

**Matheus Tavares Vasques**

**Proposta de cálculo do Módulo de Young a partir de dados da textura  
cristalográfica de uma liga Ti-52%Nb fabricada por manufatura aditiva**

Trabalho de formatura apresentado na Escola  
Politécnica da Universidade de São Paulo.

Departamento de Engenharia metalúrgica e de  
materiais.

Orientador: Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf

Coorientador: Prof. Willy Ank de Moraes

São Paulo

2022

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.

### Catálogo-na- publicação

Vasques, Matheus

Proposta de cálculo do módulo de Young a partir de dados da textura cristalográfica de uma liga Ti-52%Nb fabricada por manufatura aditiva. / M. Vasques -- São Paulo, 2022.

60 p.

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

1.Módulo de Young 2.Textura cristalográfica 3.Manufatura aditiva 4.Stress Shielding 5.Relação entre textura e propriedade I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

## **Agradecimentos**

Primeiramente, gostaria de agradecer ao meu orientador, Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf, por todo o apoio, orientação e ensinamentos durante o desenvolvimento deste trabalho.

Quero agradecer também ao meu coorientador, Prof. Willy Ank de Moraes, pela ajuda no desenvolvimento do trabalho e orientação tanto acadêmica quanto profissional.

Agradeço a todos os meus professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP (PMT), por todo apoio e ensinamentos ao longo da graduação. Agradeço também a toda a equipe de funcionários do departamento, por garantirem o funcionamento, a limpeza e a boa convivência do departamento, não só a mim, mas também a todos os alunos do PMT.

Gostaria também de agradecer ao meu colega do departamento, Rafael de Moura Nobre, pelo auxílio no início desse trabalho, fornecendo não só os dados de suas amostras, mas também me auxiliando no entendimento dos conceitos técnicos envolvidos na manufatura aditiva.

Quero agradecer a minha família, em especial à minha mãe, Regina Célia da Silva Tavares, à minha avó, Delfina da Silva Tavares, e ao meu falecido avô, João Antônio da Silva Tavares, pelo apoio e motivação durante toda minha vida.

Agradeço também a todos os meus colegas de turma e aos meus amigos mais próximos, por todo o apoio nesses últimos anos, tanto em assuntos acadêmicos quanto pessoais.

Por fim, gostaria de agradecer ao SENAI, à FAPESP, à EMBRAPPII, à AACD e ao IPT por todo o apoio técnico e financeiro fornecido ao professor Landgraf, possibilitando a execução deste trabalho.

## Resumo

A remodelação óssea proximal adaptativa (*Stress Shielding*) é um problema comum no uso de implantes ortopédicos, podendo levar a perda óssea devido a diferença entre o módulo de Young do osso e o do metal do implante. A liga Ti-52Nb, utilizada neste trabalho, se mostra uma boa opção para esta aplicação, uma vez que apresenta boa resistência à corrosão e a fadiga, é um material com boa biocompatibilidade e apresenta um módulo de Young menor às demais opções. A possibilidade de uso da manufatura aditiva para fabricação de implantes, por meio do processo de fusão em leito de pó a Laser, quando aliado a certos parâmetros de processo, garante a formação de forte textura no material. As propriedades mecânicas, como o módulo de Young, são muito suscetíveis à textura do material, possibilitando um controle muito maior destas propriedades no processo de fabricação. Os resultados obtidos das amostras mostram que houve a formação de forte textura nas amostras utilizando-se a estratégia de varredura do tipo *chess board* sendo possível, mediante o modelo de cálculo proposto, estimar estes valores do módulo de Young a partir dos dados de textura do EBSD. O modelo de cálculo proposto para um policristal foi bem consistente, tendo pequenas variações (de no máximo 2%) entre os valores obtidos pelas médias Voigt, Reuss e Hill, além de ser observado uma tendência de maior texturização em amostras que foram submetidas a maiores potências e velocidades de varredura do laser. Um modelo de simulação de um bicristal, cada um com uma orientação, utilizando o software Abaqus foi construído para validar a hipótese adotada no modelo de cálculo de que o contato dos grãos vizinhos não causam grande influência no resultado do módulo e foi observado que a tensão e a deformação do cristal se altera levemente nas proximidades do contorno de grão, indicando uma baixa influência dos grãos vizinhos.

**Palavras chaves:** Módulo de Young, Stress Shielding, Relação Estrutura-Propriedade, Textura, EBSD

## Abstract

The Stress Shielding is an ordinary problem in the usage of orthopedic implants, which can lead to bone loss due to the difference between the Young module of the bone and the implant. The Ti-52Nb alloy studied is an appropriate option for this application, once presents a high corrosion resistance, biocompatibility and have a Young module lower than other options. The usage of additive manufacturing fabrication for the implants, by laser powder bed fusion method, allied with certain processes parameters, allows the formation of strong texture on the material. Mechanical properties, like Young module, are very sensitive to material's texture, allowing a much more precise control of these properties during the fabrication process. The results shows that occurred the formation of strong texture on the samples manufactured by the chess board strategy, been possible (by the calculus model proposed) to estimate the value of the Young module using the EBSD texture data. The calculus model proposed for a polycrystal is very consistent, having a little deviation (maximum of 2%) between the values obtained by the Voigt, Reuss and Hill averages, besides being observed a tendency of greater texture in samples with higher potency and laser scanning speed. A simulation model of a bicrystal, each one with a orientation, using Abaqus software was created to validate a hypothesis assumed in the calculus model, that is the neighbor grains contact do not interfere severely in the result Young module and was observed that the strain and stress has a slight alteration close to the grain boundary, indicating a low influence of the neighbor grains.

**Key words:** Young module, Stress Shielding, Estructure-Properties relationship, Texture, EBSD.

## Lista de Figuras

<b>Figura 1</b> - Radiografias de pacientes que sofreram diferentes níveis de perda óssea devido ao uso de implantes. (a) ausência de stress shielding;(b) stress shielding leve;(c) stress shielding moderado (d) stress shielding grave. Fonte: adaptado [11] .....	15
<b>Figura 2</b> – Diagrama de fases do sistema TiNb. Fonte: [14].....	17
<b>Figura 3</b> - Variação do módulo de Young (E) de um monocristal de ferro conforme a direção do cristal(linha cheia indica os valores para cada direção e a linha pontilhada indica o valor de 210 GPa para o caso de material isotrópico). Fonte: [7].....	20
<b>Figura 4</b> – Desenho esquemático de um processo de FLPL. Fonte [5] .....	21
<b>Figura 5</b> – Ilustração de três estratégias de varredura empregadas no método LPBF. a) Estratégia Chess Board ou XY-Scan; b) Estratégia X-Scan; c) estratégia Rot-Scan. Fonte: autor .....	22
<b>Figura 6</b> - Ilustração de crescimento epitaxial numa poça de fusão. Fonte [20] .....	23
<b>Figura 7</b> - Esquema das poças de fusão e direções dos vetores de gradiente térmico ( $G_i$ ) e crescimento epitaxial ( $D_i$ ), onde $i$ corresponde à camada, para cada uma das estratégias de varredura X-Scan, XY-Scan e Rot-Scan. Fonte:[6] .....	23
<b>Figura 8</b> - Figuras de polo inversa de amostras de Ni-25 at.%Mo produzidas com as estratégias de varredura X-Scan, XY-Scan e Rot-Scan. Fonte: [6] .....	24
<b>Figura 9</b> - Ilustração do feixe de elétrons incidentes em uma amostra destacando os elétrons retroespalhados. Fonte: [21].....	25
<b>Figura 10</b> - Montagem do equipamento e análise das linhas de kikuchi. Fonte: adaptado [21] .....	25
<b>Figura 11</b> - Interpretação do MO criado pelo EBSD. Fonte: [21] .....	26
<b>Figura 12</b> – Ilustração de rotação de um ângulo $\varphi_1$ no eixo Z, rotacionando o sistema (X,Y,Z) para o sistema (X <sub>1</sub> ,Y <sub>1</sub> ,Z) .....	27
<b>Figura 13</b> - Ilustração de rotação de um ângulo $\phi$ no eixo X <sub>1</sub> , rotacionando o sistema (X <sub>1</sub> ,Y <sub>1</sub> ,Z) para o sistema (X <sub>1</sub> ,Y <sub>2</sub> ,Z <sub>1</sub> ) .....	27
<b>Figura 14</b> - Ilustração de rotação de um ângulo $\varphi_2$ no eixo Z <sub>1</sub> , rotacionando o sistema (X <sub>1</sub> ,Y <sub>2</sub> ,Z <sub>1</sub> ) para o sistema (X <sub>2</sub> ,Y <sub>3</sub> ,Z <sub>1</sub> ).....	28
<b>Figura 15</b> – Notação simplificadora de Voigt. Fonte: [21] .....	29
<b>Figura 16</b> – Ilustração da estratégia de varredura empregada nas amostras, destacando as ilhas com diferentes direções de varredura e o shift entre a camada N e N+1. Fonte: [24] .....	33
<b>Figura 17</b> – Peças de Ti-52%Nb fabricadas por FLPL utilizando estratégia ChessBoard com shift. Fonte: [24] .....	34
<b>Figura 18</b> - Obtenção das constantes de rigidez para a liga Ti-52Nb por meio de extrapolação matemática dos dados encontrados por Gutiérrez Moreno et al. Fonte dos gráficos: [21] .....	35
<b>Figura 19</b> – Geometria do modelo do bicristal vertical. O cristal inferior possui a orientação <100> e o cristal superior possui a orientação <110> .....	37

<b>Figura 20</b> - Geometria do modelo do bicristal horizontal. O cristal da esquerda possui a orientação <100> e o cristal direita possui a orientação <110> .....	38
<b>Figura 21</b> – Criando a parte do bicristal com direção <100> no software Abaqus .....	38
<b>Figura 22</b> – Desenhando a geometria lateral da parte no software Abaqus....	39
<b>Figura 23</b> - Determinando a espessura da peça criada no modelo do software Abaqus .....	39
<b>Figura 24</b> – Criação da instância para a construção do bicristal no software Abaqus. ....	40
<b>Figura 25</b> – Cubos transladados para formar o modelo do bicristal vertical no software Abaqus.....	40
<b>Figura 26</b> - Cubos transladados para formar o modelo do bicristal horizontal no software Abaqus.....	41
<b>Figura 27</b> – Criação das propriedades do material no software Abaqus .....	41
<b>Figura 28</b> – Definição do tipo da propriedade elástica como anisotrópica e suas constantes de rigidez .....	42
<b>Figura 29</b> – Criação da sessão com a propriedade elástica anisotrópica no software Abaqus.....	43
<b>Figura 30</b> – Atribuição da sessão para cada geometria criada no Abaqus.....	43
<b>Figura 31</b> – Atribuição de orientação para cada cristal no Abaqus.....	44
<b>Figura 32</b> – Criação de instância de força no Abaqus .....	44
<b>Figura 33</b> – Definição da direção e magnitude do vetor força aplicado no modelo do Abaqus. Atribuiu-se uma força de 5 N nas superfícies superior e inferior de ambos os modelos de bicristal. ....	45
<b>Figura 34</b> – Criação da instância para a condição de contorno no Abaqus.....	45
<b>Figura 35</b> – Definição da condição de contorno do bicristal vertical no Abaqus .....	46
<b>Figura 36</b> – Definição da condição de contorno do bicristal horizontal no Abaqus .....	46
<b>Figura 37</b> – Ilustração da aplicação de carga e condição de contorno no modelo do bicristal vertical no Abaqus .....	47
<b>Figura 38</b> - Ilustração da aplicação de carga e condição de contorno no modelo do bicristal horizontal no Abaqus.....	47
<b>Figura 39</b> – Atribuição do Mesh a cada parte do modelo no Abaqus .....	48
<b>Figura 40</b> - Diagrama de Potência (W) x Velocidade (mm/s) contendo os histogramas de distribuição de módulos de Young calculados para cada uma das nove amostras .....	49
<b>Figura 41</b> – Variação do indicador $P_{\langle 100 \rangle}$ medido ao longo da direção de varredura (x-direction) em função da velocidade de varredura (grau 1 a 5). A linha pontilhada refere-se ao mesmo material com orientação cristalina aleatória. Fonte: [26] .....	50
<b>Figura 42</b> - Mapa de cores para a Tensão (MPa) no caso do Bicristal na Vertical sob esforço de Tração (5N).....	51
<b>Figura 43</b> - Mapa de cores para a Deformação no caso do Bicristal na Vertical sob esforço de Tração (5N).....	51

<b>Figura 44</b> - Gráfico da Tensão (MPa) ao longo da posição relativa $y/L$ para o modelo do bicristal vertical sob tração. A seta presente na representação do bicristal indica a região de análise das tensões. ....	52
<b>Figura 45</b> - Gráfico da Deformação ao longo da posição relativa $y/L$ para o modelo do bicristal vertical sob tração. A seta presente na representação do bicristal indica a região de análise das deformações. ....	53
<b>Figura 46</b> - Gráficos de Tensão e deformação normalizados ao longo da posição $y/L$ para um modelo feito através de uma simulação em elementos finitos de um bicristal na vertical sob esforço de tração na direção $y$ . O cristal inferior tem orientação $\langle 100 \rangle$ e o cristal superior tem orientação $\langle 110 \rangle$ . Dados retirados de uma liga de aço inoxidável 316. Fonte [28] .....	54
<b>Figura 47</b> - Mapa de cores para a Tensão (MPa) no caso do Bicristal na Horizontal sob esforço de Tração (5N).....	56
<b>Figura 48</b> - Mapa de cores para a Deformação no caso do Bicristal na Horizontal sob esforço de Tração.....	56
<b>Figura 49</b> - Gráfico da Tensão (MPa) ao longo da posição relativa $x/W$ para o modelo do bicristal horizontal sob tração. A seta presente na representação do bicristal indica a região de análise das tensões. ....	57
<b>Figura 50</b> - Gráfico da Deformação ao longo da posição relativa $x/W$ para o modelo do bicristal horizontal sob tração. A seta presente na representação do bicristal indica a região de análise das deformações .....	57

## Lista de Tabelas

<b>Tabela 1</b> - Principais metais e ligas usados como biomateriais e suas aplicações. Fonte: [2] .....	16
<b>Tabela 2</b> - Correlação das constantes de rigidez para algumas estruturas cristalinas. Fonte:[21] .....	30
<b>Tabela 3</b> - Composição química do pó da liga Ti-52%Nb. Fonte [24] .....	32
<b>Tabela 4</b> – Distribuição granulométrica do pó da liga Ti-52%Nb. Fonte [24] ...	32
<b>Tabela 5</b> – Identificação de cada amostra, bem como seus parâmetros de Potência (W) e Velocidade de varredura (mm/s) e Densidade de energia calculada (J/mm <sup>3</sup> ). Fonte [24].....	33
<b>Tabela 6</b> - Exemplo de dados dos ângulos de Euler retirados do EBSD (Phi1, Phi e Phi2), cálculos das direções [uvw], cossenos diretores (n1,n2 e n3) e módulo de Young (E em GPa) para a amostra de potência 300W e velocidade de varredura 1400mm/s. Fonte: autor .....	35
<b>Tabela 7</b> – Lista de grandezas e suas respectivas unidades para cada sistema de unidades dentro do software Abaqus. Fonte: adaptado [27] .....	37
<b>Tabela 8</b> - Correlação entre as constantes $D_{ijkl}$ do software Abaqus e as constantes $C_{ij}$ da literatura .....	42
<b>Tabela 9</b> - Tabela contendo os resultados, para cada uma das nove amostras, das médias de Voigt, Reuss e Hill do módulo de Young (E), porcentagem de texturização para cada direção e densidade de energia .....	49
<b>Tabela 10</b> - Tabela com os dados de tensão (MPa), deformação, posição relativa e Módulo de Young (GPa) para o modelo do bicristal vertical sob tração. Abaixo da tabela estão descritos os valores médios do Módulo de Young (GPa) de um bicristal para as médias calculadas de Voigt, Reuss e Hill (propostas nesse trabalho) e a média computada no software pelo método de elementos finitos (FEM). Nos quadrados ao lado da tabela estão descritos os valores do Módulo de Young (GPa) para o caso de um monocristal nas direções <100> e <110>. ....	55
<b>Tabela 11</b> - Tabela com os dados de tensão (MPa), deformação, posição relativa e Módulo de Young (GPa) para o modelo do bicristal horizontal sob tração. Abaixo da tabela estão descritos os valores médios do Módulo de Young (GPa) de um bicristal para as médias calculadas de Voigt, Reuss e Hill (propostas nesse trabalho) e a média computada no software pelo método de elementos finitos (FEM). Nos quadrados ao lado da tabela estão descritos os valores do Módulo de Young (GPa) para o caso de um monocristal nas direções <100> e <110>. ....	58

## Lista de Abreviaturas e siglas

$\alpha$	alfa
$\beta$	Beta
$\theta$	Theta
$\phi$	Ângulo da segunda rotação de Bunge
$\varphi_1$	Ângulo da primeira rotação de Bunge
$\varphi_2$	Ângulo da terceira rotação de Bunge
$\mu\text{m}$	Micrômetro
$\mu\text{m}^2$	Micrômetro ao quadrado
$^\circ$	Grau
(hkl)	Índice de Miller de plano cristalográfico
[uvw]	Índice de Miller de direção cristalográfica
3D	Tridimensional
AACD	Associação de Assistência à Criança Deficiente
ABNT 316L	Aço inoxidável austenítico 316L
Ag	Prata
Al	Alumínio
CBMM	Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração
CCC	Cúbico de corpo centrado
Co	Cobalto
Cij	Tensor contendo as constantes de rigidez
CP Ti	Titânio puro comercial
Cr	Cromo
D	Crescimento epitaxial
E	Módulo de Young
$E_v$	Média de Voigt para o módulo de Young
$E_R$	Média de Reuss para o módulo de Young
$E_H$	Média de Hill para o módulo de Young
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados
EMBRAPII	Empresa Brasileira de Pesquisa e Inovação Industrial
FAPESP	Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo
Fe	Ferro
FLPL	Fusão em leito de pó a Laser

G	Gradiente térmico
g/cm <sup>3</sup>	Gramas por centímetro cúbico
GPa	Giga Pascal
HC	Hexagonal compacto
Hg	Mercúrio
IPT	Instituto de Pesquisas Tecnológicas
Ir	Írídio
J/mm <sup>3</sup>	Joule por milímetro cúbico
kV	Quilo volt
MA	Manufatura Aditiva
MEF	Método de elementos finitos
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
mm	Milímetro
MO	Mapa de orientações
Mo	Molibdênio
mTorr	Mili Torr
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
nm	Nanometro
P	Grau de texturização com relação ao sistema <uvw>
Pt	Platina
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizado Industrial
Sij	Tensor contendo as constantes de flexibilidade
Sn	Estanho
Ti	Titânio
USP	Universidade de São Paulo
V	Vanádio
W	Watt
Zr	Zircônio

## Sumário

1. Introdução.....	13
2. Objetivos.....	14
3. Revisão Bibliográfica.....	14
3.1. Remodelação óssea proximal adaptativa ( <i>Stress Shielding</i> ).....	14
3.2. Biomateriais.....	15
3.3. Ligas de Titânio e suas aplicações ortopédicas.....	16
3.3.1. Liga Ti-Nb e suas fases.....	17
3.3.2. Nióbio como biomaterial.....	18
3.4. Textura cristalográfica.....	18
3.4.1. Relação textura-propriedade.....	19
3.5. Manufatura Aditiva (AM).....	20
3.5.1. Método de fusão em leito de pó a laser (FLPL).....	21
3.5.2. Fusão em leito de pó a laser (FLPL) e textura.....	22
3.6. Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).....	24
3.7. Cálculo do Módulo de Young a partir de dados de textura.....	26
3.7.1. Obtenção das direções cristalográficas a partir dos dados do EBSD.....	26
3.7.2. Lei de Hooke generalizada para materiais anisotrópicos.....	28
3.7.3. Obtenção do Módulo de Young para um monocristal.....	30
3.7.4. Médias de Voigt, Reuss e Hill.....	31
4. Materiais e Métodos.....	32
4.1. Material de estudo.....	32
4.2. Caracterização da textura.....	34
4.3. Desenvolvimento dos cálculos.....	34
4.3.1. Obtenção das constantes de rigidez e flexibilidade.....	34
4.3.2. Manipulação das equações para o cálculo do Módulo de Young.....	35
4.4. Simulação por elementos finitos no <i>Software</i> Abaqus.....	36
4.4.1. Especificação das geometrias.....	37
4.4.2. Definição das propriedades do material.....	41
4.4.3. Condições de contorno e aplicação de carga.....	44
4.4.4. Definição do Mesh.....	47
5. Resultados e Discussão.....	48
5.1. Cálculo do Módulo de Young.....	48
5.2. Simulação no <i>Software</i> Abaqus.....	50
5.2.1. Modelo do bicristal vertical.....	50
5.2.2. Modelo do bicristal horizontal.....	55
6. Conclusão.....	58
7. Referências.....	60

## 1. Introdução

O uso de biomateriais metálicos para a confecção de implantes ortopédicos vem alcançando grande visibilidade no cenário acadêmico e industrial. Buscam-se materiais que apresentem biocompatibilidade e que possuam propriedades mecânicas adequadas, como alta resistência à fadiga, à corrosão e, além disso, um módulo de Young que seja suficiente para não falhar em uso, mas que seja próximo ao do osso humano para evitar a remodelação óssea proximal adaptativa (*Stress Shielding*), problema este que pode causar sérios danos, como osteoporose [1 e 2].

