

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO  
ESCOLA POLITÉCNICA

LUCCA NUNES ZIDAN

**Efeito da laminação a frio na microestrutura de ligas Fe-Ni**

São Paulo

2019

LUCCA NUNES ZIDAN

**Efeito da laminação a frio na microestrutura de ligas Fe-Ni**

Trabalho de Formatura apresentado ao  
Departamento de Engenharia Metalúrgica  
e de Materiais da Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Franco de  
Monlevade

São Paulo

2019

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

Zidan, Lucca

Efeito da laminação a frio na microestrutura de ligas Fe-Ni / L. Zidan -- São Paulo, 2019.

56 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Laminação 2.Tratamentos térmicos 3.Recristalização I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

## AGRADECIMENTOS

Faltariam palavras para agradecer a todos que me acompanharam durante esta jornada, então, em poucas palavras, obrigado...

Aos meus pais, por tudo e por tanto, sem vocês eu não seria. Toda e qualquer conquista na minha vida é fruto do que vocês são. Mas principalmente, obrigado por toda a garra de proporcionar a mim e a meu irmão a melhor educação que poderíamos ter, mesmo nos tempos mais difíceis.

Ao meu irmão, por ser sempre um exemplo de competência e perseverança, além de se provar cada vez mais ser o meu melhor amigo.

À Associação Atlética Acadêmica Politécnica, por ser muito mais que minha casa durante esses seis anos. Todos os aprendizados, trabalhos, oportunidades, e desenvolvimento pessoal foram muito mais do que eu poderia imaginar. Mas principalmente, muito obrigado por todos com quem cruzei nesse tempo.

Aos atleticanos, pela parceria, risadas e histórias, vocês foram minha base e inspiração, sem vocês teria sido tudo muito triste e difícil. Vocês são melhores que os melhores amigos que poderia ter imaginado. Um agradecimento especial àqueles que toparam a loucura de tomar as rédeas dessa associação comigo.

Aos madrileños, por mostrarem que a intensidade é mais importante que o tempo de convivência. Foi um prazer conhecer um pouco do mundo com vocês e muito do mundo de vocês.

Ao meu orientador, por me apresentar uma possibilidade, e me aconselhar a melhor maneira de desenvolvê-la. Sua calma e paciência foram essenciais para que este trabalho fosse completo.

Por fim, a todos os professores e funcionários que me acompanharam durante esses seis anos. Obrigado por acreditarem e lutarem por uma educação pública de qualidade.

## RESUMO

ZIDAN, L. **Efeito da laminação a frio na microestrutura de ligas Fe-Ni**. 2019. 56f. Trabalho de formatura – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2019.

O presente trabalho tem por objetivo analisar o efeito da laminação a frio na microestrutura de uma liga Fe-5%Ni. Uma redução de 80% na espessura do lingote foi pré-estabelecida, para ser feita em 5, 8 e 11 passes na laminadora, e calculou-se quanto de redução por passe seria necessário para tanto. Na laminação, para se atingir essa redução, foram necessários 17, 16 e 24 passes respectivamente. Realizou-se o teste de dureza Rockwell C, e posteriormente cada uma das amostras foi dividida em duas, sendo uma do par submetida a recozimento por duas horas, a 700°C. Tanto as amostras recozidas como as não-recozidas foram submetidas à preparação metalográfica: embutimento, lixamento, polimento e ataque com Nital 5. Foram tiradas micrografias em um microscópio óptico, para posterior análise. Foi possível se observar a microestrutura deformada na direção de laminação nas amostras não-recozidas, e os grãos recristalizados nas amostras recozidas. O método de interceptos em linha de teste circular foi utilizado para se calcular o tamanho médio de grão das amostras recozidas.

Palavras-chave: Laminação. Tratamentos térmicos. Recristalização.

## ABSTRACT

ZIDAN, L. **Effect of cold rolling in the microstructure of Fe-Ni alloys**. 2019. 56p. Trabalho de formatura – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2019.

The objective of the present study is to analyze the effect of cold rolling in the microstructure of a Fe-5%Ni alloy. A predetermined reduction of 80% in the thickness was established, to be achieved in 5, 8 and 11 passes, and for that, the reduction per pass was calculated. To achieve the total reduction, 17, 16 and 24 passes were needed, respectively. A Rockwell C toughness test was performed, and then each sample was split in two, and one of each pair was annealed for two hours at 700°C. The annealed and non-annealed samples were submitted to a metallographic preparation: inlay, sanding, polishing and a Nital 5 attack. Micrographs were taken in an optical microscope, to analyze the microstructure. A deformed microstructure in the rolling direction was observed in the non-annealed samples, and recrystallized grains were observed in the annealed samples. The intercept method in circular test line was used to calculate the average grain size in the annealed samples.

Keywords: Rolling. Heat treatment. Recrystallization.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Ilustração do processo de laminação .....	14
Figura 2: Bolhas simulando átomos e a ordenação em grão .....	16
Figura 3: Deslizamento de planos de átomos submetidos à tensão .....	16
Figura 4: Esquema de recristalização de um metal.....	19
Figura 5: Influência do número de lados no crescimento de grão .....	20
Figura 6: Variação da fração recristalizada de acordo com a direção de laminação e tempo de recozimento .....	23
Figura 7: Lingote da liga Fe-Ni antes do corte.....	24
Figura 8: Três amostras do material.....	24
Figura 9: Laminadora .....	27
Figura 10: Amostra 2 após laminação .....	28
Figura 11: Amostra 1 após laminação .....	29
Figura 12: Amostra 3 após laminação .....	29
Figura 13: Máquina de medição de dureza .....	31
Figura 14: Marcas de indentação em uma das amostras.....	31
Figura 15: Corte de uma das amostras na serra de fita .....	32
Figura 16: Amostras cortadas para embutimento.....	32
Figura 17: Amostras cortadas para recozimento .....	33
Figura 18: Amostras no forno, para recozimento .....	33
Figura 19: Aspecto das amostras após recozimento.....	34
Figura 20: Embutidora metalográfica .....	35
Figura 21: Amostras sem recozimento embutidas .....	35
Figura 22: Lixamento de uma amostra .....	36
Figura 23: Sequência de lixas .....	37
Figura 24: Amostras sem recozimento após lixamento .....	38
Figura 25: Mantas de polimento .....	39
Figura 26: Amostras sem recozimento após polimento.....	39
Figura 27: Solução Nital 5% em meio alcoólico 95% .....	40
Figura 28: Amostras sem recozimento após ataque .....	41
Figura 29: Microscópio óptico com câmera acoplada .....	42
Figura 30: Exemplo fora de escala das circunferências traçadas para a determinação do tamanho médio de grão.....	43
Figura 31: Amostra 1A com aumento de 50x .....	45
Figura 32: Amostra 1A com aumento de 100x .....	45
Figura 33: Amostra 2A com aumento de 50x .....	46
Figura 34: Amostra 2A com aumento de 100x .....	46
Figura 35: Amostra 3A com aumento de 50x .....	47
Figura 36: Amostra 3A com aumento de 100x .....	47
Figura 37: Amostra 1B com aumento de 50x .....	48
Figura 38: Amostra 2B com aumento de 50x .....	49
Figura 39: Amostra 3B com aumento de 50x .....	49
Figura 40: Amostra 1B com aumento de 100x .....	50
Figura 41: Amostra 2B com aumento de 100x .....	50
Figura 42: Amostra 3B com aumento de 100x .....	51

Figura 43: Amostra 1B com aumento de 200x .....	51
Figura 44: Amostra 2B com aumento de 200x .....	52
Figura 45: Amostra 3B com aumento de 200x .....	52
Figura 46: Relação entre número de passes e tamanho médio de grãos .....	54

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química das ligas Fe-5%Ni e Fe-10%Ni .....	25
Tabela 2: Espessura inicial das amostras .....	25
Tabela 3: Cálculo do fator de redução por passe .....	26
Tabela 4: Espessura teórica após passe por amostra .....	26
Tabela 5: Número real de passes e redução real por passe .....	30
Tabela 6: Teste de dureza por amostra .....	44
Tabela 7: Contagem de contornos de grão por micrografia por amostra .....	53
Tabela 8: Tamanho médio de grão por amostra recozida .....	53

## LISTA DE ABREVIACOES E SIGLAS

cm	centímetro
$\epsilon$	deformao
e	espessura
$\gamma$	gama
°	graus
°C	graus Celcius
Hz	Hertz
ln	logaritmo natural
$\mu\text{m}$	micrmetro
mm	milímetro
rpm	rotações por minuto
$\theta$	teta
QEI	quadrante esquerdo inferior
QDS	quadrante direito superior

**LISTA DE SÍMBOLOS**

Al	alumínio
C	carbono
Co	cobalto
Cu	cobre
Cr	cromo
S	enxofre
Fe	ferro
P	fósforo
Gd	gadolínio
N <sub>2</sub>	gás nitrogênio
Ni	níquel
Mg	magnésio
Mn	manganês
Mo	molibdênio
Nb	nióbio
Si	silício
Ta	tântalo
Ti	titânio
V	vanádio
W	tungstênio
Zn	zinco

Sumário	
Lista de ilustrações.....	vii
Lista de tabelas .....	ix
Lista de abreviações e siglas .....	x
Lista de símbolos .....	xi
<b>1 INTRODUÇÃO E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>14</b>
1.1 Laminação .....	14
1.2 Deformação plástica .....	15
1.2.1 Encruamento .....	17
1.2.2 Alongamento de grãos.....	17
1.2.3 Heterogeneidade de deformação .....	18
1.3 Estado pós-deformado.....	18
1.4 Recristalização.....	19
1.4.1 Tamanho do grão recristalizado .....	20
1.5 Textura cristalográfica.....	21
1.6 Análise da literatura .....	21
<b>2 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>24</b>
2.1 Corte das amostras.....	24
2.2 Cálculo do fator de redução por passe .....	25
2.3 Espessura teórica após passe .....	26
2.4 Laminação .....	27
2.4.1 Amostra 2 .....	27
2.4.2 Amostras 1 e 3.....	28
2.4.3 Número real de passes e espessura após cada passe .....	29
2.5 Teste de dureza .....	30
2.6 Corte das amostras.....	31
2.7 Recozimento .....	33
2.8 Preparação Metalográfica .....	34
2.8.1 Embutimento de amostras.....	34
2.8.2 Lixamento e polimento.....	36
2.8.3 Ataque metalográfico.....	40
2.9 Micrografias .....	41
2.10 Cálculo do tamanho de grão .....	42
<b>3 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>44</b>
3.1 Dureza .....	44

3.2	Micrografias .....	44
3.2.1	Amostras não-recozidas .....	44
3.2.1	Amostras recozidas .....	48
4	BIBLIOGRAFIA .....	55

# 1 INTRODUÇÃO E REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

## 1.1 Laminação

A laminação é um processo de transformação mecânica que consiste na diminuição da seção transversal de uma chapa metálica. Essa redução ocorre pela passagem do metal entre dois cilindros de eixos paralelos que giram em torno de si mesmos enquanto comprimem a chapa, diminuindo sua espessura, como exemplificado na Figura 1 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO, 2019).

Fonte da Figura 1: BRESCIANI FILHO et al., 2011

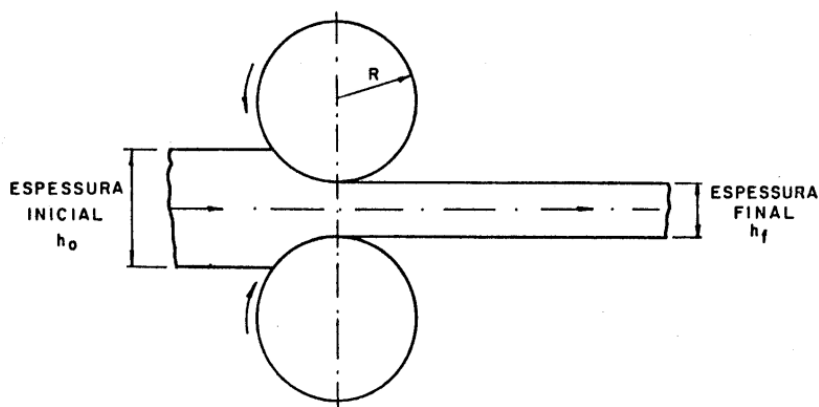


Figura 1: Ilustração do processo de laminação

O processo é repetido diversas vezes até que a espessura desejada seja atingida, e para isso, a distância entre os cilindros se torna cada vez menor. A laminação é utilizada para a produção de chapas planas, chapas bobinadas, folhas e discos metálicos, que podem ser utilizados para diversos setores, dependendo do metal utilizado e da espessura necessária (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO, 2019).

Os cilindros compressores são usualmente de feitos de aço ou ferro fundido e podem ou não ser aquecidos e laminadores mais sofisticados possuem sistemas computadorizados de controle de espessura e de planicidade (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO, 2019).

A laminação pode ser conduzida a quente ou a frio. O processo a quente consiste na passagem do metal entre os cilindros, em geral, em sua forma fundida. A temperatura de trabalho fica acima da sua temperatura de recristalização, o que

facilita a deformação do metal e possibilita a recuperação de sua estrutura. É mais utilizada quando é necessária uma maior redução da espessura do lingote (BRESCIANI FILHO et al., 2011).

Já na laminação a frio, a temperatura de trabalho do metal está abaixo da sua temperatura de recristalização, resultando em uma maior resistência do material à passagem pelos cilindros. Por essa razão, esse tipo de laminação é utilizado quando se necessita de menores reduções (BRESCIANI FILHO et al., 2011). Dela, resultam produtos com melhor acabamento superficial, com dimensões mais controladas e com maior resistência mecânica, resultante do encruamento sofrido. A redução total da seção transversal em uma laminação a frio se encontra na faixa de 50% a 90%, e é desejável que cada passe de redução seja o mais uniforme possível (MATSUOKA, 1994).

