

**MINISTÉRIO DA DEFESA  
EXÉRCITO BRASILEIRO  
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA  
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE  
MATERIAIS**

**CAROLINA ALENCAR CALDEIRA DE SOUZA**

**COMPORTAMENTO MECÂNICO E BALÍSTICO DE CHAPAS DE AÇO  
*MARAGING* 300 PRODUZIDAS POR MANUFATURA ADITIVA E  
CONVENCIONALMENTE**

**RIO DE JANEIRO  
2023**

CAROLINA ALENCAR CALDEIRA DE SOUZA

COMPORTAMENTO MECÂNICO E BALÍSTICO DE CHAPAS DE AÇO  
*MARAGING* 300 PRODUZIDAS POR MANUFATURA ADITIVA E  
CONVENCIONALMENTE

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão, D.Sc.  
Talita Gama de Sousa, D.Sc.  
Alaelson Vieira Gomes, D.Sc.

Rio de Janeiro

2023

©2023

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmar ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

Souza, Carolina Alencar Caldeira de.

Comportamento Mecânico e Balístico de Chapas de Aço *Maraging* 300 produzidas por manufatura aditiva e convencionalmente / Carolina Alencar Caldeira de Souza. – Rio de Janeiro, 2023.

87 f.

Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão, Talita Gama de Sousa e Alaelson Vieira Gomes.

Dissertação (mestrado) – Instituto Militar de Engenharia, Ciência e Engenharia de Materiais, 2023.

1. Manufatura aditiva; Fusão Seletiva a Laser; Aço *Maraging* 300; Comportamento Balístico; Atomização a água. i. Brandão, Luiz Paulo Mendonça (orient.) ii. Sousa, Talita Gama de (orient.) iii. Gomes, Alaelson Vieira (orient.) iv. Título

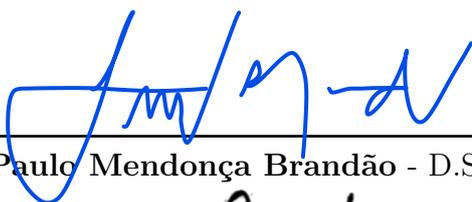
**CAROLINA ALENCAR CALDEIRA DE SOUZA**

**Comportamento Mecânico e Balístico de Chapas de Aço  
Maraging 300 produzidas por manufatura aditiva e  
convencionalmente**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciências em Ciência e Engenharia de Materiais.

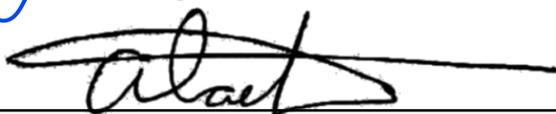
Orientador(es): Luiz Paulo Mendonça Brandão, Talita Gama de Sousa e Alaelson Vieira Gomes.

Aprovada em 23 de novembro de 2023, pela seguinte banca examinadora:



---

Prof. **Luiz Paulo Mendonça Brandão** - D.Sc. do IME - Presidente



---

Prof. **Alaelson Vieira Gomes** - D.Sc. do IME



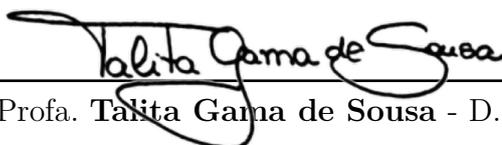
---

Profa. **Anderson dos Santos Paula** - D.Sc. do IME



---

Profa. **Patrícia Freitas Rodrigues** - D.Sc. da Universidade de Coimbra - PT



---

Profa. **Talita Gama de Sousa** - D.Sc. do IME

Rio de Janeiro  
2023

*Aos meus pais, Glaucia e Humberto, por todo amor, carinho e dedicação na minha criação.*

## AGRADECIMENTOS

Ao Osvaldo por todo amor, carinho, companheirismo e apoio desde o início da minha faculdade até o final do meu mestrado. Aos meus pais Glaucia e Humberto por todo apoio e amor incondicionais durante toda a minha vida. À minha irmã gêmea Gabriela que sempre me acompanhou, me deu forças e acreditou em mim. Aos meus avós Marluce e Humberto por todo amor e carinho.

Ao meu orientador prof. Luiz Paulo Brandão, pela oportunidade de fazer parte deste projeto e por todo aprendizado durante as disciplinas. À minha coorientadora Talita Gama por todo auxílio, ensinamentos e disponibilidade de me ajudar durante a elaboração deste trabalho. Ao meu coorientador Alaelson Vieira pela disponibilidade de me coorientar e de transmitir seus conhecimentos.

Aos professores que tive durante o mestrado, TC Wagner, prof. Luiz Paulo, Pesquisadora Talita, Cel. Sousa Lima e prof. Carlos por todo aprendizado durante as disciplinas, que foram fundamentais não só para a realização deste trabalho, mas para o meu desenvolvimento como engenheira.

Ao prof. Jardini da Unicamp, Eduardo Souza e Leonardo Sandor da *Villares Metals* por toda ajuda para a realização deste trabalho.

Aos meus amigos e colegas do IME Rayssa, Thaissa, Julliana, Anderson, Raíssa e Rafael, por todo apoio, incentivo e aprendizado mútuo.

Ao Instituto Militar de Engenharia, pela grande oportunidade de realizar o mestrado nesta instituição.

À CAPES pelo suporte dado através da bolsa de mestrado.

Enfim, à todos que de alguma maneira contribuíram para minha formação e realização deste trabalho.

## RESUMO

A fusão seletiva a laser (FSL), uma das tecnologias de manufatura aditiva (MA), é um processo de fabricação em que a construção das peças ocorre através da adição de material em camadas sucessivas sobre um substrato, sendo possível a fabricação de peças em diferentes geometrias e com excelentes propriedades mecânicas. Dentre os materiais metálicos aplicados na manufatura aditiva, os aços *maraging* têm tido muito destaque em pesquisas acerca deste processo de fabricação. A razão disto, é este material apresentar excelentes características como uma ótima combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura e boa soldabilidade. Em função de sua resistência mecânica elevada, esse material também pode ser adequado para aplicação em blindagens balísticas. Diante do que foi exposto, o presente estudo teve como objetivo produzir peças de aço *maraging* 300 por manufatura aditiva e comparar, antes e após a realização de tratamentos térmicos, seu comportamento balístico, microestrutura e propriedades mecânicas obtidas com peças fabricadas de maneira convencional e termicamente tratadas. Um outro ponto importante de se destacar é que, normalmente, em trabalhos de produção de peças por fusão seletiva a laser utiliza-se pós importados e pré-determinados pelos fabricantes dos equipamentos de MA. Por questões estratégicas, importantes para a área de segurança e defesa, este trabalho teve como objetivo desenvolver todas as etapas do processo de MA de maneira nacional, inclusive a produção e qualificação dos pós. Para isso, o pó foi produzido pelo processo de atomização a água a partir de lingotes de aço *maraging* 300 e caracterizado por meio do ensaio em analisador de partículas a laser, microscopia óptica (MO), picnometria de gás hélio, difração de raios X (DRX) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Já nas peças produzidas por manufatura aditiva e convencionalmente foram realizadas análises de MO, MEV, método de Arquimedes, ensaio de dureza, DRX, ensaio de tração e teste balístico. Os pós de aço *maraging* produzidos, após o peneiramento, apresentaram partículas tanto esféricas quanto irregulares. As peças de aço *maraging* produzidas por manufatura aditiva, a partir do pó produzido nacionalmente, apresentaram densidade relativa de aproximadamente  $98,64 \pm 0,42\%$ , em razão da presença de poros, possivelmente devido ao aprisionamento de gases e algumas regiões com falta de fusão. Apesar dos defeitos observados, a peça produzida apresentou aumento significativo após a realização dos tratamentos térmicos de envelhecimento direto e solubilização seguido de envelhecimento. Por outro lado, a peça de aço *maraging* produzida convencionalmente solubilizada e envelhecida (MC-SE) apresentou a maior dureza entre todas as condições estudadas. No que diz respeito ao limite de resistência à tração, a condição MC-SE apresentou um valor semelhante, considerando o erro relativo, do encontrado para as condições MA-SE e MA-E. Além disso, a condição MC-SE apresentou também maior valor de alongamento na fratura em comparação às outras condições envelhecidas. A energia absorvida no ensaio balístico das condições MA-E e MC-SE apresentaram valores próximos demonstrando um comportamento balístico muito semelhante.

**Palavras-chave:** Manufatura aditiva; Fusão Seletiva a Laser; Aço *Maraging* 300; Comportamento Balístico; Atomização a água.

# ABSTRACT

Selective laser melting (SLM), one of the additive manufacturing (AM) technologies, is a manufacturing process in which parts are made by adding material in successive layers on a substrate, making it possible to manufacture components in different geometries and with excellent mechanical properties. Among the metallic materials, Maraging steels have been very prominent in research for additive manufacturing processes. This material has excellent characteristics, such as an excellent combination of mechanical resistance, fracture toughness, and good weldability. Due to its high mechanical resistance, this material may also be suitable for application in ballistic armor. The present investigation aimed to produce Maraging 300 steel parts by additive manufacturing and compare, before and after heat treatments, its ballistic behavior, microstructure, and mechanical properties obtained with conventionally manufactured and heat treated parts. Another critical point to highlight is that imported powders are used with parameters pre-determined by the AM equipment manufacturers in work-producing parts using selective laser melting. For strategic reasons necessary for the defense area, this work aimed to develop all stages of the AM process nationally, including the production and qualification of powders. Therefore, the powder was locally produced by water atomization process from maraging 300 steel ingots and characterized by testing on a laser particle analyzer, optical microscopy (OM), helium gas pycnometer, X-ray diffraction (XRD), and scanning electron microscopy (SEM). On parts produced by additive manufacturing and conventionally, MO, SEM, Archimedes method, hardness test, XRD, tensile test, and ballistic test were carried out. The Maraging steel powders produced, after sieving, present both spherical and irregular particles. The Maraging steel parts made by additive manufacturing from nationally produced powder presented a relative density of approximately  $98.64 \pm 0.42\%$  due to the presence of pores, possibly because of the trapping of gases and some lack of fusion regions. Despite the defects observed, the piece produced presented significant increase of hardness after heat treatments of direct aging and solubilization followed by aging. On the other hand, the Maraging steel part produced conventionally solubilized and aged (MC-SE) showed a highest hardness among all the conditions studied. Regarding the tensile strength limit, the MC-SE condition presented a similar value considering the error, to that found for the MA-SE and MA-E conditions. Furthermore, the MC-SE condition also presented a higher fracture elongation value compared to the other aged conditions. The energy absorbed in the ballistic test of the MA-E and MC-SE presented close values demonstrating a similar ballistic behavior.

**Keywords:** Additive manufacturing; Selective Laser Fusion; Maraging Steel 300; Ballistic Behavior; Water atomization.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Relação do caminho percorrido pelo projétil com a obliquidade da chapa	23
Figura 2 – Posições de impacto do projétil na chapa poliondular . . . . .	23
Figura 3 – Classificação das blindagens metálicas . . . . .	24
Figura 4 – Diagrama de equilíbrio de fases ferro-níquel . . . . .	28
Figura 5 – Diagrama de fases metaestável do ferro-níquel . . . . .	28
Figura 6 – Diagrama de Transformação com Resfriamento contínuo (TRC) do aço <i>maraging</i> 18 Ni (300) . . . . .	29
Figura 7 – Representação ilustrativa das morfologias da martensita. (a) Placas (b) Ripas (c) Lenticular (d) Borboleta . . . . .	30
Figura 8 – Resultados de dureza de um aço <i>maraging</i> 18 Ni 300 envelhecido com diferentes tempos de tratamento . . . . .	32
Figura 9 – Representação ilustrativa das diferentes microestruturas de um aço <i>maraging</i> obtidas nas condições: (a) solubilizada e resfriada ao ar, (b) aquecida a 480 °C durante 3 horas e (c) aquecida a 540 °C durante 3 horas . . . . .	32
Figura 10 – Diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) dos precipitados formados durante o envelhecimento . . . . .	33
Figura 11 – Esquema ilustrativo de uma discordância cortando partícula . . . . .	34
Figura 12 – Esquema ilustrativo dos estágios da passagem de uma discordância entre partículas (mecanismo de Orowan) . . . . .	35
Figura 13 – Curvas de dureza do aço <i>maraging</i> 350 envelhecido com diferentes temperaturas . . . . .	36
Figura 14 – Classificação da Manufatura Aditiva de acordo com o estado da matéria prima e métodos de ligação e os principais tipos de processos. . . . .	39
Figura 15 – Configuração típica do processo de fusão seletiva a laser. . . . .	41
Figura 16 – Etapas de produção uma peça por Fusão Seletiva a Laser . . . . .	41
Figura 17 – Esquema ilustrativo do processo de atomização a (a) gás e (b) água . .	43
Figura 18 – Identificação dos formatos Esférico e Irregular em imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura . . . . .	45
Figura 19 – Principais parâmetros de processo . . . . .	46
Figura 20 – Relação entre a velocidade de varredura, potência do laser e capacidade de construção da peça . . . . .	47
Figura 21 – Profundidade da poça de fusão para (a) 45 J/mm <sup>3</sup> e (b) 92 J/mm <sup>3</sup> . .	48
Figura 22 – Estratégias de Varredura . . . . .	49

Figura 23 – Microscopia da seção transversal de aço <i>maraging</i> 18Ni-300 fabricado por FSL com diferentes parâmetros de processo de acordo com a Tabela 10. Condições (a) 1, (b) 2, (c) 3, (d) 4 e (e) 5 . . . . .	51
Figura 24 – Densidade relativa e dureza de aços <i>maraging</i> 18Ni-300 fabricados por FSL depois do tratamento térmico de envelhecimento a 480 °C por 5 horas . . . . .	52
Figura 25 – Microscopia de uma peça de aço <i>maraging</i> produzida por manufatura aditiva sem tratamento térmico. (a) Vista 3D em microscópio óptico e (b) estruturas celulares e colunares observadas em MEV. . . . .	53
Figura 26 – Imagens de obtidas por MEV de amostras de aço <i>maraging</i> produzidos por manufatura aditiva submetidas ao tratamento térmico de (a) envelhecimento direto e (b) solubilização e envelhecimento. . . . .	53
Figura 27 – Microestrutura do aço <i>maraging</i> produzido por manufatura aditiva submetido ao tratamento térmico de envelhecimento direto. . . . .	54
Figura 28 – Fração volumétrica da austenita em diferentes temperaturas de envelhecimento para tempos de tratamento de 3 e 6 horas. . . . .	55
Figura 29 – Superfície de fratura do corpo de prova de tração de uma amostra de aço <i>maraging</i> produzido por manufatura aditiva (a) sem tratamento térmico e (b) envelhecido diretamente. . . . .	59
Figura 30 – Superfície de fratura do corpo de prova de tração de uma amostra de aço <i>maraging</i> 300 produzido por manufatura aditiva (a) sem tratamento térmico e (b) solubilizado e envelhecido. . . . .	60
Figura 31 – Fluxograma dos processos e análises realizadas. . . . .	62
Figura 32 – Lingotes de aço <i>maraging</i> 300 fornecido pela <i>Villares Metals</i> utilizado no processo de atomização a água. . . . .	64
Figura 33 – Microscópio Óptico utilizado no trabalho. . . . .	65
Figura 34 – Microscópio eletrônico de varredura da marca FEI, modelo QUANTA FEG 250. . . . .	66
Figura 35 – Difratômetro X’PERT PRO MPD. . . . .	67
Figura 36 – Analisador de Partículas a Laser: <i>Particle Size Analyzer</i> Cilas 1064. . . . .	67
Figura 37 – Picnômetro de gás Hélio Ultrapycnometer/1000 - Quantachome. . . . .	68
Figura 38 – Equipamento de manufatura aditiva EOSINT M280. . . . .	69
Figura 39 – Estratégia de varredura do laser utilizada no processo de manufatura aditiva. . . . .	70
Figura 40 – Esquema ilustrativo da rotação da estratégia da varredura em 67° por camada de pó depositada. . . . .	70
Figura 41 – Forno Elétrico tipo mufla utilizado para realização dos tratamentos térmicos. . . . .	71
Figura 42 – Corpo de prova de tração do tipo subsized, unidade mm, conforme norma. . . . .	73

Figura 43 – Máquina de ensaios mecânicos Instron de 250 kN localizado no CE-FET/RJ. . . . .	74
Figura 44 – Sistema para método de Arquimedes. . . . .	74
Figura 45 – Equipamento utilizado no ensaio de dureza Vickers. . . . .	76
Figura 46 – Desenhos técnicos das amostras utilizadas no teste balístico. . . . .	76
Figura 47 – Esquema do alvo (a) vista isométrica, (b) vista explodida e (c) fixação. . . . .	77
Figura 48 – Imagem das partículas de pó de aço <i>maraging</i> 300 atomizado obtida por MEV nas condições: (a) BP0 e (b) BP2. . . . .	79
Figura 49 – Imagem das partículas de pó de aço <i>maraging</i> 300 atomizado obtida por MEV na condição P2. . . . .	80
Figura 50 – Histograma obtido no teste de dispersão no analisador de partículas a laser das amostras de pó (a) P0 e (b) P2. . . . .	81
Figura 51 – Presença de poros nas partículas de pó. . . . .	82
Figura 52 – Difratoograma do pó de aço <i>maraging</i> 300 na condição P2. . . . .	83
Figura 53 – Aço <i>maraging</i> 300 produzido por manufatura aditiva como fabricado (MA) sem ataque. . . . .	84
Figura 54 – Defeitos de porosidade e falta de fusão observados através de microscopia eletrônica de varredura. . . . .	85
Figura 55 – Vista 3D da condição MA. (Ataque Nital 10%). . . . .	86
Figura 56 – Microestrutura da condição MA em (a) menor e (b) maior aumento. (Ataque Nital 10%). . . . .	88
Figura 57 – Microestrutura da condição (a) MA e (b) MA-E. (Ataque Nital 10%). . . . .	89
Figura 58 – Microestrutura das condições (a) MA-S, (b) MA-SE, (c) MC-S e (d) MC-SE. (Ataque Nital 10%). . . . .	90
Figura 59 – Microestrutura das condições (a) MC-S e (b) MC-SE. (Ataque Villela). . . . .	91
Figura 60 – Microestrutura em maior ampliação das condições MA. (Ataque Villela). . . . .	91
Figura 61 – Difratoograma das amostras de aço <i>maraging</i> MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE em (a) menor e (b) maior ampliação. . . . .	92
Figura 62 – Valores microdureza das condições MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE. . . . .	95
Figura 63 – Curvas tensão (MPa) x deformação (%) das condições MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE. . . . .	96
Figura 64 – Valores de Limite de Resistência à Tração (LRT), Limite de escoamento (LE) e alongamento das condições MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE. . . . .	97
Figura 65 – Aspecto da região de fratura do corpo de prova de tração das condições (a) MA, (b) MA-E, (c) MA-S, (d) MA-SE, (e) MC-S e (f) MC-SE. . . . .	100

Figura 66 – Aspecto da região de fratura com maior ampliação do corpo de prova de tração das condições (a) MA, (b) MA-E, (c) MA-S, (d) MA-SE, (e) MC-S e (f) MC-SE. . . . .	101
Figura 67 – Mapeamento de EDS realizado sobre área que contém partícula com formato triangular. . . . .	102
Figura 68 – Perfil de velocidade pela distância percorrida do projétil. . . . .	103
Figura 69 – Energia cinética absorvida pelos alvos após o teste balístico. . . . .	104
Figura 70 – Comparação de microdureza, LRT e energia absorvida das condições MA-E, MA-SE e MC-SE. . . . .	105
Figura 71 – Aspecto da perfuração da chapa de alumínio após o teste balístico dos alvos com (a) amostra na condição MA-E, (b) amostra na condição MA-SE, (c) amostra na condição MC-SE e (d) somente placa de alumínio. . . . .	106
Figura 72 – Área da perfuração medida na chapa de alumínio após o teste balístico. . . . .	107
Figura 73 – Aspecto da região de fratura da amostra MA-E submetida ao teste balístico. . . . .	108
Figura 74 – Aspecto da região de fratura da amostra MA-SE submetida ao teste balístico. . . . .	109
Figura 75 – Aspecto da região de fratura da amostra MC-SE submetida ao teste balístico. . . . .	110

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Nível de proteção do sistema de blindagem quanto ao impacto balístico	21
Tabela 2 – Nível de proteção alternativa do sistema de blindagem quanto ao impacto balístico . . . . .	22
Tabela 3 – Resultados numéricos sobre as configurações de blindagem . . . . .	24
Tabela 4 – Composição química nominal dos aços <i>maraging</i> comerciais . . . . .	26
Tabela 5 – Fases formadas durante o envelhecimento dos aços <i>maraging</i> . . . . .	33
Tabela 6 – Propriedades mecânicas dos aços <i>maraging</i> solubilizados e envelhecidos	36
Tabela 7 – Alguns aspectos avaliados em peças fabricada por FSL e seus possíveis métodos de avaliação . . . . .	42
Tabela 8 – Testes para avaliação de propriedades de pós . . . . .	44
Tabela 9 – Tipos de morfologias em partículas de pós e suas descrições . . . . .	45
Tabela 10 – Condições de processo FSL para o aço <i>maraging</i> 18Ni-300 . . . . .	50
Tabela 11 – Valores de dureza do aço <i>maraging</i> produzido por manufatura aditiva e termicamente tratados obtidos por diferente autores. . . . .	56
Tabela 12 – Parâmetros de tratamento térmico utilizados por diferentes autores e a nomenclatura correspondente para cada uma das condições. . . . .	57
Tabela 13 – Valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento (AL) do aço <i>maraging</i> produzido por manufatura aditiva obtidos por diferente autores. . . . .	58
Tabela 14 – Composição química dos lingotes de aço <i>maraging</i> 300 fornecidos pela <i>Villares Metals</i> utilizados na atomização a água, % em peso. . . . .	61
Tabela 15 – Descrição da condições estudadas no trabalho. . . . .	63
Tabela 16 – Resultados obtidos a partir do analisador de partículas a laser ( $d_{10}$ , $d_{50}$ , $d_{90}$ e diâmetro médio ( $d$ médio)) e picnometria (densidade). . . . .	81

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Massa da Amostra no Ar
AB	<i>As-Built</i> - Como construído
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AT	<i>Aging Treatment</i> - Tratamento de envelhecimento
CAEX	Centro de Avaliações do Exército
CAD	<i>Computer-Aided Design</i> - Design auxiliado por computador
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de face centrada
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i> - Calorimetria exploratória diferencial
DRX	Difração de Raios X
EBM	<i>Electron Beam Melting</i> - Fusão por Feixe de Elétrons
EL	Elongação na fratura
FDM	<i>Fused Deposition Modeling</i> - Modelagem por Fusão e Deposição
FSL	Fusão Seletiva a Laser
H	<i>Hatch distance</i> - Espaçamento entre as varreduras
HRC	<i>Hardness Rockwell C</i> - Dureza Rockwell
HT	<i>Heat Treatment</i> - Tratamento térmico
IME	Instituto Militar de Engenharia
LE	Limite de escoamento
LENS	<i>Laser Engineered net Shaping</i> - Forma Final Obtida com Laser
L-PBF	<i>Laser Powder Bed Fusion</i> - Fusão de leito de pó a laser
LOM	<i>Laminated Object Manufacturing</i> - Manufatura Laminar de Objetos
MA	Manufatura aditiva
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura

MJM	<i>Multi-Jet Modeling</i> - Impressão por múltiplos jatos
MO	Microscopia Óptica
NBR	Norma Brasileira
PA	Proteção Alternativa
P	Potência dos Laser
SLA	Estereolitografia
SLM	<i>Selective Laser Melting</i> - Fusão seletiva à laser
SLS	<i>Selective Laser Sintering</i> - Sinterização Seletiva a Laser
ST	<i>Solution Treatment</i> - Tratamento de solubilização
STL	<i>Stereolithography</i> - Formato de desenho Estereolitografia
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TRC	Transformação com resfriamento contínuo
TTT	Tempo-temperatura-transformação
V	Velocidade de varredura

## LISTA DE SÍMBOLOS

m/s	Metros por Segundo
J	Joule
MPa	MegaPascal
ksi	Libra força por polegada quadrada
%	Porcentagem
Ni	Níquel
% p	Porcentagem em peso
TiC	Carboneto de Titânio
C	Carbono
Mo	Molibdênio
Co	Cobalto
Ti	Titânio
Al	Alumínio
Nb	Nióbio
Fe	Ferro
°	Graus
°C	Graus Célcios
$\alpha'$	Martensita
$\gamma$	Fase austenita
$M_i$	<i>Início da transformação martensítica</i>
$A_i$	<i>Início da transformação austenítica</i>
h	Horas
K	Kelvin
$\psi$	Ângulo psi

mm	Milímetro
$\mu\text{m}$	Micrômetros
W	Watts
mm/s	Milímetros por segundo
J/mm <sup>3</sup>	Joule por milímetro cúbico
J/mm <sup>2</sup>	Joule por milímetro quadrado
min	Minutos
kV	Quilovolts
$\theta$	Ângulo de Bragg
mL	Mililitros
g	Gramas
kN	Quilonewton
cm	Centímetro
g/cm <sup>3</sup>	Gramas por centímetro cúbico
$\gamma_R$	Fase austenita Retida
$\gamma_r$	Fase austenita Revertida
gf	Gramas - Força
s	Segundos

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>19</b>
1.1	OBJETIVO	20
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>21</b>
2.1	BLINDAGEM	21
2.2	AÇOS <i>MARAGING</i>	25
2.2.1	TRATAMENTOS TÉRMICOS DOS AÇOS <i>MARAGING</i>	27
2.3	MANUFATURA ADITIVA	37
2.3.1	FUSÃO SELETIVA A LASER	40
2.3.1.1	QUALIDADE DO PÓ	43
2.3.1.2	PARÂMETROS DE PROCESSO	45
2.3.1.3	ESTRATÉGIA DE VARREDURA DO LASER	48
2.4	ESTADO DA ARTE	50
2.4.1	CONSIDERAÇÕES FINAIS	60
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>61</b>
3.1	MATERIAIS	61
3.2	MÉTODOS	61
3.2.1	OBTENÇÃO DO PÓ DO AÇO <i>MARAGING</i> 300	63
3.2.2	CARACTERIZAÇÃO DO PÓ DO AÇO <i>MARAGING</i>	65
3.2.2.1	MICROSCOPIA ÓPTICA	65
3.2.2.2	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	65
3.2.2.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	66
3.2.2.4	ANALISADOR DE PARTÍCULAS A LASER	67
3.2.2.5	PICNOMETRIA DE GÁS HÉLIO	68
3.2.3	PRODUÇÃO DE PEÇAS DE AÇO <i>MARAGING</i> POR MANUFATURA ADITIVA	68
3.2.4	REALIZAÇÃO DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS	71
3.2.5	ANÁLISE NAS PEÇAS DE AÇO <i>MARAGING</i>	72
3.2.5.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	72
3.2.5.1.1	PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	72
3.2.5.1.2	MICROSCOPIA ÓPTICA	72
3.2.5.1.3	MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	72
3.2.5.1.4	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	73
3.2.5.2	ENSAIO DE TRAÇÃO	73
3.2.5.3	MÉTODO DE ARQUIMEDES	74

3.2.5.4	DUREZA VICKERS . . . . .	75
3.2.6	TESTE BALÍSTICO . . . . .	76
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO . . . . .</b>	<b>79</b>
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO PÓ DE AÇO <i>MARAGING</i> 300 ATOMIZADO . .	79
4.2	CARACTERIZAÇÃO DAS PEÇAS DE AÇO <i>MARAGING</i> PRODUZIDAS CONVENCIONALMENTE E POR MANUFATURA ADITIVA . . . . .	84
4.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS X . . . . .	92
4.4	PROPRIEDADES MECÂNICAS . . . . .	94
4.4.1	DUREZA VICKERS . . . . .	94
4.4.2	ENSAIO DE TRAÇÃO . . . . .	96
4.5	TESTE BALÍSTICO . . . . .	103
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO . . . . .</b>	<b>112</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS . . . . .</b>	<b>114</b>
	<b>REFERÊNCIAS . . . . .</b>	<b>115</b>

# 1 INTRODUÇÃO

A manufatura aditiva (MA) é um processo de fabricação em que a construção da peça ocorre através da adição de material em camadas sucessivas sobre um substrato. O processo tem início a partir da confecção de um modelo 3D, em um software CAD, o qual é convertido em um formato adequado e transferido para a máquina de impressão 3D. Dentre as vantagens dessa técnica estão a pouca quantidade de material descartado após o processo, capacidade de fabricação de geometrias complexas, capacidade de reciclar material residual, fabricação econômica de produtos personalizados, entre outros. Em razão disso, esse processo pode ser aplicado em diversas áreas, desde a fabricação de produtos personalizados e protótipos até nas indústrias automotiva, aeroespacial e de construção civil. Essa gama de aplicações também ocorre em virtude da capacidade de se aplicar diversos tipos de materiais como polímeros, cerâmicos, compósitos e metais (1, 2, 3, 4).

Dentre os materiais metálicos aplicados na manufatura aditiva, os aços *maraging* têm tido muito destaque em pesquisas acerca deste processo de fabricação nos últimos anos (5, 6). Os aços *maraging* são aços de ultra alta resistência que apresentam uma excelente combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura, além de terem boa soldabilidade e facilidade de serem termicamente tratados. Essas características são consequência de sua matriz martensítica de ferro-níquel com baixo teor de carbono endurecível por precipitação. Em razão de suas propriedades, estes aços podem ser utilizados em uma ampla variedade de aplicações como, caixas de mísseis, forjados de aeronaves, peças estruturais, entre outros. Além disso, em função de sua excelente resistência esses aços podem ser adequados também para aplicações em blindagens balísticas (7, 8, 9).

As blindagens balísticas têm como objetivo resistir à penetração de diversos tipos de projéteis e aparatos explosivos. Os materiais utilizados como proteção balística podem ser avaliados de acordo com conversão e dispersão da energia cinética do projétil. Diversos tipos de materiais podem ser aplicados como blindagens, como materiais fibrosos, compósitos cerâmicos e metais. No que diz respeito aos materiais metálicos, tem-se dois tipos: os materiais não-ferrosos e os ferrosos. No caso dos metais ferrosos tem-se o aço que pode ser aplicado com a realização de tratamentos térmicos ou processamento para adquirir diferentes propriedades e se tornar eficaz para diferentes tipos de ameaças. Além de propriedades mecânicas, como dureza e tenacidade, as blindagens devem estar corretamente posicionadas e com tamanho, peso e com geometria adequadas (10, 11, 12, 13, 14).

Diante do que foi exposto, o presente estudo teve como objetivo produzir peças de aço *maraging* 300 por manufatura aditiva e comparar o comportamento balístico, microestrutura e propriedades mecânicas obtidas, antes e após a realização de tratamentos térmicos, com peças fabricadas de maneira convencional.

## 1.1 Objetivo

O presente trabalho teve como objetivo principal o estudo da produção de chapas de aço *maraging* 300 por fusão seletiva a laser (FSL) e avaliação de seu comportamento balístico. Neste estudo comparou-se os resultados de microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à penetração de projéteis de peças fabricadas por FSL e chapas fabricadas convencionalmente, isto é, fabricadas por processos tradicionais de manufatura, com e sem a realização de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

## 1.2 Objetivos específicos

- Produzir o pó do aço *maraging* 300 através do processo de atomização a água em uma empresa nacional.
- Caracterizar o pó do aço *maraging* produzido por atomização a água quanto à sua morfologia, fases presentes, distribuição granulométrica e densidade.
- Avaliar a densidade relativa das chapas de aço *maraging* 300 produzidas por manufatura aditiva.
- Realizar a caracterização microestrutural, através de microscopia eletrônica de varredura e difração de raios X, das chapas de aço *maraging* fabricadas por FSL e fabricadas convencionalmente, com e sem a realização de tratamentos térmicos.
- Avaliar e comparar as propriedades mecânicas de chapas construídas por FSL e fabricadas convencionalmente, com e sem a realização de tratamentos térmicos, através de ensaio de dureza Vickers e ensaio de tração.
- Avaliar e comparar o comportamento balístico de chapas tratadas termicamente construídas por FSL e fabricadas convencionalmente através de ensaio balístico.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Blindagem

As blindagens têm como objetivo resistir à penetração de diversos tipos de projéteis, granadas, minas, jatos de alta velocidade, entre outros. Além disso, devem também resistir a danos como trincas e fraturas que podem ser originados a partir de impactos múltiplos (13). Os sistemas de blindagem podem ser classificados de acordo com o nível de proteção apresentado na Tabela 1. Os níveis de proteção são dados por I, II-A, II, III-A, III e IV de acordo com a munição utilizada, massa do projétil em gramas, velocidade inicial em metros por segundo e número de impactos. Esses níveis de proteção são diretamente associados ao material, forma, ângulos de incidência, energia e área de impacto do projétil (10).

Tabela 1 – Nível de proteção do sistema de blindagem quanto ao impacto balístico (Adaptado de (10)).

Proteção da Blindagem	Munição Utilizada	Massa do Projétil (g)	$V_0$ m/s	Nº de Impactos
Nível I	.22 LRHV Chumbo	$2,6 \pm 0,1$	$320 \pm 10$	5
	.38 <i>Special</i> RN Chumbo	$10,2 \pm 0,1$	$254 \pm 15$	5
Nível II-A	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	$332 \pm 12$	5
	357 Magnum JSP	$10,2 \pm 0,1$	$381 \pm 12$	5
Nível II	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	$358 \pm 15$	5
	357 Magnum JSP	$10,2 \pm 0,1$	$425 \pm 15$	5
Nível III-A	9 FMJ	$8,0 \pm 0,1$	$426 \pm 15$	5
	.44 Magnum SWC GC	$15,6 \pm 0,1$	$426 \pm 15$	5
Nível III	7.62x51FMJ/.308-Winchester	$9,7 \pm 0,1$	$838 \pm 15$	5
Nível IV	.30 - 06 AP	$10,8 \pm 0,1$	$868 \pm 15$	1

Além disso, blindagens opacas metálicas de nível III devem também atender à tabela de proteção alternativa (Tabela 2), no nível 2 (PA-2). As blindagens com nível III-A e III, quando atendem também a tabela de proteção alternativa, são identificadas pelo nível indicado na Tabela 1, juntamente do sinal “+” seguido do nível de proteção que atendem pela Tabela 2. Por exemplo, a blindagem nível III-A que atende ao requisito PA-1 é identificada como: Blindagem balística nível III-A + PA-1 (10).

Tabela 2 – Nível de proteção alternativa do sistema de blindagem quanto ao impacto balístico (Adaptado de (10)).

<b>Proteção Alternativa</b>	<b>Munição Utilizada</b>	<b>Massa do Projétil (g)</b>	<b><math>V_0</math> m/s</b>	<b>Nº de Impactos</b>
Nível PA-1	Cal 12/70	$28,4 \pm 0,05$	$450 \pm 10$	5
Nível PA-2	5.56x45 Ball- SS92/M 193	$3,5 \pm 0,1$	$990 \pm 15$	5
Nível PA-3	7.62x39 Ball-M 43	$7,9 \pm 0,1$	$716 \pm 15$	5
Nível PA-4	5.56x45 NATO Ball-SS109	$1,0 \pm 0,1$	$915 \pm 15$	5
	M855 (NP)	$1,0 \pm 0,1$	$915 \pm 15$	5
Nível PA-5	7.62x39 Ball PS-M 1943 (NP)	$7,9 \pm 0,1$	$720 \pm 10$	5
Nível PA-6	7.62X51 AP	$9,8 \pm 0,1$	$840 \pm 15$	2

De acordo com a ABNT NBR 15000(10), as blindagens devem estar limpas, sem falhas e isentas de defeitos para ser considerada uma blindagem com bom acabamento e estar de acordo com os requisitos gerais da norma. Além disso, devem ser embaladas adequadamente para garantir a integridade do produto. A fabricação é também uma regra geral da norma ABNT NBR 15000(10) que diz que a fabricação de acordo com a norma é de responsabilidade do fabricante e que para a blindagem ser aplicada deve-se ter aprovação conforme a legislação vigente. Outra regra geral que deve ser atendida é a rastreabilidade, ou seja, um registro que possibilite a avaliação da vida útil, uniformidade de processos de fabricação, caracterização de matérias primas e descrição do desempenho balístico (10).

Os materiais de proteção balística podem ser avaliados de acordo com a conversão e dispersão da energia cinética do projétil. Como a velocidade do projétil é utilizada para realizar o cálculo da energia cinética, se torna importante sua medição para a avaliação da blindagem (11, 12). Com todos os aparados devidamente ajustados de acordo com a norma ABNT NBR 15000(10), deve-se efetuar o disparo do projétil e registrar a velocidade medida pelo cronógrafo. Após esta etapa, para o impacto ser considerado aceitável não pode ocorrer perfuração na folha testemunha, que é colocado atrás do corpo de prova. Caso o disparo seja aceitável deve-se realizar novamente a avaliação da folha-testemunha até que o número de disparos requeridos para a série seja completado. Ao atender todas as especificações é caracterizada a aprovação do sistema de blindagem para aquele nível de proteção (10).

Além disso, outro importante fator para a resistência da blindagem é o grau de obliquidade que se tem com relação ao projétil. Na Figura 1 são apresentadas chapas com diferentes graus de obliquidade e pode-se notar que quanto maior o grau de obliquidade, maior será o trajeto que o projétil terá que percorrer para perfurar a chapa, portanto, maior a resistência da blindagem (13).

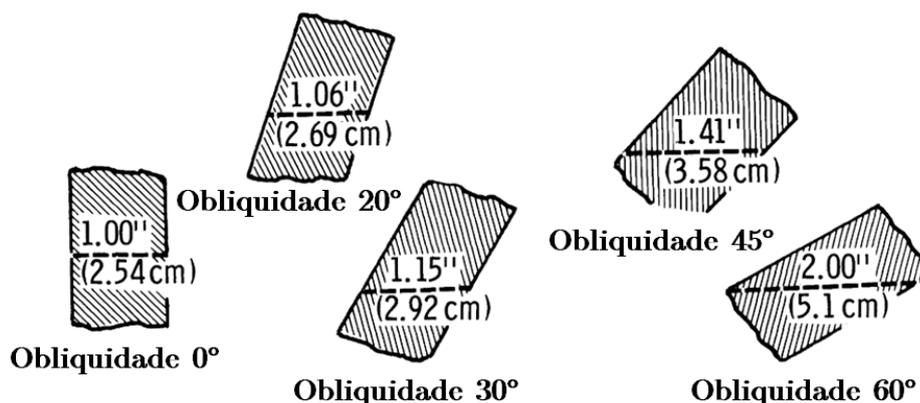


Figura 1 – Relação do caminho percorrido pelo projétil com a obliquidade da chapa (Adaptado de (13))

Com relação ao formato das blindagens, Cunha et al.(14) realizaram análises computacionais do comportamento dinâmico de chapas poliondulares, que consistem em chapas metálicas com superfícies ondulares criando regiões côncavas e convexas, para comprovar a eficácia dessas chapas como blindagem balística. Para este trabalho, os autores realizaram a simulação no *software* AUTODYN®, para chapas com medidas de 100x100 mm com 3 mm de espessura. A simulação foi realizada tanto para placas planas, como para placas poliondulares para se comparar os resultados obtidos com relação a velocidade residual do projétil e velocidade da energia absorvida pela placa. A simulação foi realizada com o projétil atingindo o centro da placa plana e, para o caso da placa poliondular, os projéteis atingiram as placas nas posições 1, 2 e 3 como é mostrado na Figura 2.

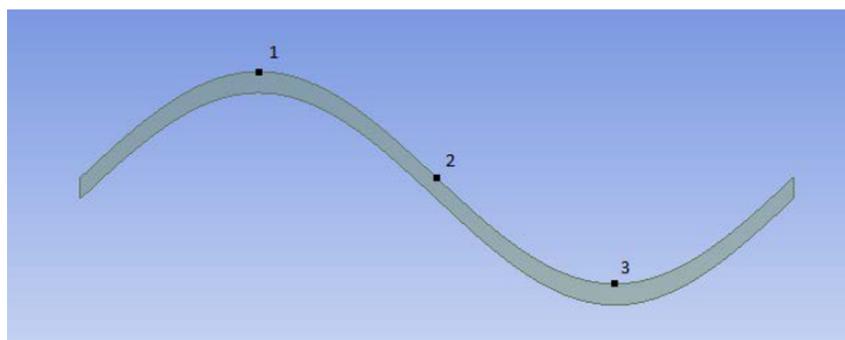


Figura 2 – Posições de impacto do projétil na chapa poliondular (Adaptado de (14))

Com relação a velocidade residual, as posições 1 e 2, obtiveram menores valores do que a da placa plana, o que indica melhores resultados de resistência balística, no entanto, a posição 3 obteve um valor ligeiramente abaixo da placa plana (Tabela 3). Apesar disso, os autores observaram que para todas as posições da placa poliondular, se obteve uma maior absorção de energia quando comparado à placa plana (Tabela 3). A partir dos resultados atingidos os autores verificaram que a geometria poliondular contribui significativamente para o aumento da proteção balística com relação a uma placa plana.

Tabela 3 – Resultados numéricos sobre as configurações de blindagem (Adaptado de (14)).

Posição	Velocidade residual (m/s)	Energia Absorvida pela placa (J)
Plana	758,2	620,53
1	670,55	844,52
2	695,98	627,33
3	742,75	714,55

Laible(13) descreveu alguns tipos de materiais que podem ser utilizados como material de proteção balística como, materiais fibrosos (nylon e fibra de vidro), compósitos cerâmicos e materiais metálicos. As blindagens metálicas podem ser divididas em ferrosas e não ferrosas como pode ser observado na Figura 3. Dentre os metais não ferrosos tem-se o alumínio, magnésio e titânio e no caso dos ferrosos tem-se os aços. A aplicação desses materiais pode ser dada através da realização de tratamentos térmicos ou processamentos que garantem as características necessárias para enfrentar diferentes tipos de ameaças.

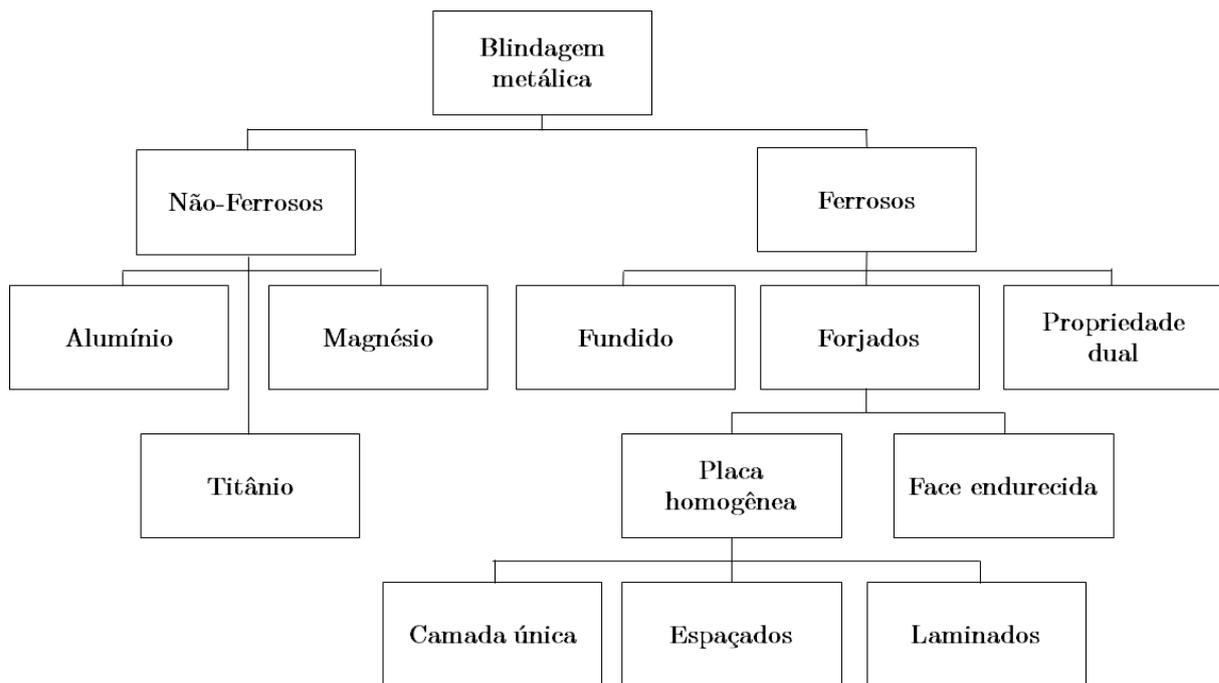


Figura 3 – Classificação das blindagens metálicas (Adaptado de (13))

As propriedades mecânicas que influenciam diretamente e que tem maior influência no desempenho da blindagem são a dureza e a tenacidade (13). Nesse sentido, os aços *maraging* podem ser adequados para este tipo de aplicação. A próxima seção foi dedicada para descrever as classificações, características e tratamentos térmicos dos aços *maraging*.

