

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS

LUIZ FERNANDO TOLEDO GARCIA

**Controle de textura cristalográfica em manufatura aditiva
por fusão seletiva a laser em ligas de titânio-nióbio para
implantes ortopédicos: uma revisão**

São Paulo

2019

LUIZ FERNANDO TOLEDO GARCIA

**Controle de textura cristalográfica em manufatura aditiva
por fusão seletiva a laser em ligas de titânio-nióbio para
implantes ortopédicos: uma revisão**

Trabalho de Formatura apresentado ao Departamento
de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
obtenção do título de Bacharel em Engenharia de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf

São Paulo

2019

GARCIA, Luiz Fernando Toledo

Controle de textura cristalográfica em manufatura aditiva por fusão seletiva a laser em ligas de titânio-nióbio para implantes ortopédicos: uma revisão

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais

Aprovado em:

Banca Examinadora

Prof. Dr. Fernando José Gomes Landgraf

Instituição: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Julgamento:

Prof. Dr. André Paulo Tschiptschin

Instituição: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Julgamento:

Rafael de Moura Nobre

Instituição: Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Julgamento:

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

Garcia, Luiz Fernando Toledo

Controle de textura cristalográfica em manufatura aditiva por fusão seletiva a laser em ligas de titânio-nióbio para implantes ortopédicos: uma revisão / L. F. T. Garcia -- São Paulo, 2019.
109 p.

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

1.crystallographic texture 2.selective laser melting 3.titanium alloys 4.niobium alloys 5.orthopedic implants I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

DEDICATÓRIA

A meus pais, Célia e Luiz Carlos, pela vida, formação e alicerce.

A minha irmã Heloísa, fiel companheira.

A meus queridos e sempre presentes André e Pedro, de quem a vida me concedeu o dom da amizade.

A meus professores, transmissores do conhecimento.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho não seria realidade sem o apoio incondicional de minha mãe, Célia, e de meu pai, Luiz Carlos, que sempre reconheceram a importância da educação de qualidade, e nunca mediram esforços e sacrifícios para me prover as condições necessárias a seu acesso. Por terem estabelecido essa meta acima de suas próprias necessidades e vontades, minha eterna gratidão a vocês.

Agradeço ao Professor Fernando Landgraf, meu orientador e professor de graduação, cuja incessável sede pela compreensão dos fenômenos, e a gentil, humilde e sempre pronta disposição para explicá-los e debatê-los de uma forma contextualizada e compreensível, ainda que muitas vezes de elevada complexidade, foi contagiante inspiração para a condução das pesquisas necessárias para a realização deste trabalho. Agradeço por gentilmente compartilhar seu tempo e seu vasto conhecimento, por seu esforço e empenho em me orientar, ainda que contrariando aconselhamento médico de descanso e repouso da vista, e pela deliciosa torta de pêssego.

*“If I have seen further,
it is by standing upon the shoulders of giants”*

Sir Isaac Newton

*“Tudo principia na propria pessoa
Vai, como a criança que não teme o tempo”*

Redescobrir

Luiz Gonzaga Jr. (Gonzaguinha)

RESUMO

As propriedades mecânicas dos materiais dependem diretamente da microestrutura originada durante seu processamento, motivo pelo qual o entendimento, controle e otimização de variáveis dos diversos processos são de fundamental importância no universo da Engenharia de Materiais. Há uma tendência mundial de envelhecimento da população observada nos últimos anos. Ocorrências de quedas são comuns entre idosos, frequentemente provocando fraturas ósseas como as de fêmur, que podem levar a diversas complicações, particularmente pós-cirúrgicas, e até à morte. A Artroplastia Total do Quadril (ATQ) é uma cirurgia de substituição da articulação biológica por uma prótese mecânica com funções similares, considerada um dos maiores avanços no tratamento de doenças ortopédicas e um dos procedimentos cirúrgicos mais realizados no mundo. Próteses com módulo de elasticidade muito maior que o osso podem provocar remodelação óssea proximal adaptativa, demandando cirurgias de revisão. Fusão seletiva a laser é um processo de manufatura aditiva que utiliza laser como fonte de calor para promover a fusão seletiva e posterior solidificação de regiões em camadas de pó metálico depositadas sequencialmente, bastante promissor para a produção de próteses. Devido aos complexos ciclos térmicos envolvidos no processo, a microestrutura obtida é bastante dependente de fatores como densidade de energia, velocidade e estratégia de varredura, que podem induzir a formação de textura cristalográfica em determinadas direções e, dessa forma, anisotropia de propriedades mecânicas, dentre elas o módulo de elasticidade – menor para texturas $\langle 001 \rangle$. Este trabalho tem como objetivo o levantamento bibliográfico, estudo e melhor compreensão do efeito de algumas das variáveis mais importantes do processo de fusão seletiva a laser na obtenção de textura cristalográfica $\langle 001 \rangle$ na direção do eixo principal do implante ortopédico produzido. A importância deste objetivo é justificada pela anisotropia

do módulo de elasticidade de acordo com a orientação cristalográfica em materiais produzidos de ligas metálicas, e sua importância para a biocompatibilização de implantes ortopédicos, possibilitando, assim, alternativas viáveis de posicionamento da peça em relação à direção de construção e a formulação de estratégias mais precisas para estudos futuros na área.

Palavras-chave: textura cristalográfica, fusão seletiva a laser, implantes ortopédicos, ligas de titânio, ligas de nióbio

ABSTRACT

Mechanical properties of materials are primarily linked to the microstructure obtained along their processing, reason by which the understanding, controlling and optimization of process features have fundamental importance in Materials Engineering universe. There is a world trend of population aging observed over the past few years. It is quite common the occurrence of falls between elderly people, promoting bone fractures as those of femur, which could lead to many complications, singularly post-surgical, even to death. Hip total arthroplasty is a biological-joint replacement for a similar function mechanical prosthesis surgery, considered one of the greatest advances in orthopedic diseases treatment and one of the most performed surgery in the world. Prosthesis with modulus quite larger than the bone one could lead to stress shielding effect, requiring review surgeries. Selective laser melting is an additive manufacturing method which uses laser as heat input source to promote selective melting and subsequent solidification of specific spots in a metallic powder bed, in a track-by-track and layer-by-layer laser scanning fashion, quite promising for producing prosthesis. The process is automated through a CAD (*Computer-aided design*) project and highly suitable for a large set of alloys, allowing the production of high complex geometry parts, without demand any after treatment, in an economically viable manner, meaning high agility, productivity and flexibility. Due to the occurrence of complex heat cycles in the process, the obtained microstructure is quite depending on factors like energy density, scan speed and scan strategy, whose can lead to crystallographic texture development along with some directions and anisotropy of mechanical properties, amongst them elastic modulus, which reaches lowest values for $\langle 001 \rangle$ texture directions. This work has as goal either the literature review and study as the better understanding of the effects of some of the most important variables related to selective laser melting process in $\langle 100 \rangle$

crystallographic texture obtainment along the orthopedic implant main axis. This is important once the elastic modulus of alloys has high dependency of crystallographic orientations and, therefore, it is very important to achieve biocompatibility between orthopedic implants and bone. Thereby, one can formulate strategic approaches for future studies in this area.

Keywords: crystallographic texture, selective laser melting (SLM), orthopedic implants, titanium alloys, niobium alloys

LISTA DE ABREVIACÕES

AM	-	<i>Additive Manufacturing</i>
ATQ	-	Artroplastia Total de Quadril
CAD	-	<i>Computer-aided design</i>
CET	-	<i>Columnar-equiaxial Transition</i>
EBSD	-	<i>Electron Backscattered Diffraction</i>
IPF	-	<i>Inverse Pole Figure</i>
PF	-	<i>Pole Figure</i>
SAED	-	<i>Selected Area Electron Diffraction</i>
SEM	-	<i>Scanning Electron Microscopy</i>
SVM	-	<i>Selective Laser Melting</i>
XRD	-	<i>X-ray Diffraction</i>

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Projeção da evolução dos grupos etários no Brasil entre os anos de 2010 e 2060. Fonte: IBGE

Figura 2 – Pirâmides etárias brasileiras: **(a)** ano de 2010; **(b)** projeção para o ano de 2060. Fonte: IBGE.

Figura 3 – Curvas de tensão-deformação dos ossos humanos cortical e trabecular. (HASHEMI, J.)

Figura 4 – Curva tensão-deformação típica de um osso humano cortical, indicando anisotropia de comportamento sob compressão e tensão. (KUTZ, 2003)

Figura 5 – Redução do limite de resistência **(a)** e deformação **(b)** mecânica do osso humano cortical com a idade. (KUTZ, 2003)

Figura 6 – Redução do limite de resistência mecânica do osso humano trabecular vertebral e femoral com a idade. (KUTZ, 2003)

Figura 7 – Limite de deformação elástica sob tração e sob compressão para ossos humanos de algumas regiões anatômicas. (KUTZ, 2003)

Figura 8 – (a) Anisotropia de propriedades elásticas do osso humano cortical femoral; (b) anisotropia e assimetria de limites de resistência mecânica do osso humano cortical femoral. *Desvios-padrão dados entre parênteses. (KUTZ, 2003)

Figura 9 – Raios-X da região do quadril de indivíduos submetidos À ATQ. (a) ausência de stress-shielding, (b) stress-shielding leve, (c) stress-shielding moderado, (d) stress-shielding grave. (BOSCHIN & ALENCAR, 2007)

Figura 10 – Implantes utilizados em artroplastia total de quadril (esquerda) e de joelho (direita). (GEETHA, 2009)

Figura 11 – Causas de ocorrência de falha de implantes. (GEETHA, 2009)

Figura 12 – Módulo de elasticidade para várias ligas utilizadas em implantes. (GEETHA et al., 2009)

Figura 13 – Estabilização da fase beta do titânio pelo nióbio, evidenciado pelo aumento do pico de difração da fase beta com o aumento do teor de nióbio. (WANG et al., 2017)

Figura 14 – Diagrama de fases titânio-nióbio.

Figura 15 – Perfil de temperaturas na região da poça de fusão. (MASOOMI et al., 2018)

Figura 16 – Ilustração do efeito de Marangoni na poça de fusão. (ZHOU et al., 2015)

Figura 17 – Morfologias das poças de fusão por soldagem GTA de duas amostras de aço inoxidável 304 com conteúdos diferentes de enxofre: **(a)** com 10 ppm, **(b)** com 150 ppm. (DANTZIG & RAPPAPAZ, 2016)

Figura 18 – Ilustração esquemática do critério de super-resfriamento constitucional para a instabilidade da interface planar de uma liga binária sob estado estacionário de solidificação unidirecional com velocidade constante. (DANTZIG & RAPPAPAZ, 2016)

Figura 19 – Diagrama exibindo as regiões-limite de super-resfriamento constitucional, a região de transição colunar-equiaxial (CET) de acordo com o critério de Hunt, e valores típicos para três processos. (DANTZIG & RAPPAPAZ, 2016)

Figura 20 – Representação esquemática de uma poça de fusão com os vetores velocidade de avanço da fonte de calor v_b , velocidade de crescimento dendrítico com orientação cristalográfica $[100]$ v_{100} , normal à borda da poça n e um sistema de coordenadas cartesiano $Oxyz$. (RAPPAPAZ et al., 1990)

Figura 21 – Esquema de crescimento das morfologias **(a)** eutética e **(b)** dendrítica durante a solidificação. (DANTZIG & RAPPAPAZ, 2016)

Figura 22 – Montagem de micrografias exibindo o crescimento de três grãos de *succiononitrile-acetone* em direções distintas. O grão central, com direção não alinhada com o gradiente térmico, tem seu crescimento restringido ao longo do processo. (DANTZIG & RAPPAPAZ, 2016)

Figura 23 – (a) Evolução da distribuição de orientações cristalográficas em função do ângulo formado com o gradiente térmico ao longo da distância z da placa resfriada em uma solidificação direcional em fundição de uma superliga de Níquel. (b) Diagrama esquemático com o triângulo elementar, formado pelas direções $[001]$, $[101]$ e $[111]$, ilustrando a probabilidade de se encontrar a direção do gradiente térmico G no intervalo $[\emptyset + d\emptyset]$ da direção $\langle 100 \rangle$ mais próxima em um cristal cúbico simétrico. (DANTZIG & RAPPAPAZ, 2016)

Figura 24 – Representação esquemática do efeito da velocidade e da potência do laser no super-resfriamento constitucional e na morfologia de solidificação. (FARROKHI, 2018)

Figura 25 – Relação entre velocidade de varredura e razão de intensidade (a), tamanho de grão e espaçamento intercelular (b). (NAGASE, 2019)

Figura 26 – Efeito da velocidade de varredura na (a) taxa de resfriamento e na (b) razão de morfologia de solidificação G/R . (MUKHERJEE et al., 2018)

Figura 27 – Aumento de velocidade de varredura de 800 mm/s **(a)** para 1200 mm/s **(b)** e impacto na extensão das células e na textura cristalográfica. (NAGASE et al., 2019)

Figura 28 – Efeito da velocidade de varredura no volume da poça de fusão **(a)**; largura da trilha de varredura em função da velocidade de varredura **(b)**; percentual de vazios devido à falta de fusão em função do *hatch spacing* **(c)** e da velocidade de varredura **(d)** (MUKHERJEE et al., 2018)

Figura 29 – Seção transversal de poças de fusão em 5 camadas e 5 trilhas de varredura para as amostras de **(a)** aço inoxidável 316 (SS 316), em que ocorrem vazios por falta de fusão, e **(b)** Ti-6Al-4V, resultado de modelagem proposta pelos autores. As variáveis de processamento para ambos os casos foram: velocidade de varredura de 1000 mm/s, hatch spacing de 80 μ m, potência de laser de 60 W, espessura de camada de 0.025-0.035 mm. (MUKHERJEE et al., 2018)

Figura 30 – (a) Fração de porosidade e (b) de nióbio não fundido em função da densidade de energia em uma liga Ti-26Nb (FISCHER et al., 2016). (c) Razão de intensidade entre os picos de difração de raios-X (001 e (111) em função da densidade de energia. (ZOU et al., 2018)

Figura 31 – O aumento do tamanho médio dos grãos com o aumento da potência. (LI et al. 2017)

Figura 32 – Mapa de figura de polo inversa (esquerda) e figuras de polo $\{100\}$, $\{110\}$ e $\{111\}$ no plano perpendicular à direção de construção para uma liga Ti-26Nb. (FISCHER, M. et al. , 2016)

Figura 33 – (a) Imagem de campo claro de microscopia eletrônica de varredura. (b) padrão de difração de elétrons de área selecionada (SAED). Imagens correspondentes ao plano yz da amostra produzida pela estratégia *XY-scan*. (SUN et al. 2018)

Figura 33 – Mapas de figuras de polo inversa nos planos perpendiculares às direções x, y e z para as estratégias de varredura *X-scan* (a, d, g), *XY-scan* (b, e, h) e *Rot-scan* (c, f, i); figuras de polo em relação às orientações $\{001\}$, $\{101\}$ e $\{111\}$ no plano perpendicular à direção z (de construção) para as estratégias *X-scan* (j), *XY-scan* (k) e *Rot-scan* (l). (SUN et al. 2018)

Figura 34 – Microscopias eletrônicas de varredura de um plano paralelo ao yz (a, c, e) e mapas de figuras de polo inverso em relação à direção de construção das amostras obtidas pelos padrões de varredura *X-scan*, *XY-scan* e *Rot-scan*, respectivamente. (SUN et al., 2018)

Figura 35 – Microscopias eletrônicas de varredura de um plano paralelo ao xz (a, c, e) e mapas de figuras de polo inverso em relação à direção de construção das amostras obtidas pelos padrões de varredura *X-scan*, *XY-scan* e *Rot-scan*, respectivamente. (SUN et al., 2018)

Figura 36 – Microscopias eletrônicas de varredura de um plano paralelo ao xy (**a**, **c**, **e**) e mapas de figuras de polo inverso em relação à direção de construção das amostras obtidas pelos padrões de varredura *X-scan*, *XY-scan* e *Rot-scan*, respectivamente. (SUN et al., 2018)

Figura 37 – Representação esquemática do mecanismo proposto por SUN et al. 2018 de formação de microestrutura para os padrões de varredura (**a**) *X-scan*, (**b**) *XY-scan* e (**c**) *Rot-scan*. (SUN et al., 2018)

Figura 38 – Mapa de figura de polo inverso em relação à direção paralela ao eixo y para a estratégia *Rot-scan*. (SUN et al., 2018)

Figura 39 – Figuras de polo inversa obtidas nos planos paralelos a xy, xz e yz, e figuras de polo $\{100\}$ e $\{011\}$ medidos no plano perpendicular à direção x. (ISHIMOTO et al., 2017)

Figura 40 – Microscopias ópticas (a, b) e mapas de figura de polo inverso (c, d) num plano paralelo à direção yz para as estratégias de varredura *X-scan* e *XY-scan*. (ISHIMOTO et al., 2017)

Figura 41 – Microscopias ópticas de luz polarizada. (ISHIMOTO et al., 2017)

Figura 42 – Representação esquemática do mecanismo de evolução de textura cristalográfica para as estratégias de varredura (**a**) *X-scan* e (**b**) *XY-scan*. (ISHIMOTO et al., 2017)

Figura 43 – Figuras de polo obtidas por difração de raios-X para as amostras obtidas para os padrões de varredura *X-scan* **(a)**, *XY-scan* **(b)**, *Rot-45°-scan* **(c)** e *Chessboard* **(d)**. (ZHOU et al., 2018)

Figura 44 – Microscopias ópticas obtidas em secções transversais das amostras em planos paralelos ao xz **(a)** e yz **(b)** para a estratégia *X-scan*, e **(d)** e **(e)** para a estratégia *XY-scan*. (ZHOU et al., 2018)

Figura 45 – Imagens de campo claro de microscopia eletrônica de varredura (*TEM bright field images*) e padrões de difração de elétrons de área selecionada (*SAED patterns*) para as amostras produzidas com padrões de varredura *X-scan* **(a, c)** e *XY-scan* **(b, d)**. (ZHOU et al., 2018)

Figura 46 – Mapas de figuras de polo inversa em um plano perpendicular à direção de construção com as orientações cristalográficas em relação às direções paralelas aos eixos **(a)** z (de construção) e **(b)** y (de varredura). (CARTER et al., 2014)

Figura 47 – Figuras de polo $\{100\}$ em planos perpendiculares às direções **(a)** z (de construção) e **(b)** y (de varredura). (CARTER et al., 2014)

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	23
2.	OBJETIVO	25
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
3.1	Ocorrência de fratura do fêmur em idosos no Brasil	25
3.2	Biomateriais	28
3.3	Tecido ósseo	28
3.4	Remodelação óssea proximal adaptativa (<i>Stress shielding</i>)	33
3.5	Implantes Ortopédicos	35
3.6	Ligas de titânio e nióbio	36
3.7	Textura cristalográfica	40
3.8	Manufatura Aditiva (<i>Additive Manufacturing</i>)	41
3.9	Fusão Seletiva a Laser (<i>Selective Laser Melting</i>)	43
3.10	Modelos de transporte de calor	44
3.11	Solidificação de metais e ligas metálicas	48
3.11.1	Efeito de Marangoni	48
3.11.2	Epitaxia	50
3.11.3	Super-resfriamento constitucional e Morfologia de solidificação	51
4.	DISCUSSÃO	61
4.1	Composição	61

4.2	Velocidade de varregura (<i>scan speed</i>)	62
4.3	Densidade de energia, Potência do laser e Distância entre trilhas (<i>hatch spacing</i>)	67
4.4	Espessura de camada de pó (<i>powder layer thickness</i>)	72
4.5	Estratégia de varredura (<i>scanning strategy ou scanning pattern</i>)	72
5.	CONCLUSÕES	98
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	101

1. INTRODUÇÃO

Ocorrências de quedas são comuns entre idosos, frequentemente provocando fraturas ósseas como as de fêmur, que podem levar a diversas complicações, particularmente pós-cirúrgicas, e até à morte. (MINISTÉRIO DA SAÚDE, 2018).

A Artroplastia Total do Quadril é uma cirurgia de substituição da articulação biológica por uma prótese mecânica com funções similares, considerada um dos maiores avanços no tratamento de doenças ortopédicas e um dos procedimentos cirúrgicos mais realizados no mundo (GALIA et al., 2017).

De acordo com projeções de KURTZ et al. (2007) para o número de cirurgias primárias e de revisão realizadas nos Estados Unidos entre os anos de 2005 e 2030, haverá um aumento de 137% de artroplastias totais de quadris, alcançando 572.000 casos, e de 673% de artroplastias totais de joelhos, alcançando 3.48 milhões de casos, o que é um bom indicativo da elevada demanda de implantes.

Como aponta GEETHA et al. (2009), *“é imperativo que esforços para o desenvolvimento de biomateriais sejam acelerados.”*

Assim, justifica-se a importância do estudo de processos de produção de próteses ortopédicas, visando sua otimização através da melhor compreensão das variáveis envolvidas, bem como do domínio de técnicas que possibilitem a obtenção de peças com melhor biocompatibilidade, proporcionando redução de riscos e aumento de qualidade de vida à indivíduos que necessitem ser submetidos à cirurgias de artroplastia total de quadril (ATQ).

Fusão seletiva a laser é um processo de manufatura aditiva que utiliza laser como fonte de calor para promover a fusão seletiva e posterior solidificação de determinadas regiões em camadas de pó metálico depositadas sequencialmente,

produzindo peças com elevada densidade. O processo é automatizado de acordo com um projeto CAD (*Computer-aided design*) e compatível com uma ampla variedade de ligas metálicas e permite a fabricação de geometrias complexas, sem a necessidade de processamentos posteriores como usinagem, de maneira economicamente viável, o que significa elevada agilidade, produtividade e flexibilidade.

Pacientes com extensas perdas ou deformidades ósseas geralmente não têm sua demanda clínica bem atendida com implantes ortopédicos tradicionais, requerindo dispositivos customizados, o que é possível de se obter em processos de *additive manufacturing* com o projeto CAD desenvolvido a partir de dados de técnicas de análise por imagem do paciente, como ressonância magnética ou tomografia computadorizada, o que significa menos chance de rejeição mecânica da prótese pelo organismo, sendo, dessa forma, capazes de reduzir riscos cirúrgicos e tempos de cirurgia, recuperação e reabilitação (portanto, de custos e tempos de internação), restaurar a correta cinética das articulações, melhorar a fixação do implante, reduzir a probabilidade de demanda de cirurgias de revisão, e aumentando, enfim, a qualidade de vida dos pacientes (ZHANG et al., 2011).

2. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo o levantamento bibliográfico, estudo e melhor compreensão do efeito de algumas das variáveis mais importantes do processo de fusão seletiva a laser – velocidade de varredura, potência do laser, distância entre trilhas de varredura (*hatch spacing*), densidade de energia e estratégia de varredura - na obtenção de textura cristalográfica $\langle 001 \rangle$ na direção do eixo principal do implante ortopédico produzido, uma vez que a anisotropia do módulo de elasticidade de acordo com a orientação cristalográfica em materiais produzidos de ligas metálicas é importante para a biocompatibilização de implantes ortopédicos. Dessa forma, pode-se possibilitar alternativas viáveis de posicionamento da peça em relação à direção de construção.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ocorrência de fratura de fêmur em idosos no Brasil

Há uma tendência mundial de envelhecimento da população observada nos últimos anos. No Brasil, a parcela com 60 anos ou mais evoluiu de 25,4 milhões de pessoas em 2012, para 30,2 milhões em 2017, crescimento equivalente a 18% do grupo etário, de acordo com a *Pesquisa Nacional por Amostra de Domicílios Contínua – Características dos Moradores e Domicílios* divulgada pelo *Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística (IBGE)*. Projeções apontam para uma população com expectativa de vida de 81 anos e constituída em 30% por idosos no ano de 2050.

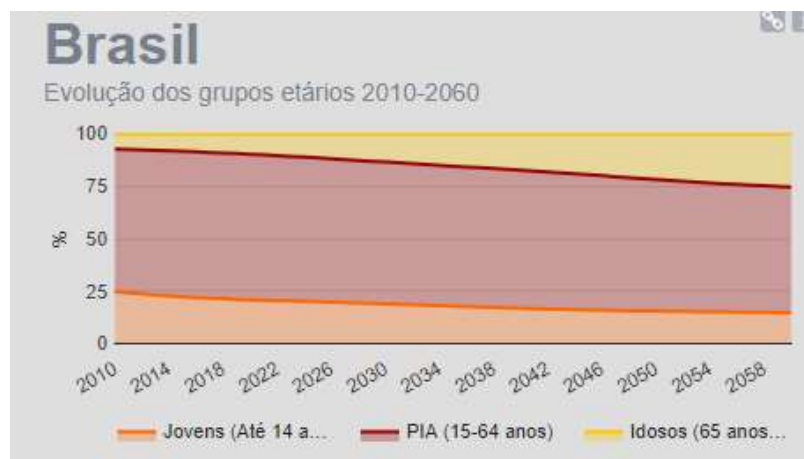


Figura 1 – Projeção da evolução dos grupos etários no Brasil entre os anos de 2010 e 2060. Fonte: IBGE¹.

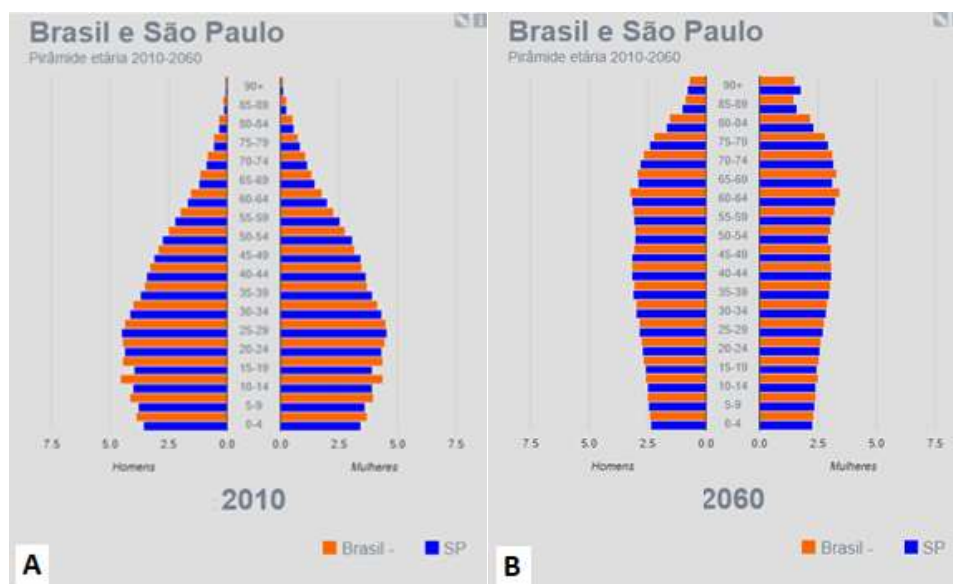


Figura 2 – Pirâmides etárias brasileiras: (a) ano de 2010; (b) projeção para o ano de 2060. Fonte: IBGE².

1. Disponível em: <https://www.ibge.gov.br/apps/populacao/projecao/box_gruposetarios.html?ag=00&ano=2013>. Acesso em: 17 nov. 2019.

2. Disponível em: <https://www.ibge.gov.br/apps/populacao/projecao/box_piramideplay.php?ag=35>. Acesso em: 17 nov. 2019.

De acordo com relatório do estudo SABE (Saúde, bem-estar e envelhecimento), 28,6% dos idosos participantes do estudo no Município de São Paulo relataram quedas, frequência que aumenta com a idade: 26,2% na faixa etária de 60 a 74 anos e 36,9% na faixa acima de 75 anos (LEBRÃO e LAURENTI, 2005).