## **1.2 Deformação plástica**

Pode-se considerar que os átomos que formam os metais são esferas sólidas, cujos tamanhos mudam de metal para metal. Essas esferas se acomodam regularmente no espaço, formando planos idênticos que se empilham e conseqüentemente formam unidades de repetição. Essa ordem contínua classifica o material como cristalino. No entanto, todos os materiais cristalinos contêm algum tipo de defeito, seja ele pontual, linear, superficial ou volumétrico: átomos extras ou faltantes na estrutura cristalina, defeitos de empilhamento, discordâncias, contornos de grão (Figura 2), entre outros (HULL; BACON, 1984).

Fonte da Figura 2: *Scientific American*, set. 1967

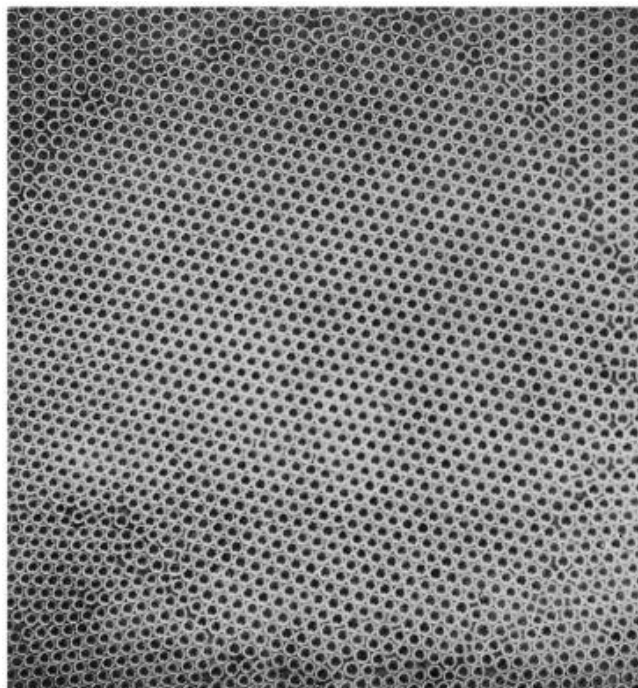


Figura 2: Bolhas simulando átomos e a ordenação em grão

Quando os planos atômicos deslizam entre si de forma não perfeita, ou seja, quando todos os átomos de um plano não encontram outro correspondente nos planos adjacentes, formam-se as discordâncias (HULL; BACON, 1984).

Fonte da Figura 3: HULL; BACON, 1984

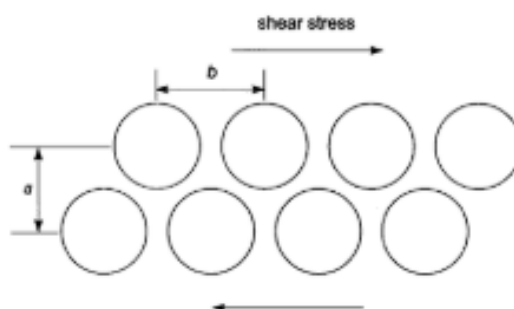


Figura 3: Deslizamento de planos de átomos submetidos à tensão

Após uma grande deformação mecânica, como no caso da laminação, parte da energia da deformação é alocada no aumento do número de discordâncias do material. Junto com a evolução das discordâncias, ocorre a formação da textura cristalográfica, decorrente da rotação dos grãos ou parcelas deles para que haja

acomodação de tal deformação. A evolução da microestrutura passa então pelos processos de recuperação e recristalização (RADHAKRISHNAN; SARMA; ZACHARIA, 1998).

Parte das discordâncias acumuladas acaba desaparecendo durante a recuperação, uma vez que os esforços foram retirados, resultando em um estado metaestável, que resulta na recuperação também parcial de algumas propriedades do material. Essa estrutura recuperada pode então formar novos grãos, que não contém discordâncias, que crescem, em um processo conhecido como recristalização (HUMPHREYS; HATHERLY, 1995).

### 1.2.1 Encruamento

A mudança estrutural dos materiais acarreta em uma mudança de suas propriedades mecânicas. A deformação plástica é causada pela movimentação de discordâncias e o acúmulo dessas discordâncias causa uma redução de sua mobilidade, e conseqüente endurecimento do metal, fenômeno conhecido como encruamento (MECKING; KOCKS, 1981).

De 2 a 10% da energia empregada em uma deformação plástica a frio se armazena no metal, associada ao aumento de defeitos na estrutura cristalina (BEVER; HOLT; TITCHENER, 1973; DOHERTY, 1978), tornando o estado deformado um estado mais energético que o não deformado (DIETER, 1986).

A concentração de discordâncias aumenta de  $10^6 - 10^8 \text{ cm}^{-2}$  para  $10^{10} - 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  quando passa de um estado recozido para um estado altamente encruado (REED-HILL, 1973; COTTERILL; MOULD, 1976). A presença de bloqueadores do movimento de discordâncias, como átomos de soluto, partículas de fases distintas, contornos de grãos e a presença de outras discordâncias causa o aumento na concentração de discordâncias. A presença de forte encruamento em metais que não apresentam átomos em solução, nem partículas de fases distintas, nem contornos de grão (metais puros e monocristalinos), indica que o encruamento é altamente influenciável pela interação entre discordâncias (GONÇALVES, 2003).

### 1.2.2 Alongamento de grãos

Além do aumento da concentração do número de discordâncias e da interação dessas com elas mesmas, a deformação plástica causa um alongamento dos grãos, e conseqüente aumento na concentração de contornos de grãos (HUMPHREYS; HATHERLY, 1995).

### 1.2.3 Heterogeneidade de deformação

A deformação plástica não acontece de forma homogênea por todo o metal, havendo uma distribuição não-uniforme de discordâncias dentro dos próprios grãos e também entre grãos (SANDIM, 2003). Materiais que apresentam uma microestrutura com grãos mais refinados costumam apresentar maior homogeneidade na distribuição de discordâncias, enquanto materiais com uma microestrutura com grãos mais grosseiros costumam apresentar maior heterogeneidade nessa distribuição (HANSEN, 1992; HUGHES, 1993).

Regiões que concentram mais defeitos cristalinos e têm maiores diferenças de orientações que regiões vizinhas podem ser denominadas de heterogeneidade de deformação. O material no estado encruado apresenta heterogeneidades, e estas se tornam núcleos de recristalização quando o material atinge essa fase na evolução de sua microestrutura (DOHERTY et al., 1997).

## 1.3 Estado pós-deformado

A energia acumulada durante a deformação plástica, e armazenada na forma de defeitos cristalinos é gradualmente liberada, principalmente pelos processos de recuperação, recristalização e crescimento de grãos (DOHERTY et al., 1997).

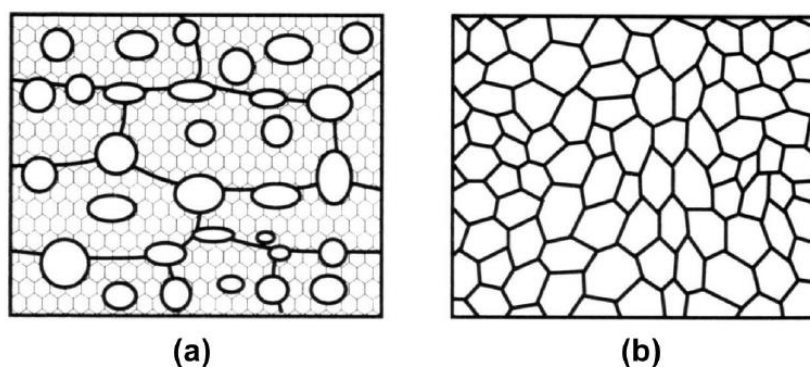
O fato de o estado deformado ser um estado consideravelmente estável requer, na maioria dos casos, que haja a necessidade de uma ativação térmica para que a energia que foi armazenada na deformação possa ser liberada. Com o rearranjo atômico e a diminuição da concentração de defeitos cristalinos há também a diminuição da energia acumulada (DOHERTY, 1978; PADILHA; SICILIANO, 2005).

## 1.4 Recristalização

A recristalização é um processo de formação de novos grãos, com menor concentração de discordâncias e defeitos cristalinos, a partir da movimentação dos contornos de grão e consequente liberação da energia armazenada durante a deformação plástica (HUMPHREYS; HATHERLY, 1995).

Esse processo se inicia com a nucleação de novos grãos e posterior crescimento dos mesmos, e acontece independentemente em cada grão, sendo assim possível a ocorrência de qualquer uma das fases em qualquer região do material ao mesmo tempo (MAO, 2003). A Figura 4, exemplifica de forma esquemática (a) a microestrutura de um metal parcialmente recristalizado, com novos grãos de diferentes tamanhos, que foram nucleados em diferentes momentos, e (b) a microestrutura de um metal completamente recristalizado (HUMPHREYS; HATHERLY, 1995).

*Fonte da Figura 4: (HUMPHREYS; HATHERLY, 1995)*



*Figura 4: Esquema de recristalização de um metal*

A nucleação ocorre quando a movimentação das discordâncias é capaz de criar uma área sem defeitos cristalinos e essa apresenta mobilidade suficiente para avançar sobre a matriz, que ainda apresenta alta densidade de defeitos. Além disso, também é necessário que o contorno de grão dessa nova área formada seja de alto ângulo (PADILHA; SICILIANO, 2005).

A movimentação desse contorno de alto ângulo sobre o seu entorno, a matriz deformada, ocorre até que esse encontre outro contorno de grão, eliminando pelo caminho os defeitos cristalinos existentes (MAO, 2003). Para que a movimentação dos contornos ocorra, é necessário que haja uma ativação térmica, e para isso o

material é submetido a um aquecimento, conhecido como recozimento (DOHERTY et al., 1997). Alguns fatores que influenciam na movimentação dos contornos de grão dos novos núcleos, e, conseqüentemente, no crescimento de grão são a temperatura em que esse fenômeno está ocorrendo, a diferença de orientação entre o grão que está crescendo e o vizinho que ele está consumindo, a concentração de impurezas no contorno de grão e a natureza deste contorno (KOSTER, 1974).

#### 1.4.1 Tamanho do grão recristalizado

O crescimento dos grãos nucleados acaba consumindo os grãos adjacentes, diminuindo a área total de contornos, e, se esse crescimento acontece de forma a todos os grãos terem em média o mesmo tamanho durante o processo, e gerando grãos de tamanho homogêneo ao seu fim, é então considerado um crescimento normal de grão (PADILHA; SICILIANO, 2005).

Grãos com mais de seis lados possuem ângulos côncavos (alto ângulo) e tendem a crescer em direção aos grãos que têm menos que seis lados. O grão com seis lados possui um ângulo de  $120^\circ$  no ponto triplo, onde toca outros dois grãos, sendo esse um ângulo de equilíbrio, acarretando no não crescimento desse grão (MARTIN; DOHERTY; CANTOR, 1997). O mecanismo de crescimento e equilíbrio estão exemplificados na Figura 5.

Fonte da Figura 5: MARTIN; DOHERTY; CANTOR, 1997

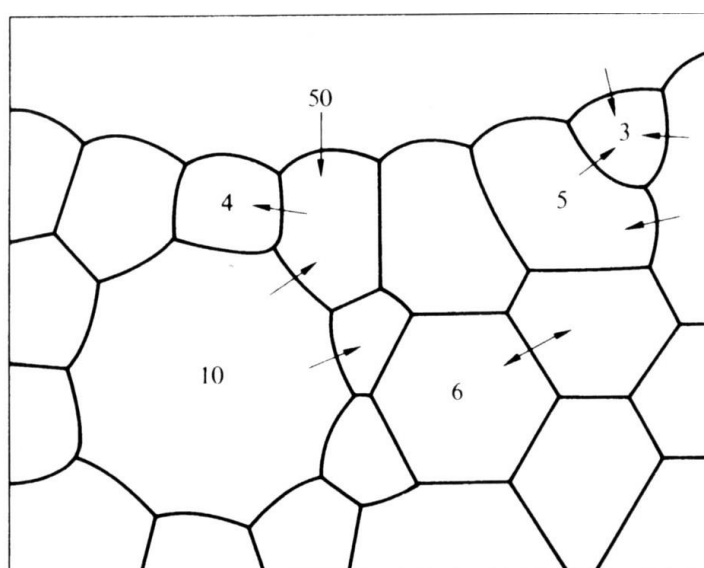


Figura 5: Influência do número de lados no crescimento de grão

### 1.5 Textura cristalográfica

A periodicidade que classifica o material como cristalino se desenvolve até certo ponto, no qual há a presença de um defeito conhecido como contorno de grão. É possível afirmar que na natureza, todos os materiais cristalinos são policristalinos, ou seja, são compostos por diversos grãos, cada um orientado de uma maneira no espaço. Os arranjos de como esses grãos estão orientados um em relação ao outro, teoricamente vão da completa desordem, na qual nenhum está direcionado de acordo com os seus vizinhos, ao que seria o cristal perfeito, no qual todos os cristais estão igualmente direcionados, e não haveria mais contornos de grão. O que se observa, no entanto, é que os materiais policristalinos contêm tanto alguns grãos de mesma orientação, quanto grãos que têm orientações bastante diferentes, sendo esse arranjo de direções conhecido como textura (SUWAS; RAY, 2014).

Logo, no mundo da engenharia de materiais, textura se refere a como os grãos de um material policristalino estão orientados espacialmente. Muitas das propriedades dos materiais estão relacionados a como tais grãos se comportam no espaço, então é preciso saber se tal orientação leva às propriedades desejadas ou não, e por isso o estudo de sua textura é necessário (SUWAS; RAY, 2014).

### 1.6 Análise da literatura

Em (AKHIANI et al., 2014), amostras da liga comercial Incoloy® 800H/HT foram submetidas a uma redução de 90% por meio ou de laminação unidirecional (amostra laminada na mesma direção em todas as passadas), ou de laminação cruzada (amostra gira 90° a cada passada), e posteriormente recozidas a 1050°C. As amostras submetidas à laminação cruzada exibiram menor tamanho de grão em relação às submetidas à laminação unidirecional, podendo isto estar relacionado a menor anisotropia que a amostra apresenta no estado deformado.