Dentre os metais usados como biomateriais, as ligas de Ti-Nb demonstram um grande potencial para o uso em implantes ortopédicos, uma vez que esta liga apresenta uma baixa citotoxicidade e um módulo de Young mais baixo (entre 110 GPa e 55 GPa) que das outras ligas, como aço inoxidável 316L (210 GPa) e a liga cobalto cromo (240 GPa), usadas para este fim [3 e 4], sendo essa uma característica que minimiza o problema de *Stress Shielding*.

Uma característica da liga Ti-52Nb do ponto de vista de fabricação, é a capacidade de fabricação de implantes a partir de manufatura aditiva, pelo método de fusão em leito de pó a Laser (FLPL). Este processo consiste na construção de uma peça a partir de sucessivas camadas, sendo o pó do metal fundido através de um *Laser* [5]. Além de ser um processo que possibilita a fabricação de peças com geometrias mais complexas, a combinação das variáveis de processo como velocidade e potência do *Laser* e estratégia de varredura empregada, possibilita a indução de forte textura na peça fabricada [6].

A textura cristalográfica, isto é, a preferência de orientação cristalina dos grãos, tem uma forte relação com as propriedades mecânicas do material. Dessa forma, o emprego da manufatura aditiva possibilita um maior controle das propriedades do material, sendo uma ótima opção para fabricação de implantes ortopédicos, visando minimizar a diferença do módulo de Young do material com o do osso [7 e 8].

Este trabalho é uma vertente do projeto de desenvolvimento de implantes ortopédicos da ligas Nb-Ti e Ti-Nb-Zr do IPT com apoio da CBMM, AACD, FAPESP e EMBRAPPII. Busca-se trazer uma forma de se avaliar o módulo de Young de uma peça produzida por manufatura aditiva e que apresente textura, fazendo um modelamento para otimizar a performance e produção de implantes da liga Ti-52Nb, bem como a avaliação da viabilidade do método de cálculo dos módulos elásticos a partir de um modelamento por elementos finitos no software ABAQUS.

## 2. Objetivos

- **Objetivo Geral:** Este trabalho tem por objetivo analisar a relação de textura-propriedade de uma liga metálica Ti-52Nb fabricada por manufatura aditiva, visando melhorar a qualidade de implantes ortopédicos fabricados por meio de fusão em leito de pó a laser (FLPL).
- **Objetivos Específicos:**
  - Estabelecer o procedimento de cálculo dos módulos elásticos a partir dos dados do EBSD, supondo três metodologias de cálculo do valor médio dos grãos isolados (Voigt, Reuss e Hill).
  - Dominar o uso do Software Abaqus para calcular o módulo elástico do material através de uma simulação por elementos finitos, levando-se em conta a interação entre dois grãos vizinhos.
  - Avaliar a viabilidade de cálculo dos módulos elásticos de microestruturas reconstruídas a partir de dados do EBSD.

## 3. Revisão Bibliográfica

### 3.1. Remodelação óssea proximal adaptativa (*Stress Shielding*)

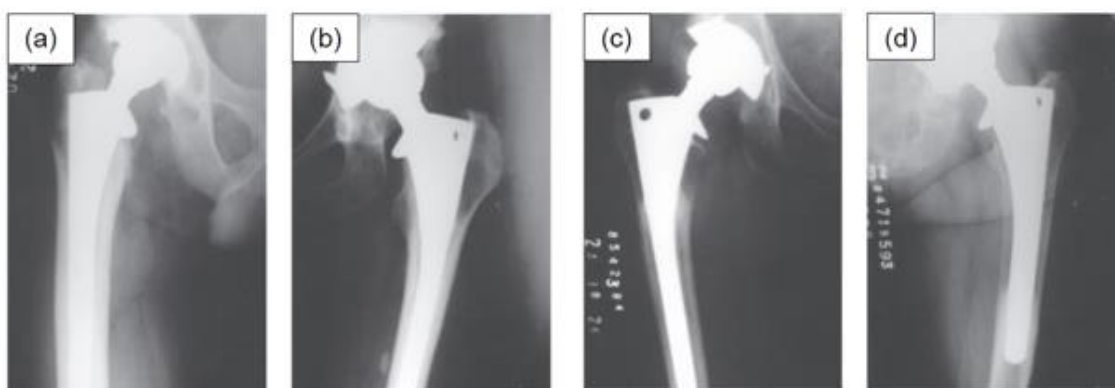
As células superficiais do tecido ósseo possuem uma complexa dinâmica de remodelação que depende de inúmeros fatores, dentre eles: genética, idade, metabolismo e até mesmo exigências funcionais.

A remodelação óssea proximal adaptativa (*Stress shielding*) é um fenômeno mecânico de remodelação óssea que ocorre em conjunto com uma perda de densidade do tecido do osso em pacientes que possuem implantes ortopédicos,

devido a diferença entre o módulo de rigidez do osso e do implante implantado, causando problemas de osteoporose a longo prazo [1].

O módulo de rigidez do osso humano varia entre 3 GPa e 30 GPa [3 e 9], quanto maior a diferença entre o módulo de rigidez do implante e do osso, maior será a reabsorção do tecido ósseo, acentuando o problema do *Stress Shielding*. Segundo Huiskes et al. uma redução de 5,5 vezes no módulo de rigidez do implante, reduz em 61% a incidência de casos de problemas de perda óssea a longo prazo em pacientes que os utilizam [10].

Em um trabalho feito por BOSCHIN e ALENCAR, 40 dos 44 pacientes (90,9%) que passaram pela cirurgia de implante no fêmur apresentaram alguma alteração óssea no período de 10 anos, tendo variações na gravidade do problema que foram classificados em 4 graus: 0 (ausência de *stress shielding*); 1 (*stress shielding* leve – de 1 a 4 locais de reabsorção); 2 (*stress shielding* moderado – de 5 a 7 locais de reabsorção); 4 (*stress shielding* grave – 8 ou mais locais de reabsorção) [11]. A Figura 1 mostra os 4 graus de reabsorção.



**Figura 1** - Radiografias de pacientes que sofreram diferentes níveis de perda óssea devido ao uso de implantes. (a) ausência de *stress shielding*; (b) *stress shielding* leve; (c) *stress shielding* moderado (d) *stress shielding* grave. Fonte: adaptado [11]

### 3.2. Biomateriais

De um modo geral, biomateriais podem ser compreendidos como dispositivos, sintéticos ou naturais, que entram em contato com sistemas biológicos, para desempenhar uma função diagnóstica, vacinal, cirúrgica ou terapêutica [2].

Dentre os diferentes tipos de biomateriais, a classe dos metais se destaca por apresentar uma ótima resistência mecânica, sendo comumente utilizados em placas para fixação de fraturas, implantes dentários e ortopédicos. Dentre os

diferentes metais, as ligas de titânio estão entre as mais utilizadas, justamente por apresentarem uma boa relação entre propriedades mecânicas e biocompatibilidade [2]. Na tabela 1, encontra-se uma tabela dos principais metais utilizados em biomateriais e suas respectivas aplicações.

**Tabela 1** - Principais metais e ligas usados como biomateriais e suas aplicações. Fonte: [2]

Metal ou liga	Aplicações
Aço inox 316L	Fixação de fraturas, <i>stents</i> , instrumentos cirúrgicos
CP-Ti, Ti-Al-V, Ti-Al-Nb, Ti-13Nb-13Zr, Ti-Mo-Zr-Fe	Substituição de ossos e articulações, implantes dentários, encapsulação de marca-passo
Co-Cr-Mo, Cr-Ni, Cr-Mo	Substituição de ossos e articulações, restaurações e implantes dentários, válvulas cardíacas
Ni-Ti	Placas ósseas, <i>stents</i> , fios ortodônticos
Ligas de ouro, amálgama de Hg-Ag-Sn	Restaurações dentárias
Prata	Agente antimicrobiano
Platina e Pt-Ir	Eletrodos

### 3.3. Ligas de Titânio e suas aplicações ortopédicas

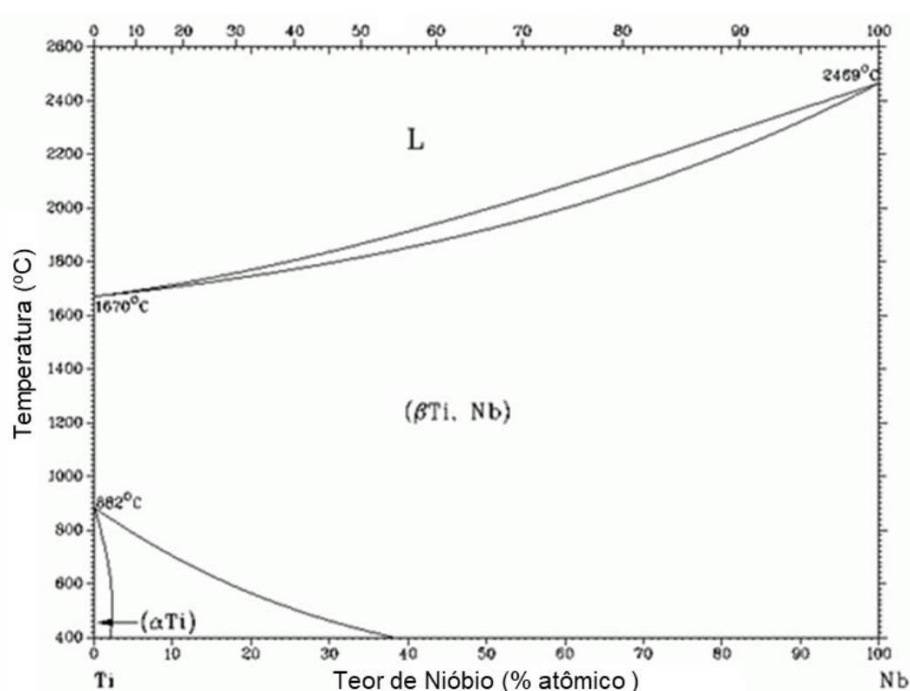
O titânio apresenta uma baixa densidade (em torno de 4,51 g/cm<sup>3</sup>) bem como elevadas propriedades mecânicas, sendo também possível alterá-las através de tratamentos térmicos e adição de elementos de liga. Além disso, uma propriedade muito importante das ligas de titânio é sua resistência a uma grande variedade de agente corrosivos [12].

Tendo em vista a questão da biocompatibilidade do material, características como alta resistência mecânica e resistência à corrosão são importantes, pois estes fatores são os principais responsáveis pela liberação de íons metálicos citotóxicos e conseqüentemente, causando uma resposta biológica adversa [13].

Comparando-se a outras ligas utilizadas como implantes, como ligas de aço inoxidável 316L e ligas de cobalto cromo, a maior resistência à corrosão e menor toxicidade das ligas de titânio se torna um fator diferencial, isto por quê a absorção de elementos como níquel, cobalto e cromo (resultados da corrosão de aços inoxidáveis e ligas de cobalto cromo) podem ser tóxicos para o corpo humano [3].

### 3.3.1. Liga Ti-Nb e suas fases

O titânio apresenta duas formas alotrópicas: uma fase hexagonal compacta (HC) denominada fase  $\alpha$ , e uma fase cúbica de corpo centrado (CCC) denominada fase  $\beta$ . Na Figura 2 é mostrado o diagrama de fases do sistema TiNb, nele é possível notar que, no titânio puro, a fase  $\alpha$  se apresenta em baixas temperaturas e a fase  $\beta$  começa a surgir a partir de 882 °C.



**Figura 2** – Diagrama de fases do sistema TiNb. Fonte: [14]

Entretanto, ao se adicionar elementos de liga como o nióbio, a temperatura de transformação da fase pode ser alterada, como é o caso da fase  $\beta$ , cuja temperatura é diminuída, sendo então estabilizada mais facilmente, sendo assim, o nióbio é um elemento de liga beta-estabilizante. Vale notar também que com a adição de nióbio à liga, surge um campo  $\alpha+\beta$  que só é estabilizado a partir de um fator cinético.

Do ponto de vista das propriedades das diferentes fases e sua aplicação como implantes ortopédicos, as ligas que apresentam estruturas  $\alpha$  e  $\alpha+\beta$  possuem módulos de Young maiores que as ligas com estrutura

$\beta$  [3], sendo assim, as ligas Ti-  $\beta$  são mais indicadas para minimizar o problema de *Stress Shielding*.

### 3.3.2. Nióbio como biomaterial

O nióbio é um metal refratário de estrutura cúbica de corpo centrado que possui uma boa resistência ao ataque de ácidos, apesar de sua densidade ser maior que a do titânio (8,57 g/cm<sup>3</sup>) [15].

Atualmente as ligas Ti-Nb vem sendo objeto de estudo para confecção de implantes ortopédicos, por apresentar uma baixa citotoxicidade e um módulo de Young mais próximo ao do osso humano [4]. Como indicado na Figura 2, o nióbio é um elemento beta-estabilizante, isto é, a estabiliza a fase  $\beta$  na liga, que por sua vez apresenta um módulo elástico mais baixo. Dessa forma, o controle do módulo de Young é dado também pelo teor de Nb presente na liga, o que o torna um bom candidato a biomaterial do ponto de vista de diminuir o problema de *Stress Shielding*.

### 3.4. Textura cristalográfica

Nos materiais policristalinos, orientação cristalográfica se refere a como os planos atômicos de um volume do cristal estão orientados quanto a um sistema de referência. A orientação tomada pelos cristais, seja de origem natural ou fabricada, em geral não é distribuída aleatoriamente, isto é, na maioria dos materiais a distribuição de orientação de seus cristais é condicionada pela forma com que ocorre a solidificação e, posteriormente, por processos termomecânicos. Essa tendência de orientação dos cristais é chamada de Textura Cristalográfica [7].

A rota de obtenção de textura em metais policristalinos ainda é restrita a processos de fundição sofisticados e demorado e também a processos de conformação e tratamentos térmicos determinados, sendo que os processos de texturização seguem os seguintes mecanismos [16]:

- 1) Textura de solidificação: Desenvolvimento durante a fusão e solidificação do metal.
- 2) Textura de deformação: Desenvolvimento através de processos de conformação mecânica como laminação, forjamento ou extrusão.

- 3) Texturas de recristalização e crescimento de grãos: Desenvolvimento através de recozimento de material fortemente deformado, com temperaturas suficientemente altas e tempo elevado.
- 4) Textura de transformação: Desenvolvimento a partir de transformações cristalográficas de uma fase original para uma fase final, sendo a textura resultante dependente da textura presente fase original.

A textura cristalográfica é tratada a partir de um ponto de vista estatístico, devido às inúmeras orientações que os cristais podem apresentar dentro de um material. Suwas e Ray apontam que para um material ser considerado fortemente texturizado ele precisa apresentar de 30% a 40% de seus cristais orientados numa dada direção [16].

Entretanto, com o advento e uso de técnicas de manufatura aditiva (MA) de metais que empregam feixes de energia, manipulando alguns parâmetros de processo, surgiram alguns exemplos de obtenção de textura nos materiais fabricados por esta rota [6 e 17]. Portanto, essa vertente de estudo vem mostrando que, não só a MA é um método de fabricação para se obter geometrias mais complexas, mas também é um método que apresenta um potencial de se obter peças com textura cristalográfica controlada.

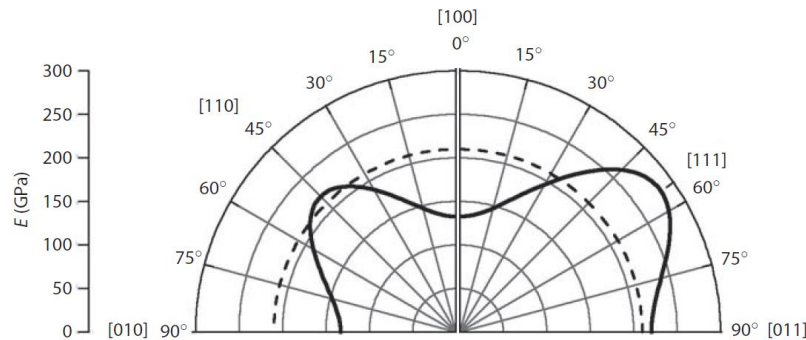
#### **3.4.1. Relação textura-propriedade**

A grande importância da textura cristalográfica é a sua relação com as propriedades do material. Condutividade elétrica, suscetibilidade magnética, piezoeletricidade e principalmente propriedades mecânicas, como módulo de Young, módulo de cisalhamento e coeficiente de Poisson, são muito sensíveis a variação da textura. Bunge [18] aponta que a influência da textura sobre as propriedades do material varia entre 20% e 50%, na maioria dos casos.

Pensando na fabricação de implantes ortopédicos, ter o controle do módulo de Young no processo de fabricação do metal é uma característica muito interessante, pois assim pode-se garantir um módulo mais próximo ao do osso, minimizando o problema do *Stress Shielding*.

Na Figura 3 [7] é possível verificar a variação do módulo de Young de um monocristal de ferro para cada orientação. Nota-se uma divergência no valor

padrão de 210 GPa que seria característico de um material isotrópico, isto é, em que o módulo não mudasse conforme a direção, o que aponta um comportamento anisotrópico em materiais texturizados.



**Figura 3** - Variação do módulo de Young (E) de um monocristal de ferro conforme a direção do cristal (linha cheia indica os valores para cada direção e a linha pontilhada indica o valor de 210 GPa para o caso de material isotrópico). Fonte: [7]

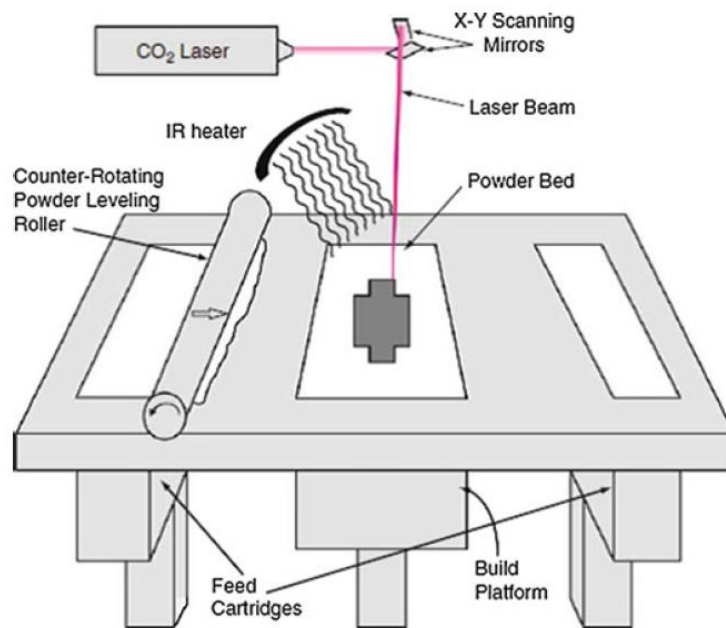
### 3.5. Manufatura Aditiva (AM)

O processo de manufatura aditiva (MA) de metais (popularmente conhecido como impressão 3D) consiste na fabricação de uma peça, a partir de um modelo computacional tridimensional, com a adição de sucessivas camadas do material. O processo de MA passa por diferentes etapas: construção de um modelo geométrico 3D da peça a ser fabricada; planejamento da fabricação levando em conta todas as variáveis do processo; fabricação e pós-processamento da peça [5].

A manufatura aditiva começou a ser de interesse industrial devido a grandes avanços tecnológicos em sistemas de laser, feixes de elétrons, controle de manufatura de alta precisão e a integração da MA com processos convencionais como metalurgia do pó, soldagem, extrusão e tratamentos térmicos [5]. Unido ao seu grande potencial de controle da microestrutura e textura do material, a MA se mostra interessante para garantir uma otimização de propriedades mecânicas, como por exemplo na fabricação de implantes, uma vez que para o seu uso pela medicina, o material empregado deve apresentar um módulo de elasticidade próximo ao do osso humano a fim de minimizar o efeito de *Stress Shielding* (remodelação adaptativa do tecido ósseo).

### 3.5.1. Método de fusão em leito de pó a laser (FLPL)

O método de fusão em leito de pó a Laser (FLPL) consiste numa fonte de calor (laser ou feixe de elétrons) que incide sob uma cama de pó do metal numa atmosfera inerte, induzindo sua fusão. A Figura 4 ilustra um exemplo de arquitetura de máquina baseado nesse método.