Fraturas proximais do fêmur são a principal causa de morte relacionada a queda de idosos, responsáveis por cerca de 340.000 internações por ano nos Estados Unidos, a um custo aproximado de 3 bilhões de dólares (MINISTÉRIO DA SAÚDE, 2018).

A Artroplastia Total do Quadril (ATQ) é uma cirurgia de substituição da articulação biológica por uma prótese mecânica com funções similares, considerada um dos maiores avanços no tratamento de doenças ortopédicas e um dos procedimentos cirúrgicos mais realizados no mundo (GALIA et al., 2017).

FERREIRA et al. (2018) relataram um aumento anual de 8,7% no número de cirurgias de ATQ realizadas pelo Sistema Único de Saúde (SUS) entre os anos de 2008 e 2015, valor próximo da média de outros países relatados no estudo, como Espanha, Estados Unidos, Holanda, Itália e Suíça.

3.2 Biomateriais

São “*substâncias sistematicamente e farmacologicamente inertes, concebidas para implantação ou incorporação em sistemas vivos*” (SMITH e HASHEMI, 2010), comumente utilizados para o desenvolvimento de dispositivos médicos como implantes ortopédicos e dentários, válvulas cardíacas artificiais, *stents* para vasos sanguíneos, e próteses para implantes de quadril, joelho, ombros e cotovelos, com função de reparo ou substituição de tecidos esqueléticos ou não esqueléticos, sendo bastante utilizados em aplicações de natureza ortopédica (SMITH e HASHEMI, 2010; GEETHA et al., 2009).

3.3 Tecido ósseo

Materiais biológicos são produzidos por sistemas biológicos, por exemplo: ossos, ligamentos e cartilagens.

O osso é um material compósito natural constituído por uma mistura de fases orgânicas e inorgânicas, e água. A fase orgânica é constituída principalmente de colágeno tipo I (90% em peso), uma proteína fibrosa, resistente, flexível e altamente inelástica, além de colágeno tipos III e VI, e de uma pequena fração de lipídeos e uma variedade de proteínas não colágenosas. As fibras de colágeno possuem diâmetros de 20 a 40 nm.

A fase inorgânica é um tipo de cerâmica cristalina constituída de íons cálcio e fosfato, forma impura semelhante à hidroxiapatita, $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$, de morfologia laminar e sistema cristalino hexagonal. Os cristais de apatita apresentam impurezas como potássio, magnésio, estrôncio e sódio como

substituintes do cálcio, carbonato como substituinte do fosfato e cloro ou flúor como substituintes das hidroxilas (KUTZ, 2003).

As fases orgânica, inorgânica e água correspondem a 30%, 60% e 10%, respectivamente, em frações de massa, e 35%, 40% e 25%, respectivamente, em frações volumétricas (KUTZ, 2003).

Macroscopicamente, o osso pode ser classificado em *cortical* (ou compacto) – denso e compreendido na estrutura externa (cortex), e *trabecular* (ou esponjoso) – composto de uma rede frouxa e porosa de placas finas (trabéculas). Na região porosa encontra-se a medula vermelha. A ocorrência de diferentes composições dessas duas estruturas se dá de acordo com a sua necessidade funcional e origina ossos com propriedades mecânicas particulares. Na Figura 3 estão representadas as curvas tensão-deformação de ossos corticais e trabeculares, evidenciando as diferenças de comportamento mecânico para diferentes composições (SMITH e HASHEMI, 2010).

Com o aumento da idade do indivíduo, ocorre redução do limite de resistência e do limite de deformação do osso cortical (Figura 5) e trabecular (Figura 6). O osso humano torna-se, portanto, mais frágil com a idade.

Ossos apresentam comportamento mecânico anisotrópico sob tensão e compressão (Figura 4) similar ao de compósitos reforçados por fibras. Possuem maior rigidez, resistência e ductilidade na direção longitudinal, que é a direção de carregamento durante atividades normais. São geralmente muito mais resistentes em compressão do que em tração. A Figura 7 apresenta uma comparação entre o limite de escoamento em compressão e em tração de alguns tipos de ossos.

O osso apresenta capacidade de alterar seu tamanho, forma e estrutura de acordo com as solicitações mecânicas que lhe são impostas, fenômeno conhecido como *remodelação óssea*.

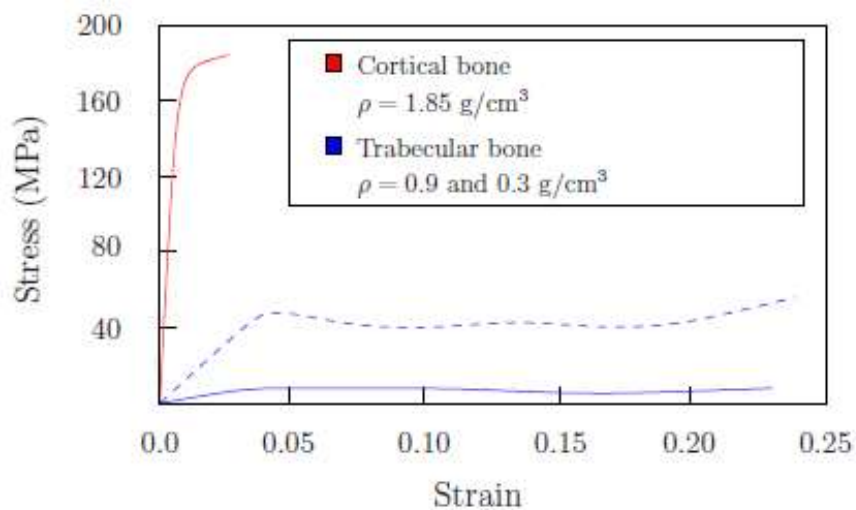


Figura 3 – Curvas de tensão-deformação dos ossos humanos cortical e trabecular. Adaptado de SMITH e HASHEMI, 2010.

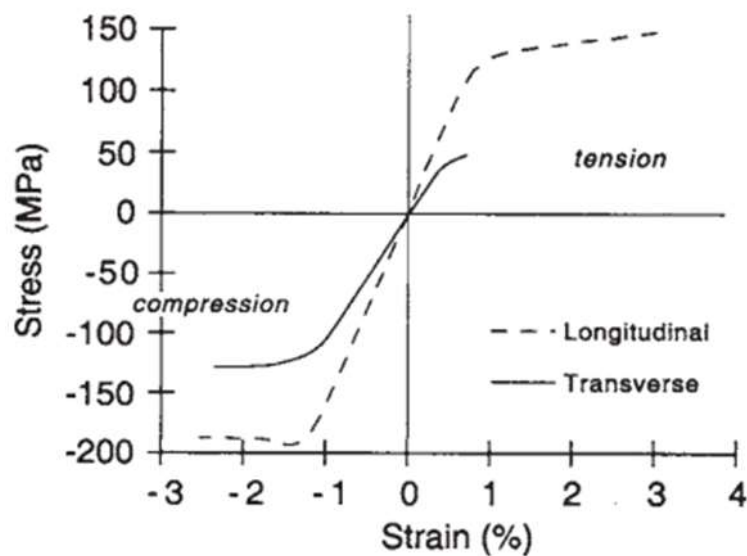


Figura 4 – Curva tensão-deformação típica de um osso humano cortical, indicando anisotropia de comportamento sob compressão e tensão.

Extraído de KUTZ, 2003.

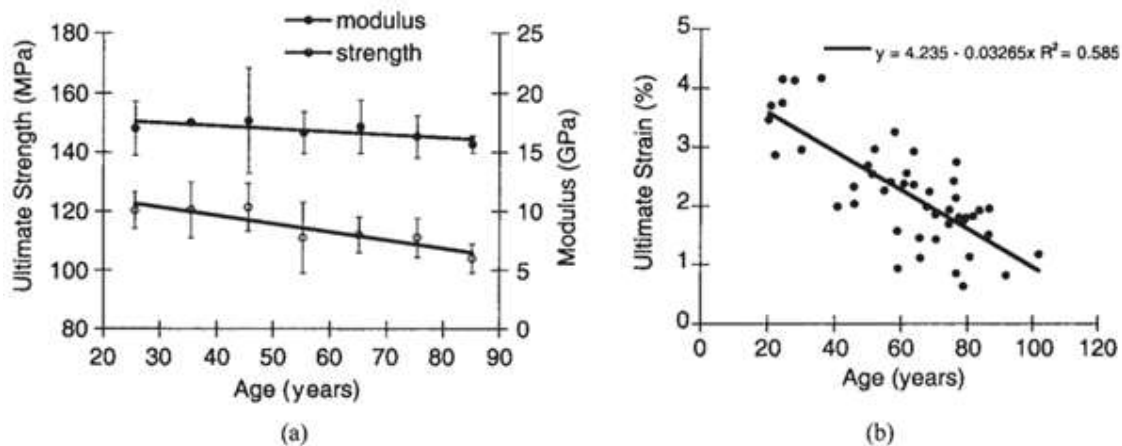


Figura 5 – Redução do limite de resistência e módulo elástico (a) e deformação (b) mecânica do osso humano cortical com a idade. Extraído de KUTZ, 2003.

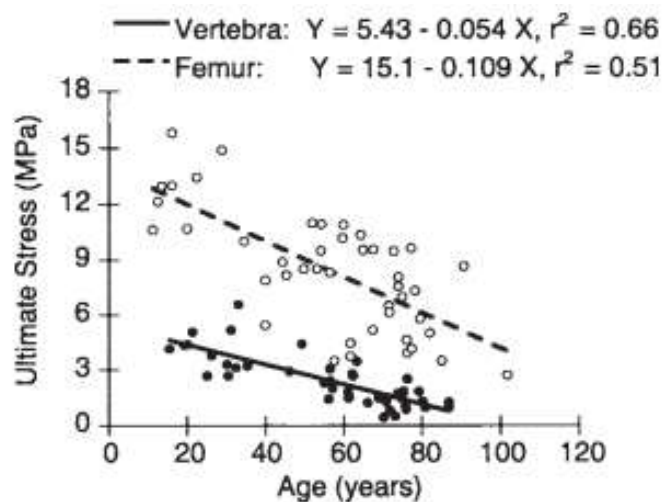


Figura 6 – Redução do limite de resistência mecânica do osso humano trabecular vertebral e femoral com a idade. Extraído de KUTZ, 2003.

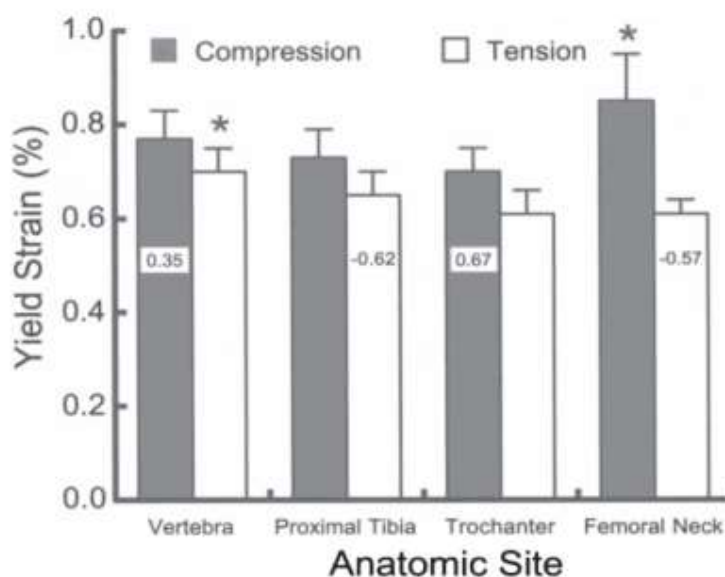


Figura 7 – Limite de deformação elástica sob tração e sob compressão para ossos humanos de algumas regiões anatômicas. Extraído de KUTZ, 2003.

Longitudinal modulus (MPa)	17,900 (3900)*
Transverse modulus (MPa)	10,100 (2400)
Shear modulus (MPa)	3,300 (400)
Longitudinal Poisson's ratio	0.40 (0.16)
Transverse Poisson's ratio	0.62 (0.26)

Longitudinal (MPa)	
Tension	135 (15.6)*
Compression	205 (17.3)
Transverse (MPa)	
Tension	53 (10.7)
Compression	131 (20.7)
Shear (MPa)	65 (4.0)

Figura 8 – (a) Anisotropia de propriedades elásticas do osso humano cortical femoral; (b) anisotropia e assimetria de limites de resistência mecânica do osso humano cortical femoral. *Desvios-padrão dados entre parênteses.

Extraído de KUTZ, 2003.

3.4 Remodelação óssea proximal adaptativa (*Stress shielding*)

A remodelação óssea é um fenômeno governado pela homeostase óssea, no qual o tecido ósseo é continuamente substituído através do aumento ou diminuição de massa, de modo que o balanço global permaneça constante, e ocorre durante toda a vida de um indivíduo. Osteoblastos e osteoclastos são células responsáveis pela deposição e reabsorção óssea, respectivamente (DALLACOSTA, 2007).

Dentre os fatores que a provocam está o acúmulo de dano provocado ao longo do tempo e a alteração do padrão normal de carregamento mecânico, afetando a homeostase óssea. Julius Wolff, anatomista e cirurgião ortopedista, propôs, em 1892, que regiões submetidas a tensões mecânicas mais elevadas estarão sujeitas a maior deposição de material ósseo, enquanto que em regiões em que haja diminuição de tensões haverá maior reabsorção, explicação conhecida como Lei de Wolff. O fenômeno de deposição ou reabsorção é conhecido por *remodelação óssea mecanicamente induzida* ou *redomelação óssea adaptativa* (DALLACOSTA, 2007).

A remodelação óssea proximal adaptativa é uma das principais causas de bioincompatibilização do implante, o que requer uma dolorosa cirurgia de reparo (ZHANG et al., 2011).

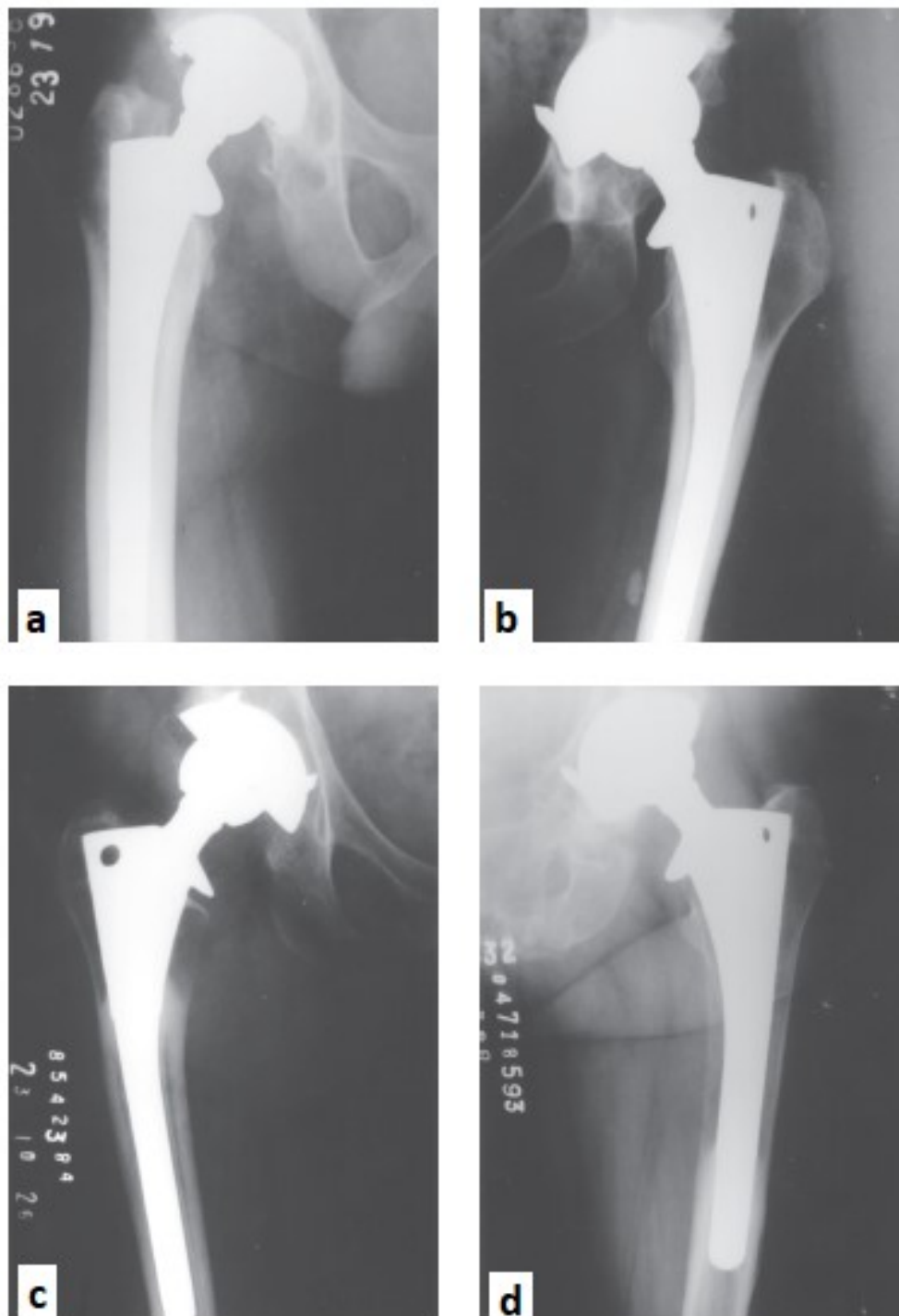


Figura 9 – Raios-X da região do quadril de indivíduos submetidos À ATQ. **(a)** ausência de *stress-shielding*, **(b)** *stress-shielding* leve, **(c)** *stress-shielding* moderado, **(d)** *stress-shielding* grave.

Extraído de BOSCHIN e ALENCAR, 2007.

3.5 Implantes ortopédicos

Doenças degenerativas de juntas humanas como artrite provocam dor e perda de função e de propriedades mecânicas do osso devido a anomalias de excesso de carregamento. Implantes de biomateriais artificiais são soluções utilizadas para reestabelecer as funções de estruturas comprometidas (GEETHA et al., 2009).

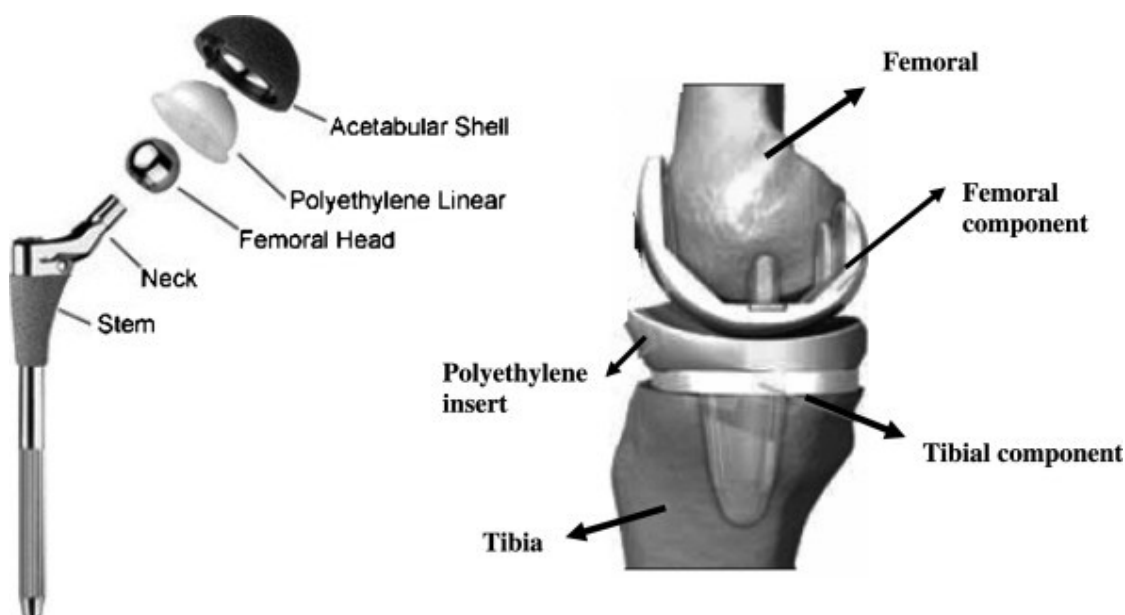


Figura 10 – Implantes utilizados em artroplastia total de quadril (esquerda) e de joelho (direita). Extraído de GEETHA et al., 2009.

O número de cirurgias de artroplastia, necessária em casos de osteoporose, osteoartrite ou trauma, tem aumentado nos últimos anos, bem como de consequentes cirurgias de revisão em virtude de algum tipo de falha dos implantes como corrosão, inflamação, fratura e incompatibilidade entre o módulo de elasticidade do implante e do osso (Figura 11) (GEETHA et al., 2009).

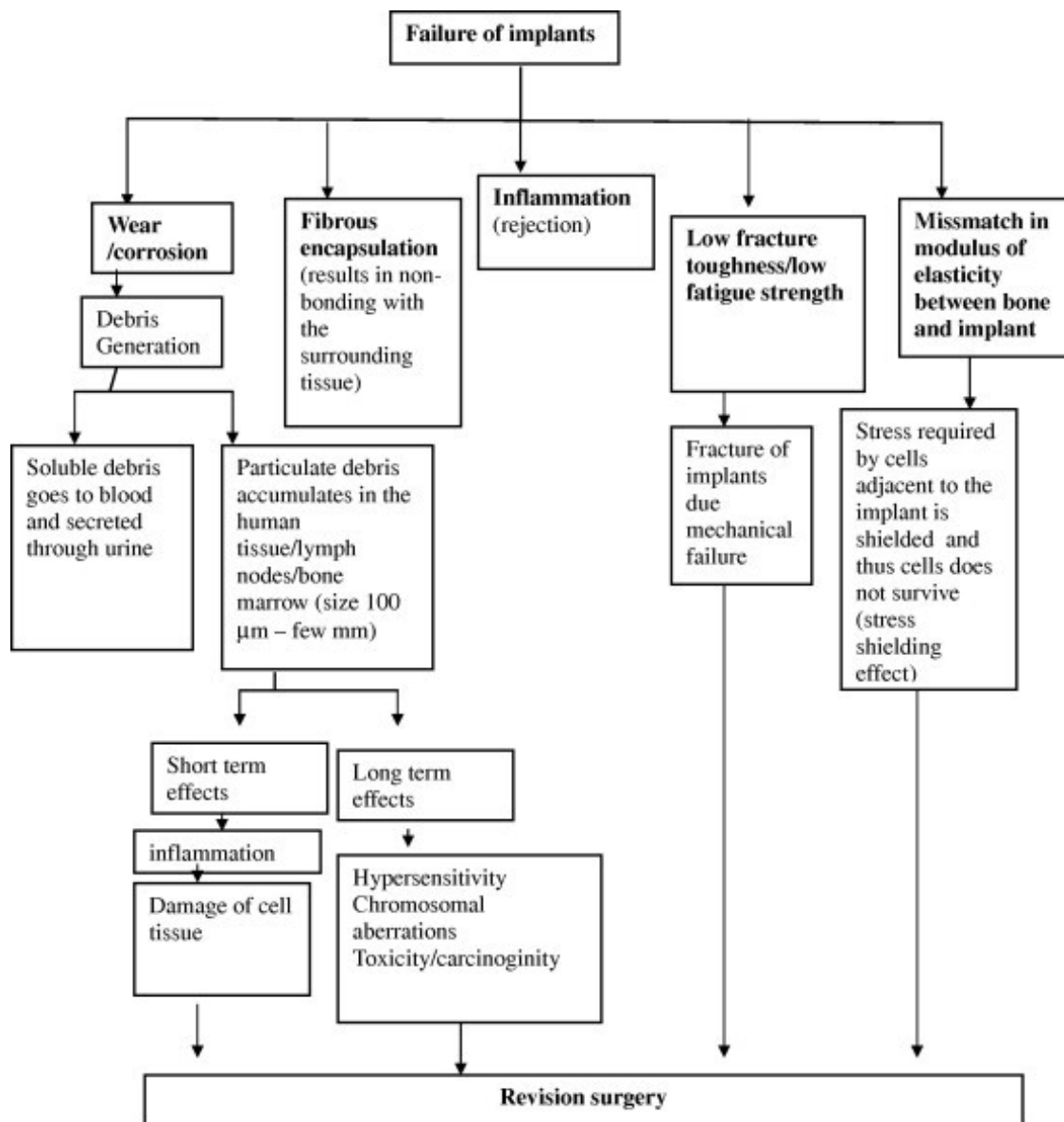


Figura 11 – Causas de ocorrência de falha de implantes.

Extraído de GEETHA et al., 2009.

É importante, portanto, a utilização de ligas com módulo de elasticidade o mais próximo possível do osso na fabricação de implantes ortopédicos. Na Figura 12 estão apresentados os módulos de elasticidade de algumas ligas metálicas, evidenciando que aquelas de Titânio-Nióbio possuem melhor compatibilidade.

Biocompatibilidade é um termo utilizado para descrever a habilidade de um material desempenhar suas funções desejadas sem provocar nenhuma reação adversa, seja local ou sistêmica, em seu recipiente, promovendo a mais benéfica resposta celular ou tecidual e otimizando o desempenho clinicamente relevante da terapia (BLACK, 2005; KULKARNI e RAO, 2013; ZAFAR et al., 2019).

Materiais utilizados em implantes ortopédicos, principalmente aqueles para aplicações sob carga, devem ter excelente biocompatibilidade, resistência à corrosão ao ambiente do corpo humano, ausência de citotoxicidade, resistência ao desgaste e à fadiga, alta ductilidade e baixo módulo de elasticidade. Assim, ligas de titânio apresentam um amplo conjunto de características que as tornam escolha ideal para esta aplicação (GEETHA et al., 2009).

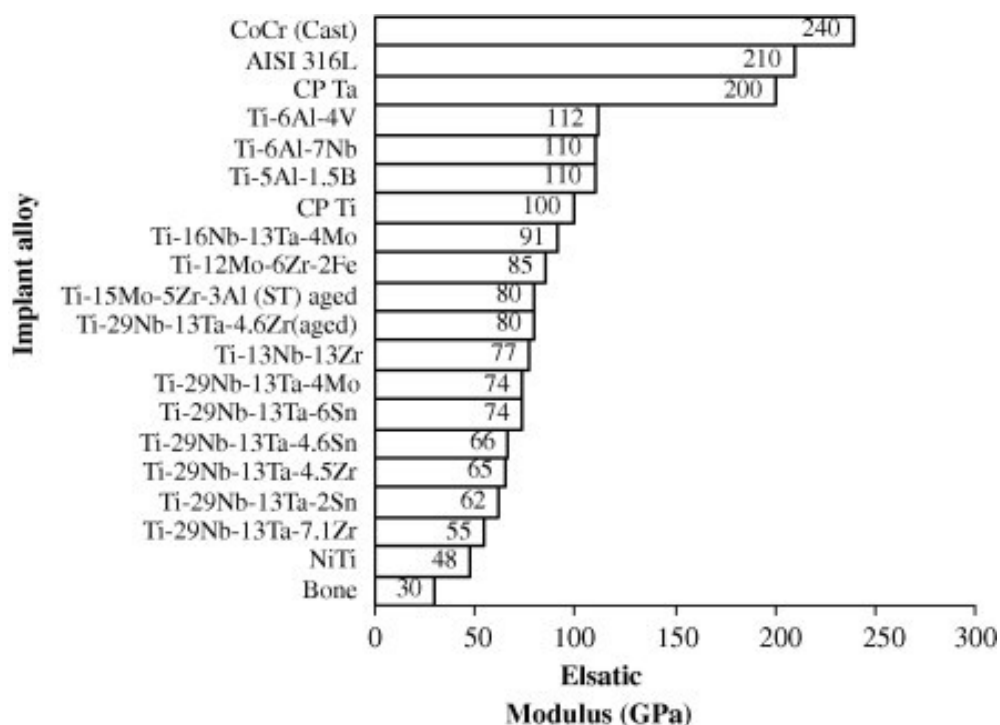


Figura 12 – Módulo de elasticidade para várias ligas utilizadas em implantes.