Em (DENG et al., 2014), amostras redondas de Ta de alta pureza foram submetidas a “laminação relógio” na qual a amostra gira 135° na direção anti-horário em relação à última passada, e quatro amostras quadradas do mesmo material foram submetidas a laminação unidirecional, e os dois tipos de laminação foram testados para diferentes reduções. Depois da laminação unidirecional, foi possível observar uma fibra- $\theta$  forte e estável independentemente do aumento da redução, além de uma

fibra- $\gamma$  moderada, que aumentava sua força de acordo com o aumento da deformação. Nenhuma dessas fibras ficou estável nas amostras submetidas à laminação relógio. Quando submetidas a um recozimento a 1300°C por uma hora, as amostras laminadas unidirecionalmente apresentaram fibra- $\gamma$  forte, e as submetidas à laminação relógio, apresentaram textura mista.

Em (HE et al., 2019), quatro amostras da liga de magnésio AZ31 foram submetidas a um passe de laminação, um par na direção da extrusão na qual a peça foi formada, e outro na direção transversal a ela. Uma amostra de cada par foi submetida a uma redução de 5% e outra a 10%, e todas recozidas a 320°C por uma hora. A fração de maclas presentes nas amostras laminadas na direção transversal é maior que na das amostras na direção da extrusão, e essa fração diminui com o aumento da deformação, enquanto na laminada na direção da extrusão, essa fração aumenta com o aumento da deformação.

Em (BHATTACHARJEE; SAHA; GATTI, 2014), amostras de uma liga Al-2,5%Mg (Al-Mg) e de 2N-Al (~99,7%Al, alta pureza) são laminadas a frio, tanto unidirecional como com laminação cruzada, e em todos os casos, têm redução de 90%. A amostra de 2N-Al que sofreu laminação cruzada apresenta uma fração maior de contornos de grão de alto ângulo, mas espaçamento entre esses contornos similar, em comparação à que sofreu laminação unidirecional, indicando que a mudança da direção de tensão pode ser um obstáculo para a recuperação dinâmica. No caso da liga Al-Mg, tanto a fração como o espaçamento dos contornos de alto ângulo são similares para os diferentes métodos de laminação, uma vez que a recuperação dinâmica é limitada nesse material.

Em (GOLI; JAMAATI, 2019), amostras da liga comercial de alumínio AA2024-T3 foram submetidas à laminação a frio, sendo parte delas sujeitas a laminação unidirecional, parte a laminação invertida, na qual a amostra gira 180° a cada passada e outras a laminação cruzada, todas para uma redução de 20%. O tamanho médio de grão diminuiu após a laminação em relação à liga não-laminada, devido à recristalização dinâmica. Uma fração maior de grãos recristalizados pôde ser observado nas amostras que sofreram laminação cruzada, em comparação à unidirecional e à invertida, devido à maior tensão armazenada nesse tipo de conformação.

Em (PAN et al., 2016), uma liga de magnésio (Mg-2%Zn-2%Gd) tinha sido previamente laminada, e nesse experimento sofreu laminação a frio unidirecional, ou

na direção da laminação prévia (redução de 85%), ou na direção transversal à essa (redução de 70%). Além disso, outra amostra foi submetida à laminação cruzada, alternando essas duas direções, com redução de 5% por passe, até uma redução total de 20%. Todas as amostras foram submetidas, por uma hora, a um recozimento a 450°C. Foi observado que a direção dos grãos recristalizados é preferencial na direção transversal à laminação, então, nas amostras laminadas na direção da laminação prévia os grãos recristalizados estão na direção transversal à laminação prévia, enquanto na amostra laminada na direção transversal, os grãos se encontram na direção da laminação prévia. A amostra que sofreu laminação cruzada tem seus grãos divididos nessas duas direções.

Em (KOOHBOR, 2014), amostras de uma liga comercial de alumínio 1050 foram submetidas a uma ou duas passadas de laminação a frio unidirecional ou invertida, e depois recozidas a 290°C por diferentes períodos de tempo. Uma curva foi traçada relacionando tempo de recozimento e fração recristalizada, como se pode observar na Figura 6. As propriedades mecânicas das amostras que sofreram duas passada unidirecionais são melhores do que as que sofreram laminação invertida, devido a sua estrutura de discordâncias. A rotação de 180° entre as passadas acaba por retardar a cinética de recristalização, e acarreta também em menor força mecânica e menor dureza.

Fonte da Figura 6: KOOHBOR, 2014

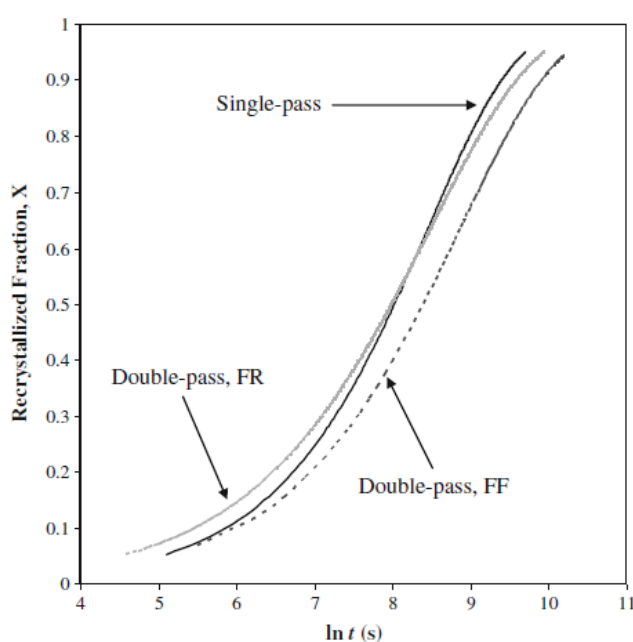


Figura 6: Variação da fração recristalizada de acordo com a direção de laminação e tempo de recozimento

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Corte das amostras

Para a realização da parte experimental, um lingote da liga Fe-Ni a ser estudada foi cortado duas vezes, gerando três amostras, como ilustram as figuras a seguir. A amostra usada é um par de difusão, contendo em metade de sua largura uma liga Fe-5%Ni e na outra metade uma liga Fe-10%Ni. As composições químicas exatas são dadas na tabela Tabela 1. O procedimento de preparação do par é mostrado em detalhes em (MONLEVADE; PINEDO; GOLDENSTEIN, 2011). A laminação será conduzida na direção de maior comprimento da amostra (Figura 7), e todas as amostras finais conterão o par de difusão, mas neste trabalho, apenas a metade de 5%Ni é de interesse.



Figura 7: Lingote da liga Fe-Ni antes do corte

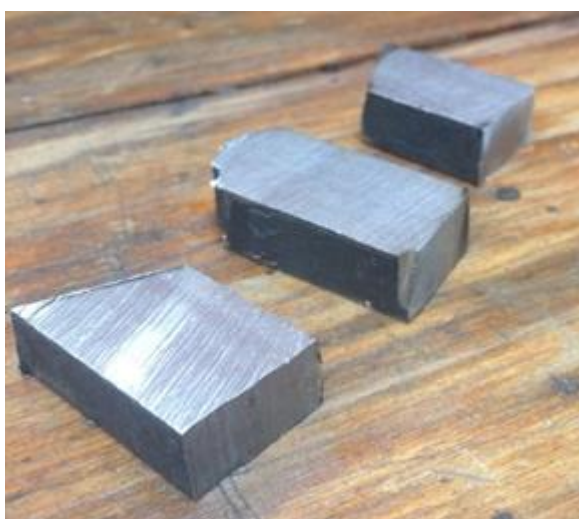


Figura 8: Três amostras do material

Tabela 1: Composição química das ligas Fe-5%Ni e Fe-10%Ni

Fe-Ni-5	C	Ni	Si	Mn	Cr	Mo	W	V
	0,010	4,91	0,030	0,030	0,090	0,040	< 0,010	< 0,010
	Ti	Nb	Co	Cu	Al	P	S	N <sub>2</sub>
	< 0,005	< 0,010	0,010	0,050	< 0,005	< 0,005	0,001	0,0048
Fe-Ni-10	C	Ni	Si	Mn	Cr	Mo	W	V
	0,003	9,94	0,020	< 0,010	0,090	0,040	0,030	< 0,010
	Ti	Nb	Co	Cu	Al	P	S	N <sub>2</sub>
	< 0,005	< 0,010	0,010	0,050	< 0,050	< 0,005	0,001	0,0042

Uma vez que o lingote não tinha dimensões uniformes, mediu-se a espessura de cada uma das amostras, e os valores de espessura por amostra foram registrados na Tabela 2.

Tabela 2: Espessura inicial das amostras

	Espessura (mm)
Amostra 1	11,30
Amostra 2	11,60
Amostra 3	11,30

## 2.2 Cálculo do fator de redução por passe

A definição do número de passes foi feita tomando-se uma redução total de 80% da seção transversal das amostras e o número de passes que se queria para cada amostra.

Sabendo que a deformação total da laminação pode ser calculada pela fórmula:

$$\varepsilon_t = \ln\left(\frac{e_0}{e_f}\right)$$

É possível se calcular a deformação total desejada substituindo-se  $e_0$  por 1 e  $e_f$  por 0,2, uma vez que para uma redução total de 80%, a espessura final se torna 20% da espessura inicial. Dessa maneira, a deformação total se iguala a  $\ln(5)$ , que é aproximadamente 1,6094.

Conhecendo então o número de passes que se quer por amostra, divide-se o valor da deformação total pelo número de passes, resultando na deformação por passe. Com o valor da deformação a cada passe e usando a fórmula da deformação anteriormente apresentada, é possível se calcular o fator pelo qual se multiplica a

espessura para se calcular a espessura ao final de cada passe. Os cálculos descritos estão simplificados na Tabela 3.

Tabela 3: Cálculo do fator de redução por passe

	Número de passes	Deformação por passe	$\left(\frac{e_0}{e_f}\right)$	Fator de redução por passe
Amostra 1	11	0,1463	1,1576	0,8639
Amostra 2	8	0,2012	1,2228	0,8178
Amostra 3	5	0,3219	1,3797	0,7248

### 2.3 Espessura teórica após passe

Multiplicando-se o fator de redução por passe pela a espessura inicial de cada uma das amostras, é possível se calcular a espessura teórica após cada passe multiplicando o fator pela espessura antes do passe. Os valores teóricos estão na Tabela 4.

Tabela 4: Espessura teórica após passe por amostra

Número de passes	Espessura (mm)		
	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
0	11,30	11,60	11,30
1	9,76	9,49	8,19
2	8,43	7,76	5,94
3	7,29	6,34	4,30
4	6,29	5,19	3,12
5	5,44	4,24	2,26
6	4,70	3,47	-
7	4,06	2,84	-
8	3,51	2,32	-
9	3,03	-	-
10	2,62	-	-
11	2,26	-	-

## 2.4 Laminação

### 2.4.1 Amostra 2

A Amostra 2 foi laminada em uma laminadora de dois cilindros de 72mm e de velocidade de 20 rpm (Figura 9), localizada no Hall Tecnológico do Departamento de Metalurgia e Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (PMT). A abertura entre os cilindros é controlada pelo volante no ponto mais alto da máquina, como se pode observar na Figura 9. Uma volta completa é equivalente à aproximação de 0,4 mm dos cilindros. Para atingir a espessura de 2,32 mm, partindo de 11,60 mm, em 8 passadas, seria necessário ajustar a abertura da laminadora afim de se acompanhar as reduções teóricas.

A amostra, no entanto, não passou pela abertura em algumas passadas, sendo necessário aumentar a abertura entre os cilindros. Além disso, houve interrupção da laminação em algumas passadas, uma vez que a amostra impedia o rolamento dos cilindros. O resultado da laminação na amostra é evidenciado na Figura 10. Como resultado, a laminação foi feita em 16 passes.



Figura 9: Laminadora



*Figura 10: Amostra 2 após laminação*

Pelo fato de a amostra não manter um aspecto retilíneo (abaulamento), ponderou-se a utilização de outra laminadora para as Amostras 1 e 3.

#### 2.4.2 Amostras 1 e 3

As Amostras 1 e 3 foram laminadas em uma laminadora de dois cilindros de 72mm e de velocidade de 20 rpm, localizada no Centro Universitário da Fundação Educacional Inaciana "Padre Sabóia de Medeiros" (FEI).

As amostras, assim como a Amostra 2, não passaram pela abertura em algumas passadas, sendo necessário aumentar a abertura entre os cilindros. Também houve interrupção da laminação em algumas passadas, uma vez que as amostras impediam o rolamento dos cilindros. O resultado da laminação nas amostras é evidenciado nas figuras a seguir. Foram realizados 24 passes para reduzir 80% de espessura da Amostra 1, e 17 passes para a mesma redução da Amostra 3.



*Figura 11: Amostra 1 após laminação*



*Figura 12: Amostra 3 após laminação*

#### 2.4.3 Número real de passes e espessura após cada passe

O número real de passes por mostra, espessura após cada passe e redução de espessura por passe estão dispostos na Tabela 5.