## 2.2 Aços *Maraging*

De acordo com a ASM International(7), os aços de ultra-alta resistência são aços estruturais que apresentam altos níveis de resistência mecânica. No entanto, não há um nível estabelecido de resistência para a designação de aço ultra-alta resistência, e por esse motivo, essa classificação é considerada arbitrária (7). Por outro lado, a ASM International(7) descreveu os aços ultra-alta resistência como aços estruturais comerciais com limite de escoamento mínimo de 1380 MPa (200 ksi - libra força por polegada quadrada) e, ainda definiu, para essa classe, diversas famílias de aços como: aços de baixa liga e médio carbono; aços de média liga endurecíveis ao ar; aços de alta tenacidade a fratura; aços ultra resistentes do tipo inoxidável e aços *maraging* (7).

Os aços *maraging* começaram a ser desenvolvidos no final dos anos de 1950 com o objetivo de se atingir uma matriz martensítica de ferro-níquel com baixo teor de carbono endurecida por precipitação. Em razão disso, a nomenclatura desses aços foi dada através da junção dos termos *martensite* (MAR - do português martensita) e *aging* (AGING - do português envelhecimento), sendo este último o nome dado para a precipitação de compostos intermetálicos a partir do aquecimento do material (7, 9). Na condição envelhecida esses aços conseguem atingir valores de limite de escoamento acima de 300 ksi (2068,43 MPa). Além disso, quando seu desenvolvimento foi anunciado, atraiu muita atenção devido a promessa de um material com uma ótima combinação de resistência mecânica e tenacidade à fratura, boa soldabilidade e fácil de ser termicamente tratado (8).

No início do seu desenvolvimento, foram anunciados quatro tipos de aços *maraging*, dois desses com teores de 20 e 25% de Ni, contendo quantidades significativas de titânio, alumínio e nióbio. No entanto, esses dois aços não atingiram importância na engenharia, devido ao fato de que os outros dois aços *maraging* fabricados, aços 18% níquel (18 percent nickel steels), apresentavam vantagens com relação à tenacidade e simplicidade dos tratamentos térmicos. Os aços 18% níquel apresentam teores apreciáveis de cobalto, molibdênio e titânio e, são chamados de 18 Ni 250 e 18 Ni 300 (ou 18 Ni 280). Sua nomenclatura é dada em função dos valores de limite de escoamento que são atingidos nesses aços após o tratamento térmico de envelhecimento, sendo de 250 ksi para o aço 18 Ni 250 e de 280 a 300 ksi para o aço 18 Ni 300 (ou 18 Ni 280) (8).

Diferentes tipos de aço *maraging* foram desenvolvidos ao longo dos anos com o objetivo de se obter resultados ainda melhores em propriedades mecânicas (maiores graus de tenacidade e maiores valores de limite de escoamento) e aplicabilidade (utilização na forma de peças fundidas e aplicação em altas temperaturas). Na Tabela 4 está apresentada a típica composição química nominal dos aços *maraging* comerciais, onde pode-se notar a elevada quantidade de níquel mencionada anteriormente e o baixo teor de carbono que tem um valor máximo de 0,03% p. Este baixo teor de carbono tem o objetivo de minimizar a formação de carboneto de titânio (TiC), uma vez que, o TiC pode prejudicar algumas

propriedades mecânicas do aço, como tenacidade, ductilidade e resistência mecânica (7, 8).

Tabela 4 – Composição química nominal dos aços *maraging* comerciais (Adaptado de ASM International(7)).

Graus dos aços <i>maraging</i>	Composição em %							
	C (máx)	Ni	Mo	Co	Ti	Al	Nb	Fe
18Ni(200)	0,03	18,00	3,30	8,50	0,20	0,10	-	Balanço
18Ni(250)	0,03	18,00	5,00	8,50	0,40	0,10	-	Balanço
18Ni(300)	0,03	18,00	5,00	9,00	0,70	0,10	-	Balanço
18Ni(350)	0,03	18,00	4,20	12,50	1,60	0,10	-	Balanço
18Ni(Cast)(240)	0,03	17,00	4,60	10,00	0,30	0,10	-	Balanço
12Ni(180)	0,03	12,00	3,00	-	0,20	0,30	-	Balanço
<i>Cobalt-Free</i> 18Ni(200)	0,03	18,50	3,00	-	0,70	0,10	-	Balanço
<i>Cobalt-Free</i> 18Ni(250)	0,03	18,50	3,00	-	1,40	0,10	-	Balanço
<i>Low-Cobalt</i> 18Ni(250)	0,03	18,50	2,60	2,00	1,20	0,10	0,1	Balanço
<i>Cobalt-Free</i> 18Ni(300)	0,03	18,50	4,00	-	1,85	0,10	-	Balanço

Ainda referente a Tabela 4, estão apresentadas as composições dos aços *maraging* livres de teores de cobalto (*Cobalt-Free*) e com baixa quantidade cobalto (*Low-Cobalt*), onde as numerações entre parenteses são os valores de limite de escoamento dado em ksi. De acordo com ASM International(7), esses aços começaram a ser fabricados devido a escassez de cobalto e ao seu conseqüente aumento de preço entre os anos de 1970 e 1980. Os três primeiros aços relacionados na Tabela 4, 18Ni(200), 18Ni(250) e 18Ni(300), são os tipos com maior gama de aplicações e o aço 18Ni(350) é utilizado para finalidades especiais. Estes quatro aços mencionados podem ser nomeados como graus M200, M250, M300 e M350, de acordo com os valores de limite de escoamento de 200 ksi (1378,95 MPa), 250 ksi (1723,69 MPa), 300 ksi (2068,43 MPa) e 350 ksi (2413,17 MPa), respectivamente (7, 15). É possível encontrar em alguns trabalhos, como no caso de Rao e Murty(16), a nomenclatura referente ao limite de escoamento em MPa: 18Ni1400, 18Ni1700, 18Ni2000 e 18Ni2400.

A produção dos aços *maraging* é feita a partir de matérias primas de alta qualidade através de um acurado controle de seleção, com o objetivo de se atingir um alto grau de pureza. Além disso, com o propósito de diminuir a segregação, obtendo uma microestrutura mais homogênea e com níveis baixos de elementos residuais prejudiciais, como enxofre e carbono, os aços *maraging* são processados através de uma dupla fusão a vácuo, a primeira em um forno de indução sob vácuo (*vacuum induction furnace*) e a segunda em um forno a arco sob vácuo (*vacuum arc furnace*). O carbono e o enxofre são tidos como impurezas devido ao fato de que estes elementos tem a tendência de formar inclusões como carboneto, sulfeto, carbonitreto e carbossulfeto que reduzem a tenacidade e a ductilidade dos aços (7, 9, 16).

Um fator importante durante a solidificação do material é a possibilidade de

formação de segregação de elementos químicos. De acordo com Reed-Hill(17), uma regra aproximadamente geral, é que os elementos de liga ou impurezas são mais solúveis quando o material está no estado líquido que no estado sólido. Com isso, à medida que a solidificação ocorre, o líquido se torna cada vez mais rico em soluto e, desta maneira, as maiores concentrações de soluto tendem a ocorrer nas regiões centrais dos lingotes, onde as últimas frações de líquido se solidificam. Para este tipo de segregação dá-se o nome de “macrossegregação”, uma vez que ocorrem a longas distâncias. Além da macrossegregação, pode-se ter também, em peças fundidas, variações de composição química em uma menor escala e, para isso, dá-se o nome de “microsegregação” (17). De acordo com ASM International(7), aços com altos teores de molibdênio e titânio apresentam, durante a solidificação, microsegregação desses elementos. Como resultado, se tem propriedades mecânicas anisotrópicas que podem persistir caso o metal não seja homogeneizado durante o trabalho a quente (7).

### 2.2.1 Tratamentos térmicos dos aços *maraging*

O níquel é o elemento de liga em maior quantidade nos aços *maraging*, por esse motivo, o entendimento da microestrutura obtida por esses aços, durante o resfriamento e aquecimento no equilíbrio, pode ser obtido por uma análise do diagrama de equilíbrio de fases ferro-níquel (Figura 4). Nota-se que, para um aço com 18% em peso de Ni, quando a temperatura é mantida acima de 620 °C, a microestrutura consiste inteiramente da fase  $\gamma$  (Austenita). Quando o resfriamento é realizado no equilíbrio, a microestrutura obtida é duplex, composta de ferrita ( $\alpha$ ) e  $\gamma$  para temperaturas acima de 347 °C e de ferrita/ $FeNi_3$  para temperaturas abaixo de 347 °C. No entanto, na prática, esse resfriamento é frequentemente realizado a taxas mais altas. Por esse motivo, o diagrama no equilíbrio dificilmente descreve bem as reações de transformação de fases que de fato são observadas durante o aquecimento e resfriamento em condições diferentes do equilíbrio (7, 8, 18).

O diagrama de fases metaestável do ferro-níquel, apresentado na Figura 5, retrata de maneira mais precisa as transformações que ocorrem no aço *maraging* durante o resfriamento fora do equilíbrio, considerando de forma simplificada uma liga binária de Ferro-Níquel. Na Figura 5 estão indicadas duas regiões de transformação, a primeira indica as transformações que ocorrem durante o aquecimento do aço a qual ocorrem em faixas de temperatura mais altas e a segunda expressa as transformações que ocorrem durante o resfriamento. No que diz respeito ao resfriamento de um aço 18% em peso de níquel, pode-se notar que a uma temperatura de aproximadamente 300 °C é iniciada a transformação da austenita para a martensita (7, 8).



Para obter uma matriz martensítica nos aços *maraging*, é realizado primeiramente um tratamento térmico chamado de solubilização que consiste em aquecer o aço durante um tempo e temperatura suficientes para que se tenha uma estrutura totalmente austenítica com os elementos de liga em solução sólida. No caso dos aços *maraging* 18 Ni (200), (250) e (300) a solubilização é realizada a uma temperatura de aproximadamente 815 °C por 1 hora para cada 25 mm de espessura e em seguida é resfriado ao ar. Durante o resfriamento, a estrutura austenítica sofre uma transformação adifusional, através de movimentos atômicos cooperativos, ao passar da temperatura de início da transformação martensítica ( $M_i$ ) (19, 20).

É importante mencionar que, no caso dos aços *maraging*, a transformação martensítica ocorre mesmo a taxas de resfriamento baixas. Esse comportamento pode ser observado através da análise do diagrama de transformação com resfriamento contínuo (TRC) do aço *maraging* 18 Ni (300) apresentado na Figura 6. Através da análise das curvas TRC, observa-se que as transformações bainíticas e perlíticas que ocorrem nos aços carbono não estão presentes para os aços *maraging* 18 Ni 300 e que todas as taxas de resfriamento levam a formação da martensita, onde os valores circulados para cada taxa de resfriamento representam os valores de durezas Vickers aproximados (19).

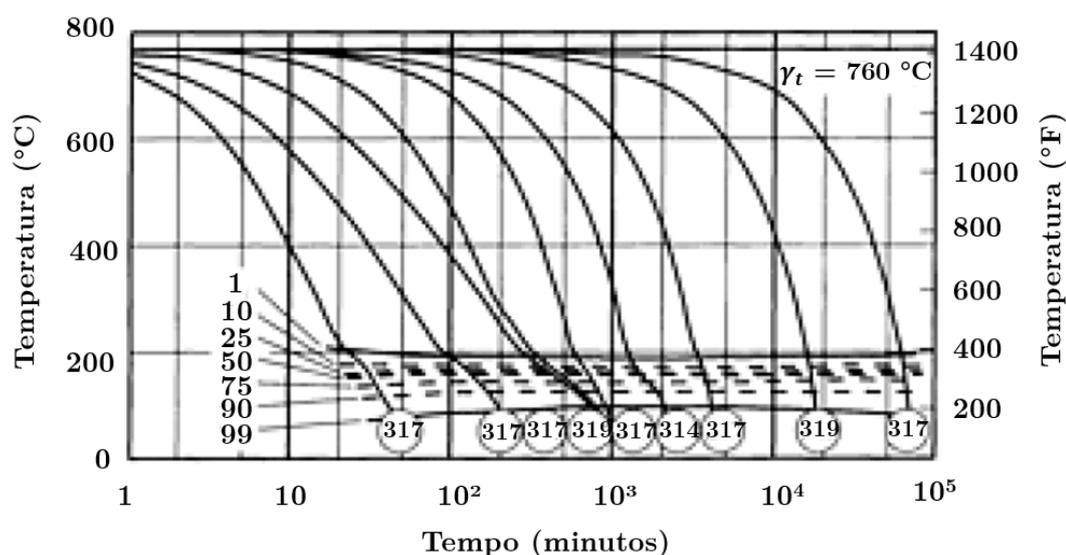


Figura 6 – Diagrama de transformação com resfriamento contínuo (TRC) do aço *maraging* 18 Ni (300) (Adaptado de (19)).

A martensita em ligas ferrosas baseadas em soluções substitucionais, como o caso de ligas de ferro-níquel, apresentam estrutura aproximadamente cúbica de corpo centrado (CCC), diferentemente da estrutura martensítica que é encontrada em ligas de ferro-carbono, cuja a estrutura cristalina é do tipo tetragonal de corpo centrado (TCC). Esta diferença é explicada pelos diferentes teores de carbono entre aços convencionais e ligas de ferro-níquel, pois há uma relação diretamente proporcional entre a tetragonalidade e o

teor de carbono. Desta maneira, como os aços *maraging* são ligas Fe-Ni com baixo teor de carbono, a martensita tem estrutura cristalina CCC (20).

Os tipos de morfologia da estrutura martensítica encontrados nos aços Fe-Ni estão associados com a temperatura de início da transformação martensítica ( $M_i$ ), que por sua vez está associada à composição química do material. Quanto maior a quantidade de Níquel, menor é a temperatura  $M_i$ . De acordo com Sato e Zaefferer(21), em temperaturas mais baixas o processo ocorre por maclagem (*twinning*) e é, portanto, criada uma morfologia de placas (Figura 7 (a)). Em temperaturas ligeiramente mais altas, ocorre a maclagem e deslizamento de discordâncias em um único plano de deslizamento, dando origem a estrutura na forma lenticular (Figura 7 (c)). Em temperaturas  $M_i$  intermediárias, também ocorre maclagem e deslizamento de discordâncias, mas agora em um número limitado de sistemas de deslizamento, e a morfologia passa a ser de borboleta (Figura 7 (d)). Já para temperaturas  $M_i$  mais altas, a estrutura martensítica é formada pela ativação de muitos planos de deslizamento diferentes dando origem a morfologia em ripas (Figura 7 (b)) (21).

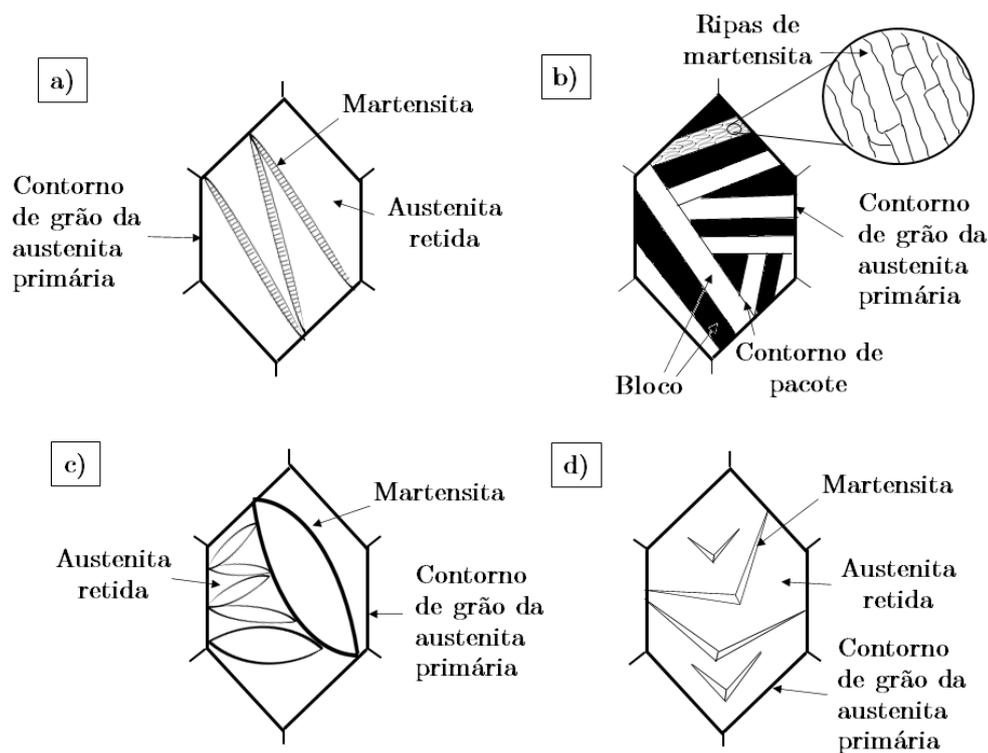


Figura 7 – Representação ilustrativa das morfologias da martensita. (a) Placas (b) Ripas (c) Lenticular (d) Borboleta. (Do autor baseado em (21, 22, 23)).

Dentre as possibilidades de morfologia da estrutura martensítica, a estrutura em ripas é preferida para os aços *maraging*. A razão disso é que, de acordo com Schmidt e Rohrbach(19), a martensita em ripas apresenta maior resistência na condição envelhecida, do que quando comparada à outras estruturas. Na Figura 7 (b), pode-se notar que a estrutura de ripa é composta por diversos pacotes no interior do grão austenítico primário,

e dentro de cada pacote há diversos blocos. Através da ampliação da região dentro de um dos blocos da estrutura, pode-se observar as ripas martensíticas que são caracterizadas por uma alta densidade de discordâncias. Essa alta densidade de discordâncias tem papel importante na resposta ao tratamento térmico de envelhecimento por dois principais fatores: (i) favorecimento de sítios preferenciais para nucleação de precipitados; (ii) aumento das taxas de difusão de átomos de soluto. Esses dois fatores levam a uma distribuição uniforme dos precipitados, sendo essa uma característica importante de materiais endurecidos por precipitação (19).

O objetivo do tratamento térmico de envelhecimento nos aços *maraging* é aumentar propriedades como resistência mecânica e dureza através da obtenção de uma matriz martensítica com precipitados finamente dispersos que dificultam a deformação plástica. O envelhecimento é realizado após a solubilização, mantendo o material a uma temperatura abaixo da temperatura de início da transformação austenítica ( $A_i$ ), pois caso contrário, a transformação adifusional da martensita para austenita irá ocorrer. No entanto, mesmo abaixo da temperatura  $A_i$ , logo após a precipitação, a reação de reversão para austenita pode ocorrer. Isso acontece pois, com tempos prolongados ou temperaturas elevadas, ocorre a dissolução de precipitados metaestáveis de níquel em favor de precipitados estáveis ricos em ferro o que enriquece em níquel a matriz, favorecendo a formação da chamada austenita revertida ( $\gamma_r$ ), que diferente da austenita retida ( $\gamma_R$ ), se forma durante o aquecimento abaixo da temperatura  $A_i$ , enquanto a  $\gamma_R$  se forma durante o resfriamento rápido a partir de temperaturas acima da temperatura  $A_i$ . Por esse motivo, deve-se utilizar temperaturas e tempos de tratamento adequados. Temperaturas de 455 até 510 °C têm taxas de reação de reversão lentas o suficiente para se ter um endurecimento por precipitação considerável antes da reação de reversão começar a ser predominante. Desta maneira, o envelhecimento dos aços *maraging* é normalmente conduzido a temperaturas de aproximadamente 480 °C por um período de 3 a 6 horas (7).

Diversos trabalhos conduzem o envelhecimento em temperaturas diferentes de 480 °C, no entanto, realizando, em geral, dentro da faixa de temperatura mencionada de 455 até 510 °C. Sha, Cerezo e Smith(24) realizaram medidas de dureza Vickers em um aço *maraging* 18 Ni 300 em uma temperatura de 510 °C com diferentes tempos de envelhecimento. Os resultados de dureza encontrados por Sha, Cerezo e Smith(24) podem ser observados na Figura 8, onde nota-se um significativo aumento de dureza já nos tempos iniciais de tratamento, obtendo o melhor resultado após 1 hora. Para tempos acima de 1 hora nota-se uma redução da dureza que pode ser atribuída a um crescimento das partículas (superenvelhecidas) e a presença de austenita revertida. Por outro lado, ao realizarem o aquecimento do aço *maraging* a 480 °C durante 3 horas, Jacob et al.(25), observaram o valor máximo de resistência mecânica e ao aumentarem essa temperatura para 540 °C pelo mesmo tempo de tratamento, a resistência mecânica teve um decréscimo de 596 MPa, atribuído a presença de austenita revertida.

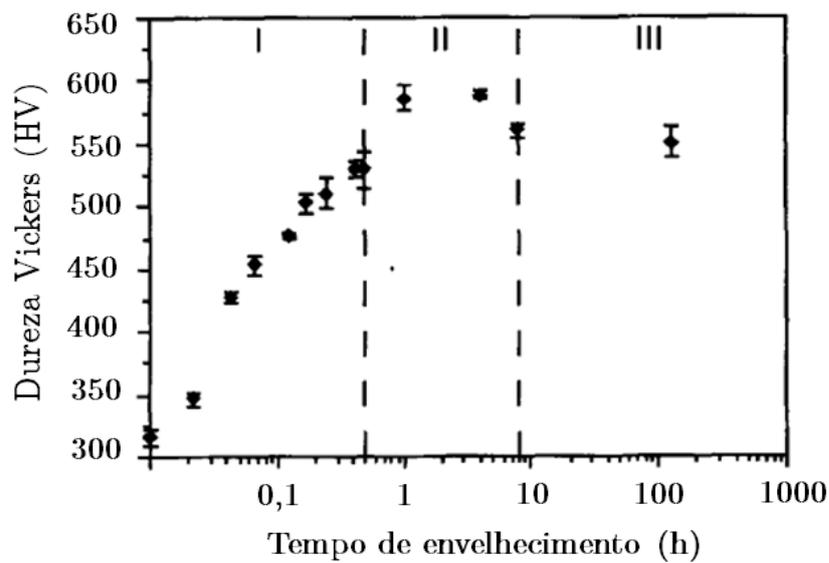


Figura 8 – Resultados de dureza de um aço *maraging* 18 Ni 300 envelhecido com diferentes tempos de tratamento (Adaptado de (24)).

Na Figura 9 estão ilustradas as diferentes microestruturas, obtidas por Jacob et al.(25), do aço *maraging* nas condições solubilizada e resfriada ao ar e em diferentes temperaturas de envelhecimento. Na Figura 9 (a), tem-se a estrutura martensítica típica de um aço *maraging* solubilizado e resfriado ao ar descrita anteriormente. Já para o material envelhecido a 480 °C por 3 horas na Figura 9 (b) pode-se notar presença de precipitados  $Ni_3Ti$  finamente dispersos na matriz. Quando o material é colocado a uma temperatura superior de 540 °C pode-se notar a presença da austenita revertida mencionada anteriormente, além da presença de precipitados  $Fe_2Mo$ .

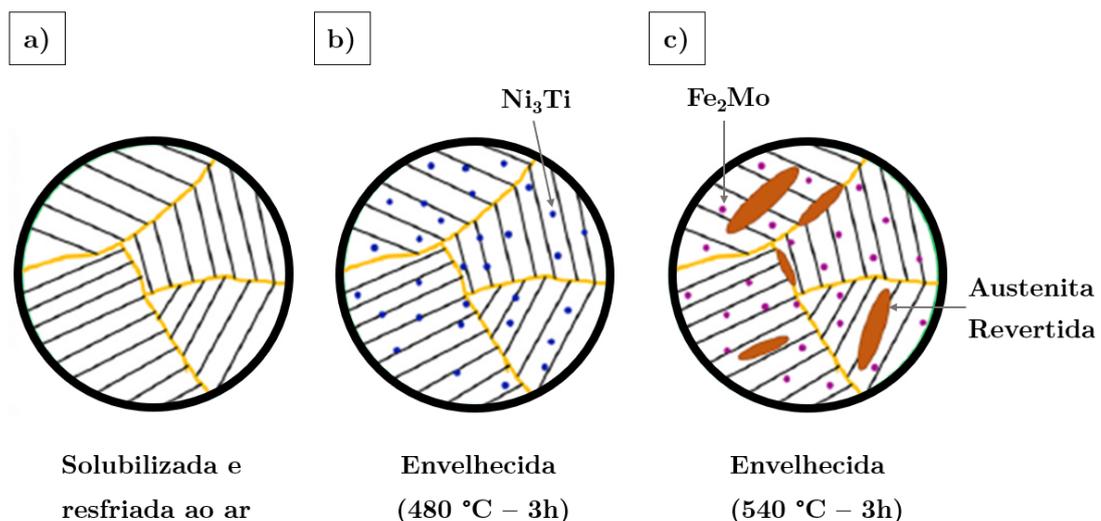


Figura 9 – Representação ilustrativa das diferentes microestruturas de um aço *maraging* obtidas nas condições: (a) solubilizada e resfriada ao ar, (b) aquecida a 480 °C durante 3 horas e (c) aquecida a 540 °C durante 3 horas (Adaptado de (25)).

Os diversos tipos de precipitados que podem ser formados durante o envelhecimento dos aços *maraging* estão listados na Tabela 5 juntamente com suas respectivas estruturas cristalinas, parâmetros de rede e estequiometria. Dentre essas, as fases  $\mu$ ,  $\omega$ , X e S são formadas com tempos mais curtos de tratamento e são precursoras de fases estáveis que se formam com maiores tempos de envelhecimento (26).

Tabela 5 – Fases formadas durante o envelhecimento dos aços *maraging* (Adaptado de (26)).

Fases	Estrutura	Parâmetro de rede (nm)	Fórmula
$\mu$	Romboédrica	$a = 0,35852; \alpha = 30,38^\circ$	$A_7B_6$
$\omega$	Hexagonal	$a = 0,39 - 0,405; c = 0,239 - 0,248$	$A_2B$
S	Hexagonal	$a = 0,704; c = 0,2480$	$A_8B$
X	Hexagonal	$a = 0,255; c = 0,83$	$A_3B$
$Fe_2Mo$	Hexagonal	$a = 0,4745; c = 0,7754$	$A_2B$
$Ni_3(Ti, Mo)$	Hexagonal	$a = 0,5101; c = 0,8307$	$A_3B$
$Ni_3Mo$	Ortorrômbica	$a = 0,5064; b = 0,4224; c = 0,4448$	$A_3B$

O diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) proposto por Tewari et al.(26), apresentado na Figura 10, retratada as transformações de diversas fases que podem se formar durante o envelhecimento do aço *maraging*. Nota-se que para temperaturas entre 675 K (aproximadamente 402 °C) e 740 K (aproximadamente 467 °C) são formadas as fases S e  $\omega$  para os estágios iniciais do envelhecimento. Para temperaturas acima de 743 K (aproximadamente 470 °C) e tempos mais longo de envelhecimento, são formadas as fases  $Fe_2Mo$  e  $Ni_3(Mo, Ti)$ .

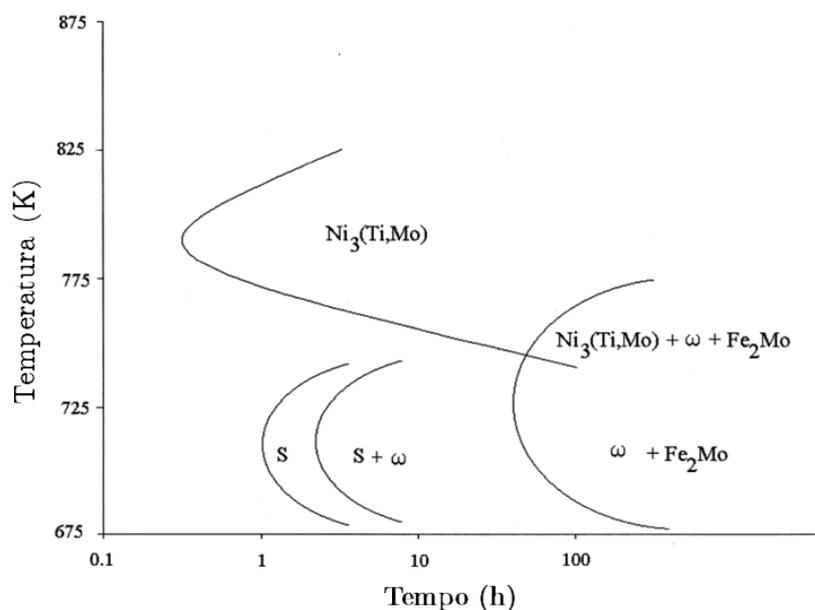


Figura 10 – Diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) dos precipitados formados durante o envelhecimento (Adaptado de (26)).

O principal elemento endurecedor é o molibdênio que forma inicialmente fase metaestável  $Ni_3Mo$ , e com maiores tempos de envelhecimento é transformada para a fase  $Fe_2Mo$ . Vale ressaltar que apesar do elemento cobalto, presente na composição química dos aços *maraging*, não formar precipitados durante o envelhecimento do material, este elemento diminui a solubilidade do molibdênio na matriz martensítica, fazendo com que uma maior quantidade de  $Ni_3Mo$  seja formado durante o tratamento térmico. Desta maneira, o cobalto atua indiretamente para o endurecimento por precipitação dos aços *maraging* (7).

Como mencionado anteriormente, esses precipitados, atuam como barreiras à movimentação de discordâncias. A atuação dos precipitados pode ser de duas maneiras: (1) as partículas podem ser cortadas pelas discordâncias e (2) as partículas podem resistir ao corte e as discordâncias serem forçadas a contorná-las. O primeiro caso ocorre para partículas pequenas e/ou macias onde há, em resultado da combinação entre uma partícula e a matriz, a presença de um campo de deformações que pode ser uma fonte de endurecimento, entre outros mecanismos existentes no processo. O processo de corte de um precipitado por uma discordância pode ser observado na Figura 11.

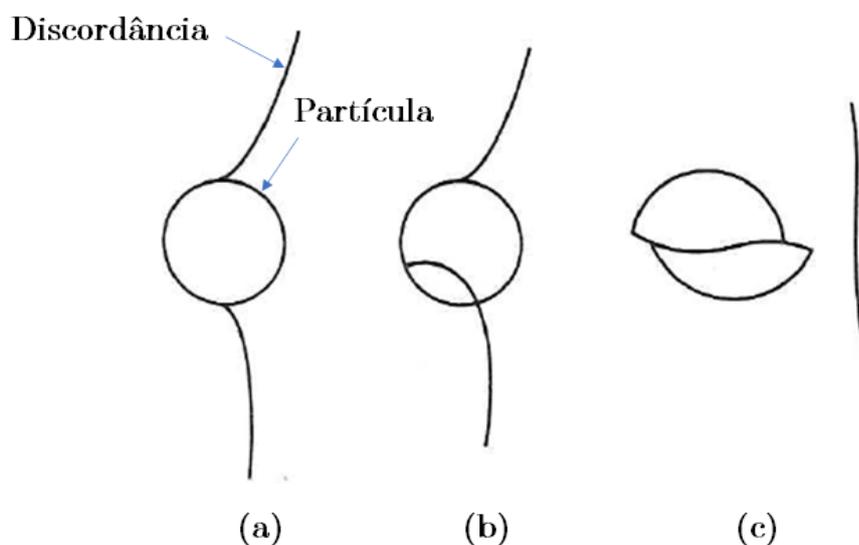


Figura 11 – Esquema ilustrativo de uma discordância cortando partícula (Adaptado de (27)).

A segunda forma, onde as discordâncias são forçadas a contornar os precipitados está ilustrada na Figura 12 e ocorre para partículas superenvelhecidas (de maior tamanho) não-coerentes com a matriz, ou seja que não tem continuidade cristalográfica com a matriz. Observa-se no primeiro estágio uma discordância aproximando-se de duas partículas. Quando chega ao segundo estágio, a discordância começa a se curvar, atingindo uma curvatura crítica no estágio 3. Como os segmentos de discordâncias que se encontram tem sinais opostos, elas se anulam, formando um anel de discordância ao redor de cada

partícula, como indicado no estágio 4. No estágio 5 a discordância original pode então se mover. O mecanismo descrito e apresentado na Figura 12 é chamado de mecanismo de Orowan.

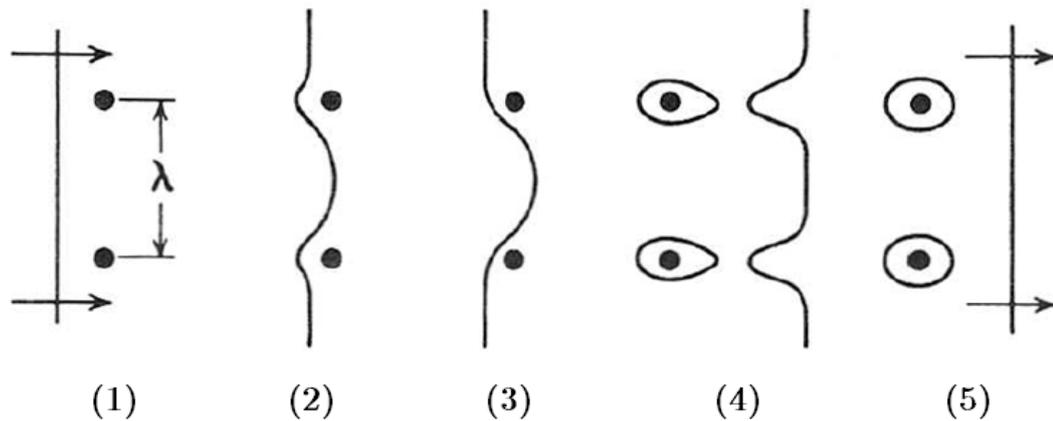


Figura 12 – Esquema ilustrativo dos estágios da passagem de uma discordância entre partículas (mecanismo de Orowan) (Adaptado de (27)).

É importante ressaltar que, toda discordância que desliza neste plano de deslizamento irá adicionar outro anel de discordâncias ao redor dessas partículas, criando uma contra-tensão a ser superada pelas fontes de discordâncias para que um deslizamento adicional ocorra. Esse deslizamento adicional requer um aumento de tensão cisalhante, desta maneira, é dito que as partículas dispersas não-coerentes causam o rápido encruamento da matriz.

Pode-se concluir, portanto, que o envelhecimento realizado nos aços *maraging* é responsável pelo aumento de resistência mecânica através da criação de barreiras ao movimento das discordâncias. Uma forma muito usual de se avaliar o endurecimento por precipitação é através da medição da dureza do material. Isso pode ser observado no trabalho de Viswanathan, Dey e Asundi(28) onde os autores realizaram medições de dureza em um aço *maraging* 350 solubilizado a 825 °C por 1 hora e envelhecido a temperaturas de 400, 450, 500 e 550 °C com tempo desde poucos segundos até 500 °C.

Os resultados obtidos pelos autores, Viswanathan, Dey e Asundi(28), para cada uma das temperaturas pode ser observado na Figura 13. Nota-se que com a realização do envelhecimento, independentemente da temperatura, há um aumento da dureza, que pode atingir valores máximos para diferentes tempos de tratamento a depender da temperatura utilizada. Nota-se que os valores máximos de dureza são atingidos, para o trabalho de Viswanathan, Dey e Asundi(28), em tempos de 120 horas, 10 horas, 3 horas e 30 minutos para as temperaturas de 400 °C, 450 °C, 500 °C e 550 °C, respectivamente. Após atingir o valor máximo de dureza nos tempos indicados, a dureza começa a decrescer em decorrência do superenvelhecimento.

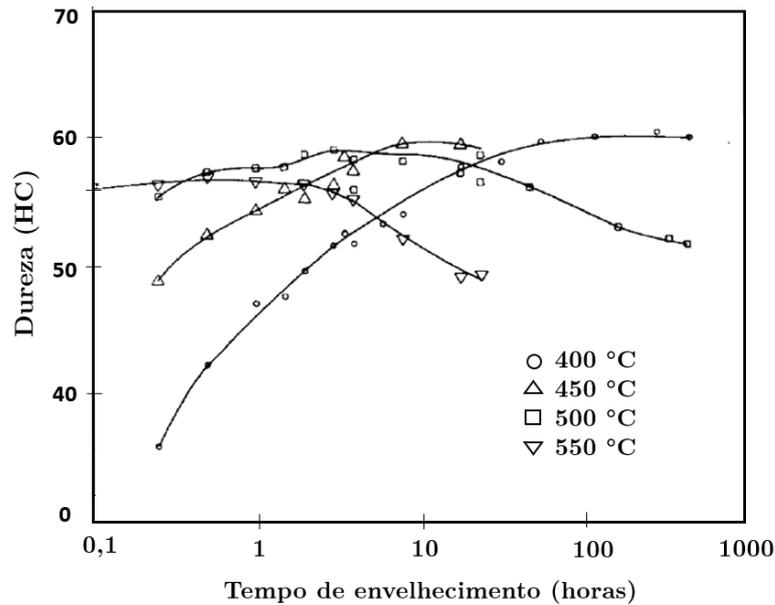


Figura 13 – Curvas de dureza do aço *maraging* 350 envelhecido com diferentes temperaturas (Adaptado de (28)).

Com relação às propriedades mecânicas em tração, no trabalho de Inco(9) é possível observar o aumento do limite de escoamento e de resistência à tração dos aços *maraging* solubilizados para a condição solubilizada e envelhecida (Tabela 6). Todas as amostras foram solubilizadas a 820 °C por 1 hora e os tratamentos térmicos de envelhecimento para os aços 18Ni200, 18Ni250 e 18Ni300 foram realizados a 480 °C por 3 horas e para o aço *maraging* 350 a 480 °C por 12 horas. Em contra-partida ao aumento de resistência mecânica se tem a redução da deformação e de redução de área (9).

Tabela 6 – Propriedades mecânicas dos aços *maraging* solubilizados e envelhecidos (Adaptado de Inco(9)).

Propriedade analisada	Graus de Aços <i>Maraging</i>			
	18Ni(200)	18Ni(250)	18Ni(300)	18Ni(350)
<b>Condições solubilizadas</b>				
Limite de escoamento (MPa)	800	800	790	830
Limite de resistência (MPa)	1000	1010	1010	1150
Deformação total (%)	17	19	17	18
Redução de área (%)	79	72	76	70
<b>Condições envelhecidas</b>				
Propriedade analisada	Graus de Aços <i>Maraging</i>			
	18Ni(200)	18Ni(250)	18Ni(300)	18Ni(350)
Limite de escoamento (MPa)	1310-1550	1650-1830	1790-2070	2390
Limite de resistência (MPa)	1340-1590	1690-1860	1830-2100	2460
Deformação total (%)	6-12	6-10	5-10	8
Redução de área (%)	35-67	35-60	30-50	36

Pode-se notar, portanto, que após a realização dos tratamentos térmicos de solubi-

lização e envelhecimento, os aços *maraging* atingem excelentes propriedades mecânicas. Em razão disso, os aços *maraging* tem sido utilizado em uma ampla variedade de aplicações. Dentre essas aplicações se tem dois tipos gerais: (1) Aplicações aeronáuticas e aeroespaciais e (2) aplicações para ferramentas. O primeiro tipo de aplicações tem relação com as excelentes propriedades mecânicas e também com a boa soldabilidade desses aços. Dentre as aplicações desse tipo se tem forjados de aeronaves, peças estruturais eixos de ventiladores em motores a jato comerciais, entre outros. O segundo tipo de aplicação tem relação com as propriedades mecânicas e com a capacidade de fabricação, ou seja, ausência de distorção durante o envelhecimento (7).

Para determinadas aplicações, que exijam a confecção de geometrias complexas, pode ser necessário fazer uso de processos de fabricação diferentes. Um processo de fabricação que permite produção de peças em diferentes geometrias é a manufatura aditiva que será apresentada na seção seguinte.

## 2.3 Manufatura Aditiva

Durante quase todo o século XX os processos de fabricação de peças eram classificados em dois tipos: (i) processos de formação e (ii) processos de remoção de material. Os processos de formação são aqueles em que nenhum material é adicionado ou removido, como é o caso de processos de deformação no estado sólido (forjamento, laminação e estampagem) e também processos no estado líquido ou semi-líquido (fundição e moldagem por injeção). Os processos de remoção de material são os processos de usinagem que tem seu início a partir de uma grande quantidade de volume de material e seu excesso é removido até chegar ao formato final da peça, conhecido atualmente por manufatura subtrativa. No final da segunda metade do século XX, uma nova tecnologia de fabricação foi desenvolvida, chamada de Manufatura Aditiva (MA), a qual é realizada a partir da adição de material e não mais de processos que envolvem a remoção ou deformação do material (29).

A manufatura aditiva é também conhecida pelo termo “prototipagem rápida”, esse termo se refere ao fato de que esse processo foi inicialmente aplicado na produção rápida de modelos de protótipos. A partir de sua contínua evolução tecnológica, a MA passou a ser aplicada também na fabricação de produtos finais. Por esse motivo, o nome de prototipagem rápida não representava todas as utilidades dessa técnica, então o termo “manufatura aditiva” surgiu para melhor caracterizar o processo. Além das nomenclaturas citadas, a MA também pode ser chamada popularmente de impressão 3D (29, 1).

A MA foi desenvolvida na década de 1980, quando a peça é fabricada, camada por camada, a partir de dados de um modelo geométrico 3D (*Three-Dimensional*). Como explicado anteriormente, a MA se diferencia dos processos de fabricação convencionais

pelo fato de que, enquanto na MA a peça é fabricada pela adição sucessiva de material, na manufatura subtrativa, o formato da peça é obtido através da remoção de material a partir de peças de maiores dimensões até atingir a geometria desejada. A perda de material gerada pela manufatura subtrativa, leva a um custo adicional de produção, representando uma desvantagem com relação ao processo de manufatura aditiva (2, 1).

De acordo com Berman(3) as vantagens da MA em comparação a outros processos de fabricação são a facilidade de compartilhar e terceirizar a fabricação de peças e a capacidade de se fabricar de maneira fácil, ágil e econômica produtos personalizados e convencionais em pequenas quantidades. Dentre as razões para essa economia estão a não necessidade de ferramentas, moldes e punções utilizados em processos de fabricação convencionais, a capacidade de reciclar material residual e a automatização do processo (3).

Tendo em vista as vantagens da manufatura aditiva, esse processo é muito utilizado para pequenas e médias produções, podendo ser aplicada na fabricação de produtos personalizados, protótipos, aplicações médicas e até mesmo nas indústrias automotiva, aeroespacial e de construção civil. Essa ampla possibilidade de aplicações se deve também a capacidade de se utilizar uma diversidade de materiais, como metais, polímeros, cerâmicos e compósitos, que atendam aos requisitos de propriedades físicas, químicas e mecânicas para cada tipo de solicitação (3, 4).

De maneira resumida, processo da MA se inicia pela modelagem 3D de peças em um sistema CAD (*Computer-Aided Design*) o qual é convertido em um formato específico, geralmente, representado por uma malha de triângulos. Exemplos desses formatos são o STL – *STereoLithography*, AMF – *Additive Manufacturing Format*, entre outros. Esse modelo 3D pode ser “fatiado” de maneira eletrônica para se obter curvas de nível 2D que definem, camada por camada, onde será adicionado material. Uma vez que a MA é capaz de transformar uma geometria complexa 3D em curvas de nível 2D mais simples, esse processo tem um grande potencial para fabricar geometrias complexas. A peça é então fabricada pelo empilhamento e adesão das camadas a partir da base até a parte superior, podendo necessitar de uma estrutura interna para geometrias mais complexas e de pós-processamento como limpeza, etapas adicionais de processamento e usinagem (1).