Extraído de GEETHA et al., 2009.

3.6 Ligas de Titânio-Nióbio

As ligas de titânio estão entre os mais interessantes materiais para o processo de *additive manufacturing* devido à grande variedade de composições e microestruturas relacionadas, à alotropia do titânio em combinação com elevados gradientes de temperatura e complexos ciclos térmicos (HERZOG et al., 2016).

Apresentam excelente biocompatibilidade e resistência à corrosão, além de alta resistência mecânica, baixo módulo de elasticidade (CHANG et al., 2016). Também apresentam uma excelente combinação de baixa densidade, completa inércia ao ambiente do corpo humano e elevada capacidade de adesão ao tecido ósseo e outros tecidos. São, portanto, bastante adequadas para a fabricação de implantes ortopédicos.

O titânio sofre transformação de fase a 882°C. A fase β apresenta estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e é estável a altas temperaturas, enquanto a fase α apresenta estrutura hexagonal compacta (HCP) e é estável em baixas temperaturas. O módulo de elasticidade da fase β é menor e mais compatível com o do osso humano.

O nióbio é um estabilizador da fase β do titânio (Figura 13). O aumento do teor de nióbio provoca gradual redução de ocorrência de transformação martensítica, $\beta \rightarrow \alpha'$, resultando em uma maior fração de fase β , além de espessuras menores de grãos β devido ao aumento de sítios de nucleação heterogênea. A transformação martensítica é totalmente contida a partir de teores de Nb de 25at.% (WANG et al., 2017).

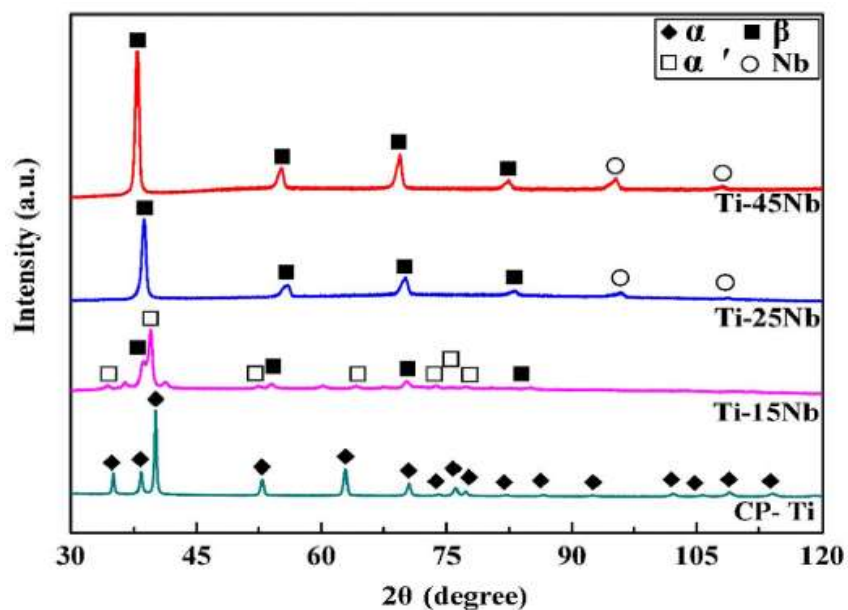


Figura 13 – Estabilização da fase beta do titânio pelo nióbio, evidenciado pelo aumento do pico de difração da fase beta com o aumento do teor de nióbio.

Extraído de WANG et al., 2017.

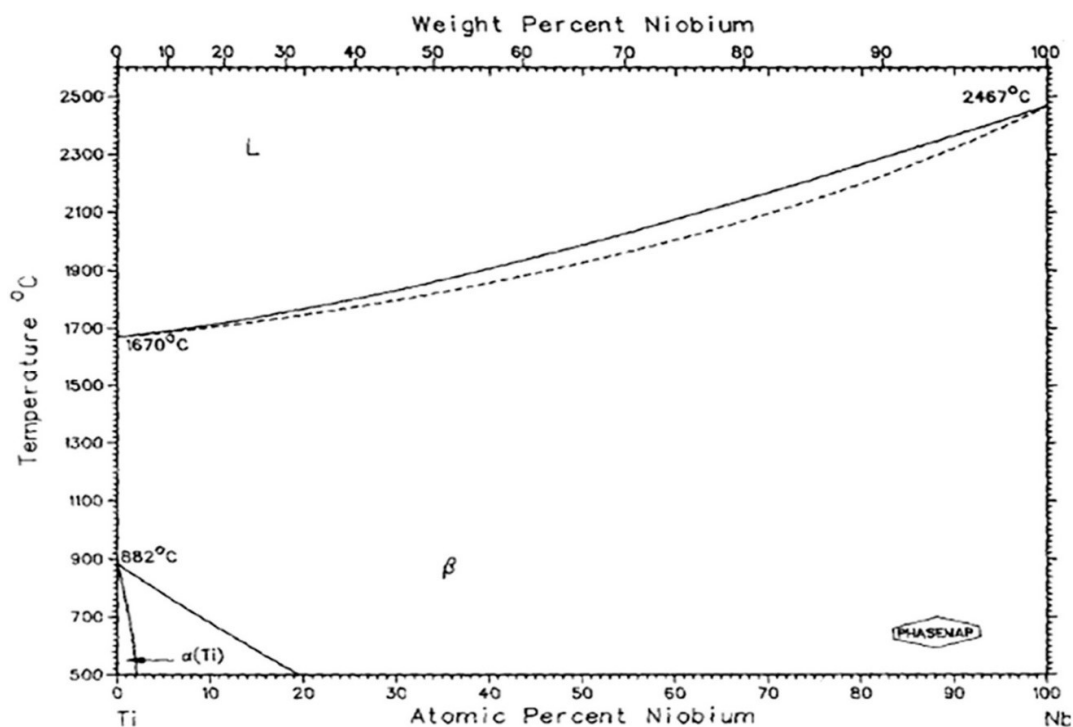


Figura 14 – Diagrama de fases titânio-nióbio. Extraído de MURRAY, 1981.

3.7 Textura cristalográfica

Materiais policristalinos podem ser constituídos de grãos com distribuição aleatória de orientações cristalográficas. Quando, no entanto, há uma ocorrência preferencial de determinada orientação, diz-se que o material apresenta textura cristalográfica. Sua ocorrência é determinante para as propriedades mecânicas do material, como o módulo de elasticidade, importante para a compatibilidade mecânica de implantes ortopédicos com o osso.

A anisotropia de propriedades mecânicas encontrada em peças produzidas por *selective laser melting* está associada à ocorrência de textura cristalográfica ao longo de determinadas direções (SHIFENG et al., 2014; AMATO et al., 2011).

Metais com estrutura cristalina CCC ou CFC apresentam crescimento preferencial nas direções cristalográficas pertencentes à família $\langle 100 \rangle$, ou seja, direções $[100]$, $[010]$ ou $[001]$, o que pode ser atribuído, em materiais metálicos, à anisotropia de facilidade de certos planos cristalográficos em incorporarem átomos, e à tentativa do sistema de minimizar a ocorrência de superfícies com maior energia (DANTZIG e RAPPAZ, 2009). Textura cristalográfica forte na direção $\langle 001 \rangle$ pode levar a reduções significativas do módulo de elasticidade do material (NIENDORF et al., 2013; KUNZE et al., 2015), por exemplo, por um fator de 2 relatado por NIENDORF et al. (2013) para um aço 316L.

Dentre as técnicas de análise de textura, destacam-se a difratometria de raios-X (*X-Ray Diffraction*, *XRD*) e a difração de elétrons retroespalhados (*Electron Backscatter Diffraction*, *EBSD*). Esta técnica apresenta algumas vantagens em relação à primeira, como resolução espacial que permite a visualização da microestrutura local em uma determinada região.

3.8 Manufatura Aditiva (*Additive Manufacturing*)

A norma ASTM F2792-12a define *additive manufacturing* como “um processo de junção de materiais para produzir objetos a partir de dados de um modelo 3D, geralmente camada sobre camada, em oposição a metodologias de manufatura subtrativa”. Em outras palavras, trata-se da produção de peças através da deposição sucessiva de material em camadas, a partir da fusão e posterior solidificação controladas, obtidas por exposição de material a uma elevada fonte de calor.

Processos de *additive manufacturing* metálica utilizam geralmente material em pó como matéria-prima que é fundido por uma fonte de calor de alta potência direcionada, como laser ou feixe de elétrons, e sofre resfriamento subsequente originando, assim, a peça final. Baseiam-se na produção por incremento através de uma varredura da fonte “*layer-by-layer* e *track-by-track*” (camada-por-camada e trilha-por-trilha, em tradução livre), o que provoca refusão parcial de camadas sub e adjacentes previamente depositadas, produzindo poças de fusão em formato aproximado de meia elipse. (NAGASE et al., 2019)

O processo é automatizado e seu controle é computadorizado de acordo com um projeto em CAD (*Computer-Aided Design*) da peça que se deseja produzir. Apresenta muitas vantagens em relação a métodos convencionais de manufatura, como incomparável liberdade de design das peças, possibilitando a produção de geometrias complexas *in situ* e em curtos intervalos de tempo, compatibilidade com uma ampla gama de ligas, motivos também pelos quais tem atraído muita atenção ao longo dos últimos anos.

Embora técnicas de *additive manufacturing* sejam conhecidas há décadas, sua aplicação no passado era limitada à produção de protótipos e estruturas

porosas. Atualmente, com o avanço da tecnologia, é possível sua utilização para produção de peças densas de vários materiais, como alumínio, aço e titânio.

Dentre as diversas técnicas existentes, algumas são viáveis em escala industrial e adequadas para produção de peças metálicas, como por exemplo *Laser Metal Deposition (LMD)*, *Electron Beam Melting (EBD)*, e *Selective Laser Beam Melting (SLM)*. As principais diferenças podem ser resumidas aos tipos de fonte de calor, que pode ser laser ou feixe de elétrons, e de alimentação de material, que pode ser do tipo *bed-based*, com o material alimentado em leito em sucessivas camadas, ou do tipo *deposition*, com o material depositado juntamente com a passagem do laser.

Para metais, o processo envolve uma complexa interação entre múltiplos modos de transferência de energia e massa, fluxos fluidos, transformação de fases e evolução microestrutural, fenômenos que estão diretamente associados às características microestruturais obtidas como o tamanho dos grãos e a textura cristalográfica. A compreensão destes fenômenos é, portanto, de fundamental importância para o desenvolvimento e otimização do processo (BASAK et al., 2016).

O material fundido concentra-se em uma região usualmente denominada poça de fusão, assim como no processo de soldagem.

3.9 Fusão Seletiva a Laser (*Selective Laser Melting*)

Esta técnica de *additive manufacturing* consiste na fusão seletiva de pó metálico através de sua exposição a um feixe de laser em modo de onda contínua que emite radiação com comprimento de onda de 1060 nm – 1080 nm, próximo do infravermelho, em uma câmara com atmosfera controlada e níveis de oxigênio abaixo de 0.1%, a fim de evitar-se oxidação e contaminação do pó. Um fluxo constante de gás inerte, geralmente argônio, é aplicado com a intenção de proteger a poção de fusão e o pó metálico de reações com o ambiente, além de remover respingos e gases de solda. (HERZOG et al., 2016)

Devido às altas taxas de aquecimento e resfriamento (geralmente, da ordem de 10^6 Ks^{-1}) envolvidas o processo, o tamanho de grãos resultante é muito menor em relação àqueles obtidos em processos convencionais como fundição e forjamento, o que implica em propriedades mecânicas significativamente diferentes (SHIFENG et al., 2014).

Complexos ciclos térmicos associados ao processo, que envolve varreduras da fonte de calor em multi-camadas e multi-trilhas, resultam em peças com diferentes microestruturas e anisotropia de propriedades mecânicas.

As variáveis mais importantes do processo são a velocidade de varredura, isto é, a velocidade de avanço do laser ao longo da trilha de varredura, a potência do laser, a distância entre as trilhas de varredura, a espessura da camada de pó metálico e a estratégia de varredura, que é o padrão de deslocamento do laser ao longo de uma camada e entre camadas consecutivas.

A direção perpendicular ao planos das camadas de pó metálico é chamada de direção de construção, que geralmente é a vertical. As direções de varredura são aquelas ao longo das quais o laser se desloca em cada camada.

3.10 Modelos de transporte de calor

Durante a solidificação, no crescimento celular-dendrítico, a velocidade de avanço da frente de solidificação é determinada pelo campo térmico e, portanto, as condições de fluxo de calor e de fluido exercem influência no formato da poça de fusão (WANG et al., 2016).

No processo *de selective laser melting*, a região superior da poça de fusão fica exposta à atmosfera da câmara de processamento, e calor é extraído desta região por radiação e convecção devido ao fluxo de calor estabelecido pela passagem do laser (LI et al., 2017), enquanto que a região inferior fica em contato com o substrato metálico solidificado e calor é extraído por condução (SHIFENG et al., 2014).

A equação governante da condução transiente de calor é dada por:

$$Q(\mathbf{r}, t) - \nabla \cdot \mathbf{q}(\mathbf{r}, t) = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (1)$$

em que Q é a taxa de geração interna de calor, \mathbf{r} é o vetor posição, \mathbf{q} é o fluxo de calor, ρ é a densidade e C_p é a capacidade térmica específica do material metálico.

A relação constitutiva de fluxo de calor é dada pela Lei de Fourier:

$$\mathbf{q} = -k \nabla T \quad (2)$$

em que k é a condutividade térmica.

Portanto:

$$Q + k \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = \rho C p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3)$$

É importante destacar que há duas parcelas constituintes do fluxo de calor, uma devida à radiação, q_{rad} , e outra devida à perda de calor por convecção, q_{conv} .

A parcela devido à radiação é calculada através da Lei de Stefan-Boltzmann:

$$q_{rad} = \varepsilon \sigma (T_s^4 - T_\infty^4) \quad (4)$$

em que ε é a emissividade de superfície, σ é a constante de Stefan-Boltzman e T_s é a temperature na superfície.

A parcela devido à perda de calor por convecção é dada pela Lei do resfriamento de Newton:

$$q_{conv} = h(T_s - T_\infty) \quad (5)$$

em que h é o coeficiente de transferência de calor por convecção.

Desta forma, uma condição de contorno é: (LI et al., 2017)

$$q = -k \frac{\partial T}{\partial z} + h(T - T_\infty) + \varepsilon \sigma (T^4 - T_\infty^4) \quad (6)$$

A condutividade térmica da camada de pó é definida por: (LI et al., 2017)

$$k_p = k_s \frac{2\varphi(k_g - k_s) + k_g + 2k_s}{k_g + 2k_s + \varphi(k_s + k_g)} \quad (7)$$

em que k_p , k_s e k_g são as condutividades térmicas da camada de pó, do material solidificado e da atmosfera, respectivamente, e φ é a porosidade da camada de pó, que pode ser definida por: (LI et al., 2017)

$$\varphi = \frac{\rho_s - \rho_p}{\rho_s} \quad (8)$$

em que ρ_s e ρ_p são as densidades do material solidificado e da camada de pó, respectivamente.

Valores de ε e k variam de acordo com o estado em forma de pó ou sólido do material (DENLINGER et al., 2017), do tipo de liga e da atmosfera em que ocorre o processo.

Na poça de fusão, a extração de calor ocorre principalmente através do substrato solidificado, pois sua condutividade térmica é muito maior que a do pó metálico.

O calor latente de fusão exerce importante influência nos fenômenos de fusão e solidificação. A entalpia total do sistema é descrita por (LI et al., 2017):

$$H = \begin{cases} \int C_p dT & , \quad T < T_S \\ \int C_p dT + \frac{T - T_S}{T_L - T_S} L & , \quad T \in [T_S, T_L] \\ \int C_p dT + L & , \quad T > T_L \end{cases} \quad (9)$$

em que L é o calor latente de fusão, T_L e T_S são as temperaturas *liquidus* e *solidus*, respectivamente, da liga metálica.

As condições de transferência de calor afetam o campo de temperaturas e de velocidades de fluxo do metal fundido, a morfologia da poça de fusão e de solidificação, a taxa de resfriamento local, dentre outros fatores, que impactam diretamente na microestrutura e textura obtidas no processo, como será visto adiante.

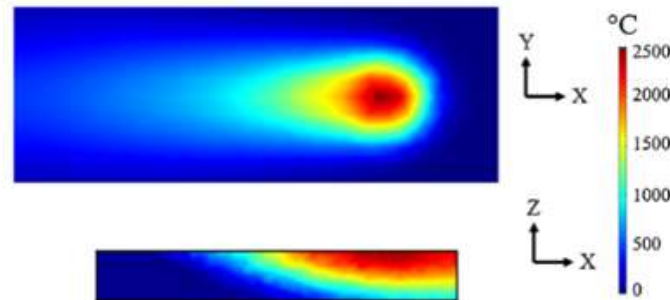


Figura 15 – Perfil de temperaturas na região da poça de fusão.

Extraído de MASOOMI et al., 2018.

3.11 Solidificação

3.11.1 Efeito de Marangoni

Trata-se do fluxo fluido resultante de gradientes de tensão superficial gerados por gradientes térmicos induzidos na superfície do líquido, este último pronunciado no caso de fontes de energia altamente concentrada. Para líquidos cuja tensão superficial aumenta com a temperatura ($\frac{\partial \gamma_{la}}{\partial T} > 0$), há indução de fluxo da região das bordas para o centro, ocasionando a formação de poças de fusão mais estreitas (com menor largura) e profundas. Ao contrário, para líquidos cuja tensão superficial diminui com a temperatura ($\frac{\partial \gamma_{la}}{\partial T} < 0$), há indução de fluxo da região central para as bordas, ocasionando a formação de poças de fusão mais rasas e menos profundas (DANTZIG e RAPPAZ, 2009). A Figura 17 ilustra o efeito para dois tipos de aço inoxidável 304: a) com baixo teor de enxofre e $\frac{\partial \gamma_{la}}{\partial T} < 0$; b) com teor aumentado de enxofre para $\frac{\partial \gamma_{la}}{\partial T} > 0$.

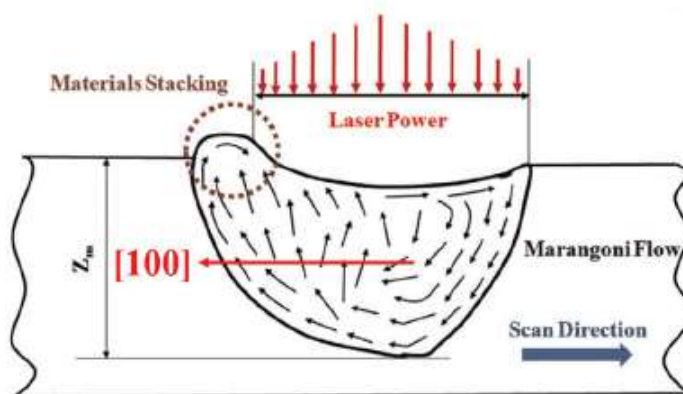


Figura 16 – Ilustração do fluxo de Marangoni na poça de fusão.

Extraído de ZHOU et al., 2015.

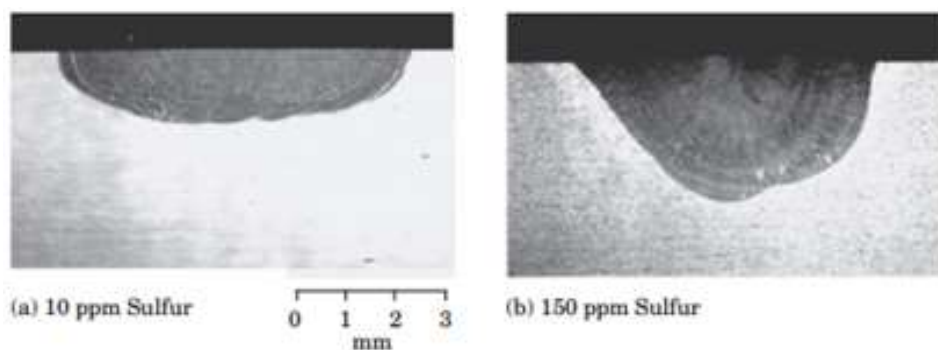


Figura 17 – Morfologias das poças de fusão por soldagem GTA de duas amostras de aço inoxidável 304 com conteúdos diferentes de enxofre: **(a)** com 10 ppm, **(b)** com 150 ppm. Extraído de DANTZIG e RAPPAZ, 2016.

Em alguns casos, o transporte de calor e soluto por fluxo do líquido pode desempenhar um papel dominante próximo das interfaces de solidificação. Um dos principais efeitos provocados pela convecção na estrutura de formação de grãos está associado à alteração do campo térmico, afetando a velocidade de avanço das isoterms e o gradiente térmico, propriedades que influenciam diretamente na morfologia de solidificação (DANTZIG e RAPPAZ, 2009).

Em ausência de convecção, são selecionados dentre uma população aleatória de grãos nucleados na superfície aqueles com direção $\langle 100 \rangle$ mais favoravelmente alinhada com o gradiente térmico (DANTZIG e RAPPAZ, 2009).

O efeito também tem importância em processos de soldagem a laser pois o fluxo gerado no líquido pode promover o destacamento de fragmentos de dendritas, que podem ser levados pelo fluxo a regiões do líquido super-resfriadas e, então, atuarem como núcleos homogêneos que podem originar grãos equiaxiais, ou ainda consumirem calor latente para refusão, provocando assim, aumento o super-resfriamento do líquido.

A direção do fluxo de calor também pode ser alterada pelo efeito de Marangoni. (WAN et al., 2018)

3.11.2 Epitaxia

Ao longo do processo de solidificação, o crescimento de grãos seguindo a mesma orientação cristalográfica dos grãos de uma região adjacente solidificada ou parcialmente solidificada é chamado de crescimento epitaxial, e sua ocorrência demanda um pequeno super-resfriamento (BRANDI et al., 1992).

No processo de *selective laser melting*, enquanto o laser varre determinada região em uma certa camada, ocorre refusão da região superior da camada anteriormente depositada, o que permite o crescimento dos grãos por epitaxia (VRANCKEN et al., 2014; WAN et al., 2018; CARTER et al., 2014).

O crescimento por epitaxia ocorrerá, nos casos de metais com estrutura cristalina cúbica, se alguma direção cristalográfica $\langle 100 \rangle$ do substrato estiver direcionada favoravelmente à direção de fluxo de calor, ou quando o ângulo entre as duas direções for pequeno, pois demandará menos energia em comparação à nucleação (THIJS et al., 2013; WAN et al., 2018; ISHIMOTO et al., 2018). Caso contrário, ocorrerá nucleação e grãos com direção $\langle 100 \rangle$ alinhada com o gradiente térmico serão selecionados por crescimento competitivo (THIJS et al., 2013).

Como consequência da epitaxia, é observada a ocorrência de grãos em formato de células colunares alongados que crescem superando várias camadas ao longo da direção de construção.

3.11.3 Super-resfriamento constitucional e Morfologia de solidificação

Durante a solidificação, nos sistemas em que o coeficiente de partição é maior do que 1, ocorre rejeição de soluto da fase sólida para a fase líquida, o que promove uma supersaturação do líquido próximo da interface sólido-líquido e, assim, seu super-resfriamento constitucional, ou seja, a temperatura nessa região estará ligeiramente abaixo da temperatura de equilíbrio *liquidus*.

O super-resfriamento constitucional provoca a redução da estabilidade e consequente degeneração da interface plana de solidificação. Tal estabilidade é influenciada também pela presença de elementos de liga ou impurezas, pela velocidade de crescimento dos cristais e pelo gradiente térmico. São, portanto, importantes fatores de influência na formação da microestrutura.

TILLER et al. (1953) propuseram uma explicação do mecanismo de instabilização da interface planar em uma liga binária durante a solidificação. Se a temperatura do líquido imediatamente a frente da interface sólido-líquido for maior do que a temperatura *liquidus*, qualquer perturbação na interface sofrerá refusão, ou seja, uma interface planar é estável nesta condição. Ao contrário, se a temperatura do líquido a frente da interface for menor do que a temperatura *liquidus*, a perturbação continuará a crescer, e a interface se tornará, portanto, instável (DANTZIG e RAPPAP, 2009).

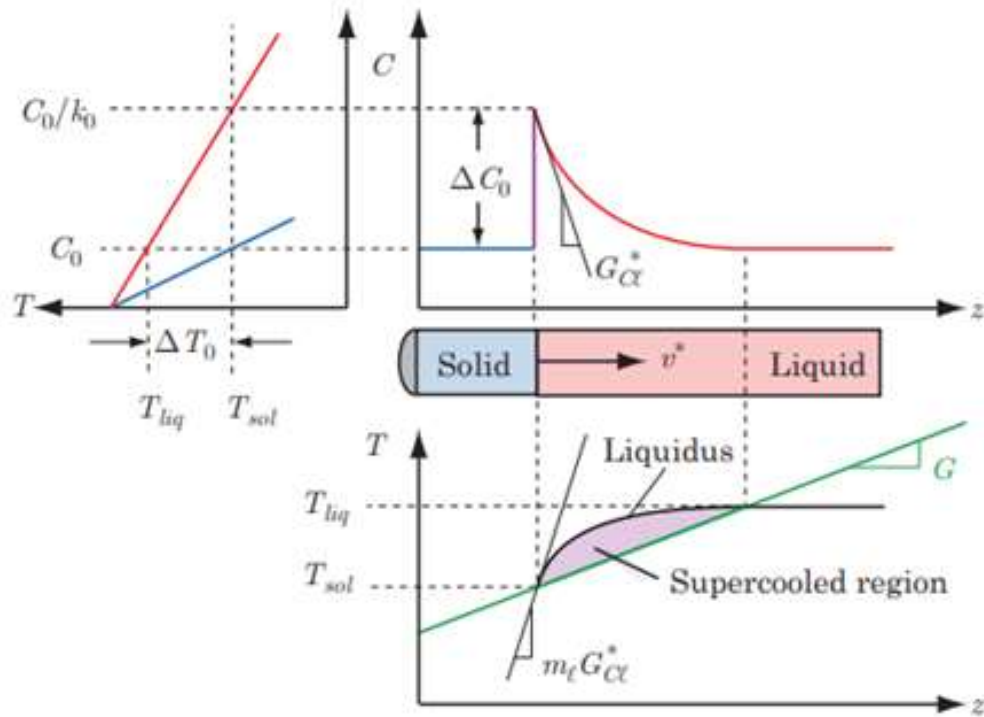


Figura 18 – Ilustração esquemática do critério de super-resfriamento constitucional para a instabilidade da interface planar de uma liga binária sob estado estacionário de solidificação unidirecional com velocidade constante.

Extraído de DANTZIG e RAPPAZ, 2016.

A temperatura no líquido a uma distância z da interface é dada por

$$T_l(z) = T_{sol} + Gz \quad (10)$$

em que G é o módulo do gradiente térmico, T_{sol} e T_{liq} são as temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga, respectivamente.

Como $T^* = T_l(z = 0) = T_{liq} \left(\frac{C_0}{k_0} \right) = T_{sol}(C_0)$, a condição crítica é dada por:

$$G = m_l G_{Cl}^* = \frac{\Delta T_0 v_T}{D_l} \quad (11)$$

em que v_T é a velocidade de solidificação (também discriminada por R a seguir), D_l é o coeficiente de difusão, e ΔT_0 é o intervalo de temperaturas de solidificação de equilíbrio ($T_{liq} - T_{sol}$).

Para valores de $G < m_l G_{Cl}^*$, ou, equivalentemente, $G < \frac{\Delta T_0 v_T}{D_l}$, o líquido à frente da interface estará super-resfriado constitucionalmente.