Tabela 5: Número real de passes e redução real por passe

Número de passes	Amostra 1		Amostra 2		Amostra 3	
	Espessura (cm)	Redução	Espessura (cm)	Redução	Espessura (cm)	Redução
0	11,30	-	11,60	-	11,30	-
1	10,00	12%	10,90	6%	10,00	12%
2	9,57	4%	10,70	2%	9,50	5%
3	9,01	6%	10,10	6%	9,25	3%
4	8,73	3%	9,60	5%	8,96	3%
5	8,47	3%	8,90	7%	8,78	2%
6	8,14	4%	8,35	6%	8,65	1%
7	7,86	3%	6,70	20%	8,14	6%
8	7,50	5%	6,00	10%	7,90	3%
9	6,90	8%	5,70	5%	7,30	8%
10	6,75	2%	5,00	12%	6,59	10%
11	5,95	12%	4,40	12%	6,18	6%
12	5,60	6%	3,60	18%	5,60	9%
13	5,00	11%	3,10	14%	4,70	16%
14	4,50	10%	2,90	6%	4,03	14%
15	4,40	2%	2,70	7%	3,10	23%
16	4,00	9%	2,30	15%	2,66	14%
17	3,84	4%	-	-	2,40	10%
18	3,60	6%	-	-	-	-
19	3,40	6%	-	-	-	-
20	3,17	7%	-	-	-	-
21	3,00	5%	-	-	-	-
22	2,85	5%	-	-	-	-
23	2,60	9%	-	-	-	-
24	2,25	13%	-	-	-	-

## 2.5 Teste de dureza

Após a laminação, foi realizado o teste de dureza Rockwell C, com 150kg de carga e penetrador com ponta de cone de diamante, em uma máquina Otto Wolpert-Werke (Figura 13), localizada no Laboratório de Caracterização Microestrutural “Hubertus Colpaert” do PMT.



*Figura 13: Máquina de medição de dureza*

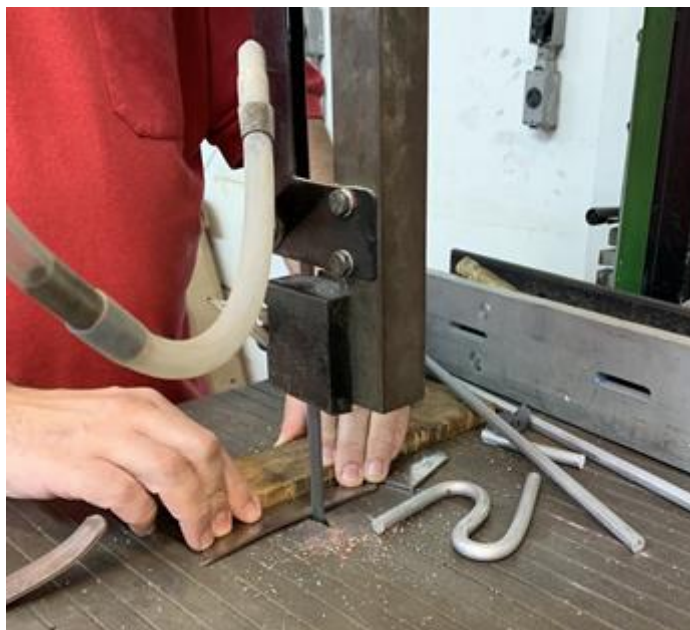
Foram feitas 10 medidas de dureza em cada uma das amostras, e os resultados e as médias de dureza por amostra estão dispostos no capítulo seguinte. As marcas de indentação em uma das amostras podem ser observadas na Figura 14.



*Figura 14: Marcas de indentação em uma das amostras*

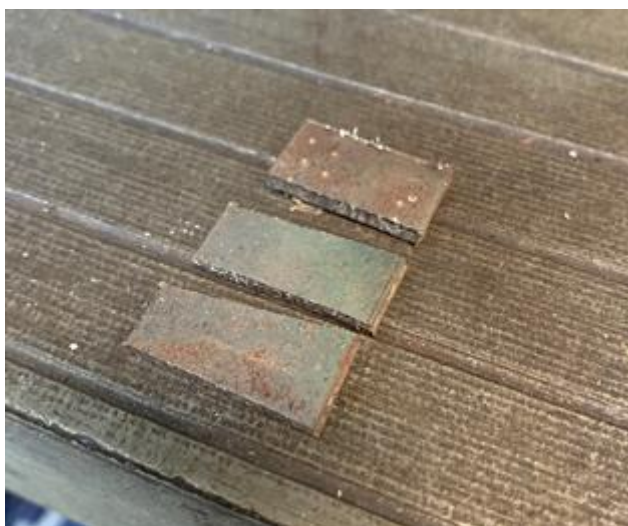
## **2.6 Corte das amostras**

Após a laminação, as amostras, que haviam sido alongadas, foram cortadas em uma serra de fita Ronemak (Figura 15), localizada no Hall Tecnológico do PMT.



*Figura 15: Corte de uma das amostras na serra de fita*

Foram retirados pedaços de cada uma das amostras para serem embutidos (Figura 16), gerando assim, as amostras 1A, 2A e 3A. Ademais, pedaços maiores foram reservados para recozimento (Figura 17) e serem posteriormente embutidos.



*Figura 16: Amostras cortadas para embutimento*



*Figura 17: Amostras cortadas para recozimento*

## **2.7 Recozimento**

As amostras cortadas para o recozimento foram colocadas em um forno mufla (Figura 18), localizado no Hall Tecnológico do PMT.



*Figura 18: Amostras no forno, para recozimento*

O forno estava aquecido a 700°C e as amostras foram mantidas por duas horas em seu interior, para se analisar o efeito do recozimento em suas microestruturas. A Figura 19 ilustra o aspecto das amostras após o recozimento.



*Figura 19: Aspecto das amostras após recozimento*

Foram cortados pedaços de cada uma das amostras para serem embutidos, gerando assim, as amostras 1B, 2B e 3B a partir das amostras 1, 2 e 3 respectivamente.

## **2.8 Preparação Metalográfica**

### **2.8.1 Embutimento de amostras**

Após a laminação, foi iniciado o processo de preparação metalográfica, pelo embutimento das amostras. O processo foi realizado com cada uma das amostras em uma embutidora metalográfica EM30D, da TECLAGO (Figura 20), localizada na Sala de Preparação de Amostras do Laboratório de Caracterização Microestrutural “Hubertus Colpaert”, no PMT.



Figura 20: Embutidora metalográfica

A amostra foi inserida na máquina com a superfície a ser analisada virada para baixo. Adicionou-se baquelite, fechou-se a máquina e se deu início ao aquecimento. A máquina aquece o conjunto até uma temperatura aproximada de 165°C, ao mesmo tempo que exerce uma pressão de 120kg sobre o mesmo. O resultado do embutimento de cada uma das amostras é ilustrado na Figura 21.



Figura 21: Amostras sem recozimento embutidas

### 2.8.2 Lixamento e polimento

Com as amostras embutidas, realizou-se o lixamento e o polimento de suas superfícies, para que pudessem ser analisadas posteriormente em um microscópio óptico. Os procedimentos foram realizados no Laboratório de Caracterização Microestrutural “Hubertus Colpaert”, no PMT.

O lixamento foi realizado na Sala de Preparação de Amostras. Nesse processo, a amostra é pressionada contra uma lixa que está sobre uma base giratória, a uma frequência de 120 Hz, que é constantemente irrigada com água, como ilustra a Figura 22. Continua-se pressionando a amostra até que sua superfície apresente apenas riscos na direção de lixamento. Garantida tal aparência, troca-se a lixa para uma de maior granulometria e repete-se o processo girando a amostra 90° em relação à direção de lixamento anterior, até que os riscos na superfície estejam de acordo com a nova direção.

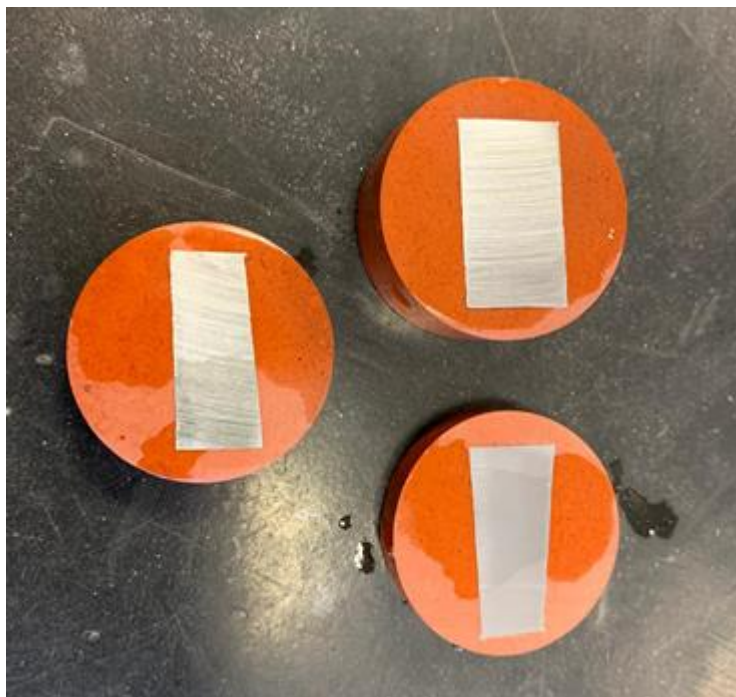


Figura 22: Lixamento de uma amostra

O lixamento foi realizado com gradativo aumento da granulometria das lixas, seguindo a sequência de 100P, 220P, 320P e 600P (Figura 23). A Figura 24 ilustra a aparência das amostras após o lixamento, sendo possível se observar as marcas de lixamento no sentido de menor dimensão da amostra.



Figura 23: Sequência de lixas



*Figura 24: Amostras sem recozimento após lixamento*

O polimento foi realizado em uma politriz, localizada na Sala de Polimento. O aparato é semelhante ao do lixamento, consiste em uma manta fixada em uma base giratória a uma frequência de 208 rpm que é constantemente irrigada com álcool.

O procedimento é similar ao lixamento, pressiona-se levemente a amostra contra a manta, só que no polimento, realiza-se movimentos giratórios em torno do próprio eixo da amostra. Continua-se o processo até que os riscos da superfície do metal gradualmente desapareçam. O polimento é realizado primeiramente em uma manta 3P recoberta com pasta de diamante METADI II de 3  $\mu\text{m}$ , da Buehler, e depois em uma manta 1P, recoberta com uma suspensão diamantada de 1  $\mu\text{m}$ , da Schneider Research. As mantas estão respectivamente à esquerda e à direita, na Figura 25.



*Figura 25: Mantas de polimento*

Uma vez que não seja mais possível se observar riscos superficiais e a amostra seja capaz de refletir uma imagem, como observado na Figura 26, verifica-se se há a presença de riscos em um microscópio óptico. Se a amostra estiver livre de riscos quando observada no microscópio, ela é seca e está pronta para prosseguir na preparação metalográfica.



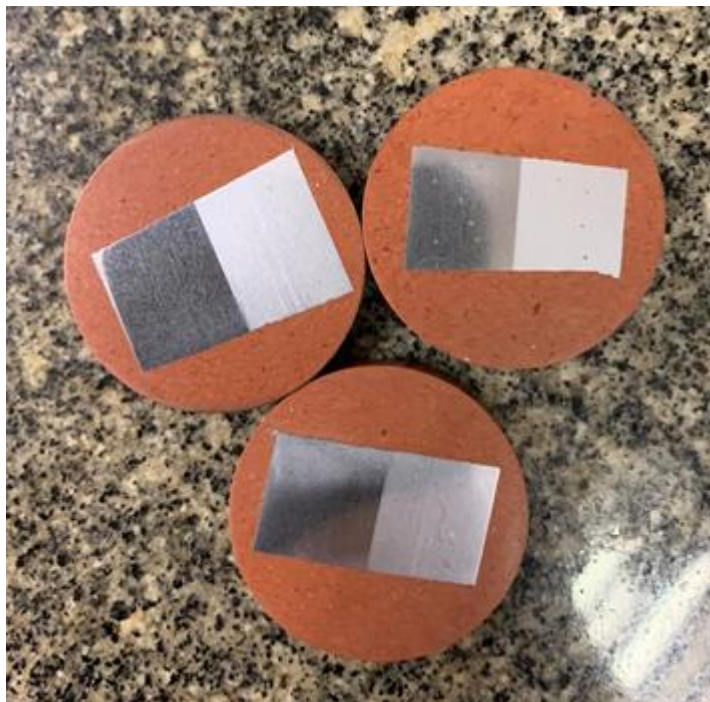
*Figura 26: Amostras sem recozimento após polimento*

### 2.8.3 Ataque metalográfico

Afim de se observar nitidamente a microestrutura das amostras no microscópio, realizou-se o ataque do metal com Nital 5% em meio alcoólico 95%. A amostra foi posta em contato com a solução que se encontrava em um vidro de relógio (Figura 27), até que a amostra se tornasse opaca, como na Figura 28. A superfície a ser analisada no microscópio é a cinza escura, referente à liga escolhida para o estudo.



*Figura 27: Solução Nital 5% em meio alcoólico 95%*



*Figura 28: Amostras sem recozimento após ataque*

## **2.9 Micrografias**

Um microscópio óptico BX60M, da Olympus, com uma câmera acoplada, localizado no Laboratório de Caracterização Microestrutural “Hubertus Colpaert”, no PMT, foi utilizado para tirar fotos das microestruturas (micrografias) das amostras previamente embutidas.



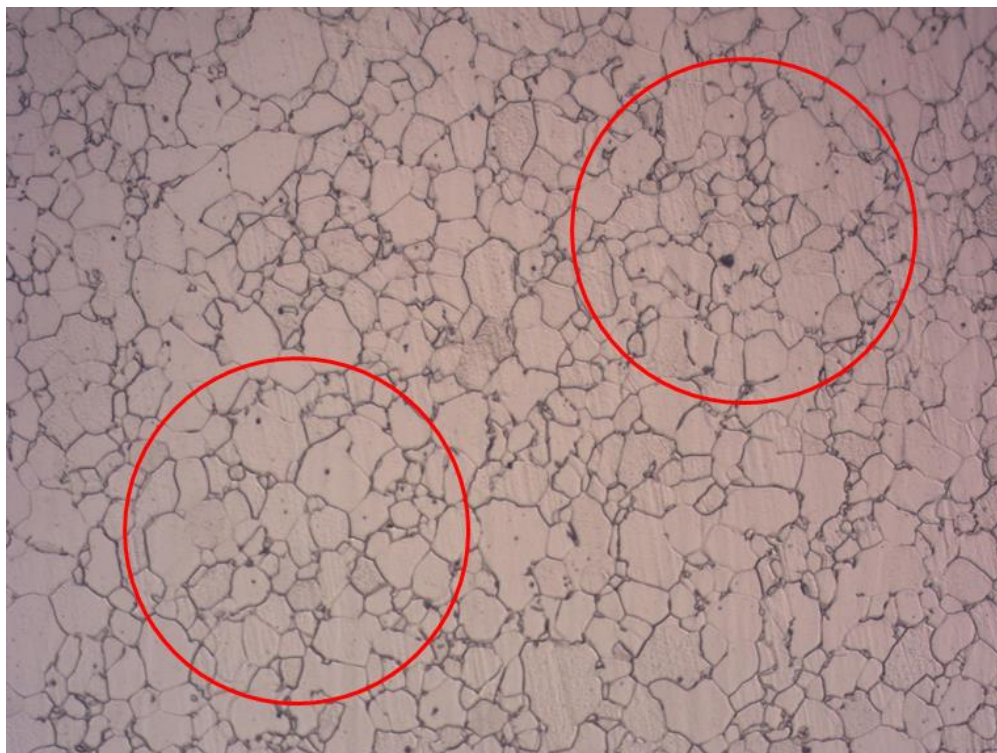
Figura 29: Microscópio óptico com câmera acoplada

As micrografias foram tiradas com aumentos de 50x, 100x, e 200x e os resultados podem ser observados no capítulo seguinte.