A MA pode ser descrita mais especificamente a partir de suas sete principais categorias de acordo com os métodos de adesão e ligação (2). De acordo com a ISO/ASTM 52900:2015 (E)(2) essas categorias são: Fotopolimerização em Cuba (*Vat Photopolymerization*), Jateamento de Material (*Material Jetting*), Fusão de Leito de Pó (*Powder Bed Fusion*), Jateamento de Aglutinante (*Binder Jetting*), Deposição com Energia Direcionada (*Directed Energy Deposition*), Extrusão de Material (*Material Extrusion*) e Adição de Lâminas (*Additive shaping*). Além disso, pode-se classificar os diversos processos de MA de acordo com o estado da matéria prima, podendo ser no estado líquido, na forma de pó

(seco, pastoso ou lama), filamento ou lâminas (2, 30). Na Figura 14 está apresentado um fluxograma com as classificações de acordo com o estado da matéria prima, métodos de ligação e, ainda, os principais tipos de processos associados aos estados da matéria prima.

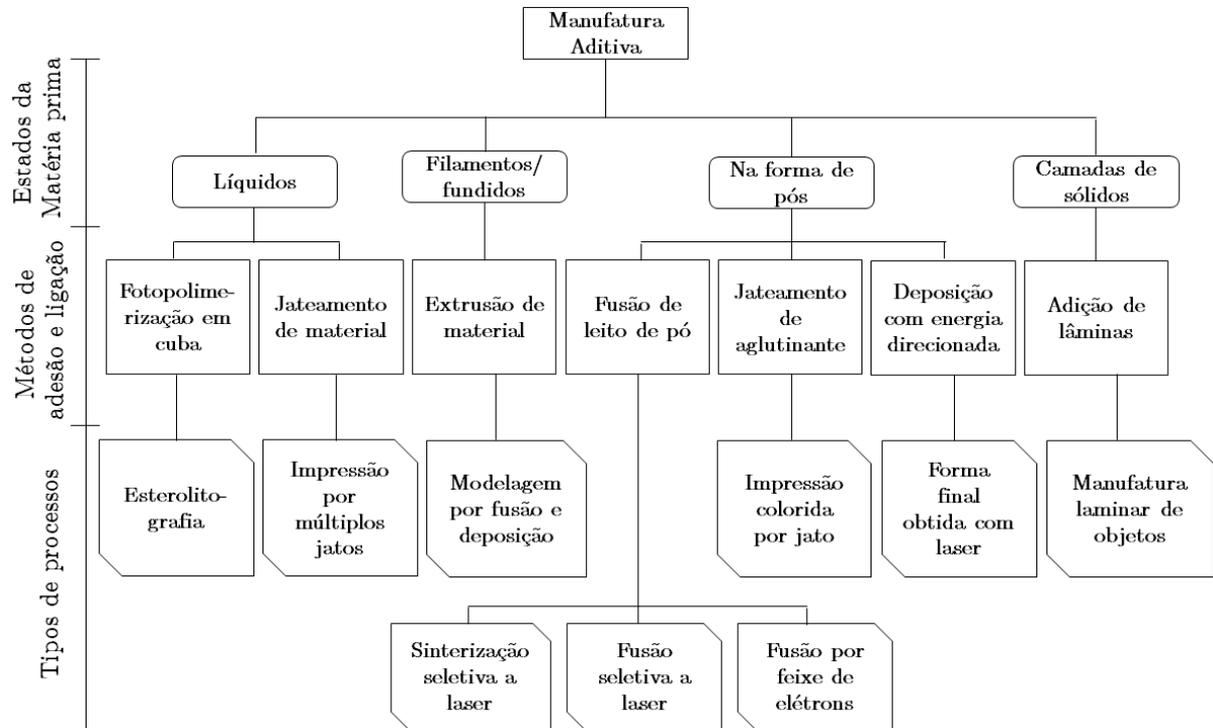


Figura 14 – Classificação da Manufatura Aditiva de acordo com o estado da matéria prima e métodos de ligação e os principais tipos de processos (Adaptado de (1, 2, 30)).

Pode-se observar pela Figura 14 que os métodos de ligação utilizados para materiais no estado líquido são a Fotopolimerização em Cuba e Jateamento de Material. A Fotopolimerização em cuba é um método em que um líquido fotopolimerizável é seletivamente curado em uma cuba. Um dos tipos de processos que utilizam esse método de ligação é a Estereolitografia (*Stereolithography* (SLA)) (2, 30). De acordo com Travitzky et al.(31), esse processo é realizado a partir de uma camada de resina monométrica fotossensível ou de uma solução que contém um monômero fotossensível, além disso, segundo Ngo et al.(4) pode também ser aplicado à materiais híbridos de polímeros e cerâmicos. Nesse processo áreas específicas da superfície do líquido são transformadas em partes sólidas através da sua exposição a ondas eletromagnéticas (luz) em determinados comprimentos de onda (31).

O outro processo para o material na forma líquida é o Jateamento de Material que consiste em depositar seletivamente gotículas desse material para formar a peça. Este método é utilizado, entre outros processos, no de impressão por múltiplos jatos (*Multi-Jet Modeling* (MJM)) (2, 30).

O método de ligação que utiliza a matéria prima na forma de filamento é extrusão

de material, em que o filamento é aquecido e extrudado através de um bico/orifício e é seletivamente depositado de camada em camada para formar a peça, sendo a Modelagem por Fusão e Deposição (*Fused Deposition Modeling* (FDM)) uma das principais tecnologias que utilizam esse método de ligação (2, 30). De acordo com Ngo et al.(4) o FDM é aplicado em filamentos contínuos de polímeros termoplásticos e em polímeros reforçados com fibra contínua. No caso de o material estar em camadas de sólidos, o método de ligação é o de Adição de Lâminas, o qual é utilizado no processo de Manufatura Laminar de Objetos (*Laminated Object Manufacturing* (LOM)) em que as chapas são ligadas para formar uma peça (2, 30).

Os métodos de adesão e ligação, para a matéria prima na forma de pó, são a Fusão de Leito de Pó, Deposição com Energia Direcionada e Jateamento de aglutinante (Figura 14). A deposição com Energia Direcionada é utilizada pelo processo de Forma Final Obtida com Laser (*Laser Engineered net Shaping* (LENS)) e o princípio deste método é utilizar uma fonte de energia (laser, feixe de elétrons ou arco de plasma) para fundir os materiais à medida com que são depositados. Para o Método de ligação por Jateamento de Aglutinante (*Binder Jetting*), a união entre as partículas do material, na forma de pó, é feita depositando seletivamente um agente aglutinante líquido. Um dos processos que utiliza este método é a Impressão por Jatos Múltiplos (*Multi-Jet Modeling* (MJM)) (2, 30).

No presente trabalho será realizado o método de Fusão de Leito de Pó, que utiliza energia térmica para fundir de maneira seletiva regiões de um leito de pó. Alguns dos processos que utilizam esse princípio são a Sinterização Seletiva a Laser (*Selective Laser Sintering* (SLS)), Fusão por Feixe de Elétrons (*Electron Beam Melting* (EBM)) e Fusão Seletiva a Laser (FSL - em inglês *Selective Laser Melting* (SLM)). A principal diferença entre o FSL e EBM está na fonte de energia térmica, enquanto o EBM utiliza uma fonte de elétrons, o FSL utiliza uma fonte de laser. Apesar do SLS também utilizar uma fonte de laser, o processo é diferente do FSL pois no SLS ocorre a sinterização seletiva do pó metálico e no caso do FSL ocorre a fusão seletiva do pó (2, 30).

De acordo com Yap et al.(32) o FSL é um processo de manufatura aditiva superior ao SLS, devido ao fato de que, o SLS tem o processo de ligação feita pela sinterização ou fusão de agentes ligantes gerando uma alta porosidade na peça e, por consequência, uma baixa resistência mecânica. Essa alta porosidade é evitada no FSL pois este processo é capaz de fundir totalmente o pó do material e produzir peças de baixa porosidade (32). Uma vez que no presente trabalho será utilizado o processo FSL, se faz necessário um maior entendimento de suas características, parâmetros e resultados obtidos.

### 2.3.1 Fusão Seletiva a Laser

A configuração típica do processo de fusão seletiva a laser, também conhecida por fusão de leito de pó a laser (*Laser Powder Bed Fusion* (L-PBF)), está apresentada

na Figura 15 onde pode-se notar a presença, entre outros elementos, de componentes essenciais para a varredura do laser (espelho, lentes e fonte), de uma placa de substrato e um suprimento de pó de metal. Uma vez que o laser completa a varredura de uma camada de pó, a placa de substrato é abaixada, conforme identificado pela seta vermelha para baixo, e uma próxima camada de pó é depositada para ser escaneada (33).

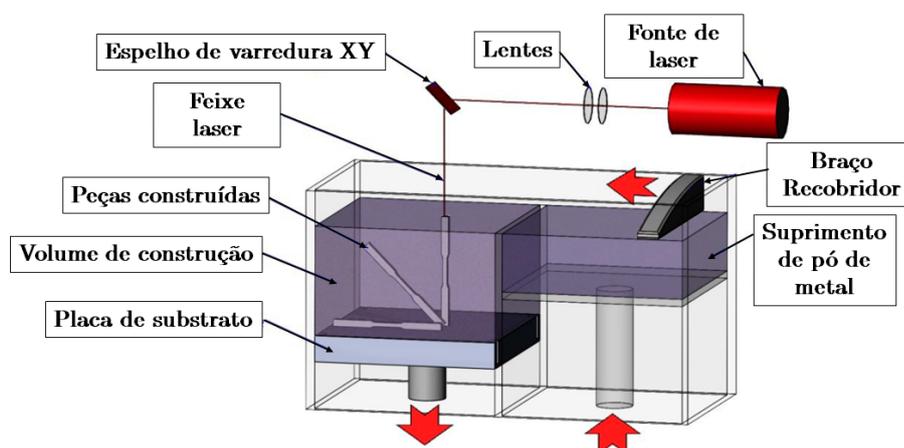


Figura 15 – Configuração típica do processo de fusão seletiva a laser (Adaptado de (33)).

Com o objetivo de demonstrar o processo de produção de uma peça por FSL, na Figura 16 está apresentado um esquema ilustrativo das etapas de produção. Na Figura 16 (a) está esquematizada a varredura pelo laser da primeira camada de pó depositada sobre a placa de substrato. O processo se segue pelo movimento descendente da plataforma móvel para a deposição da próxima camada de pó e nova varredura pelo laser. Após a varredura da N-ésima camada de pó (Figura 16 (b)), o pó solto (não varrido pelo laser), deve ser removido para então a peça ser revelada (Figura 16 (c)) (32).

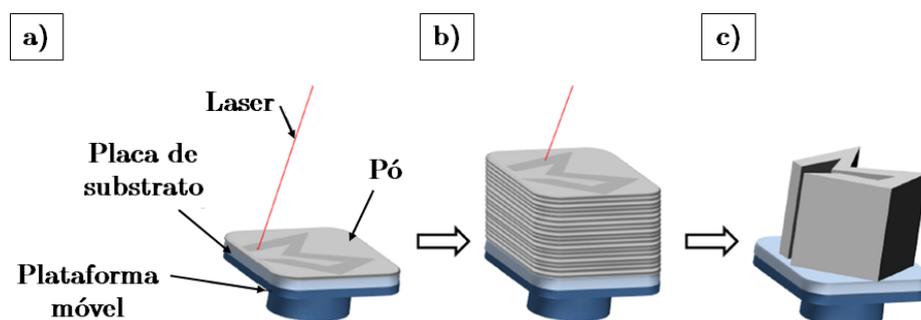


Figura 16 – Etapas de produção uma peça por Fusão Seletiva a Laser (Adaptado de (32)).

Além de se compreender as etapas do FSL, é importante também se conhecer quais propriedades e características são avaliadas após a produção da peça e quais fatores exercem influência sobre tais aspectos. Na Tabela 7 estão apresentadas as propriedades e características da peça manufaturada, que são comumente avaliadas em trabalhos que se

utiliza o processo FSL e os possíveis métodos utilizados para avalia-los (34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42).

Tabela 7 – Alguns aspectos avaliados em peças fabricada por FSL e seus possíveis métodos de avaliação (34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42).

Aspectos Avaliados	Referência	Ensaio (Norma)
Propriedades em tração	(34, 35)	Ensaio de Tração (ASTM E8/E8M-21)
Dureza	(37)	Ensaio de dureza Vickers (ASTM E384-17)
Resistência à Fadiga	(34)	Ensaio de Fadiga (ASTM E647-13)
Densidade Relativa	(37)	Método de Arquimedes (ASTM B311-17)
Tensão Residual	(35)	Hole drilling (ASTM E837-20)
Qualidade de Superfície	(35)	Microscopia Digital de Refletância a Laser
Resistência à corrosão	(42)	Ensaio Eletroquímico de Voltametria
Microestrutura/Fases	(42, 43)	Microscopia e Difração de raios X

Ainda da Tabela 7, vale ressaltar que, as normas ASTM E8/E8M-21(36), ASTM E384-17(38) e ASTM E647-15e1(39) são utilizadas para metais de forma geral, e não especificamente para peças metálicas fabricados por FSL. No entanto, segundo a norma ASTM F3122-14(44) estas podem ser utilizadas para materiais metálicos fabricados por manufatura aditiva. Além disso, foi citada na Tabela 7 a norma ASTM E837-20(41) que descreve uma análise utilizada por Becker e Dimitrov(35) em seu trabalho para avaliar a tensão residual de um componente de Aço *maraging* 300 produzido por FSL. Por outro lado, Tan et al.(5) avaliaram a tensão residual de peças fabricadas por manufatura aditiva através da técnica de difração de raios X utilizando o método  $\text{sen}^2 \psi$ , portanto, esta poderia ser uma alternativa para se avaliar a tensão residual.

No que diz respeito à densidade relativa, esta é uma das características mais avaliadas em trabalhos de manufatura aditiva. O motivo disso pode ser entendido através do trabalho de Casalino et al.(6) que teve como um dos objetivos realizar uma análise do processo FSL em aço *maraging* 300. Durante seu trabalho Casalino et al.(6) realizaram ensaios de tração em peças com valores de densidade relativa de 99, 94,5 e 91% e observou que para peças com densidade maiores que 99% os valores de limite de resistência à tração e deformação na fratura foram aproximadamente 1150 MPa e 0,84 mm/mm, respectivamente. Estes valores foram muito superiores do que os obtidos para os menores valores de densidade, como por exemplo, para peças com densidades de 94,5% que obtiveram valores de aproximadamente 950 MPa e 0,027 mm/mm de limite de resistência à tração e deformação na fratura, respectivamente. Desta maneira, Casalino et al.(6) mostrou que com maiores valores de densidade relativa se tem melhores propriedades mecânicas em tração, o que é fundamental para diversas aplicações de engenharia, e por este motivo, esta é uma propriedade comumente avaliada em trabalhos de Manufatura Aditiva.

Outros aspectos também muito avaliados em peças produzidas por MA são a

microestrutura, orientação cristalográfica e transformação de fases. Para esses tipos de análises é comum utilizar de técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica e calorimetria exploratória diferencial (DSC do inglês - *differential Scanning Calorimetry*). Para obter os melhores resultados de propriedades, microestrutura e orientação cristalográfica é importante conhecer e controlar os fatores que exercem influência nestes aspectos (42, 43, 5).

Os fatores, mais encontrados na literatura, que influenciam na qualidade da peça fabricada são a qualidade do pó, parâmetros de processo e estratégia de varredura (32, 45, 46). As subseções seguintes foram dedicadas para descrever esses fatores apresentando suas principais características e como eles afetam as propriedades e microestrutura das peças.

### 2.3.1.1 Qualidade do Pó

A qualidade do pó está diretamente associada com o tipo de processo utilizado para sua obtenção. Existem diversos tipos de processos de fabricação de pós metálicos como: moagem, condensação, decomposição térmica, redução, eletrólise e atomização (47). Dentre estes processos, a atomização é o mais utilizado em trabalhos que tem por objetivo a realização da manufatura aditiva (48, 49). A atomização é realizada a partir do metal fundido que é pulverizado em pequenas gotículas que se solidificam. De acordo com Kiminami, Walman e Oliveira(47), com o resfriamento rápido do processo de atomização, obtém-se benefícios microestruturais como minimização de segregações, homogeneidade composicional e estrutura refinada.

A atomização pode ser realizada com a utilização de água, gás inerte ou ar. O esquema ilustrativo dos processos de atomização a gás e a água estão apresentados na Figura 17 (a) e (b), respectivamente. No caso da atomização a gás as partículas formadas tendem a serem mais arredondadas do que quando é realizada a atomização em água que tende a gerar formatos de partículas mais irregulares com superfícies rugosas. Já o tamanho das partículas depende de diversos parâmetros como temperatura do metal, fluxo, tamanho do bocal e características do jato.

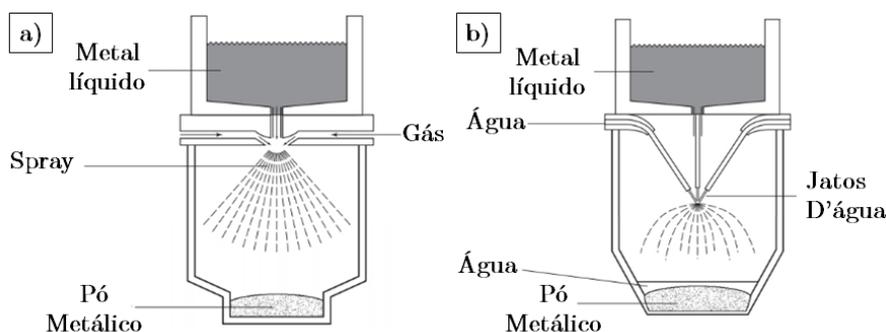


Figura 17 – Esquema ilustrativo do processo de atomização a (a) gás e (b) água

De acordo com a norma ASTM F3049(50), a determinação das propriedades do pó é uma importante etapa da MA para que se tenha a produção de componentes consistentes, com propriedades conhecidas e previsíveis. Os testes de medidas das propriedades do pó se iniciam pela amostragem que, de acordo com a norma ASTM B215-20(51), tem o objetivo de se coletar uma pequena quantidade de pó da maneira mais representativa possível. Os demais testes que devem ser realizados no pó são a determinação do tamanho de partícula, caracterização da morfologia, análise de composição química, determinação da taxa de fluxo e densidade.

Os testes e alguns dos métodos e/ou equipamentos utilizados para avaliação das propriedades de amostras de pó estão apresentados na Tabela 8. Vale ressaltar que, apesar de ser possível realizar os testes de caracterização de fluxo e densidade no mesmo equipamento, os procedimentos de análise são diferentes e seguem diferentes normas, sendo as normas ASTM B213-20(52) e ASTM B964-16(53) referentes à características de fluxo e ASTM B212-17(54) e ASTM B417-18(55) referentes à densidade.

Tabela 8 – Testes para avaliação de propriedades de pós (Adaptado de ASTM F3049(50)).

Testes	Técnicas e/ou equipamentos
Amostragem	Amostragem de pó em movimento ou estacionário
Determinação de Tamanho	Peneiramento e <i>Light scattering</i>
Avaliação da Morfologia	Espalhamento de Luz e Análise por Imagem
Análise de Composição Química	Fluorescência de raios X ou Espectroscopia
Características de Fluxo	Funil medidor de vazão Hall e Carney
Densidade	Funil medidor de vazão Hall e Carney

No que diz respeito à literatura, as propriedades do pó que são comumente descritas são a morfologia das partículas de pó, tamanho das partículas e composição química. A determinação da morfologia das partículas pode ser feita através de técnicas de microscopia e luz espalhada (*Light scattering*), no entanto, a utilização dessas técnicas para a determinação da morfologia não segue uma norma específica. Por outro lado, a ASTM B243-20(56) descreve os tipos de formato que podem ser encontrados para as partículas. Os tipos de morfologia e suas descrições estão apresentadas na Tabela 9.

A morfologia esférica é sempre o formato alvo para trabalhos de manufatura aditiva. No entanto, apesar de este ser o formato ideal, nem sempre todas as partículas tem este formato. Na Figura 18 está apresentada a morfologia das partículas de pó de um aço *maraging* utilizado no trabalho de Song et al.(57) em que pode-se observar a predominância de partículas com morfologia esférica, no entanto, com a presença de partículas com formato irregular. De acordo com Cao et al.(45) o formato esférico garante uma melhor fluidez para que os pós sejam distribuídos de maneira uniforme, o que tem um grande impacto na qualidade da peça fabricada por FSL.

Tabela 9 – Tipos de morfologias em partículas de pós e suas descrições (Adaptado de (56)).

Morfologia	Descrição
Acicular	As partículas estão na forma de agulhas
Floco	Partículas planas e com pequena espessura
Granulado	Partículas na forma não-esférica aproximadamente equidimensionais
Irregular	Partículas sem simetria
Agulhas	Partículas com formato alongado similar a bastonetes
Nodular	Partículas com formato irregular arredondado
Plaquetas	Partículas planas, porém com maior espessura que o pó em flocos
Esférico	Partículas com formato globular

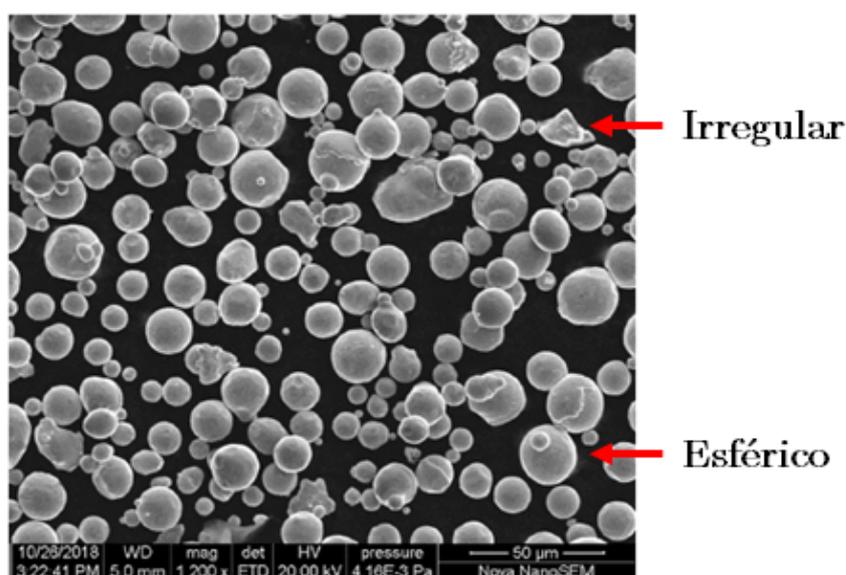


Figura 18 – Identificação dos formatos esférico e irregular em imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (Adaptado de (57)).

Diferentes valores de tamanho de partícula podem ser encontrados em trabalhos que utilizam a manufatura aditiva aplicada em aços *maraging*, que vão desde  $10\ \mu\text{m}$  até mais de  $60\ \mu\text{m}$ , sendo que grande parte desses utilizam faixas de  $15$  à  $45\ \mu\text{m}$  (45, 48, 58, 59, 60, 61). Toda via, é importante ressaltar que, os resultados obtidos dependem do conjunto das propriedades do pó, material, técnica utilizada e também dos parâmetros de processo. Desta maneira, o fato de uma determinada propriedade estar de acordo com a literatura não garante a eficiência e qualidade do processo (62). Com isso há a necessidade de se conhecer e avaliar os parâmetros de processo que estão descritos na próxima seção.

### 2.3.1.2 Parâmetros de processo

Os principais parâmetros de processo, reportados na literatura, são a potência do laser, velocidade de varredura, espaçamento entre as varreduras, espessura da camada de

pó e o *spot size* (diâmetro do feixe laser) (32, 37). Para um melhor entendimento destes, na Figura 19 estão identificados e ilustrados cada um dos parâmetros mencionados.

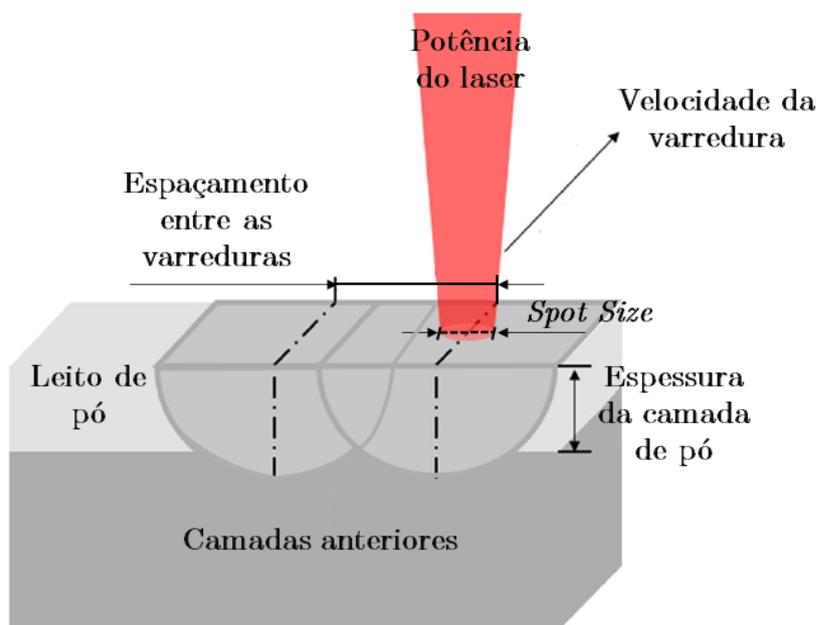


Figura 19 – Principais parâmetros de processo (Adaptado de (32, 37)).

Como mencionado anteriormente, uma das características mais avaliadas em peças fabricadas por manufatura aditiva é a densidade relativa. A densidade pode ser afetada por diversos parâmetros de processo como, potência do laser, velocidade de varredura, *spot size* e espaçamento entre as varreduras (37). Mutua et al.(37) realizaram um estudo de otimização dos parâmetros utilizados durante o FSL de um aço *maraging* e puderam observar que cada um desses parâmetros gerava valores máximos de densidade relativa. Utilizando uma potência do laser de 100 W, por exemplo, os autores obtiveram uma densidade relativa de 97,9%, sendo que essa densidade atingiu um valor máximo de densidade relativa de 99,8% para um valor de potência de 300 W. Esse valor máximo de densidade relativa também foi encontrado quando os autores investigaram a influência da velocidade de varredura ao aplicar uma velocidade de 700 mm/s.

Na realidade, deve-se analisar a combinação entre esses parâmetros para realizar uma melhor avaliação do processo e de seus resultados. Este fato pode ser observado no trabalho de Suzuki et al.(63) que realizaram um estudo acerca dos parâmetros do laser para aplicação no processo FSL e analisaram a relação da velocidade de varredura e potência do laser com a capacidade de construção da peça. Suzuki et al.(63) observaram que para altos valores de potência e baixas velocidades de varredura a construção da peça não era completa, devido ao fato de que, para esses parâmetros, as superfícies formadas eram irregulares e, por esse motivo, o braço recobridor parava ao atingir essas superfícies e a construção não tinha prosseguimento. As relações entre velocidade de varredura e

potência do laser com a capacidade de construção obtidas Suzuki et al.(63) podem ser observadas na Figura 20.

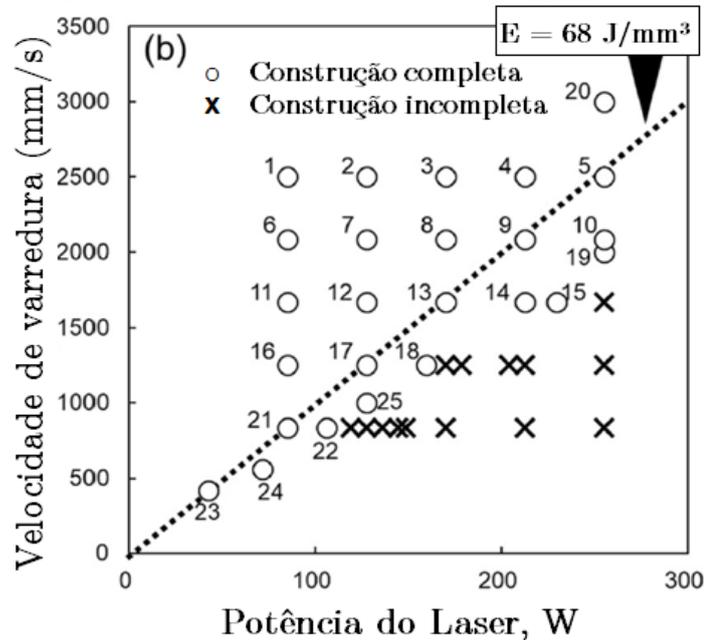


Figura 20 – Relação entre a velocidade de varredura, potência do laser e capacidade de construção da peça (Adaptado de (63)).

Uma importante relação entre os parâmetros do processo é a Densidade de Energia do Laser ( $\text{J/mm}^3$ ), que pode ser encontrada em unidade de área como  $\text{J/mm}^2$  em alguns artigos como o caso do trabalho de Casalino et al.(6). Esse parâmetro é frequentemente utilizado em pesquisas que tem como objetivo investigar a relação dos parâmetros de processo com as propriedades, microestrutura e outros aspectos da peça produzida por manufatura aditiva (37, 6, 5, 63). A densidade de Energia do Laser relaciona a potência do laser ( $P$ ), velocidade de varredura ( $V$ ), espaçamento entre as varreduras ( $H$  do inglês - *Hatch distance*) e espessura da camada de pó ( $L$  do inglês - *Layer thickness*) através da Equação 2.1 (64).

$$E = P/(V \times H \times L) \quad (2.1)$$

Diversas são as propriedades afetadas pela densidade de energia do laser, entre elas, estão a densidade relativa (37, 6, 5, 63), rugosidade da superfície (6, 5) e dureza (37, 63). Tan et al.(5) observou que para valores de densidade de energia do laser menores que  $35 \text{ J/mm}^3$ , a energia do laser era insuficiente ocasionando falta de fusão de algumas partículas de pó, gerando uma baixa densidade. Com o aumento da densidade de energia do laser a densidade relativa aumenta até atingir um valor máximo e depois tende a apresentar uma queda. Ao comparar os trabalhos de Tan et al.(5), Suzuki et al.(63) e Mutua et al.(37)

pode-se observar que os valores de densidade de energia do laser os quais obtiveram o máximo de densidade relativa foram  $67 \text{ J/mm}^3$ ,  $68 \text{ J/mm}^3$  e  $71,43 \text{ J/mm}^3$ , respectivamente, valores muito próximos e que resultaram em densidades relativas excelentes de 99,9%, 99,4% e 99,8% respectivamente.

A Densidade de Energia do Laser também exerce influencia sobre a profundidade da poça de fusão ( $f$ ) como pode ser observado pela Figura 21 onde podem ser observadas as micrografias das peças fabricadas com diferentes valores de densidade de energia, sendo a Figura 21 (a)  $45 \text{ J/mm}^3$  e a Figura 21 (b) aproximadamente  $92 \text{ J/mm}^3$ . Em seu trabalho Suzuki et al.(63) utilizam uma distância entre as varreduras de 0,03 mm e espessura da camada de pó de 0,05 mm. Ao utilizar uma densidade de Energia do laser de  $45 \text{ J/mm}^3$ , valor calculado para potência do laser de 170 W e velocidade de varredura de 2500 mm/s, obtiveram uma profundidade de poça de fusão de aproximadamente  $60 \mu\text{m}$  (Figura 21). O valor encontrado foi menor do que o obtido para uma densidade de energia de  $92 \text{ J/mm}^3$ , valor calculado para uma potência de 230 W e velocidade de varredura de 1667 mm/s, em que se atingiu uma profundidade de poça de fusão de 130  $\mu\text{m}$ . Desta maneira, Suzuki et al.(63), mostraram a influência da densidade de Energia do Laser sobre a profundidade da poça de fusão.

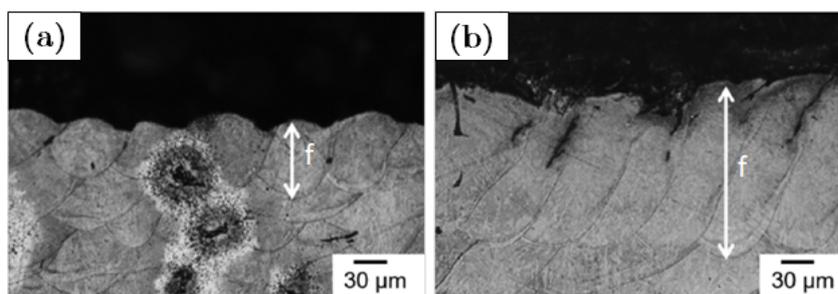


Figura 21 – Profundidade da poça de fusão para (a)  $45 \text{ J/mm}^3$  e (b)  $92 \text{ J/mm}^3$  (Adaptado de (63)).

### 2.3.1.3 Estratégia de Varredura do Laser

De maneira simplificada, a estratégia de varredura do laser é o caminho e a velocidade pela qual o laser percorre a camada de pó em processos de fusão de leito de pó. Existem diferentes tipos de estratégias de varredura, algumas delas são a varredura paralela (parallel scanning), varredura em espiral (spiral scanning), varredura pincel (paintbrush scanning) e varredura tabuleiro de xadrez (chessboard scanning), apresentadas na Figura 22 (46). De acordo com Jhabvala et al.(46), otimizar a estratégia de varredura é uma maneira de se evitar alguns resultados negativos como tensão residual e o processo *balling*. O *balling* é uma formação de gotas maiores que o diâmetro do laser que, de acordo com Tolochko et al.(65), é extremamente indesejável em processos de fusão de leito de pó. Além disso, de acordo com Jhabvala et al.(46), o processo *balling* leva a uma baixa qualidade da superfície,

alta porosidade e baixa consolidação da peça. Já a alta tensão residual resulta em baixas propriedades mecânicas, que podem causar trincas e falhas durante o processo (46).

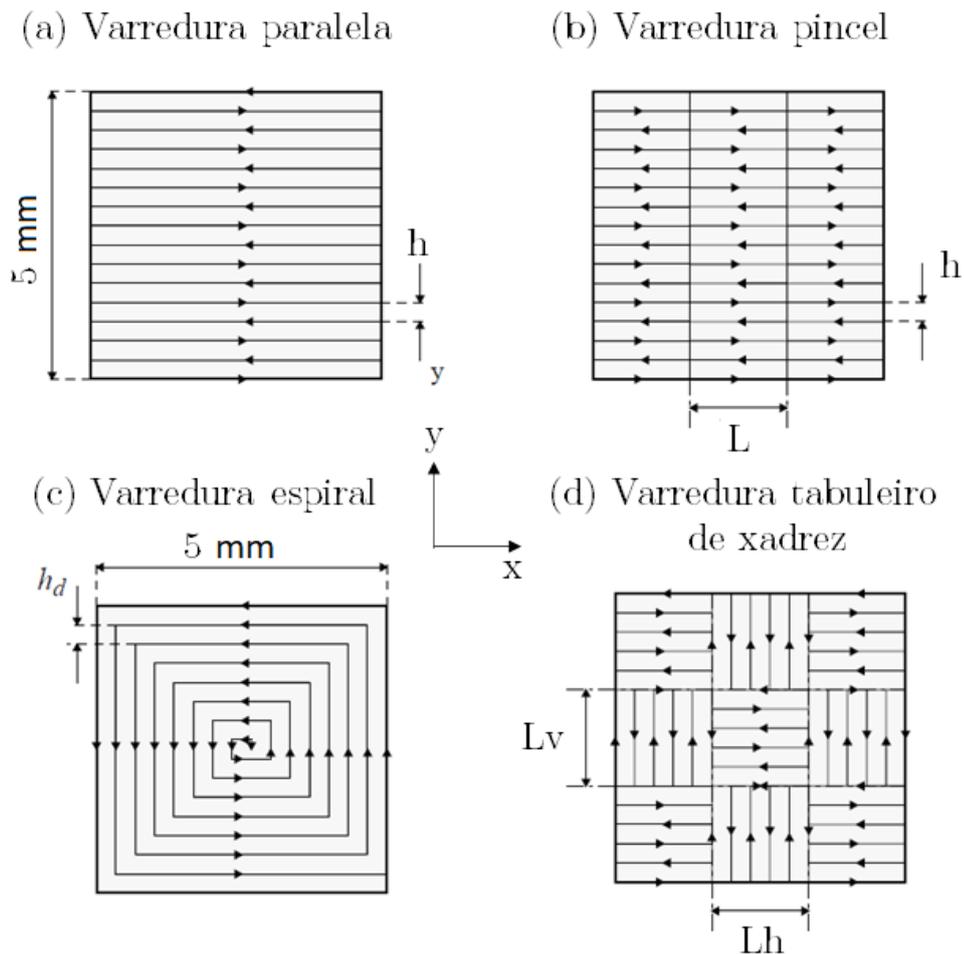


Figura 22 – Estratégias de Varredura (Adaptado de (46))

Dentre as estratégias de varredura apresentadas, a varredura paralela é a mais fácil de ser gerada a partir de um modelo CAD, no entanto, em baixas velocidades de varredura são obtidos valores altos de gradientes térmicos (46). Estes altos valores de gradiente térmico representam uma desvantagem desta estratégia, pois segundo Jhabvala et al.(46), a otimização das estratégias de varredura tem por objetivo minimizar o gradiente térmico e, com isso, aumentar a acurácia na consolidação da peça. Uma maneira de se minimizar o gradiente térmico é aumentar a velocidade de varredura o que também leva a uma deposição de energia mais homogênea. Por outro lado, com o contínuo aumento da velocidade, a deposição de energia é cada vez menor.

Uma maneira de se evitar que cada vez menos energia seja depositada é o aumento da potência na mesma proporção do aumento da velocidade. No entanto, a potência que pode ser aplicada é limitada, uma alternativa para isso é utilizar uma técnica conhecida como “*Multiple Scanning Strategy*” (Estratégia de Varredura Múltipla). Nesta técnica, a

velocidade é aumentada por um valor inteiro ( $n$ ) e a potência não é modificada, mas o feixe laser passa pelo caminho de varredura “ $n$ ” vezes (46). Entretanto, em seu trabalho Jhabvala et al.(46) utilizaram uma alta velocidade e razoável potência e, ainda assim, as peças fabricadas utilizando a estratégia de varredura paralela resultaram no processo *balling* e também trincas nos lados que eram perpendiculares à direção de varredura. Jhabvala et al.(46) atribuíram essas trincas a um superaquecimento e à tensão residual gerada.

Este superaquecimento pode ser evitado ao utilizar a varredura pincel que é muito similar a varredura paralela, a diferença está na largura ( $L$ ) que é muito menor no caso da varredura pincel (Figura 22 (b)). Essa técnica pode se aplicada em pós com alta e baixa condutividades térmicas e é uma alternativa para se evitar tanto o superaquecimento quanto os altos gradientes de temperatura. O superaquecimento também pode ser evitado utilizando a varredura espiral e, para esta técnica, ao utilizar velocidades altas o suficiente, são obtidos melhores resultados do que com a estratégia de varredura paralela. No caso da varredura tabuleiro de xadrez, a homogeneidade da temperatura é mais fácil de se manter, pois nesta técnica toda área da camada de pó é dividida em pequenas células de menor tamanho que serão consolidadas.

## 2.4 Estado da Arte

Król et al.(66) demonstraram como a presença de porosidade afeta a dureza de peças de aço *maraging* 18Ni-300 fabricadas por FSL. Neste trabalho, Król et al.(66) utilizaram o processo de atomização a gás para a obtenção do pó do aço com tamanhos de partícula de 15 a 45  $\mu\text{m}$ . Nesse estudo, variou-se os parâmetros de FSL como velocidade de varredura, espessura da camada de pó e distância entre as varreduras, de acordo com a Tabela 10, mantendo-se a densidade de energia do laser constante de aproximadamente 160 J/mm<sup>3</sup>, com a potência do laser mantida em 200 W para todas as amostras. Os componentes fabricados foram submetidos ao tratamento térmico de envelhecimento com aquecimento a 480 °C e em atmosfera de argônio por 5 horas.

Tabela 10 – Condições de processo FSL para o aço *maraging* 18Ni-300 (Adaptado de (66)).

Nº das amostras	Velocidade de varredura (mm/s)	Espessura da camada de pó ( $\mu\text{m}$ )	Espaçamento entre as varreduras ( $\mu\text{m}$ )
1	200	50	120
2	270	50	90
3	480	30	90
4	340	30	120
5	300	50	80

Antes de apresentarem os resultados de dureza e densidade relativa, Król et al.(66)

fizeram uma análise quanto a morfologia dos defeitos contidos em cada condição estudada das peças como fabricadas (sem tratamento térmico). Na Figura 23 está apresentada a microscopia da seção transversal dessas amostras. Nota-se para a Figura 23 (c) e (d) a presença de poros com formato esférico, que foi atribuído, pelos autores, à uma poça de fusão estendida em que os gases capturados escaparam durante o resfriamento. Já na Figura 23 (a), (b) e (e), observa-se que as porosidades eram mais extensas e com formato variável, e essa morfologia foi atribuída por Król et al.(66), a curtos tempos de exposição ao laser. Vale ressaltar ainda que, as amostras observadas na Figura 23 (a), (b) e (e) apresentavam espessura da camada de pó com  $50\ \mu\text{m}$ , a maior entre as condições estudadas pelos autores.

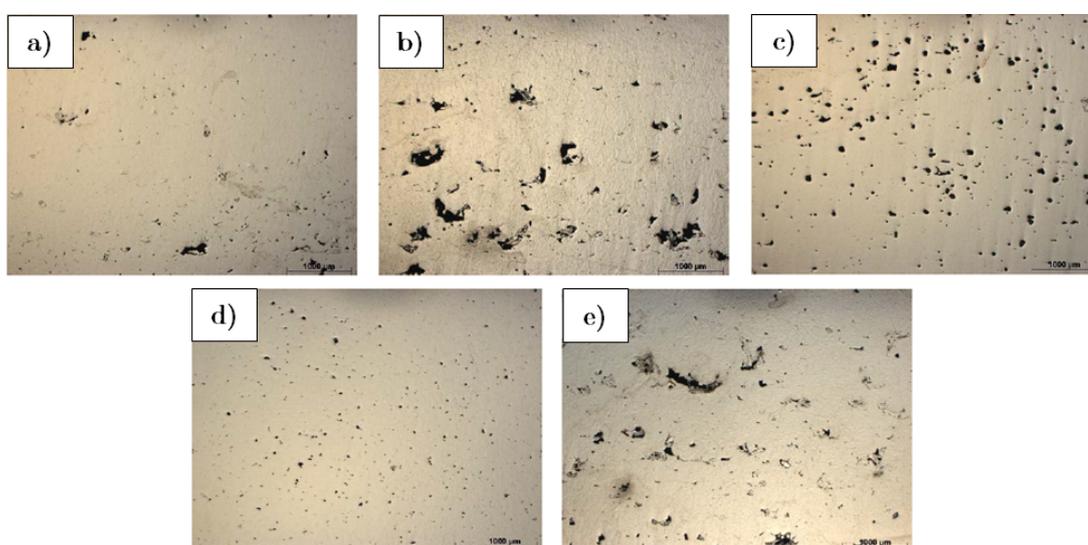


Figura 23 – Microscopia da seção transversal de aço *maraging* 18Ni-300 fabricado por FSL com diferentes parâmetros de processo de acordo com a Tabela 10. Condições (a) 1, (b) 2, (c) 3, (d) 4 e (e) 5 (Adaptado de (66)).