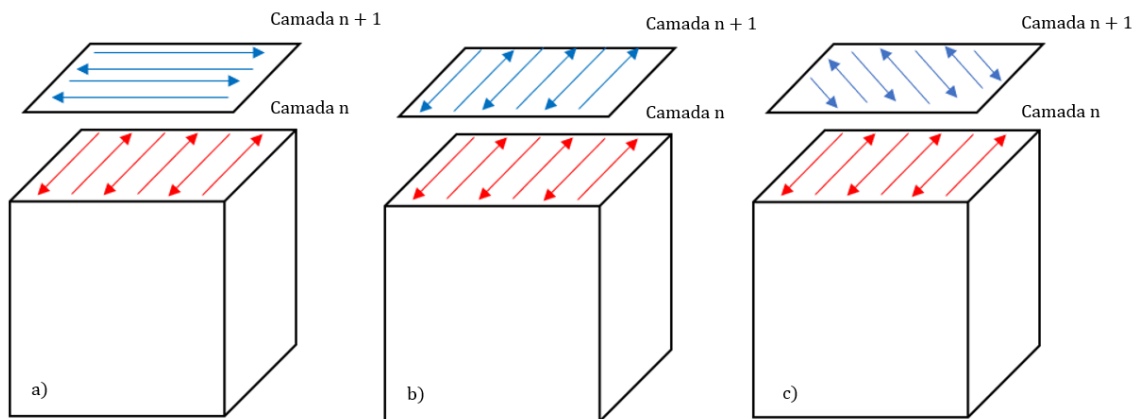
**Figura 4** – Desenho esquemático de um processo de FLPL. Fonte [5]

No método, uma fina camada de pó é espalhada sob a plataforma nivelada, onde ocorre a incidência do laser, fundindo o material e criando uma primeira camada. Na sequência, a plataforma desce e uma nova camada de pó é adicionada, onde novamente o laser incide fundindo uma nova camada do material, e assim sucessivamente até construir a peça toda. Ao final do processo, a peça é retirada, limpa e separada do pó restante, podendo este ser reutilizado ou não.

#### Parâmetros de processo

Os principais parâmetros do processo de FLPL são: a velocidade de varredura do laser; a potência do laser; o espaçamento entre os passes; a espessura de cada camada; e a estratégia de varredura. A combinação destes parâmetros tem grande importância em como será dada a textura do material [6].

A estratégia de varredura consiste na direção de varredura do laser entre uma camada e outra de fabricação da peça. Alguns exemplos de estratégias são: direção constante entre as camadas (*X-Scan*); direção variando 90° entre uma camada e outra (*XY-Scan*); direção variando de um ângulo qualquer, diferente de 90°, entre uma camada e outra (*Rot-Scan*) [5]. A Figura 5 ilustra esses três exemplos de estratégias de varredura.



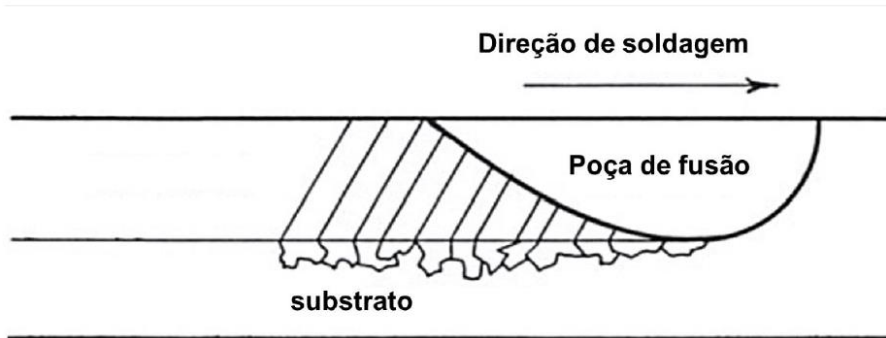
**Figura 5** – Ilustração de três estratégias de varredura empregadas no método LPBF. a) Estratégia *Chess Board* ou *XY-Scan*; b) Estratégia *X-Scan*; c) estratégia *Rot-Scan*. Fonte: autor

Uma forma de unificar alguns destes parâmetros é através da densidade de energia  $E$  (equação 1), que determina a energia fornecida pelo laser num dado volume de pó [19], onde  $P$  é a potência do laser,  $v$  a velocidade de varredura,  $h$  o espaçamento entre os passes e  $t$  é a espessura da camada:

$$E = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \quad (1)$$

### 3.5.2. Fusão em leito de pó a laser (FLPL) e textura

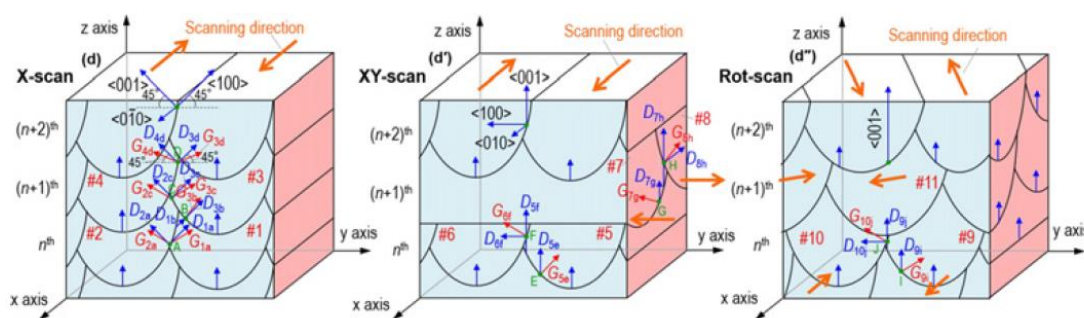
No processo de FLPL, o laser irá induzir a fusão da cama de pó, o que acarreta na formação de uma poça de fusão, similar a processos de soldagem. Esta terá um papel fundamental na indução da textura do material, pois sua solidificação se iniciará na interface sólido-líquido, no entorno da poça. Os grãos do substrato dos limites da zona de fusão, induzirão o crescimento epitaxial no metal solidificado, isto é, com a mesma família de direção do metal base, como ilustrado pela Figura 6 [20].



**Figura 6** - Ilustração de crescimento epitaxial numa poça de fusão. Fonte [20]

Como apontado por Sun et. al. [6] num estudo de textura feito em ligas de Ni-25 at.%Mo, diferentes estratégias de varredura, somado a uma combinação favorável de potência, profundidade da poça e velocidade do laser, podem gerar padrões diferentes de textura, sendo então uma forma de controlá-la. O mecanismo que rege o fenômeno é uma competição entre a direção de crescimento epitaxial do grão e o gradiente térmico, com o objetivo de minimizar o ângulo entre a direção dos vetores de crescimento e do gradiente térmico.

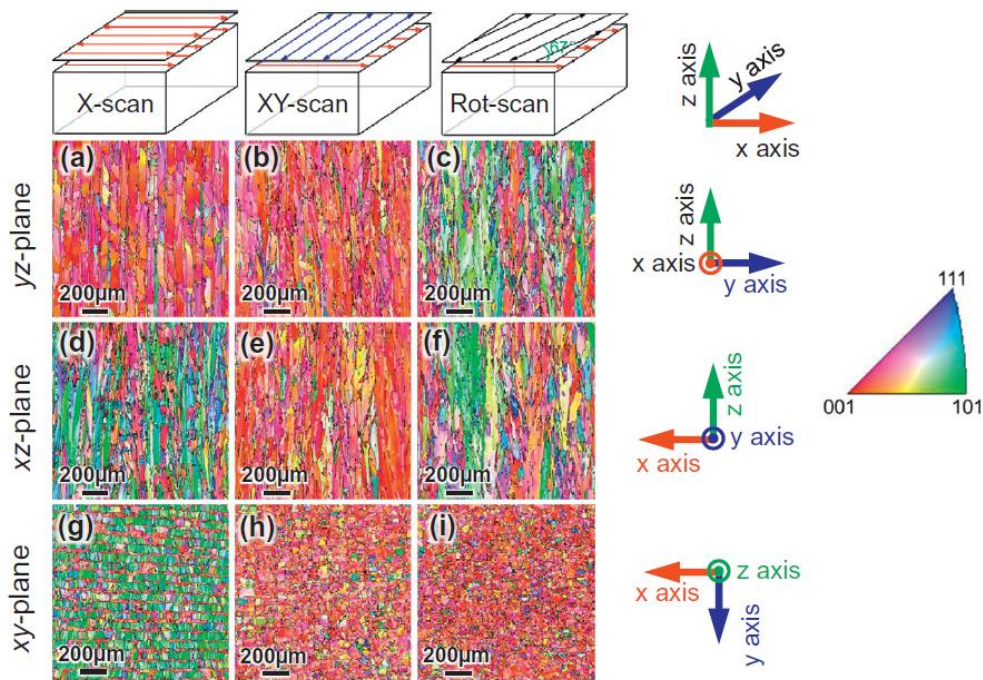
Assim, a estratégia de varredura empregada terá respostas diferentes quanto à direção do gradiente térmico e também quanto ao menor ângulo entre as duas direções, possibilitando diferentes padrões de textura. A Figura 7 mostra as diferentes direções de gradiente térmico (G) e crescimento epitaxial (D) para as varreduras X-Scan, XY-Scan e Rot-Scan.



**Figura 7** - Esquema das poças de fusão e direções dos vetores de gradiente térmico ( $G_i$ ) e crescimento epitaxial ( $D_i$ ), onde  $i$  corresponde à camada, para cada uma das estratégias de varredura X-Scan, XY-Scan e Rot-Scan. Fonte:[6]

Na Figura 8 são mostradas os mapas de cores (figuras de polo inversa) para cada uma das estratégias, e é notado que para a estratégia X-Scan surge uma textura na direção  $\langle 100 \rangle$  no plano yz e uma textura na direção  $\langle 101 \rangle$  nas

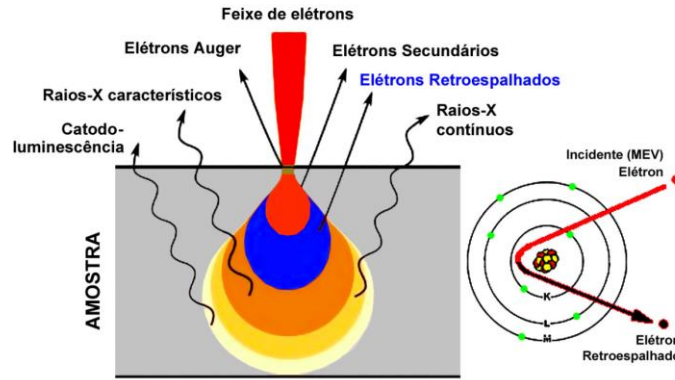
direções perpendiculares (xz e xy); já no caso da estratégia XY-Scan, nota-se que ocorre uma uniformidade na textura, tendo como orientação a direção  $\langle 100 \rangle$  nos três eixos de referência; por fim a estratégia Rot-Scan apresentou uma textura com aspecto de fibras na direção  $\langle 100 \rangle$  no plano xy [6]. Dessa forma, fica evidente que o tipo de estratégia de varredura empregado, induz diferentes formas de textura cristalográfica.



**Figura 8** - Figuras de polo inversa de amostras de Ni-25 at.%Mo produzidas com as estratégias de varredura X-Scan, XY-Scan e Rot-Scan. Fonte: [6]

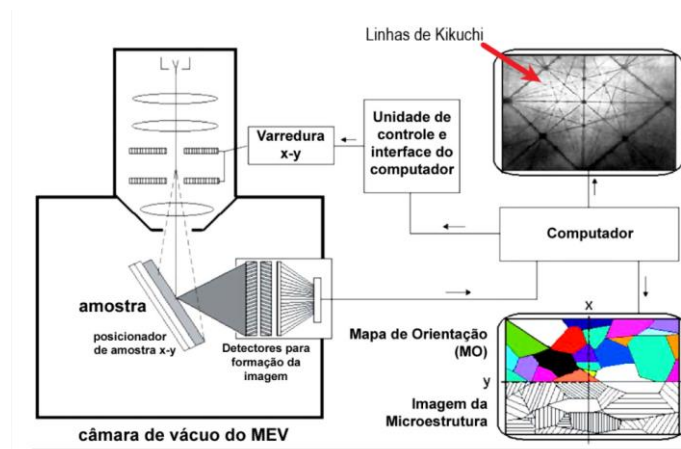
### 3.6. Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

A difração de elétrons retroespalhados, ou EBSD (*Electron Back Scatter Diffraction*), é uma técnica empregada para avaliar a textura de um material. Esta técnica é um método de caracterização acessório ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) [21]. O feixe de elétrons gerado pelo MEV incide na amostra e produz os chamados elétrons retroespalhados (Figura 9), que por sua vez interagem com os planos atômicos do material e geram padrões de difração.



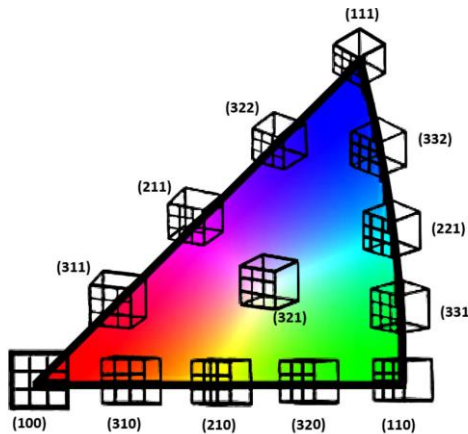
**Figura 9** - Ilustração do feixe de elétrons incidentes em uma amostra destacando os elétrons retroespalhados. Fonte: [21]

As difrações geram as chamadas linhas de Kikuchi, que são faixas brilhantes que representam a projeção gnomônica da rede cristalina da amostra. Essas linhas são observadas através de uma tela plana de fósforo ou por um detector de linhas de kikuchi, e então são processadas pelo equipamento [21]. A Figura 10 ilustra a montagem do equipamento, bem como as linhas de Kikuchi indicadas pela seta vermelha.



**Figura 10** - Montagem do equipamento e análise das linhas de kikuchi. Fonte: adaptado [21]

Como mostrado na Figura 10, é construído um mapa de orientação (MO) onde são indicadas as orientações cristalinas, a partir de uma varredura ponto a ponto da amostra. Geralmente, as principais família de direções e planos cristalinos ( $\langle 100 \rangle$ ;  $\langle 110 \rangle$  e  $\langle 111 \rangle$ ) é indicado pelas três cores base: Azul, Vermelho e Verde; sendo que as direções intermediárias a essas três são indicadas pela mistura de cor. A Figura 11 mostra como são interpretadas as cores do mapa de orientação neste caso.



**Figura 11** - Interpretação do MO criado pelo EBSD. Os cubos representam as diferentes orientações (uvw) possíveis para um cristal. Cada cubo está posicionado na cor referente àquela orientação no mapa de cores. Fonte: [21]

Uma característica muito interessante da análise por EBSD, são os dados gerados pelo programa que podem ser convertidos em arquivo de texto, para então serem exportados e pós-processados para fins de cálculo de textura e modelagem. Dentre estes dados estão: a individualização da fase observada, a coordenada (x,y) do pixel onde foi feita a leitura do padrão de difração, os ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ) e outros parâmetros adicionais para caracterização de qualidade do padrão de difração analisado [21] como:

- IQ (Image Quality), que relaciona o contraste na imagem gerada pelo EBSD;
- CI (Confidence Index), que associa o grau de confiança do resultado; Fit, que avalia a variação do valor de ângulo medido com o esperado teoricamente para aquela rede cristalina avaliada.

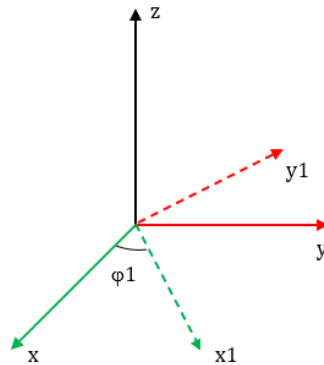
### 3.7. Cálculo do Módulo de Young a partir de dados de textura

#### 3.7.1. Obtenção das direções cristalográficas a partir dos dados do EBSD

Dentre os dados de saída do EBSD, encontram-se os ângulos de Euler ( $\varphi_1, \phi, \varphi_2$ ), que indicam a posição rotacional de um corpo rígido num espaço tridimensional. Segundo a notação de Bunge [18], estes três ângulos representam a rotação de um eixo de referência (X,Y,Z) de modo que ele coincida com o eixo de orientação do cristal (X',Y',Z'). A sequência de rotação dos eixos é dada por:

- I. O ângulo  $\varphi_1$  é referente a uma rotação do eixo Z, de modo que o operador tensorial gerado pela rotação  $(X, Y, Z) \rightarrow (X_1, Y_1, Z)$  é dado pela equação 2. A Figura 12 ilustra a rotação feita.

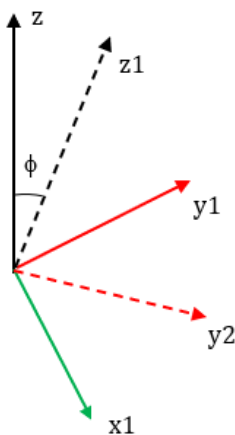
$$g_{\varphi_1} = \begin{pmatrix} \cos\varphi_1 & \text{sen}\varphi_1 & 0 \\ -\text{sen}\varphi_1 & \cos\varphi_1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (2)$$



**Figura 12** – Ilustração de rotação de um ângulo  $\varphi_1$  no eixo Z, rotacionando o sistema  $(X, Y, Z)$  para o sistema  $(X_1, Y_1, Z)$

- II. O ângulo  $\phi$  é referente a uma segunda rotação do sistema de coordenadas, mas agora no eixo  $X_1$ , de modo que o operador tensorial gerado pela rotação  $(X_1, Y_1, Z) \rightarrow (X_1, Y_2, Z_1)$  é dado pela equação 3. A Figura 13 ilustra a rotação feita.

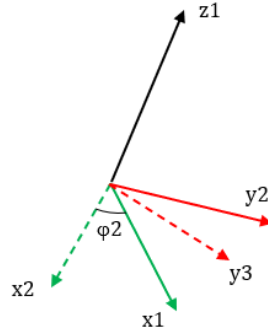
$$g_{\phi} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos\phi & \text{sen}\phi \\ 0 & -\text{sen}\phi & \cos\phi \end{pmatrix} \quad (3)$$



**Figura 13** - Ilustração de rotação de um ângulo  $\phi$  no eixo  $X_1$ , rotacionando o sistema  $(X_1, Y_1, Z)$  para o sistema  $(X_1, Y_2, Z_1)$

- III. O ângulo  $\varphi_2$  é referente a uma terceira rotação do sistema de coordenadas, agora no eixo  $Z_1$ , de modo que o operador tensorial gerado pela rotação  $(X_1, Y_2, Z_1) \rightarrow (X_2, Y_3, Z_1) = (X', Y', Z')$  é dado pela equação 4. A Figura 14 ilustra a rotação feita

$$g_{\varphi_2} = \begin{pmatrix} \cos\varphi_2 & \text{sen}\varphi_2 & 0 \\ -\text{sen}\varphi_2 & \cos\varphi_2 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (4)$$



**Figura 14** - Ilustração de rotação de um ângulo  $\varphi_2$  no eixo  $Z_1$ , rotacionando o sistema  $(X_1, Y_2, Z_1)$  para o sistema  $(X_2, Y_3, Z_1)$

Multiplicando os tensores  $g_{\varphi_1}, g_{\phi}$  e  $g_{\varphi_2}$ , necessariamente nesta ordem, obtêm-se um novo tensor, indicado pela equação 5, que correlaciona os ângulos de Euler de cada ponto analisado com suas respectivas direções  $[uvw]$  e planos  $(hkl)$  de orientação [7 e 18]:

$$g(\varphi_1, \phi, \varphi_2) = (hkl)[uvw] \quad (5)$$

Como para o cálculo do módulo de Young é necessário apenas as direções de orientação do cristal, fazendo a multiplicação e isolando as expressões para  $u, v$  e  $w$ , chega-se às equações 6, 7 e 8:

$$u = n' \cdot (\cos\varphi_1 \cdot \cos\varphi_2 - \text{sen}\varphi_1 \cdot \text{sen}\varphi_2 \cdot \cos\phi) \quad (6)$$

$$v = n' \cdot (-\cos\varphi_1 \cdot \text{sen}\varphi_2 - \text{sen}\varphi_1 \cdot \cos\varphi_2 \cdot \cos\phi) \quad (7)$$

$$w = n' \cdot (\text{sen}\varphi_1 \cdot \text{sen}\phi) \quad (8)$$

### 3.7.2. Lei de Hooke generalizada para materiais anisotrópicos

Com base na teoria da elasticidade, sabe-se que a correlação entre a tensão e a deformação para materiais anisotrópicos é regida pela lei de Hooke

generalizada que, utilizando a notação indicial de Einstein, é dada pela equação 9 [22].

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad (9)$$

Na equação 9,  $\sigma_{ij}$  é o tensor de tensão (onde i é o plano onde o esforço é aplicado e j a direção de aplicação),  $C_{ijkl}$  é o tensor de rigidez de quarta ordem composto por 81 constantes elásticas no caso anisotrópico e  $\varepsilon_{kl}$  o tensor de deformação. Utilizando a notação simplificadora de Voigt presente na Figura 15 [21], pode-se escrever a equação 9 de uma maneira mais conveniente, obtendo-se a equação 10.