Adota-se, portanto, o seguinte critério para estabilidade da frente de solidificação plana baseado no super-resfriamento constitucional:

$$\frac{G}{v_T} > \frac{\Delta T_0}{D_l} \quad (12)$$

Para valores de $\frac{G}{v_T} < \frac{\Delta T_0}{D_l}$, ocorre morfologia de solidificação celular ou dendrítica (LI et al., 2017).

A estabilidade da frente de solidificação planar em ligas binárias depende ainda da energia de superfície. Para velocidades superiores à dada pelo limite de super-resfriamento constitucional ($v_T > \frac{G D_l}{\Delta T_0}$), pode haver um desbalanço entre a instabilização da interface devido à composição e sua estabilização devido à energia de superfície (DANTZIG e RAPPAZ, 2009).

A razão G/R é chamada de parâmetro de morfologia de solidificação, e é utilizada para prever o formato da estrutura de solidificação: planar, celular, colunar, dendrítica e dendrítica equiaxial, do mais alto G/R para o mais baixo. O produto GR é chamado de taxa de resfriamento, e está relacionado com o tamanho dos grãos na zona de fusão (LI et al., 2017; HU et al., 2016).

No diagrama da Figura 19 estão relacionadas as microestruturas esperadas para uma série de combinações entre G e R para três processos, dentre os quais o de soldagem a laser (*laser welding*).

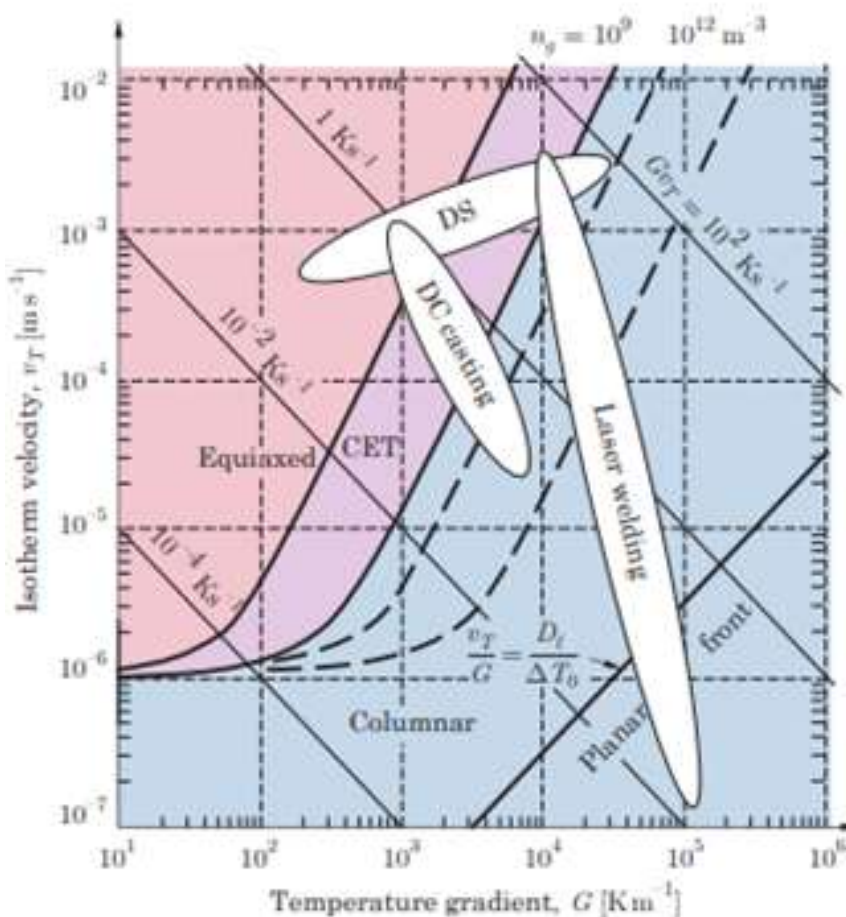


Figura 19 – Diagrama exibindo as regiões-limite de super-resfriamento constitucional, a região de transição colunar-equiaxial (CET) de acordo com o critério de Hunt, e valores típicos para três processos.

Extraído de DANTZIG e RAPPAZ, 2016.

Teoricamente, a direção de crescimento das células durante a solidificação deveria ser perpendicular à borda da poça de fusão, mesma do fluxo de calor. Entretanto, como discutido anteriormente, o efeito de Marangoni provoca alterações no campo térmico devido ao transporte de massa e de calor por convecção. Além disso, o crescimento também é influenciado pela direção de crescimento preferencial relacionada à estrutura cristalina.

Devido à elevadas taxas de resfriamento envolvidas no processo de *selective laser melting*, com valores próximos de 10^6 Ks^{-1} , não há tempo suficiente para a formação de braços dendríticos secundários, resultando em uma morfologia celular de solidificação (WAN et al., 2018).

De fato, segundo FLEMINGS (1929) uma morfologia de solidificação celular alongada é obtida a altas taxas G/R até se tornarem uma estrutura regular, independentemente da orientação, principalmente devido à difusão de soluto. No entanto, há uma influência direta da cristalografia neste último processo, especialmente sob altas taxas de solidificação, resultando no desvio da direção de crescimento da célula paralela àquela do fluxo de calor para a direção de crescimento dendrítico, que nos casos de metais cúbicos (de corpo ou de face centrada) é pertencente à família $\langle 001 \rangle$.

Dentre as direções da família $\langle 100 \rangle$, uma única será “ativada” em determinada região da interface da poça de fusão, correspondente à direção mais próxima da do fluxo de calor. Dendritas alinhadas a esta direção crescem com menor velocidade e, portanto, requerem menor super-resfriamento, eliminando dendritas alinhadas a outras direções (RAPPAZ et al., 1990).

Embora normalmente a morfologia das estruturas de solidificação observadas no processo de *selective laser melting* assemelhe-se a celular, esta não apresenta direção cristalográfica preferencial de crescimento, o que acontece, no entanto, com dendritas (RAPPAZ e BLANK, 1985).

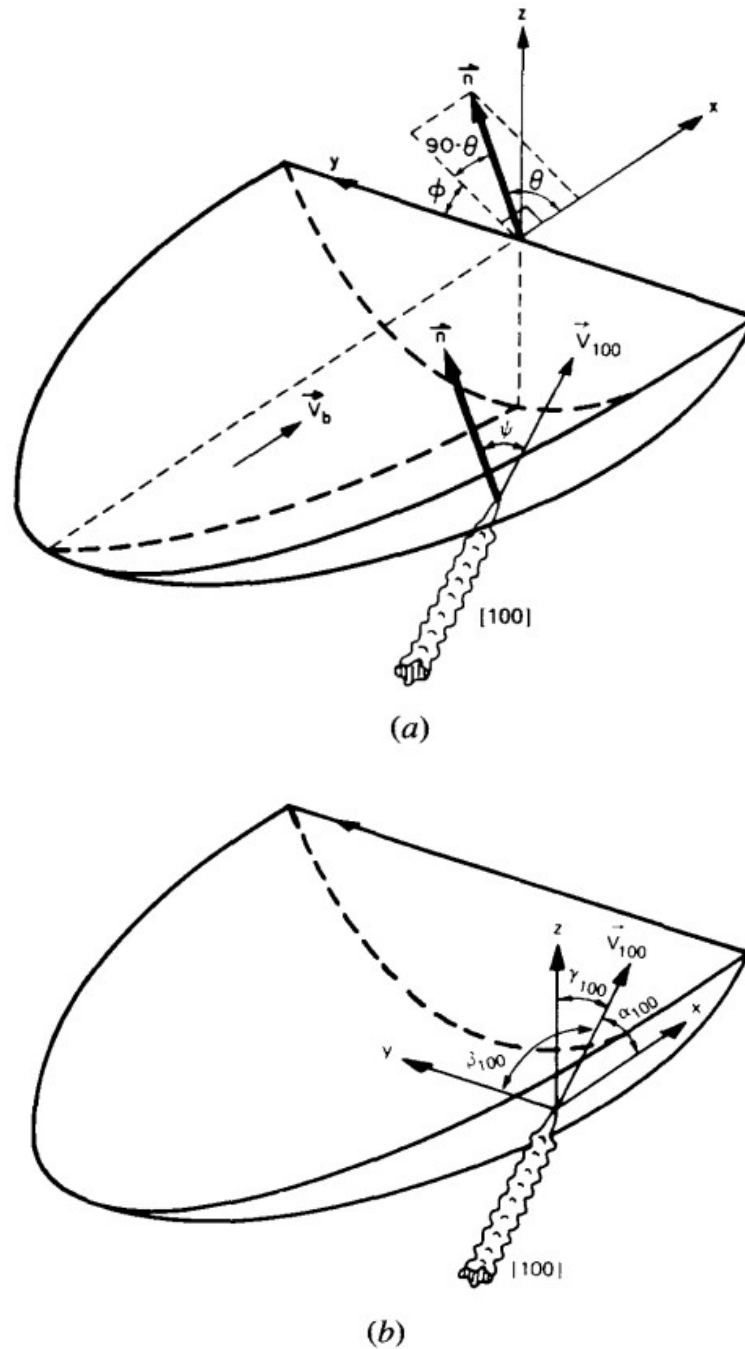


Figura 20 – Representação esquemática de uma poça de fusão com os vetores velocidade de avanço da fonte de calor v_b , velocidade de crescimento dendrítico com orientação cristalográfica $[100]$ v_{100} , normal à borda da poça \vec{n} e um sistema de coordenadas cartesiano $Oxyz$. Extraído de RAPPAZ et al., 1990.

RAPPAZ et al. (1989) propuseram um modelo que relaciona a velocidade de crescimento da dendrita V_{hkl} , com uma certa direção cristalográfica $[hkl]$, à velocidade de avanço do feixe de laser V_b :

$$V_{hkl} = V_b \frac{\cos \theta}{\cos \psi} \quad (13)$$

em que os ângulos θ e ψ estão representados esquematicamente na Figura 20.

A hipótese de validade do modelo é que o formato da poça de fusão seja constante. O termo $\cos \psi$ pode ser calculado da seguinte forma:

$$\begin{aligned} \cos \psi = & h \cos \alpha_{hkl} + k \cos \alpha_{hkl} + l \cos \alpha_{hkl} \\ & + \tan \theta [\cos \varphi (h \cos \beta_{hkl} + k \cos \beta_{hkl} + l \cos \beta_{hkl}) \\ & + \sin \varphi (h \cos \gamma_{hkl} + k \cos \gamma_{hkl} + l \cos \gamma_{hkl})] \end{aligned} \quad (14)$$

em que α_{hkl} , β_{hkl} e γ_{hkl} são os ângulos entre dada direção $[hkl]$ e os eixos x, y e z, respectivamente, φ é o ângulo entre a direção normal à borda da poça de fusão e o eixo y. É possível, portanto, concluir que, uma vez que os ângulos θ e φ variam em cada ponto ao longo da borda da poça de fusão, a direção de crescimento preferencial também varia (WANG et al., 2016).

Dessa forma, a velocidade de crescimento de um cristal com orientação $\langle 100 \rangle$ será tanto maior quanto maior for o ângulo de sua direção com a do gradiente térmico local ψ .

Na Figura 21 (b) está representado um esquema do crescimento de grãos dendríticos, em que v_T é a velocidade de avanço da isoterma *liquidus*, v^* é a

velocidade de crescimento dendrítico, e ϕ é o ângulo entre as direções do gradiente térmico e do braço primário da dendrita. O desvio ϕ ocorre devido à direção cristalográfica de crescimento preferencial, que pode eventualmente estar desalinhada da direção do gradiente térmico. Portanto, há uma diferença de velocidade de crescimento das dendritas com direção alinhada ao gradiente térmico em relação às aquelas não alinhadas, o que provocará uma pequena diferença de super-resfriamento à frente das pontas, uma vez que este depende da velocidade. Tal efeito pode ser observado na Figura 21 (b) como um “degrau” na linha de avanço da frente de solidificação (DANTZIG e RAPPAPAZ, 2009).

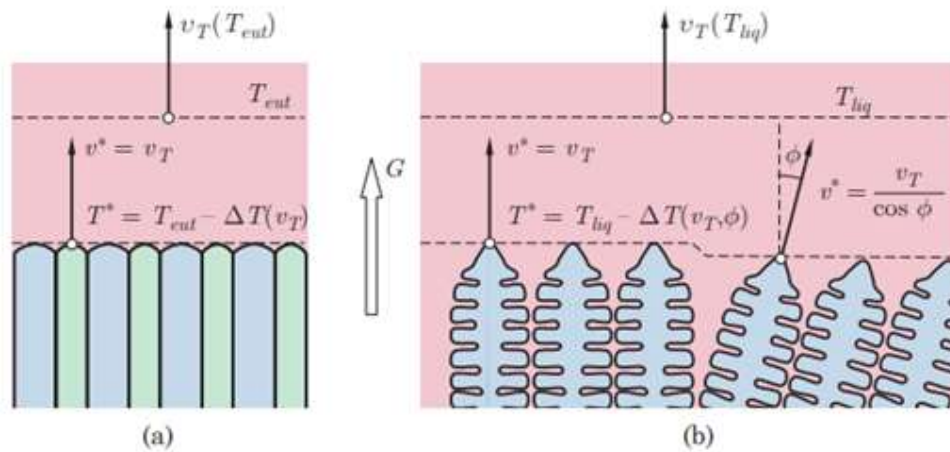


Figura 21 – Esquema de crescimento das morfologias **(a)** eutética e **(b)** dendrítica durante a solidificação. Extraído de DANTZIG e RAPPAPAZ, 2016.

A competição de crescimento entre dendritas culminará na seleção natural de grãos com o menor ângulo ϕ entre a direção $\langle 100 \rangle$ e o gradiente térmico ao longo do processo. Nos casos em que há convergência dos braços primários de

dendritas, aquelas com direção $\langle 100 \rangle$ alinhada com o gradiente térmico irão bloquear o avanço daquelas com direção $\langle 100 \rangle$ não alinhada, enquanto que nos casos em que há divergência dos braços das dendritas, na região de líquido entre elas ocorre o crescimento da direção $\langle 100 \rangle$ alinhada com o gradiente térmico. A ocorrência deste mecanismo é evidente na Figura 22 (DANTZIG e RAPPAZ, 2009).

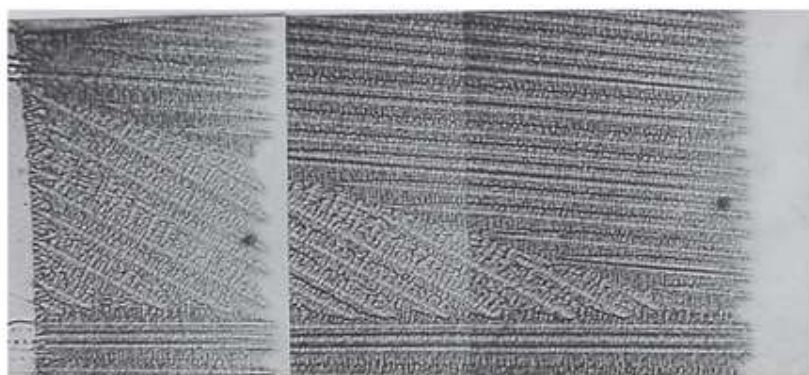


Figura 22 – Montagem de micrografias exibindo o crescimento de três grãos de *succinonitrile-acetone* em direções distintas. O grão central, com direção não alinhada com o gradiente térmico, tem seu crescimento restringido ao longo do processo. Extraído de DANTZIG e RAPPAZ, 2016.

GANDIN et al. (1995) estudaram a evolução da textura cristalográfica de grãos colunares em uma superliga INCONEL X750 solidificada direcionalmente a fim de correlacionar resultados experimentais com aqueles obtidos a partir de simulação por um modelo estocástico proposto. A Figura 25 (a) ilustra a distribuição de frequência de ocorrência de grãos com direção $\langle 100 \rangle$ em função do ângulo formado com o gradiente térmico. Pode-se observar que, para distâncias

maiores da fonte fria, a distribuição torna-se mais estreita, isto é, há uma menor variação de direções em relação ao gradiente térmico, e sua ocorrência também se torna mais próxima da direção $\langle 100 \rangle$. Para distâncias mais próximas da fonte fria, a distribuição torna-se cada vez mais dispersa e aleatória. Estes resultados ajudam a compreender a ocorrência da seleção natural através do crescimento competitivo discutida anteriormente.

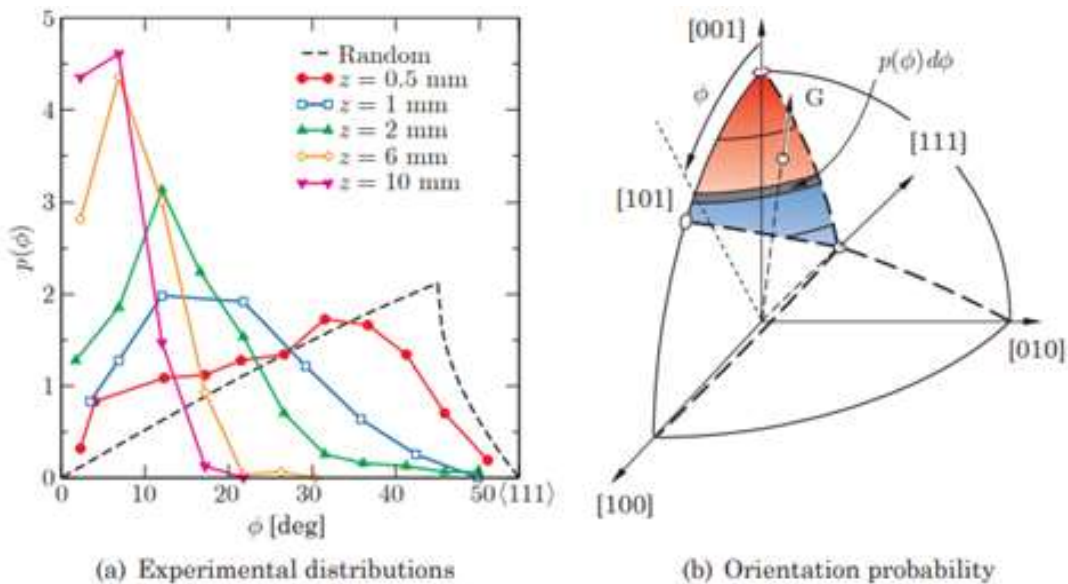


Figura 23 – (a) Evolução da distribuição de orientações cristalográficas em função do ângulo formado com o gradiente térmico ao longo da distância z da placa resfriada em uma solidificação direcional em fundição de uma superliga de Níquel. **(b)** Diagrama esquemático com o triângulo elementar, formado pelas direções $[001]$, $[101]$ e $[111]$, ilustrando a probabilidade de se encontrar a direção do gradiente térmico G no intervalo $[\phi + d\phi]$ da direção $\langle 100 \rangle$ mais próxima em um cristal cúbico simétrico.

Extraído de DANTZIG & RAPPAZ, 2016.

4. DISCUSSÃO

Nesta seção serão discutidos os efeitos de algumas das principais variáveis envolvidas no processo *selective laser melting* que apresentam impacto direto na formação de textura cristalográfica em ligas metálicas.

4.1 Composição

ZHU et al. (2019) estudaram o efeito de diferentes composições em ligas de titânio na morfologia de grão produzidas por *laser melting deposition*. Com o aumento do teor equivalente de molibdênio na liga, há um aumento da ocorrência de grãos equiaxiais e diminuição de grãos colunares alinhados com a direção de construção. O teor equivalente de molibdênio é um ponderamento dos teores de elementos de liga estabilizadores da fase β do titânio, como o nióbio.

A ocorrência de grãos colunares é importante para a obtenção de texturas cristalográficas da família $\langle 100 \rangle$, como será visto adiante, na seção 4.5, uma vez que a direção de crescimento preferencial ao longo das células colunares pertence à família $\langle 100 \rangle$, como evidenciado pela Figura 33. Portanto, o controle da ocorrência de grãos colunares ao longo de uma determinada região da peça é desejado para a otimização da biocompatibilidade mecânica do implante, uma vez que menores valores do módulo elástico associam-se às direções $\langle 100 \rangle$.

4.2 Velocidade de varredura (*scan speed*)

Como apresentado na seção 3.11.3, a velocidade de varredura está diretamente relacionada com a velocidade de crescimento dendrítico e de avanço da frente de solidificação (Equação 13). Há também influência direta no super-resfriamento constitucional, que é maior para velocidades de varredura maiores (Figura 24), e na morfologia da poça de fusão.

Velocidades menores promovem mais tempo de exposição à fonte de calor e, portanto, maior absorção de energia, enquanto velocidades maiores promovem menos tempo, o que pode ter impacto na quantidade de material fundido e na refusão de material anteriormente solidificado de poças vizinhas. Esse efeito pode ser observado na Figura 28-a para diferentes ligas metálicas: a velocidades menores estão associadas poças de fusão de maior volume, que diminui com o aumento da velocidade.

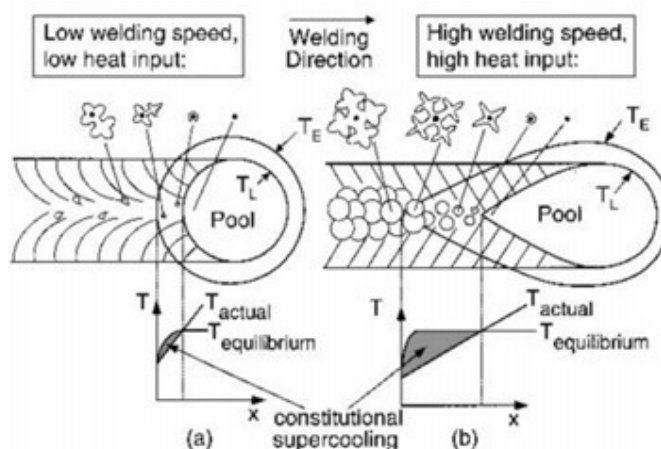


Figura 24 –Representação esquemática do efeito da velocidade e da potência do laser no super-resfriamento constitucional e na morfologia de solidificação. Extraído de FARROKHI, 2018.

NAGASE et al. (2019) reportaram que o aumento da velocidade de varredura associa-se de forma monotonicamente crescente ao tamanho de grão formado após a solidificação e à razão de intensidade I (Figura 25).

$I = I_{002} / (I_{002} + I_{011})$, em que I_{002} e I_{011} são as intensidades dos picos de difração de raios-X dos planos (002) e (110) de fase cúbica de corpo centrado da liga Ti-Cr estudada. Quanto maior o valor da razão I , maior a ocorrência de orientação $\langle 001 \rangle$.

Além disso, o aumento do tamanho de grãos também está associado à ocorrência de maior orientação cristalográfica devido ao crescimento por epitaxia em relação às regiões anteriormente solidificadas, como pode ser visto pela análise das figuras de polo e dos mapas de figuras de polo inversa da Figura 27: para uma mesma densidade volumétrica de energia, a configuração com maior velocidade de varredura produziu grãos colunares com textura $\langle 001 \rangle$ mais homogênea e concentrada ao longo das direções de construção e de varredura.

De fato, um menor volume da poça de fusão é esperado para velocidades de varredura mais altas, uma vez que há menor absorção de calor por unidade de tempo. A elevadas velocidades, a transferência de calor é influenciada principalmente na direção de varredura e, dessa forma, diferenças no tamanho da poça de fusão são menos pronunciadas, como mostra a Figura 28 (MUKHERJEE et al., 2018).

Ao aumento da velocidade de varredura está associado o aumento da taxa de resfriamento e a diminuição da razão de morfologia de solidificação, que está associada à morfologia de solidificação como discutido na seção 3.11.3.

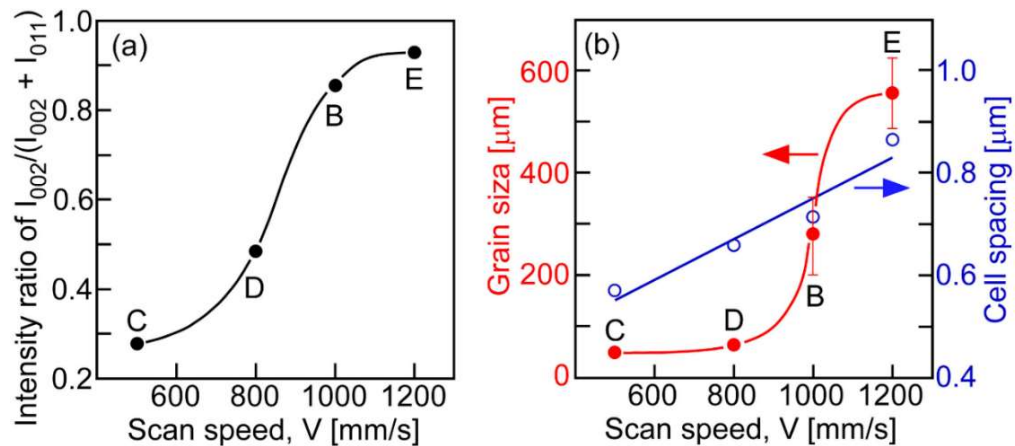


Figura 25 – Relação entre velocidade de varredura e razão de intensidade (a), tamanho de grão e espaçamento intercelular (b).

Extraído de NAGASE et al., 2019.

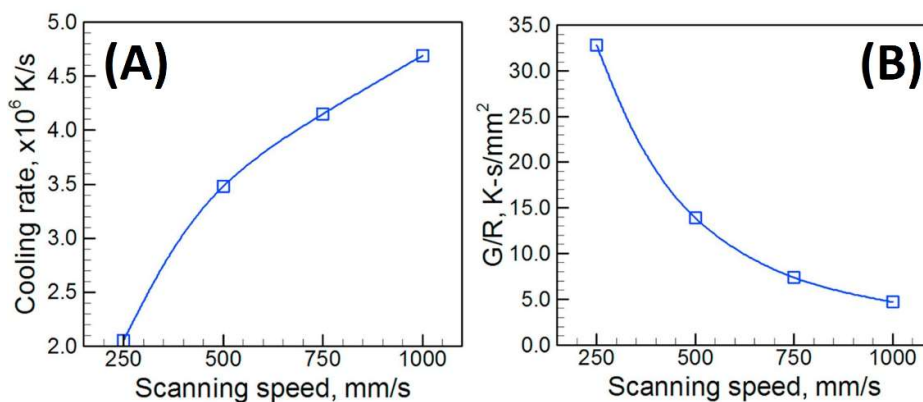


Figura 26 – Efeito da velocidade de varredura na (a) taxa de resfriamento e na (b) razão de morfologia de solidificação G/R .

Extraído de MUKHERJEE et al., 2018.