Na Figura 24 estão apresentados os resultados de densidade relativa e dureza para as amostras termicamente tratadas. A partir da relação diretamente proporcional dos dados de densidade relativa e dureza observados da Figura 24, Król et al.(66) mostraram que a porosidade reflete na dureza dos componentes analisados. Os maiores valores de dureza encontrados foram para as amostras com maiores valores de densidade relativa. No entanto, pode-se notar que, apesar da condição 1 ter apresentado maior densidade relativa do que a condição 3, a dureza foi maior para a condição 3. Esse fato pode estar relacionado justamente com a morfologia dos poros discutidos anteriormente. Então apesar da condição 1 ter uma densidade relativa maior, os seus defeitos eram maiores e com forma irregular, prejudicando a dureza da amostra.

Paul et al.(67) realizaram o ataque químico com nital 5% em amostras de aço *maraging* 300 produzidas por fusão em leito de pó, apresentada na Figura 25 (a), onde é possível observar varredura do laser e a poça de fusão nas vistas X-Y e X-Z, respectivamente.

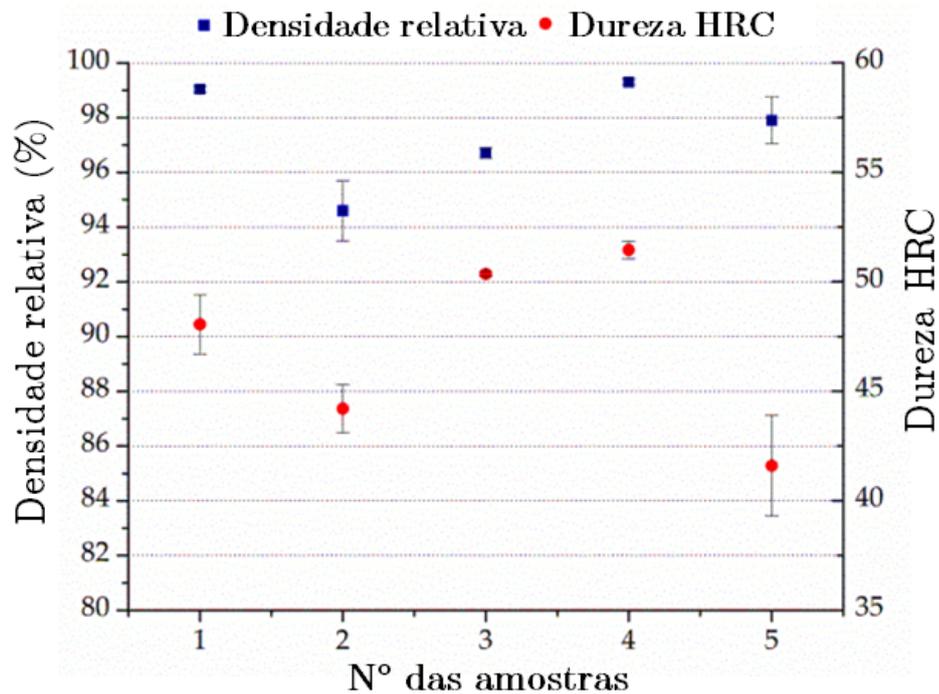


Figura 24 – Densidade relativa e dureza de aços *maraging* 18Ni-300 fabricados por FSL depois do tratamento térmico de envelhecimento a 480 °C por 5 horas (Adaptado de (66)).

Os autores atribuíram as diferenças de direção das varreduras à rotação de 67° do laser realizada para cada camada fundida. Além disso, o parâmetro de produção de espaçamento entre as varreduras de 110  $\mu\text{m}$  pode também ser observado na microestrutura. Observa-se ainda, pela Figura 25 (b), a presença de estruturas com formatos celulares e colunares, típicas de materiais produzidos por fusão seletiva a laser.

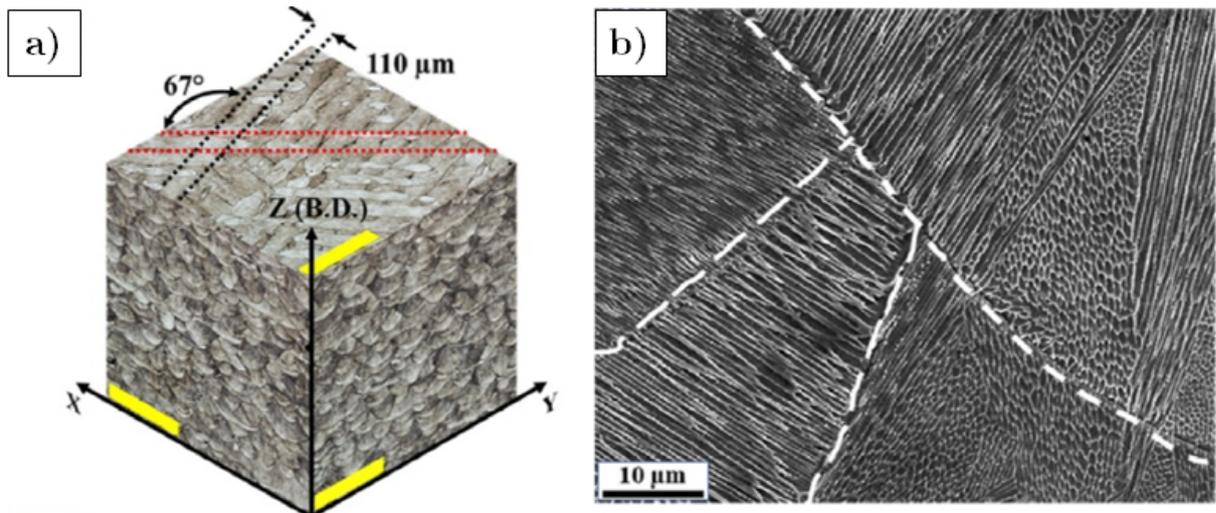


Figura 25 – Microscopia de uma peça de aço *maraging* produzida por manufatura aditiva sem tratamento térmico. (a) Vista 3D em microscópio óptico e (b) estruturas celulares e colunares observadas em MEV (Adaptado de Paul et al.(67)).

Os autores realizaram o tratamento térmico de envelhecimento direto (sem solubilização) e o tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento. O envelhecimento direto foi realizado na temperatura de 480 °C por um tempo de 6 horas com resfriamento ao ar. Já a solubilização foi realizada a 1000 °C com resfriamento em água, seguido de envelhecimento a 480 °C por um tempo de 6 horas com resfriamento ao ar. As microestruturas após os tratamentos térmicos podem ser observadas na Figura 26. Após o envelhecimento direto as estruturas celulares e colunares ainda podem ser observadas, enquanto com a realização da solubilização seguida de envelhecimento nem as poças de fusão, nem as estruturas celulares e colunares são encontradas, podendo ser observada apenas a microestrutura martensítica.

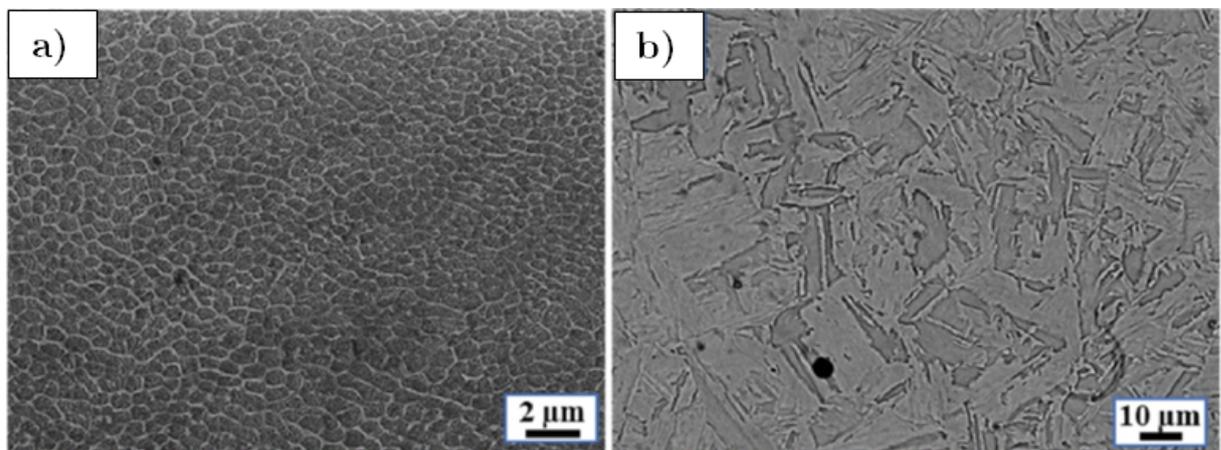


Figura 26 – Imagens de obtidas por MEV de amostras de aço *maraging* produzidos por manufatura aditiva submetidas ao tratamento térmico de (a) envelhecimento direto e (b) solubilização e envelhecimento (Adaptado de Paul et al.(67)).

Por outro lado, Podgornik, Šinko e Godec(68) em seu trabalho utilizando aços *maraging* 300 produzidos por manufatura aditiva observaram um comportamento diferente. Observaram (68) que as estruturas celulares perderam a definição devido a quebra dos contornos das células em partículas após o tratamento térmico de envelhecimento a 490 °C por um tempo de 6 horas com taxa de resfriamento de 1 °C/min (Figura 27). O mesmo comportamento pôde ser observado em trabalhos utilizando menores tempos de envelhecimento como no caso de Mei et al.(69) em que realizaram o envelhecimento a 490 °C por um tempo de 3 horas em um aço *maraging* 300 produzido por manufatura aditiva. Além disso, Mei et al.(69) observaram ainda o aparecimento de austenita revertida durante o envelhecimento a 490 °C por um tempo de 3 horas.

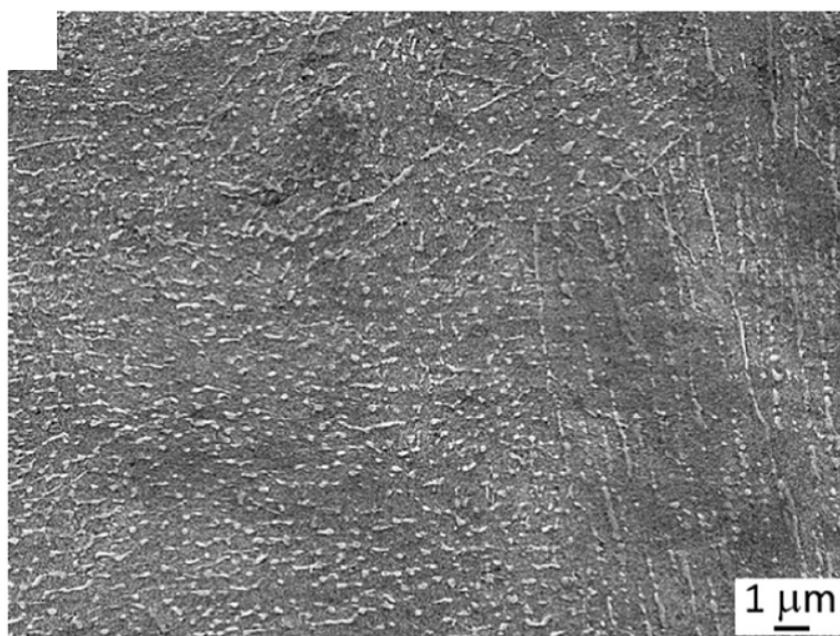


Figura 27 – Microestrutura do aço *maraging* produzido por manufatura aditiva submetido ao tratamento térmico de envelhecimento direto (Adaptado de Podgornik, Šinko e Godec(68)).

A presença da austenita exerce uma importante influência sobre as propriedades mecânicas dos aços *maraging*. Por este motivo, diversos trabalhos realizam a avaliação da fração volumétrica desta fase em aços *maraging*, como no caso de Bai et al.(49) e Mei et al.(69), em que realizaram o tratamento térmico de envelhecimento em diferentes temperaturas em tempos de 6 e 3 horas, respectivamente. Na Figura 28 são apresentados os resultados aproximados de fração volumétrica de austenita obtida pelos autores, onde é possível observar o aumento da fração de austenita a partir da realização do tratamento térmico de envelhecimento direto em ambos os trabalhos.

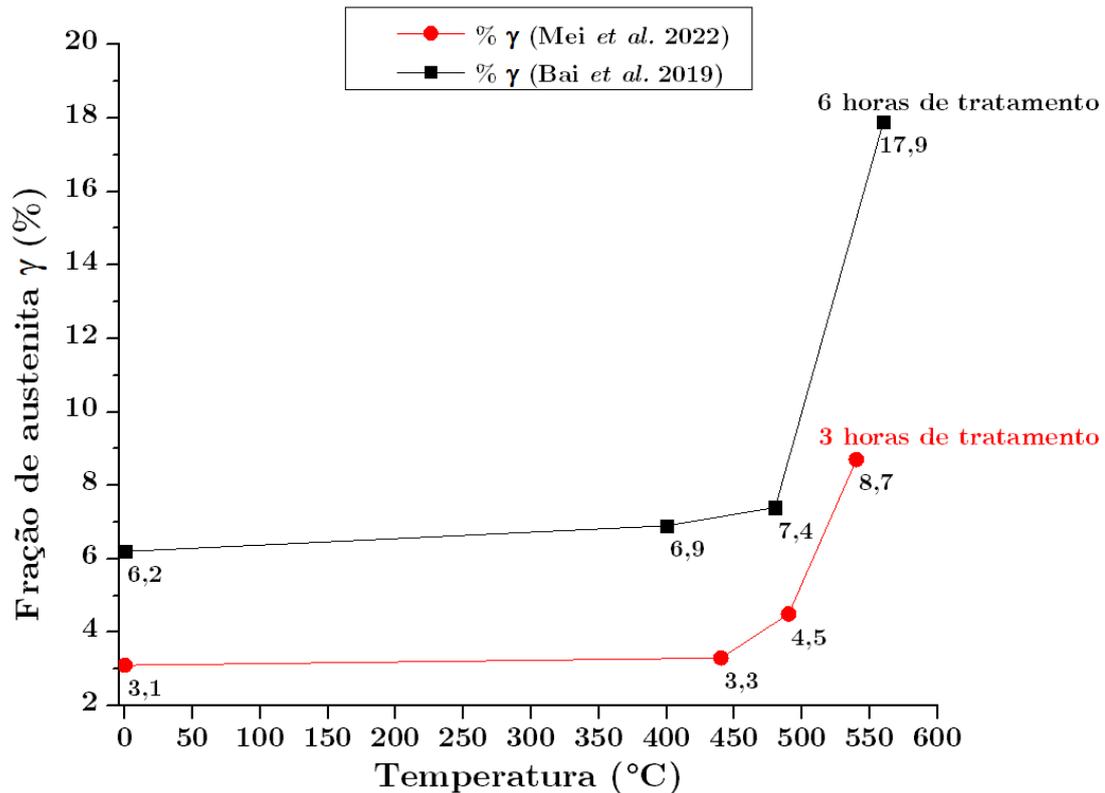


Figura 28 – Fração volumétrica da austenita em diferentes temperaturas de envelhecimento para tempos de tratamento de 3 e 6 horas (Adaptado de Mei et al.(69) e Bai et al.(49)).

No artigo de Bai et al.(49) nota-se que há um aumento de 19% ao realizar o tratamento térmico com uma temperatura de 480 °C por tempo de 6 horas, quando comparado com a peça produzida por manufatura aditiva sem tratamento térmico. Já no trabalho de Mei et al.(69) nota-se um aumento de 45% para o tratamento térmico com temperatura de 490 °C por um tempo de 3 horas. Além disso, observa-se, em ambos os trabalhos, o mesmo comportamento das curvas, onde tem-se um ligeiro aumento da fração de austenita em temperaturas abaixo de 450 °C e um aumento acentuado da quantidade de austenita pra temperaturas acima de 500 °C.

Por outro lado, ao realizar os tratamentos térmicos de solubilização em diferentes temperaturas com tempo de tratamento de 1 hora, Bai et al.(49) observaram o desaparecimento dos picos de difração referentes à austenita, o que indica a formação de uma estrutura completamente martensítica após a realização do tratamento de solubilização. Além disso, com a realização do tratamento de envelhecimento após a solubilização, não foram observados picos de difração da fase austenítica o que indica que o tratamento térmico de envelhecimento realizado após a solubilização não levou à transformação da fase austenítica.

Diversos autores como Bai et al.(49) e Kim et al.(70) investigaram a influência de tratamentos térmicos na dureza do aço *maraging*300 produzido por manufatura aditiva. Na Tabela 11 são apresentados os valores de dureza obtidos pelos autores Bai et al.(49) e Kim et al.(70) bem como a temperatura e o tempo utilizados pelos autores. No trabalho de Kim et al.(70) nota-se um acréscimo da dureza de 76% e 74%, quando comparado com a condição inicial, após a realização do tratamento térmico de envelhecimento com temperatura de 450 °C e 500 °C, respectivamente. Já pra o tratamento térmico realizado na temperatura de 480 °C, foi obtido pelos autores Bai et al.(49), um acréscimo na dureza de 66%.

Tabela 11 – Valores de dureza do aço *maraging* produzido por manufatura aditiva e termicamente tratados obtidos por diferente autores. (Adaptado de Bai et al.(49) e Kim et al.(70)).

Condição	Temperatura (°C)	Tempo (h)	Dureza (HV)	Autores
MA	-	-	382	(49)
MA	-	-	340	(70)
MA-E (400)	400	6	515	(70)
MA-E (450)	450	6	598	(70)
MA-E (480)	480	6	636	(49)
MA-E (500)	500	6	591	(70)
MA-S (780)	780	1	361	(49)
MA-S (840)	840	1	341	(49)
MA-S (900)	900	1	324	(49)
MA-SE (7-400)	750 / 400	2 / 6	545	(70)
MA-SE (7-450)	750 / 450	2 / 6	594	(70)
MA-SE (7-500)	750 / 500	2 / 6	585	(70)
MA-SE (8-400)	850 / 400	2 / 6	475	(70)
MA-SE (8-450)	850 / 450	2 / 6	570	(70)
MA-SE (8-500)	850 / 500	2 / 6	595	(70)
MA-SE (9-480)	900 / 480	1 / 6	659	(49)

No que diz respeito ao tratamento térmico de solubilização é possível notar pelo artigo de Bai et al.(49) que, com o aumento da temperatura de tratamento térmico, ocorreu a redução a dureza do aço *maraging*. De acordo com Bai et al.(49) o processo de produção por manufatura aditiva apresenta uma alta taxa de resfriamento que leva à uma rápida solidificação, que tem como resultado a formação de grãos finos e alta tensão residual os quais dificultam a movimentação de discordâncias. Após a realização do tratamento térmico de solubilização não há mais a presença de grãos finos ou de uma elevada tensão residual, o que explica a redução da dureza após a realização deste tratamento térmico.

No trabalho de Kim et al.(70), nota-se que a condição solubilizada e envelhecida que apresentou a maior dureza foi a condição solubilizada a 750 °C e envelhecida a 450 °C, apresentando um aumento de 75% com relação à condição inicial (MA). Nota-se, portanto,

que o acréscimo de dureza tanto da amostra solubilizada e envelhecida (MA-SE (7-450)) quanto da amostra envelhecida diretamente (MA-E (450)), apresentaram acréscimos de dureza muito próximos. De acordo com Bai et al.(49), o aumento tanto da dureza quanto da resistência à tração são resultado da precipitação de partículas endurecedoras de  $Ni_3(Mo, Ti)$ .

Autores como Tan et al.(5), Mei et al.(69), Paul et al.(67) e Shamsdini et al.(71) avaliaram a influência dos tratamentos térmicos nas propriedades em tração dos aço *maraging* 300 produzidos por manufatura aditiva. Na Tabela 12 estão apresentados os parâmetros de tratamento térmico utilizados por esses autores e a nomenclatura correspondente para cada uma das condições. A condição MA representa a amostra produzida por manufatura aditiva sem a realização de tratamento térmico enquanto as condições MA-E, MA-S e MA-SE representam as amostras submetidas aos tratamentos térmicos de envelhecimento direto, solubilização e solubilização seguido de envelhecimento, respectivamente.

Tabela 12 – Parâmetros de tratamento térmico utilizados por diferentes autores e a nomenclatura correspondente para cada uma das condições (Adaptado de Tan et al.(5), Mei et al.(69), Paul et al.(67) e Shamsdini et al.(71)).

<b>Autor</b>	<b>Condição</b>	<b>Tratamento térmico</b>
Tan et al.(5)	MA	-
	MA-E	490 °C - 6h
	MA-S	840 °C - 1h
	MA-SE	840 °C - 1h + 490 °C - 6h
Mei et al.(69)	MA	-
	MA-E	490 °C - 3h
Paul et al.(67)	MA	-
	MA-E	480 °C - 6h
	MA-SE	1000 °C - 1h + 480 °C - 6h
Shamsdini et al.(71)	MA	-
	MA-E	490 °C - 6h

Na Tabela 13 estão apresentados os resultados obtidos pelos autores de limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento (Al). É possível notar que, os valores de LE e LRT das amostras MA são relativamente próximos para todos os autores, com os maiores valores apresentados por Paul et al.(67) e Shamsdini et al.(71) de  $1222 \pm 4$  e  $1224 \pm 4$ , respectivamente. Com a realização do tratamento térmico de envelhecimento nota-se um aumento significativo dos valores de LE e LRT para as amostras de aço *maraging* dos quatro autores. No artigo Shamsdini et al.(71) observa-se valores de LE acima de 2000 MPa.

Tabela 13 – Valores de limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento (AL) do aço *maraging* produzido por manufatura aditiva obtidos por diferentes autores (Adaptado de Tan et al.(5), Mei et al.(69), Paul et al.(67) e Shamsdini et al.(71)).

Condição	LE (MPa)	LRT (MPa)	AL (%)	Autores
MA	915 ± 7	1165 ± 7	12,44 ± 0,14	Tan et al.(5)
MA-E	1967 ± 11	2014 ± 9	3,28 ± 0,05	
MA-S	962 ± 6	1025 ± 5	14,4 ± 0,35	
MA-SE	1882 ± 14	1943 ± 8	5,6 ± 0,08	
MA	1003 ± 8	1128 ± 18	8,85 ± 0,09*	Mei et al.(69)
MA-E	1771 ± 15	1906 ± 15	4,55 ± 0,1*	
MA	1044 ± 46	1224 ± 4	11,7 ± 0,4	Paul et al.(67)
MA-E	1943 ± 42	2021 ± 8	3,7 ± 0,7	
MA-SE	1846 ± 27	1996 ± 8	1,7 ± 0,6	
MA	1084 ± 10	1222 ± 4	14,6 ± 0,7*	Shamsdini et al.(71)
MA-E	2045 ± 15	2062 ± 13	11,8 ± 0,8*	

\*Alongamento medido após a fratura

De maneira similar, também foram obtidos aumentos significativos de LE e LRT com o tratamento térmico de solubilização seguido de envelhecimento realizado pelos autores Tan et al.(5) e Paul et al.(67). Comparando-se os valores de LE e LRT pode-se notar que a condição MA-E obteve melhores resultados que a MA-SE. Por outro lado, observa-se um valor superior de AL (%) para condição MA-SE no trabalho de Tan et al.(5) enquanto o valor de AL (%) foi ligeiramente maior para a condição MA-E no trabalho de Paul et al.(67). Vale ressaltar que, apesar de ter a possibilidade de possuir um menor valor de alongamento, os altos valores de LE e LRT da condição MA-E foram obtidos com a realização de apenas um tratamento térmico, o que pode representar uma redução de custo para sua produção tornando-se uma opção interessante para aplicações que não tenham como requisito valores altos de AL (%).

Na Figura 29 está apresentada a superfície de fratura do corpo de prova de tração das condições MA e MA-E, apresentadas na Tabela 12, estudadas por Shamsdini et al.(71). De acordo com os autores, a fratura do aço *maraging* produzido por manufatura aditiva, antes da realização do tratamento térmico, é do tipo transgranular com a presença de dimples, Figura 29 (a). Enquanto que após a realização do tratamento térmico de envelhecimento direto, há uma mudança do mecanismo de fratura, já que, de acordo com os autores, pode ser observada a presença de clivagem e micro-trincas na Figura 29 (b).

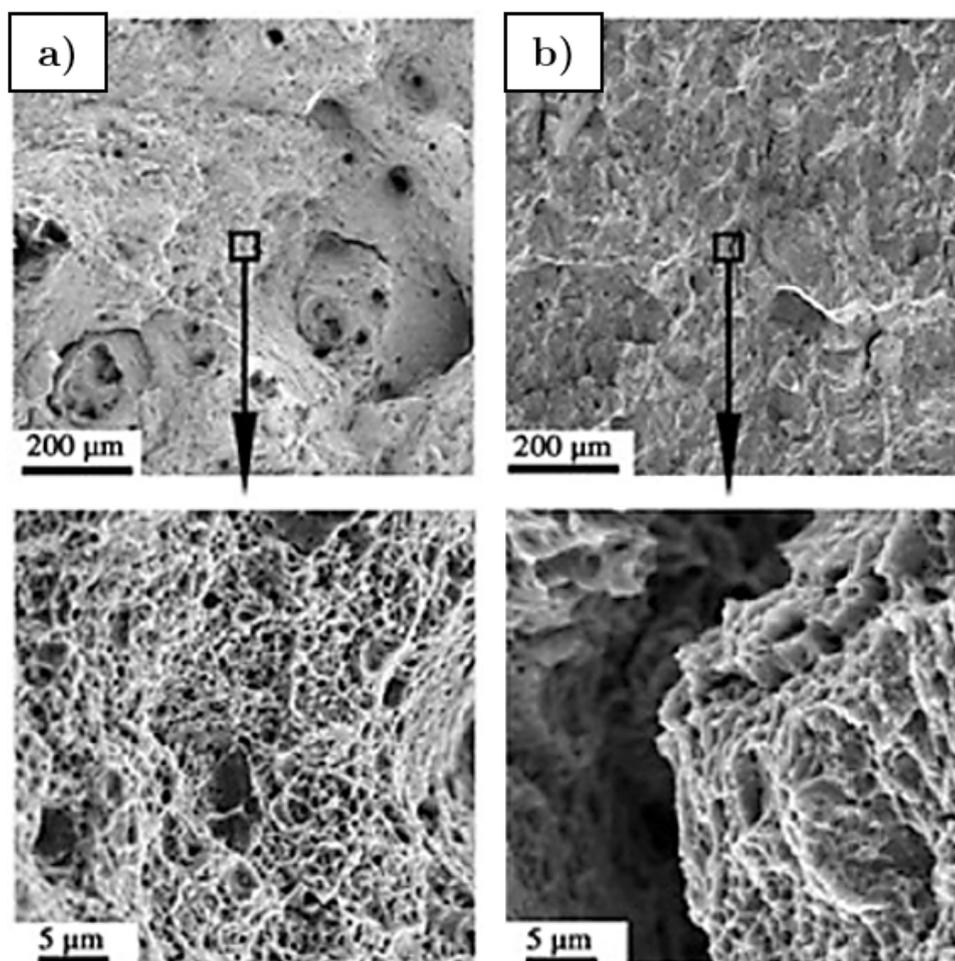


Figura 29 – Superfície de fratura do corpo de prova de tração de uma amostra de aço *maraging* produzido por manufatura aditiva (a) sem tratamento térmico e (b) envelhecido diretamente (Adaptado de Shamsdini et al.(71)).

De maneira semelhante, Song et al.(72) realizaram avaliação da superfície de fratura do aço *maraging* 300 produzido por manufatura aditiva sem e com a realização de tratamentos térmicos, condições denominadas no presente trabalho como MA (Figura 30 (a)) e MA-SE (Figura 30 (b)), respectivamente. Nota-se na condição como construída (MA) a presença de um grande número de *dimples*, com isso, os autores atribuíram que o mecanismo de fratura da condição MA foi do modo dúctil. Em contra partida, para a condição tratada termicamente (MA-SE), foi observada a presença de fraturas do tipo clivagem e também a presença de *dimples* rasos. A partir dos resultados encontrados pelos autores, concluiu-se que houve uma mudança de padrão de fratura de dúctil para um padrão combinado dúctil e frágil.

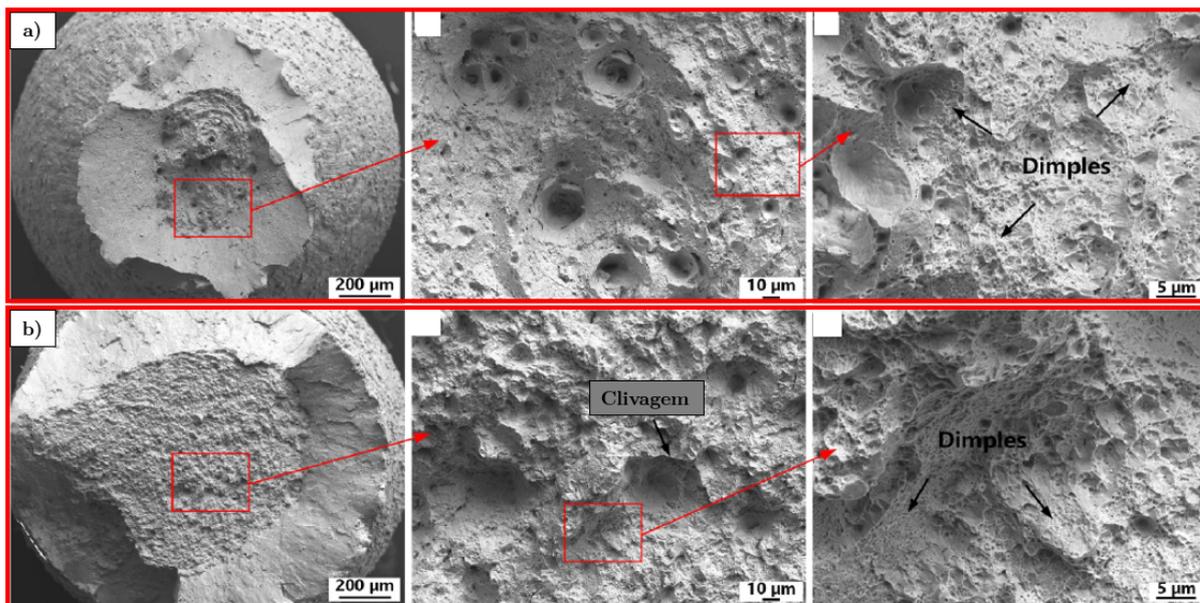


Figura 30 – Superfície de fratura do corpo de prova de tração de uma amostra de aço *maraging* 300 produzido por manufatura aditiva (a) sem tratamento térmico e (b) solubilizado e envelhecido (Adaptado de Song et al.(72)).

#### 2.4.1 Considerações finais

Foi observado que, nos últimos anos, diversos autores têm realizado pesquisas acerca da utilização de aços *maraging* para fabricação de peças por manufatura aditiva através do processo de fusão seletiva a laser. Pode-se perceber em (5, 49, 66, 67, 69, 70, 71), as excelentes propriedades mecânicas que podem ser obtidas pela técnica, principalmente ao realizar tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

Apesar da literatura apresentar comparações de propriedades mecânicas de peças produzidas por MA e de maneira convencional, não foram encontrados trabalhos que comparassem o comportamento balístico dessas duas condições. Dessa maneira, o presente trabalho tem por objetivo a fabricação de peças de aços *maraging* por fusão seletiva a laser que serão comparadas à peças produzidas convencionalmente no que diz respeito ao seu comportamento balístico.

Um outro ponto importante a se destacar é que, em geral, para trabalhos de produção de peças por fusão seletiva a laser utiliza-se pós importados e pré-determinados pelos fabricantes dos equipamentos de MA. Por questões estratégicas, importantes para a área de segurança e defesa, este trabalho teve como objetivo desenvolver todas as etapas do processo de MA de maneira nacional, inclusive a produção e qualificação dos pós.

## 3 MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1 Materiais

No presente trabalho foi utilizado o aço *maraging* 300 fornecido pela empresa *Villares Metals*. Para este estudo, foram utilizadas amostras fabricadas convencionalmente e fabricadas por manufatura aditiva a partir do pó do aço obtido pelo processo de atomização a água. A composição química dos lingotes de aço *maraging* 300 utilizados no processo de atomização a água está apresentada na Tabela 14.

Tabela 14 – Composição química dos lingotes de aço *maraging* 300 fornecidos pela *Villares Metals* utilizados na atomização a água, % em peso.

Elemento	Percentual em peso (%p)	Elemento	Percentual em peso (%p)
C	<0,003	Nb	<0,01
Ni	18,480	Mg	0,005
Mo	5,095	B	0,003
Co	9,360	Ca	<0,001
Ti	0,735	Cr	0,050
Al	0,112	Cu	0,02
Mn	<0,01	W	0,02
Si	<0,01	P	<0,005
Fe	66,050	S	<0,001
O	0,0010	Am	<1,0
V	0,02	Cs137	<1,0
Zr	0,013	Co60	<1,0
N	0,001		

### 3.2 Métodos

Com o objetivo de descrever de forma simplificada a obtenção das amostras e as análises feitas, na Figura 31 está apresentado um fluxograma contendo os processos, ensaios realizados e as nomenclaturas das amostras obtidas a partir de cada processo. Nota-se pela Figura 31 que o trabalho parte de dois materiais iniciais: (1) Lingotes e (2) barras de aço *Maraging*. Os lingotes foram utilizados para a produção do pó do aço utilizado no processo de manufatura aditiva enquanto que as barras de aço foram utilizadas para produção de amostras convencionais.

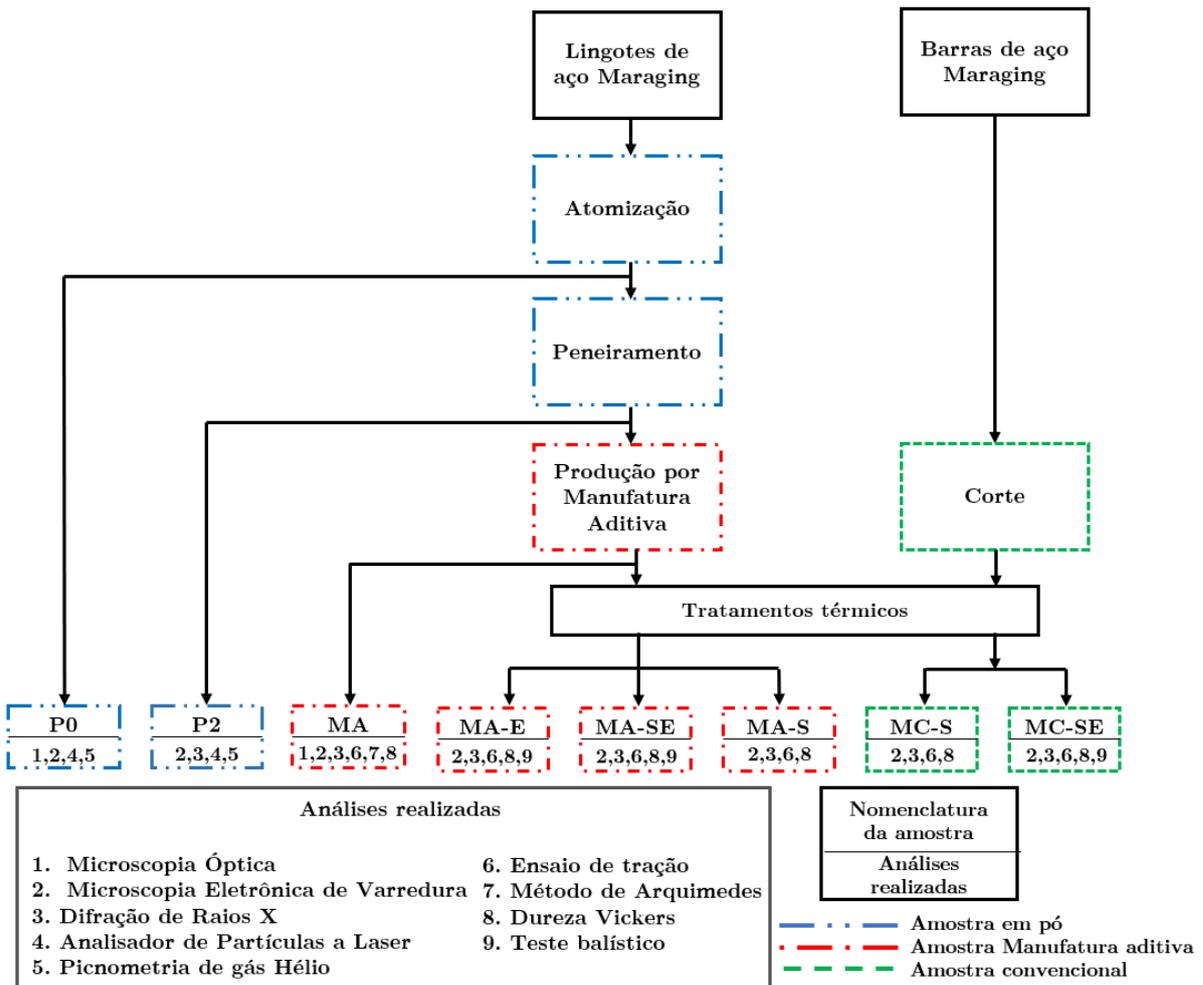


Figura 31 – Fluxograma dos processos e análises realizadas.

As barras de aço *maraging* foram submetidas ao corte por eletroerosão a fio para a obtenção de peças e corpos de prova do tipo convencional utilizadas no presente trabalho. Já os lingotes de aço *Maraging* 300, foram transformados em pó através do processo de atomização à água. O pó produzido foi peneirado a fim de se retirar partículas mais grosseiras. O pó do aço produzido no processo de atomização (antes do peneiramento) e o pó do aço peneirado foram denominados P0 e P2, respectivamente. O pó peneirado (P2) foi utilizado no processo de manufatura aditiva para produção das peças e corpos de prova utilizados neste trabalho. Após a produção, obteve-se amostras produzidas por manufatura aditiva na condição como fabricada (sem a realização de qualquer tratamento térmico) cuja nomenclatura foi dada como MA.

Tanto as peças produzidas a partir do corte barras de aço *maraging* quanto as produzidas a partir do processo de manufatura aditiva foram submetidas à tratamentos térmicos obtendo-se as condições MC-S e MC-SE (produzidas convencionalmente e termicamente tratadas) e MA-E, MA-SE e MA-S (produzidas por manufatura aditiva e termicamente tratadas). As diferenças de nomenclaturas são em função das diferenças de tratamentos térmicos realizados, os quais serão descritos mais detalhadamente a seguir.

Na Tabela 15 está apresentada uma breve descrição da nomenclatura de cada uma das condições.

Tabela 15 – Descrição da condições estudadas no trabalho.

<b>Nomenclatura</b>	<b>Descrição</b>
P0	Em pó não peneirada
P2	Em pó peneirada
MA	Produzida por Manufatura Aditiva Sem tratamento térmico
MA-E	Produzida por Manufatura Aditiva Submetida ao tratamento térmico de envelhecimento
MA-S	Produzida por Manufatura Aditiva Submetida ao tratamento térmico de solubilização
MA-SE	Produzida por Manufatura Aditiva Submetida ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento
MC-S	Produzida convencionalmente Submetida ao tratamento térmico de solubilização
MC-SE	Produzida convencionalmente Submetida ao tratamento térmico de solubilização e envelhecimento

A numeração contida abaixo das nomenclaturas das amostras na Figura 31 indica à quais análises cada uma dessas condições foi submetida. Sendo as amostras em pó submetidas à microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X, analisador de partículas a laser e picnometria de gás Hélio. As condições produzidas por manufatura aditiva e convencionais foram submetidas à microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X, ensaio de tração, método de Arquimedes e dureza Vickers. As condições MC-SE, MA-SE e MA-E, foram submetidas também ao teste balístico.

### 3.2.1 Obtenção do pó do aço *Maraging* 300

O pó do aço *maraging* foi obtido através do processo de atomização a água na empresa Pós Metálicos, a partir de lingotes do aço fornecidos pela *Villares Metals* (Figura 32). Em geral, em trabalhos que visam a produção de peças por manufatura aditiva são utilizados pós importados e pré-determinados pelos fabricantes dos equipamentos de impressão 3D. A utilização do aço fabricado nacionalmente (*Villares Metals*) e a produção do pó em uma empresa nacional (Pós Metálicos) é uma questão estratégica importante

para área de segurança e defesa e de grande interesse para a produção de peças por manufatura aditiva no Brasil.

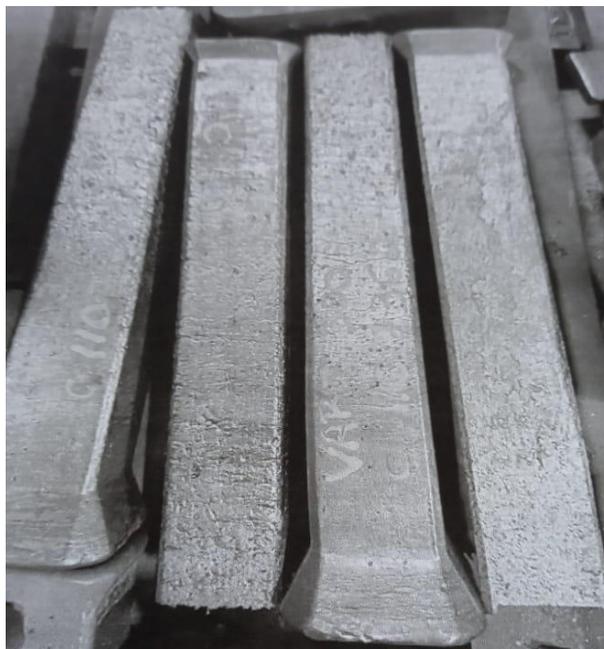


Figura 32 – Lingotes de aço *maraging* 300 fornecido pela *Villares Metals* utilizado no processo de atomização a água.

Os parâmetros de atomização a água não foram fornecidos pela empresa Pós Metálicos, Campinas/SP, pois se tratam de segredos industriais. Após sua obtenção, o pó foi peneirado e classificado, de acordo com a sua distribuição granulométrica, de maneira a serem utilizadas partículas com tamanhos adequados ao processo de manufatura aditiva. Como visto no capítulo de Revisão Bibliográfica, trabalhos que realizam o processo de manufatura aditiva utilizam faixas de tamanho de partícula que vão desde 10 até mais de 60  $\mu\text{m}$ , sendo que grande parte desses utilizam faixas de 15 a 45  $\mu\text{m}$  (48, 59, 60). Assim, as peneiras de análise e controle granulométricos utilizadas foram de 140 mesh e 325 mesh, as quais apresentam aberturas de 106 e 45  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Para fins de análise, foram armazenadas amostras de pó que não foram submetidas ao peneiramento (indicadas por P0) e que foram peneiradas nas duas peneiras (indicadas por P2).

Um fato importante de se mencionar é que, apesar do pó utilizado para a produção de peças por manufatura aditiva ter sido peneirado em uma peneira de 325 mesh, com o objetivo de se retirar partículas de granulometria maior que 45  $\mu\text{m}$ , não foi realizado o peneiramento com aberturas menores que 325 mesh, de modo a retirar partículas de tamanhos menores que 15  $\mu\text{m}$ .

### 3.2.2 Caracterização do pó do aço *Maraging*

A caracterização das amostras de pó do aço foi feita através da microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X, analisador de partículas a laser e picnometria de gás Hélio.

#### 3.2.2.1 Microscopia Óptica

Para esta análise, a amostra de pó foi embutida à frio e preparada com a lixa de 2000 mesh. A microscopia óptica foi realizada no microscópio da marca OLYMPUS, modelo BX53M (Figura 33) localizado no laboratório de metalografia do Instituto Militar de Engenharia.



Figura 33 – Microscópio Óptico utilizado no trabalho.

#### 3.2.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

Para esta análise foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura da marca FEI, modelo QUANTA FEG 250 (Figura 34), localizado no laboratório de Microscopia do Instituto Militar de Engenharia (IME). Foram utilizados os parâmetros de 25 kV, *spotsize* de 5 e magnificações de 100 e 500 vezes. As amostras foram preparadas para análise através de sua deposição sobre fitas de carbono em um *stub*.



Figura 34 – Microscópio eletrônico de varredura da marca FEI, modelo QUANTA FEG 250.

A análise por MEV foi realizada no pó do aço para a determinação da morfologia das partículas e classificada de acordo com a Tabela 9, apresentada anteriormente no capítulo de Revisão Bibliográfica.