## 2.10 Cálculo do tamanho de grão

Para medida do tamanho de grão, utilizou-se o método de interceptos em linha de teste circular, conforme descrito na norma ASTM-E112.

Foram tiradas dez micrografias com aumento de 200x de diferentes regiões de cada uma das três amostras recozidas (1B, 2B e 3B) afim de se analisar o tamanho médio de grão de cada uma delas. Em cada uma das imagens, foram traçadas duas circunferências, uma no quadrante inferior esquerdo, e outra no quadrante superior direito, como se pode observar na Figura 30.



*Figura 30: Exemplo fora de escala das circunferências traçadas para a determinação do tamanho médio de grão*

Contou-se então quantos contornos de grão essas circunferências interceptaram. Um contorno que é limite de dois grãos é contado uma vez, se a circunferência passa em cima de um ponto triplo, conta-se um contorno e meio, e se passa por cima de um ponto quádruplo (encontro de dois pontos triplos), conta-se como três contornos.

Sabe-se que para a foto impressa da micrografia com um aumento de 200x, a circunferência real teria um comprimento real de 369,60  $\mu\text{m}$ .

O tamanho médio de grão de cada uma das amostras pode ser calculado então pela divisão do comprimento real da circunferência pela quantidade média de contornos de grão que foram interceptados pela circunferência.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 3.1 Dureza

O valor de cada teste de dureza e a da dureza média de cada uma das amostras estão dispostos na Tabela 6.

*Tabela 6: Teste de dureza por amostra*

Teste	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
1	20,00	18,00	18,00
2	19,50	17,50	18,00
3	20,50	17,50	20,00
4	19,50	18,00	18,00
5	20,50	19,00	19,00
6	19,50	17,00	19,00
7	19,00	19,00	19,00
8	18,50	19,00	19,00
9	18,00	15,00	20,00
10	17,00	16,50	20,00
Média	19,20	17,65	19,00

A Amostra 1, que sofreu o maior número de passes, apresenta média ligeiramente maior que a Amostra 3, que sofreu o segundo maior número de passes. É de se esperar que para uma maior deformação a dureza do material aumente, devido ao aumento da concentração de discordâncias, mas aqui essa relação não é explícita. A Amostra 2, que sofreu o menor número de passes, apresenta dureza média menor, mas esse fato pode ser explicado pelo efeito do abaulamento da peça, que tornou a superfície pouco retilínea para que o teste fosse feito corretamente, ficando a peça instável no momento da indentação e tornando o resultado enviesado.

#### 3.2 Micrografias

##### 3.2.1 Amostras não-recozidas

As amostras 1A, 2A e 3A, que foram apenas laminadas e não foram submetidas ao recozimento apresentam suas microestruturas deformadas na direção de laminação, como se pode observar nas imagens a seguir.