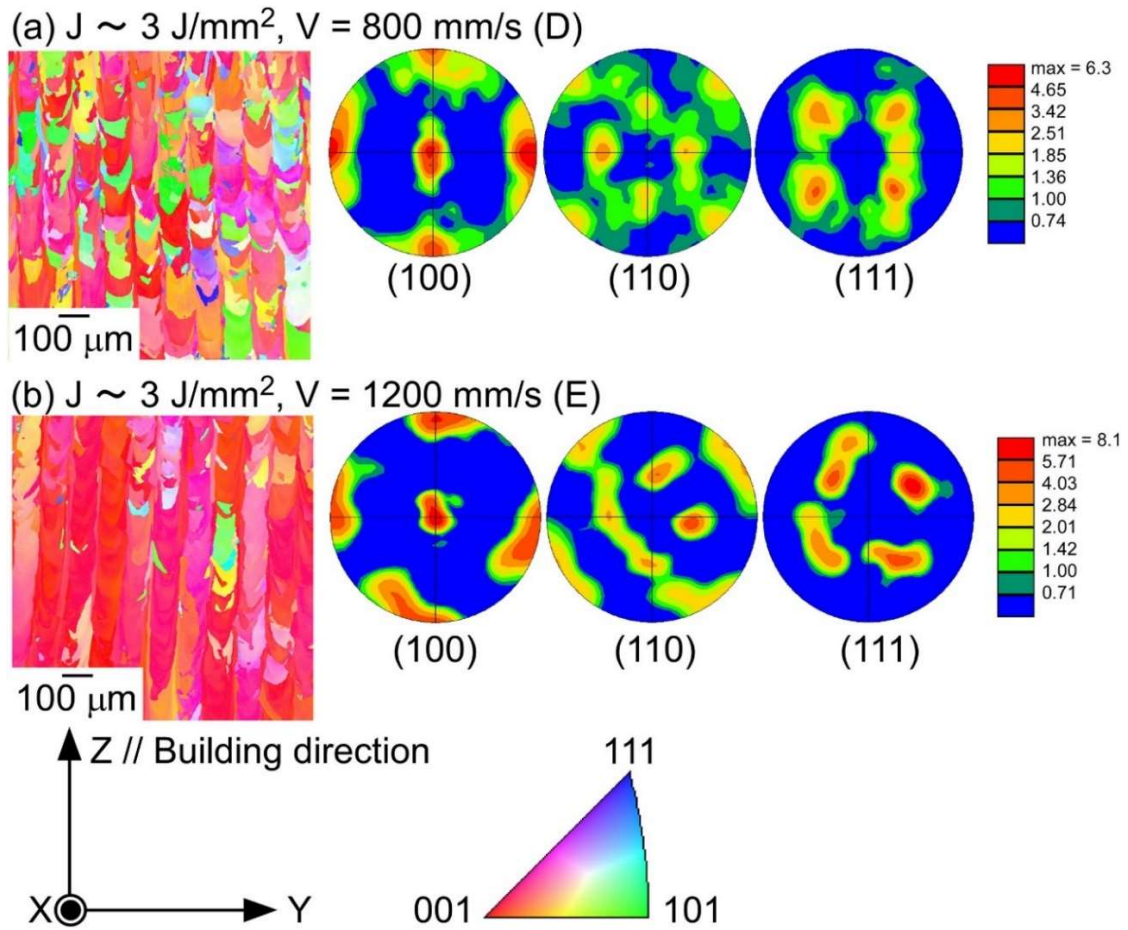


Figura 27 – Aumento de velocidade de varredura de 800 mm/s **(a)** para 1200 mm/s **(b)** e impacto na extensão das células e na textura cristalográfica.

Extraído de NAGASE et al., 2019.

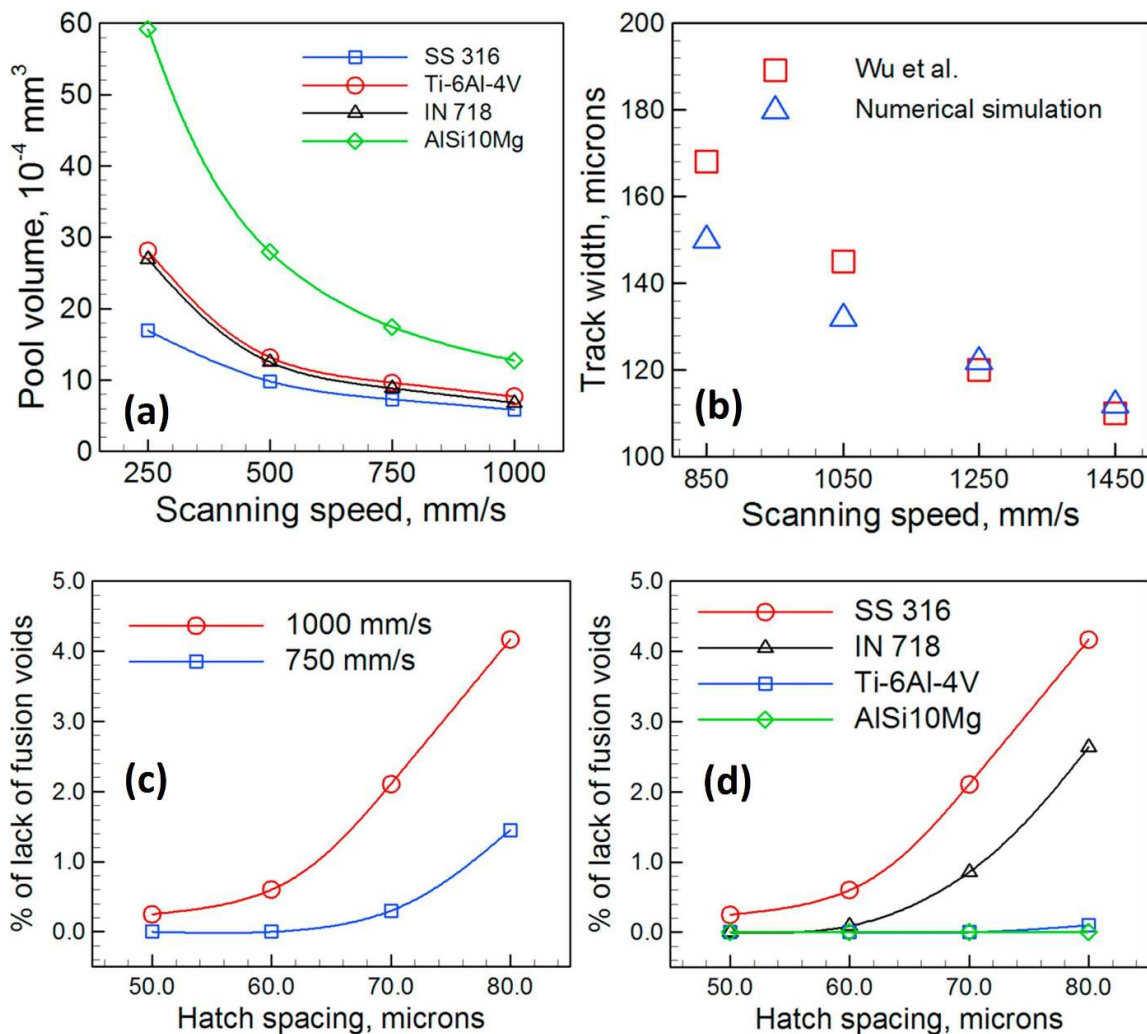


Figura 28 – Efeito da velocidade de varredura no volume da poça de fusão **(a)**; largura da trilha de varredura em função da velocidade de varredura **(b)**; percentual de vazios devido à falta de fusão em função do *hatch spacing* **(c)** e da velocidade de varredura **(d)**.

Extraído de MUKHERJEE et al., 2018.

4.3 Densidade de energia, Potência do laser e Distância entre trilhas (*hatch spacing*)

É usual a definição de uma densidade de energia, em alguns artigos a superficial e, em outros, a volumétrica, que é definida por

$$E = \frac{P}{VhD} \quad (14)$$

em que ***P*** é a potência do laser (*laser power*), ***V*** é a velocidade de varredura do laser (*scan speed*), ***h*** é a distância entre duas trilhas de varredura (*hatch spacing* ou *hatch distance*) consecutivas e ***D*** é a espessura da camada de pó (*layer thickness*).

Esta energia promove não somente a fusão do material na região alvo do laser na camada de varredura, como também atinge áreas próximas da poça de fusão devido à condução de calor, além de provocar fusão parcial de material já solidificado em camadas sub e adjacentes próximas.

Na seção 3.10 foram apresentadas equações que regem o transporte de calor no processo. Propriedades como condutividade térmica, emissividade térmica, capacidade térmica e coeficiente de transferência de calor exercem, portanto, grande influência e determinam particulares condições ótimas e janela de processamento dependentes da liga a ser processada, uma vez que definem as condições de fusão e solidificação ao longo do processo.

ZOU et al. (2018) estudaram diversas configurações de potência do laser, velocidade de varredura e *hatch spacing* para uma liga de Ni-Fe, classificando-as em dois grupos: baixa (LE) e alta (HE) densidade de energia superficial.

Concluíram que a ocorrência de textura cristalográfica está associada à densidade de energia, uma vez que baixas densidades de energia, abaixo de um valor mínimo necessário para promover a completa fusão do material.

Cada liga possui um valor mínimo de densidade de energia necessário para promover a completa fusão do pó metálico nas regiões expostas ao laser ao longo das camadas. Configurações com valores abaixo desse mínimo resultam em regiões com falta de fusão (MUKHERJEE et al., 2018). Por outro lado, configurações com valores elevados provocam a liberação de vapor metálico que exerce pressão sobre o metal líquido, gerando um capilar de vapor (*keyhole*) que culmina na formação de poros. A presença destes também provoca distorções na microestrutura, diminuindo a intensidade de textura (ZOU et al., 2018).

MUKHERJEE et al. (2018) realizaram uma modelagem para uma liga de aço inoxidável 316 (SS 316) e uma de Ti-6Al-4V sob as mesmas condições de velocidade de varredura, potência do laser, *hatch spacing* e espessura de camada (Figura 29). A amostra SS 316 apresentou ocorrência de vazios ocasionados por falta de fusão de material, ao contrário da Ti-6Al-4V, indicando as diferentes condições ótimas de processamento para diversas ligas. A amostra de Ti-6Al-4V apresentou maiores larguras e profundidades de poça de fusão, com maior ocorrência, dessa forma, de *overlapping* entre as poças.

Ainda, *hatch spacings* elevados podem resultar em uma região de disjunção entre duas trilhas sucessivas e provocar regiões de vazios devido a falta de fusão (Figura 28-d). Para determinado *hatch spacing*, esse efeito pode ser minimizado com o aumento da *overlapping* entre poças de fusão, que por sua vez é resultado de poças de fusão maiores obtidas com velocidades de varredura menores (Figura 28-a e Figura 28-c) (MUKHERJEE et al., 2018).

ZOU et al. (2018) obtiveram uma relação da razão de intensidade dos picos de difração de raios-X das direções (001) e (111) em função da densidade de

energia, ilustrada na Figura 30-c. É evidente a ocorrência de um valor ótimo. É importante lembrar que estes valores dependem da liga e de suas composições, como discutido anteriormente.

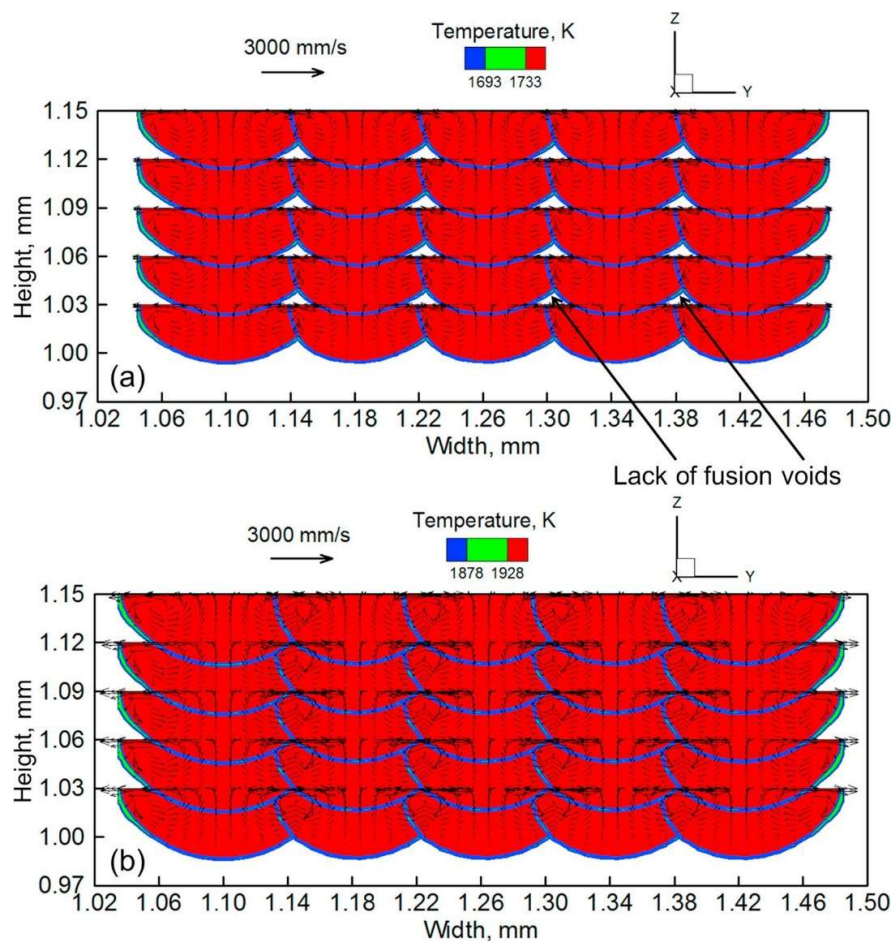


Figura 29 – Seção transversal de poças de fusão em 5 camadas e 5 trilhas de varredura para as amostras de **(a)** aço inoxidável 316 (SS 316), em que ocorrem vazios por falta de fusão, e **(b)** Ti-6Al-4V, resultado de modelagem proposta pelos autores. As variáveis de processamento para ambos os casos foram: velocidade de varredura de 1000 mm/s, hatch spacing de 80 μ m, potência de laser de 60 W, espessura de camada de 0.025-0.035 mm.

Extraído de MUKHERJEE et al., 2018.

Resultados obtidos por FISCHER et al. (2016) para uma liga de Ti-26Nb corroboram essa conclusão. Os autores relatam que há uma tendência de redução de porosidade com o aumento da densidade de energia volumétrica até um valor ótimo de 210 J.mm^{-3} , a partir do qual há um pequeno aumento de porosidade devido a duas hipóteses: movimentos convectivos e aumento de vaporização na poça de fusão (Figura 30 (a, b)).

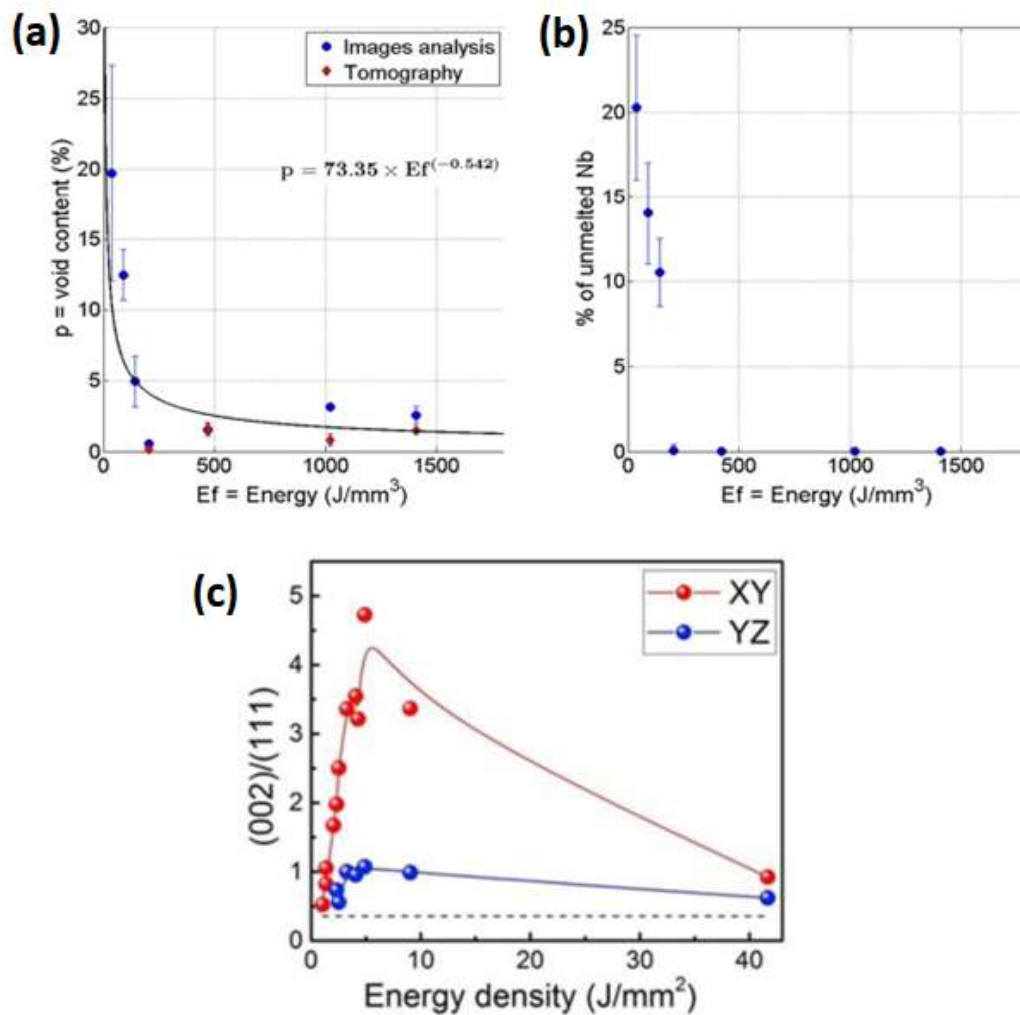


Figura 30 – (a) Fração de porosidade e (b) de nióbio não fundido em função da densidade de energia em uma liga Ti-26Nb. Extraído de FISCHER et al., 2016. (c) Razão de intensidade entre os picos de difração de raios-X (001 e (111) em função da densidade de energia. Extraído de ZOU et al., 2018.

Portanto, a densidade de energia desempenha um importante papel na determinação da estrutura dos grãos e de sua textura cristalográfica. Elevadas densidades de energia resultam em poças de fusão mais profundas, com grãos colunares maiores e, dessa forma, uma textura cristalográfica mais forte pode ser obtida com a eliminação de grãos colunares com orientações aleatórias (WAN et al., 2018).

Menores valores de *hatch spacing* estão associados ao aumento do tamanho da poça de fusão para valores crescentes de potência e decrescentes de velocidade de varredura devido ao acúmulo de calor em sucessivas trilhas. O efeito da potência do laser, no entanto, afeta de forma mais expressiva o tamanho da poça de fusão do que o *hatch spacing* (LI et al., 2017).

O tamanho médio de grãos aumenta com a potência do laser pois um maior provimento de energia resulta em menores taxas de resfriamento (LI et al., 2017).

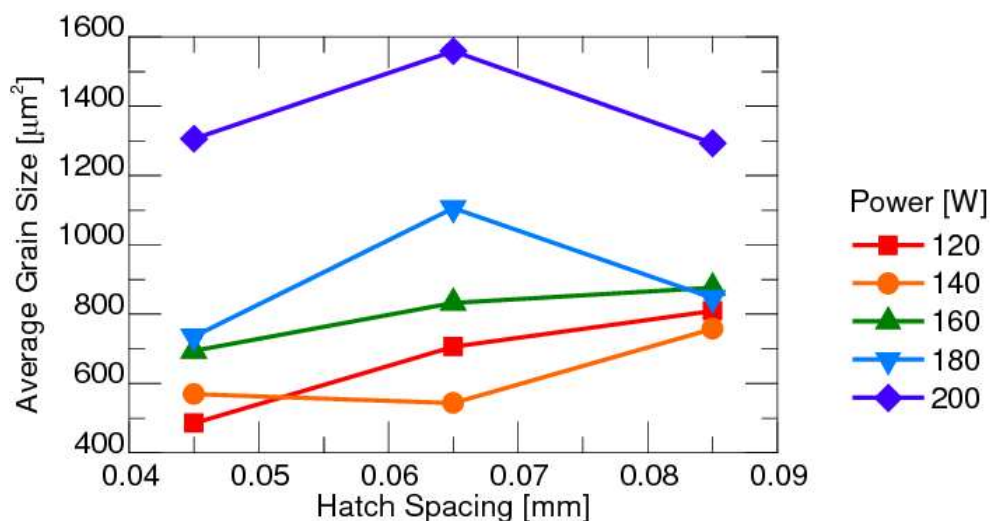


Figura 31 – O aumento do tamanho médio dos grãos com o aumento da potência. Extraído de LI et al., 2017.

4.4 Espessura de camada de pó (*powder layer thickness*)

THIS et al. (2013) destacam que é possível alterar a extensão de textura cristalográfica com o ajuste do *hatch spacing* e da espessura da camada, uma vez que essas variáveis determinam a quantidade de refusão parcial que ocorre em trilhas de varredura vizinhas. Tais valores estão restritos à janela de processamento da peça.

Além disso, a espessura de camada está diretamente relacionada à densidade de potência volumétrica, cujo efeito foi anteriormente discutido.

4.5 Estratégia de varredura (*scan strategy* ou *scan pattern*)

A estratégia de varredura influencia a história térmica do processo de fusão seletiva a laser (LI et al., 2017). Sua escolha é influenciada por fatores como geometria da peça a ser produzida, custo e requerimentos de propriedades do material de acordo com suas aplicações específicas (KUNZE et al., 2015).

THIJS et al. (2013) obtiveram uma forte textura $\langle 001 \rangle$ ao longo da direção de varredura e $\langle 110 \rangle$ ao longo da direção de construção utilizando estratégia de varredura sem rotação entre camadas consecutivas, e uma textura mais fraca $\langle 001 \rangle$ cúbica ao longo da direção de construção e das duas direções de varredura utilizando estratégia com rotação de 90° entre camadas consecutivas. Segundo os autores, o crescimento por epitaxia ocorre apenas se o fluxo de calor estiver favoravelmente alinhado à direção cristalográfica $\langle 001 \rangle$ do substrato. Não havendo alinhamento favorável, ocorrerá a formação de novos núcleos, uma vez que a refusão parcial gerada nas camadas subjacentes quando da varredura em

uma nova camada resulta em ausência de barreira de energia de nucleação, e, devido ao crescimento competitivo, grãos com orientação $\langle 001 \rangle$ ao longo do fluxo de calor local serão selecionados e terão crescimento favorecido.

FISCHER et al. (2016) obtiveram textura $\langle 100 \rangle$ paralela à direção de construção e à ambas direções de varredura para uma liga de Ti-26Nb utilizando uma estratégia de varredura do tipo *cross-hatching*, isto é, rotacionada de 90° a cada nova camada. O módulo elástico obtido foi de 77 ± 1.4 GPa nas três direções.

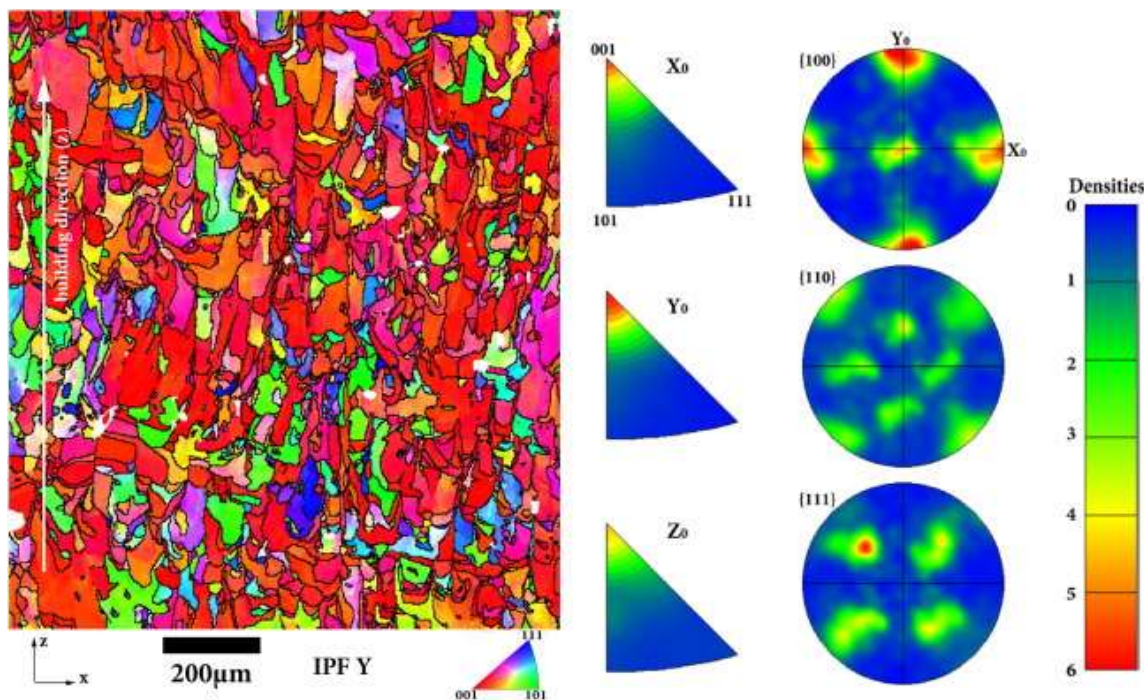


Figura 32 – Mapa de figura de polo inversa (esquerda) e figuras de polo $\{100\}$, $\{110\}$ e $\{111\}$ no plano perpendicular à direção de construção para uma liga Ti-26Nb. Extraído de FISCHER et al., 2016.

SUN et al. (2018) estudaram com detalhes o efeito de três tipos de estratégia de varredura em uma liga Ni-25Mo: na direção paralela ao eixo x em todas as camadas (*X-scan*), rotacionando-se de 90° a direção em cada camada, portanto paralelas ao eixo x e ao eixo y alternadamente (*XY-scan*), e rotacionando-se a direção em 67° (*Rot-scan*). Em todos os tipos, o feixe varreu uma única direção com rotação de 180° a cada passagem de trilha ao longo de cada camada.

A análise das figuras de polo e figuras de polo inverso da Figura 33 evidenciam a obtenção de texturas cristalográficas completamente distintas e dependentes da estratégia de varredura utilizada. Utilizando-se a estratégia *XY-scan*, forte textura $\langle 001 \rangle$ foi obtida nas direções de varredura, paralelas aos eixos x e y, e na direção de construção, paralela ao eixo z. Utilizando-se a estratégia *X-scan*, obteve-se textura $\langle 001 \rangle$ apenas na direção de varredura, paralela ao eixo x, e textura $\langle 101 \rangle$ nas direções paralelas à direção de construção e ao eixo y, neste caso ambas perpendiculares à direção de varredura. Os autores destacam o fato de que esta configuração é semelhante à obtida pela estratégia *XY-scan* a menos de uma rotação de 45° em torno da direção paralela ao eixo x. Finalmente, a estratégia *Rot-scan* resultou em uma textura de fibra $\langle 001 \rangle$ apenas na direção de construção.

Análise por microscopia eletrônica de transmissão de campo claro evidenciou uma morfologia celular microestrutural (Figura 33-a) e o crescimento das células colunares com orientação $\langle 001 \rangle$ para os três tipos de estratégia de varredura (padrão SAED na Figura 32-b), embora a Figura 33 refira-se apenas à amostra obtida pela estratégia *XY-scan*.

A análise de seções transversais perpendiculares às direções de varredura (eixos x e y) e de construção (eixo z) através de figuras obtidas por microscopia eletrônica de varredura e dos mapas de orientação de cristal, obtidos por difração de elétrons retroespalhados (EBSD), revela que as morfologias características das poças de fusão e as microestruturas resultantes de cada tipo de estratégia de varredura são também bastante diferentes umas das outras.