### 3.2.2.3 Difração de raios X

Na análise de difração de raios X, foram gerados difratogramas a partir do difratômetro X'PERT PRO MRD da empresa PANalytical (Figura 35) localizado no laboratório de Difração de Raios X do IME. Este difratômetro utiliza radiação  $\text{Co } K_{\alpha}$  (comprimento de onda de 0,178 nm), filtro de Ferro, voltagem do tubo de 40 kV e corrente do tubo 40 mA. A faixa de varredura de  $2\theta$  utilizada para a análise de difração de raios X é de  $45^{\circ}$  até  $110^{\circ}$ , step size utilizado foi de  $0,06^{\circ}$  e time per step de 300 segundos. Além disso, foi utilizado soller slit de  $0,04$  rad, mask de 10 mm, anti-scatter slit de  $1^{\circ}$ , Divergence slit de  $0,5^{\circ}$ .



Figura 35 – Difratômetro X'PERT PRO MPD.

#### 3.2.2.4 Analisador de partículas a laser

O analisador de partículas a laser utilizado foi o *Particle Size Analyzer* Cilas 1064 (Figura 36) localizado no Laboratório de Tecnologia de Pós, divisão de Caracterização e Processamento de Materiais do Instituto Nacional de Tecnologia (INT). O equipamento apresenta uma faixa de medição de  $0,04 \mu\text{m}$  até  $500 \mu\text{m}$ . Desta maneira, as partículas de pó devem apresentar tamanhos dentro desta faixa.



Figura 36 – Analisador de Partículas a Laser: *Particle Size Analyzer* Cilas 1064.

Outra importante condição deste ensaio é que as partículas devem ser capazes de se dispersarem no líquido dispersante, sendo indesejado que as partículas se aglomerem, sejam dissolvidas, precipitem ou flutuem. A partir dos testes de dispersão verificou-se que o melhor meio para realização do teste é em álcool isopropílico.

### 3.2.2.5 Picnometria de gás Hélio

A picnometria de Hélio foi realizada para a determinação da densidade do pó. O equipamento utilizado foi o Picnômetro de gás Hélio Ultrapycnometer/1000 - Quantachome (Figura 37) localizado no Laboratório de Tecnologia de Pós, divisão de Caracterização e Processamento de Materiais do Instituto Nacional de Tecnologia (INT). Para esta análise as partículas devem estar livres e com pouca umidade para se atingir bons resultados.

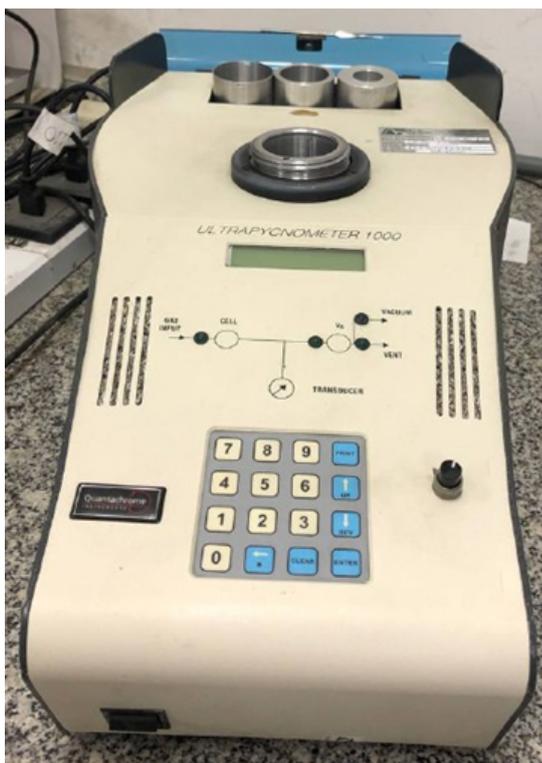


Figura 37 – Picnômetro de gás Hélio Ultrapycnometer/1000 - Quantachome.

### 3.2.3 Produção de peças de aço *Maraging* por manufatura aditiva

A produção de peças de aço *maraging* por manufatura aditiva, através do processo de fusão seletiva a laser, foi realizada no equipamento de manufatura aditiva EOSINT M280 (Figura 38) localizado no Instituto Nacional de Ciência e Tecnologia em Biofabricação (BIOFABRIS), com sede na Faculdade de Engenharia Química (FEQ) da Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP). Durante a produção das amostras deve-se manter os níveis de oxigênio baixos, para tal, deve-se retirar o oxigênio da câmara de construção e preenche-la com  $N_2$ .



Figura 38 – Equipamento de manufatura aditiva EOSINT M280.

Para a produção das peças utilizou-se a estratégia de varredura mostrada na Figura 39, a qual apresenta um esquema ilustrativo da trajetória do laser sobre uma camada de pó, dividida em quatro imagens (Figura 39 (a), (b) (c) e (d)) até formar a estratégia de varredura completa do laser sobre a camada de pó. Na Figura 39 (a), o laser realiza o contorno da peça à ser fabricada de acordo com o modelo STL. Já na Figura 39 (b), (c) e (d) tem-se a passagem do laser na área que foi restrita na etapa anterior. Na Figura 39 (b) tem-se a primeira varredura na área, onde nota-se que o laser realiza uma trajetória de ida e volta (varredura bidirecional) até completar a varredura no ponto final. Na próxima varredura (Figura 39 (c)) o laser inicia sua trajetória no mesmo lado em que se encerrou a varredura anterior e segue novamente com a trajetória bidirecional até o seu ponto final. O processo prossegue por “n” varreduras (Figura 39 (d)), onde “n” depende das dimensões especificadas no modelo STL, até completar toda a área delimitada na primeira etapa. Além disso, como é indicado na Figura 39 (d), cada varredura apresenta largura de 5 mm. Um fato importante de se destacar é que o laser realiza esta estratégia de varredura duas vezes para cada camada, ou seja, realiza as etapas descritas na Figura 39 de (a) até (d) duas vezes.

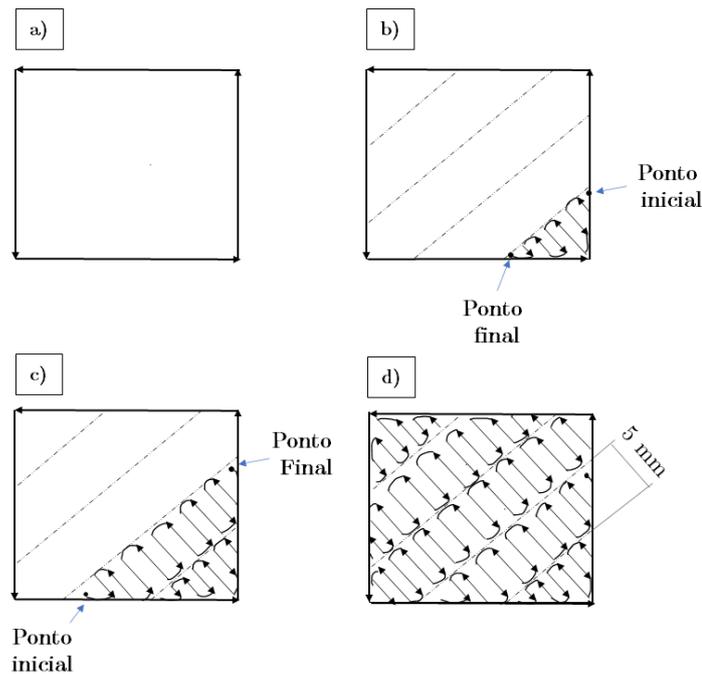


Figura 39 – Estratégia de varredura do laser utilizada no processo de manufatura aditiva.

Nota-se pela Figura 39 (d) que a estratégia de varredura utilizada é muito similar àquela encontrada na Figura 22 (b) que mostra a estratégia de varredura do tipo pincel. A diferença está na orientação dessas varreduras, enquanto na Figura 22 (b) as varreduras se apresentam na vertical, na Figura 39 (d) se encontram na diagonal. No entanto, para cada camada de pó depositada, a orientação da estratégia de varredura é alterada em  $67^\circ$  como pode ser observado na Figura 40. Desta maneira, em determinada camada, após algumas rotações, a estratégia de varredura pode se apresentar exatamente como é demonstrada na Figura 22 (b).

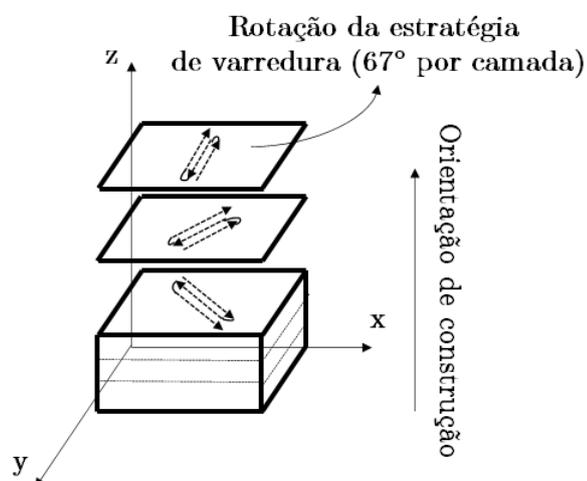


Figura 40 – Esquema ilustrativo da rotação da estratégia da varredura em  $67^\circ$  por camada de pó depositada.

Após a produção, foi necessário realizar o corte para a separação das peças produzidas da mesa de trabalho do equipamento de manufatura aditiva através eletroerosão a fio. Após a separação, foram realizados o método de Arquimedes para avaliação da densidade relativa, ensaio de dureza Vickers e caracterização microestrutural através de MO, MEV e DRX e ensaio de tração uniaxial. As análises estão descritas na subseção 3.2.5.

### 3.2.4 Realização dos tratamentos térmicos

Os tratamentos foram realizados no forno elétrico tipo mufla modelo F1 - DM Monofásico do fabricante Fornitec - Indústria e Comércio Ltda apresentado na Figura 41 localizado em uma empresa do setor Metal-Mecânico, Panambi/RS. Os tratamentos térmicos foram realizados com o objetivo de se atingir as melhores propriedades mecânicas do material.

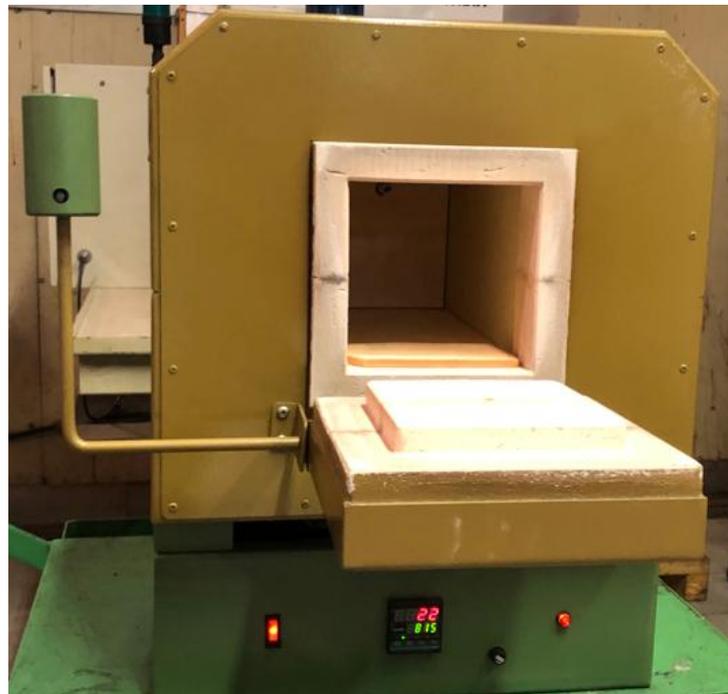


Figura 41 – Forno Elétrico tipo mufla utilizado para realização dos tratamentos térmicos.

Foram realizados os tratamentos térmicos de envelhecimento direto, solubilização e solubilização seguido de envelhecimento nas amostras produzidas por manufatura aditiva e fabricadas de maneira convencional. A literatura apresenta tanto trabalhos em que o tratamento térmico de envelhecimento direto apresenta maiores valores de dureza, quanto artigos que o tratamento de solubilização seguido de envelhecimento apresenta os maiores valores (73, 70), por esse motivo ambos os tratamentos térmicos foram realizados. Além disso, o tratamento térmico de solubilização, sem envelhecimento, foi realizado com o objetivo de se avaliar o efeito desse tratamento térmico no material. De acordo com Schmidt e Rohrbach(19) o tratamento de solubilização mais comum utilizado em aços

*maraging* 300 é o aquecimento a 815 °C por 1 hora seguido de resfriamento ao ar. Paul et al.(67) e Bai et al.(49) realizaram o tratamento de envelhecimento a 480 °C por 6 horas e obtiveram excelentes resultados de propriedades mecânicas em amostras de aço *maraging* envelhecidas diretamente. Assim, no presente trabalho realizou-se o tratamento térmico de solubilização a uma temperatura de 815 °C por 1 hora e no envelhecimento a temperatura de 480 °C por 6 horas.

Depois de termicamente tratadas, amostras foram analisadas quanto a sua microestrutura (MO, MEV e DRX), comportamento mecânico (ensaio de tração e dureza Vickers) e densidade relativa (método de Arquimedes). As análises estão descritas na subseção 3.2.5.

### 3.2.5 Análise nas peças de aço *Maraging*

Nesta subseção estão descritas as análises que foram realizadas nas chapas fabricadas por manufatura aditiva e chapas laminadas, com e sem a realização de tratamentos térmicos.

#### 3.2.5.1 Caracterização microestrutural

##### 3.2.5.1.1 Preparação metalográfica

Para as amostras analisadas por MO, MEV e DRX, a preparação metalográfica seguiu a norma ASTM E3-11(2017)(74). Foram utilizadas lixas de 80, 240, 400, 500, 600, 800 1200, 2000 e 2500 mesh e polidas mecanicamente com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$ .

##### 3.2.5.1.2 Microscopia óptica

A microscopia óptica foi realizada no microscópio da marca OLYMPUS, modelo BX53M (Figura 33) localizado no laboratório de metalografia do Instituto Militar de Engenharia. A análise foi feita com o objetivo de avaliar a porosidade e microestrutura das peças. Para análise da porosidade foram feitas imagens das amostras lixadas e polidas, sem ataque químico. Para análise da microestrutura foi realizado o ataque químico das amostras lixadas e polidas com reagente Nital 10% durante uma média de 30 segundos. Além disso, em algumas amostras foram realizadas imagens com ataque Villela (25mL de metanol, 1,25mL de ácido clorídrico e 0,25g de ácido pícrico).

##### 3.2.5.1.3 Microscopia eletrônica de varredura

A análise por MEV teve por objetivo a caracterização da microestrutura. Para tal, foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura da marca FEI, modelo QUANTA FEG 250, localizado no laboratório de Microscopia do Instituto Militar de Engenharia

(IME) apresentado anteriormente na Figura 34. Foram utilizados os parâmetros de 20 kV e *spotsize* de 4.5.

#### 3.2.5.1.4 Difração de raios X

A difração de raios X é uma importante técnica de caracterização, a qual permite a determinação da estrutura cristalina, parâmetro de rede, quantificação de fases, entre outras informações. Os difratogramas foram gerados a partir do difratômetro X'PERT PRO MRD da empresa PANalytical (Figura 35) localizado no laboratório de Difração de Raios X do IME. Este difratômetro utiliza radiação  $\text{Co } K_{\alpha}$  (comprimento de onda de 0,178 nm), filtro de Ferro, voltagem do tubo de 40 kV e corrente do tubo 40 mA. A faixa de varredura de  $2\theta$  utilizada para a análise de difração de raios X é de  $45^{\circ}$  até  $110^{\circ}$ , step size utilizado foi de  $0,04^{\circ}$  e time per step de 100 segundos. Além disso, foi utilizado soller slit de 0,04 rad, mask de 10 mm, anti-scatter slit de  $1^{\circ}$ , Divergence slit de  $0,5^{\circ}$ ,

#### 3.2.5.2 Ensaio de tração

De acordo com a norma ASTM F3122-14(44) para a realização de ensaio de tração em materiais metálicos produzidos por manufatura aditiva deve-se utilizar a norma ASTM E8/E8M-21(36) que descreve os métodos para o ensaio de tração em materiais metálicos. Os corpos de prova utilizados foram do tipo subsize com as dimensões apresentadas na Figura 42.

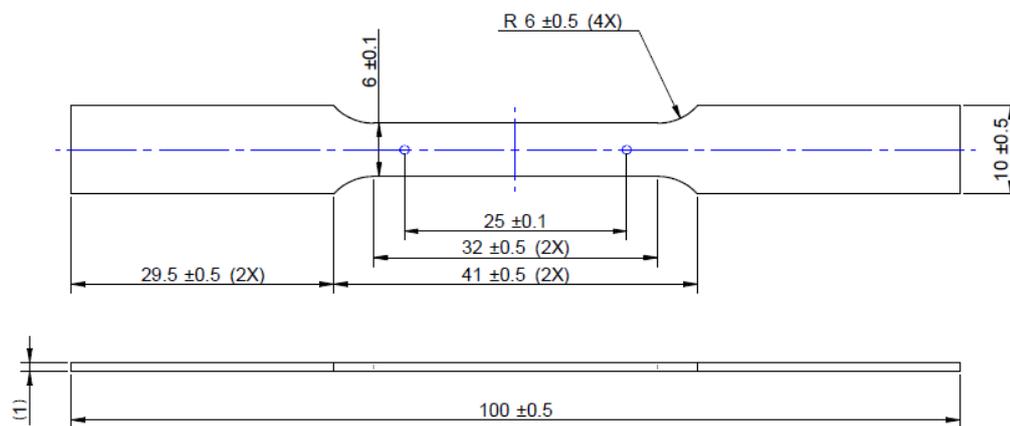


Figura 42 – Corpo de prova de tração do tipo subsize conforme norma ASTM E8/E8M-21(36).

O ensaio foi realizado no laboratório de Materiais do CEFET/RJ (LAMAT) em temperatura ambiente com velocidade de 3 mm/min no equipamento de ensaios mecânicos Instron de 250 kN apresentado na Figura 43 que utiliza um vídeo-extensômetro. Os ensaios das condições MA-E, MA-SE, MC-S e MC-SE foram realizados em tréplicas para cálculo da média e erro relativo com intervalo de confiança de 95%. No entanto, devido a problemas

com os corpos de prova, apenas um corpo de prova das condições MA e MA-S foram utilizadas no ensaio, não permitindo o cálculo da média e erro relativo. Desta maneira, os resultados dessas condições são apenas um indicativo das propriedades em tração dessas amostras.

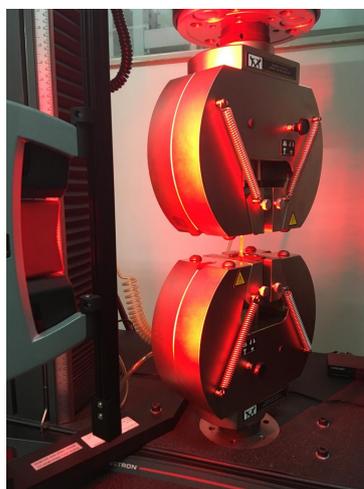


Figura 43 – Máquina de ensaios mecânicos Instron de 250 kN localizado no CEFET/RJ.

### 3.2.5.3 Método de Arquimedes

O método de Arquimedes, que avalia a densidade relativa, foi realizado de acordo com a norma ASTM B311-17(40) no Laboratório de Cerâmicos no Instituto Militar de Engenharia. Para este ensaio foram utilizados uma balança analítica, béquer, suporte de amostra e termômetro, utilizado para aferir a temperatura da água. O sistema utilizado no ensaio está apresentado na Figura 44.

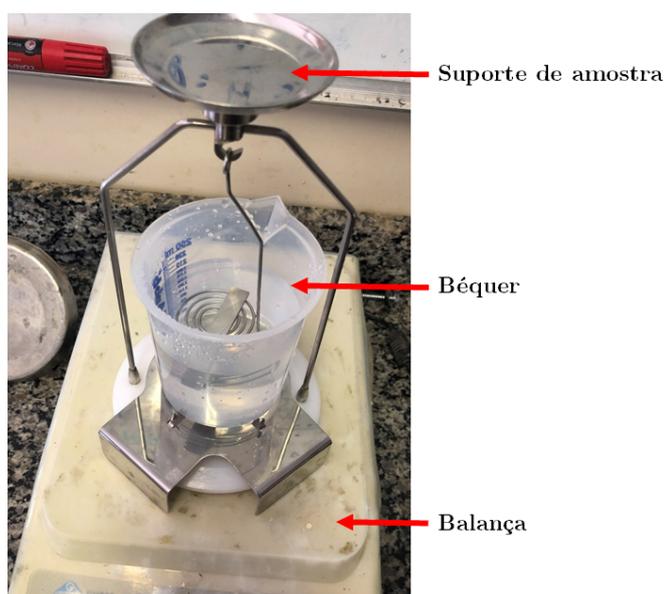


Figura 44 – Sistema para método de Arquimedes.

Após a montagem do sistema o ensaio foi realizado pelas seguintes etapas:

Após a montagem do sistema tarou-se a balança e pesou-se a amostra em cima do aparato, este peso foi registrado como “A - Massa da Amostra no Ar”. Colocou-se então o béquer com água no aparato, mediu-se a temperatura da água e tarou-se mais uma vez a balança. Com a balança tarada, colocou-se a amostra dentro do béquer apoiado pelo suporte de amostra. Aguardou-se 15 minutos com a amostra dentro do béquer com água e então registrou-se o peso como “F - Massa da amostra em água com a massa do suporte tarado”. O valor da densidade da água (E) é determinado a partir de temperatura da água medida. Utilizou-se o HandBook de Taylor e Oppermann(75) onde tem-se a relação das densidades da água, em  $g/cm^3$ , para cada temperatura. Com os valores de A, F e E registrados, faz-se o cálculo da densidade da amostra, em  $g/cm^3$ , a partir da Equação 3.1.

$$D = \frac{A \times E}{A - F} \quad (3.1)$$

Com a densidade das amostras calculadas, pode-se determinar a densidade relativa através da Equação 3.2, onde a “densidade da amostra” é a densidade medida para amostras produzidas por manufatura aditiva e a densidade padrão é a densidade da amostra produzida de maneira convencional.

$$Densidade\ relativa(\%) = \frac{Densidade\ da\ amostra}{Densidade\ padrão} \times 100 \quad (3.2)$$

O ensaio foi realizado para 3 diferentes peças produzidas por manufatura aditiva e a partir dos valores obtidos foi calculada a média e erro relativo com intervalo de confiança de 95%.

#### 3.2.5.4 Dureza Vickers

O ensaio de dureza Vickers foi realizado de acordo com a norma ASTM E384-17(38) que determina os procedimentos para a medição da dureza através de testes microindentação, com indentador Vickers, sob cargas de 1 a 1000 gf. Para a medição da dureza foi utilizado o durômetro SHIMADZU, modelo HMV-G localizado no Instituto Militar de Engenharia. A carga utilizada no ensaio foi de 200 gf com tempo de permanência do indentador de 15 segundos. Em cada amostra foram feitas 10 indentações para realização do cálculo da média e erro relativo com intervalo de confiança de 95%.



Figura 45 – Equipamento utilizado no ensaio de dureza Vickers.

### 3.2.6 Teste balístico

As amostras, envelhecidas diretamente e solubilizadas e envelhecidas, fabricadas por manufatura aditiva e convencionalmente (MA-SE; MA-E e MC-SE), foram submetidas ao teste balístico.

O teste balístico foi realizado no Centro de Avaliações do Exército (CAEx) realizando-se adaptações na norma NBR 15000. A adaptação foi necessária devido a dimensões dos corpos de prova os quais só puderam ser submetidos a um disparo cada. O teste foi realizado com os parâmetros para proteção Nível III apresentado na Tabela 1. Utilizou-se provete 7,62x51 mm, receptor universal e radar Doppler SL-520P para controle da velocidade da munição (antes e após o impacto). O receptor universal foi posicionado à 15 m do alvo e utilizou-se um feixe laser para localização do ponto de impacto.

As amostras utilizadas foram confeccionadas nas dimensões e geometrias apresentadas na Figura 46 (a) para as amostras MC-SE e Figura 46 (b) para as amostras MA-E e MA-SE.

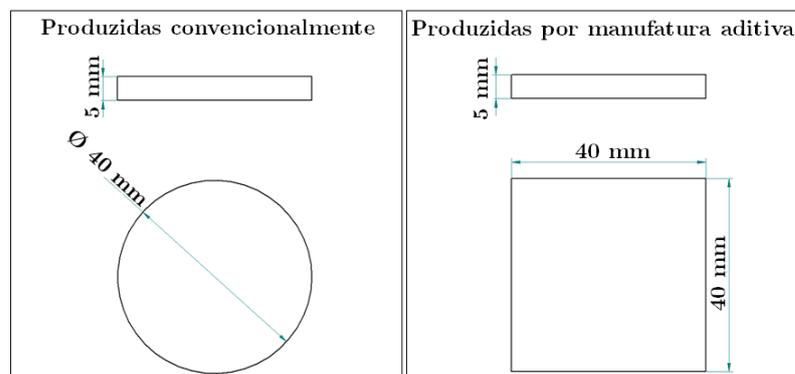


Figura 46 – Desenhos técnicos das amostras utilizadas no teste balístico.

Os alvos são compostos por uma fibra de aramida, amostra (MA-SE, MA-E ou MC-SE) e uma placa de alumínio de 3 mm de espessura. Os alvos foram confeccionados através da fixação das amostras à uma placa de alumínio 5052 com cola de poliuretano e acima das amostras foram presas fibras de aramida com parafusos como ilustra o esquema da Figura 47 (a) e (b). Na Figura 47 (c) está apresentado o esquema de fixação do alvo já preparado. O objetivo da utilização da fibra de aramida foi o aprisionamento da amostra de aço *maraging* no interior do alvo após o impacto pelo projétil. Já a chapa de alumínio, foi utilizada com a finalidade de relacionar o perfil de perfuração na chapa de alumínio com o comportamento balístico das amostras. Após o teste as superfícies de fratura das amostras de aço *maraging* foram analisadas através de microscopia eletrônica de varredura. Além disso, a fim de verificar a influência das placas de alumínio nos resultados dos testes foram feitos disparos em alvos compostos somente pela chapa de alumínio e medidas as velocidades antes e após o impacto. Cada ensaio foi realizado em tréplica para realização do cálculo da média e erro relativo com intervalo de confiança de 95%.

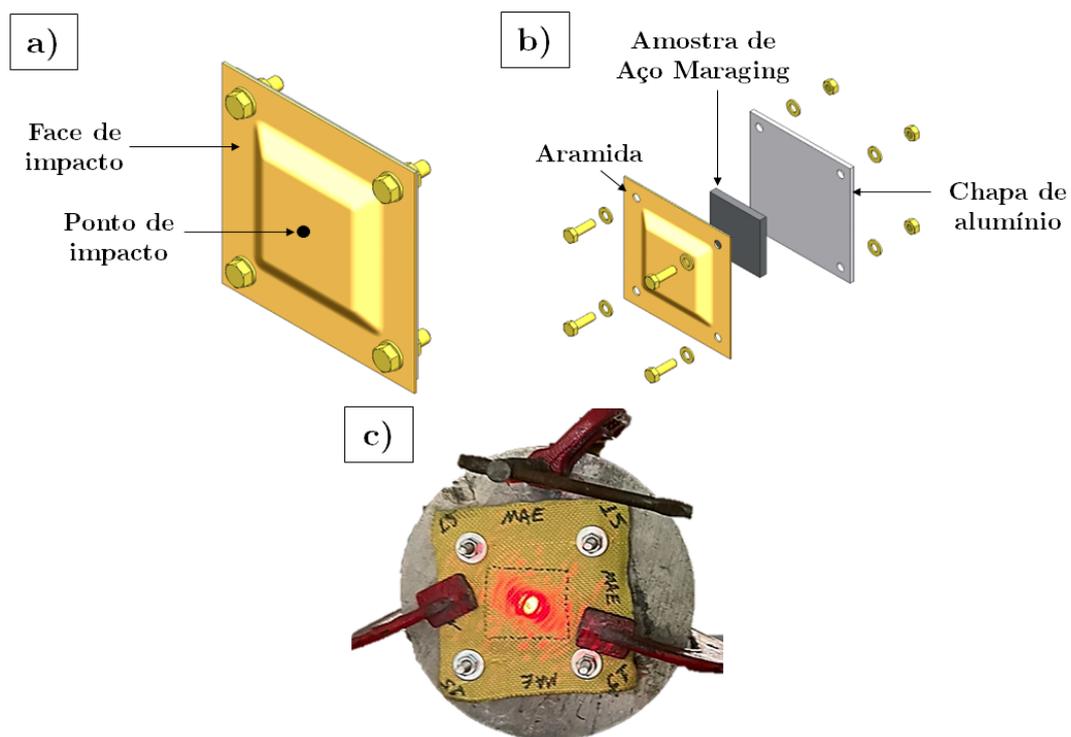


Figura 47 – Esquema do alvo (a) vista isométrica, (b) vista explodida e (c) fixação.

Com as medidas de velocidade, calculou-se a energia cinética antes e após o impacto através da Equação 3.3. A energia absorvida foi calculada através da subtração da energia cinética antes e após o impacto.

$$E = \frac{1}{2}m_p v^2 \quad (3.3)$$

Foram realizadas através do *software* Image J a medida da área da perfuração das

chapas de alumínio. Além disso, foi realizada a microscopia eletrônica de varredura da região de fratura das amostras de aço *maraging* com o objetivo de avaliar o mecanismo de fratura das amostras. Para isso, foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura da marca FEI, modelo QUANTA FEG 250, localizado no laboratório de Microscopia do Instituto Militar de Engenharia (IME) apresentado anteriormente na Figura 34. Foram utilizados os parâmetros de 20 kV e *spotsize* de 4,5.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Caracterização do pó de aço *Maraging* 300 atomizado

Na Figura 48 está apresentada a imagem obtida por MEV das partículas de pó de aço *maraging* 300 nas condições (a) P0 e (b) P2. Nota-se pelas figuras que as partículas de pó da condição P0 têm uma maior variação de tamanho do que quando comparada à condição P2. Este fato já era esperado, uma vez que a condição P2 foi submetida ao peneiramento, retirando as partículas mais grosseiras. Vale ressaltar que não foi realizado o peneiramento com o objetivo de se retirar partículas ultra-finas.

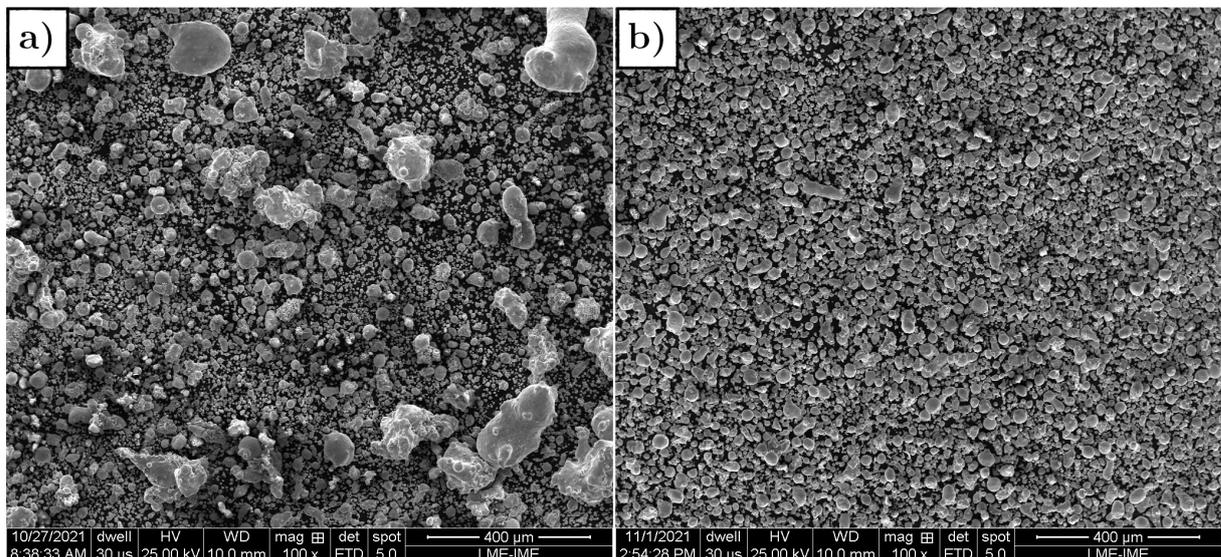


Figura 48 – Imagem das partículas de pó de aço *maraging* 300 atomizado obtida por MEV nas condições: (a) P0 e (b) P2.

Na Figura 49 está apresentada a imagem, com maior magnificação, das partículas de pó de aço *maraging* 300 na condição P2. Pode-se observar partículas de diferentes morfologias e superfícies, desde partículas aproximadamente esféricas com superfícies suaves até partículas irregulares com superfícies mais rugosas. No trabalho de Riabov et al.(76), em que o principal objetivo foi avaliar o efeito do tipo de atomização na composição de óxidos superficiais de pós de aços inoxidáveis 316L, os autores obtiveram imagens de microscopia eletrônica de varredura de partículas de pó atomizadas à ar e água. As partículas de pó atomizado a ar obtidas pelos autores foram predominantemente esféricas e com superfícies suaves, enquanto que para a condição atomizada a água foram totalmente irregulares e muito rugosas. Brika et al.(77) avaliaram a influência da morfologia e distribuição do tamanho de partículas na capacidade de fluxo do pó e na fabricação de peças de Ti-6Al-4V por manufatura aditiva e observaram que partículas mais esféricas

apresentam melhor empacotamento de partículas favorecendo a construção de peças com altas densidades e melhor precisão dimensional e superficial.

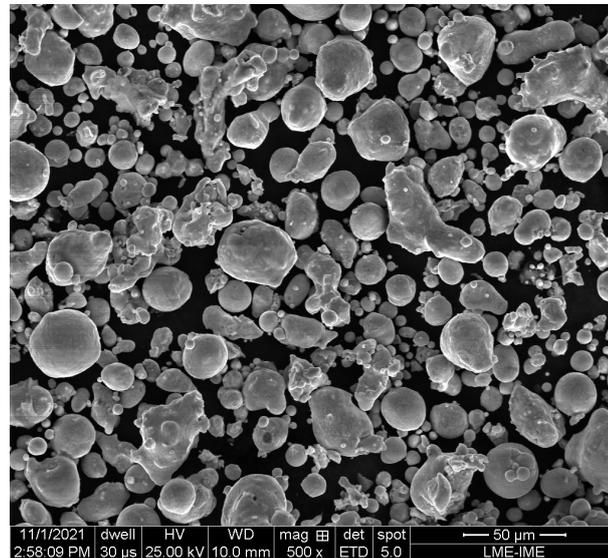


Figura 49 – Imagem das partículas de pó de aço *maraging* 300 atomizado obtida por MEV na condição P2.

Considerando que os resultados da literatura apresentam partículas irregulares e rugosas para pós produzidos por atomização a água e ainda que, apesar de se encontrar partículas irregulares e rugosas no presente trabalho, tem-se também partículas com morfologia aproximadamente esféricas e com superfícies suaves, pode-se considerar que os resultados foram satisfatórios.

Com o objetivo de se obter o tamanho de partículas das duas condições, P0 e P2, na Figura 50 (a) e (b) estão apresentados os histogramas obtidos a partir do analisador de partículas a laser das amostras P0 e P2, respectivamente. Nota-se que, enquanto a condição P2 apresenta um comportamento que se assemelha à uma distribuição normal, em que a curva tem um formato próximo a de um sino com uma única moda (aproximadamente  $30 \mu\text{m}$ ), a condição P0 apresenta um comportamento muito distinto da curva normal, apresentando mais de uma moda, uma em (aproximadamente  $38 \mu\text{m}$ ) e outra em (aproximadamente  $170 \mu\text{m}$ ). Uma distribuição bimodal foi também observado para a amostra de pó com tamanho de partícula de  $15\text{-}45 \mu\text{m}$  do trabalho de Habibnejad-korayem, Zhang e Zou(78) em que foi avaliado o efeito da distribuição do tamanho de partículas nas características de fluxo de partículas de pó de Ti-6Al-4V. Para o presente trabalho, é possível que esse padrão tenha ocorrido devido à uma grande quantidade de partículas grosseiras presentes na condição P0, já que esta não foi peneirada.

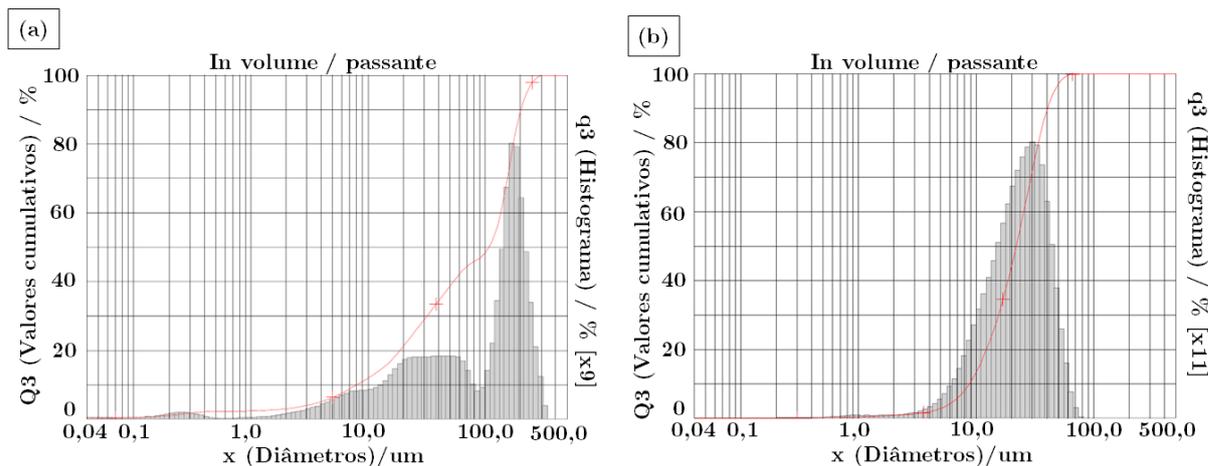


Figura 50 – Histograma obtido no teste de dispersão no analisador de partículas a laser das amostras de pó (a) P0 e (b) P2.

Vale ressaltar que, apesar da condição P2 se assemelhar à curva normal, nota-se uma pequena assimetria na distribuição. O tipo de assimetria pode ser determinada comparando-se os valores de média e a moda. O valor de diâmetro médio de partícula pode ser encontrado na Tabela 16. Diz-se que a distribuição é do tipo simétrica quando moda, média e mediana são iguais, assim, como a moda (aproximadamente  $30 \mu\text{m}$ ) é maior que a média ( $23,58 \mu\text{m}$ ) a distribuição é do tipo assimétrica à esquerda.

Tabela 16 – Resultados obtidos a partir do analisador de partículas a laser ( $d_{10}$ ,  $d_{50}$ ,  $d_{90}$  e diâmetro médio ( $d$  médio)) e picnometria (densidade).

Condição do Pó	$d_{10}$	$d_{50}$	$d_{90}$	$d$ médio	Densidade
	Valores em $\mu\text{m}$				Valores em $\text{g}/\text{cm}^3$
P0	7,97	107,17	201,49	101,14	8,07
P2	8,77	22,02	40,67	23,58	8,40

Além do diâmetro médio das partículas, na Tabela 16 estão apresentados os resultados de  $d_{10}$ ,  $d_{50}$  e  $d_{90}$  obtidos a partir do analisador de partículas a laser e a densidade, obtido a partir do ensaio de picnometria para as amostras P0 e P2. Os valores de  $d_{10}$ ,  $d_{50}$  e  $d_{90}$  indicam a porcentagem de partículas que possuem valores de diâmetro igual ou abaixo do número indicado. Isto é, como  $d_{10}$  para a condição P2 é de  $8,77 \mu\text{m}$ , 10% das partículas de pó apresentam tamanho igual ou menor que  $8,77 \mu\text{m}$ . Enquanto que, para a condição P0, 10% das partículas de pó apresentam tamanho igual ou menor que  $7,97 \mu\text{m}$ . Ou seja, os valores de  $d_{10}$  para as duas condições apresentam valores bem próximos com diferença de apenas  $0,8 \mu\text{m}$ . Quando comparados com a literatura esses valores podem ser considerados baixos. Em trabalhos como os de Song et al.(79), Król et al.(66), Song et al.(72) e Huang et al.(80) os valores de  $d_{10}$  encontrados foram de  $56,7 \mu\text{m}$ ,  $23,9 \mu\text{m}$ ,  $18,2 \mu\text{m}$  e  $19,04 \mu\text{m}$ , respectivamente. Este fato pode ser justificado pela não

realização do peneiramento com o objetivo de se retirar partículas ultra-finas. No trabalho de Brika et al.(77) os autores observaram que amostras de pó com maiores quantidades de partículas finas prejudicam as capacidade de fluxo do pó em razão da fricção entre as partículas e forças de coesão existentes.

Com relação aos valores de  $d_{50}$  e  $d_{90}$ , estes apresentam grandes diferenças entre as condições P0 e P2, com  $d_{50}$  de  $107,17 \mu\text{m}$  e  $d_{90}$  de  $201,49 \mu\text{m}$  para P0 e com  $d_{50}$  de  $22,02 \mu\text{m}$  e  $d_{90}$  de  $40,67 \mu\text{m}$  para P2. Sendo que os valores de  $d_{50}$  e  $d_{90}$  para a condição P2 foram as que mais se aproximaram de trabalhos como os de Song et al.(79), Król et al.(66) e Song et al.(72). Amostras de pó com valores de  $d_{50}$  muito grosseiros, como no caso da condição P0, fazem com que a superfície da camada de pó fundida pelo laser tenha partículas parcialmente fundidas muito grandes. Como pode ser observado no trabalho de Spurek et al.(81), a superfície da camada foi deteriorada com o uso de amostras pó mais grosseiras. Além disso, Spurek et al.(81) também observaram que a utilização de partículas de pó mais grosseiras reduzem a profundidade da poça de fusão. De acordo com Mukherjee et al.(82) defeitos de falta de fusão em peças produzidas por manufatura aditiva são gerados quando se tem uma penetração inadequada da poça de fusão. Assim, quando comparados os resultados de  $d_{50}$  das condições P0 e P2, pode-se concluir que a condição P2 tem valores mais adequados à serem utilizados na produção de peças por manufatura aditiva, como já era esperado.

No que diz respeito à densidade, os valores obtidos foram de  $8,07$  e  $8,40 \text{ g/cm}^3$  para as condições P0 e P2, respectivamente. Como o resultado de densidade é um valor médio para todas as partículas, este resultado pode indicar que as partículas de pó de maior diâmetro têm uma menor densidade, uma vez que as partículas da condição P0 têm uma maior quantidade de partículas de maior diâmetro do que com relação à condição P2. A origem dessa menor densidade pode ser em razão da presença de poros no interior das partículas. A presença de poros nas partículas de pó pode ser observada na Figura 51.

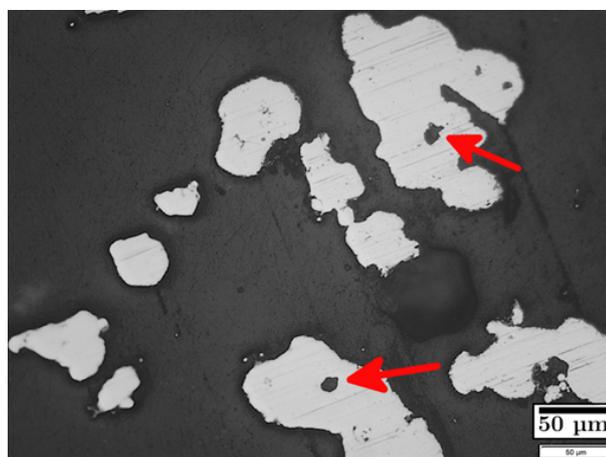


Figura 51 – Presença de poros nas partículas de pó.