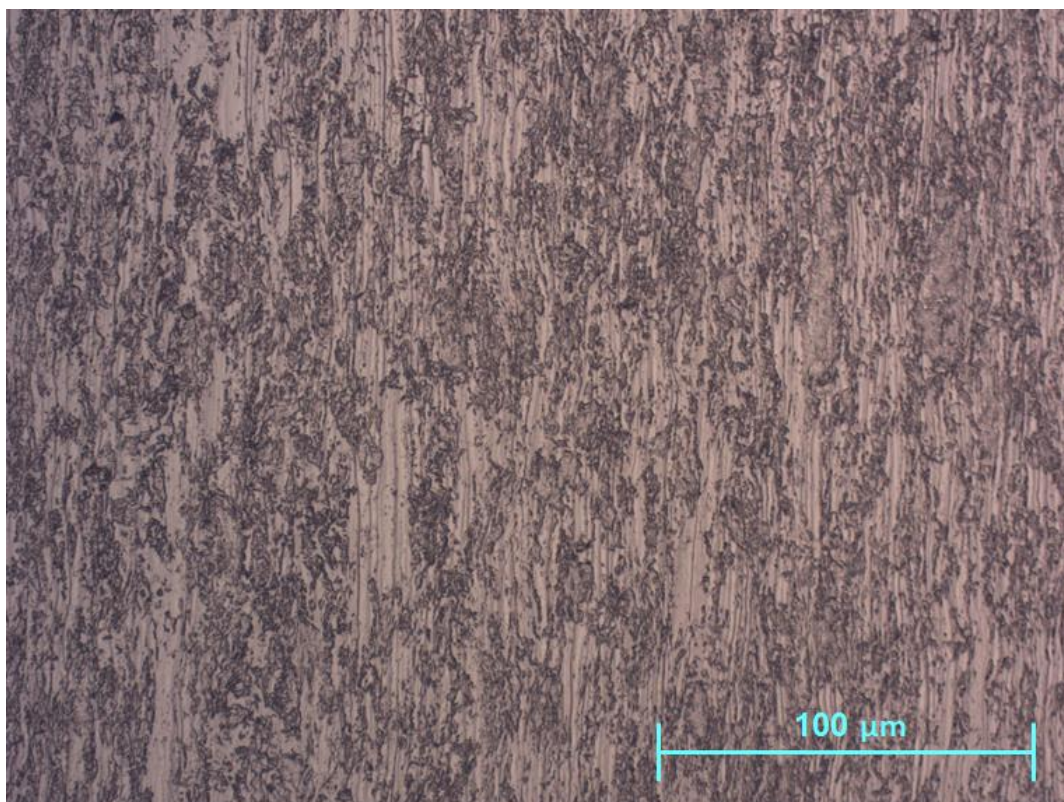


Figura 31: Amostra 1A com aumento de 50x

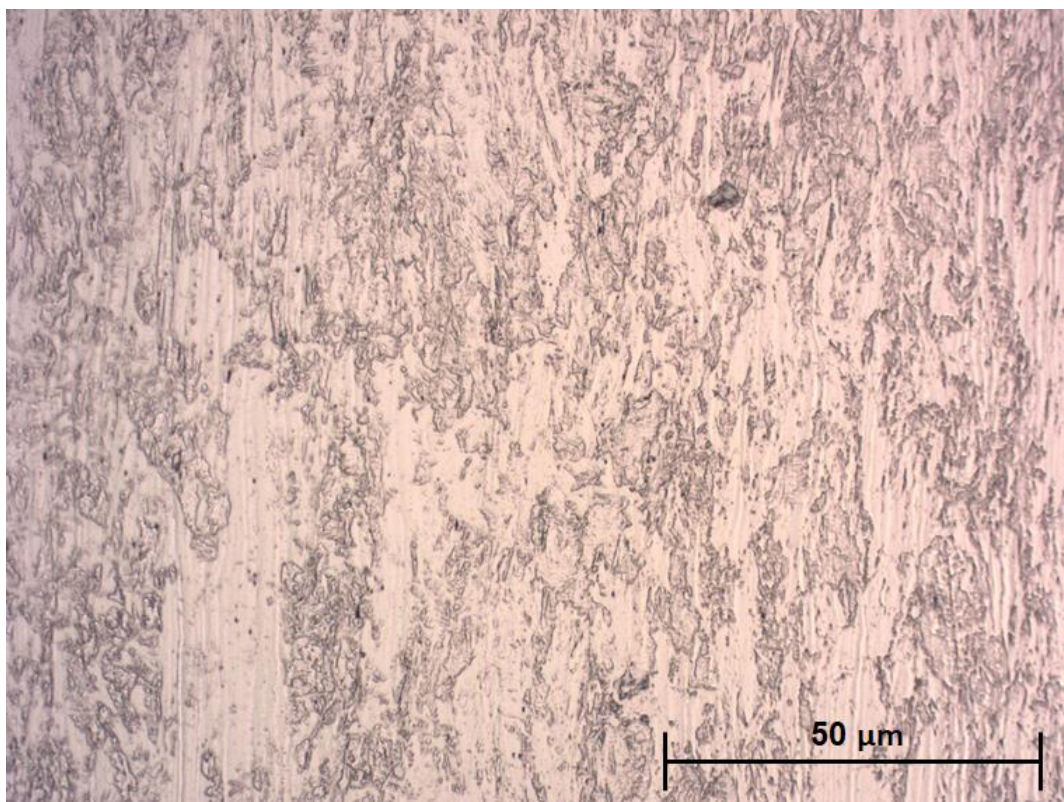


Figura 32: Amostra 1A com aumento de 100x

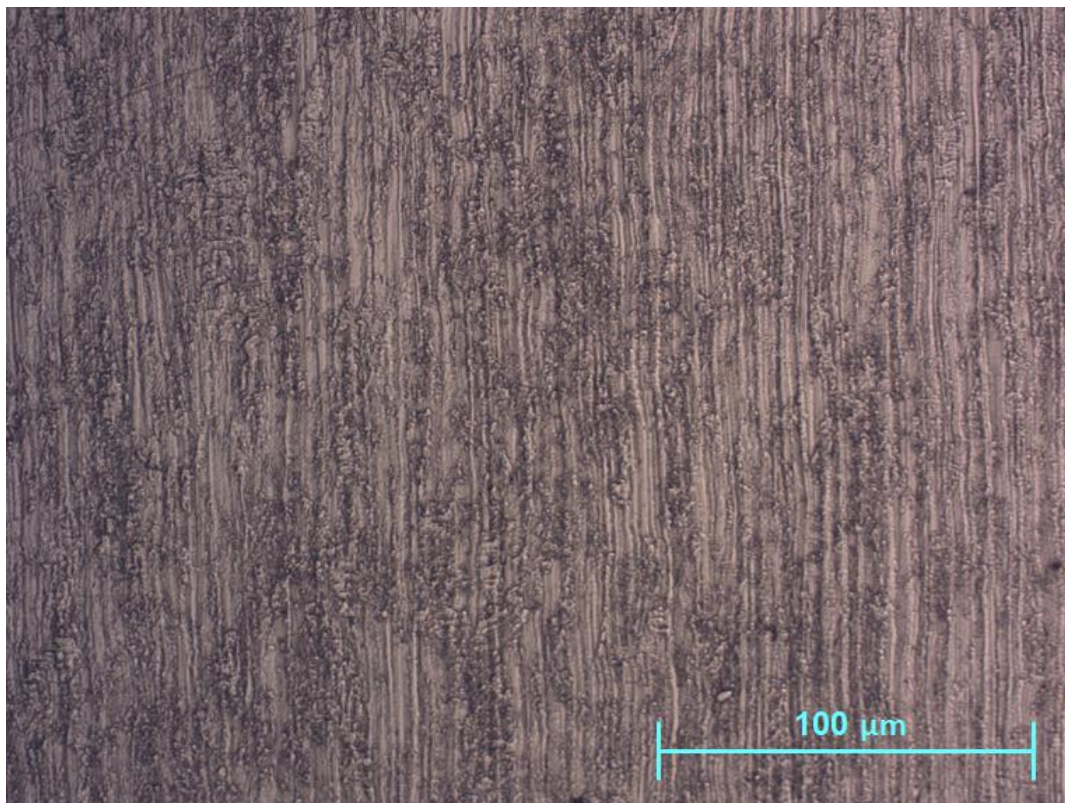


Figura 33: Amostra 2A com aumento de 50x

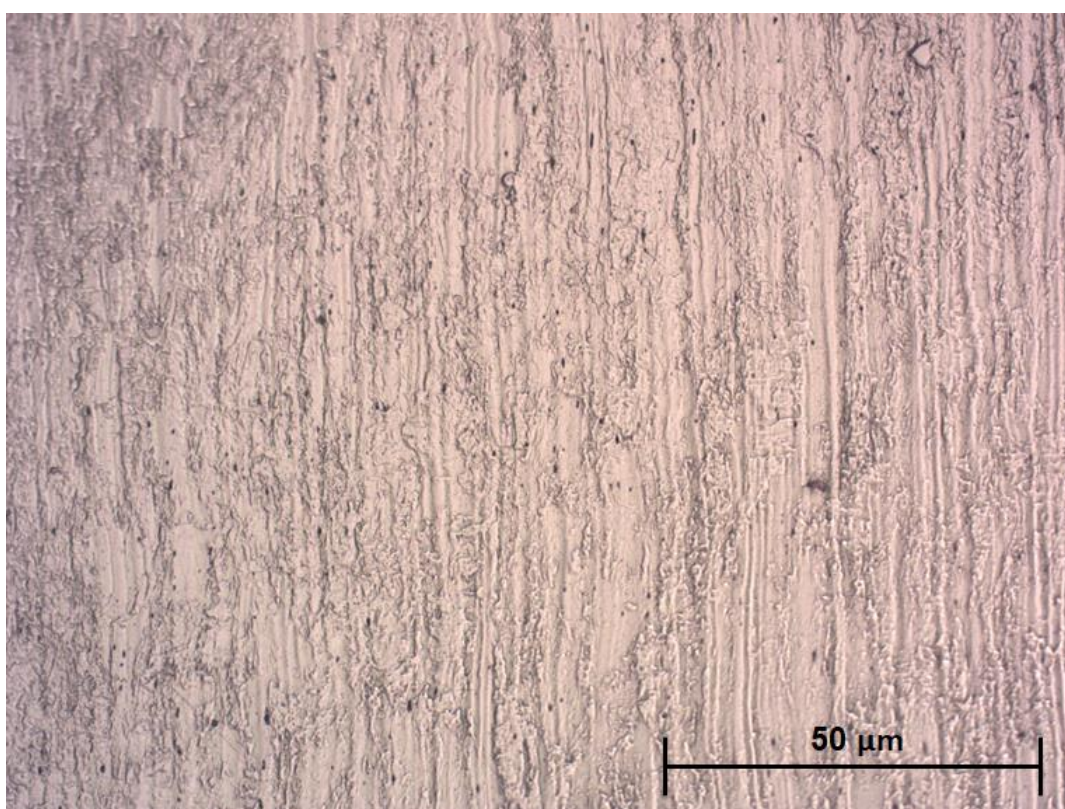


Figura 34: Amostra 2A com aumento de 100x

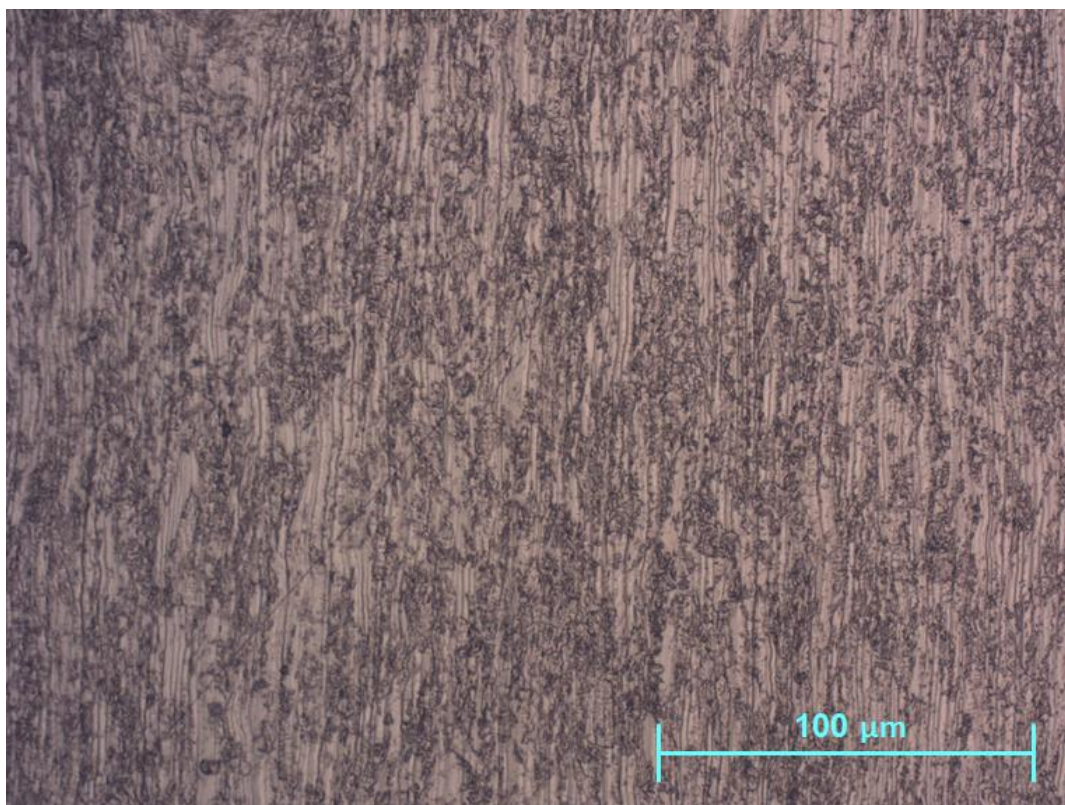


Figura 35: Amostra 3A com aumento de 50x

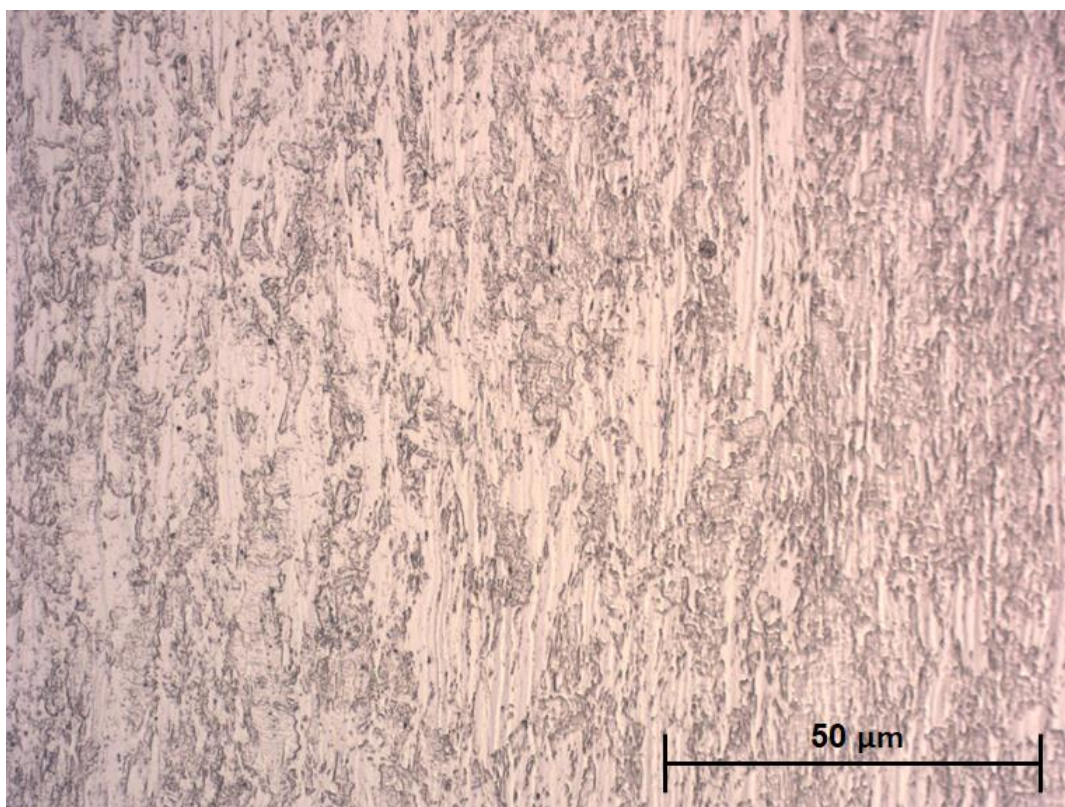


Figura 36: Amostra 3A com aumento de 100x

Não há nenhuma relação aparente entre o número de passadas e ao aspecto das microestruturas não-recozidas.

### 3.2.1 Amostras recozidas

As amostras 1B, 2B e 3B, que foram laminadas e posteriormente foram submetidas ao recozimento. As micrografias com aumento de 50x, 100x e 200x podem ser observadas a seguir.

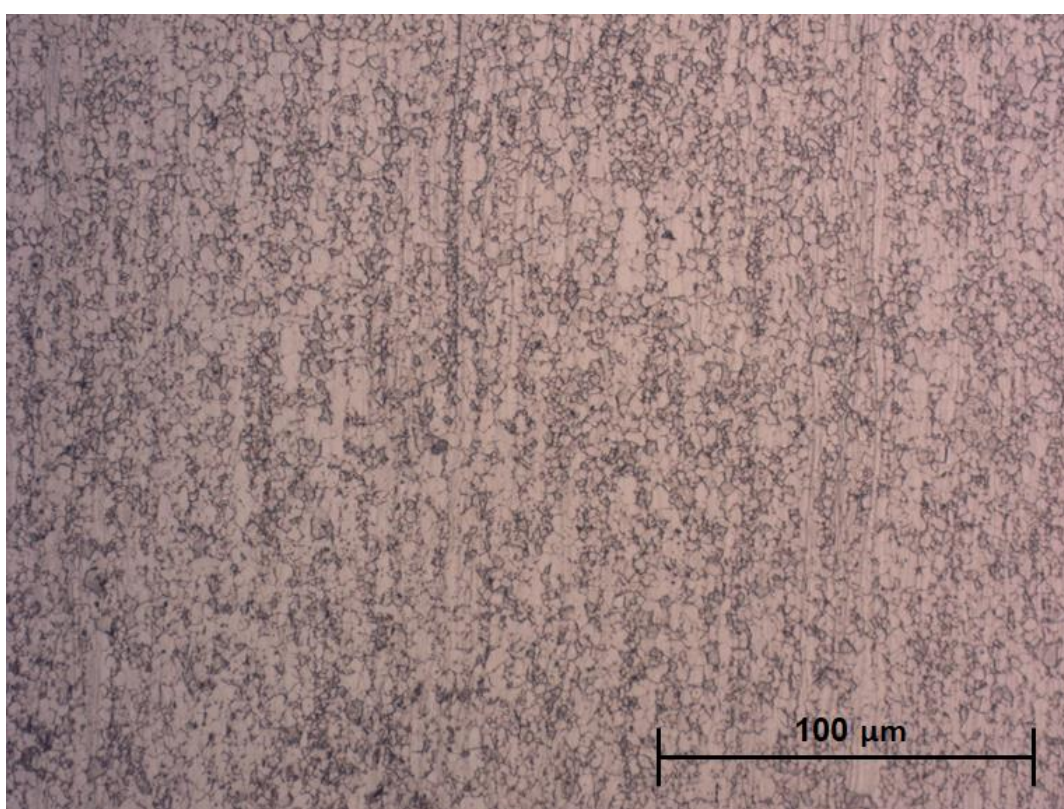
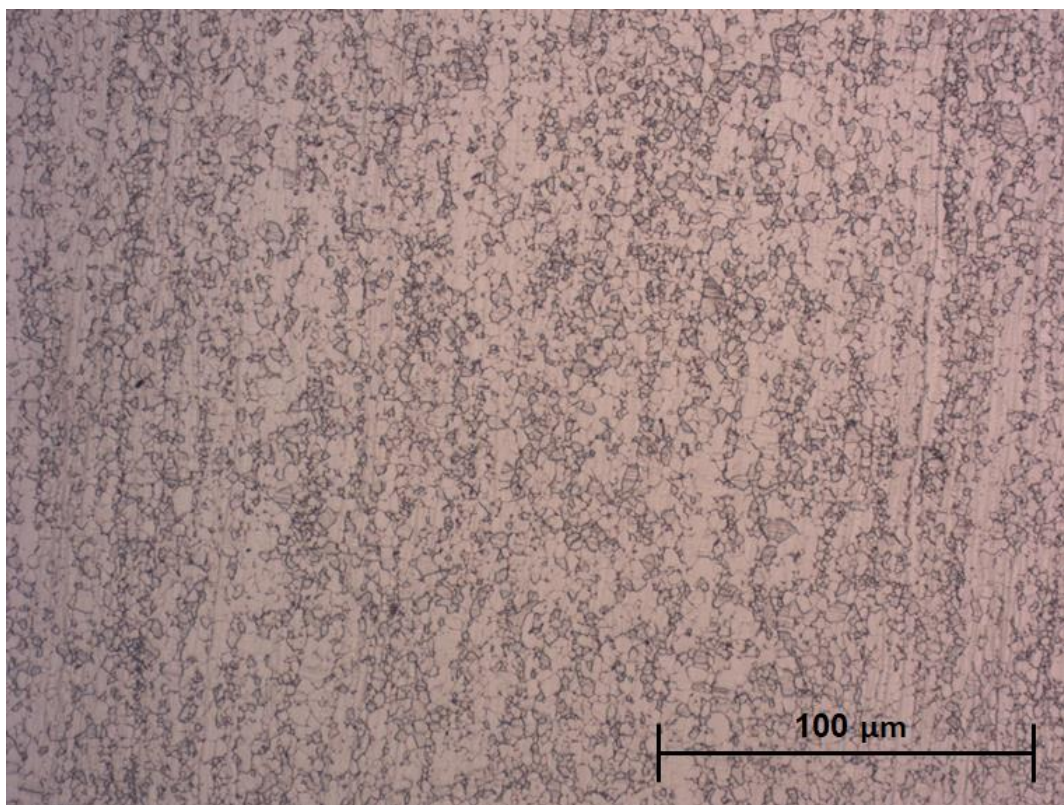
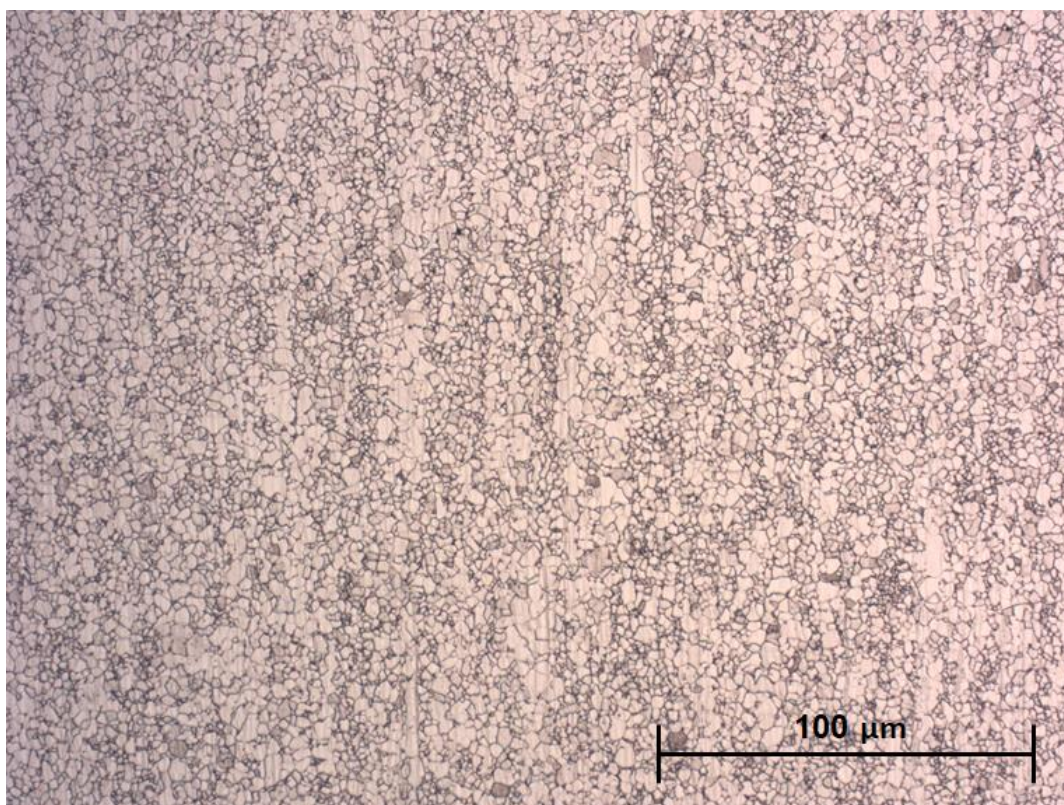