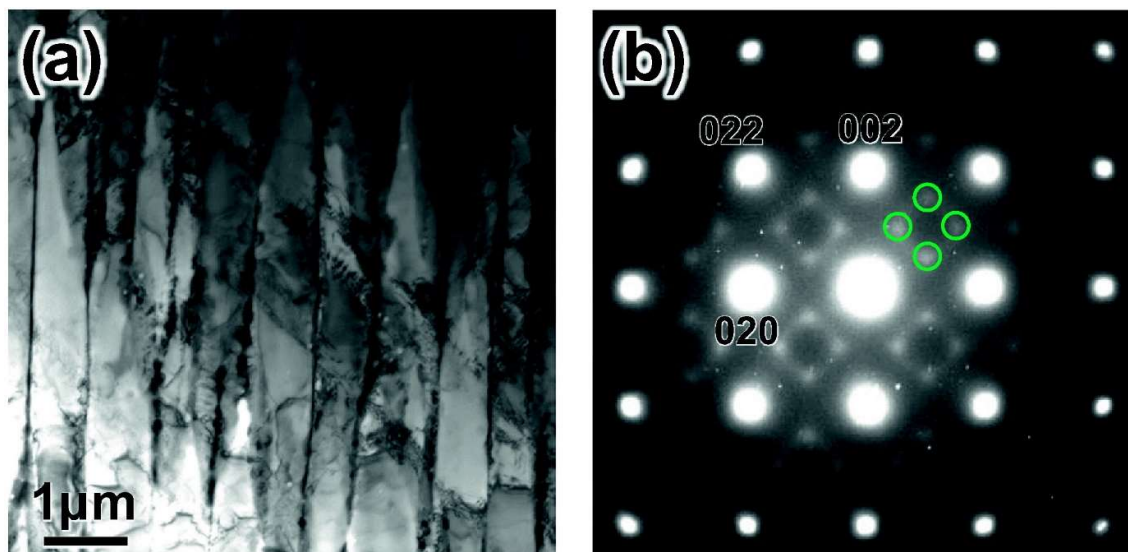


Figura 33 – (a) Imagem de campo claro de microscopia eletrônica de varredura. (b) padrão de difração de elétrons de área selecionada (SAED). Imagens correspondentes ao plano yz da amostra produzida pela estratégia *XY-scan*.

Extraído de SUN et al., 2018.

O estudo também destacou uma ocorrência importante: nas amostras em que houve ocorrência de forte textura cristalográfica, as células colunares cresceram preferencialmente no plano perpendicular à direção de varredura, independentemente da estratégia de varredura, o que é evidente pela análise das microscopias eletrônicas de varredura de planos paralelos a yz, xy e e xz (Figuras 35 (a, c, e), 36 (a, c, e) e 37 (a, c, e), respectivamente), evidenciado pela geometria resultante das direções destacadas pelas setas pretas nas três figuras.

Os mapas de figura de polo inversa referentes à direção z analisados em um plano paralelo ao xy (Figura 37-b) e em um plano paralelo ao yz (Figura 35-b) também evidenciam essa ocorrência.

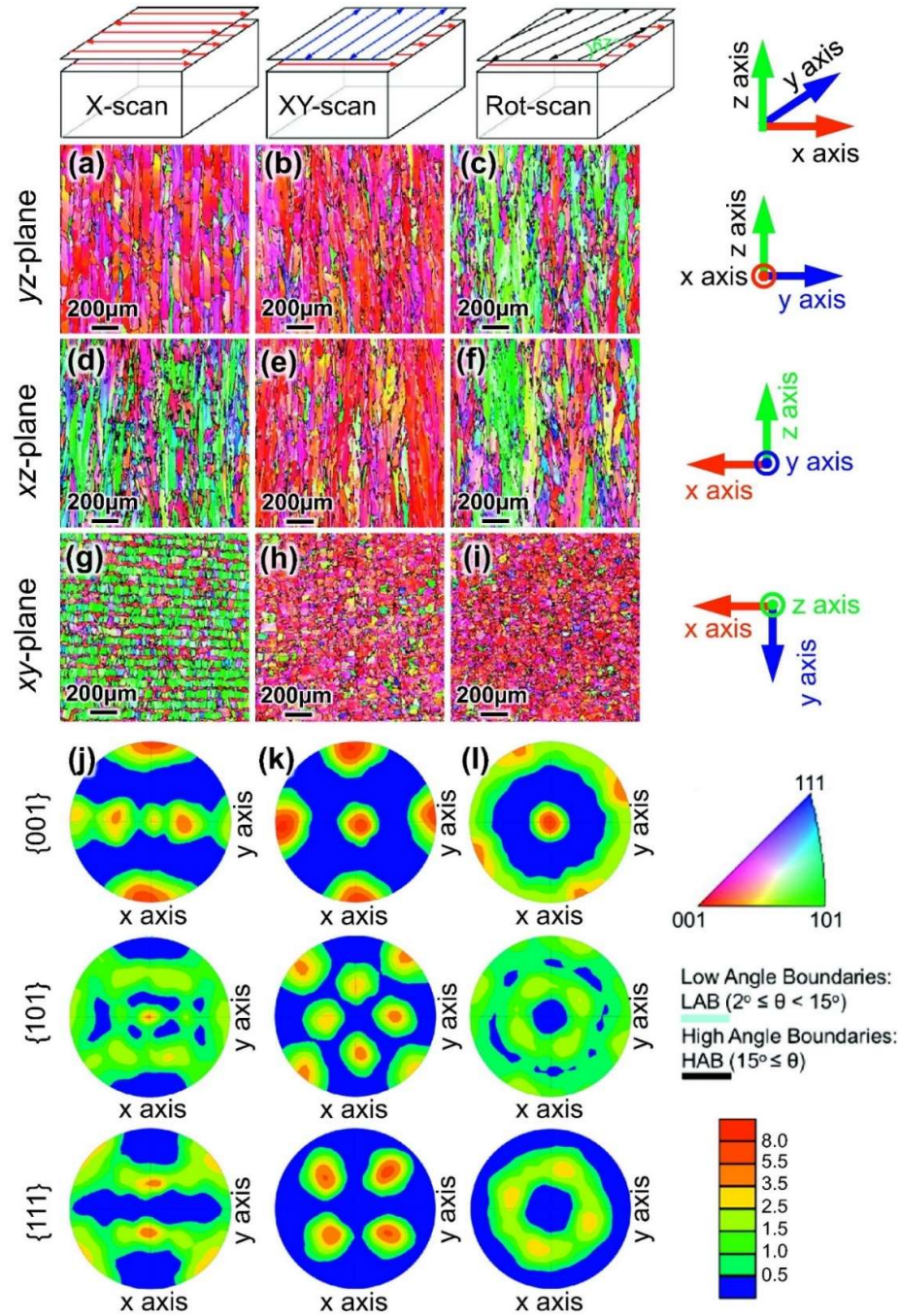


Figura 34 – Mapas de figuras de polo inversa nos planos perpendiculares às direções x, y e z para as estratégias *X-scan* (a, d, g), *XY-scan* (b, e, h) e *Rot-scan* (c, f, i); figuras de polo em relação às orientações {001}, {101} e {111} no plano perpendicular à direção z (de construção) para as estratégias *X-scan* (j), *XY-scan* (k) e *Rot-scan* (l). Extraído de SUN et al., 2018.

Na amostra produzida pela estratégia *X-scan*, as células colunares cresceram predominantemente em direções deslocadas de $\pm 45^\circ$ em relação à direção de construção (eixo z) no plano perpendicular à direção de varredura (plano yz) (Figura 35-a). Como analisado anteriormente, a orientação ao longo das células é $\langle 001 \rangle$; portanto, direções $\langle 001 \rangle$ deslocadas de $\pm 45^\circ$ em relação ao eixo z resultarão em orientação $\langle 101 \rangle$ ao longo deste eixo, o que de fato é confirmado pelas figuras de polo da Figura 34. Desta forma, lembrando-se que a direção de crescimento das células está contida no plano perpendicular à direção de varredura, conclui-se que a orientação $\langle 001 \rangle$ também é deslocada de $\pm 45^\circ$ em relação ao eixo y, resultando em orientação $\langle 101 \rangle$ ao longo desse eixo, hipótese também confirmada pelas figuras de polo da Figura 34. Também verifica-se a ocorrência de algumas poucas células colunares na região central da poça crescendo em direção vertical, o que também está confirmado na Figura 34 (j) pelo pico fraco $\langle 001 \rangle$ na direção z.

Nas amostras produzidas pelos padrões *XY-scan* e *Rot-scan*, as células colunares cresceram predominantemente paralelas à direção de construção (Figura 35 (c, e) e Figura 36 (c, e)), ou seja, a orientação resultante na nessa direção foi a $\langle 001 \rangle$, confirmado pela análise das figuras de polo (Figura 34). Observa-se que na amostra produzida pela estratégia *XY-scan* a ocorrência de células colunares que cresceram verticalmente, paralelas à direção de construção, e regiões próximas das extremidades superiores das poças de fusão em que as células colunares cresceram em direções perpendiculares à direção de construção, isto é, horizontais (Figuras 35-c e 36-c).

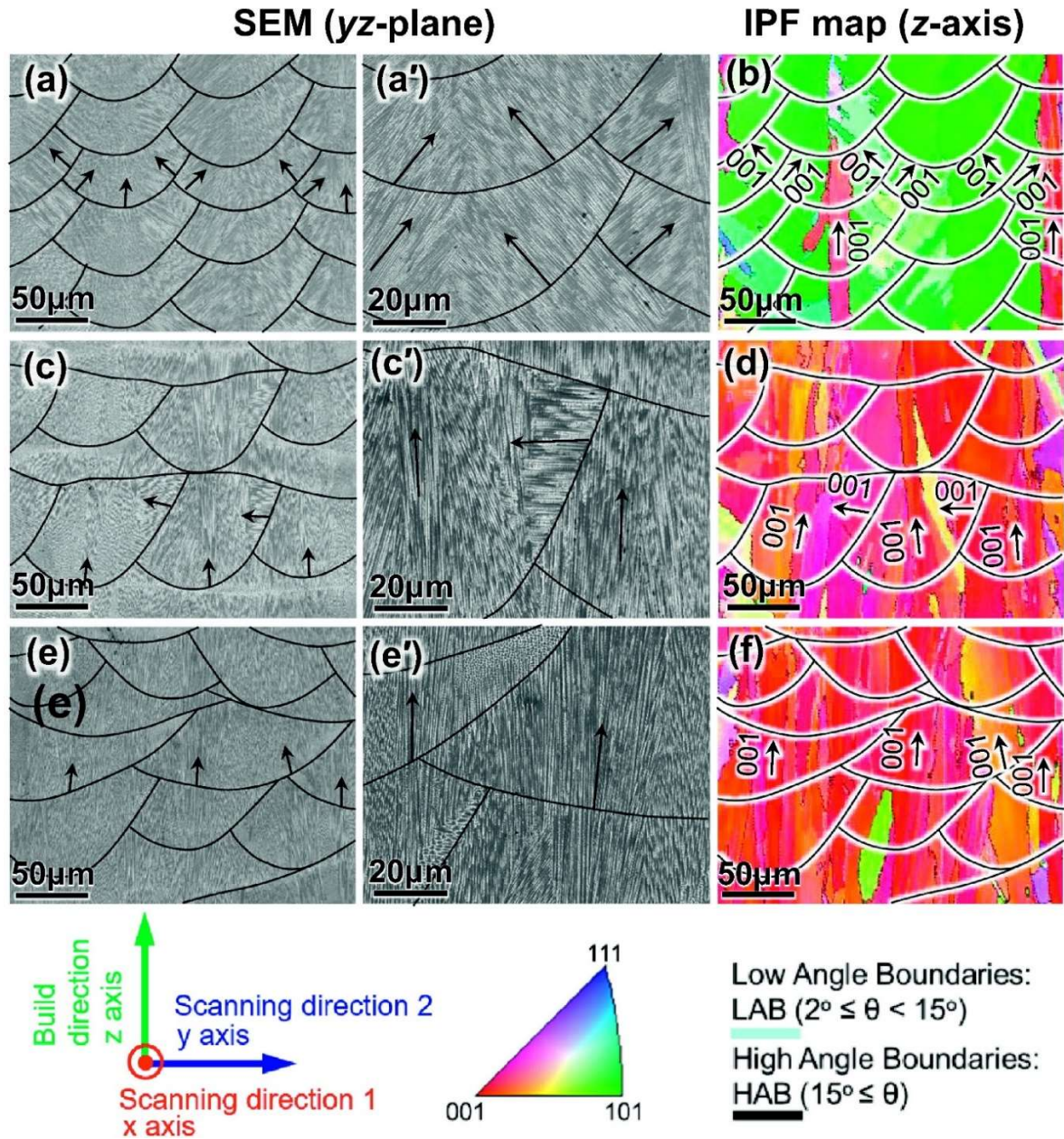


Figura 35 – Microscopias eletrônicas de varredura de um plano paralelo ao yz (a, c, e) e mapas de figuras de polo inverso em relação à direção de construção (b, d, f) das amostras obtidas pelas estratégias *X-scan*, *XY-scan* e *Rot-scan*, respectivamente. Extraído de SUN et al., 2018.

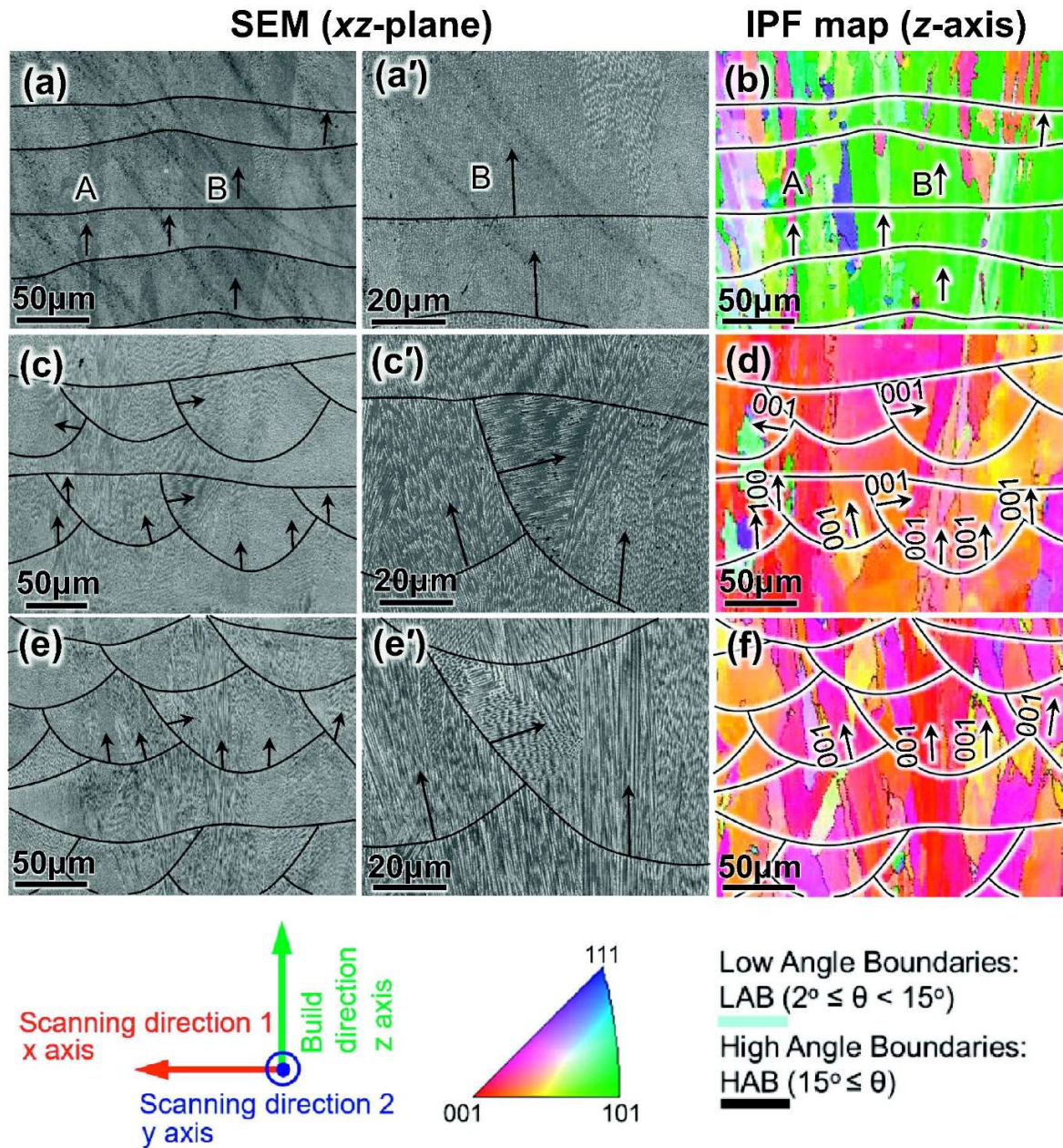


Figura 36 – Microscopias eletrônicas de varredura de um plano paralelo ao xz (a, c, e) e mapas de figuras de polo inverso em relação à direção de construção (b, d, f) das amostras obtidas pelas estratégias *X-scan*, *XY-scan* e *Rot-scan*, respectivamente. Extraído de SUN et al., 2018.

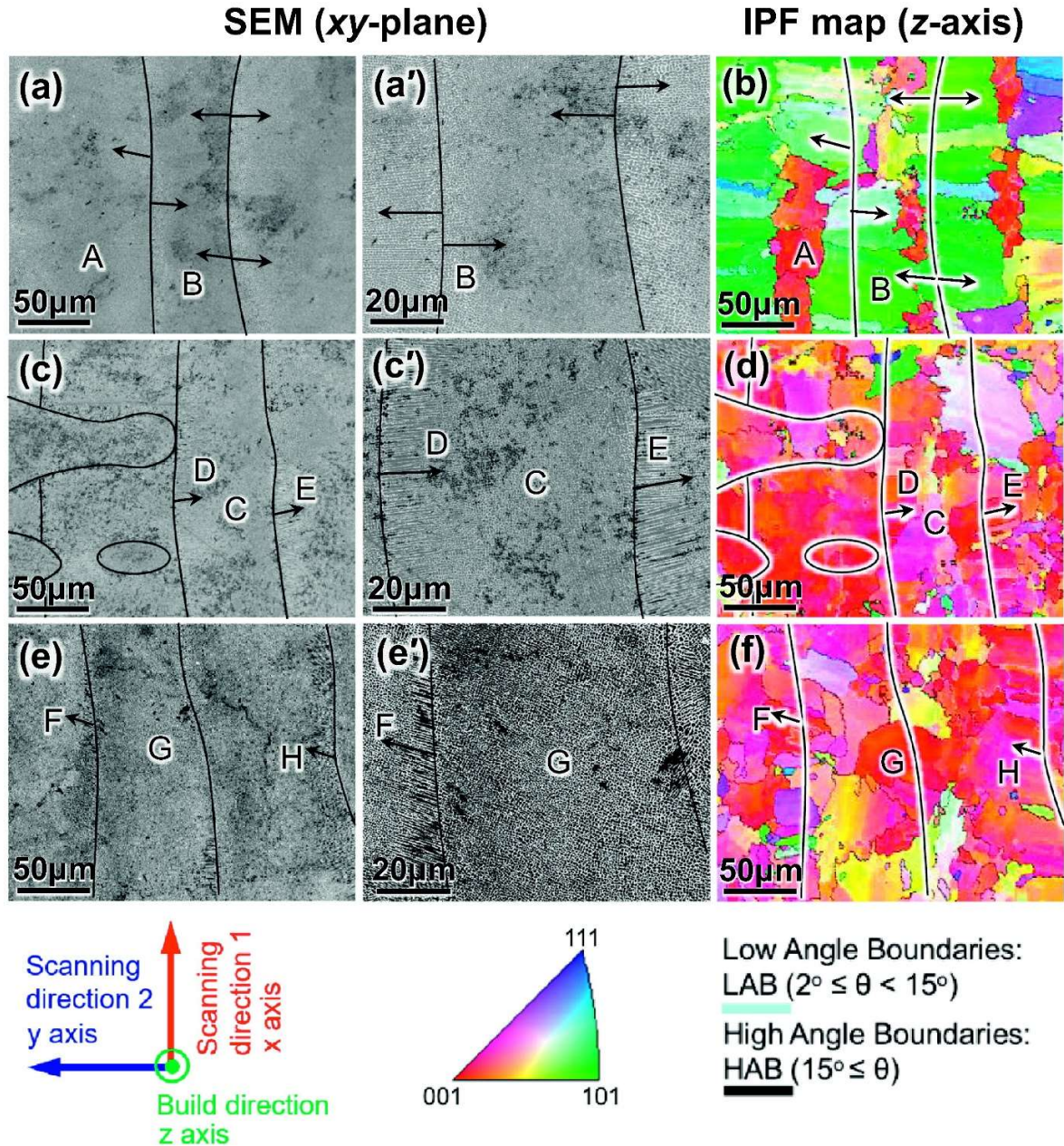


Figura 37 – Microscopias eletrônicas de varredura de um plano paralelo ao xy (a, c, e) e mapas de figuras de polo inverso em relação à direção de construção (b, d, f) das amostras obtidas pelas estratégias *X-scan*, *XY-scan* e *Rot-scan*, respectivamente. Extraído de SUN et al., 2018.

Também é possível observar que nessas regiões houve a ocorrência de *overlapping* com a poça de fusão consecutiva, ou seja, são regiões solidificadas anteriormente que sofreram refusão com a passagem do laser na trilha paralela seguinte. No entanto, como as direções pertencentes à família $\langle 001 \rangle$ são perpendiculares entre si, a orientação obtida ao longo da direção de construção é unicamente $\langle 001 \rangle$. Esse fato pode ser explicado por dois fatores: a extração de calor pelo sólido é facilitada, tal como é energeticamente favorável o crescimento por epitaxia, ou seja, nas regiões de *overlapping* a direção horizontal de crescimento das células colunares é favorável pelo contato com a região lateral já solidificada em não refundida, enquanto que na região mais central da poça, a direção preferencial de extração de calor é vertical, tal como a direção do gradiente térmico local nesta região, definindo a mesma direção para o crescimento das células.

Os autores propõe um modelo para explicar o mecanismo de formação de textura, uma vez evidenciado que a direção de crescimento das células colunares não ocorreu preferencialmente paralela à direção do maior gradiente local de temperatura, que, lembrando, é paralela à direção normal à borda da poça de fusão. A Figura 38 será utilizada para descrevê-lo; nela, estão representados por G_{ik} o gradiente térmico local na borda da i -ésima ($i = 1, 2, 3, \dots$) poça de fusão, na posição correspondente a um ponto $k = A, B, C, \dots$, e D_{jk} a direção de crescimento da j -ésima ($j = 1, 2, 3, \dots$) célula colunar.

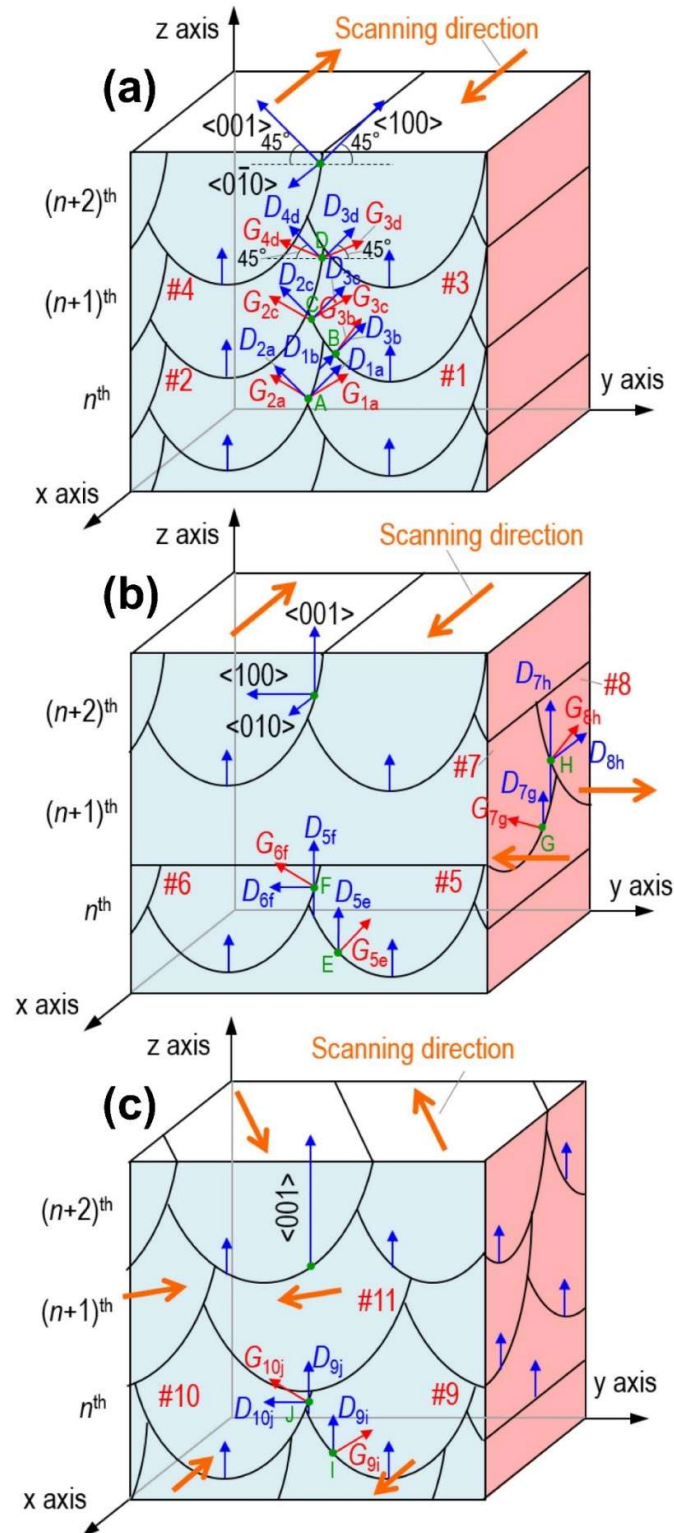


Figura 38 – Representação esquemática do mecanismo proposto por SUN et al. 2018 de formação de microestrutura para os padrões de varredura **(a)** *X-scan*, **(b)** *XY-scan* e **(c)** *Rot-scan*. Extraído de SUN et al., 2018.

O modelo proposto será inicialmente descrito para a estratégia de varredura *X-scan*. No ponto A da Figura 38-a, a direção preferencial de crescimento das células é D2A, perpendicular a D1A e um pouco deslocada de G2A, pois, dessa forma, há redução de energia de nucleação por crescimento epitaxial: uma vez que a orientação das células pertence à família de direções $\langle 001 \rangle$, que são perpendiculares entre si, células perpendiculares terão orientação pertencente à mesma família. As direções primárias e secundárias de crescimento das células, portanto, ambas contidas no plano perpendicular à direção de varredura para as amostras em que se obteve textura cristalográfica intensa, são paralelas à $\langle 001 \rangle$. Quanto menor o ângulo entre a direção do gradiente térmico G2A e a direção de crescimento da célula D2A, mais favorecido será o crescimento por epitaxia. Do mesmo modo, em camadas superiores, o crescimento se dará seguindo a orientação cristalográfica da camada anterior, ou seja, por epitaxia. Por exemplo, no ponto B, a direção D3B é mais favorável paralela à D1B do que à G3B. Desta forma, após a deposição de algumas camadas, haverá alinhamento $\langle 001 \rangle$ ao longo da direção de varredura (paralela ao eixo x neste caso) e, para que seja minimizado o ângulo de *mismatch* do sistema, o crescimento competitivo entre a direção do gradiente térmico e a direção epitaxial irá resultar na maioria das células alinhadas de $\pm 45^\circ$ em relação à direção de construção.

Para a estratégia *XY-scan*, além do efeito “*track-by-track*” deve-se também levar em conta o efeito “*layer-by-layer*”, uma vez que as direções de varredura são rotacionadas de 90° a cada camada. Em regiões centrais da poça de fusão, as células colunares tendem a crescer alinhadas com o gradiente térmico local, ou seja, verticalmente. Mesmo em regiões um pouco mais afastadas do centro, como a representada pelo ponto E, em que o gradiente térmico local não está alinhado com a direção de construção, as células crescem predominantemente na direção vertical, configuração ótima para que haja redução do ângulo entre a direção de

crescimento epitaxial em relação às células das camadas anteriores, no plano xz, e aquela do gradiente térmico na nova camada, no plano yz.