Tem-se na Figura 52 o difratograma obtido pela técnica de difração de raios X da amostra de pó de aço *maraging* 300 na condição P2. Observa-se a presença de picos característicos das fases martensita ( $\alpha'$  - CCC) e austenita ( $\gamma$  - CFC). Tais picos já eram esperados, uma vez que, o aço *maraging* ao ser resfriado rapidamente, tende a formar martensita, podendo apresentar frações de austenita retida (19). A presença da austenita pode ter ocorrido, possivelmente, pela transformação incompleta da austenita para martensita durante o processo de atomização. Este resultado está de acordo com o trabalho de Vishwakarma, Chattopadhyay e Srinivas(83), em que também realizaram a técnica de difração de raios X em uma amostra de pó de aço *maraging* 300 obtido pelo processo de atomização a gás.

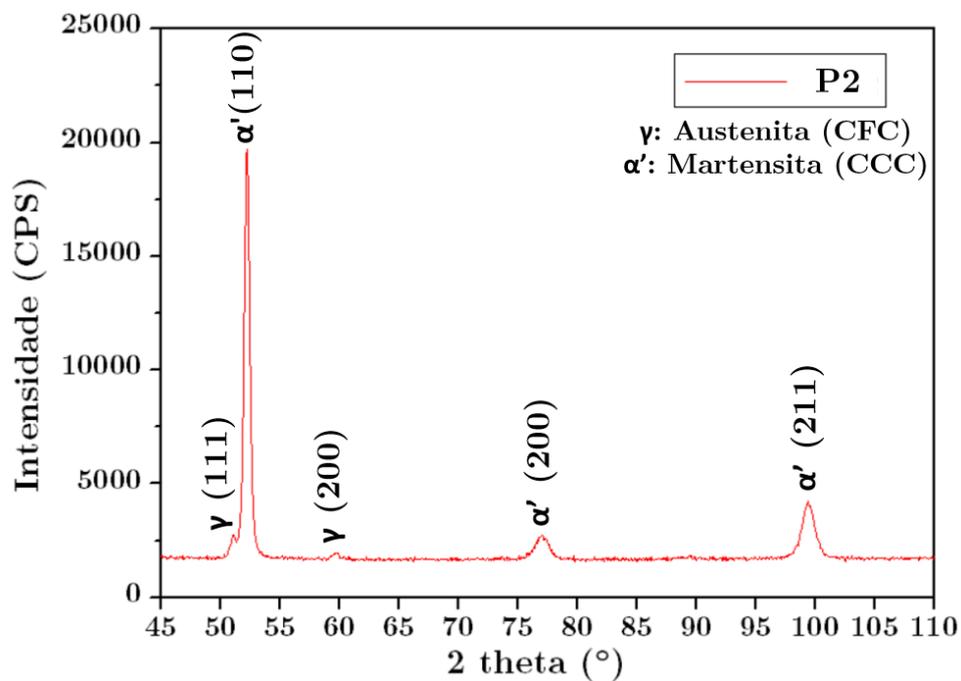


Figura 52 – Difratograma do pó de aço *maraging* 300 na condição P2.

## 4.2 Caracterização das peças de aço *maraging* produzidas convencionalmente e por manufatura aditiva

Na Figura 53 está apresentado o aspecto, sem ataque, do aço *maraging* 300 produzido por manufatura aditiva. Pode-se observar a presença de defeitos de formatos entre esféricos e irregulares. Diversos autores como Bai et al.(73), Huang et al.(80), Król et al.(66) e Song et al.(79) observaram a presença desses defeitos em amostras de aço *maraging* 300 produzidos por fusão seletiva a laser e seu formato e quantidade podem estar relacionados com os parâmetros de processo.

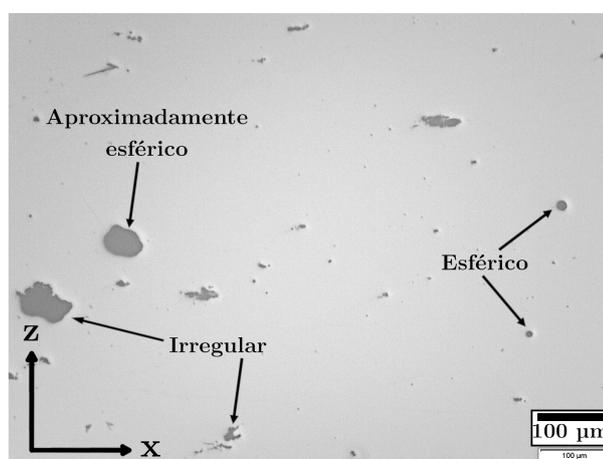


Figura 53 – Aço *maraging* 300 produzido por manufatura aditiva como fabricado (MA) sem ataque.

Os poros com formatos esféricos observados na Figura 53 são criados pelo aprisionamento de gases. Esse gás pode ser proveniente da câmara de construção do equipamento de manufatura aditiva o qual utiliza gás inerte durante a produção. O gás inerte pode ficar aprisionado na poça de fusão durante o processo ou ficar empacotado entre as partículas de pó e, uma vez que, este é insolúvel no metal líquido, fica aprisionado formando os poros (73, 84). Pode-se notar ainda, a presença de poros que tem formato próximo do esférico. De acordo com Bai et al.(73) existem poros aproximadamente esféricos que tem origem da instabilidade dos chamados *keyholes* formados na frente da trilha de fusão. Quando um *keyhole* instável entra em colapso o vapor de metal fica preso na poça de fusão, assim, com a solidificação há a formação de poros aproximadamente esféricos.

No caso dos poros irregulares observados na Figura 53, uma das possíveis razões para sua formação é a falta de fusão durante o processo de produção. Bai et al.(73) encontraram esses defeitos para varreduras com baixa potência de laser e alta velocidade de varredura. A baixa potência e a alta velocidade fazem com que a partícula de pó não seja fundida devido a pouca energia transferida à ela. Assim, frequentemente esses defeitos apresentam partículas de pó parcialmente fundidas ou não fundidas em seu interior. Outra razão possível para a formação dos poros irregulares é a presença de regiões livres de

partículas de pós que podem ser formadas durante a passagem do laser. Como nessas regiões não têm partículas para serem fundidas, não há material para o preenchimento dessas regiões, formando-se vazios. Este fenômeno foi observado por Bai et al.(73).

Através da Figura 54 é possível observar, em maior ampliação, esses defeitos. Na Figura 54 (a) tem-se defeitos, indicados pelas setas vermelhas, de dimensão maior que 20  $\mu\text{m}$  que podem ter sido gerados por falta de fusão. Já na Figura 54, tem-se um defeito com formato circular, indicado pela seta vermelha, de aproximadamente 5  $\mu\text{m}$  que pode ter sido gerado pelo aprisionamento de gases.

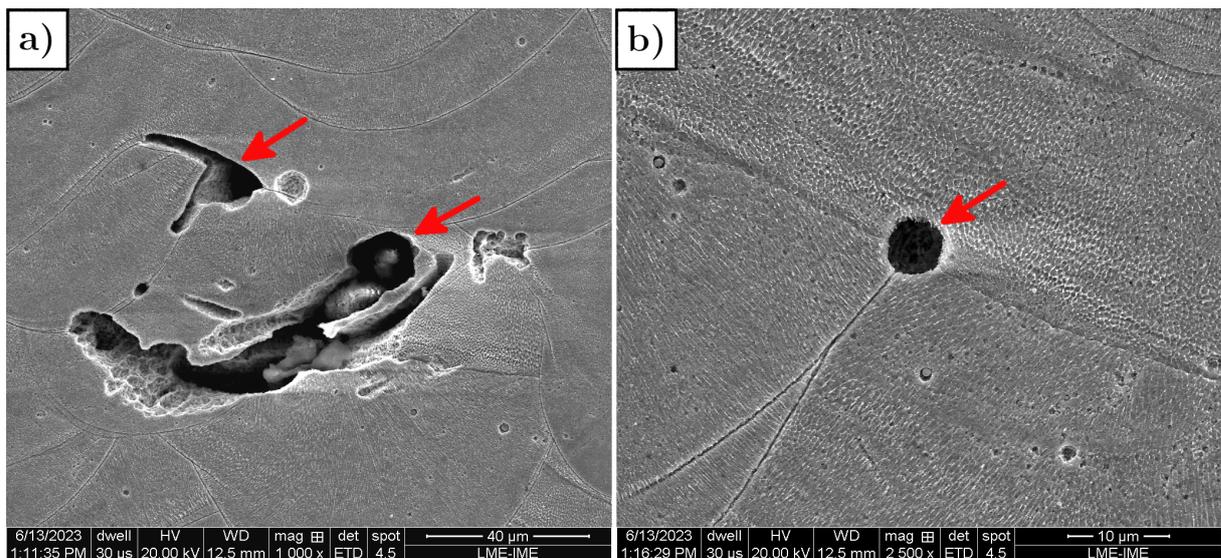


Figura 54 – Defeitos de porosidade e falta de fusão observados através de microscopia eletrônica de varredura.

A presença dos porosidade e falta de fusão faz com que o material tenha uma menor densidade quando comparado ao mesmo material produzido de maneira convencional. A dureza do material é diretamente afetada pela densidade relativa do material, ou seja, quanto menor a densidade relativa, menor a dureza. A densidade relativa obtida através do ensaio de Arquimedes foi de  $98,64 \pm 0,42 \%$ . No trabalho de Huang et al.(80) para valores de aproximadamente 98,6% de densidade relativa também foram observados defeitos com formatos desde irregulares até circulares. Somente para valores acima de 99,5% os poros irregulares não foram mais encontrados. Através do trabalho de Huang et al.(80) nota-se que, com o aumento da densidade de energia do laser há o aumento da densidade relativa. Valores de densidade relativa abaixo de 99,5% foram encontrados por Huang et al.(80) para valores de densidade de energia do laser abaixo de  $80 \text{ J/mm}^3$ . Desta forma, como no presente trabalho foram encontrados poros que possivelmente são originados da falta de fusão, os parâmetros utilizados no processo podem não ter sido adequados para gerar uma densidade de energia do laser suficiente para obter-se uma maior densidade relativa e menor quantidade e tamanho de poros irregulares.

Na Figura 55 estão apresentadas as três vistas, após ataque químico com nital 10%, de uma peça produzida por manufatura aditiva, onde Z é a direção de construção. Na vista X-Y tem-se um corte horizontal da amostra onde pode-se observar as trilhas de varredura do laser, indicadas por linhas pontilhadas amarelas, com espessura de  $70 \mu\text{m}$  e distância entre as varreduras de aproximadamente  $100 \mu\text{m}$ . No trabalho de Paul et al.(67), em que os pesquisadores investigaram o efeito dos tratamentos térmicos na resistência mecânica e à fratura de peças de aço *maraging* 300 produzidas por manufatura aditiva, os autores encontraram uma distância entre as varreduras de  $110 \mu\text{m}$ , sendo este o mesmo valor utilizado como parâmetro de processo na produção por manufatura aditiva. Assim, apesar de não se ter acesso ao parâmetro de processo utilizado no presente trabalho, este valor indica que a distância entre as varreduras utilizado foi de aproximadamente  $100 \mu\text{m}$ .

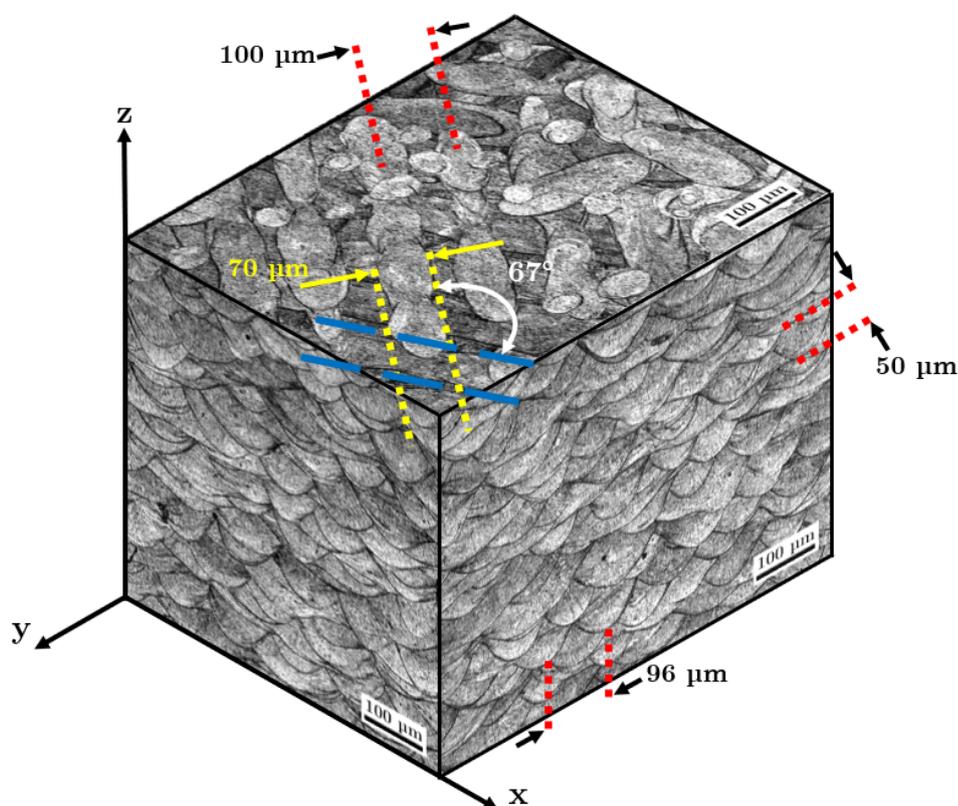


Figura 55 – Vista 3D da condição MA. (Ataque Nital 10%).

Ainda referente a vista X-Y da Figura 55, pode-se observar outras trilhas de varredura do laser, indicadas por linhas tracejadas azuis, em uma camada abaixo daquelas indicadas pela linha pontilhada amarela com rotação de  $67^\circ$  entre elas. Essa rotação é consistente com a estratégia de varredura utilizada durante o processo de fabricação que é do tipo bidirecional com rotação de  $67^\circ$  por camada. O mesmo padrão pôde ser observado no trabalho de Mei et al.(69) em que avaliaram os efeitos da temperatura de envelhecimento na evolução da microestrutura e endurecimento dos aços *maraging* 300 produzidos por manufatura aditiva com estratégia varredura com rotação de  $67^\circ$  por camada.

Em seu trabalho, acerca das características microestruturais de um aço *maraging* resistente à corrosão produzido por manufatura aditiva, Palad et al.(85) observaram que as seções transversais verticais das peças fabricadas, referidas como vistas Z-X e Z-Y, apresentam as mesmas características microestruturais. Esse resultado também pode ser observado na Figura 55 em que observa-se a presença de poças de fusão sobrepostas nas vistas Z-X e Z-Y. O formato curvo encontrado nas poças de fusão ocorrem em razão da dissipação de calor no substrato, isto é, nas camadas já solidificadas anteriormente (86, 45).

Não só o formato, mas também a direção das poças de fusão ocorrem em razão da dissipação de calor, como foi observado por Cao et al.(45). A pesquisa de Cao et al.(45) foi dedicada à avaliar os efeitos da utilização de suportes para construção de peças de aço *maraging* por fusão seletiva a laser. Os autores observaram que a utilização de suportes faz com que a dissipação de calor ocorra simultaneamente nestes e nas camadas já solidificadas, resultando em diferentes orientações da poça de fusão. Dessa forma, pela Figura 55 nota-se que as poças de fusão tem substancialmente a mesma orientação, o que é consistente com o fato de não terem sido usados suportes para a fabricação dessas peças.

Outro aspecto relevante é o tamanho das poças de fusão, que para este trabalho tem uma altura ( $a$ ) de aproximadamente  $54 \mu\text{m}$  e largura ( $l$ ) de  $97 \mu\text{m}$ , com uma razão de aspecto ( $a/l$ ) entre 0,3 e 0,8. Nos trabalhos de Chadha et al.(87) e Palad et al.(85) as faixas encontradas foram de 0,2 - 0,5 e 0,5 - 0,8, respectivamente. Desta forma, a razão de aspecto encontrada está dentro do reportado pela literatura. É importante destacar que a altura encontrada de aproximadamente  $54 \mu\text{m}$  é maior que a espessura da camada utilizada como parâmetro de processo no presente trabalho ( $30 \mu\text{m}$ ). A razão disso é que quando o laser atinge a nova camada de pó, ela penetra também outras camadas já solidificadas e as refunde. Assim, a poça de fusão é formada por uma nova camada de pó fundida e uma camada refundida, fazendo com que ela seja maior do que a espessura da camada (45, 68). De acordo com Cao et al.(45) essa é uma das razões para que a fusão seletiva a laser atinja peças com densidades relativas muito próximas de 100%.

Através da microscopia eletrônica de varredura, é possível observar em mais detalhes as estruturas presentes no interior da poça de fusão, desta forma, na Figura 56 está apresentada a microestrutura do aço *maraging* produzida por manufatura aditiva (MA) em (a) menor e (b) maior ampliação. Observa-se que a microestrutura da condição MA é composta por estruturas celulares ou colunares que são tipicamente encontradas em ligas produzidas por fusão seletiva a laser. O mesmo tipo de estrutura foi encontrado para amostras de aço *maraging* 300 produzidas por manufatura aditiva nos trabalhos de Paul et al.(67), Mei et al.(69) e Song et al.(79). De acordo com Jäggle et al.(88) essas estruturas podem se tratar de células de solidificação ou dendritas com braços secundários muito curtos. Os autores Wei et al.(89) e Paul et al.(67) apontaram em seus trabalhos que essas estruturas celulares tratam-se de estruturas dendríticas sem braços secundários.

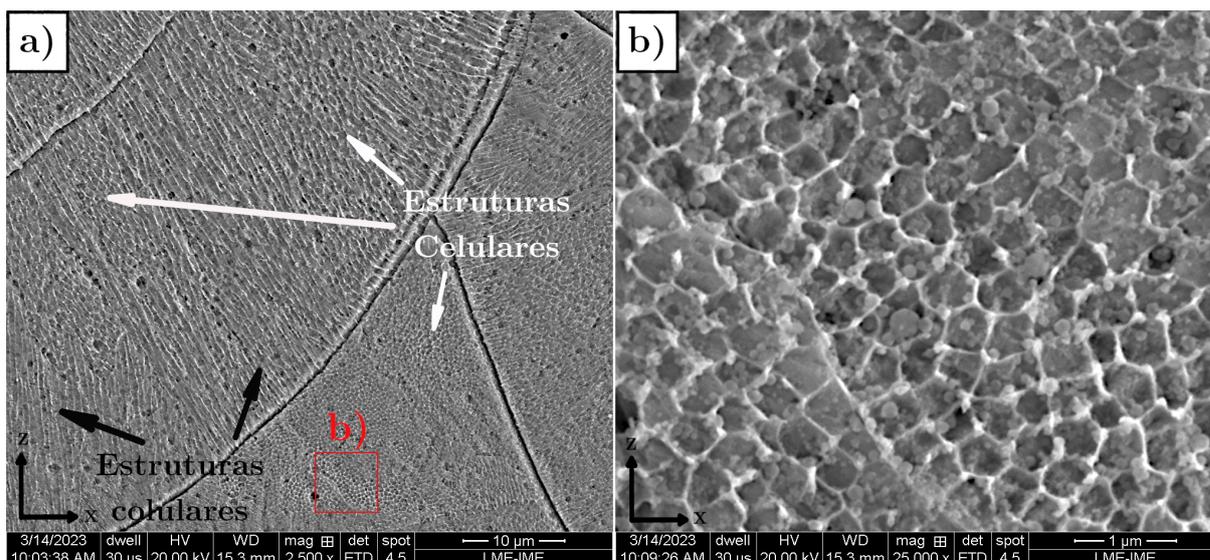


Figura 56 – Microestrutura da condição MA em (a) menor e (b) maior aumento. (Ataque Nital 10%).

Os contornos dessas estruturas celulares apresentam segregação dos elementos níquel, titânio e molibdênio e alta densidade de discordâncias (90, 89). Os autores Mei et al.(69) mostraram que as paredes dessas estruturas são formadas por emaranhados de discordâncias em formato de ilhas que formam células fechadas. A formação dessas células é atribuída a distorções criadas na rede cristalina causadas pela microsegregação e precipitação em regiões interdendríticas, sendo essas distorções acomodadas por discordâncias (69, 91). Por outro lado, Bertsch et al.(92) encontrou que a formação das paredes de discordâncias ocorre por um processo de expansão/retração térmica.

Na Figura 57 estão apresentadas as microestruturas das condições MA e MA-E. Ao comparar a microestrutura da condição como produzida (MA) com a da condição envelhecida (MA-E), nota-se, que após a realização do tratamento térmico de envelhecimento, os contornos da poça de fusão não são mais evidentes. De acordo com Wei et al.(89) os contornos da poça de fusão se tornam vagos devido a difusão química decorrente do tratamento térmico. Além disso, é possível observar uma desintegração parcial das paredes das estruturas celulares. A decomposição da parede das células, após a realização do envelhecimento, foi observado também por Mei et al.(69) em peças de aço *maraging* 300 utilizando uma temperatura de 490 °C por 3 horas. Por outro lado, há trabalhos na literatura em que a microestrutura da amostra envelhecida de aços *maraging* 300 é muito similar à amostra como produzida, com as estruturas celulares ainda integras e fechadas, como pode ser observado no trabalho de Song et al.(79) e Paul et al.(67).

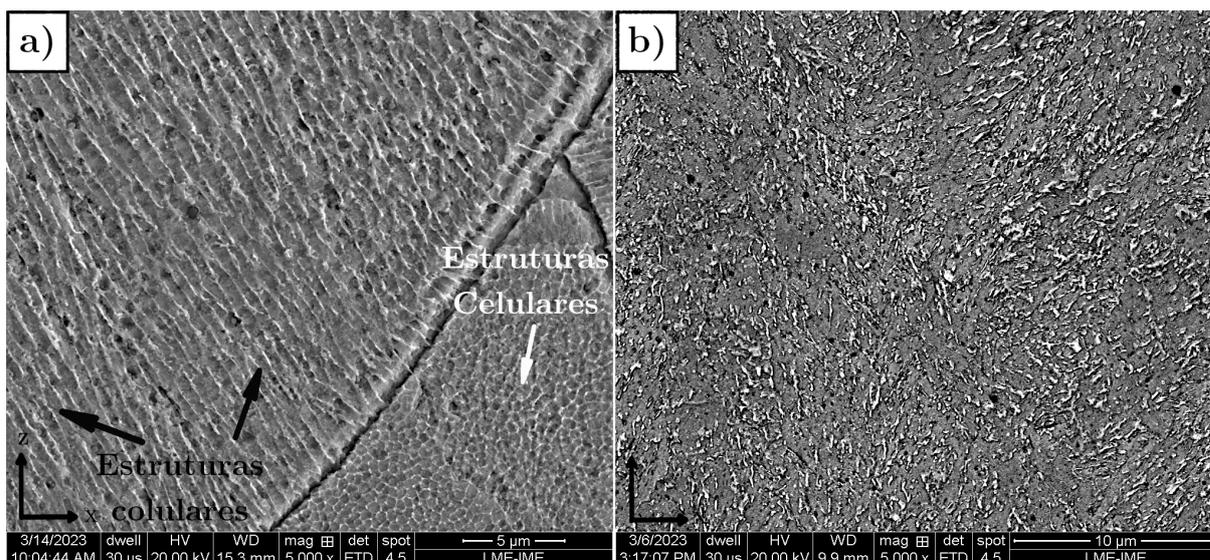


Figura 57 – Microestrutura da condição (a) MA e (b) MA-E. (Ataque Nital 10%).

O Paul et al.(67) realizaram o envelhecimento na temperatura de 480 °C por 6 horas com resfriamento ao ar, mesmas condições utilizadas no presente trabalho. Já Song et al.(79), utilizaram uma maior temperatura, de 500 °C também por 6 horas. De acordo com Mei et al.(69) a desintegração das estruturas celulares ocorre através de movimentação e aniquilação de discordâncias, desta forma, é possível que as peças produzidas no presente trabalho tivessem uma maior energia armazenada, já que esta é a força motriz para os fenômenos mencionados. Com uma maior energia armazenada, a temperatura e tempo de envelhecimento podem ter sido suficientes para iniciar a desintegração das paredes das células no presente trabalho, enquanto que não foi suficiente para as peças envelhecidas produzidas por Paul et al.(67).

Durante o envelhecimento, ocorre a segregação de elementos químicos, como o níquel, nas paredes das células, nos contornos de grãos austeníticos prévios e nos contornos das ripas de martensita. O níquel é um elemento estabilizador da austenita e, com isso, contribui para a formação dessa fase no aço (93, 94). Li e Yin(94) observaram que esta segregação é proveniente de precipitados de  $Ni_3(Mo,Ti)$  que são dissolvidos para formação de precipitados do tipo  $Fe_2Mo$  durante o envelhecimento. Com isso, é esperada a presença da fase austenítica na microestrutura da condição MA-E. No entanto, a diferenciação das paredes das células e da fase austenítica é difícil através apenas da microscopia eletrônica de varredura, sendo possível diferenciá-las através da microscopia eletrônica de transmissão.

Na Figura 58 (a) e (b) estão apresentadas as microestruturas das condições produzidas por manufatura aditiva termicamente tratadas MA-S e MA-SE, respectivamente. Como pode-se observar, para as condições solubilizada (MA-S) e solubilizada e envelhecida (MA-SE) as paredes das células foram completamente desintegradas. Quando comparado com a condição MA-S, os contornos de grão da condição solubilizada e envelhecida (MA-SE)

são indefinidos. Essa indefinição pode ser causada por precipitação nos contornos de grão e transformações de fase durante o tratamento térmico (58).

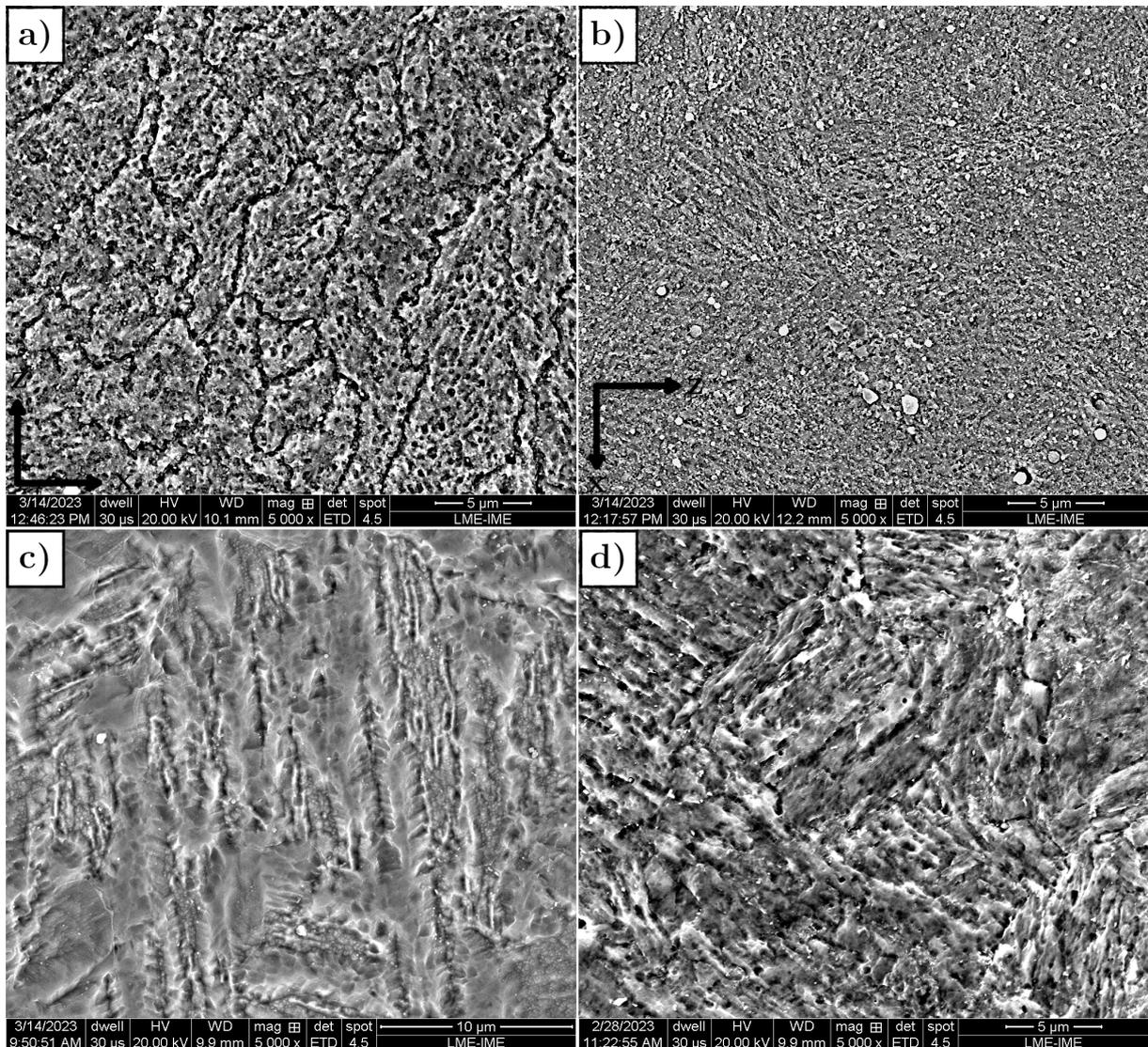


Figura 58 – Microestrutura das condições (a) MA-S, (b) MA-SE, (c) MC-S e (d) MC-SE. (Ataque Nital 10%).

Além disso, para fins de comparação, com o mesmo ataque químico, são apresentadas na Figura 58 as microestruturas das condições Figura 58 (c) MC-S e (d) MC-SE. Nota-se que apesar de terem sido realizados os mesmos tratamentos térmicos de solubilização nas condições MA-S e MC-S e de solubilização seguido de envelhecimento nas MA-SE e MC-SE, as microestruturas destas são distintas. De acordo com Wei et al.(89), com uma alta temperatura de tratamento térmico, de 1250 °C por exemplo, há a recristalização completa do aço *maraging* 300 produzido por manufatura aditiva, fazendo com que a microestrutura seja similar ao encontrado em amostras de aço *maraging* produzidas de maneira convencional. No entanto, no presente trabalho utilizou-se uma temperatura de solubilização de 815 °C. Esta pode ser a razão da diferença de microestrutura das condições

produzidas por manufatura aditiva e produzidas convencionalmente.

A microestrutura, agora relevada com ataque villeda, do aço *maraging* 300 produzido convencionalmente nas condições solubilizado (MC-S) e solubilizado e envelhecido (MC-SE) pode ser observada nas figuras 59 (a) e (b), respectivamente. Nota-se que a microestrutura martensítica das condições MC-S e MC-SE é mais evidente através do ataque com villeda apresentado na Figura 59.

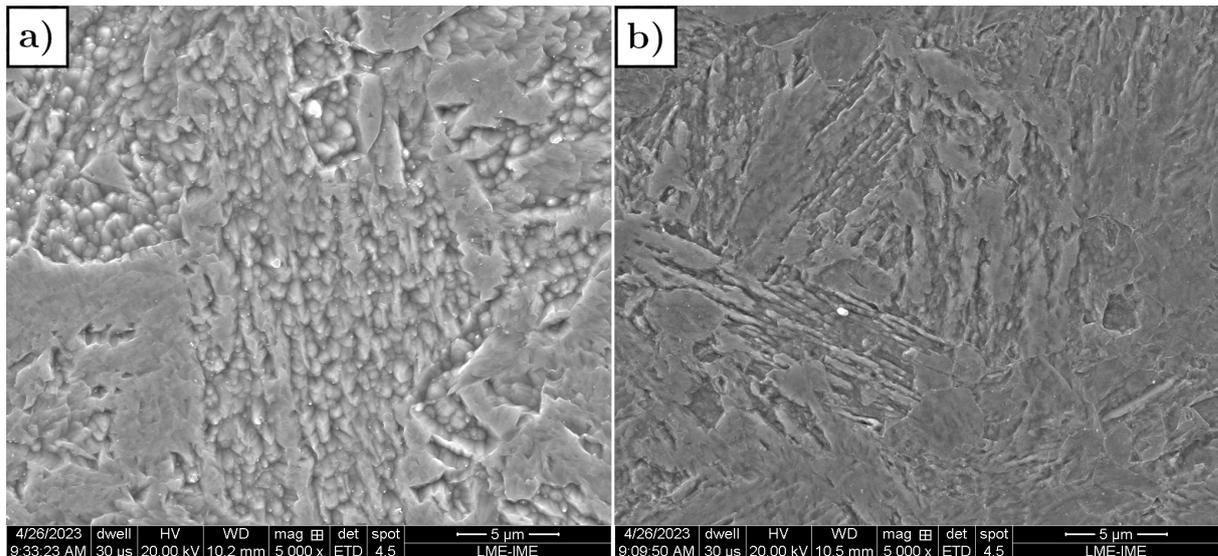


Figura 59 – Microestrutura das condições (a) MC-S e (b) MC-SE. (Ataque Villeda).

Pode-se observar ainda nas microestruturas das condições MA e MA-SE, ao utilizar-se maiores aumentos (Figura 60), a presença de pequenas cavidades com formato triangular na matriz das amostras. Tais cavidades podem ter sido originadas da presença de partículas com formatos piramidais que foram removidas durante a preparação metalográfica.

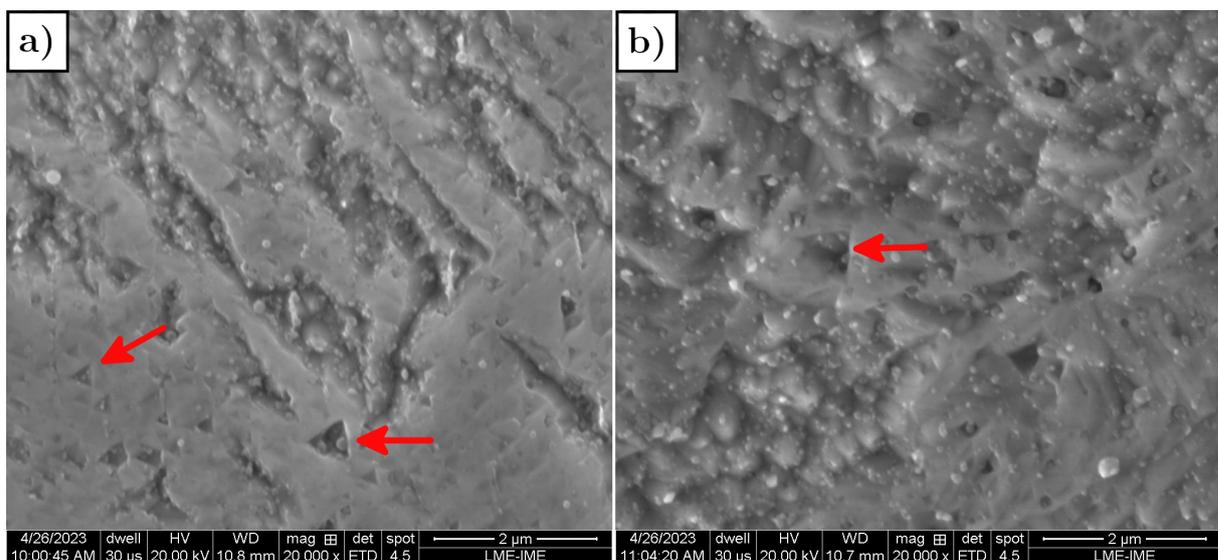


Figura 60 – Microestrutura em maior ampliação das condições MA. (Ataque Villeda).

### 4.3 Difração de Raios X

Na Figura 61 pode-se observar os difratogramas das condições MA, MA-E, MA-SE, MC-S e MC-SE. Nota-se nos difratogramas a presença de picos de difração característicos de martensita (CCC) para todas as condições estudadas. Além disso, pode-se observar ainda na Figura 61 (a) a presença de picos de difração da austenita (CFC) para as condições MA e MA-E. Com a ampliação do difratograma (Figura 61 (b)), pode-se observar melhor os picos de difração da austenita ( $\gamma$  {111} e  $\gamma$  {200}) para condições MA e MA-E. As frações volumétricas de austenita foram de 5,77 e 9,86%, respectivamente. Enquanto que nas demais amostras não foram encontradas quantidades detectáveis de austenita.

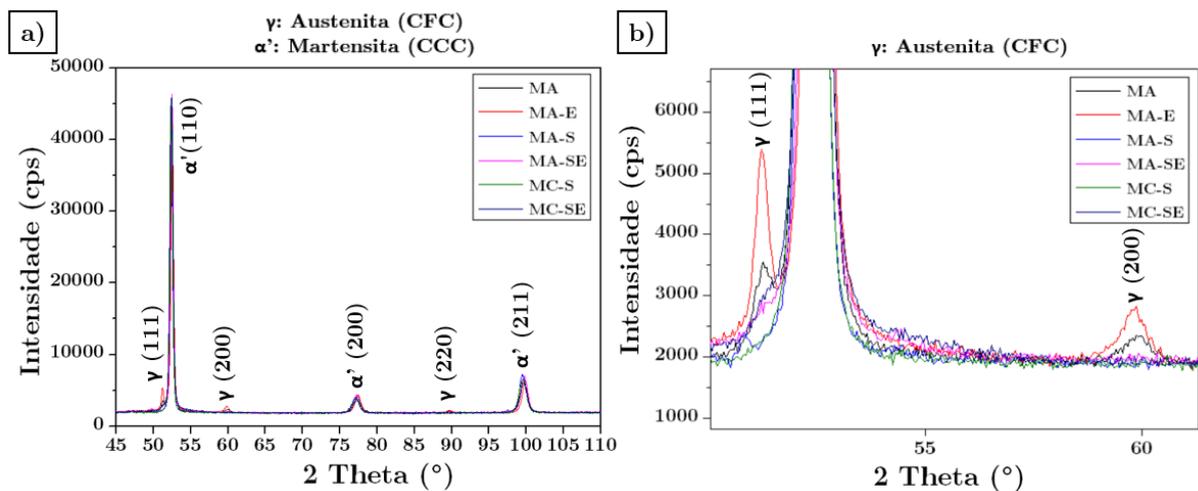


Figura 61 – Difratograma das amostras de aço *maraging* MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE em (a) menor e (b) maior ampliação.

Através da técnica de difração de raios X, não é possível avaliar se a austenita quantificada trata-se da austenita retida ( $\gamma_R$ ) ou austenita revertida ( $\gamma_r$ ). No entanto, em processos de produção por fusão em leito de pó, utiliza-se um feixe laser com aplicação de energia concentrada que funde uma pequena área e dissipa calor rapidamente (95). Em contrapartida, a austenita é formada em um processo difusional, que, portanto, necessita de tempo para ocorrer (94). Dessa forma, há uma menor chance de ocorrer a formação de austenita revertida durante o processo. A martensita, por outro lado, é formada através de um processo adifusional (27). Assim, pode-se considerar que, para a condição MA, a fração volumétrica de austenita corresponda majoritariamente à austenita retida.

Como mencionado, os contornos das estruturas celulares (Figura 56) apresentam segregação dos elementos níquel, titânio e molibdênio. Assim, há uma variação de composição química entre o interior e o contorno das células o que, de acordo com Wei et al. (89) leva a diferentes temperaturas de início da transformação martensítica. Um menor teor de níquel, no interior das estruturas celulares, aumenta a temperatura de transformação da martensita, o que faz com que a transformação martensítica ocorra primeiro no interior

das células. Assim, Wei et al.(89) afirmam que há uma tensão compressiva no contornos das estruturas celulares o que dificulta a transformação do material de austenita para martensita. Com isso, as estruturas celulares seriam sítios preferenciais para formação de austenita retida durante a solidificação. Este fato pode explicar a presença da austenita retida na condição MA do presente trabalho.

Durante o envelhecimento dois dos principais fenômenos que ocorrem são a reversão da martensita para a austenita e a formação de precipitados endurecedores (96). Assim, podem ocorrer dois fenômenos com efeitos contrários nas propriedades mecânicas do material, no primeiro caso deixando o material mais macio e o segundo endurecendo o aço. No entanto, a cinética das reações de precipitação em aços *maraging* é tal que promove um endurecimento significativo antes de se iniciar a reversão da austenita (97). Fazendo com que esse tratamento térmico seja amplamente utilizado para se obter o endurecimento. Por outro lado, para longos tempos ou maiores temperaturas de envelhecimento a reversão da austenita pode ocorrer (96). Portanto, a presença dos picos de difração da austenita observada na Figura 61 (b), para condição MA-E, pode ser uma contribuição da austenita retida formada durante o processo de fabricação por manufatura aditiva somada à austenita revertida formada durante o envelhecimento.

A maior fração volumétrica presente na condição MA-E do que o encontrado na condição MA é consistente com o fato da fração volumétrica de austenita da condição MA-E ser atribuída à contribuição da austenita retida somada à austenita revertida, enquanto que a fração volumétrica da austenita da condição MA é atribuída majoritariamente austenita retida. O mesmo comportamento pôde ser observado no trabalho de Shamsdini et al.(71) em que utilizaram o aço *maraging* 300 na produção de peças por manufatura aditiva em diferentes orientações de construção. No trabalho de Shamsdini et al.(71), as amostras foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento a uma temperatura de 490 °C por 6 horas, obtendo-se duas condições sem tratamento térmico (produzidas na orientação vertical e na horizontal) e duas condições envelhecidas (produzidas na orientação vertical e horizontal), totalizando quatro condições estudadas. Através da difração de raios X, os autores observaram que com a realização do tratamento térmico de envelhecimento a fração de austenita aumentou de 4,5% para 12,9% na orientação horizontal e de 2,9% para 8,6% na direção vertical.

Como mencionado anteriormente, amostras produzidas por manufatura aditiva apresentam estruturas celulares e colunares em que ocorrem segregação de elementos químicos e são sítios que favorecem a formação de austenita revertida (69, 89, 88). Além disso, foi observado por Mei et al.(69) a presença de austenita revertida nos contornos de grão da austenita prévia e nas ripas de martensita para amostras de aço *maraging* 300 envelhecidas. Desta forma, é possível que a fração de austenita contida na condição MA-E esteja localizada nas paredes das estruturas celulares, nos contornos de grão da austenita

prévia e nas ripas de martensita.

Com a realização do tratamento térmico de solubilização da amostra produzida por manufatura aditiva, ou seja, a condição MA-S, observou-se o desaparecimento dos picos de difração da austenita (Figura 61 (a) e (b)). O mesmo fenômeno foi observado no trabalho de Conde et al.(98) em que os autores viram a presença de picos característicos da austenita (CFC) na amostra como produzida por manufatura aditiva (condição MA) e ao realizarem o tratamento térmico de solubilização, com temperatura de 820 °C por 1 hora, o aparecimento desses picos não ocorre. Sendo assim, conclui-se que a condição MA-S do presente trabalho apresenta uma matriz completamente martensítica, ou pelo menos, não apresenta uma fração de austenita significativa, o que está de acordo com o observado na literatura para esta faixa de temperatura e tempo de solubilização.

Ao contrário do que é esperado na condição MA-E, a formação de austenita revertida nas paredes das células para a condição MA-SE não é prevista. Isso ocorre pois com a realização do tratamento térmico de solubilização, como pôde ser visto na Figura 58, não é mais observada a presença das estruturas celulares, regiões em que há segregação de elementos químicos. Wei et al.(89) mostrou que após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento a segregação de elementos químicos é reduzida ou eliminada. Com isso, a força motriz para a reversão da austenita é eliminada ou muito reduzida. Isso pode explicar porque a condição MA-SE não apresenta quantidades detectáveis de austenita, apesar de ter sido submetida ao tratamento térmico de envelhecimento.

Como não é observada a presença de células, tanto para a condição MA-SE quanto para a condição MC-SE, a formação de austenita revertida deve ocorrer com o mesmo mecanismo para ambas as condições e com uma menor cinética do que quando comparada à condição MA-E, já que o número de sítios para a nucleação desta fase são menores. Isso pode explicar porque não foi possível detectar teores de austenita para condições solubilizadas e envelhecidas (MA-SE e MC-SE).