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} & \tau_{21} & \tau_{32} \\ \tau_{12} & \sigma_{22} & \tau_{23} \\ \tau_{13} & \tau_{23} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} \sigma_1 & \sigma_6 & \sigma_5 \\ \sigma_6 & \sigma_2 & \sigma_4 \\ \sigma_5 & \sigma_4 & \sigma_3 \end{pmatrix}$$

$$\begin{aligned} \varepsilon_4 &= 2\varepsilon_{23} = \gamma_{23} \\ \varepsilon_5 &= 2\varepsilon_{13} = \gamma_{13} \\ \varepsilon_6 &= 2\varepsilon_{12} = \gamma_{12} \end{aligned}$$

**Figura 15** – Notação simplificadora de Voigt. Fonte: [21]

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{pmatrix} \quad (10)$$

As constantes de rigidez  $C_{ij}$  variam conforme a estrutura cristalina do material, sendo que nem todas são nulas ou linearmente independentes [21].

Na Tabela 2 encontram-se a correspondência das constantes para algumas estruturas cristalinas.

**Tabela 2** - Correlação das constantes de rigidez para algumas estruturas cristalinas. Fonte:[21]

Estrutura	Constantes
Policristalino	Qualquer duas de <sup>(*)</sup> : $K, G, E$ e $\nu$
Cúbica	$C_{11}, C_{12}$ e $C_{44}$
Hexagonal	$C_{11}, C_{12}, C_{13}$ e $C_{44}$
Tetragonal	$C_{11}, C_{12}, C_{13}, C_{33}, C_{44}$ e $C_{66}$
Trigonal	$C_{11}, C_{12}, C_{13}, C_{14}, C_{33}$ e $C_{44}$
Ortorrômbica	$C_{11}, C_{12}, C_{13}, C_{22}, C_{23}, C_{33}, C_{44}, C_{55}$ e $C_{66}$

(\*) módulos de rigidez volumétrica, de cisalhamento, de Young e coeficiente de Poisson, respectivamente.

Escrevendo a equação 10 na notação de Einstein e também trocando a variável dependente  $\sigma$  por  $\varepsilon$ , obtêm-se as equações 11 e 12:

$$\sigma_i = C_{ij} \cdot \varepsilon_j \quad (11)$$

$$\varepsilon_i = S_{ij} \cdot \sigma_j \quad (12)$$

$S_{ij}$  o tensor de flexibilidade (*compliance*) composto pelas 36 constantes, e que pode ser obtido invertendo o tensor de rigidez, ou seja,  $S_{ij} = C_{ij}^{-1}$ .

### 3.7.3. Obtenção do Módulo de Young para um monocristal

No caso de um monocristal cúbico, seu comportamento elástico depende apenas das constantes elásticas  $C_{11}, C_{12}$  e  $C_{44}$ , como descrito na Tabela 2. Portanto a matriz de flexibilidade dependerá apenas das constantes  $S_{11}, S_{12}$  e  $S_{44}$  [21]. Fazendo a inversão da matriz de constantes elásticas e aplicando tais condições para o cristal cúbico, obtêm-se os valores das constantes de flexibilidade através das equações 13, 14 e 15.

$$S_{11} = \frac{C_{11} + C_{12}}{(C_{11} - C_{12}) \cdot (C_{11} + 2C_{12})} \quad (13)$$

$$S_{12} = -\frac{C_{12}}{(C_{11} - C_{12}) \cdot (C_{11} + 2C_{12})} \quad (14)$$

$$S_{44} = -\frac{1}{C_{44}} \quad (15)$$

O módulo de Young,  $E$ , para uma dada direção  $[uvw]$  tendo os seus respectivos coeficientes de flexibilidade, é dado pela equação 16.

$$E = S_{11} - (2 \cdot S_{11} - 2 \cdot S_{12} - S_{44}) \cdot N^4 \quad (16)$$

O termo  $N^4$  é calculado a partir dos cossenos diretores ( $n_1$ ,  $n_2$  e  $n_3$ ) da direção  $[uvw]$ , como indicam as equações 17, 18, 19 e 20 [21].

$$N^4 = n_1^2 \cdot n_2^2 + n_1^2 \cdot n_3^2 + n_2^2 \cdot n_3^2 \quad (17)$$

$$n_1 = \frac{u}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \quad (18)$$

$$n_2 = \frac{v}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \quad (19)$$

$$n_3 = \frac{w}{\sqrt{u^2 + v^2 + w^2}} \quad (20)$$

### 3.7.4. Médias de Voigt, Reuss e Hill

O módulo de Young calculado pela equação 16 é o valor encontrado para um monocristal anisotrópico. Entretanto, para se obter o valor macroscópico do módulo de Young para um policristal existem 3 abordagens de generalização através da aplicação de médias, levando-se em conta diferentes condições de contorno e assumindo a hipótese de que não há interação entre grãos vizinhos, [16, 22 e 23]:

- Média Voigt: assume-se um estado de isodeformação, isto é, onde todos os cristais estão sob a mesma deformação. Neste caso, o módulo de Young macroscópico é dado pela equação 21, onde  $E_i$  e  $V_i$  são os módulos de Young e a fração volumétrica do  $i$ -ésimo cristal.

$$E_V = \sum_{i=1}^n V_i \cdot E_i \quad (21)$$

- Média Reuss: assume-se um estado de isotensão, isto é, onde os cristais estão submetidos à mesma tensão, que é a tensão que esta sendo aplicada no corpo rígido. Neste caso, o módulo de Young macroscópico é dado pela equação 22, onde  $E_i$  e  $V_i$  são os módulos de Young e a fração volumétrica do  $i$ -ésimo cristal.

$$\frac{1}{E_R} = \sum_{i=1}^n \frac{V_i}{E_i} \quad (22)$$

- Média Hill: emprega uma média aritmética entre as aproximações de Voigt e Reuss.

Os valores encontrados pelas aproximações de Voigt e Reuss indicam, respectivamente, um limite superior e um inferior para o módulo de Young macroscópico real do policristal. Dessa forma, Hill propôs uma aproximação como sendo a média aritmética dos valores de Voigt e Reuss [21].

## 4. Materiais e Métodos

### 4.1. Material de estudo

O material utilizado foram nove amostras de uma liga Ti-52%Nb fabricadas a partir de seu pó, utilizando o método de manufatura aditiva FLPL. O pó utilizado foi obtido por atomização a plasma e fornecido pela empresa *Advanced Powders & Coatings*. A composição química e a distribuição granulométrica do pó utilizado estão descritas na Tabela 3 e Tabela 4, respectivamente. As amostras utilizadas foram tratadas e caracterizadas por Rafael Nobre [24] em sua tese de mestrado.

**Tabela 3** - Composição química do pó da liga Ti-52%Nb. Fonte [24]

%Ti	%Nb	%Ta	%Si	%Fe	%Cr	%Al
48,00	51,87	0,12	0,001	0,006	0,0027	0,0012

**Tabela 4** – Distribuição granulométrica do pó da liga Ti-52%Nb. Fonte [24]

$D_{10}(\mu\text{m})$	$D_{50}(\mu\text{m})$	$D_{90}(\mu\text{m})$
17	33	45

As amostras produzidas consistem em cubos de dimensões 10 x 10 x 10 mm, construídos pelo método de fusão em leito de pó a laser no instituto SENAI de inovação em Sistemas de Manufatura e Processamento a Laser, utilizando o equipamento *M2 Cusing*, da empresa *Concept Laser GmbH*. Esse equipamento utiliza um laser de granada de ítrio e alumínio dopada com neodímio, tendo um comprimento de onda de 1075 nm e diâmetro de feixe de 50 $\mu\text{m}$  [24].

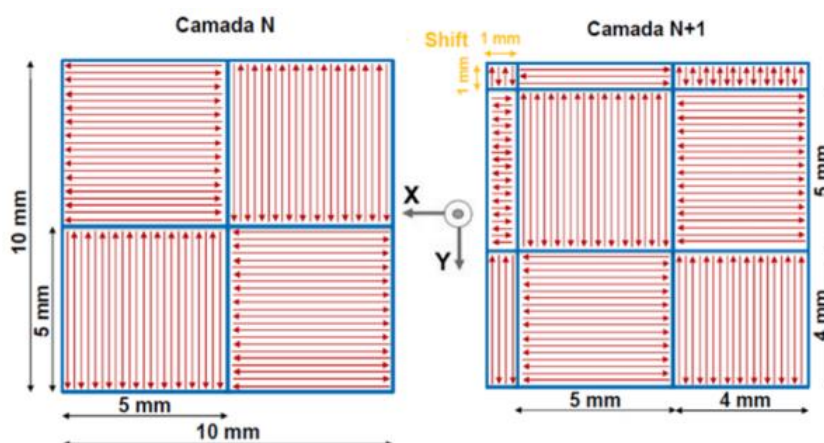
As nove amostras foram fabricadas sobre uma plataforma de Ti-6Al-4V e foram impostos valores constantes para a distância entre os passes do laser de 0,105 mm e da espessura de camada de 0,03 mm. Na Tabela 5 estão indicados

os parâmetros de velocidade de varredura e potência do laser empregados para cada amostra, bem como a densidade de energia calculada pela equação 1.

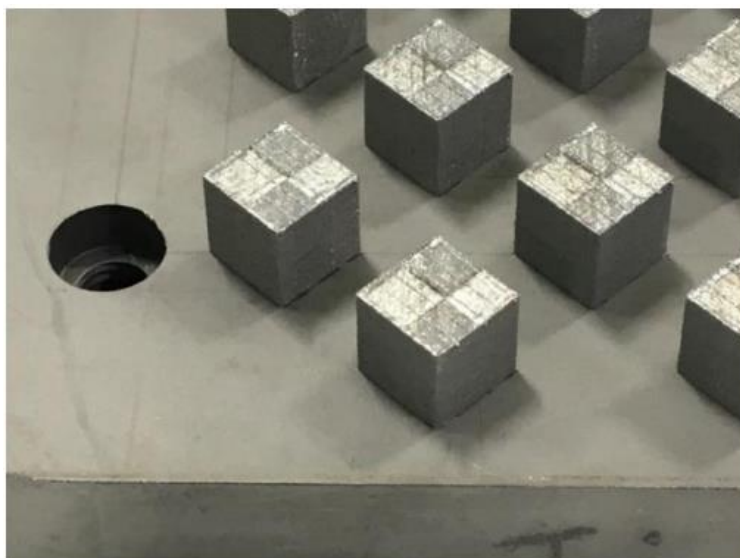
**Tabela 5** – Identificação de cada amostra, bem como seus parâmetros de Potência (W) e Velocidade de varredura (mm/s) e Densidade de energia calculada (J/mm<sup>3</sup>). Fonte [24]

Amostra	Potência (W)	Velocidade de varredura (mm/s)	Densidade de energia (J/mm <sup>3</sup> )
3R01	150	900	53
3R02	150	1100	43
3R07	200	900	71
3R08	200	1100	58
3R12	200	1400	45
3R22	300	1000	95
3R20	300	1100	87
3R21	300	1300	73
3R24	300	1400	68

A estratégia de varredura empregada foi a estratégia de *ChessBoard*, isto é, nessa estratégia são formadas ilhas dentro de uma mesma camada de fabricação onde a direção do laser se alterna entre as direções x e y, e entre uma camada e outra foi adicionado um *shift* 1mm na horizontal e na vertical, ou seja, quando ocorre a transição entre uma camada e outra de fabricação, as ilhas com direções de varredura diferentes se deslocam 1mm na horizontal e na vertical, não repetindo o padrão entre uma camada e outra. A Figura 16 ilustra o tipo de estratégia de varredura empregado e a Figura 17 mostra as peças fabricadas [24].



**Figura 16** – Ilustração da estratégia de varredura empregada nas amostras, destacando as ilhas com diferentes direções de varredura e o *shift* entre a camada N e N+1. Fonte: [24]



**Figura 17** – Peças de Ti-52%Nb fabricadas por FLPL utilizando estratégia *ChessBoard* com *shift*.  
Fonte: [24]

## 4.2. Caracterização da textura

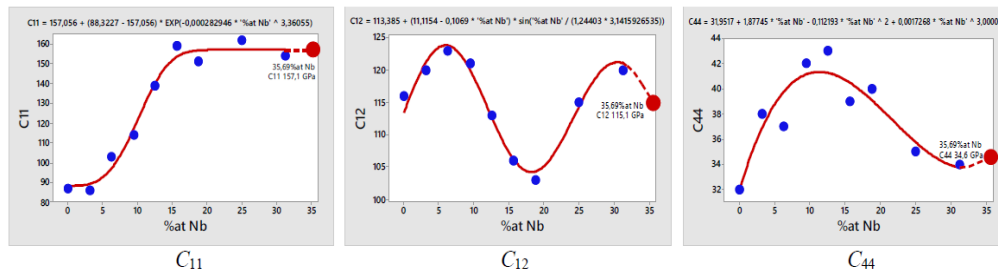
Para a caracterização da textura, foi utilizado o detector de EBSD de um microscópio eletrônico de varredura com canhão de efeito de campo (MEV-FEG), FEI modelo *inspect 50*, pertencente ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da POLI-USP. A câmara foi preparada com 5,7 mTorr, tensão de aceleração de 15 kV, diâmetro do feixe de 4,5  $\mu\text{m}$ , distância de trabalho de 11,5 mm, ângulo de inclinação de 70°, tamanho de passo de 2,5  $\mu\text{m}$  e área total de análise de 1400  $\mu\text{m}^2$ . Os dados foram extraídos do EBSD e tratados com o auxílio de planilhas eletrônicas.

## 4.3. Desenvolvimento dos cálculos

### 4.3.1. Obtenção das constantes de rigidez e flexibilidade

Como mostrado na equação 16, para se determinar o módulo de Young de um monocristal orientado, deve-se ter os valores das constantes de flexibilidade. Para isso, primeiro foram determinadas as constantes de rigidez para a liga Ti-52Nb, utilizando-se os dados encontrados por Gutiérrez Moreno et al. [25] e sendo feita uma extrapolação matemática, como mostra a Figura 18. Tendo as constantes de rigidez, basta fazer uso das equações 13, 14 e 15 para então obter as constantes de flexibilidade. Os valores encontrados pela extrapolação para

as constantes de rigidez foram  $C_{11} = 157,1 \text{ GPa}$ ,  $C_{12} = 115,1 \text{ GPa}$  e  $C_{44} = 34,6 \text{ GPa}$ , e os valores calculados para as constantes de flexibilidade foram  $S_{11} = 0,01675 \text{ GPa}^{-1}$ ,  $S_{12} = -0,00709 \text{ GPa}^{-1}$  e  $S_{44} = 0,02894 \text{ GPa}^{-1}$ .



**Figura 18** - Obtenção das constantes de rigidez para a liga Ti-52Nb por meio de extrapolação matemática dos dados encontrados por Gutiérrez Moreno et al. Fonte dos gráficos: [21]

#### 4.3.2. Manipulação das equações para o cálculo do Módulo de Young

O EBSD fornece como dado de saída os ângulos de Euler para os inúmeros pontos da amostra que são analisados. A partir destes ângulos é possível calcular as direções [uvw] de orientação de cada cristal a partir das equações 6, 7 e 8, na sequência os seus cossenos diretores pelas equações 18, 19 e 20, e por fim utilizando as equações 16 e 17, é possível determinar o módulo de Young de cada ponto da amostra. A Tabela 6 contém um exemplo dos ângulos retirados do EBSD e nas outras colunas contém os cálculos feitos

**Tabela 6** - Exemplo de dados dos ângulos de Euler retirados do EBSD (Phi1, Phi e Phi2), cálculos das direções [uvw], cossenos diretores (n1, n2 e n3) e módulo de Young (E em GPa) para a amostra de potência 300W e velocidade de varredura 1400mm/s. Fonte: autor

Phi 1	Phi	Phi 2	u	v	w	$u^2+v^2+w^2$	n1	n2	n3	$N^4$	1/E	E
0,81	2,85	5,66	0,16	0,97	0,21	1,00	0,16	0,97	0,21	0,06	0,02	64,24
1,55	1,57	3,83	-0,01	0,01	1,00	1,00	-0,01	0,01	1,00	0,00	0,02	59,65
1,57	1,58	2,26	0,00	-0,01	1,00	1,00	0,00	-0,01	1,00	0,00	0,02	59,63
4,70	1,58	0,85	-0,01	0,01	-1,00	1,00	-0,01	0,01	-1,00	0,00	0,02	59,65
4,70	1,57	0,86	0,00	0,01	-1,00	1,00	0,00	0,01	-1,00	0,00	0,02	59,64
1,53	1,56	3,85	-0,02	0,03	1,00	1,00	-0,02	0,03	1,00	0,00	0,02	59,74
1,53	1,56	3,84	-0,02	0,03	1,00	1,00	-0,02	0,03	1,00	0,00	0,02	59,73
1,52	1,57	3,83	-0,04	0,04	1,00	1,00	-0,04	0,04	1,00	0,00	0,02	59,82
1,54	1,56	3,83	-0,02	0,03	1,00	1,00	-0,02	0,03	1,00	0,00	0,02	59,72
6,24	0,70	3,15	-1,00	-0,03	-0,03	1,00	-1,00	-0,03	-0,03	0,00	0,02	59,75
1,56	1,52	3,85	0,02	0,04	1,00	1,00	0,02	0,04	1,00	0,00	0,02	59,79
4,71	1,60	0,86	-0,02	-0,01	-1,00	1,00	-0,02	-0,01	-1,00	0,00	0,02	59,68
6,22	0,72	3,19	-1,00	0,01	-0,04	1,00	-1,00	0,01	-0,04	0,00	0,02	59,74

Para se obter o valor do módulo de Young para o policristal, assumindo a hipótese de que não há interação entre grãos vizinhos, deve-se utilizar as equações das médias de Voigt e Reuss, apresentadas nas equações 21 e 22, e também a média de Hill. Neste caso em que se está trabalhando com valores de

módulo para cada ponto analisado, as equações 21 e 22 precisam ser ajustadas. A fração volumétrica  $V_i$  deve ser interpretada como uma densidade de pontos. Dessa forma, dado uma amostra em que foram analisados  $N$  pontos, a densidade de pontos será dada pela equação 23:

$$V_i = \frac{1}{N} \quad (23)$$

Assim, utilizando a equação 23 as médias de Voigt e Reuss serão dadas pelas equações 24 e 25:

$$E_V = \sum_{i=1}^n \frac{1}{N} \cdot E_i \quad (24)$$

$$\frac{1}{E_R} = \sum_{i=1}^n \frac{1}{N \cdot E_i} \quad (25)$$

A média de Hill é dada pela média aritmética das médias de Voigt e Reuss, como mostra a equação 26:

$$E_H = \frac{E_V + E_R}{2} \quad (26)$$

#### 4.4. Simulação por elementos finitos no *Software Abaqus*

No procedimento de cálculo apresentado nos itens 3.7.4 e 4.3.2, é feita a hipótese de que os grãos vizinhos não possuem interação entre si. Entretanto, a fim de avaliar se essa aproximação é razoável, foi feita uma simulação através de um modelo de elementos finitos (MEF) no *software Abaqus student version*. A premissa, portanto, é avaliar através de um método numérico se a interação entre grãos vizinhos é de fato relevante a ponto de invalidar o procedimento de cálculo descrito neste trabalho.

Um fato importante de ressaltar é que o *software Abaqus* não possui um sistema de unidades fixo para se trabalhar. Deve-se manter uma constância nas unidades para que assim os dados sejam computados da maneira correta e os resultados sejam coerentes com a realidade. Na tabela está especificada a

coerência dos dados a serem computados para diferentes sistemas de unidades [27].