Nas regiões das extremidades superiores como a do ponto F, em que uma poça sobrepõe-se à vizinha, as células colunares crescem em direção horizontal, perpendicular à direção de construção. Novamente, a justificativa para tal ocorrência é que o ângulo formado entre a direção do gradiente térmico local (G6F neste caso) e a direção de crescimento da célula é reduzido se essa direção for a D6F em vez da D5F. Aqui, levam-se em conta apenas essas duas direções por serem as direções primárias e secundárias de crescimento com orientação pertencente à família $\langle 001 \rangle$ já existentes nas células verticais da poça #5, já que o crescimento deve se dar por epitaxia. Em resumo, o crescimento na direção horizontal nessa região reduz o ângulo com a direção do fluxo térmico local e mantém a orientação cristalográfica da região adjacente.

Na próxima camada, na qual a direção de varredura é paralela ao eixo y, perpendicular, portanto, à direção da camada anterior, em uma região como a do ponto G na poça de fusão #7 há duas possibilidades. A primeira, de que essa região localize-se acima de uma como aquela do ponto F da camada subjacente; neste caso, para que o crescimento ocorra por epitaxia, as direções secundárias de D7G estarão restritas àquelas paralelas aos eixos x e y. Lembrando-se que o crescimento das células ocorre no plano perpendicular à direção de varredura, a direção $\langle 001 \rangle$ com menor ângulo em relação ao gradiente local de temperatura G7G é a vertical. No entanto, caso a região localize-se acima de outra como aquela do ponto E, as direções secundárias $\langle 001 \rangle$ não estarão restritas – quaisquer duas direções perpendiculares contidas em um plano paralelo ao xy podem ocorrer, uma vez que a direção da célula com orientação $\langle 001 \rangle$ no ponto E é vertical; entretanto, caso a direção D7G seja tal que sua direção $\langle 001 \rangle$ secundária não esteja contida no plano paralelo ao xz, o crescimento por epitaxia na célula adjacente #8 não será favorecido, uma vez que seu ângulo com o gradiente térmico

local será maior, o que restringe o crescimento de D7G na direção vertical. Adiante, o ponto H da poça #8 será idêntico ao caso do ponto F, em que há sobreposição da poça adjacente e, portanto, o mecanismo de crescimento da célula é o mesmo, prevalecendo a direção D8H, com menor ângulo em relação à do gradiente local G8H.

Deste modo, ao longo das camadas haverá a prevalescência de células que cresceram nas direções vertical, paralela ao eixo z, e horizontal, paralelas aos eixos x e y, e como a direção ao longo das células pertence à família $\langle 001 \rangle$, haverá indução desta textura ao longo das três direções.

Finalmente, é analisado o efeito da estratégia *Rot-scan*. Neste caso, devido à rotação de 67° na direção de varredura a cada camada, não ocorre alinhamento das regiões centrais das poças de fusão entre duas camadas consecutivas, o que traz como consequência morfologias irregulares das poças de fusão em uma mesma seção transversal e ausência de textura cristalográfica única. Em regiões centrais da poça, novamente, as células tendem a crescer verticalmente, alinhadas com o gradiente térmico. Entretanto, em regiões um pouco mais afastadas, como no ponto I, caso o crescimento da célula ocorresse na direção do gradiente térmico, nem a direção primária de crescimento nem a secundária corresponderiam àquelas das células formadas em uma mesma região na camada subsequente ou subjacente, o que inviabilizaria o crescimento por epitaxia e, dessa forma, requereria energia extra para nucleação de novas células. O crescimento vertical, portanto, é favorecido pela condição energeticamente mais favorável, isto é, por epitaxia nas direções de crescimento primário. Devido à falta de alinhamento das poças de fusão entre as camadas, as direções secundárias de crescimento da célula não são fixadas e ocorrem aleatoriamente ao longo de uma direção de varredura, perpendicular à de construção, como pode ser verificado através do mapa de figura de polo inverso na Figura 39, em que as direções são representadas ao longo do eixo y em um plano paralelo ao xz. É interessante notar

que tal fato também é corroborado pela figura de polo da Figura 34-l: há uma textura $\langle 001 \rangle$ pronunciada na direção z, e uma distribuição anelar entre os eixos x e y, evidenciando a ocorrência aleatória entre as camadas da direção $\langle 001 \rangle$ secundária ao longo das direções de varredura.

Portanto, o longo da direção de construção (eixo z) ocorre crescimento de células colunares, como evidenciado através dos mapas de figuras de polo inveso das Figuras 35-f, 36-f, 37-f, induzindo textura $\langle 001 \rangle$ nessa direção.

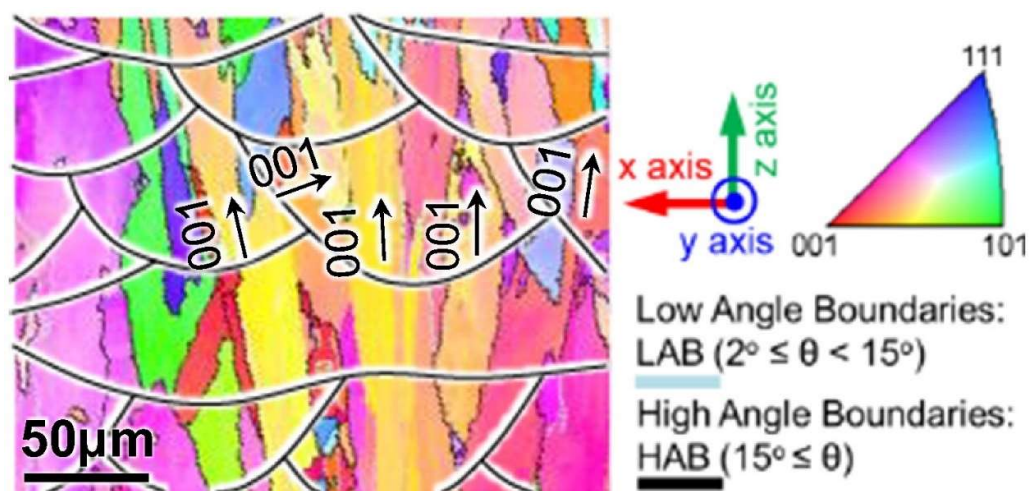


Figura 39 – Mapa de figura de polo inverso em relação à direção paralela ao eixo y para a estratégia *Rot-scan*. Extraído de SUN et al., 2018.

ISHIMOTO et al. (2017) obtiveram para uma liga Ti-15Mo-5Zr-3Al, forte textura cristalográfica $\langle 001 \rangle$ na direção de varredura e $\langle 101 \rangle$ na direção de construção utilizando estratégia de varredura do tipo *X-scan*, e forte textura cúbica $\langle 001 \rangle$ nas direções de construção, paralela ao eixo z, e de varredura, paralelas aos x e y, utilizando estratégia de varredura do tipo *XY-scan*, como pode ser

verificado nas figuras de polo inversa e figuras de polo $\{001\}$ e $\{011\}$ da Figura 40.

Utilizando a estratégia *X-scan*, as direções de crescimento das células deslocam-se de $\pm 45^\circ$ em relação à direção de construção no plano yz, perpendicular à direção de varredura, ao longo do eixo x (Figura 42-e), enquanto que é vertical em um plano xz (Figura 42-i). Dessa forma, as direções primária e secundária de crescimento das células estão contidas no plano yz, são perpendiculares entre si e ambas pertencem à família $\langle 001 \rangle$, e, assim, deslocadas de $\pm 45^\circ$ em relação à direção de construção, resultam em uma textura $\langle 101 \rangle$ nessa direção; ainda, como o plano yz é perpendicular à direção de varredura, a terceira orientação da família $\langle 001 \rangle$ está alinhada à essa direção.

Utilizando a estratégia *XY-scan*, as direções de crescimento das células são verticais na região central inferior da poça de fusão, e horizontais nas extremidades superiores (Figura 42-f), nos planos paralelo a yz, perpendicular à direção de varredura paralela ao eixo x, e paralelo a xz, perpendicular à direção de varredura paralela ao eixo y. Como resultado, as orientações $\langle 001 \rangle$ estão fixadas ao longo das duas direções de varredura e da direção de construção, resultando em textura cúbica $\langle 001 \rangle$ ao longo das três direções.

Tanto nas amostras produzidas pela estratégia *X-scan* quanto pela *XY-scan*, as direções de crescimento das células, ao longo das quais ocorre orientação pertencente à família $\langle 001 \rangle$, foram perpendiculares entre si e contidas no plano perpendicular à direção de varredura, o que restringe a terceira orientação $\langle 001 \rangle$ ao longo desta direção.

Os resultados deste estudo corroboram aqueles obtidos por SUN et al. (2018).

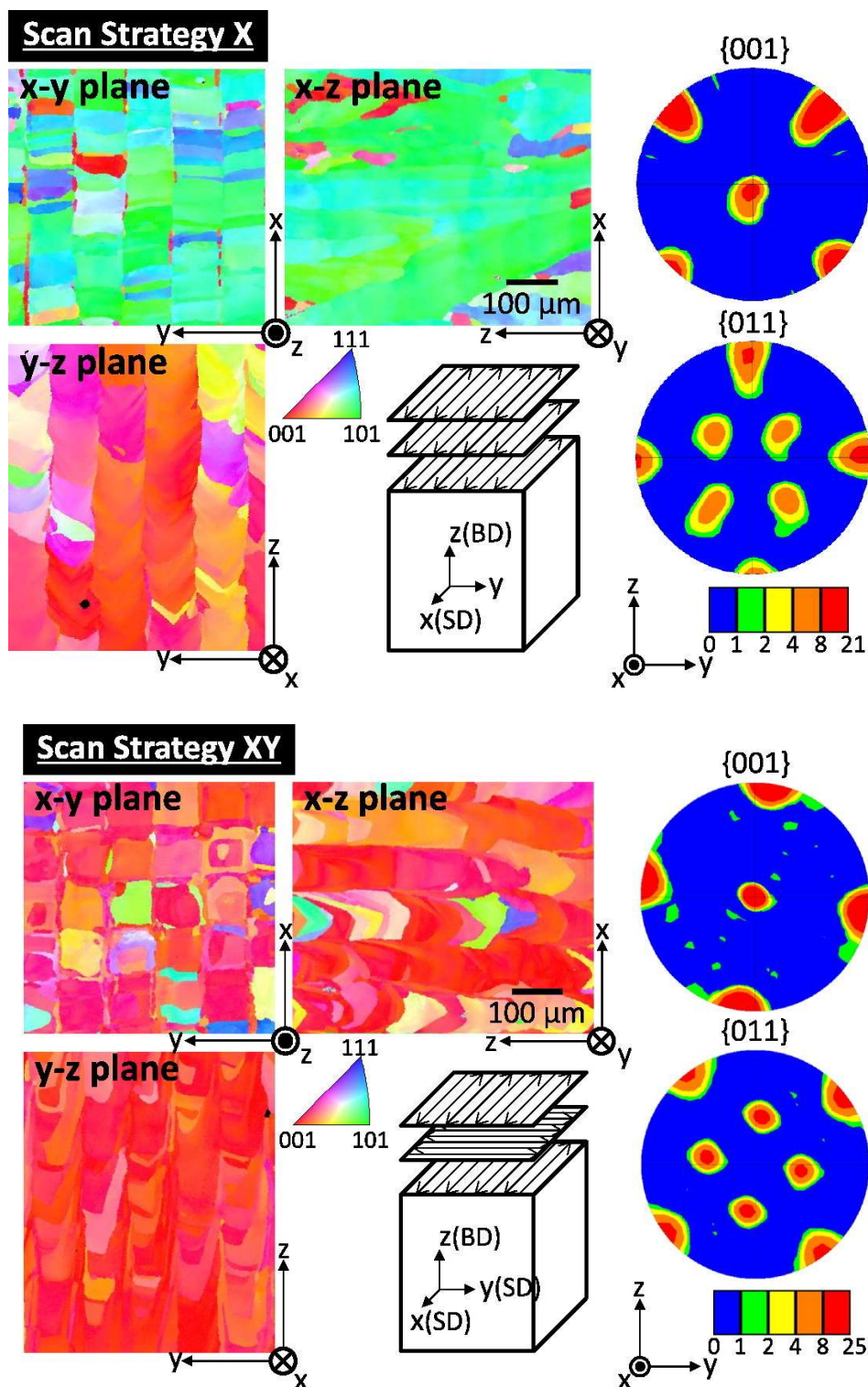


Figura 40 – Figuras de polo inversa obtidas nos planos paralelos a xy, xz e yz, e figuras de polo $\{100\}$ e $\{011\}$ medidos no plano perpendicular à direção x.

Extraído de ISHIMOTO et al., 2017.

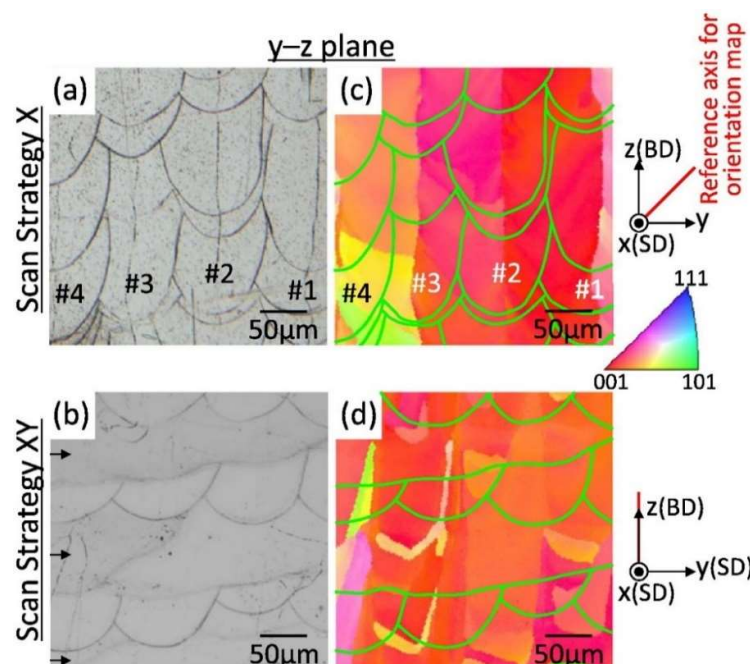


Figura 41 – Microscopias ópticas (a, b) e mapas de figura de polo inverso (c, d) num plano paralelo à direção *yz* para as estratégias *X-scan* e *XY-scan*.

Extraído de ISHIMOTO et al., 2017.

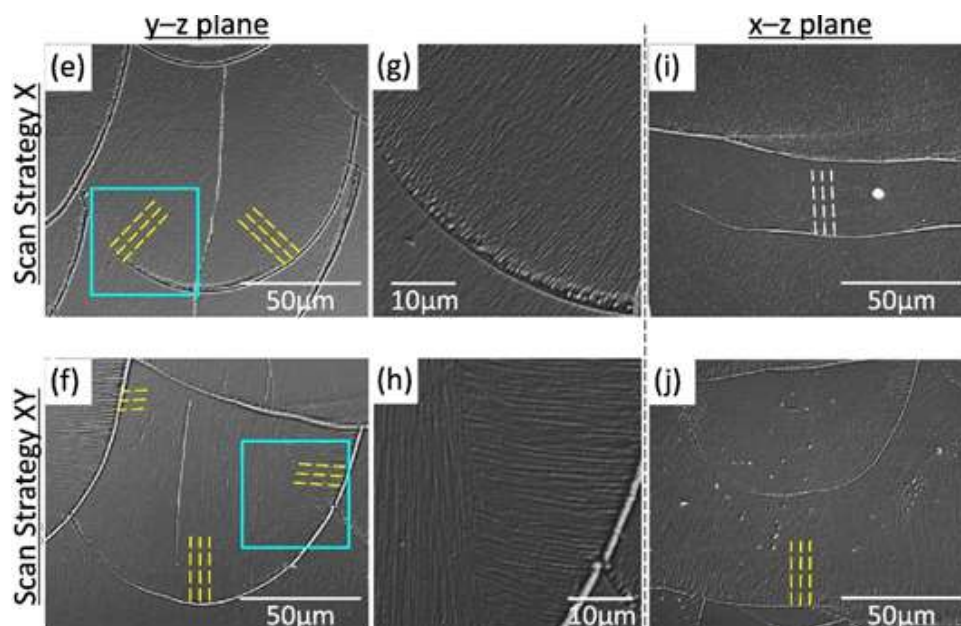


Figura 42 – Microscopias ópticas de luz polarizada.

Extraído de ISHIMOTO et al., 2017.

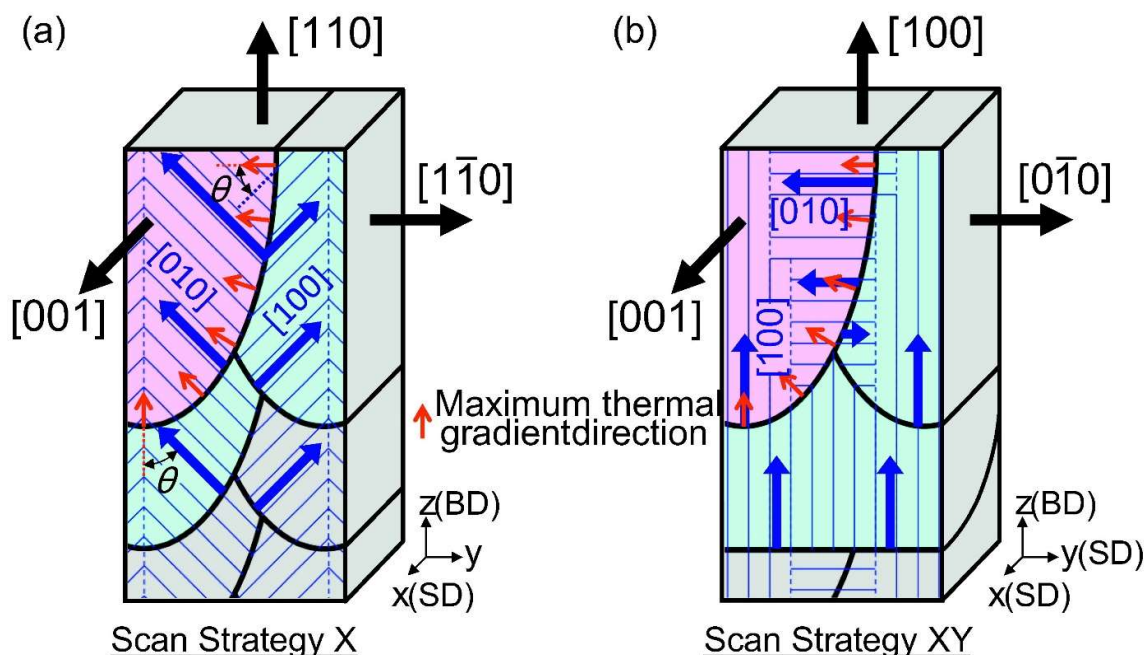


Figura 43 – Representação esquemática do mecanismo de evolução de textura cristalográfica para as estratégias (a) *X-scan* e (b) *XY-scan*.

Extraído de ISHIMOTO et al., 2017.

Resultados semelhantes foram obtidos por ZHOU et al. (2018) para uma liga de Ti-13Nb-13Zr. Grãos colunares cuja direção de crescimento se deu ao longo da direção de construção e texturas cristalográficas totalmente diferentes de acordo com estratégias de varredura diferentes. Para a estratégia de varredura com rotação de 90° na direção de varredura entre camadas consecutivas, análoga à estratégia *XY-scan* adotada por SUN et al. (2018), uma forte textura cúbica única $\langle 001 \rangle$ foi obtida ao longo da direção de construção e das direções de varredura, paralelas aos eixos x e y. Neste caso, o crescimento das células ocorre em direção paralela à direção de construção, em regiões mais centrais da poça de fusão, alinhadas com o gradiente térmico local, ou perpendicular à direção de construção, em regiões mais próximas das extremidades superiores, como pode

ser observado na Figura 45. Em uma camada consecutiva, na qual a direção de varredura é rotacionada de 90° em relação à anterior, a orientação cristalográfica entre as poças de fusão é mantida, reduzindo, desta forma, a energia de nucleação. Para que ocorra redução do ângulo entre o gradiente térmico local na nova camada e a direção de crescimento epitaxial das células da camada subjacente, as células crescem verticalmente, ou seja, paralelas à direção de construção.

Utilizando-se estratégia de varredura sem rotação entre camadas, análoga à *X-scan* adotada por SUN et al. (2018), ocorre uma fraca textura $\langle 001 \rangle$ e a predominância de textura $\langle 101 \rangle$ ao longo da direção de construção. Neste caso, a direção de crescimento das células, ao longo das quais ocorre orientação $\langle 001 \rangle$, no plano yz, perpendicular à direção de varredura, é deslocado de $\pm 45^\circ$ em relação à direção de construção, enquanto que no plano xz a direção de crescimento das células é paralela à direção de construção. Dessa forma, as direções primária e secundária de crescimento das células colunares, ambas pertencentes à família $\langle 001 \rangle$, encontram-se no plano perpendicular à direção de varredura. O encontro das células deslocadas de $+45^\circ$ com aquelas deslocadas de -45° resulta em uma orientação $\langle 101 \rangle$ ao longo da direção de construção.

O deslocamento da orientação $\langle 001 \rangle$ para $\langle 011 \rangle$ ao longo da direção de construção alternando-se da estratégia *XY-scan* para *X-scan* pode ser observado tanto nas figuras de polo obtidas por difração de raios-X (Figura 44) quanto pelas imagens de campo claro de microscopias eletrônicas de transmissão (Figura 46).

Os autores também reforçam que a direção de crescimento da célula está contida em um plano perpendicular à direção de varredura.

Desta forma, os resultados obtidos por ZHOU et al. (2018) também corroboram aqueles obtidos por SUN et al. (2018) e ISHIMOTO et al. (2017).

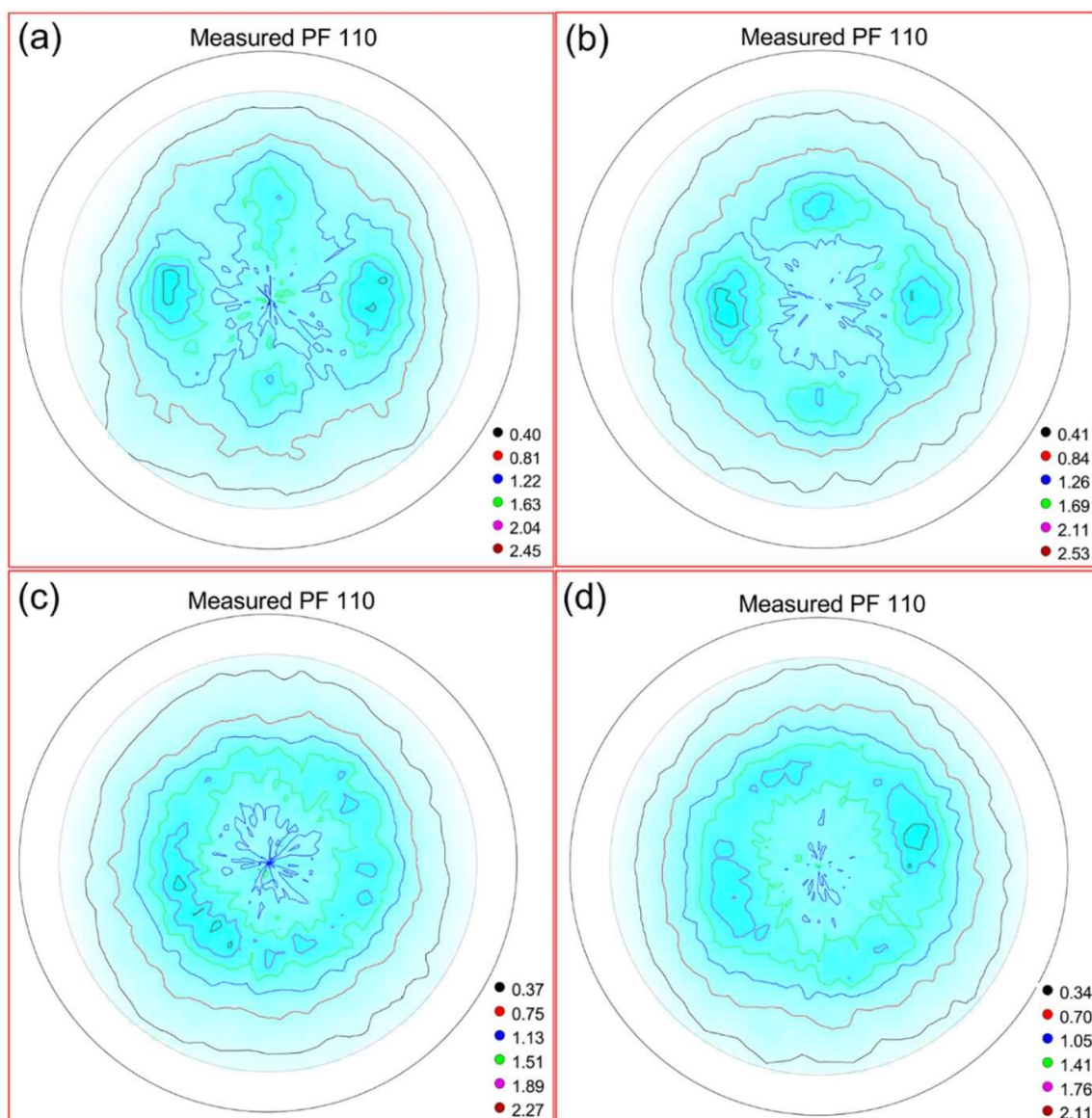


Figura 44 – Figuras de polo obtidas por difração de raios-X para as amostras obtidas para os padrões de varredura *X-scan* (a), *XY-scan* (b), *Rot-45°-scan* (c) e *Chessboard* (d).

Extraído de ZHOU et al., 2018.

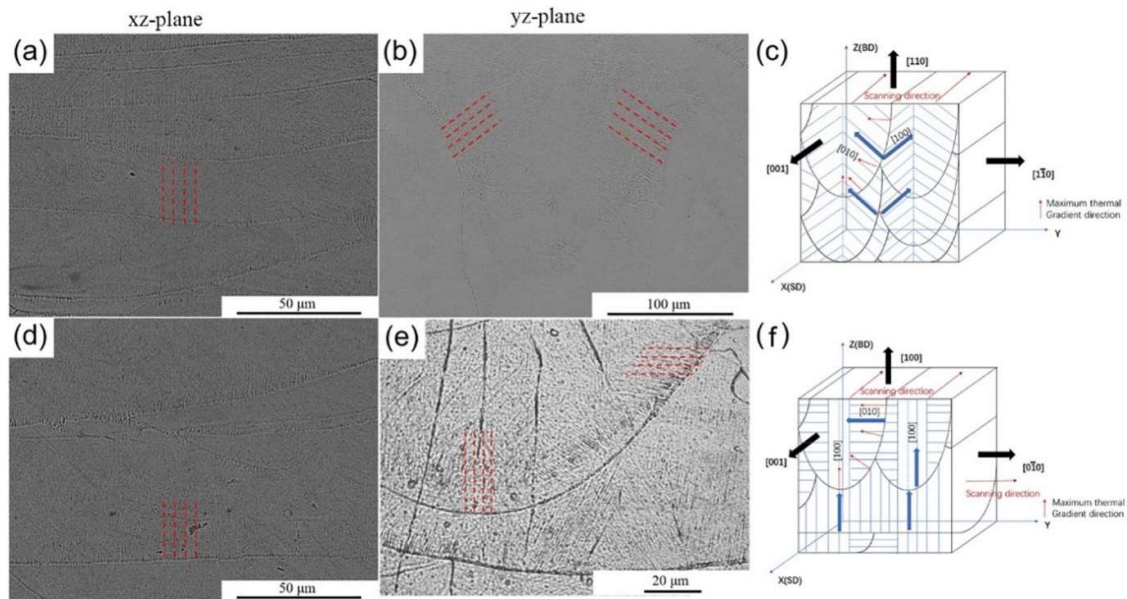


Figura 45 – Microscopias ópticas obtidas em seções transversais das amostras em planos paralelos ao xz **(a)** e yz **(b)** para a estratégia *X-scan*, e **(d)** e **(e)** para a estratégia *XY-scan*.