Vale ressaltar que, apesar de não ter sido possível verificar a presença de picos característicos, com o envelhecimento do aço *maraging* há a formação de precipitados. A ausência desses picos é devido provavelmente ao seu pequeno tamanho e baixa fração volumétrica (99). Por outro lado, a presença desses precipitados, aumenta significativamente a dureza, limite de escoamento e limite de resistência a tração dos aços *maraging*.

## 4.4 Propriedades Mecânicas

### 4.4.1 Dureza Vickers

Pode-se observar na Figura 62 os valores de microdureza em HV obtidos para as condições MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE. É possível notar um valor de

dureza de  $411 \pm 4,7$  HV para a condição MA e após o tratamento de envelhecimento há um acréscimo de 38% na dureza obtendo-se um valor de  $569 \pm 5,7$  HV para a condição MA-E. O aumento da dureza após a realização do envelhecimento é observado em diversos trabalhos que utilizam aço *maraging* como o caso dos trabalhos dos autores Bai et al.(49) e Kim et al.(70).

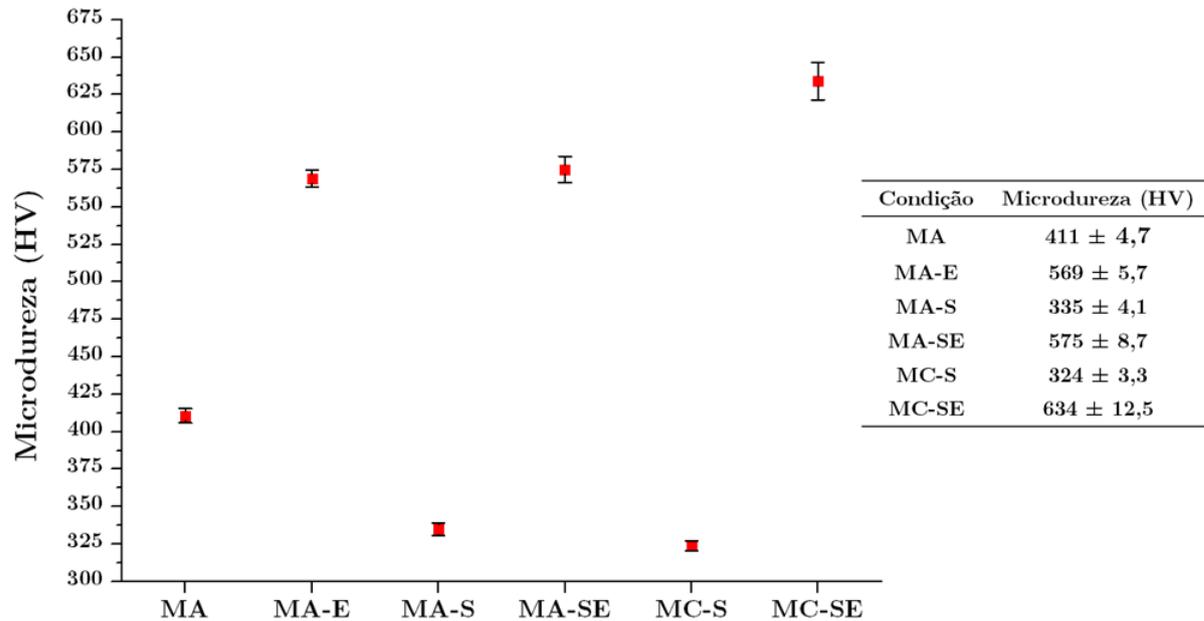


Figura 62 – Valores microdureza das condições MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE.

Após o tratamento térmico de solubilização da amostra MA há um decréscimo de 18% da dureza obtendo-se o valor de  $335 \pm 4,1$  HV. Este mesmo comportamento foi observado no trabalho de Bai et al.(49) após o tratamento térmico de solubilização de amostras de aço *maraging* produzidas por manufatura aditiva. Com a realização do tratamento térmico de envelhecimento de uma amostra na condição MA-S, houve um acréscimo de dureza de 72%, com relação a amostra MA-S e de 40% com relação à amostra inicial MA, obtendo-se um valor de dureza de  $575 \pm 8,7$  HV para a condição MA-SE. Ao realizar a solubilização a  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$  por 2 horas e envelhecimento a  $450\text{ }^{\circ}\text{C}$  por 6 horas, Kim et al.(70) obtiveram um aumento de dureza de 68% com relação à amostra MA, enquanto que obtiveram um aumento de dureza de 73% ao realizar o tratamento térmico de solubilização a  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  por um tempo de 1 hora e envelhecimento a  $480\text{ }^{\circ}\text{C}$  por período de 6 horas.

Foi observado para as amostras produzidas de maneira convencional um comportamento semelhante às amostras produzidas por MA, em que a realização do tratamento térmico de envelhecimento a partir de uma amostra solubilizada levou ao aumento da dureza do material de  $324 \pm 3,3$  HV na amostra MC-S para  $634 \pm 12,5$  HV na amostra MC-SE. Quando comparadas as amostras produzidas de maneira convencional com as amostras produzidas por manufatura aditiva, nota-se que a amostra MC-S apresenta

uma dureza ligeiramente menor do que aquela observada para amostra MA-S na qual foi realizado o mesmo tratamento térmico. Por outro lado, a amostra MC-SE apresentou uma dureza significativamente maior do que a amostra MA-SE.

#### 4.4.2 Ensaio de Tração

Na Figura 63 estão apresentadas as curvas tensão (MPa) x deformação (%) de engenharia das condições MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE. Uma vez que as curvas foram obtidas em ensaios realizados com a utilização de um vídeo extensômetro foi possível o registro correto dos dados mesmo a pós o início da estricção. Por outro lado, pode-se haver ondulações na curva tensão (MPa) x deformação (%) no início da queda da tensão causadas por uma perda momentânea da posição dos pontos de referência pelo vídeo extensômetro, como observado claramente ao final da curva da amostra MA.

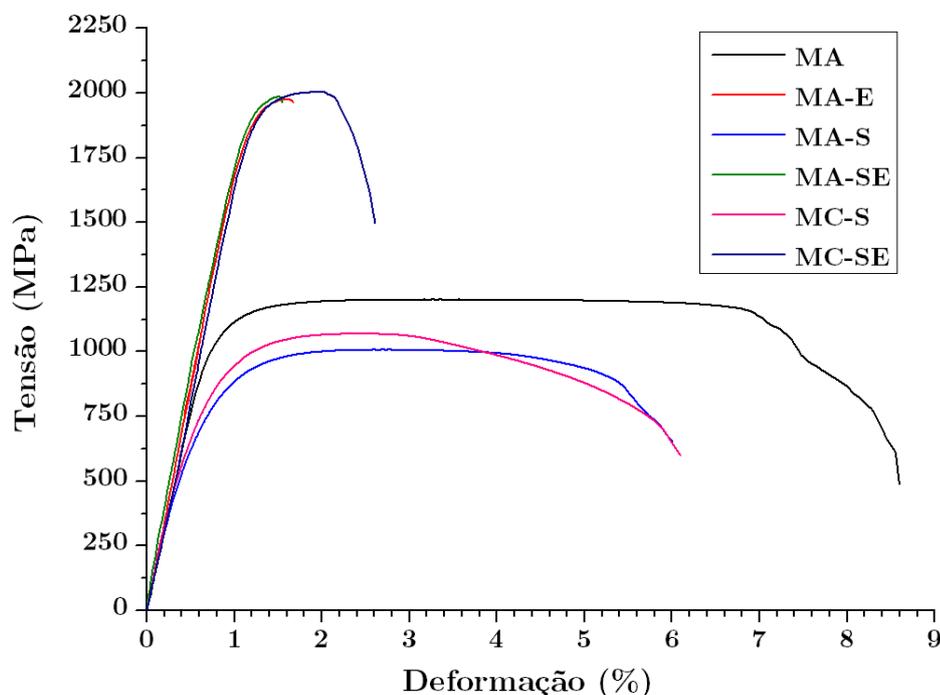


Figura 63 – Curvas tensão (MPa) x deformação (%) das condições MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE.

As propriedades mecânicas de limite de resistência à tração (LRT), limite de escoamento (LE) e alongamento na fratura, determinadas através das curvas tensão (MPa) x deformação (%), estão apresentadas na Figura 64 (a) e (b). Os valores de LE e LRT obtidos para o ensaio da amostra MA foram de 1086 e 1203 MPa, respectivamente. Observa-se que após a realização do envelhecimento direto há um aumento de 79% no LE e 66% no LRT, atingindo valores de  $1944 \pm 26$  MPa e  $1996 \pm 26$  MPa de LE e LRT, respectivamente. Ao realizarem o tratamento térmico de envelhecimento direto em uma amostra de aço *maraging* 300, os autores Paul et al.(67) observaram um aumento no LE de 86% e de

65% no LRT, partindo de valores de  $1044 \pm 46$  MPa de LE e  $1224 \pm 4$  MPa de LRT para a amostra MA e atingindo valores de  $1943 \pm 42$  e  $2021 \pm 8$  de LE e LRT para a amostra MA-E, respectivamente. Desta maneira, tanto o comportamento quanto os valores encontrados estão de acordo com o que é observado na literatura.

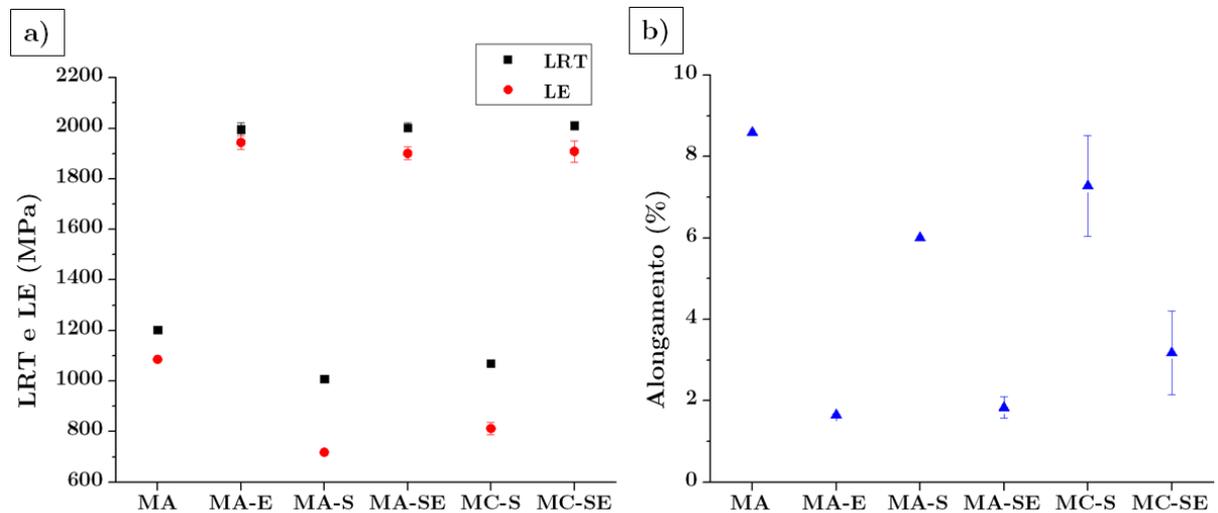


Figura 64 – Valores de Limite de Resistência à Tração (LRT), Limite de escoamento (LE) e alongamento das condições MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE.

Assim como observado para a dureza, após o tratamento térmico de solubilização, a partir de uma amostra na condição MA, foi observado um decréscimo de 34% e 16% do LE e LRT, respectivamente, encontrando valores de 719 MPa de LE e 1009 MPa de LRT para a amostra MA-S. A redução do LRT após a realização do tratamento térmico de solubilização também foi observado no trabalho de Tan et al.(5) em que os autores puderam observar uma redução de 12% do LRT de uma amostra na condição MA-S quando comparada com uma amostra na condição MA. De acordo com Bai et al.(49), peças produzidas por manufatura aditiva, na condição MA, apresentam grãos refinados e alta tensão residual, o que pode aumentar significativamente a resistência à movimentação das discordâncias e evitar a expansão de trincas. Por outro lado, com o tratamento térmico de solubilização, pode ocorrer o crescimento dos grãos, redução da tensão residual e solubilização de elementos de liga proveniente da dissolução de precipitados. Por esse motivo a resistência à tração e a dureza de amostras produzidas por manufatura aditiva na condição MA são maiores do que na condição MA-S (49).

Com a realização do tratamento térmico de envelhecimento de uma amostra na condição MA-S, foram obtidos, no presente trabalho, valores de LE e LRT para a condição MA-SE de  $1901 \pm 26$  e  $2003 \pm 18$  MPa, respectivamente. Esses valores representam um acréscimo no LE de 165% e 99% no LRT com relação à amostra MA-S e de 75% no LE e de 67% no LRT quando comparada à condição MA. Os acréscimos percentuais de LRT observados nos trabalhos de Tan et al.(5) e Paul et al.(67), com relação à condição MA,

foram de aproximadamente 67% e 63%, próximos dos valores encontrados no presente trabalho. Os valores de LRT obtidos por Tan et al.(5) e Paul et al.(67) de foram de  $1943 \pm 8$  e  $1996 \pm 8$  MPa, respectivamente. Desta forma, o valor de  $2003 \pm 18$  MPa obtido no presente trabalho está de acordo com o que é observado na literatura.

Outro ponto importante a ser ressaltado é que o LRT da condição produzida convencionalmente solubilizada e envelhecida apresentou um LRT de  $2011 \pm 8$ , valor semelhante, considerando o erro relativo, do encontrado para as condições MA-SE e MA-E,  $2003 \pm 18$  MPa e  $1996 \pm 26$  MPa, respectivamente. Por outro lado, na média, foi obtido um valor maior de LRT para a condição MC-SE, seguida da condição MA-SE e com a condição MA-E apresentando a menor média de LRT entre as amostra submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento.

Em contrapartida, em termos de limite de escoamento, a condição MA-E apresentou o maior valor médio entre as amostras submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento com valor de  $1944 \pm 26$  MPa, enquanto que as condições MA-SE e MC-SE apresentaram valores de  $1901 \pm 26$  MPa e  $1909 \pm 42$  MPa, respectivamente. Por outro lado, considerando o erro relativo, todas as três condições envelhecidas apresentam valores de LE semelhantes. É importante destacar que dentre todas as condições estudadas, todas as condições envelhecidas, MA-E, MA-SE e MC-SE foram as que apresentaram os maiores valores de dureza, LE e LRT.

De acordo com Tan et al.(58) os dois mecanismos de endurecimento que podem contribuir com o acréscimo dessas propriedades, após o envelhecimento, são o endurecimento por precipitação e o encruamento. Como mencionado, apesar de não terem sido observados precipitados nos difratogramas da Figura 61, durante o envelhecimento há a formação de precipitados intermetálicos, como  $\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al},\text{Mo})$ , dispersos de maneira uniforme na matriz, os quais podem ser observados por microscopia eletrônica de transmissão, esta técnica foi realizada por Huang et al.(80) em seu artigo e identificaram a presença de precipitados. A presença desses intermetálicos dificulta a movimentação de discordâncias aumentando a resistência mecânica do material. Além disso, de acordo ainda com Tan et al.(58) esses precipitados são semi-coerentes com a matriz, o que causa distorções e aumento da quantidade de discordâncias, o grande aumento da quantidade de discordâncias atrapalha a movimentação das mesmas, contribuindo também para o aumento da resistência mecânica.

No que diz respeito ao alongamento, pode-se notar que as condições MA e MA-S apresentaram os maiores valores, entre as amostras produzidas por manufatura aditiva, de 8,59% e 6,01%, respectivamente. Por outro lado, ao realizar o envelhecimento pode-se notar um decréscimo do alongamento de 81% e 79%, nas condições MA-E e MA-SE, quando comparados com a condição MA, apresentando valores de  $1,65 \pm 0,03\%$  para a condição MA-E e  $1,83 \pm 0,27\%$  para a condição MA-SE.

O mesmo comportamento de decréscimo no alongamento após o envelhecimento foi

observado nas condições produzidas convencionalmente, porém com menor porcentagem, de 56%, partindo de um valor de  $7,28 \pm 1,24\%$  na condição MC-S para  $3,18 \pm 1\%$  na condição MC-SE. Desta forma, o alongamento encontrado para a condição MC-SE foi maior do que para as outras condições envelhecidas (MA-E e MA-SE). A redução da ductilidade após o envelhecimento de todas as amostras já era esperada, uma vez que com o aumento da dificuldade da movimentação das discordâncias, mencionada anteriormente, há uma redução de capacidade de deformação (27, 58).

Os autores Mei et al.(69) em seu trabalho, avaliaram a ductilidade de três amostras de aço *maraging* envelhecidas diretamente nas temperaturas de 440, 490 e 540 °C, denominadas pelos autores de DAT440, DAT490 e DAT540, as quais, por consequência do tratamento térmico, apresentavam diferentes valores de fração de austenita. Os autores encontraram valores de alongamento para a condição DAT440 de  $4,64 \pm 0,07\%$ , de  $4,55 \pm 0,10\%$  para DAT490 e de  $7,79 \pm 0,18\%$  para DAT 540. Notou-se, portanto, que o alongamento decresce com o aumento da temperatura de envelhecimento de 440 °C para 490 °C. Pode-se compreender essa redução do alongamento como uma consequência direta do aumento do LRT de  $1799 \pm 18$  MPa na amostra DAT440 para  $1906 \pm 15$  MPa na amostra DAT490. O mesmo comportamento pode ser observado no presente trabalho, onde o acréscimo significativo de LRT e LE das condições MA-E, MA-SE e MC-SE ocorreu em detrimento do alongamento dessas amostras.

Mei et al.(69) observaram ainda que o alongamento da condição DAT540 sofreu um aumento com o aumento da temperatura, apresentando um comportamento contrário do que foi observado para a condição DAT490. Além disso, pode-se notar que apesar de apresentar valor mais alto de alongamento, a condição DAT540 apresentava um valor de LRT muito próximo da condição DAT440, de  $1794 \pm 13$  MPa. Com isso, os autores atribuíram esse comportamento à influência da fração de austenita presente nas amostras. Foi observado que com o aumento da temperatura de envelhecimento há o aumento da fração de austenita, alcançando valores de 3,3%, 4,5% e 8,7% para as amostras DAT440, DAT490 e DAT540, respectivamente. Portanto, o maior valor de alongamento apresentado pela condição DAT540 foi atribuído pelos autores à reversão da austenita.

No presente trabalho, no entanto, apesar da condição MA-E apresentar aproximadamente 9,86% de austenita e a condição MA-SE não apresentar uma fração de austenita detectável, por difração de raios X, o alongamento dessas duas condições foram muito próximos. Desta forma, a reversão da austenita observada na condição MA-E não apresentou influência significativa em seu alongamento. É possível observar ainda que apesar da condição MC-SE também não apresentar fração de austenita detectável e, além disso, apresentar LRT e LE muito próximos da MA-SE, a condição MC-SE apresenta uma ductilidade superior à observada na condição MA-SE. Um fator que pode explicar a diferença de alongamento dessas amostras é a presença de porosidade encontrada nas

amostras produzidas por manufatura aditiva que podem ter afetado negativamente na ductilidade do material.

O efeito da diferença de valores de alongamento entre as amostras pode ser percebido pela comparação do aspecto da fratura dos corpos de prova de tração. Estão apresentados os aspectos de fratura das amostras MA, MA-E, MA-S, MA-SE, MC-S e MC-SE na Figura 65 (a), (b), (c), (d), (e) e (f), respectivamente. Pode-se notar que as condições MA, MA-S, MC-S e MC-SE apresentam *dimples* que podem ser atribuídos à um mecanismo de fratura dúctil.

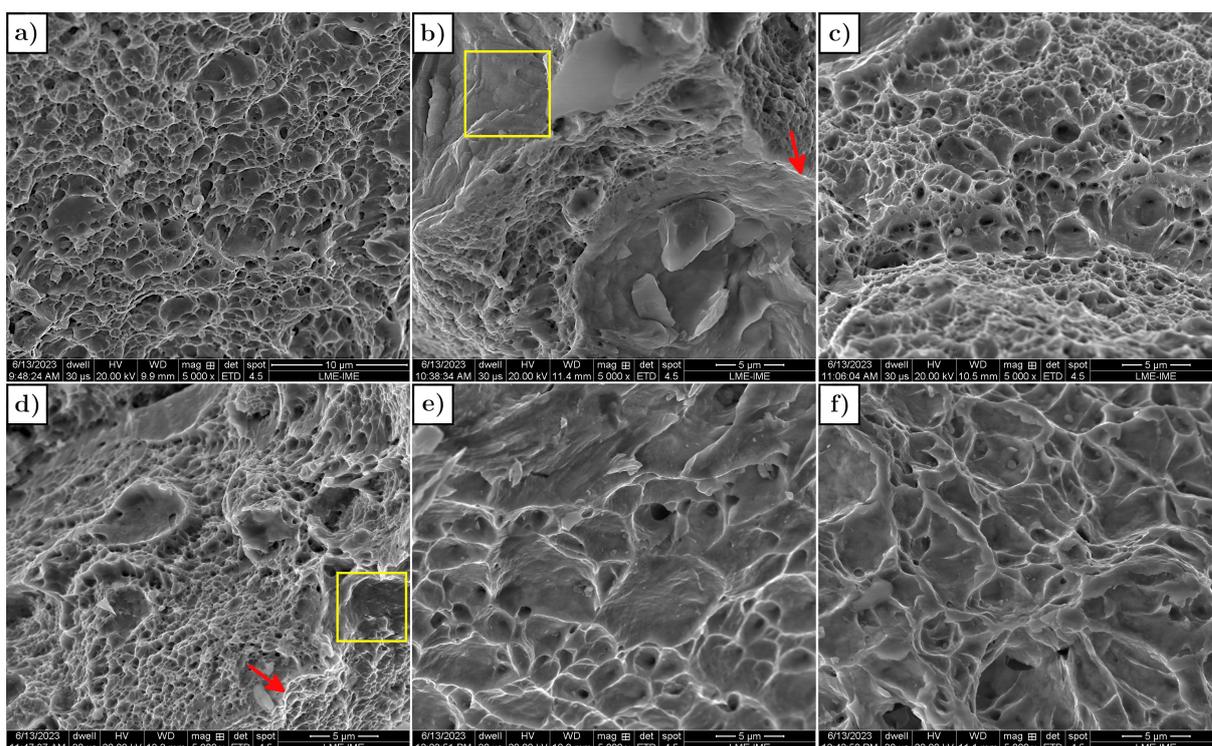


Figura 65 – Aspecto da região de fratura do corpo de prova de tração das condições (a) MA, (b) MA-E, (c) MA-S, (d) MA-SE, (e) MC-S e (f) MC-SE.

As condições MA-E e MA-SE apresentam planos de clivagem (seta vermelha) e regiões com ausência de *dimples* (retângulo amarela) características de uma fratura frágil. Por outro lado, nota-se a presença de *dimples* com menor diâmetro e menor profundidade que podem ser melhor observados na Figura 66, na qual é apresentado o aspecto da região de fratura em maior ampliação dos corpos de prova de tração de todas as condições. Apesar da presença de *dimples* indicar um modo de fratura dúctil, *dimples* pequenos e com pouca profundidade podem indicar menor capacidade de deformação do material (58). Dessa maneira, as condições MA-E e MA-SE apresentam tanto características de fratura frágil quanto dúctil.

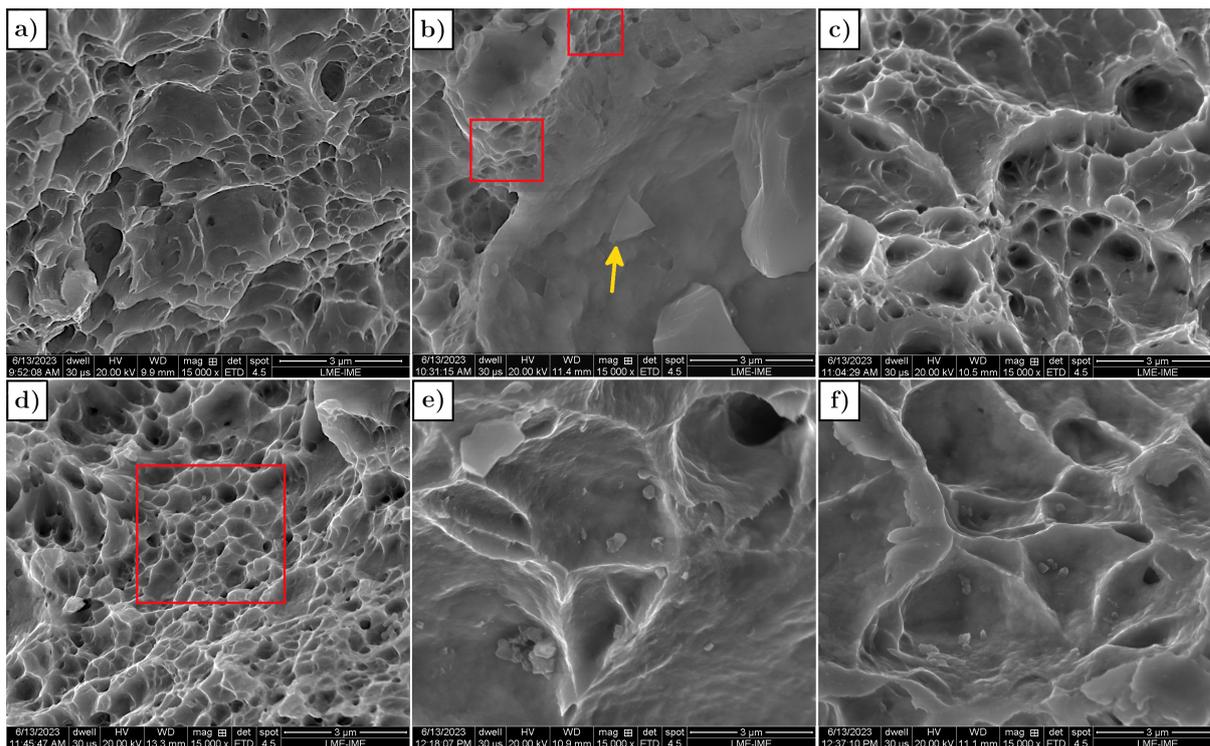


Figura 66 – Aspecto da região de fratura com maior ampliação do corpo de prova de tração das condições (a) MA, (b) MA-E, (c) MA-S, (d) MA-SE, (e) MC-S e (f) MC-SE.

Pode-se notar ainda, na Figura 66 (b) a presença de uma partícula com formato triangular de aproximadamente  $1,2 \mu\text{m}$ , possivelmente uma inclusão, indicada por uma seta amarela. É possível que esse tipo de partícula tenha gerado as impressões em formato triangular observadas nas Figura 60. Com o objetivo de caracterizar esta partícula, foi realizada o mapeamento por EDS desta região apresentado na Figura 67. Nota-se um sinal mais intenso do elemento titânio. Para os elementos ferro e cobalto nota-se uma ausência de sinal, indicando que essa partícula pode não conter esses elementos. Além disso, pode ainda conter teores de níquel e molibdênio, observado pela Figura 67 (c) e (d), respectivamente. Assim, é possível que esta partícula seja composta principalmente de titânio, com teores de níquel e molibdênio.

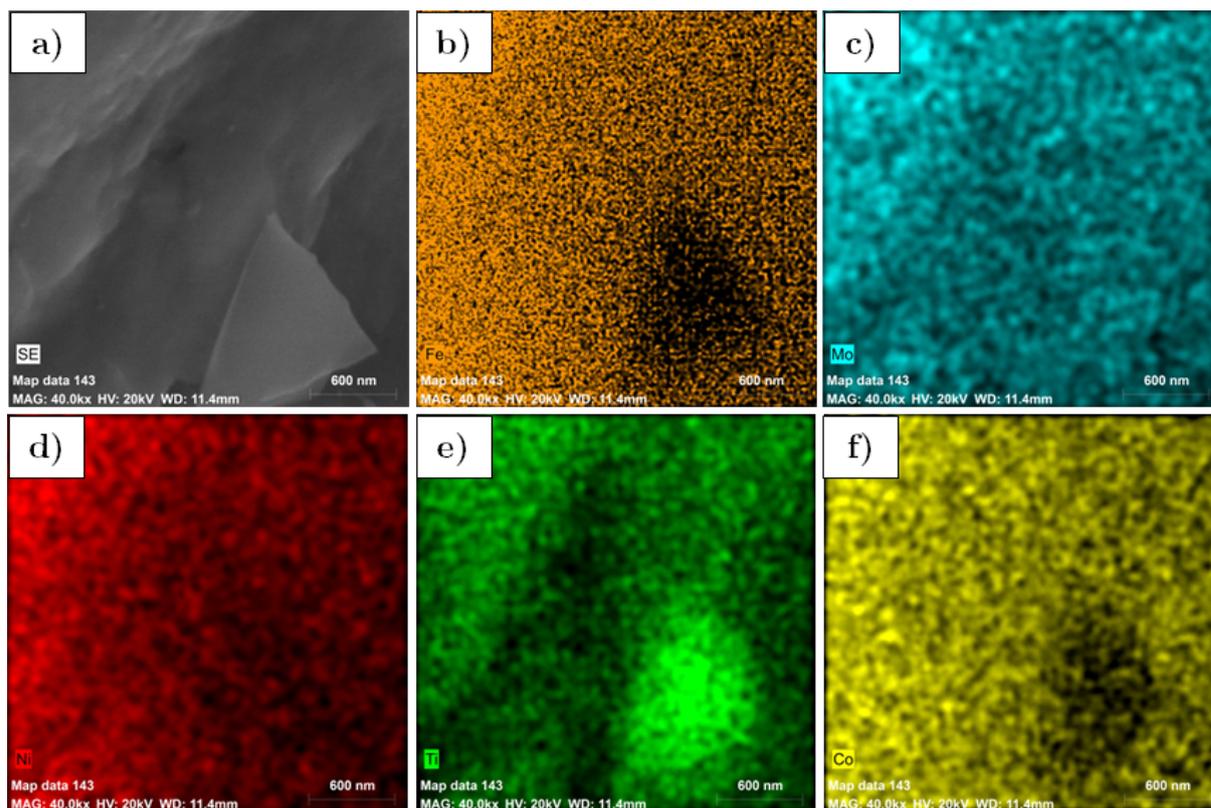


Figura 67 – Mapeamento de EDS realizado sobre área que contém partícula com formato triangular.

## 4.5 Teste Balístico

Na Figura 68 estão apresentados os gráficos de perfil de velocidade pela distância percorrida pelo projétil durante o ensaio balístico dos alvos contendo as amostras (a) MA-E, (b) MA-SE e (c) MC-SE. Além disso, na Figura 68 (d) está apresentado o perfil de velocidade do projétil durante o ensaio realizado no alvo sem amostra de aço *maraging*, somente contendo a chapa de alumínio. Cada alvo estava localizado à uma distância de 15 m do ponto de disparo, o que explica a queda acentuada de velocidade registrada nesta distância. É evidente uma menor queda da velocidade do projétil ao acertar um alvo contendo somente alumínio, o que é justificado pela menor dureza deste material, não sendo tão eficiente em reduzir a velocidade do projétil. Por outro lado, a diferença de queda na velocidade entre as amostras MA-E, MA-SE e MC-SE não é tão evidente através das curvas, o que dificulta comparação do comportamento balístico entre elas.

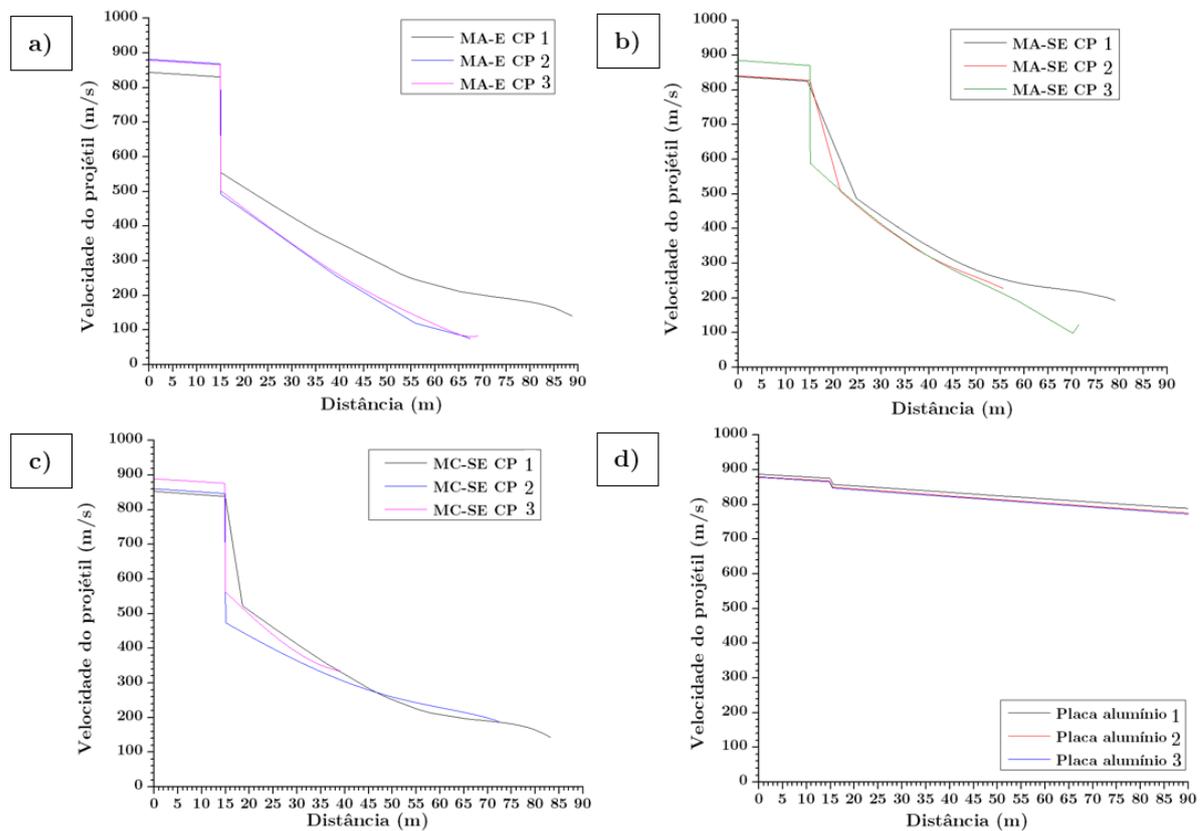


Figura 68 – Perfil de velocidade pela distância percorrida do projétil.

Com o objetivo de se comparar o comportamento balístico das amostras, na Figura 69 estão apresentados os valores de energia cinética absorvida para cada uma das amostras. Uma maior energia cinética absorvida, indica que a amostra apresenta um comportamento balístico que o torna mais eficiente em retardar o movimento do projétil. Assim, através da Figura 69 é possível notar que as condições MA-E e MC-SE apresentam valores médios de energia absorvida muito próximos de  $2169 \pm 306$  J e  $2105 \pm 186$  J,

enquanto a condição MA-SE apresentou uma energia absorvida menor ( $1807 \pm 89$  J).

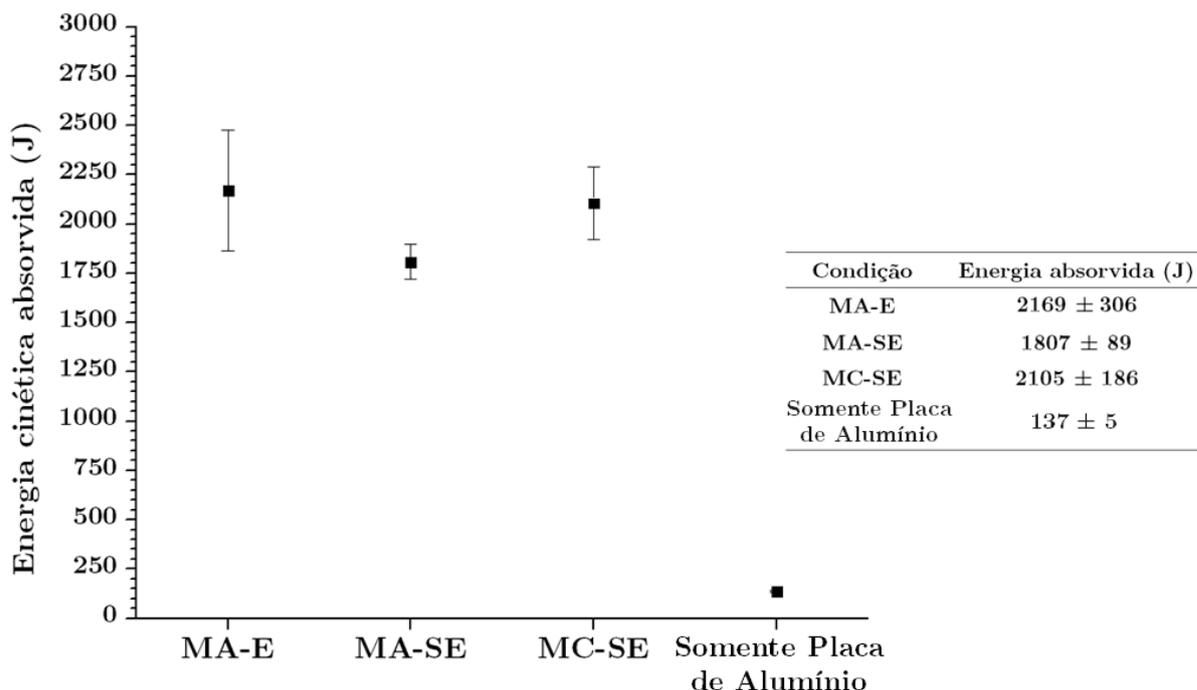


Figura 69 – Energia cinética absorvida pelos alvos após o teste balístico.

Na Figura 70 são apresentados gráficos que relacionam a energia cinética absorvida das condições envelhecidas com a (a) microdureza e (b) limite de resistência à tração. Nota-se que a condição MA-SE apresenta maiores valores de dureza e LRT que a condição MA-E, no entanto, a energia cinética absorvida foi maior para a condição MA-E. Por outro lado, observa-se que a condição MC-SE apresenta maiores valores tanto de dureza e LRT quanto de energia cinética absorvida do que a condição MA-SE. Assim, ao comparar-se as condições MA-SE e MC-SE, nota-se que o valor de energia absorvida foi diretamente proporcional aos valores de dureza e LRT. Já ao comparar a condição MA-E com as condições MA-SE e MC-SE, um comportamento contrário foi observado, não sendo possível, em um primeiro momento, relacionar diretamente as propriedades mecânicas com a energia cinética absorvida, o que indica que outro fator, além das propriedades mecânicas, pode ter exercido influência sobre a energia cinética absorvida.

Como mencionado anteriormente, a condição MA-E apresenta 9,86% de austenita, enquanto que as condições MA-SE e MC-SE não apresentaram teores detectáveis dessa fase. Assim, o comportamento contrário observado para a condição MA-E, em que apesar de apresentar os menores valores de microdureza e LRT, apresentou o maior valor médio de energia absorvida, pode indicar que a presença da fase austenítica contribuiu de maneira significativa na absorção de energia da condição MA-E. Já as condições MA-SE e MC-SE, apresentaram uma matriz completamente martensítica, desta forma, não há a uma contribuição da fase austenítica na energia absorvida. Assim, pode-se dizer que a energia

cinética absorvida foi diretamente proporcional à dureza e ao limite de resistência à tração.

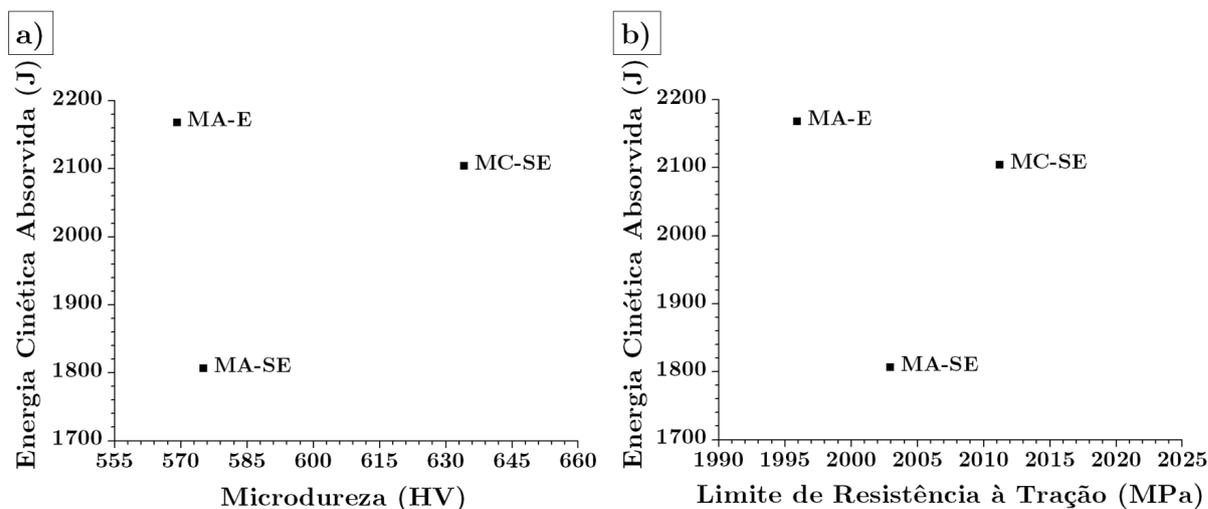


Figura 70 – Comparação de microdureza, LRT e energia absorvida das condições MA-E, MA-SE e MC-SE.

Em termos de energia cinética absorvida, a condição MA-E apresentou um comportamento balístico muito próximo da condição MC-SE. No entanto, considerando o valor médio de energia cinética absorvida, a condição MA-E atingiu o maior entre todas as condições envelhecidas. É importante destacar que foi obtido este resultado para a condição MA-E com a realização de um único tratamento térmico, o de envelhecimento a 480 °C por um tempo de 6 horas. Enquanto que nas condições MA-SE e MC-SE foram realizados dois tratamentos térmicos, o de solubilização à 815 °C por um tempo de 1 hora e o de envelhecimento a 480 °C por um tempo de 6 horas. Este é um resultado interessante do ponto de vista econômico, já que a realização de um tratamento térmico a mais, implica em aumento de custo para o desenvolvimento das chapas, sobretudo quando produzidas em larga escala.

Além disso, vale destacar que as condições produzidas por manufatura aditiva do presente trabalho, atingiram valores de densidade relativa de 98,6%. Como mencionado anteriormente, foi observado nos artigos de Król et al.(66) e Casalino et al.(6) que a dureza e LRT podem ter uma relação proporcional com a densidade relativa. Por outro lado, a condição MA-E apresentou comportamento balístico muito próximo à condição MC-SE, mesmo com uma densidade menor. Vale ressaltar que, este resultado foi atingido mesmo sem um estudo de otimização de parâmetros de produção de chapas por manufatura aditiva. Assim, com um estudo de otimização de parâmetro de produção por manufatura aditiva, pode ser possível alcançar valores ainda maiores de densidade relativa, alcançando assim, valores ainda melhores de energia cinética absorvida. De forma semelhante, a condição MA-SE também poderia apresentar melhores resultados de densidade relativa, podendo alcançar, desta maneira, um melhor comportamento balístico.

Como o alvo foi composto por amostras de aço com chapas de alumínio posicionadas na parte posterior das amostras, uma forma alternativa de se avaliar o comportamento balístico das amostras de aço *maraging*, é avaliando a perfuração causada nas chapas de alumínio pelo impacto do projétil. Assim, na Figura 71 está apresentado o aspecto da perfuração da chapa de alumínio após o teste balístico dos alvos com (a) amostra na condição MA-E, (b) amostra na condição MA-SE, (c) amostra na condição MC-SE e (d) somente placa de alumínio.