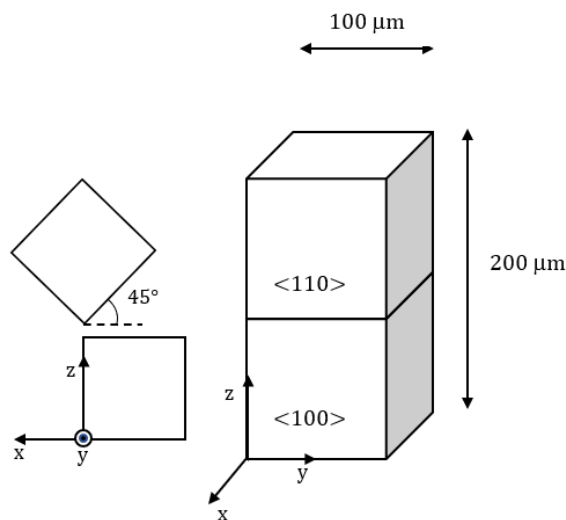
**Tabela 7** – Lista de grandezas e suas respectivas unidades para cada sistema de unidades dentro do *software* Abaqus. Fonte: adaptado [27]

Grandeza	SI	SI(mm)	Unid. US (ft)	Unid. US (inch)
Comprimento	m	mm	ft	in
Força	N	N	lbf	lbf
Massa	kg	tonelada	slug	lbf s <sup>2</sup> /in
Tempo	s	s	slug	s
Tensão	Pa (N/m <sup>2</sup> )	MPa (N/mm <sup>2</sup> )	lbf/ft <sup>2</sup>	psi (lbf/in <sup>2</sup> )
Energia	J	mJ	ft lbf	in lbf
Densidade	Kg/m <sup>3</sup>	tonelada/mm <sup>3</sup>	slug/ft <sup>3</sup>	lbf s <sup>2</sup> /in <sup>4</sup>

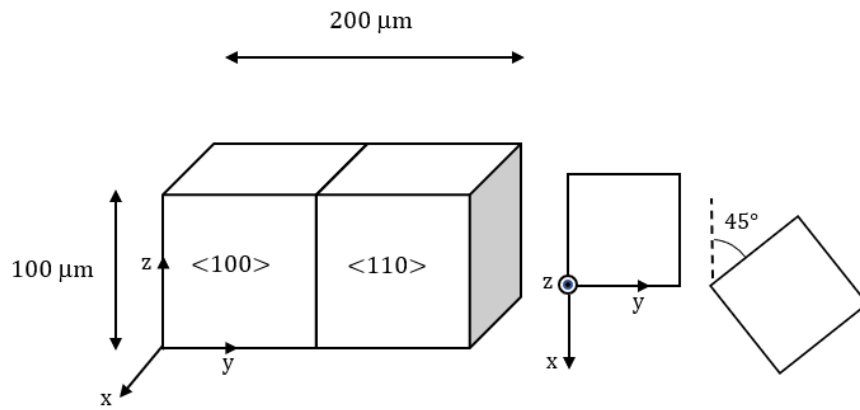
#### 4.4.1. Especificação das geometrias

Para analisar o problema, foi proposto um modelo mais simples, simulando a interação de dois cristais cúbicos vizinhos em duas situações: uma em que os cristais estão um em cima do outro (modelo do bicristal vertical) e uma em que os cristais estão um ao lado do outro (modelo do bicristal horizontal).

Cada cristal cúbico possui arestas do tamanho médio do tamanho de grão da liga Ti-52%Nb fabricada, que é de 100µm (0,1 mm). Em cada modelo, um cristal terá a orientação <100> e o outro a orientação <110> para assim avaliar a anisotropia do sistema. A Figura 19 representa a geometria do modelo do bicristal vertical e a Figura 20 representa a do modelo do bicristal horizontal.

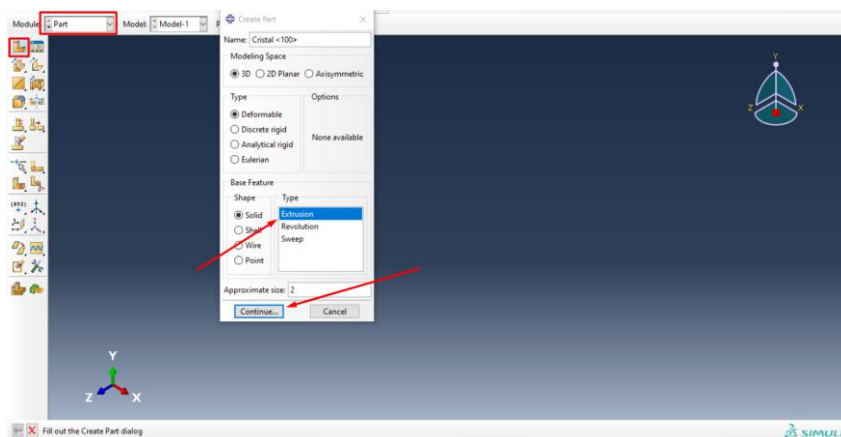


**Figura 19** – Geometria do modelo do bicristal vertical. O cristal inferior possui a orientação <100> e o cristal superior possui a orientação <110>



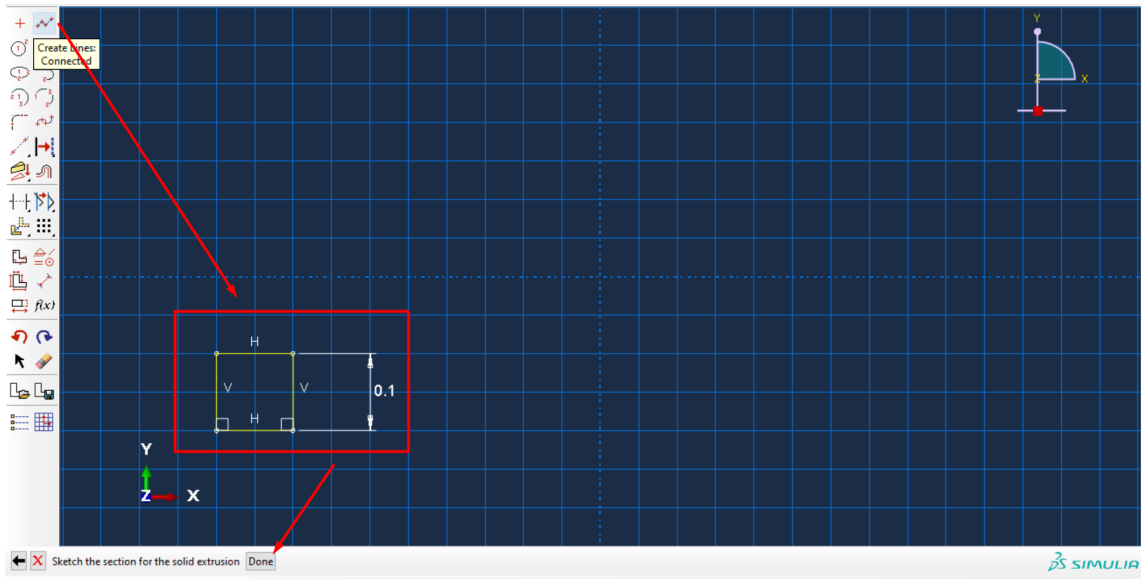
**Figura 20** - Geometria do modelo do bicristal horizontal. O cristal da esquerda possui a orientação <100> e o cristal direita possui a orientação <110>

No *software*, primeiramente deve-se criar uma nova parte para cada um dos cristais na aba *part* do modelo. É dado um nome para a parte, seleciona-se que é um sólido de extrusão e em *approximate size* coloca-se um valor para a grade em que a peça será construída, no caso foi colocado o valor 2 para conseguir criar um cristal com aresta de 0,1 mm, como mostra a Figura 21.



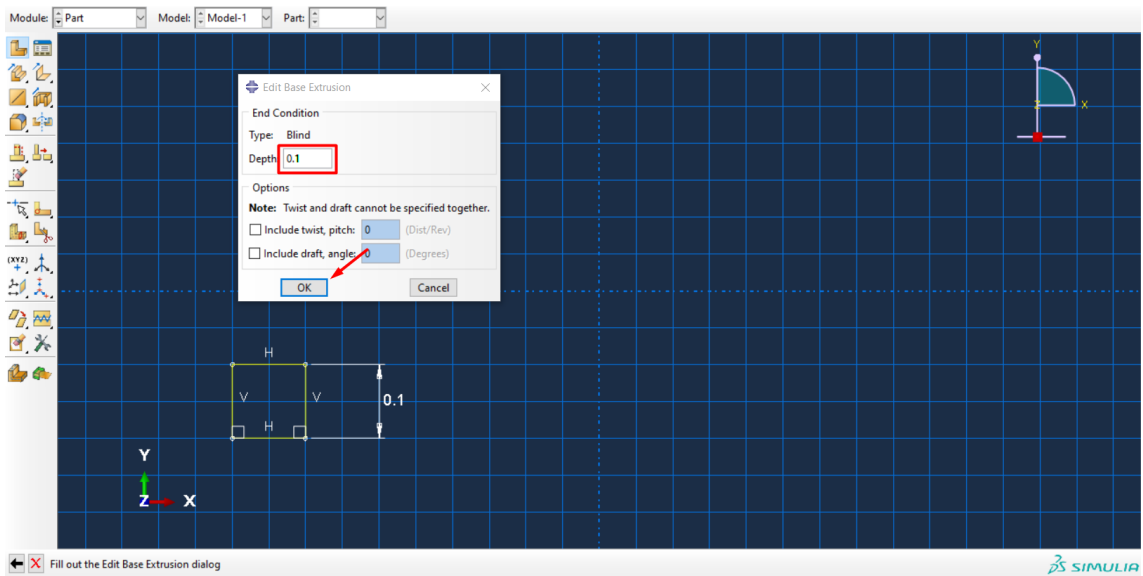
**Figura 21** – Criando a parte do bicristal com direção <100> no *software* Abaqus

Na sequencia é desenhada a geometria lateral, colocando-se a cota e clica-se em *done*, no caso é desenhado um quadrado de aresta 0,1 mm como mostra a Figura 22.



**Figura 22** – Desenhando a geometria lateral da parte no *software* Abaqus

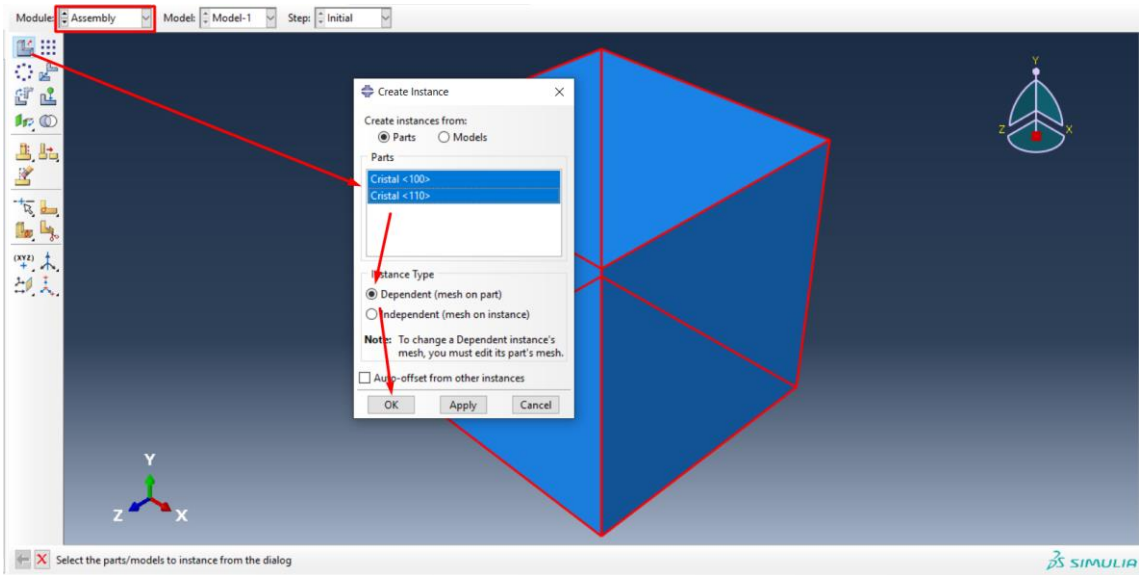
Em seguida, é determinada a espessura da peça criada. No caso, a espessura é de 0,1 mm para a criação do cubo, como mostra a Figura 23.



**Figura 23** - Determinando a espessura da peça criada no modelo do *software* Abaqus

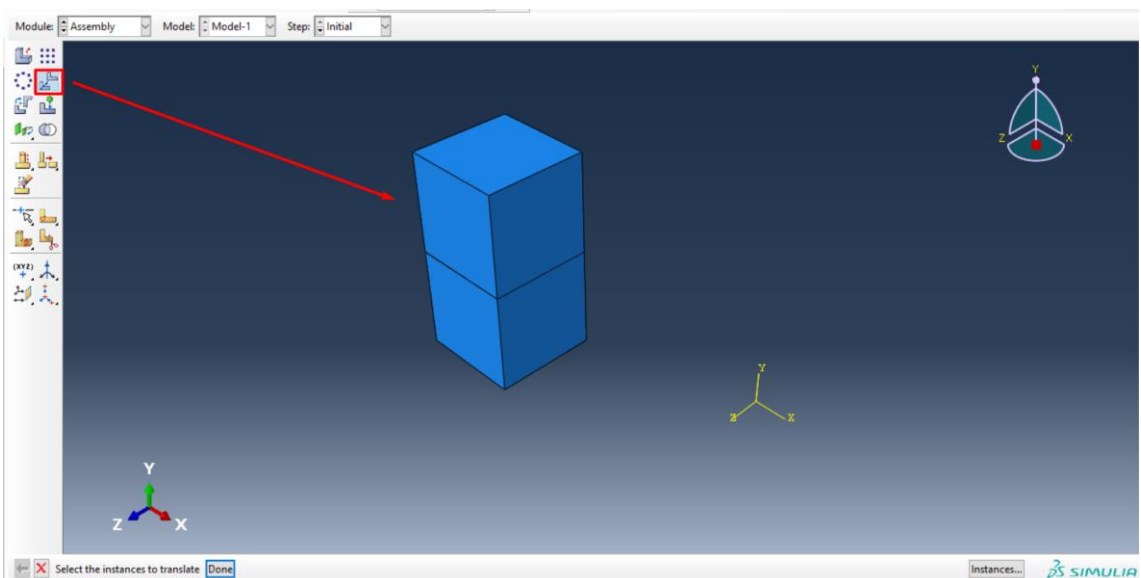
O mesmo processo descrito acima é feito para a criação do segundo cristal cúbico para a orientação  $\langle 110 \rangle$ .

Na sequência, para juntar os dois cristais numa mesma estrutura, na aba *assembly* cria-se uma nova instância selecionando os dois cristais e colocando a condição de que eles sejam dependentes para que o *mesh* seja colocado individualmente em cada cristal. A Figura 24 ilustra o procedimento.



**Figura 24** – Criação da instância para a construção do bicristal no *software* Abaqus.

Por fim, na criação das geometrias, translada-se os dois cubos para coloca-los nas posições adequadas. A Figura 25 ilustra o modelo do bicristal vertical e a Figura 26 ilustra o modelo do bicristal horizontal.



**Figura 25** – Cubos transladados para formar o modelo do bicristal vertical no *software* Abaqus

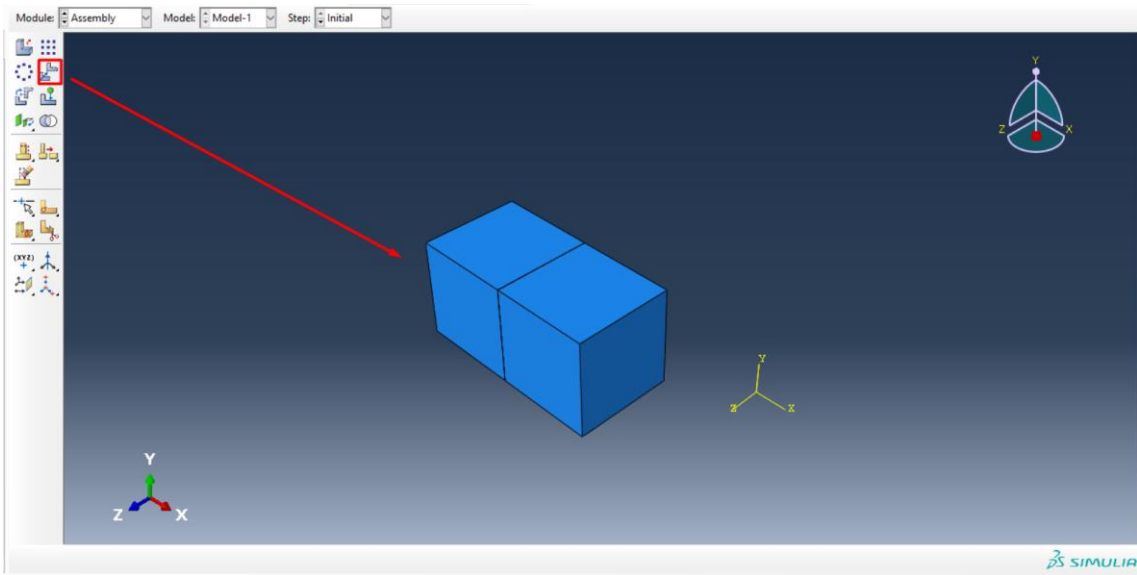


Figura 26 - Cubos transladados para formar o modelo do bicristal horizontal no *software* Abaqus

#### 4.4.2. Definição das propriedades do material

Para a definição das propriedades anisotrópicas dos cristais dentro do *software*, deve-se primeiramente criar a propriedade na aba *property* e na instância *edit material*. Cria-se um nome para a propriedade, seleciona-se qual o tipo de propriedade, no caso mecânica elástica, como mostrado na Figura 27.

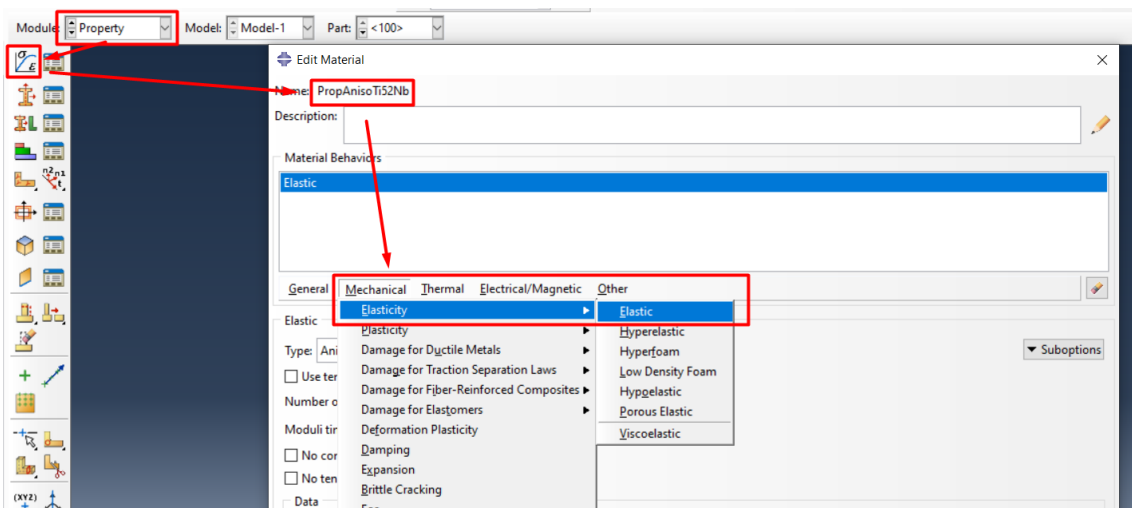
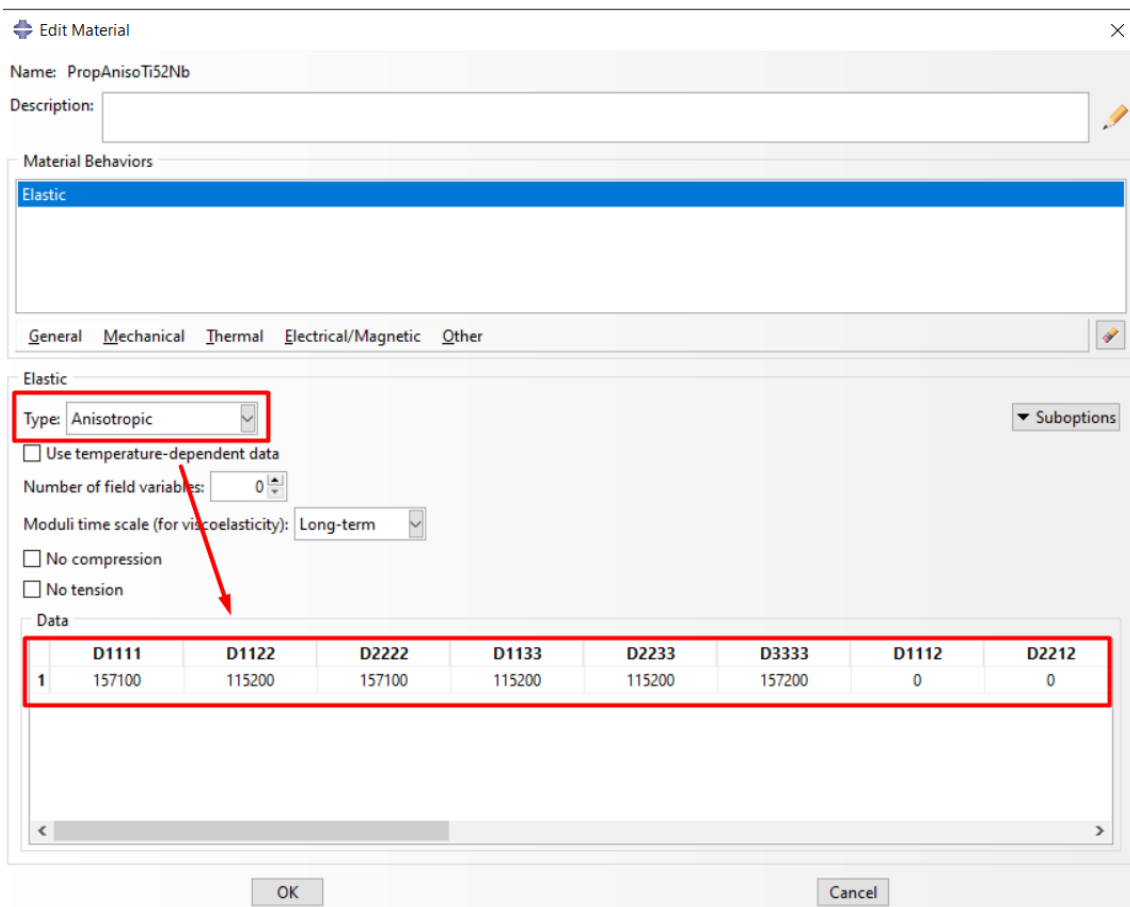


Figura 27 – Criação das propriedades do material no *software* Abaqus

Na sequência, determina-se o tipo da propriedade elástica como anisotrópica e declara-se os valores das constantes de rigidez. No *software*, as constantes recebem a sigla  $D_{ijkl}$ . Na Tabela 8 estão correlacionadas essas constantes com as constantes de rigidez  $C_{ij}$  da literatura. A Figura 28 ilustra o processo.