Figura 37: Amostra 1B com aumento de 50x



*Figura 38: Amostra 2B com aumento de 50x*



*Figura 39: Amostra 3B com aumento de 50x*

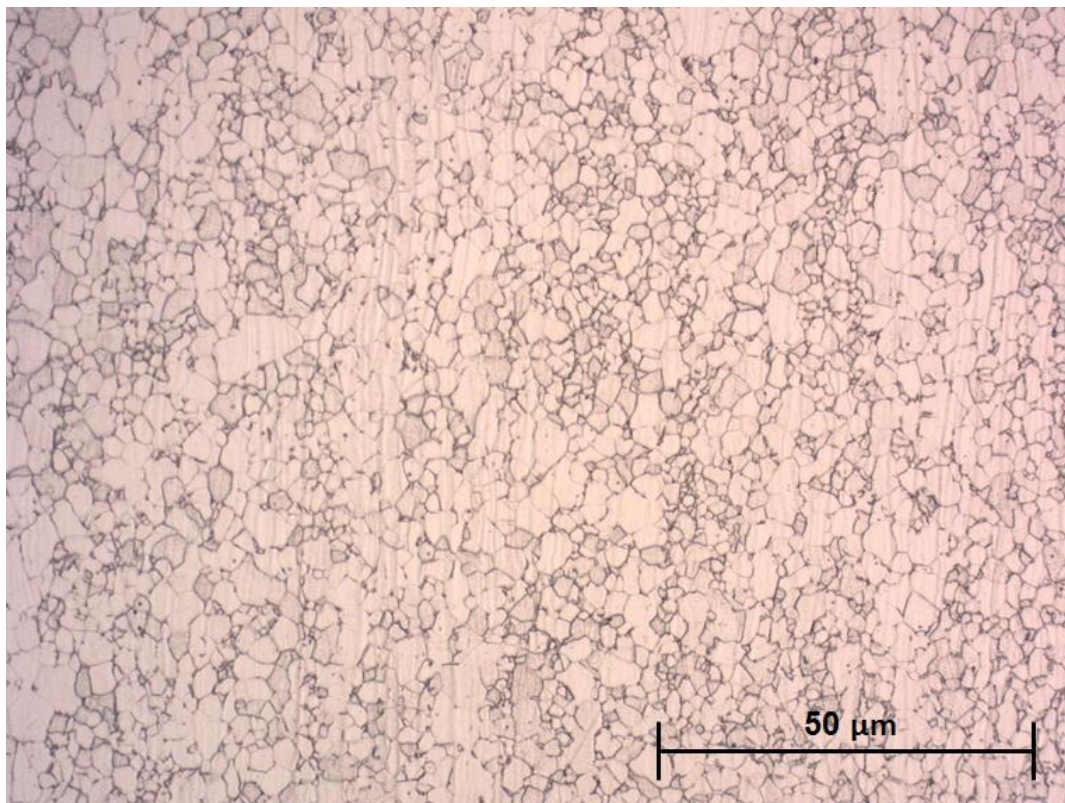


Figura 40: Amostra 1B com aumento de 100x

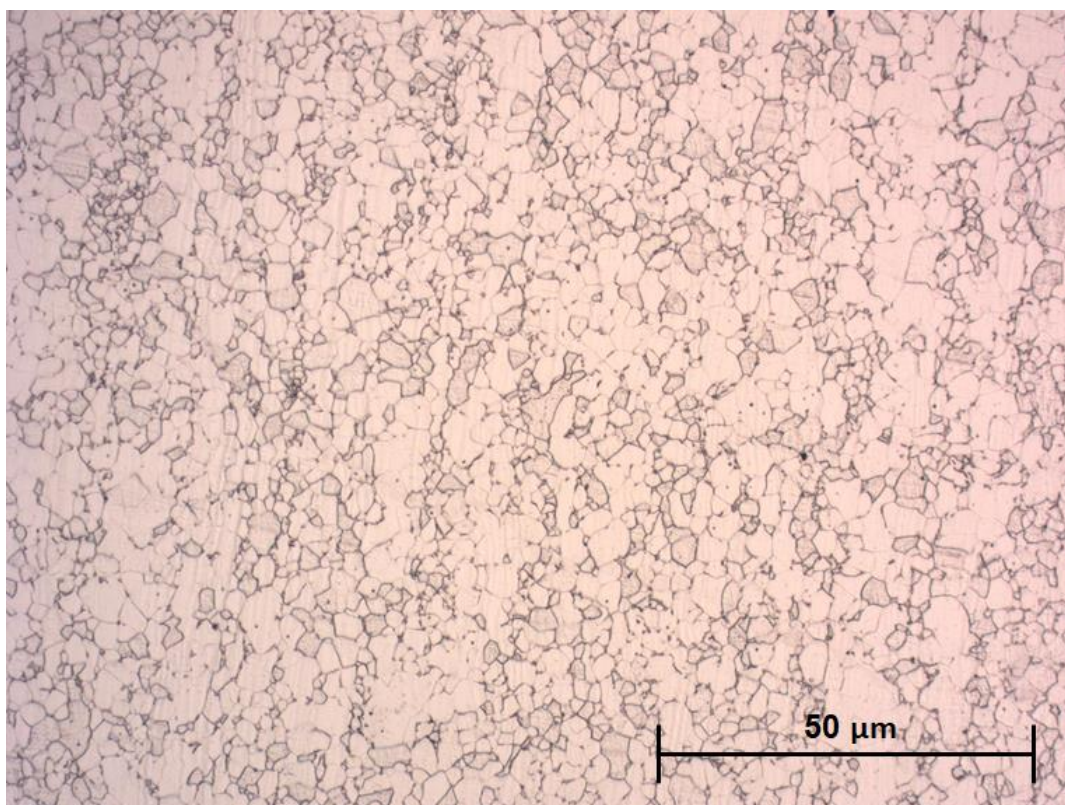


Figura 41: Amostra 2B com aumento de 100x

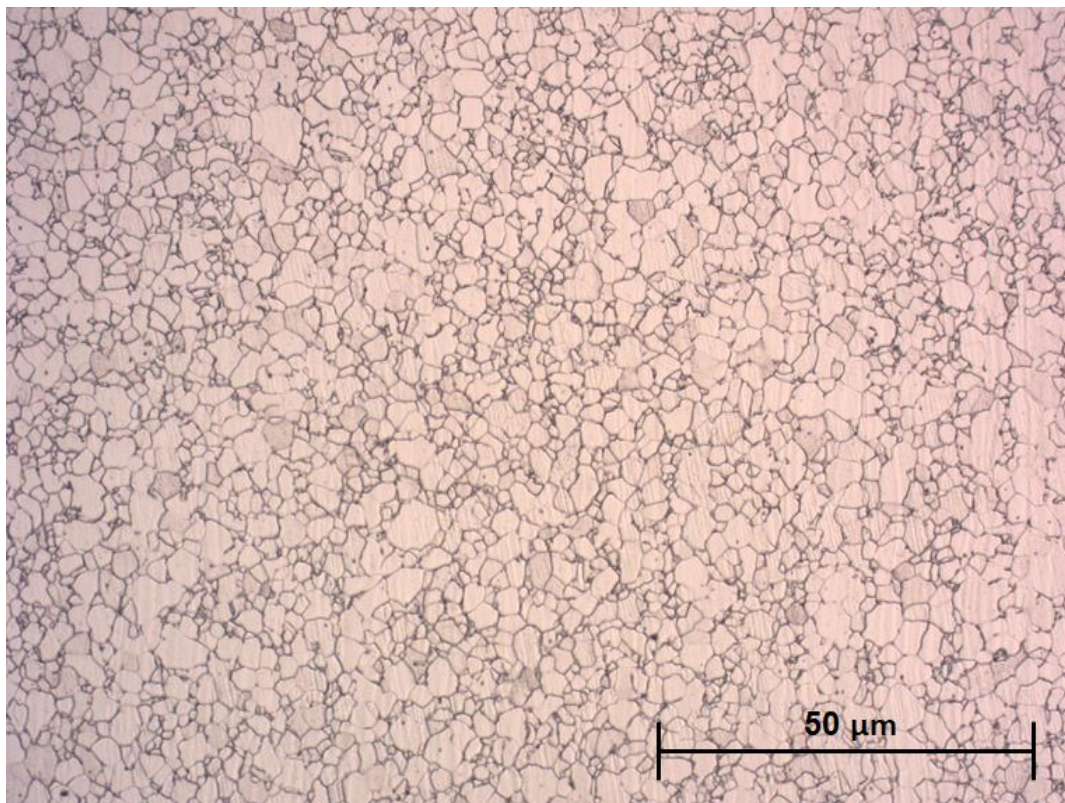


Figura 42: Amostra 3B com aumento de 100x

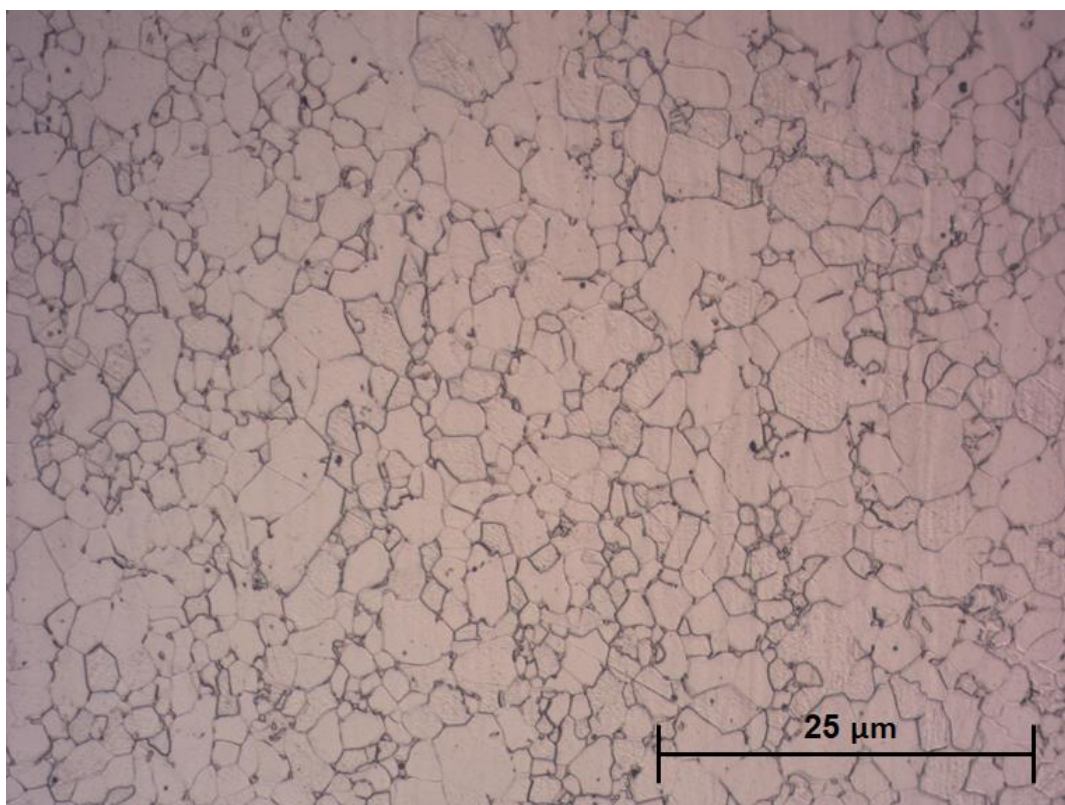


Figura 43: Amostra 1B com aumento de 200x

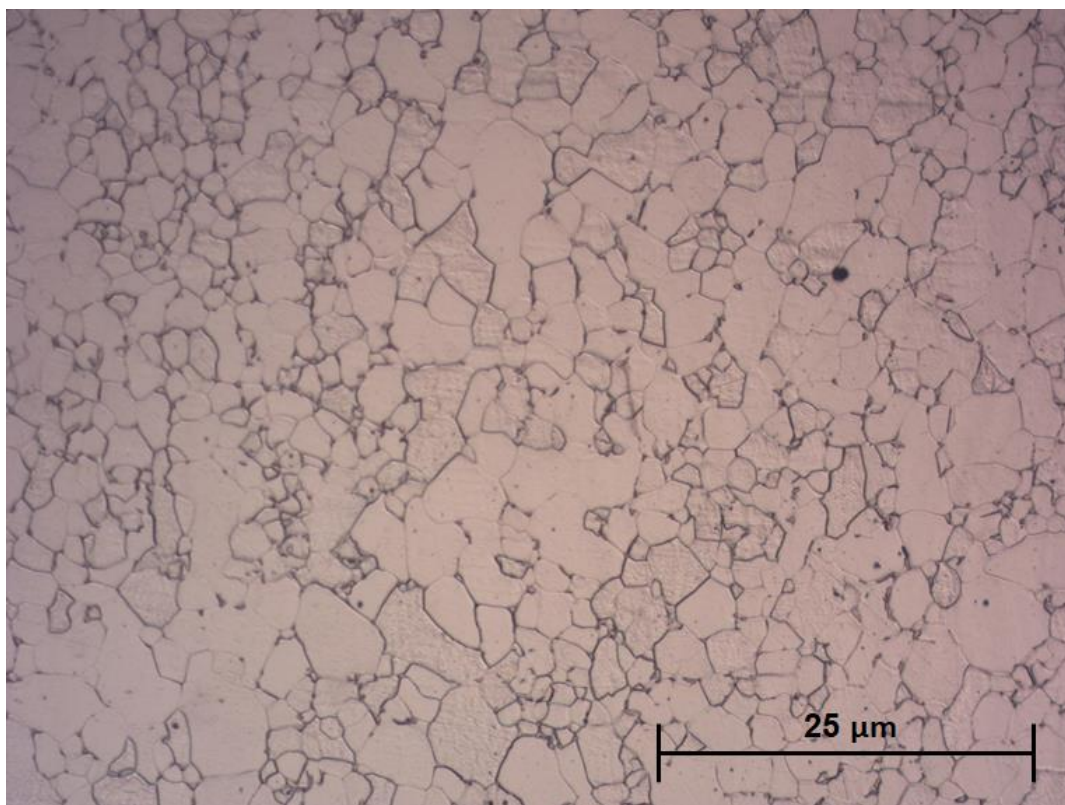


Figura 44: Amostra 2B com aumento de 200x

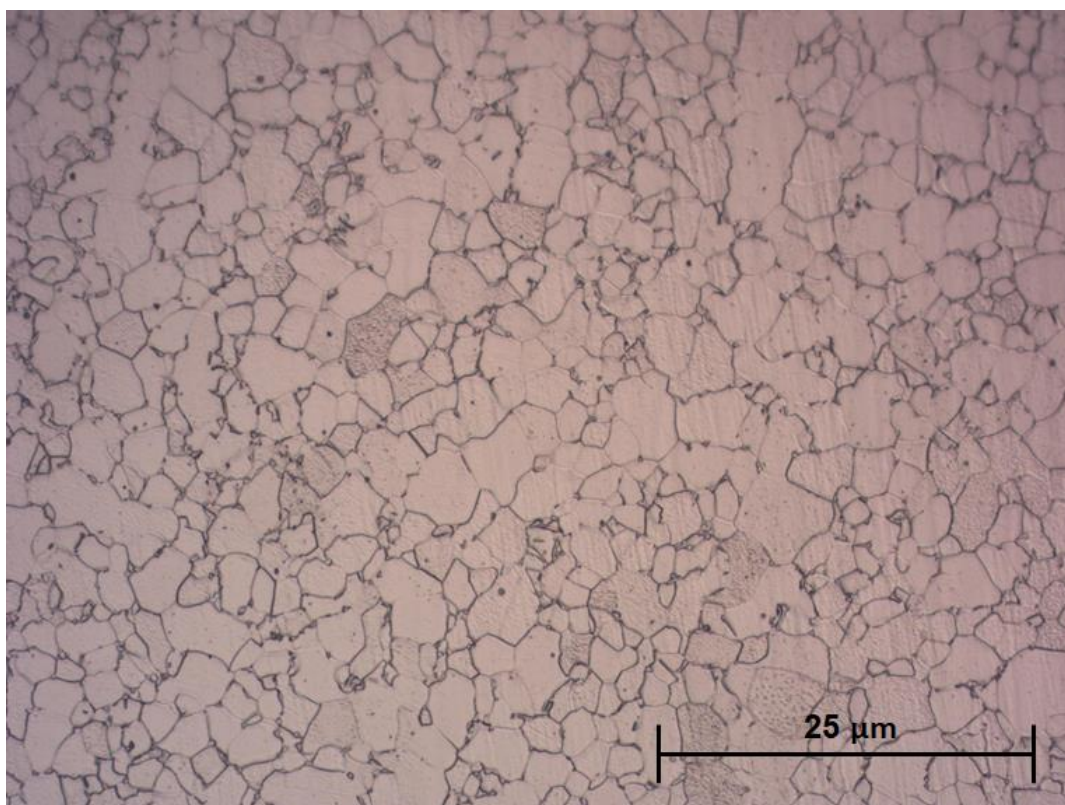


Figura 45: Amostra 3B com aumento de 200x

Ao se analisar as micrografias de menor aumento, é possível se observar regiões não homogêneas tanto na amostra 1B, de 24 passes, como na amostra 2B, de 16 passes, nas quais há grãos maiores que a média em meio a grãos menores. Ao se analisar as dez micrografias retiradas com aumento de 200x, é possível se observar que a amostra 2B, de 16 passes, é a que tem menor homogeneidade de tamanho de grãos, com muitas regiões com grãos muito grandes, em meio a grãos menores.

O método do intercepto, apresentado no capítulo anterior, resultou em um número de contornos de grão interceptados pelas circunferências traçadas, que estão dispostos na Tabela 7.

Tabela 7: Contagem de contornos de grão por micrografia por amostra

	Amostra 1B		Amostra 2B		Amostra 3B	
	QEI	QDS	QEI	QDS	QEI	QDS
Micrografia 1	40,00	46,00	33,00	38,00	43,00	40,50
Micrografia 2	41,50	40,50	47,50	30,50	48,00	36,00
Micrografia 3	50,00	36,00	43,50	37,00	44,00	33,00
Micrografia 4	42,50	38,00	30,00	27,00	40,00	37,50
Micrografia 5	50,50	37,00	40,00	40,00	43,00	31,50
Micrografia 6	48,00	43,50	37,00	38,50	40,00	37,50
Micrografia 7	37,00	44,50	45,00	45,00	44,00	36,00
Micrografia 8	45,00	43,00	32,00	31,00	39,00	39,50
Micrografia 9	42,50	36,50	38,50	36,00	40,50	34,00
Micrografia 10	38,00	41,00	42,50	41,00	43,50	38,00
Média	42,05		37,65		39,43	

Os tamanhos médios de grão por amostra, resultam da divisão do comprimento da circunferência pelo número de contornos, e estão dispostos na Tabela 8.

Tabela 8: Tamanho médio de grão por amostra recozida

	Diâmetro médio de grão ( $\mu\text{m}$ )
Amostra 1B	8,79
Amostra 2B	9,82
Amostra 3B	9,37

A relação entre o número de passadas e diâmetro médio de grão pode ser observada na Figura 46.

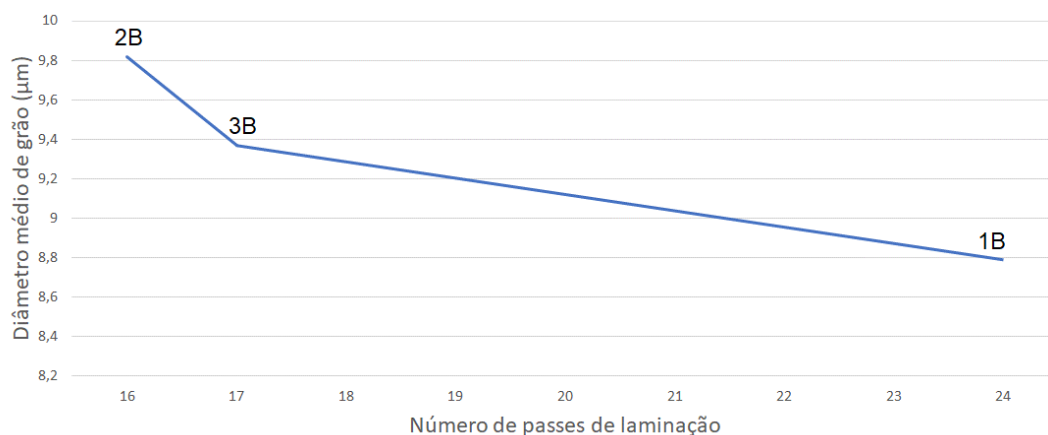


Figura 46: Relação entre número de passes e tamanho médio de grãos

Como não há amostras com uma progressão marginal do número de passes para uma mesma redução total de seção, não é possível se estabelecer a relação exata entre o número de passes e o diâmetro médio de grão. No entanto, é possível se observar que, com o aumento do número de passes, há um decréscimo não linear de tamanho de grão recristalizado.

Para uma análise mais precisa dessa relação, seria desejável se produzir amostra com uma mesma redução total, como foi feito no presente trabalho, mas contemplando também 18, 19, 20, 21, 22 e 23 passes.

Afim de garantir homogeneidade entre as amostras, seria interessante a laminação de todas as amostras em uma mesma laminadora, evitando assim possíveis efeitos dos cilindros laminadores na superfície das amostras. Além disso, o uso de uma laminadora mais precisa, que consiga realizar as reduções necessárias por passe, tornaria o resultado mais acurado.

## 4 BIBLIOGRAFIA

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. Disponível em: <<http://abal.org.br/aluminio/processos-de-producao/laminacao/>>. Acesso em: 10 jun. 2019.
- AKHIANI, H. et al. The origin of annealing texture in a cold-rolled Incoloy 800H/HT after different strain paths. **Materials Science and Engineering A**, v. 619, p. 334–344, 2014.
- BEVER, M. B.; HOLT, D. L.; TITCHENER, A. L. The stored energy of cold work. **Progress in Materials Science**, v. 17, p. 5-177, 1973.
- BHATTACHARJEE, P. P.; SAHA, S.; GATTI, J. R. Effect of change in strain path during cold rolling on the evolution of microstructure and texture in Al and Al-2.5%Mg. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 23, n. 2, p. 458–468, 2014.
- BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. *Conformação Plástica dos Metais*. 6ª Edição (Primeira digital). Campinas, 2011.
- COTTERILL, P.; MOULD, P. R. **Recrystallization and Grain Growth in Metals**. London, Surrey University, 1976. p. 5-29.
- DENG, C. et al. Texture evolution of high purity tantalum under different rolling paths. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 2, p. 462–469, 2014.
- DIETER, G. E., **Mechanical Metallurgy**. New York, McGraw-Hill, 3rd ed., 1986. p. 233.
- DOHERTY, R. D. et al. Current issues in recrystallization: A review. **Materials Science and Engineering A**, v. 238, n. 2, p. 219–274, 1997.
- DOHERTY, R. D. Nucleation. In: HAESSNER, F. *Recrystallization of Metallic Materials*. Stuttgart, Riederer Verlag, 1978. p. 23-61.
- GOLI, F.; JAMAATI, R. Effect of strain path during cold rolling on the microstructure, texture, and mechanical properties of AA2024 aluminum alloy. **Materials Research Express**, v. 6, n. 6, 2019.
- GONÇALVES, M. **Processamento termomecânico e evolução microestrutural de ligas de alumínio: aspectos da metalurgia física fundamental**. In: TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO. 2a ed., 2003, São Paulo. Workshop... São Paulo: EPUSP, p. 329-348.
- HANSEN, N. Deformation microstructures. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 27, n. 11, p.1447-1452, 1992
- HE, J. et al. Effect of rolling paths and pass reductions on the microstructure and texture evolutions of AZ31 sheet with an initial asymmetrical texture distribution. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 786, p. 394–408, 2019.

HUGHES, D. A. Deformation microstructures in refractory metals and alloys: past and present research. In: DALDER, E.N.C. et al. **Evolution of refractory metals and alloys**. Pittsburgh, TMS, 1993. p. 219-235

HULL, D.; BACON, D. G. **Introduction to Dislocations**. 3rd ed. Oxford, Pergamon Press, 1984. p. 175.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M., **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. Oxford, Pergamon, 1995. 497p.

KOOHBOR, B. On the influence of rolling path change on static recrystallization behavior of commercial purity aluminum. **International Journal of Material Forming**, v. 7, n. 1, p. 53–63, 2014.

KOSTER, U. Recrystallization involving a second phase. **Metal Science**, v. 8, n. 5, p. 151-160, 1974.

MAO, W. Recrystallization and grain growth. In: **HANDBOOK of Aluminum**, New York, Taylor & Francis, 2003. v. 1, p. 211-258.

MARTIN, J. W.; DOHERTY, R. D.; CANTOR, B. **Stability of Microstructure in Metallic Systems**. 2nd ed. Cambridge, Cambridge University, 1997. p. 183-218.

MATSUOKA, M. Y. **Guia Técnico do Alumínio**. Associação Brasileira de Alumínio. São Paulo. 1994.

MECKING, H.; KOCKS, U. F. Kinetics of flow and strain-hardening. **Acta Metallurgica**, v. 29, n. 11, p. 1865–1875, 1981.

MONLEVADE, E. F.; PINEDO, C. E.; GOLDENSTEIN, H. Morphological transition of martensite as related to ni content in a Fe-5%Ni/Fe-10%Ni diffusion couple. 66<sup>th</sup> ABM Congress, p. 1805-1813, 2011.

PADILHA, A. F.; SICILIANO, Jr. F., Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3rd ed. São Paulo, ABM, 2005. 232p.

PAN, S. et al. Tailoring the texture and mechanical anisotropy of a Mg-2Zn-2Gd plate by varying the rolling path. **Materials Science and Engineering A**, v. 653, p. 93–98, 2016.

RADHAKRISHNAN, B.; SARMA, G. B.; ZACHARIA, T. Modeling the kinetics and microstructural evolution during static recrystallization - Monte Carlo simulation of recrystallization. **Acta Materialia**, v. 46, n. 12, p. 4415–4433, 1998.

REED-HILL, R. E. **Physical Metallurgy Principles**. 3rd ed. New York London, Van Nostrand Reinhold, 1994. p. 227-271

SUWAS S., RAY R. K. Crystallographic Texture of Materials. Engineering Materials and Processes. Springer, London. 2014.