Extraído de ZHOU et al., 2018.

CARTER et al. (2014) também obtiveram, para uma superliga de níquel CM247LC, grãos colunares ao longo da direção de construção, com forte textura $\langle 001 \rangle$ na direção de varredura e textura $\langle 101 \rangle$ com alguma ocorrência de $\langle 001 \rangle$ ao longo da direção de construção utilizando uma estratégia do tipo *X-scan*, como pode ser observado nos mapas de figuras de polo inversa obtidos por EBSD da Figura 47, e nas figuras de polo $\{100\}$ da Figura 48.

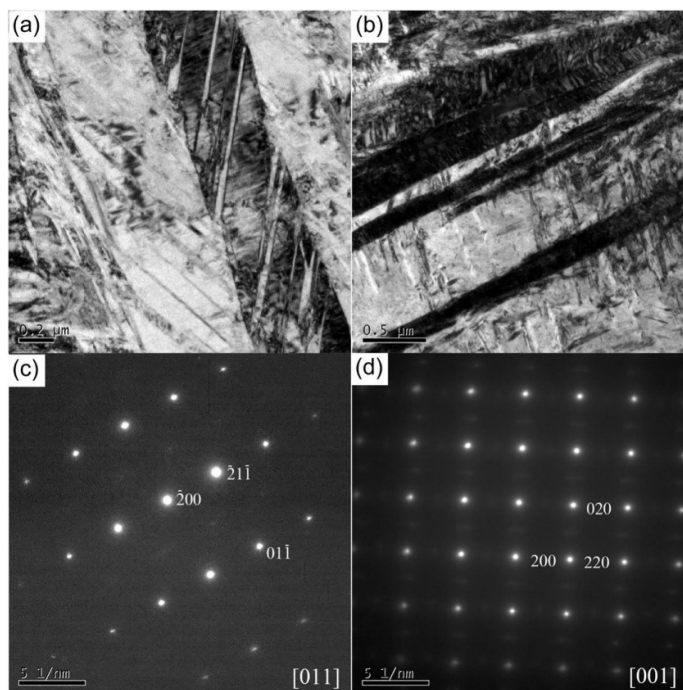


Figura 46 – Imagens de campo claro de microscopia eletrônica de varredura (*TEM bright field images*) e padrões de difração de elétrons de área selecionada (*SAED patterns*) para as amostras produzidas com padrões de varredura *X-scan* **(a, c)** e *XY-scan* **(b, d)**.

Extraído de ZHOU et al., 2018.

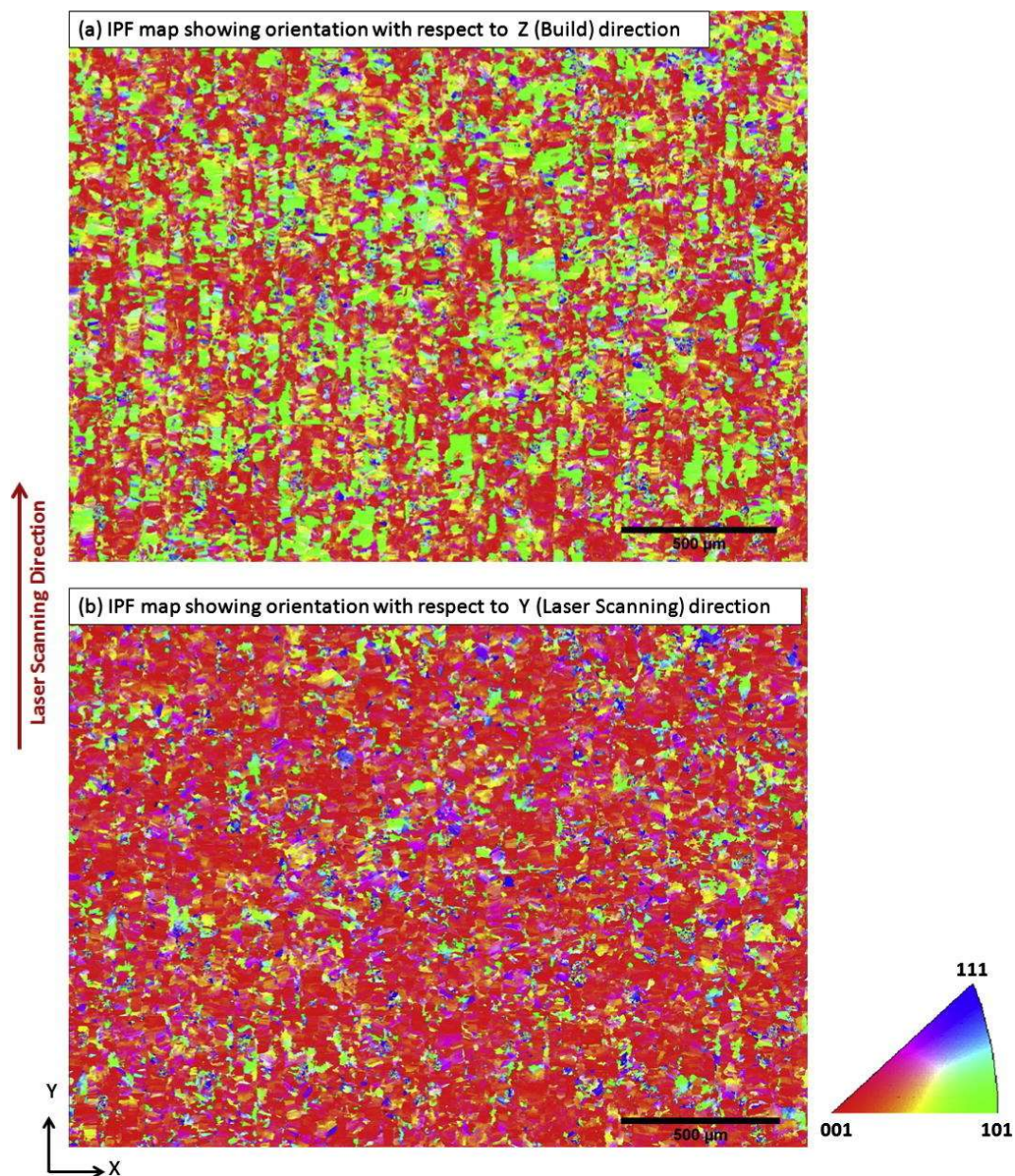


Figura 46 – Mapas de figuras de polo inversa em um plano perpendicular à direção de construção com as orientações cristalográficas em relação às direções paralelas aos eixos **(a)** z (de construção) e **(b)** y (de varredura).

Extraído de CARTER et al., 2014.

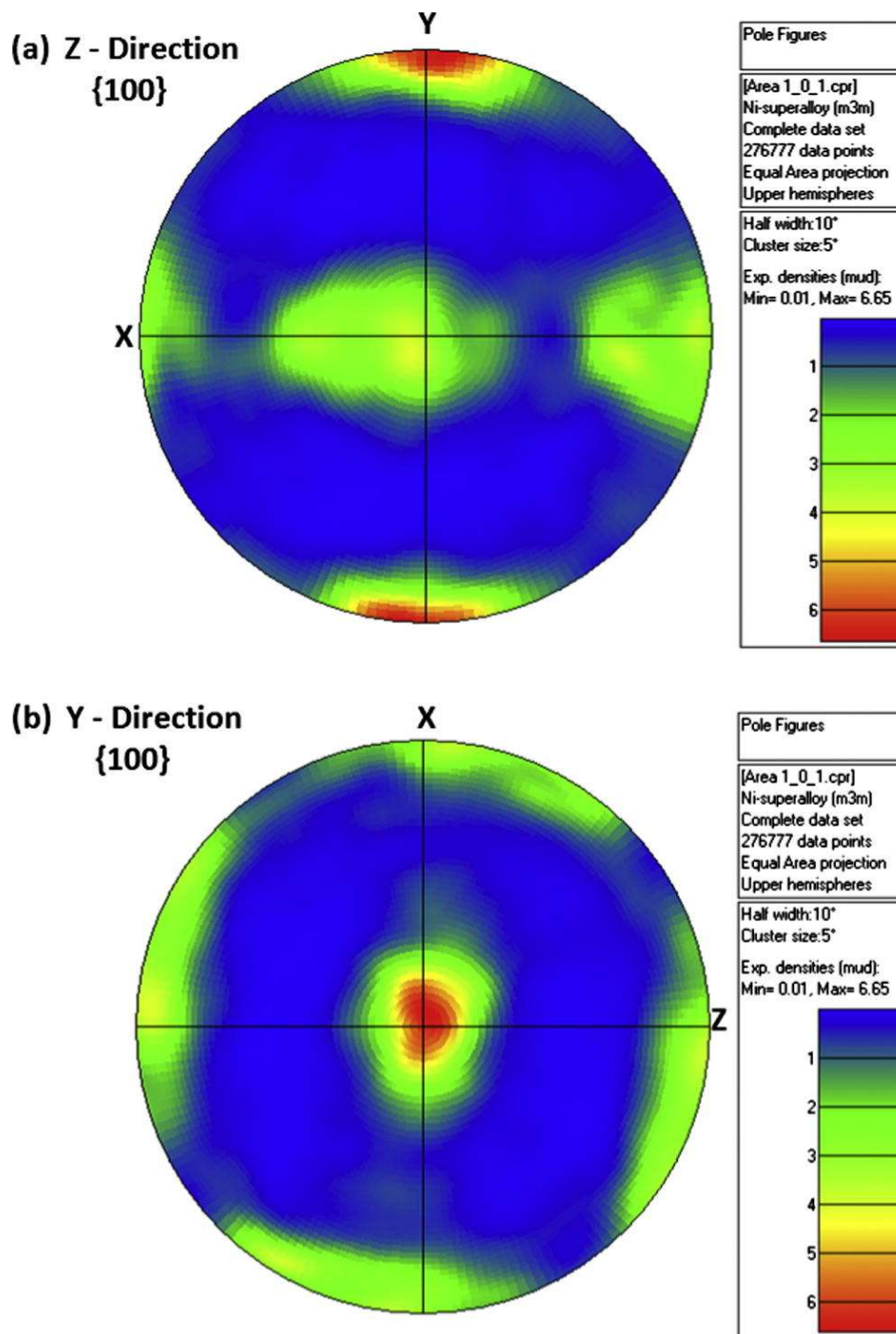


Figura 47 – Figuras de polo {100} em planos perpendiculares às direções **(a)** z (de construção) e **(b)** y (de varredura).
Extraído de CARTER et al., 2014.

Portanto, a estratégia de varredura é uma importante e poderosa variável do processo para obtenção ou restrição de textura ao longo de determinadas direções da peça, uma vez que seus efeitos são observados para uma ampla variedade de ligas metálicas.

Os trabalhos de diferentes autores e de diferentes ligas metálicas discutidos nesta seção apontam convergentemente para alguns pontos.

Ao longo das células colunares, para as ligas de materiais cúbicos, a direção cristalográfica pertence à família $\langle 100 \rangle$. Nas amostras em que ocorre forte textura cristalográfica, as células colunares crescem em direções contidas no plano perpendicular à direção de varredura, o que restringe as direções de crescimento da família $\langle 100 \rangle$. Existe também uma restrição proporcionada pelo ângulo entre a direção de crescimento da célula e a direção dos gradientes térmicos locais na poça de fusão: quanto menor tal ângulo, mais favorável o crescimento das células, isto é, elas crescem mais facilmente quanto mais alinhadas estiverem com o gradiente térmico local. Como forma de diminuir a demanda energética de nucleação, é preferencial o crescimento por epitaxia. Todos esses fatores atuam em conjunto, levando à seleção de direções preferenciais de crescimento das células ao longo da peça, induzindo a ocorrência de textura.

A refusão de regiões sub e adjacentes à poça de fusão promove condições que favorecem o crescimento por epitaxia. Isto é, ainda que regiões nas extremidades das poças apresentem células com direção diferente de uma preferencial, elas serão refundidas e o novo crescimento com maior uniformidade de direção será facilitado, também porque nestas regiões a extração de calor através do sólido é mais eficiente do que a extração em regiões em contato com pó ou com a atmosfera.

5. CONCLUSÕES

Velocidade de varredura, potência do laser, espessura de camada e distância entre trilhas de varredura assumem valores ótimos para obtenção de peças com baixa porosidade e textura cristalográfica, são dependentes das propriedades térmicas da liga a ser processada, e são associadas através da densidade de energia volumétrica, cujo impacto mais importante é no volume de pó fundido e de material refundido previamente solidificado. Poças de fusão sem a devida sobreposição (*overlapping*) com poças previamente solidificadas dificultam a ocorrência de epitaxia e também podem provocar a ocorrência de poros, prejudicando a obtenção de textura cristalográfica mais intensa. A ocorrência de porosidade pode também ser resultado de densidades de energia muito elevadas, provocando aprisionamento de ar, ou muito baixas, incorrendo na falta de fusão completa de material.

Os trabalhos de diferentes autores e de diferentes ligas metálicas discutidos na seção 4.5 apontam convergentemente para os seguintes pontos:

1. ao longo das células colunares, para as ligas de materiais cúbicos, a direção cristalográfica pertence à família $\langle 100 \rangle$;
2. nas amostras em que ocorre forte textura cristalográfica, as células colunares crescem em direções contidas no plano perpendicular à direção de varredura, o que restringe as direções de crescimento da família $\langle 100 \rangle$;
3. também existe uma restrição proporcionada pelo ângulo entre a direção de crescimento da célula e a direção dos gradientes térmicos locais na poça de fusão: quanto menor tal ângulo, mais favorável o crescimento das células;
4. o crescimento por epitaxia ocorre preferencialmente, como forma de diminuição de demanda energética de nucleação, e sua ocorrência é facilitada pela refusão de camadas subjacentes e adjacentes;

A atuação conjunta desses fatores resulta na seleção de direções preferenciais de crescimento das células em camadas subsequentes, induzindo a ocorrência de textura ao longo do processo.

A ocorrência de morfologia de solidificação celular com direção de crescimento preferencial na direção cristalográfica $\langle 001 \rangle$ (fenômeno característico de morfologias

dendríticas, enquanto as celulares não apresentam orientação preferencial) pode ser explicada pelas altas taxas de resfriamento envolvidas no processo de SLM, que exercem grande efeito na difusão de soluto, resultando no desvio da direção de crescimento da célula próxima daquela do fluxo de calor para uma direção $\langle 100 \rangle$, preferencial em materiais cúbicos.

Textura cristalográfica $\langle 001 \rangle$ nas duas direções de varredura e na de construção foi obtida por vários autores utilizando-se uma estratégia de varredura com rotação de 90° entre as direções de varredura a cada camada, resultado importante em processos de produção de implantes ortopédicos de fêmur, uma vez que permite flexibilidade no posicionamento da direção do eixo principal da prótese no projeto e obtenção de baixo módulo de elasticidade, aumentando a compatibilidade mecânica com o osso e possibilitando um processo com menor demanda de camadas, ou seja, mais rápido e mais econômico, uma vez que o volume de pó metálico e a quantidade de varreduras de laser é reduzida.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANAM, A.; DILIP, J.; PAL, D.; et al. Effect of Scan Pattern on the Microstructural Evolution of Inconel 625 during Selective Laser Melting. **Solid Freeform Fabrication Conference**. p. 363-376. 2014.

ANDREAU, O.; KOUTIRI, I.; PEYRE, P.; et al. Texture control of 316L parts by modulation of the melt pool morphology in selective laser melting. **Journal of Materials Processing Tech.** n. 264, p. 21-31. 2019.

ANTONYSAM, A. A.; MEYER, J.; PRANGNELL, P. B. Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti-6Al-4V by selective electron beam melting. **Materials Characterization**. n. 84, p. 153-168. 2013.

AMATO, K.N.; et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. **Acta Materiala**. n. 60, p. 2229-2239. 2012.

ARSHAD, R. **Modelling Inhomogeneities within the Human Intervertebral**. Dissertação. (Master) - Institut für Mechanik, Universität Stuttgart, Stuttgart, 2004.

ASTM. ASTM F2792-12a Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies.

BASAK, A.; DAS, S. Epitaxy and Microstructure Evolution in Metal Additive Manufacturing. **Annual Review of Materials Research**. v. 46, p. 125-149. 2016.

BLACK, J. **Biological Performance of Materials: Fundamentals of Biocompatibility**. 4. ed. CRC Press, 2005.

BOSCHIN, L. C.; ALENCAR, P. G. C. Stress-shielding: radiographic evaluation after long term follow-up. **Revista Brasileira de Ortopedia**. v. 42, n. 9, p. 290-296. 2007.

BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. H. D. Soldagem – Processos e metalurgia. Blucher. 1992.

BRASIL. Ministério da Saúde. Secretaria de Atenção à Saúde. Portaria Conjunta nº 21, de 24 de setembro de 2018. Aprova as Diretrizes Brasileiras para o Tratamento de Fratura do Colo do Fêmur em Idosos. **Diário Oficial da União**. Brasília, DF, 01 dez. 2018. p. 70.

CARTER, L. N.; MARTIN, C.; WITHERS, P. J.; et al. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behavior in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. **Journal of Alloys and Compounds**. n.615, p. 338-347. 2014.

CHANG, L. L.; WANG, Y. D.; REN, Y. In-situ investigation of stress-induced martensitic transformation in Ti-Nb binary alloys with low Young's modulus. **Materials Science and Engineering: A**. v. 651, p. 442-448. 2016.

DALLACOSTA, D. **Simulação tridimensional da remodelação óssea em torno de próteses de quadril**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007.

DANTZIG, J. A.; RAPPAZ, M. **Solidification**. Lausanne: EPFL Press, 2009.

DENLINGER, E. R.; GOUGE, M.; IRWIN, J.; et al. Thermomechanical model development and in situ experimental validation of the Laser Powder-Bed Fusion process. **Additive Manufacturing**. n. 16, p. 73-80. 2017.

DONG, Z.; LIU, Y.; WEN, W.; et.al. Effect of Hatch Spacing on Melt Pool and As-built Quality During Selective Laser Melting of Stainless Steel: Modeling and Experimental Approaches. **Materials**, v. 12, n. 50. 2019.

FAN, Z.; LIOU, F. Numerical Modeling of the Additive Manufacturing (AM) Processes of Titanium Alloy. *In*: AMIN, A. K. M. N (Editor). **Titanium Alloys – Towards Achieving Enhanced Properties for Diversified Applications**. Croatia. InTech, 2012. p. 3-28.

FARROKHI, F. K. **Hybrid Laser Welding of Large Steel Structures: An Experimental and Numerical Study**. Dissertação (Ph.D.) - Faculty of Engineering and Science, Department of Materials and Production, Aalborg University, 2018.

FERREIRA, M. C.; OLIVEIRA, J. C. P.; ZIDAN, F. F.; et al. Total knee and hip arthroplasty: the reality of assistance in Brazilian public health care. **Revista Brasileira de Ortopedia**. v. 53, n.4, p. 432 – 440. 2018.

FISCHER, M.; JOGUET, D.; ROBIN, G.; et al. In situ elaboration of a binary Ti-26Nb alloy by selective laser melting of elemental titanium and niobium mixed powders. **Materials Science and Engineering C**. v. 62, p. 852-859. 2016.

FLEMINGS, M. C. **Solidification Processing**. McGraw Hill. USA. 1929.

GALIA, C. R.; DIESEL, C. V.; GUIMARÃES, M. R.; et al. Atualização em artroplastia total de quadril: uma técnica ainda em desenvolvimento. **Revista Brasileira de Ortopedia**. v. 54, n. 5, . 521-527. 2017.

GANDIN, C. A.; et al. Grain Texture Evolution during the Columnar Growth of Dendritic Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 26A, p. 1543-1550. 1995.

GEETHA, M.; SINGH, A. K.; ASOKAMANI, R.; et al. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review. **Progress in Materials Science**. n.54, p.397-425. 2009.

GEIGER, F.; KUNZE, K.; ETTER, T. Tailoring the texture of IN738LC processed by selective laser melting (SLM) by specific scanning strategies. **Materials Science & Engineering A**. n.661, p. 240-246. 2016.

HERZOG, D.; SEYDA, V.; WYCISK, E.; et al. Additive manufacturing of metals. **Acta Materialia**. n. 117, p. 371-392. 2016.

HU, H.; DING, X.; WANG, L. Numerical analysis of heat transfer during multi-layer selective laser melting of AlSi₁₀Mg. **Optik**. n. 127, p. 8883-8891. 2016.

ISHIMOTO, T.; HAGIHARA, K.; HISAMOTO, K.; et al. Crystallographic texture control of beta-type Ti-15Mo-5Zr-3Al alloy by selective laser melting for the development of novel implants with a biocompatible low Young's modulus. **Scripta Materialia**. n.132, p. 34-38. 2017.

KULKARNI, A. A.; RAO, P. S. Synthesis of polymeric nanomaterials for biomedical applications. *In*: GAHARWAR, A. K.; SANT, S.; HANCOCK, M. J. et al. (Editors). **Nanomaterials in Tissue Engineering: Fabrication and Applications**. UK. Woodhead Publishing, 2013.

KUNZE, K.; ETTER, T.; GRÄSSLIN, J.; et al. Texture, anisotropy in microstructure and mechanical properties of IN738LC alloy processed by selective laser melting (SLM). **Materials Science & Engineering**. v. 620, p. 213-222. 2015.

KURTZ, S.; ONG, K.; LAU, E.; et al. Projections of primary and revision hip and knee arthroplasty in the United States from 2005 and 2030. **The Journal of Bone and Joint Surgery-American**. v. 89, n. 4, p. 780-785. 2007.

KUTZ, M. Standard Handbook of Biomedical Engineering and Design. Chapter 8 in Bone Mechanics. KEAVENY, T. M.; MORGAN, E. F.; YEH, O. C. McGraw-Hill. 2003.

LEBRÃO, M. L.; LAURENTI, R. Health, Well-Being and aging: the SABE Study in São Paulo, Brazil. **Revista Brasileira de Epidemiologia**. v. 8, n. 2, p. 127-141, 2005.

LI, L.; LOUGH, C.; REPLOGLE, A.; et al. Thermal modeling of 304L stainless steel selective laser melting. **Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference**. p. 1068-1081. 2017.

MASOOMI, M.; PEGUES, J. W.; THOMPSON, S. M.; et al. A numerical and experimental investigation of convective heat transfer during laser-powder bed fusion. **Additive Manufacturing**. v. 22, p. 729-745. 2018.

MUKHERJEE, T.; WEI, H. L.; DE, A.; et al. Heat and fluid flow in additive manufacturing—Part II: Powder bed fusion of stainless steel, and titanium, nickel and aluminum base alloys. **Computational Materials Science**. v. 150, p. 369-380. 2018.

MURRAY, J. L. The Nb-Ti (Niobium-Titanium) system. **Bulletin of Alloy Phase Diagrams**. v. 2, n. 1, p. 55-61, 1981.

NAGASE, T.; HORI, T.; TODAI, M.; et al. Additive manufacturing of dense components in beta-titanium alloys with crystallographic texture from a mixture of pure metallic element powders. **Materials and Design**. 173. 2019.

NIENDORF, T.; LEUDERS, S.; RIEMER, A.; et al. Highly anisotropic steel processed by selective laser melting. **Metallurgical and Materials Transactions B**. v. 448, p. 794-796. 2013.

RAPPAZ, M.; DAVID, S. A.; VITEK, J. M.; et al. Analysis of Solidification Microstructures in Fe-Ni-Cr Single-Crystal Welds. **Metallurgical Transactions A**. v. 21 A, p. 1767-1782. 1990.

RAPPAZ, M.; DAVID, S. A.; VITEK, J. M.; et al. Development of Microstructures in Fe-15Ni-15Cr Single Crystal Electron Beam Welds. **Metallurgical Transactions A**. v. 20A, p. 1125-1138. 1989.

SCHWARZER, R. A.; SUKKAU, J. Electron Back Scattered Diffraction: Current State, Prospects and Comparison with X-Ray Diffraction Texture Measurement. **The Banaras Metalurgist**. v. 18. 2013.

SHIFENG, W.; SHUAI, L.; QINGSONG, W.; et al. Effect of molten pool boundaries on the mechanical properties of selective laser melting parts. **Journal of Materials Processing Technology**. n. 214, p. 2660-2667. 2014.

SUN, S.; 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**. N.140, p. 307-316. 2018.

THIJS, L.; KEMPEN, K.; KRUTH, J. P.; et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. **Acta Materialia**. v. 61, n. 5, p. 1809-1819. 2013.

TILLER, W. A.; JACKSON, K. A.; RUTTER, J. W.; et al. DIE WÄHREND DES KRISTALLISATIONSVORGANGS IN METALLEN AUFTRETENDE VERÄNDERUNG IN' DER VERTEILUNG DER GELÖSTEN PHASE. (The redistribution of solute atoms during the solidification of metals). **Acta Metallurgica**. v.1, p. 428-437. 1953.

VRANCKEN, B. et al. Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting. **Acta Materialia**. n. 68, p. 150-158. 2014

WAN, H. Y.; ZHOU, Z. J.; LI, C. P.; et al. Effect of scanning strategy on grain structure and crystallographic texture of Inconel 718 processed by selective laser melting. **Journal of Materials Science & Technology**. n.34, p. 1799-1804. 2018.

WANG, Q.; HAN, C.; CHOMA, T.; et al. Effect of Nb content on microstructure, property and in vitro apatite-forming capability of Ti-Nb alloys fabricated via selective laser melting. **Materials & Design**, v. 126, p. 268-277. 2017.

WANG, D.; SONG, C.; YANG, Y.; et al. Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts. **Materials and Design**. n. 100, p. 291-299. 2016.

WEI, et al. Selective laser melting of Ti-5Al-2.5Sn alloy with isotropic tensile properties: The combined effect of densification state, microstructural morphology, and crystallographic orientation characteristics. **Journal of Materials Processing Tech**. v. 271, p. 368-376. 2019.

ZHANG, L. C.; KLEMM, D.; ECKERT, J.; et al. Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of a biomedical Ti-24Nb-4Zr-8Sn alloy. **Scripta Materialia**. v.65, p.21-24. 2011.

ZHOU, L.; YUAN, T.; TANG, J.; et al. Texture evolution, phase transformation and mechanical properties of selective laser melted Ti-13Nb-13Zr. **Materials Characterization**. n.145, p.185-195. 2018.

ZHOU, L.; YUAN, T.; TANG, J.; et al. Texture evolution, phase transformation and mechanical properties of selective laser melted Ti-13Nb-13Zr. **Materials Characterization**. n. 145, p. 185-195. 2018.

ZHOU, X.; LI, K.; ZHANG, D.; et al. Textures formed in a CoCrMo alloy by selective laser melting. **Journal of Alloys and Compounds**. v. 631, n. 15, p. 153-164. 2015.

ZHU, Y.; TANG, H.; LI, Z.; et al. Solidification behavior and grain morphology of laser additive manufacturing titanium alloys. **Journal of Alloys and Compounds**. v. 777, p. 712-716. 2019.

ZOU, J.; et al. Controlling the grain orientation during laser powder bed fusion to tailor the magnetic characteristics in a Ni-Fe based soft magnet. **Acta Materialia**. n. 158, p. 230-238. 2018.

ZAFAR, M. S.; ULLAH, R.; QAMAR, Z.; et al. Properties of dental biomaterials. In: KHURSHID, Z.; NAJEEB, S.; ZAFAR, M. S.; et al. (Editors). **Advanced Dental Biomaterials**. Elsevier, 2019.