**Tabela 8** - Correlação entre as constantes  $D_{ijkl}$  do *software* Abaqus e as constantes  $C_{ij}$  da literatura

Constante no Software	Constante de rigidez	Valor em GPa
D1111	C11	157,1
D1122	C12	115,2
D2222	C22	157,1
D1133	C13	115,2
D2233	C23	115,2
D3333	C33	157,1
D1112	C16	0
D2212	C26	0
D3312	C36	0
D1212	C66	34,5
D1113	C15	0
D2213	C25	0
D3313	C35	0
D1213	C65	0
D1313	C55	34,5
D1123	C14	0
D2223	C24	0
D3323	C34	0
D1223	C64	0
D1323	C54	0
D2323	C44	34,5



**Figura 28** – Definição do tipo da propriedade elástica como anisotrópica e suas constantes de rigidez

Em seguida, cria-se uma sessão com a propriedade criada anteriormente, e atribui-se essa sessão a cada um dos cristais. O processo está ilustrado na Figura 29 e na Figura 30.

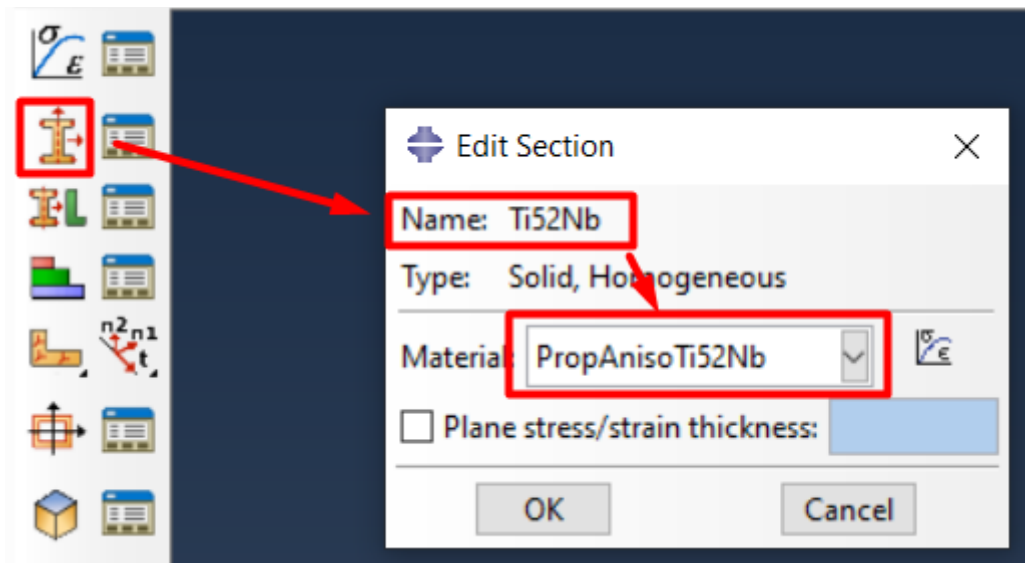


Figura 29 – Criação da sessão com a propriedade elástica anisotrópica no software Abaqus

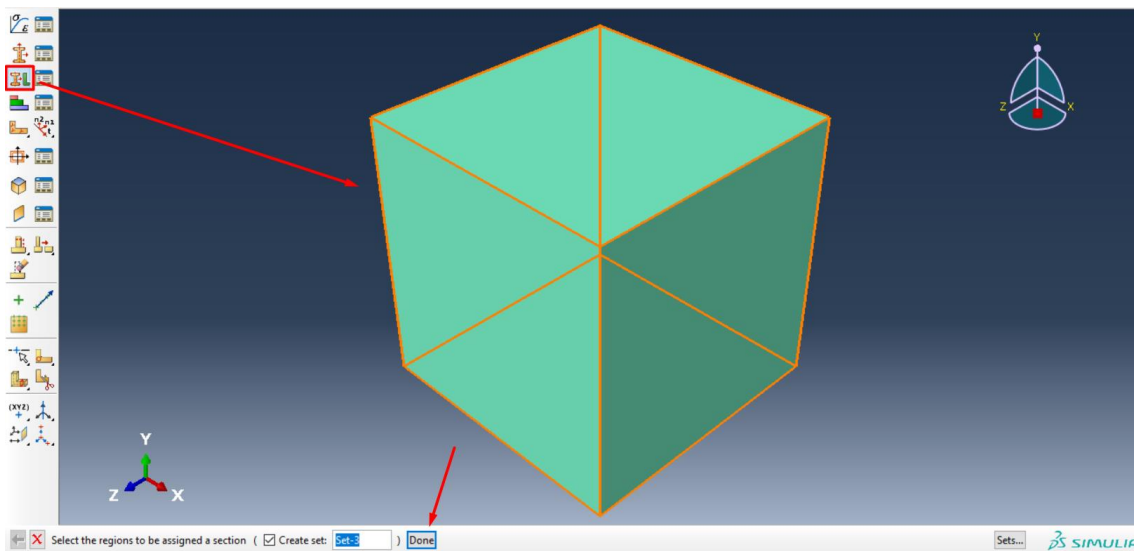


Figura 30 – Atribuição da sessão para cada geometria criada no Abaqus

Por fim, deve-se criar uma orientação para cada cristal, selecionando um sistema de coordenadas global e dando-lhe a orientação desejada a partir do ângulo. Na Figura 31 está ilustrado o processo para atribuir orientação no caso do grão orientado na direção  $\langle 100 \rangle$ , em que o ângulo de rotação é zero (*none*).

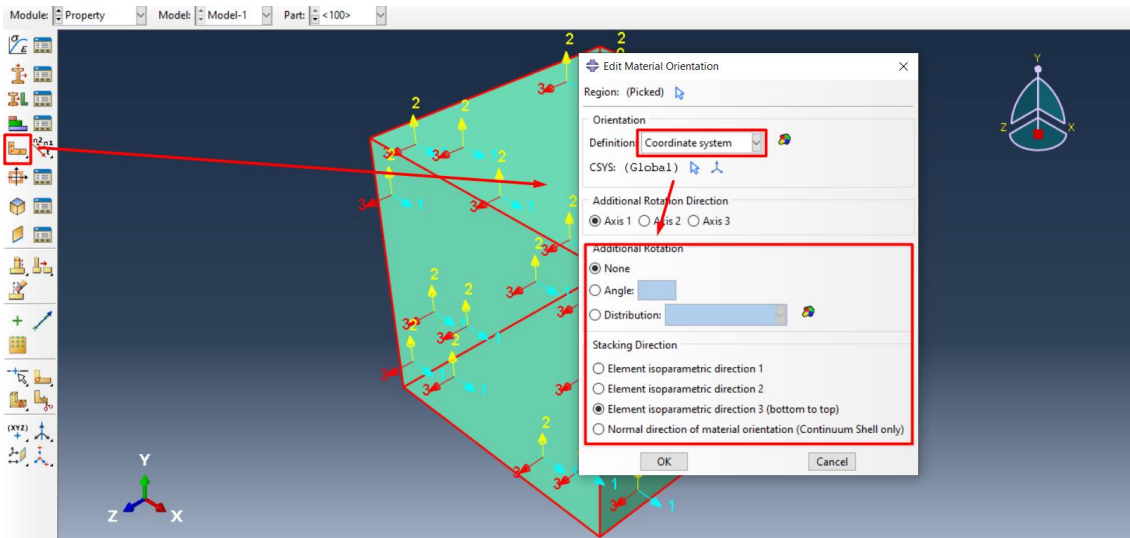


Figura 31 – Atribuição de orientação para cada cristal no Abaqus

#### 4.4.3. Condições de contorno e aplicação de carga

Primeiramente é aplicada a carga sobre o material. Na aba *load* seleciona-se *create load* e cria-se uma força de tração sob uma superfície, como mostra a Figura 32.

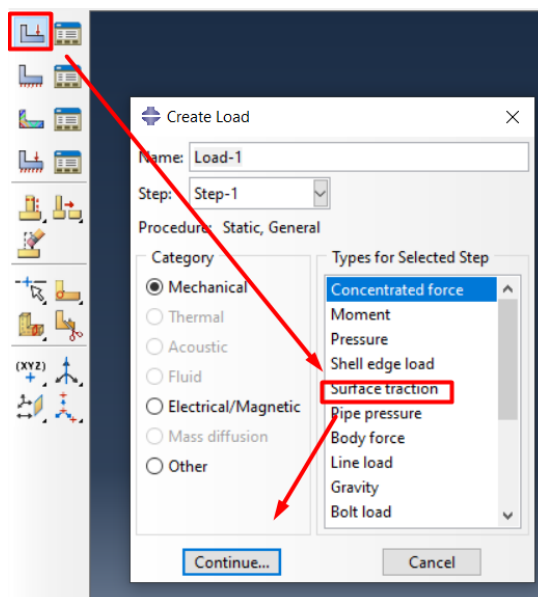
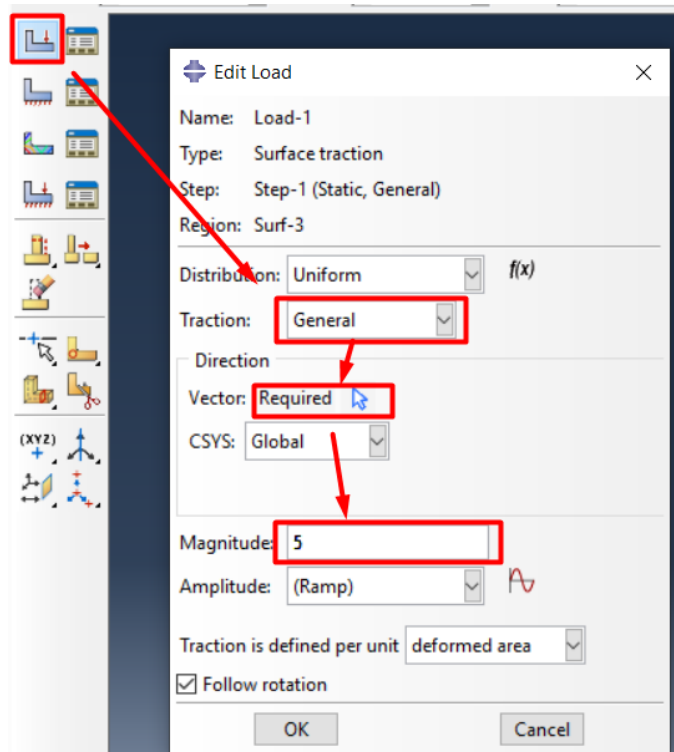


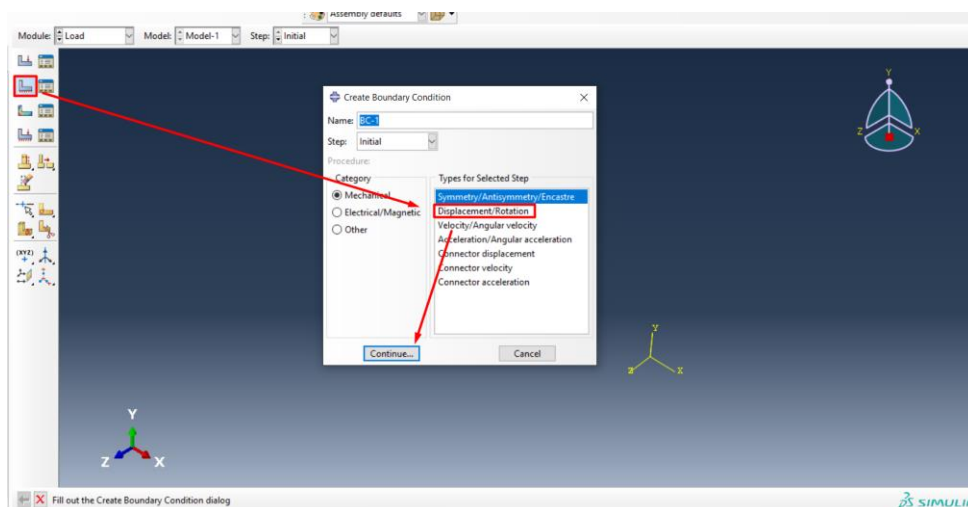
Figura 32 – Criação de instância de força no Abaqus

Na sequência, em *traction* especifica-se uma tração geral, indica-se o vetor da direção da força e lhe atribui uma magnitude. No caso é colocado uma força de 5 N para não extrapolar o limite de escoamento do material, como mostra a Figura 33. Esse processo é repetido para as superfícies superior e inferior de ambos os modelos.

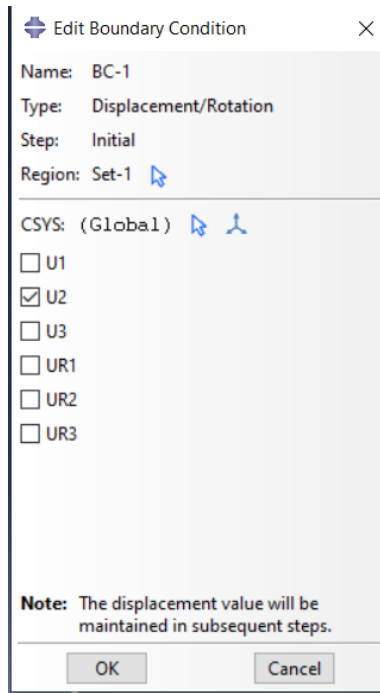


**Figura 33** – Definição da direção e magnitude do vetor força aplicado no modelo do Abaqus. Atribuiu-se uma força de 5 N nas superfícies superior e inferior de ambos os modelos de bicristal.

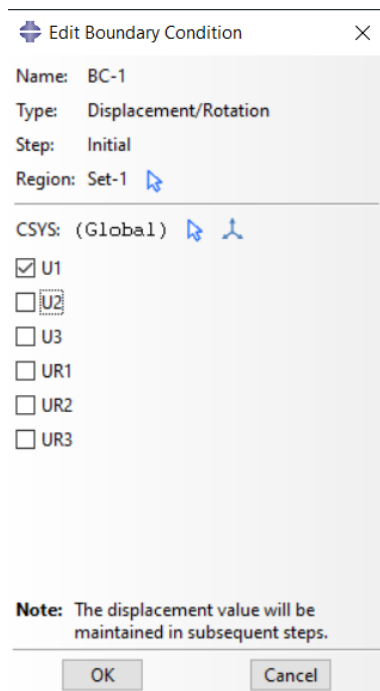
Em seguida é criada a instancia para as condições de contorno, no caso adotou-se que o contorno de grão do modelo do bicristal vertical não pode se mover na direção y (vertical) e o contorno de grão do modelo do bicristal horizontal não pode se mover na direção x (horizontal). Além disso, é imposta a condição de que os planos dos cristais estão em contato. O processo está ilustrado na Figura 34, Figura 35 e Figura 36.



**Figura 34** – Criação da instância para a condição de contorno no Abaqus

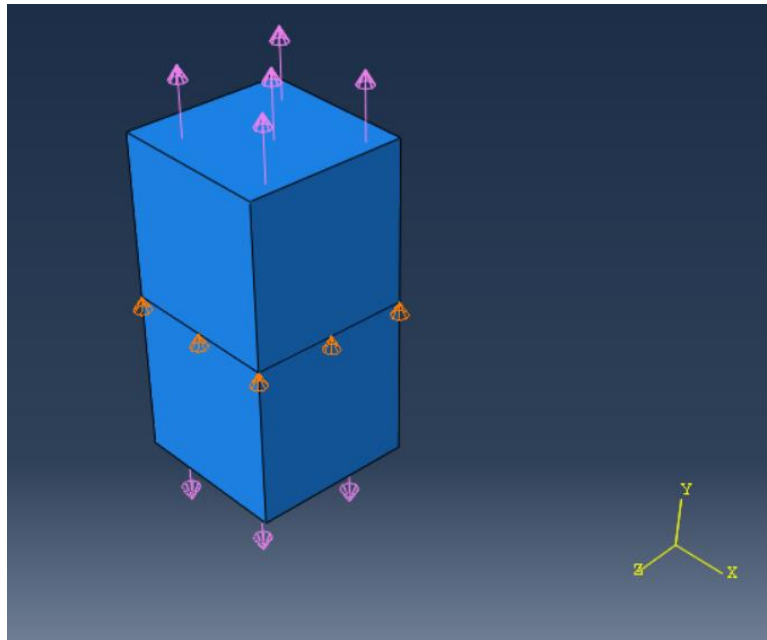


**Figura 35** – Definição da condição de contorno do bicristal vertical no Abaqus

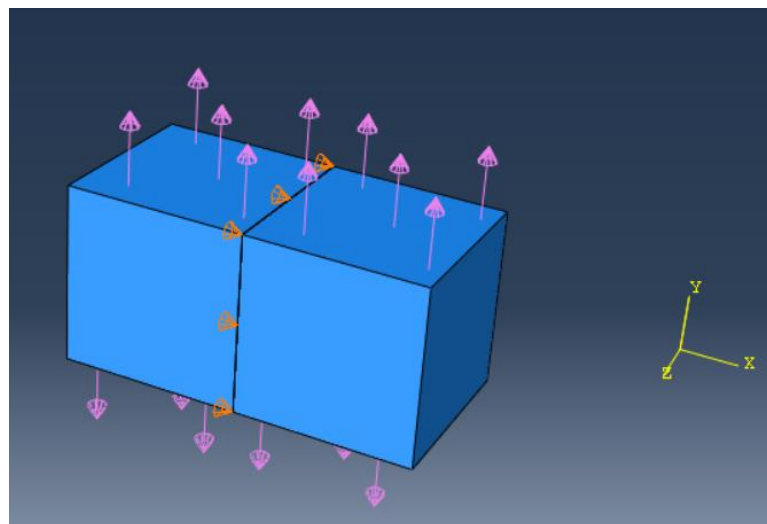


**Figura 36** – Definição da condição de contorno do bicristal horizontal no Abaqus

A Figura 37 mostra a construção do modelo do bicristal vertical aplicando-se a carga de 5N e e sua respectiva condição de contorno e a Figura 38 mostra a construção do modelo do bicristal horizontal aplicando-se a carga de 5N e e sua respectiva condição de contorno



**Figura 37** – Ilustração da aplicação de carga e condição de contorno no modelo do bicristal vertical no Abaqus



**Figura 38** - Ilustração da aplicação de carga e condição de contorno no modelo do bicristal horizontal no Abaqus

#### 4.4.4. Definição do Mesh

Na definição do *mesh*, na instância *seed part*, seleciona-se a parte do modelo a ser gradeada (deve-se selecionar cada cristal individualmente), e atribui-se o *mesh* desejado. No caso, devido a limitação da versão de estudante do *software*, o *mesh* máximo se restringe a um total de 1000 nós (ou seja, no máximo 500 nós para cada parte), portanto no campo *approximate global size* foi colocado o valor de 0,02 para não extrapolar essa limitação. A Figura 39 ilustra o processo.

