fenômeno:

- 1) Repetir os ensaios de microdureza em tubos conformados por laminação planetária, a partir de tarugos fundidos e extrudados, nas seções transversal e longitudinal, contendo estrias, de forma a observar se há variação de dureza nas estrias nestas seções;
- 2) Realizar polimento eletrolítico, para uma preparação melhor das amostras, em especial nas amostras de tarugos, muito suscetíveis a riscos;
- 3) Analisar a textura do cobre sob laminação planetária, para melhor compreensão da estrutura de grãos recristalizados;
- 4) Repetir ensaios de microdureza e análises metalográficas para outras amostragens, para observar o comportamento do cobre em outras circunstâncias: tarugo fundido com controles diferentes de tamanho de

grão (por exemplo, extração de calor que diminua o gradiente de extração de calor e consequentemente diminua a formação de grãos colunares), tubos laminados em diâmetro e espessura finais (taxa de deformação) diferentes do estudado, tubos laminados pela laminação Pilger, parâmetros diferentes da laminação planetária (como velocidade e tensões de laminação diferentes), dentre outros;

- 5) Avaliar o desempenho, quanto às especificações de qualidade fabris, do produto final, após trefilação de tubos laminados a partir de tarugos fundidos e extrudados.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. **Informe Mineral 1º/2016**. Brasília, Brasil: Departamento Nacional de Produção Mineral, Ministério de Minas e Energia. 2016.
2. RODRIGUES, A. F. S. et al. **Relatório Cobre 2016**. Brasília, Brasil: Ministério de Minas e Energia, Departamento Nacional de Produção Mineral. 2016.
3. SMS GROUP. **SMS Meer at a glance**. Mönchengladbach, Alemanha: SMS Meer GMBH. Disponível em: <<http://www.sms-group.com>>. Acessado em: 08/08/2017.
4. BEARDMORE, R. **Wire and tube drawing**. Reino Unido: Roymechx. Disponível em: <http://www.roymech.co.uk/Useful_Tables/Manufacturing/Drawing.html>. Acessado em: 26/02/2018.
5. PARANAPANEMA. **Catálogo de produtos: Laminados**. Disponível em: <<https://www.paranapanema.com.br/showconsenso.aspx?idCanal=3R3cX0gAnWVkhcMY9PfLVw==>>. Acesso em: 22/02/2018;
6. DAVIS, J. R (Ed.). **ASM specialty handbook: copper and copper alloys**. Materials Park, Estados Unidos da América: ASM International, 2001. 652 p.
7. KONECNA, R.; FINTOVA, S. **Copper and copper alloys: casting, classification and characteristic microstructure**. Copper and copper alloys: early applications and current performance - enhancing processes, COLLINI, L. (Ed.), InTech Europe, 2012. 178 p.
8. ZENG, Q. et al. **The effect of roll with passive segment on the planetary rolling process**. Advances in Mechanical Engineering, SAGE Journals. Beijing, China: University of Science and Technology Beijing, School of Mechanical Engineering. 2015. 7 p.

9. HWANG, Y. -M. et al. **Analytical and experimental study on the spiral marks of the rolled product during three-roll planetary rolling process.** International Journal of Machine Tools and Manufacture: Design, Search and Application, Elsevier. Kaohsiung, Taiwan: National Sun Yat-Sen University, Department of Mechanical and Electro-Mechanical Engineering. 2005. 8 p.

10. LI, B. et al. **Microstructure and properties of copper tubes during three-roll planetary rolling.** Journal of Materials Engineering and Performance, ASM International. Senyang, China: Chinese Academy of Sciences Institute of Metal Research. 2007. 7 p.

11. PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia - Microestrutura e Propriedades.** Hemus S. A., Curitiba, Brasil, 2000;

12. SHIH, C. -K.; HUNG, C. **Experimental and numerical analysis on three-roll planetary rolling process.** Journal of Materials Processing Technology, Elsevier. Hsinchu, Taiwan: National Chiao Tung University, Department of Mechanical Engineering. 2003. 8 p.

13. LIN, F. et. al. **Recrystallization of deformed copper:** kinetics and microstructural evolution. Advances in Mechanical Engineering, SAGE Journals. Kgs. Lyngby, Dinamarca: Technical University of Denmark, DTU Wind Energy. 2013. 137 p.

14. DIMITROV, O. et al. **Recrystallization of metallic materials**, ed. HAESSNER. Stuttgart, Alemanha: Dr. Riederer-Verlag GMBH, 1978. 137 p.

15. ASKELAND, D. R. et al. **Essentials of materials science and engineering.** 2. Ed. Stamford, Estados Unidos da América: Cengage Learning, 2010. 605 p.

16. HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena.** 2. Ed. Oxford, Reino Unido: Elsevier, 2004. 628 p.

17. PETZOW, G. **Metallographic etching:** techniques for metallography, ceramography, plastography. 2. ed. ASM International. 1999. 240 p.

18. ASTM International. **ASTM E92-17**: Standard test method for Vickers hardness and Knoop hardness of metallic materials. Estados Unidos da América. 2017. 27 p.
19. ASTM International. **ASTM E112-96**: Standard test methods for determining average grain size. Estados Unidos da América. 2004. 26 p.