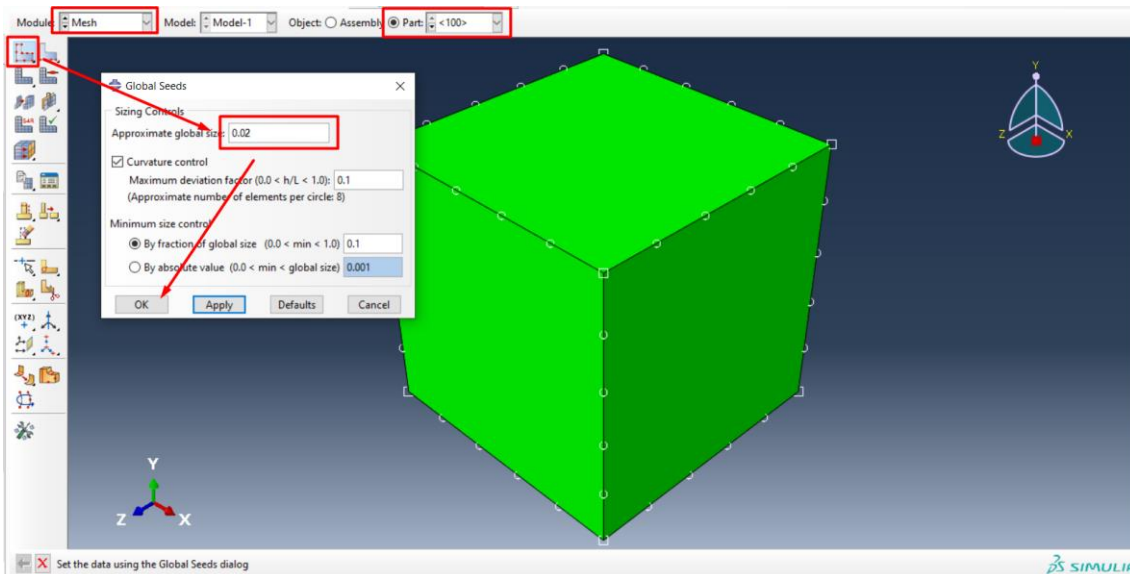


Figura 39 – Atribuição do *Mesh* a cada parte do modelo no Abaqus

## 5. Resultados e Discussão

### 5.1. Cálculo do Módulo de Young

Utilizando a metodologia de cálculo descrita neste trabalho, e fazendo uma extrapolação matemática das constantes elásticas ( $C_{ij}$ ) a partir dos dados de Gutiérrez Moreno et. al. [25], pôde-se estimar os valores do módulo de Young para para as nove amostras da liga Ti-52%Nb, a partir dos dados de orientação cristalográfica retirado do EBSD.

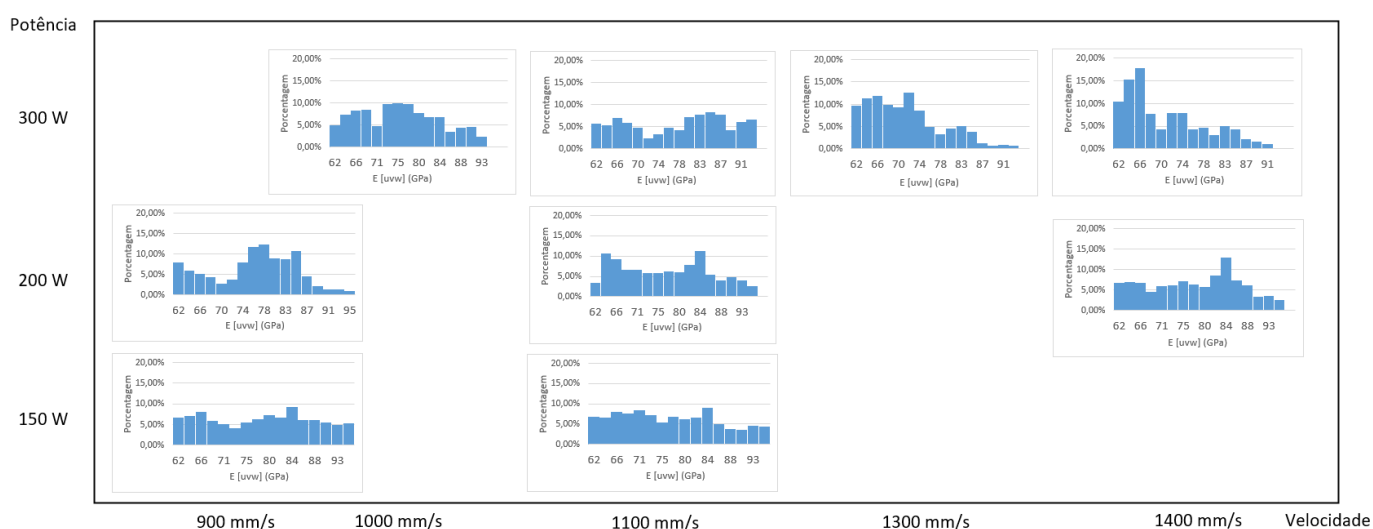
Na Tabela 9 estão compilados os valores para as médias de Voigt, Reuss e Hill, bem como a porcentagem de texturização para cada uma das direções de análise do cristal ( $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  e  $\langle 111 \rangle$ ), dados de potência, velocidade de varredura do laser e densidade de energia volumétrica, para cada uma das nove amostras analisadas. As médias de Voigt encontradas pelos cálculos apresentaram uma variação de 1% a 2% se comparadas às médias de Reuss. Além disso, para as potências de 150W e 200W, o aumento da velocidade de varredura gerou alterações no módulo de Young menos significativas (pouco menos de 1%) do que no caso de potência igual a 300W (pouco mais que 5%).

**Tabela 9** - Tabela contendo os resultados, para cada uma das nove amostras, das médias de Voigt, Reuss e Hill do módulo de Young (E), porcentagem de texturização para cada direção e densidade de energia

Potência (W)	Velocidade de Varredura (mm/s)	Densidade de Energia Volumétrica (J/mm <sup>3</sup> )	% de texturização na direção <100>	% de texturização na direção <110>	% de texturização na direção <111>	E Voigt (GPa)	E Reuss (GPa)	E Hill (GPa)
150	900	53	57,5%	38,5%	4,0%	77,0	75,6	76,3
150	1100	43	60,9%	36,6%	2,5%	76,2	75,0	75,6
200	900	71	66,7%	32,7%	0,6%	75,3	74,4	74,9
200	1100	58	58,8%	40,4%	0,8%	75,8	74,6	75,2
200	1400	45	58,2%	40,2%	1,5%	76,5	75,3	75,9
300	1000	95	68,8%	30,4%	0,8%	74,6	73,5	74,1
300	1100	87	48,5%	46,6%	4,9%	72,6	77,1	71,6
300	1300	73	85,5%	13,8%	0,7%	70,6	69,9	70,3
300	1400	68	80,8%	17,4%	1,9%	70,5	69,6	70,0

Para melhor analisar os resultados de cada amostra quanto a relação da potência e velocidade do laser, foram construídos histogramas relacionando a porcentagem de cristais com o módulo de Young calculado. A Figura 40 mostra os histogramas distribuídos dentro de um quadro de potência por velocidade.

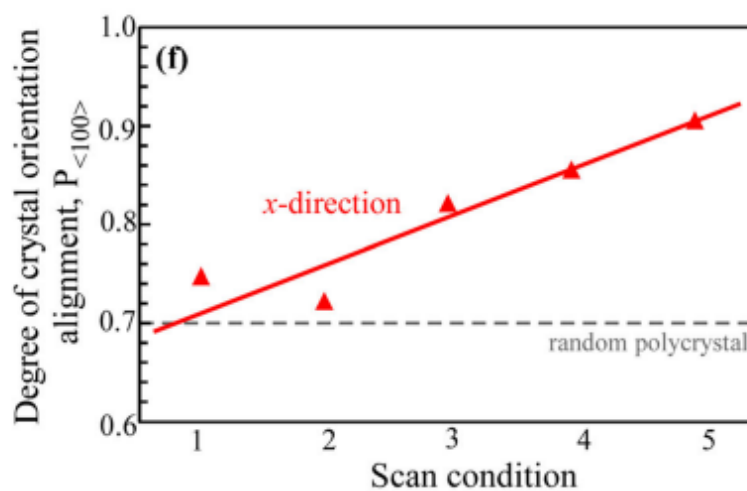
Pelos histogramas da Figura 40, para as amostras com potência de 300W, conforme se aumenta a velocidade de varredura maior é a concentração de cristais com módulo de Young em torno de 60 GPa. No caso das potências de 200W e 150 W, mesmo em velocidades maiores os valores se mantiveram mais dispersos nos valores de módulo de Young, não apresentando uma concentração numa faixa de valor específico.



**Figura 40** - Diagrama de Potência (W) x Velocidade (mm/s) contendo os histogramas de distribuição de módulos de Young calculados para cada uma das nove amostras

Em um trabalho publicado por Nakano e Hagihara [26], foi construído um indicador  $P_{\langle uvw \rangle}$  que corresponde ao grau de orientação do sistema observado com relação a uma determinada orientação do sistema de referência  $\langle uvw \rangle$ , sendo que este valor varia entre 0 e 1, ou seja, quanto mais próximo de 1 for  $P_{\langle uvw \rangle}$ , maior é a orientação dos cristais na direção  $\langle uvw \rangle$ .

Segundo Nakano e Hagihara, no gráfico da Figura 41 é notado que o valor do indicador  $P_{\langle 100 \rangle}$  aumenta de forma monotônica ao passo que a velocidade de varredura do laser também aumenta, tendo um comportamento semelhante ao indicado pela Tabela 9 e pela Figura 40.



**Figura 41** – Variação do indicador  $P_{\langle 100 \rangle}$  medido ao longo da direção de varredura (x-direction) em função da velocidade de varredura (grau 1 a 5). A linha pontilhada refere-se ao mesmo material com orientação cristalina aleatória. Fonte: [26]

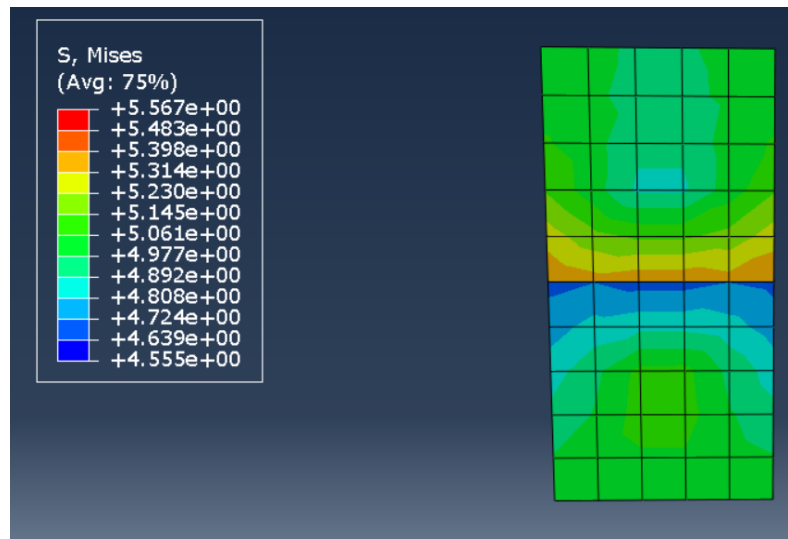
## 5.2. Simulação no *Software Abaqus*

### 5.2.1. Modelo do bicristal vertical

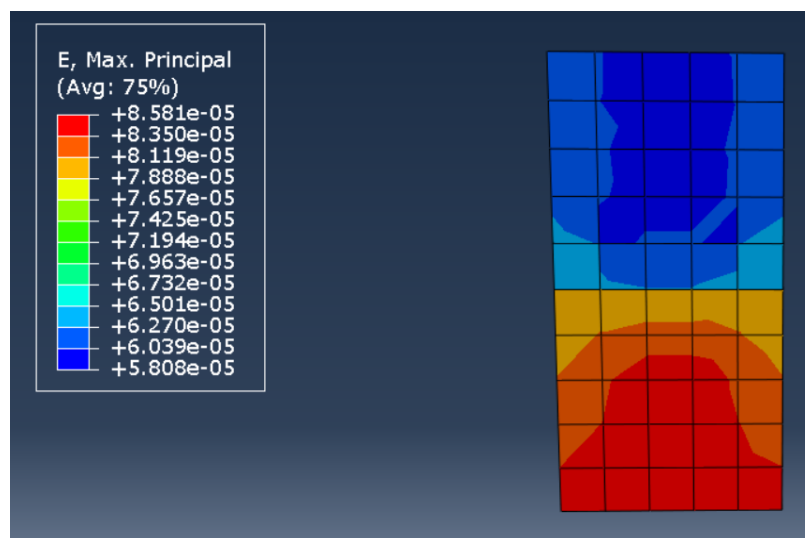
Na Figura 42 e na Figura 43 são mostrados respectivamente os mapas de cores das grandezas de tensão e de deformação, retirados do software para o caso do modelo feito sob esforço de tração.

Nota-se pela Figura 42 que na região próxima ao contorno de grão ocorre alterações nas tensões sofridas pelo material. Enquanto que no Bulk de cada cristal as tensões estão com valores médios, nas proximidades do contorno de grão é notado um aumento na tensão no cristal de cima, ao passo que ocorre uma diminuição da tensão no cristal de baixo.

A partir da Figura 43 é possível verificar que a região do Bulk do material mantém uma certa homogeneidade na deformação, sendo o cristal de baixo (orientado na direção  $\langle 100 \rangle$ ) aquele que sofre a maior deformação. Novamente, existe um comportamento diferente nas proximidades do contorno de grão, ocorrendo um aumento na deformação no cristal superior e uma diminuição no cristal inferior.



**Figura 42** - Mapa de cores para a Tensão (MPa) no caso do Bicristal na Vertical sob esforço de Tração (5N)



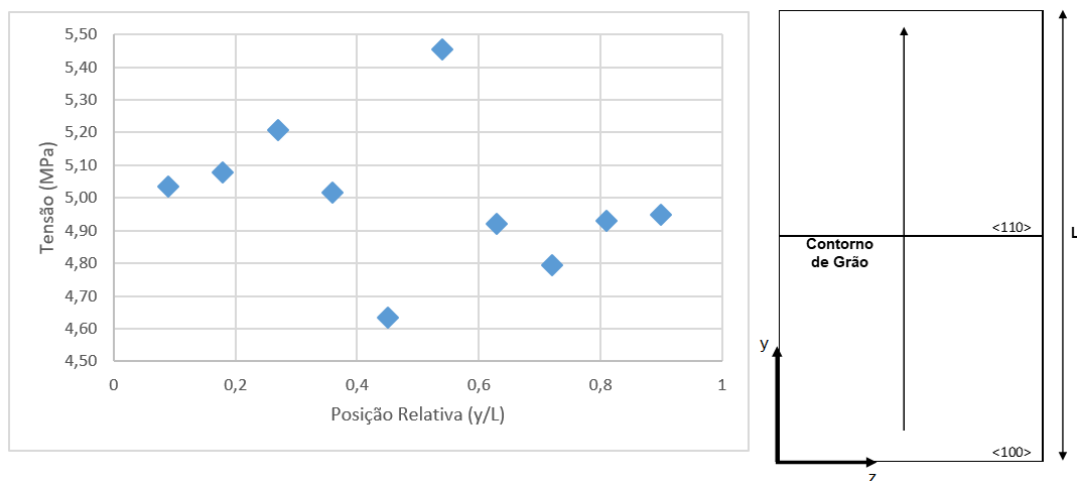
**Figura 43** - Mapa de cores para a Deformação no caso do Bicristal na Vertical sob esforço de Tração (5N)

A Figura 44 e Figura 45 apresentam gráficos de tensão e deformação ao longo da posição y do bicristal na situação do esforço de tração. As medidas

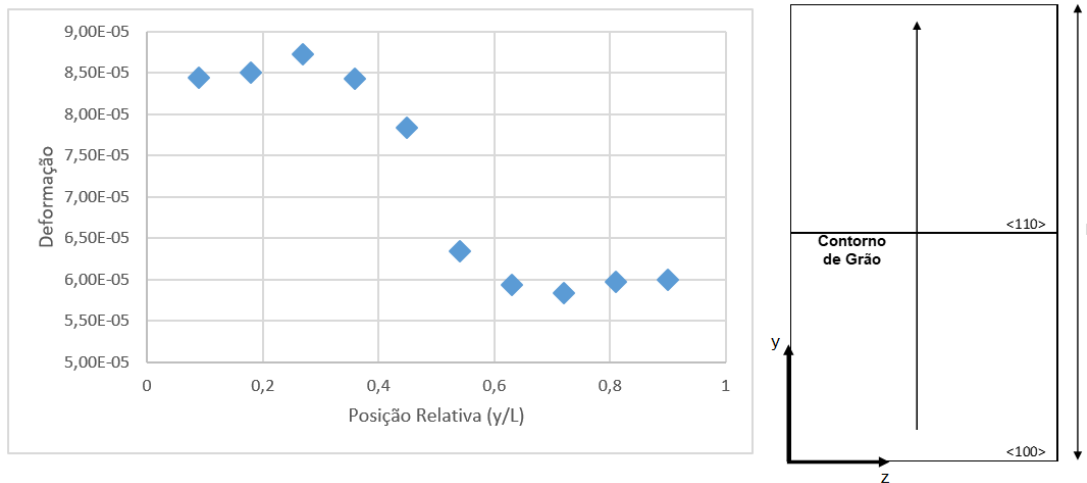
foram tomadas na região central da superfície do bicristal, como indica a seta na imagem à direita do gráfico.

Na Figura 44, nota-se novamente aquele comportamento encontrado no mapa de cores, a tensão varia nas proximidades do contorno de grão, sofrendo uma queda no cristal de baixo e aumento no cristal de cima. Além disso, verifica-se que na região do *Bulk* a tensão fica quase que constante, e conforme se aproxima do contorno de grão, o cristal de baixo apresenta um aumento na tensão, seguido de uma queda mais brusca, enquanto que no cristal de cima ocorre uma queda na tensão, seguido de um aumento mais acentuado. Pode-se perceber que essa variação na tensão se dá em cerca de 20% do comprimento do bicristal (de 0,4 a 0,6 aproximadamente).

Na Figura 45, nota-se um comportamento menos descontínuo da deformação conforme se aproxima do contorno de grão. O cristal inferior apresenta uma deformação mais acentuada e, ao passo que se aproxima do contorno de grão, apresenta um pico de deformação seguido de uma queda. O cristal superior apresenta um comportamento análogo, porém menos acentuado do que o inferior, tendo uma diminuição da deformação seguido de um aumento, conforme se aproxima do contorno de grão.



**Figura 44** - Gráfico da Tensão (MPa) ao longo da posição relativa  $y/L$  para o modelo do bicristal vertical sob tração. A seta presente na representação do bicristal indica a região de análise das tensões.



**Figura 45** - Gráfico da Deformação ao longo da posição relativa  $y/L$  para o modelo do bicristal vertical sob tração. A seta presente na representação do bicristal indica a região de análise das deformações.

O comportamento descrito pela tensão na Figura 44 nas proximidades do contorno de grão acontece pois o cristal de baixo tende a se deformar mais (devido a sua orientação na direção  $\langle 100 \rangle$ ) que o cristal de cima. Porém devido aos cristais estarem em contato, ocorre nessa região um aumento na tensão no cristal que se deforma menos e uma diminuição no cristal que se deforma mais, além de gerar as flutuações de tensão encontradas nas posições  $y/L$  iguais a 0,3 e 0,7.

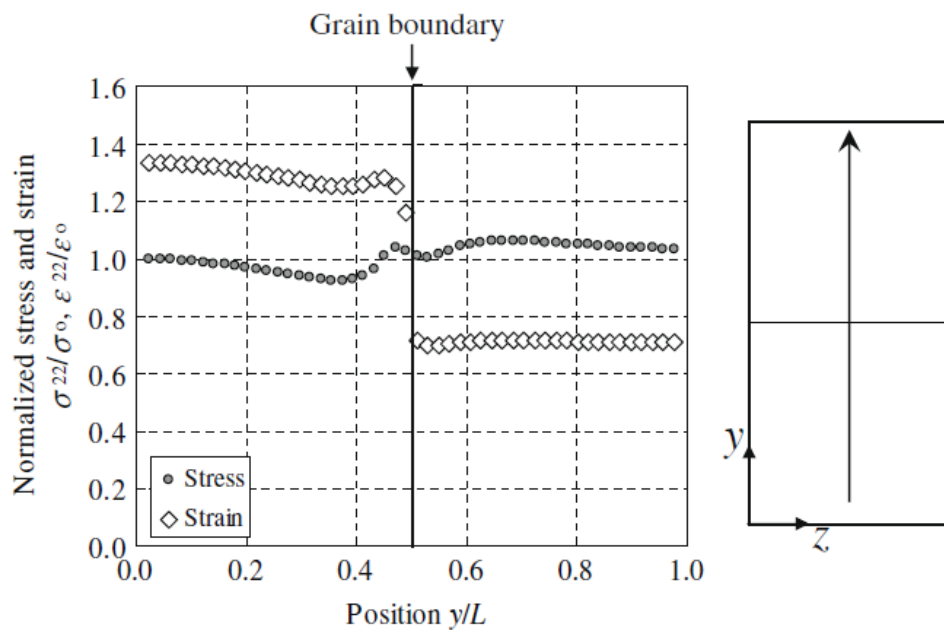
No artigo publicado por Kamaya [28] foi feito um modelo de bicristal carregado com esforço de tração similar ao elaborado neste trabalho.

A Figura 46 contém os gráficos de tensão e deformação normalizados ao longo da mesma direção  $y/L$ .

No modelo de Kamaya, a região do *bulk* dos cristais possui o mesmo comportamento, praticamente constante, que o encontrado neste trabalho. A principal diferença entre os dois modelos é que no de Kamaya o gráfico da tensão se mantém contínuo e o gráfico da deformação possui uma descontinuidade. Além disso, em ambos os cristais nota-se uma queda nas tensões seguido de um aumento ao se aproximar do contorno de grão. Isso acontece pois as condições de contorno empregadas por Kamaya levam em conta uma situação de isotensão ao longo do bicristal, tendo o plano que contém

o contorno de grão livre, ao passo que no modelo elaborado neste trabalho o plano está impossibilitado de se mover na direção  $y$ .

Apesar desta diferença, o modelo de Kamaya mostra flutuações no valores de tensão entre as posições 0,2 e 0,6 do cristal, e as deformações sofrem mudanças imediatamente antes do contorno de grão.



**Figura 46** - Gráficos de Tensão e deformação normalizados ao longo da posição  $y/L$  para um modelo feito através de uma simulação em elementos finitos de um bicristal na vertical sob esforço de tração na direção  $y$ . O cristal inferior tem orientação  $\langle 100 \rangle$  e o cristal superior tem orientação  $\langle 110 \rangle$ . Dados retirados de uma liga de aço inoxidável 316. Fonte [28]

A Tabela 10 apresenta os dados de deformação, tensão, posição relativa  $y/L$  e módulo de Young retirados do software. Nota-se que o módulo de Young sofre pequenas variações conforme se aproxima do contorno de grão, enquanto que no *bulk* eles se mantêm constantes e iguais aos valores teóricos calculados para seus respectivos monocristais. No cristal inferior o módulo sofre uma ligeira queda (de 59,7 GPa para 59,2 GPa), ao passo que no cristal superior ocorre uma ligeira queda seguido de um aumento mais significativo (queda de 82,5 GPa para 82,1 GPa e depois um aumento para 85,9 GPa). Na mesma tabela, também pode-se notar que o valor médio calculado pelo software (Média FEM) foi de 71,4 GPa para o bicristal, sendo um valor maior, porém bem próximo, ao da média de Voigt de 71,2 GPa.

**Tabela 10** - Tabela com os dados de tensão (MPa), deformação, posição relativa e Módulo de Young (GPa) para o modelo do bicristal vertical sob tração. Abaixo da tabela estão descritos os valores médios do Módulo de Young (GPa) de um bicristal para as médias calculadas de Voigt, Reuss e Hill (propostas nesse trabalho) e a média computada no software pelo método de elementos finitos (FEM). Nos quadrados ao lado da tabela estão descritos os valores do Módulo de Young (GPa) para o caso de um monocristal nas direções <100> e <110>.

$\epsilon$	$\sigma$ (Von Mises) [MPa]	Posição Relativa y/L	Módulo de Young [GPa]	
8,44E-05	5,03	0,09	59,7	Grão <100> Ecalc = 59,6 GPa
8,50E-05	5,08	0,18	59,7	
8,72E-05	5,21	0,27	59,7	
8,43E-05	5,02	0,36	59,5	
7,83E-05	4,64	0,45	59,2	
6,35E-05	5,46	0,54	85,9	Grão <110> Ecalc = 82,8 GPa
5,93E-05	4,92	0,63	83,0	
5,84E-05	4,80	0,72	82,1	
5,97E-05	4,93	0,81	82,5	
6,00E-05	4,95	0,9	82,5	

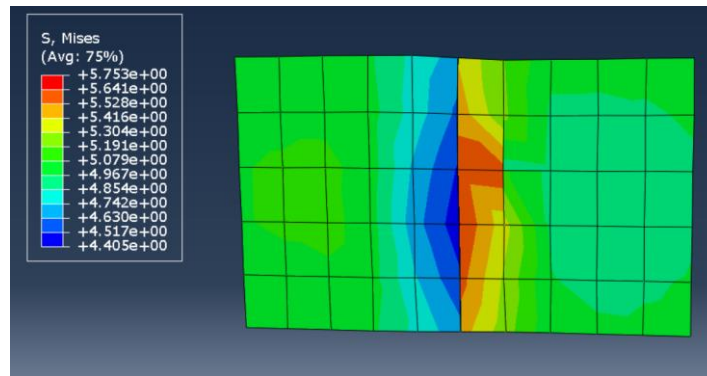
Média Voigt [GPa]	Média Reuss [GPa]	Média Hill [GPa]	Média FEM [GPa]
71,2	69,3	70,3	71,4

### 5.2.2. Modelo do bicristal horizontal

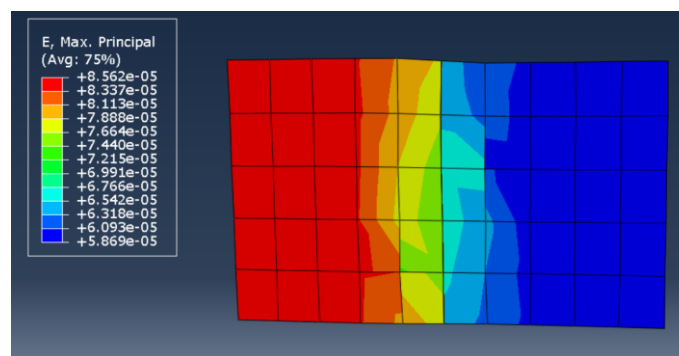
Na Figura 47 e na Figura 48 são mostrados respectivamente os mapas de cores das grandezas de tensão e de deformação, retirados do software para o caso do modelo feito sob esforço de tração.

Na Figura 47, verifica-se que no bulk de ambos os cristais a tensão se mantém constante com valores próximos a 5 MPa, e conforme se aproxima do contorno de grão passa a sofrer alterações. No caso do cristal da esquerda, orientado na direção <100>, ocorre uma diminuição da tensão nas proximidades do contorno de grão, enquanto que no cristal da direita, orientado na direção <110>, ocorre um aumento nas tensões próximo ao contorno de grão.

Na Figura 48 é mostrado que a deformação no bulk dos cristais também se mantém praticamente constante, sendo o cristal da direita com maior deformação (cuja orientação se dá na direção <100>). Ao se aproximar do contorno de grão, ocorre uma diminuição no cristal da esquerda (orientado na direção <100>) e um aumento na deformação do cristal da direita (orientado na direção <110>).



**Figura 47** - Mapa de cores para a Tensão (MPa) no caso do Bicristal na Horizontal sob esforço de Tração (5N)

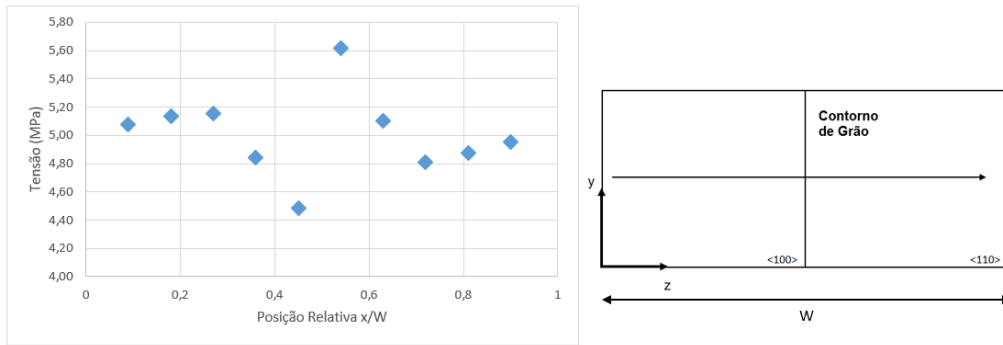


**Figura 48** - Mapa de cores para a Deformação no caso do Bicristal na Horizontal sob esforço de Tração

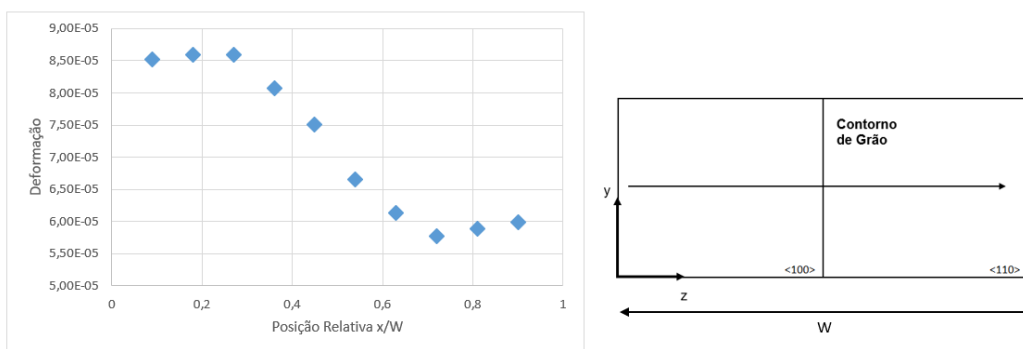
A Figura 49 e a Figura 50 apresentam gráficos de tensão e deformação ao longo da posição x do bicristal na situação do esforço de tração. As medidas foram tomadas na região central da superfície do bicristal, como indica a seta na imagem à direita do gráfico.

O gráfico da Figura 49 mostra o comportamento verificado no mapa de cores de forma mais evidente, o *bulk* dos cristais mantém a tensão praticamente constante e ao passo que se aproxima do contorno de grão, a tensão no cristal inferior sofre uma queda, enquanto que a tensão do cristal superior sofre um aumento. Tal comportamento acontece em 40% do comprimento do bicristal (posição relativa entre 0,3 e 0,7)

A partir do gráfico da Figura 50 nota-se que a deformação dos cristais decai de maneira contínua ao longo da direção x, não apresentando nenhum tipo de flutuação brusca.



**Figura 49** - Gráfico da Tensão (MPa) ao longo da posição relativa x/W para o modelo do bicristal horizontal sob tração. A seta presente na representação do bicristal indica a região de análise das tensões.



**Figura 50** - Gráfico da Deformação ao longo da posição relativa x/W para o modelo do bicristal horizontal sob tração. A seta presente na representação do bicristal indica a região de análise das deformações

A Tabela 11 apresenta os dados de deformação, tensão, posição relativa x/W e módulo de Young retirados do software. Nota-se que o cristal da esquerda (posição relativa de 0,09 a 0,45) o módulo de Young permanece praticamente constante ao longo de todo cristal, ao passo que no cristal da direita (posição relativa de 0,54 a 0,9) ocorre uma flutuação de aproximadamente 2 GPa.

Além disso, o valor da média calculada a partir dos dados do software (71,5 GPa), apesar de ser ligeiramente maior, se aproximou da média de Voigt (71,2 GPa) calculada pelo método proposto para um bicristal com mesmas orientações que o modelo.

**Tabela 11** - Tabela com os dados de tensão (MPa), deformação, posição relativa e Módulo de Young (GPa) para o modelo do bicristal horizontal sob tração. Abaixo da tabela estão descritos os valores médios do Módulo de Young (GPa) de um bicristal para as médias calculadas de Voigt, Reuss e Hill (propostas nesse trabalho) e a média computada no software pelo método de elementos finitos (FEM). Nos quadrados ao lado da tabela estão descritos os valores do Módulo de Young (GPa) para o caso de um monocristal nas direções <100> e <110>.

$\epsilon$	$\sigma$ (Von Mises) [MPa]	Posição Relativa X/W	Módulo de Young [Gpa]			
8,52E-05	5,08	0,09	59,6	Grão <100> Ecalc = 59,6 GPa		
8,59E-05	5,13	0,18	59,7			
8,60E-05	5,16	0,27	60,0			
8,07E-05	4,84	0,36	60,0			
7,51E-05	4,49	0,45	59,7			
6,65E-05	5,61	0,54	84,4	Grão <110> Ecalc = 82,8 GPa		
6,14E-05	5,10	0,63	83,1			
5,78E-05	4,81	0,72	83,2			
5,88E-05	4,87	0,81	82,8			
5,99E-05	4,95	0,9	82,7			
<b>Média Voigt [GPa]</b>				<b>Média Reuss [GPa]</b>	<b>Média Hill [GPa]</b>	<b>Média FEM [GPa]</b>
71,2				69,3	70,3	71,5

## 6. Conclusão

A técnica de Electron Back Scatter Diffraction (EBSD) empregada para caracterização de materiais permite que sejam feitas análises baseadas na microtextura do material. O procedimento de cálculo das propriedades mecânicas a partir dessa microtextura indica que os parâmetros de processo da fabricação por manufatura aditiva possuem uma forte relação com a textura do material, e conseqüentemente com suas propriedades mecânicas.

Em especial, a potência e a velocidade de varredura do laser foram analisados através deste procedimento, o que mostrou que para altas potências, o aumento na velocidade de varredura corrobora para uma concentração de grãos orientados na direção <100>, direção esta, que para a estrutura cúbica de corpo centrado da liga Ti-52%Nb analisada, é a que apresenta o menor módulo de Young.

Extrapolando o modelo de cálculo para um policristal através das médias de Voigt, Reuss e Hill, o modelo apresentou na sua amostra com melhor texturização (potência de 300W e velocidade de 1400 mm/s) um valor de 70GPa, sendo 17% do que o módulo de um monocristal dessa liga orientado na direção <100> (59,6GPa). Este fato em particular é interessante em virtude da aplicação da liga Ti-52%Nb em implantes ortopédicos, pois quanto menor possível o módulo de Young, menor é a incidência de problemas de Stress Shielding.

O modelo de simulação por elementos finitos proposto no trabalho tinha por objetivo analisar a hipótese adotada de não interação entre os grãos na generalização dos módulos de Young calculados para um policristal. Através dos dados simulados, é possível notar que nas proximidades dos contornos de grão há uma mudança no comportamento mecânico do material, ocorrendo descontinuidades na tensão e na deformação. Contudo, no modelo do bicristal adotado essa mudança no comportamento mecânico se dá em cerca de 20% do comprimento do grão no caso de um cristal sobre o outro (bicristal vertical), e 40% no caso de um cristal ao lado do outro (bicristal horizontal).

Analisando o valor médio dos módulos de Young estimados na simulação, nota-se que seu valor não se altera muito daquele estipulado pelos cálculos. No caso do bicristal na vertical a média do módulo de Young foi de 71,4GPa, e no caso do bicristal horizontal foi de 71,5GPa, ao passo que a média de Hill calculada para um bicristal pelo método proposto foi de 70,3GPa. Esse resultado juntamente com a observação do comprimento total afetado por variações da tensão e da deformação, conclui-se que a aproximação de não interação entre grãos vizinhos é válida para se estimar o módulo de Young utilizando o modelo de cálculo proposto.

Entretanto, o modelo de simulação ainda deve ser aperfeiçoado para poder afirmar que a hipótese de não interação entre grãos vizinhos não cause nenhum tipo de interferência nos cálculos propostos. Devido às condições impostas (Mesh pouco refinado e modelo com apenas dois cristais) os resultados obtidos dão apenas uma ideia qualitativa do comportamento mecânico. A diferença nos resultados obtidos com aqueles descritos na literatura indica que o Mesh utilizado ainda está muito grosseiro, e também o número de grãos deve ser aumentado para analisar se a interferência na tensão e deformação observados próximo ao contorno de grão se mantém nas mesmas faixas de 20% a 40% ou se ocorre um aumento desse percentual.

Apesar dessas considerações, o modelo de cálculo se mostrou promissor pois além de fornecer uma forma de análise de grau de texturização com base nas propriedades mecânicas, também se apresenta como um indicador útil para o controle das propriedades do material.

## 7. Referências

- [1] SUMNER, D.R., GALANTE, J.O. Determinants of stress shielding: design versus materials versus interface. **Clin Orthop Relat Res**, 274:202-12, 1992.
- [2] PIRES, A. L. R.; BIERHALZ, A. C. K.; MORAES, A. M. Biomateriais: tipos, aplicações e mercado. **Quim. Nova**, Vol. 38, No. 7, 957-971, 2015.
- [3] GEETHA, M.; SINGH, A. K.; ASOKAMANI, R.; GOGIA, A. K.; Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review. **Progress in Materials Science**, vol. 54, pg. 397–425, 2009.
- [4] HANADA, S.; MATSUMOTO, H.; WATANABE, S. Mechanical compatibility of titanium implants in hard tissues. **Int. Congr. Ser**, 1284, 239–247;2005.
- [5] GIBSON, I.; ROSEN, D.; STUCKER, B. Additive Manufacturing Technologies - 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing. **Springer, Second Edition**, 2015.
- [6] SUN, S. H.; HAGIHARA, K.; NAKANO, T. Effect of scanning strategy on texture formation in Ni-25 at.%Mo alloys fabricated by selective laser melting. **Materials and Design** **140**, pp. 307–316, 2018.
- [7] ENGLER, O., RENDEL, V. Introduction to texture analysis – Macrotecture, microtexture and orientation mapping, **CRC Press, Second Edition**, 2010.
- [8] NOBRE, R.M. et al. Role of laser powder bed fusion process parameters Role of laser powder bed fusion process parameters in crystallographic texture of additive manufactured Nb-48Ti alloy, **Journal of Material Research and Technology**, v.14, Sept.–Oct., p. 484-495, 2021.
- [9] REILLY, D.T.; BURSTEIN, A.H.; FRANKEL, V.H. The elastic modulus for bone. **J. Biomech.** , 7, pag. 271–275, 1974.
- [10] HUISKES, R.; WEINANS, H.; RIETBERGEN, B.V. The Relationship Between Stress Shielding and Bone Resorption Around Total Hip Stems and the Effects of Flexible Materials. **Clinical Orthopaedics and Related Research**, Number 274, January 1992.

- [11] BOSCHIN, L.C.; ALENCAR, P.G.C. “Stress shielding”: avaliação radiográfica após seguimento a longo prazo. **Ver Bras Ortop.** ,42(9):290-6, 2007.
- [12] PINTO, G.R.R. Caracterização de ligas a base de titânio com adição de Nb, Zr e Pd, para Finalidades Biomédicas, **Dissertação**. Rio de Janeiro,(COPPE/UFRJ, Engenharia Metalúrgica e de Materiais), 2005.
- [13] AZEVEDO, C. R. F.; Characterization of metallic piercings. **Eng. Failure Annual**, v. 10, p. 255-263, 2003.
- [14] OKAMOTO, H. ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams. **OHIO: ASM International**, 2016.
- [15] LUZ, A. H.; MUFARREJ, M. P.; SILVA, W. C. Minério de nióbio. **Dissertação de mestrado**, Belém/PA, 2010.
- [16] SUWAS, S.; RAY, R. K. Crystallographic Texture of Materials. **London: Springer-Verlag**, p. 260, 2014.
- [17] DEBROY, T.; Wei, H.L.; ZUBACK, J.S. et al. Additivemanufacturing of metallic components—process, structure and properties. **Progress in Materials Science 92**, pp. 112–224, 2018.
- [18] BUNGE, H.J. Three-dimensional texture analysis. **Intern. Mat. Rev. 32**, p.265, 1987.
- [19] PRASHANTH, K. G. et al. Is the energy density a reliable parameter for materials synthesis by selective laser melting? **Materials Research Letters**, v. 5, n. 6, p. 386–390, 2017.
- [20] CROSS, C. E. et al. Metallography and Welding Process Control. **In: VANDER VOORT, G. F. (Ed.). . Applied Metallography**. 1. ed. Boston: Springer, p. 197–210, 1986.
- [21] MORAIS, W.A.; VASQUES, M.T.; NOBRE, R.M.; LANDGRAF, F.J.G. Proposta de Procedimento para Estimar a Rigidez em Metais Texturizados pela Análise dos Dados de EBSD. **Unisanta Sci Technol**, 9:38–40, 2020.
- [22] MEYERS, M.A. ; CHAWLA, K.K. Mechanical Behavior of Materials. 2nd Edition. **Cambridge (UK): Cambridge University Press**, 2009.

- [23] CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução. **Rio de Janeiro: LTC**, 2016.
- [24] NOBRE, R.M. Influência dos parâmetros do processo de manufatura aditiva de fusão em leito de pó na microestrutura e textura cristalográfica da liga Nb-47Ti. **Tese de Mestrado**, Escola Politécnica da USP, São Paulo, 2021.
- [25] GUTIÉRREZ MORENO, J. J. ; PAPAGEORGIOU, D.G.; EVANGELAKIS, G.A.; LEKKA, C.E. An abinitio study of the structural and mechanical alterations of Ti-Nb alloys. **J. Appl. Phys** **124**, pp. 245102-1–245102-7, 2018.
- [26] HAGIHARA, K.; NAKANO, T. Control of Anisotropic Crystallographic Texture in Powder Bed Fusion Additive Manufacturing of Metals and Ceramics—A Review. **JOM**, Vol. 74, 1760–1773, 2022.
- [27] ABAQUS User's manual Version 6.5, **ABAQUS Inc**, 2005.
- [28] KAMAYA, M. A procedure for estimating Young's modulus of textured polycrystalline materials. **Elsevier, International Journal of Solids and Structures****46**, 2642–2649, 2009.