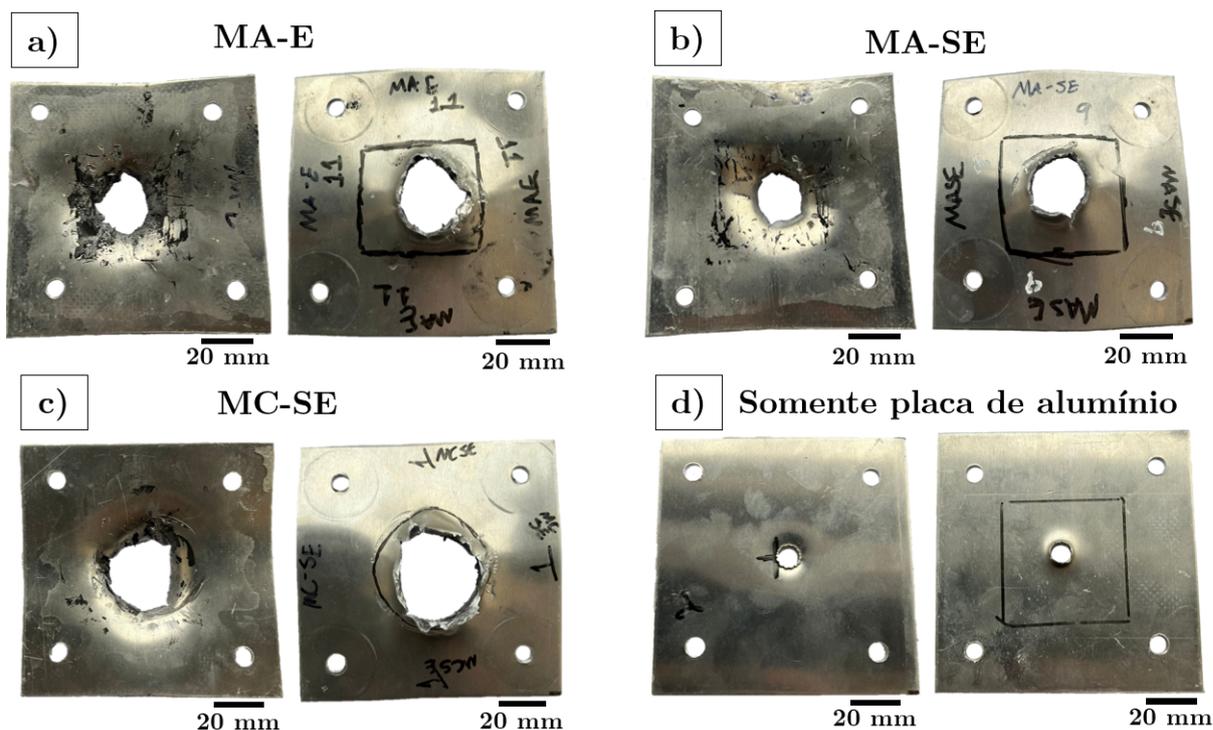


Figura 71 – Aspecto da perfuração da chapa de alumínio após o teste balístico dos alvos com (a) amostra na condição MA-E, (b) amostra na condição MA-SE, (c) amostra na condição MC-SE e (d) somente placa de alumínio.

É evidente que a chapa de alumínio do alvo sem amostra de aço *maraging* (Figura 71 (d)) apresentou uma perfuração com diâmetro muito menor do que os alvos que continham amostras de aço *maraging*. Isso pode explicar a menor queda de velocidade do projétil observado anteriormente, já que uma menor deformação da chapa de alumínio indica que menos energia cinética foi perdida no impacto com o alvo. Uma comparação das áreas de perfuração dos alvos que continham amostras pode ser melhor realizada através da medição da área de perfuração das chapas de alumínio.

Na Figura 72 está apresentada a área da perfuração das chapas de alumínio medida para os alvos contendo as amostras MA-E, MA-SE, MC-SE e contendo somente a placa de alumínio. Pode-se notar que a placa de alumínio do alvo com a condição MC-SE apresentou área de perfuração muito superior às condições MA-E e MA-SE. Esse resultado indica que a área da perfuração pode não ter relação direta com a energia absorvida

durante o teste, já que os alvos com as condições MA-E e MC-SE apresentaram valores médios muito próximos. Ao se fraturarem, as amostras de aço *maraging* geram um impacto sobre as chapas de alumínio que as deformam. Dependendo da forma com que a amostra, posicionada à frente das chapas de alumínio, é fraturada, pode-se ter formas de impacto diferentes no alumínio. Assim, esta diferença de área de perfuração observada para as condições MA-SE e MC-SE pode indicar que o mecanismo de fratura das amostras MA-E e MC-SE foram diferentes.

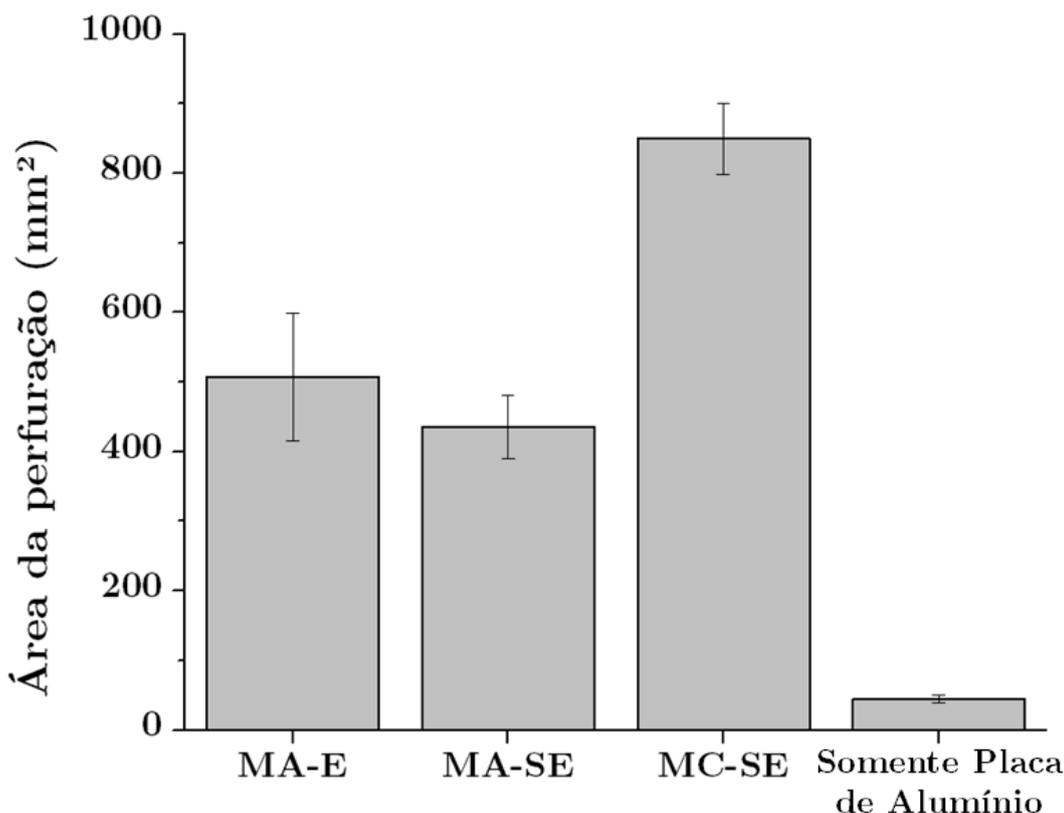


Figura 72 – Área da perfuração medida na chapa de alumínio após o teste balístico.

Com o objetivo de se avaliar o mecanismo de fratura das amostras de aço *maraging*, as figuras 73, 74 e 75 apresentam os aspectos da região de fratura, após o teste balístico, das condições MA-E, MA-SE e MC-SE, respectivamente. Pode-se notar na figura 73 (a) duas regiões com morfologias distintas que podem ser melhor observadas em maiores aumentos mostradas nas figuras 73 (b) e (c). Pode-se notar na figura 73 (b) uma região com ausência de *dimples* que ocorreu possivelmente em razão de um mecanismo de fratura frágil. Por outro lado, é possível observar a presença de *dimples*, nas região mostradas nas figuras 73 (c) e (d). Desta forma, a condição MA-E apresentou tanto regiões de fratura frágil quanto regiões de fratura dúctil. Indicando assim, um mecanismo de fratura dúctil-frágil integrado.

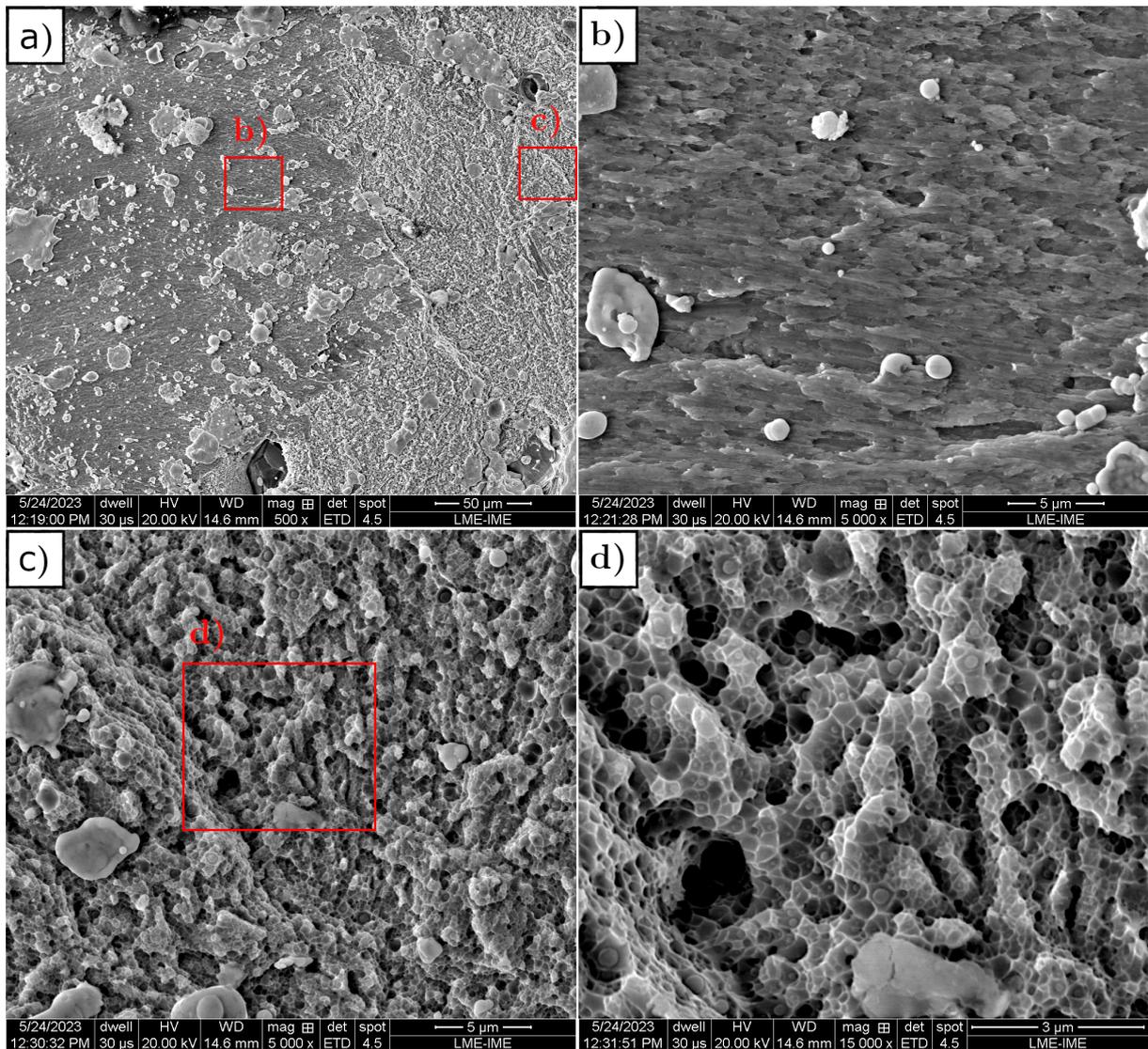


Figura 73 – Aspecto da região de fratura da amostra MA-E submetida ao teste balístico.

De maneira similar, a condição MA-SE apresenta duas regiões com aspectos distintos. O aspecto da fratura do corpo de prova da condição MA-SE, submetido ao teste balístico, está apresentado na Figura 74 (a). Nota-se uma região com ausência de *dimples* que, como mencionado anteriormente, ocorre possivelmente devido a um mecanismo de fratura frágil. Além disso, pelas Figura 74 (c) e (d) observa-se uma região com presença de *dimples*. Como a fratura da amostra MA-SE apresenta regiões de fratura frágil e regiões de fratura dúctil, há um indicativo de que o mecanismo de fratura é dúctil-frágil integrado. No trabalho de Huang et al.(80) foram observadas regiões com planos de clivagem e *dimples* na região de fratura de um corpo de prova de aço *maraging* produzido por manufatura aditiva solubilizada e envelhecido, com isso, o autor atribuiu à essa amostra uma fratura com comportamento dúctil-frágil integrado.

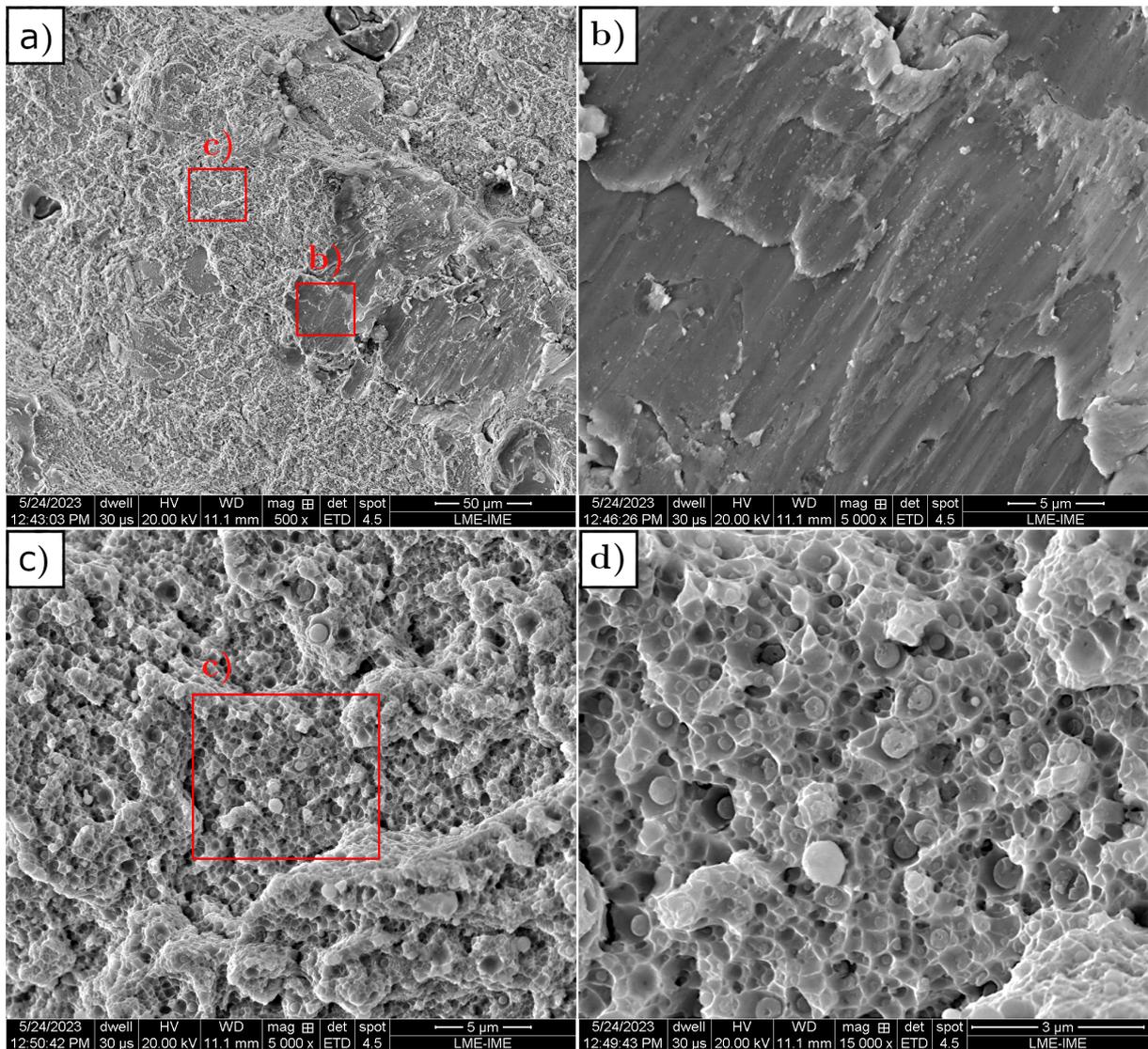


Figura 74 – Aspecto da região de fratura da amostra MA-SE submetida ao teste balístico.

Na Figura 75 (a) pode-se observar a fratura do corpo de prova do teste balístico da condição MC-SE. Assim como nas condições anteriores, duas regiões com aspectos distintos foram observadas, onde na Figura 75 (b) nota-se uma região com ausência de *dimples*. No entanto, esta região aparenta ser uma parte do material que foi parcialmente fundida e depositada sobre a região de fratura, e assim, não aparenta se tratar de um mecanismo de fratura frágil. Por outro lado, na Figura 75 (c) observa-se a presença de *dimples* na fratura da condição MC-SE. Indicando assim, que o mecanismo de fratura da condição MC-SE é dúctil. Vale ressaltar que, assim como foi observado para os corpos de prova de tração das condições MA-E e MA-SE, os *dimples* encontrados nos corpos de prova do teste balístico das condições MA-E e MA-SE apresentam diâmetro e profundidade reduzidos. Como discutido anteriormente, esse tipo de *dimple* pode indicar uma menor capacidade de deformação do material. Desta maneira, como a condição MC-SE, apresenta *dimples* com maior diâmetro e mais profundos que as condições MA-E e MA-SE, tem-se

uma maior capacidade de deformação para a condição MC-SE.

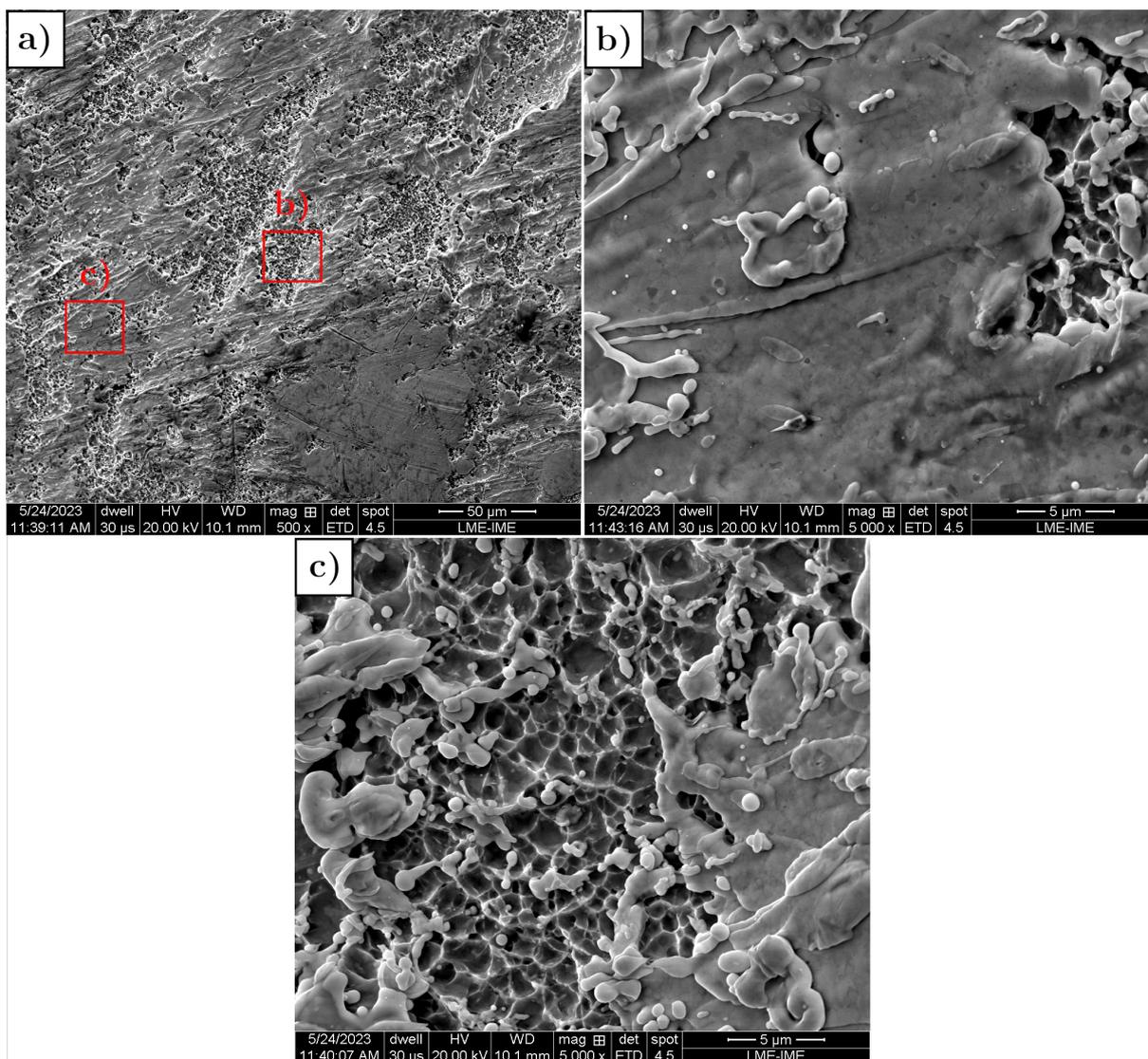


Figura 75 – Aspecto da região de fratura da amostra MC-SE submetida ao teste balístico.

Assim, as condições MA-E e MC-SE apresentam mecanismos de fratura distintos, que podem ter influenciado na área da perfuração da chapa de alumínio. Com uma fratura dúctil, há uma maior deformação da amostra MC-SE que, por consequência, pode ter gerado uma maior deformação das chapas de alumínio, resultando em uma maior área de perfuração. No entanto, comparando-se as figuras 72 e 69, nota-se que apesar da condição MA-E apresentar uma menor área de perfuração do que a condição MC-SE, a energia absorvida média das duas condições foram muito próximas. Desta maneira, entende-se que apesar do mecanismo de fratura ser diferente para as duas condições, o comportamento balístico, em termos de energia cinética absorvida, foi muito similar. Além disso, devido à menor energia cinética absorvida, a condição MA-SE apresentou um comportamento balístico inferior às outras duas condições.

Com isso, pode-se concluir que as chapas de aço *maraging* produzidas por manufa-

tura aditiva submetidas ao envelhecimento direto, apesar de apresentarem um mecanismo de fratura dúctil-frágil, obtiveram um excelente comportamento balístico em termos de energia cinética absorvida, similar ao obtido pela condição produzida convencionalmente solubilizada e envelhecida. E, além disso, com a realização da otimização dos parâmetros de produção de peças por manufatura aditiva pode ser possível atingir resultados ainda melhores.

## 5 CONCLUSÃO

A partir dos resultados obtidos pode-se concluir que:

- A produção de peças de aço *maraging* 300 por manufatura aditiva foi possível utilizando-se o pó do aço produzido nacionalmente por atomização a água.
- Apesar da atomização a água produzir normalmente partículas de pó com morfologia totalmente irregular e com superfície rugosa, através na caracterização do pó do aço *maraging* produzido observou-se a presença de partículas de pó com morfologia tanto esférica como irregular e com superfícies suaves, considerando-se desta maneira, o resultado satisfatório.
- A presença da fase austenítica na condição produzida por manufatura aditiva sem tratamento térmico, observada através de difração de raios X, foi atribuída à presença de estruturas celulares e colunares identificadas por microscopia eletrônica de varredura. Os contornos dessas estruturas têm a transformação da austenita para martensita dificultada promovendo a retenção dessa fase durante o resfriamento.
- Já para a condição produzida por manufatura aditiva envelhecida diretamente, a presença da fase austenítica foi atribuída à presença da austenita retida e austenita revertida, sendo a austenita retida formada durante o processo de fabricação por manufatura aditiva e a austenita revertida formada durante o envelhecimento, em razão de uma possível segregação de elementos estabilizadores da austenita nos contornos das estruturas celulares e colunares.
- Com a realização do tratamento térmico de solubilização, as amostras apresentam microestrutura completamente martensítica, que pode ser justificada pela desintegração total das estruturas celulares e colunares, reduzindo os sítios favoráveis à nucleação da fase austenítica.
- Os maiores valores dureza, limite de escoamento e limite de resistência à tração foram encontradas para as amostras envelhecidas diretamente e solubilizadas e envelhecidas. Por outro lado, para estas mesmas condições, foram encontrados os menores valores de alongamento.
- Para as condições solubilizadas e envelhecidas produzidas por manufatura aditiva e convencionalmente foi observado que as propriedades mecânicas foram diretamente proporcionais à energia cinética absorvida. No entanto, para a condição produzida por manufatura aditiva envelhecida diretamente, um comportamento contrário foi observado, o que indica que outro fator, além das propriedades mecânicas, pode ter

exercido influência sobre a energia cinética absorvida, como por exemplo a presença da fase austenítica nesta condição.

- Por fim, a amostra produzida por manufatura aditiva apesar de apresentar densidade relativa de 98,26%, ao ser submetida ao tratamento térmico de envelhecimento direto, apresenta excelentes valores de propriedades mecânicas e energia absorvida, comparáveis à condição produzida convencionalmente. Isto representa uma vantagem, uma vez que, a manufatura aditiva possibilita construção de geometrias complexas e com possibilidade da presença de austenita que a absorção de energia.

## 6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Realizar tratamentos térmicos nas amostras produzidas por manufatura aditiva e convencionalmente com alta formação de austenita revertida.
- Realizar o ensaio de Barra Hopkinson nas condições estudadas no presente trabalho e condições com alta formação de austenita revertida.
- Realizar análise estatística dos resultados.
- Testar outros materiais produzidos por manufatura aditiva e convencionalmente.
- Realizar produção de outras geometrias para manufatura aditiva e convencionalmente.
- Realizar análise de microscopia eletrônica de transmissão para avaliação dos precipitados presentes no material.

## REFERÊNCIAS

- 1 VOLPATO, N. *Manufatura Aditiva - Tecnologias e Aplicações da Impressão 3D*. [S.l.]: Blucher, 2017.
- 2 ISO/ASTM 52900:2015 (E). *Terminology for Additive Manufacturing - General Principles - Terminology*. ASTM International, 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/isoastm52900-15>>.
- 3 BERMAN, B. 3-d printing: The new industrial revolution. *Business Horizons*, Elsevier BV, v. 55, n. 2, p. 155–162, mar. 2012. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.bushor.2011.11.003>>.
- 4 NGO, T. D.; KASHANI, A.; IMBALZANO, G.; NGUYEN, K. T.; HUI, D. Additive manufacturing (3d printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*, Elsevier BV, v. 143, p. 172–196, jun. 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012>>.
- 5 TAN, C.; ZHOU, K.; KUANG, M.; MA, W.; KUANG, T. Microstructural characterization and properties of selective laser melted *maraging* steel with different build directions. *Science and Technology of Advanced Materials*, Informa UK Limited, v. 19, n. 1, p. 746–758, out. 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1080/14686996.2018.1527645>>.
- 6 CASALINO, G.; CAMPANELLI, S.; CONTUZZI, N.; LUDOVICO, A. Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a *maraging* steel. *Optics & Laser Technology*, Elsevier BV, v. 65, p. 151–158, jan. 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2014.07.021>>.
- 7 ASM International. *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. 1990. Disponível em: <<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>>.
- 8 HALL, A.; SLUNDER, C. *The Metallurgy, Behavior, and Application of The 18-percent Nickel maraging Steels*. [S.l.]: Survey 20000828. SP-5051. NASA, 1968.
- 9 INCO. 18 per cent *maraging* steels. *Engineering Properties. Tech. Rep. 4419*, International Nickel Company, Inco Euro Limited: Brussels, Belgium, p. 30, 1976.
- 10 ABNT NBR 15000. *Blindagens Para Impactos Balísticos — Classificação e Critérios de Avaliação*. [S.l.]: Associação Brasileira de Normas Técnicas, 2005.
- 11 WANG, L.; KANESALINGAM, S.; NAYAK, R.; PADHYE, R. Recent trends in ballistic protection. *Textiles and Light Industrial Science and Technology*, Science and Engineering Publishing Company, v. 3, n. 0, p. 37, 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.14355/tlist.2014.03.007>>.
- 12 KARAHAN, M. Comparison of ballistic performance and energy absorption capabilities of woven and unidirectional aramid fabrics. *Textile Research Journal*, SAGE Publications, v. 78, n. 8, p. 718–730, ago. 2008. Disponível em: <<https://doi.org/10.1177/0040517508090487>>.

- 13 LAIBLE, R. C. *Ballistic Materials and Penetration Mechanics*. [S.l.]: Elsevier Scientific Publishing Company, 1980. v. 5.
- 14 CUNHA, D. F. da; BASSI, A. A.; CARDOSO, R. F. de A.; BRANDÃO, L. P. M.; GOMES, A. V. Estudo do comportamento dinâmico de blindagem ondulada em proteção balística. *Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração*, Editora Cubo, v. 16, n. Especial, 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.4322/2176-1523.20201906>>.
- 15 CHAKRAVARTHI, K. V. A.; KOUNDINYA, N. T. B. N.; SARKAR, A.; MURTY, S. V. S. N.; RAO, B. N. Optimization of hot workability and control of microstructure in 18ni (m250 grade) *maraging* steel using processing maps. *Materials Performance and Characterization*, ASTM International, v. 7, n. 1, p. 20180082, nov. 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/mpc20180082>>.
- 16 RAO, M. N.; MURTY, S. V. S. N. Hot deformation of 18 % ni *maraging* steels: A review. *Materials Performance and Characterization*, ASTM International, v. 8, n. 5, p. 20190027, maio 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/mpc20190027>>.
- 17 REED-HILL, R. *Princípios de metalurgia física*. [S.l.]: CL-Engineering, 2009. v. 4.ed.
- 18 SWARTZENDRUBER, L. J.; ITKIN, V. P.; ALCOCK, C. B. The fe-ni (iron-nickel) system. *Journal of Phase Equilibria*, Springer Science and Business Media LLC, v. 12, n. 3, p. 288–312, jun. 1991. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/bf02649918>>.
- 19 SCHMIDT, M.; ROHRBACH, K. *Heat Treating*. [S.l.]: ASM International, 2014.
- 20 NISHIYAMA, Z. *Martensitic Transformation*. [S.l.]: Academic Press, 1978. v. 1st Edition.
- 21 SATO, H.; ZAEFFERER, S. A study on the formation mechanisms of butterfly-type martensite in fe–30% ni alloy using EBSD-based orientation microscopy. *Acta Materialia*, Elsevier BV, v. 57, n. 6, p. 1931–1937, abr. 2009. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.12.035>>.
- 22 ASM International. *Metallography and Microstructures*. [S.l.]: ASM Handbook, 2014.
- 23 TAMURA, I.; TSUZAKI, K.; MAKI, T. MORPHOLOGY OF LATH MARTENSITE FORMED FROM DEFORMED AUSTENITE IN 18% ni *maraging* STEEL. *Le Journal de Physique Colloques*, EDP Sciences, v. 43, n. C4, p. C4–551–C4–556, dez. 1982. Disponível em: <<https://doi.org/10.1051/jphyscol:1982486>>.
- 24 SHA, W.; CERESO, A.; SMITH, G. D. W. Phase chemistry and precipitation reactions in *maraging* steels: Part i. introduction and study of co-containing c-300 steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Springer Science and Business Media LLC, v. 24, n. 6, p. 1221–1232, jun. 1993. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/bf02668190>>.
- 25 JACOB, K.; YADAV, D.; DIXIT, S.; HOHENWARTER, A.; JAYA, B. N. High pressure torsion processing of *maraging* steel 250: Microstructure and mechanical behaviour evolution. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 802, p. 140665, jan. 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140665>>.
- 26 TEWARI, R.; MAZUMDER, S.; BATRA, I.; DEY, G.; BANERJEE, S. Precipitation in 18 wt% ni *maraging* steel of grade 350. *Acta Materialia*, Elsevier BV, v. 48, n. 5, p. 1187–1200, mar. 2000. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(99\)00370-5](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(99)00370-5)>.

- 27 DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. [S.l.]: Guanabara Koogan, 1981. v. 2.
- 28 VISWANATHAN, U. K.; DEY, G. K.; ASUNDI, M. K. Precipitation hardening in 350 grade *maraging* steel. *Metallurgical Transactions A*, Springer Science and Business Media LLC, v. 24, n. 11, p. 2429–2442, nov. 1993. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/bf02646522>>.
- 29 KRUTH, J. Material in-process manufacturing by rapid prototyping techniques. *CIRP Annals*, Elsevier BV, v. 40, n. 2, p. 603–614, 1991. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/s0007-8506\(07\)61136-6](https://doi.org/10.1016/s0007-8506(07)61136-6)>.
- 30 YAKOUT, M.; ELBESTAWI, M.; VELDHUIS, S. C. A review of metal additive manufacturing technologies. *Solid State Phenomena*, Trans Tech Publications, Ltd., v. 278, p. 1–14, jul. 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.278.1>>.
- 31 TRAVITZKY, N.; BONET, A.; DERMEIK, B.; FEY, T.; FILBERT-DEMUT, I.; SCHLIER, L.; SCHLORDT, T.; GREIL, P. Additive manufacturing of ceramic-based materials. *Advanced Engineering Materials*, Wiley, v. 16, n. 6, p. 729–754, abr. 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.1002/adem.201400097>>.
- 32 YAP, C. Y.; CHUA, C. K.; DONG, Z. L.; LIU, Z. H.; ZHANG, D. Q.; LOH, L. E.; SING, S. L. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied Physics Reviews*, AIP Publishing, v. 2, n. 4, p. 041101, dez. 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1063/1.4935926>>.
- 33 MOONEY, B.; KOUROUSIS, K. A review of factors affecting the mechanical properties of *maraging* steel 300 fabricated via laser powder bed fusion. *Metals*, MDPI AG, v. 10, n. 9, p. 1273, set. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met10091273>>.
- 34 SURYAWANSHI, J.; PRASHANTH, K.; RAMAMURTY, U. Tensile, fracture, and fatigue crack growth properties of a 3d printed *maraging* steel through selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, Elsevier BV, v. 725, p. 355–364, nov. 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.177>>.
- 35 BECKER, T. H.; DIMITROV, D. The achievable mechanical properties of SLM produced *maraging* steel 300 components. *Rapid Prototyping Journal*, Emerald, v. 22, n. 3, p. 487–494, abr. 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1108/rpj-08-2014-0096>>.
- 36 ASTM E8/E8M-21. *Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. ASTM International, 2021. Disponível em: <[https://doi.org/10.1520/e0008\\_e0008m-21](https://doi.org/10.1520/e0008_e0008m-21)>.
- 37 MUTUA, J.; NAKATA, S.; ONDA, T.; CHEN, Z.-C. Optimization of selective laser melting parameters and influence of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of *maraging* steel. *Materials & Design*, Elsevier BV, v. 139, p. 486–497, fev. 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.042>>.
- 38 ASTM E384-17. *Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. ASTM International, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/e0384-17>>.
- 39 ASTM E647-15e1. *Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. ASTM International, 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/e0647-15e01>>.

- 40 ASTM B311-17. *Test Method for Density of Powder Metallurgy (PM) Materials Containing Less Than Two Percent Porosity*. ASTM International, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/b0311-17>>.
- 41 ASTM E837-20. *Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method*. ASTM International, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/e0837-20>>.
- 42 REVILLA, R. I.; CALSTER, M. V.; RAES, M.; ARROUD, G.; ANDREATTA, F.; PYL, L.; GUILLAUME, P.; GRAEVE, I. D. Microstructure and corrosion behavior of 316l stainless steel prepared using different additive manufacturing methods: A comparative study bringing insights into the impact of microstructure on their passivity. *Corrosion Science*, Elsevier BV, v. 176, p. 108914, nov. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108914>>.
- 43 HONG, J. H.; YEOH, F. Y. Mechanical properties and corrosion resistance of cobalt-chrome alloy fabricated using additive manufacturing. *Materials Today: Proceedings*, Elsevier BV, v. 29, p. 196–201, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.05.543>>.
- 44 ASTM F3122-14. *Guide for Evaluating Mechanical Properties of Metal Materials Made via Additive Manufacturing Processes*. ASTM International, 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/f3122-14>>.
- 45 CAO, Q.; ZHANG, J.; CHANG, S.; FUH, J. Y. H.; WANG, H. The effect of support structures on *maraging* steel MS1 parts fabricated by selective laser melting at different building angles. *Rapid Prototyping Journal*, Emerald, v. 26, n. 9, p. 1465–1476, ago. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1108/rpj-11-2019-0287>>.
- 46 JHABVALA, J.; BOILLAT, E.; ANTIGNAC, T.; GLARDON, R. On the effect of scanning strategies in the selective laser melting process. *Virtual and Physical Prototyping*, Informa UK Limited, v. 5, n. 2, p. 99–109, jun. 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1080/17452751003688368>>.
- 47 KIMINAMI, C. S.; WALMAN, B. D.; OLIVEIRA, M. F. D. *Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos*. Blucher, 2013. Disponível em: <<https://integrada.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788521206835/>>.
- 48 BAI, Y.; YANG, Y.; WANG, D.; ZHANG, M. Influence mechanism of parameters process and mechanical properties evolution mechanism of *maraging* steel 300 by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 703, p. 116–123, ago. 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.033>>.
- 49 BAI, Y.; WANG, D.; YANG, Y.; WANG, H. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of *maraging* steel by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 760, p. 105–117, jul. 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.115>>.
- 50 ASTM F3049. *Guide for Characterizing Properties of Metal Powders Used for Additive Manufacturing Processes*. ASTM International, 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/f3049-14>>.

- 51 ASTM B215-20. *Practices for Sampling Metal Powders*. ASTM International, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/b0215-20>>.
- 52 ASTM B213-20. *Test Methods for Flow Rate of Metal Powders Using the Hall Flowmeter Funnel*. ASTM International, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/b0213-20>>.
- 53 ASTM B964-16. *Test Methods for Flow Rate of Metal Powders Using the Carney Funnel*. ASTM International, 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/b0964-16>>.
- 54 ASTM B212-17. *Test Method for Apparent Density of Free-Flowing Metal Powders Using the Hall Flowmeter Funnel*. ASTM International, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/b0212-17>>.
- 55 ASTM B417-18. *Test Method for Apparent Density of Non-Free-Flowing Metal Powders Using the Carney Funnel*. ASTM International, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/b0417-18>>.
- 56 ASTM B243-20. *Terminology of Powder Metallurgy*. ASTM International, 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/b0243-20>>.
- 57 SONG, J.; TANG, Q.; FENG, Q.; MA, S.; SETCHI, R.; LIU, Y.; HAN, Q.; FAN, X.; ZHANG, M. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical behaviours of 18ni-300 *maraging* steel manufactured by selective laser melting. *Optics & Laser Technology*, Elsevier BV, v. 120, p. 105725, dez. 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105725>>.
- 58 TAN, C.; ZHOU, K.; MA, W.; ZHANG, P.; LIU, M.; KUANG, T. Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 *maraging* steel. *Materials & Design*, Elsevier BV, v. 134, p. 23–34, nov. 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.026>>.
- 59 SHAKERIN, S.; HADADZADEH, A.; AMIRKHIZ, B. S.; SHAMSDINI, S.; LI, J.; MOHAMMADI, M. Additive manufacturing of *maraging* steel-h13 bimetals using laser powder bed fusion technique. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 29, p. 100797, out. 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100797>>.
- 60 BHARDWAJ, T.; SHUKLA, M. Effect of laser scanning strategies on texture, physical and mechanical properties of laser sintered *maraging* steel. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 734, p. 102–109, set. 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.089>>.
- 61 BAI, Y.; ZHAO, C.; YANG, J.; HONG, R.; WENG, C.; WANG, H. Microstructure and machinability of selective laser melted high-strength *maraging* steel with heat treatment. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier BV, v. 288, p. 116906, fev. 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116906>>.
- 62 VOCK, S.; KLÖDEN, B.; KIRCHNER, A.; WEISSGÄRBER, T.; KIEBACK, B. Powders for powder bed fusion: a review. *Progress in Additive Manufacturing*, Springer Science and Business Media LLC, v. 4, n. 4, p. 383–397, fev. 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s40964-019-00078-6>>.

- 63 SUZUKI, A.; NISHIDA, R.; TAKATA, N.; KOBASHI, M.; KATO, M. Design of laser parameters for selectively laser melted *maraging* steel based on deposited energy density. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 28, p. 160–168, ago. 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.04.018>>.
- 64 ZHOU, S.; SU, Y.; WANG, H.; ENZ, J.; EBEL, T.; YAN, M. Selective laser melting additive manufacturing of 7xxx series al-zn-mg-cu alloy: Cracking elimination by co-incorporation of si and TiB<sub>2</sub>. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 36, p. 101458, dez. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101458>>.
- 65 TOLOCHKO, N. K.; MOZZHAROV, S. E.; YADROITSEV, I. A.; LAOUI, T.; FROYEN, L.; TITOV, V. I.; IGNATIEV, M. B. Balling processes during selective laser treatment of powders. *Rapid Prototyping Journal*, Emerald, v. 10, n. 2, p. 78–87, abr. 2004. Disponível em: <<https://doi.org/10.1108/13552540410526953>>.
- 66 KRÓL, M.; SNOPIŃSKI, P.; HAJNYŠ, J.; PAGÁČ, M.; ŁUKOWIEC, D. Selective laser melting of 18ni-300 *maraging* steel. *Materials*, MDPI AG, v. 13, n. 19, p. 4268, set. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/ma13194268>>.
- 67 PAUL, M. J.; MUNIANDY, Y.; KRUZIC, J. J.; RAMAMURTY, U.; GLUDOVATZ, B. Effect of heat treatment on the strength and fracture resistance of a laser powder bed fusion-processed 18ni-300 *maraging* steel. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 844, p. 143167, jun. 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143167>>.
- 68 PODGORNIK, B.; ŠINKO, M.; GODEC, M. Dependence of the wear resistance of additive-manufactured *maraging* steel on the build direction and heat treatment. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 46, p. 102123, out. 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102123>>.
- 69 MEI, X.; YAN, Y.; FU, H.; GAO, X.; HUANG, S.; QIAO, L. Effect of aging temperature on microstructure evolution and strengthening behavior of l-PBF 18ni(300) *maraging* steel. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 58, p. 103071, out. 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.103071>>.
- 70 KIM, D.; KIM, T.; HA, K.; OAK, J.-J.; JEON, J. B.; PARK, Y.; LEE, W. Effect of heat treatment condition on microstructural and mechanical anisotropies of selective laser melted *maraging* 18ni-300 steel. *Metals*, MDPI AG, v. 10, n. 3, p. 410, mar. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met10030410>>.
- 71 SHAMSDINI, S.; PIRGAZI, H.; GHONCHEH, M.; SANJARI, M.; AMIRKHIZ, B. S.; KESTENS, L.; MOHAMMADI, M. A relationship between the build and texture orientation in tensile loading of the additively manufactured *maraging* steels. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 41, p. 101954, maio 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101954>>.
- 72 SONG, J.; TANG, Q.; CHEN, H.; ZHANG, Z.; FENG, Q.; ZHAO, M.; MA, S.; SETCHI, R. Laser powder bed fusion of high-strength *maraging* steel with concurrently enhanced strength and ductility after heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 854, p. 143818, set. 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143818>>.

- 73 BAI, Y.; ZHAO, C.; WANG, D.; WANG, H. Evolution mechanism of surface morphology and internal hole defect of 18ni300 *maraging* steel fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier BV, v. 299, p. 117328, jan. 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117328>>.
- 74 ASTM E3-11(2017). *Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. ASTM International, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/e0003-11r17>>.
- 75 TAYLOR, J. K.; OPPERMANN, H. V. *Handbook for The Quality Assurance of Metrological Measurements*. [S.l.]: Gaithersburg, MD, 2986. v. 145.
- 76 RIABOV, D.; HRYHA, E.; RASHIDI, M.; BENGTSSON, S.; NYBORG, L. Effect of atomization on surface oxide composition in 316l stainless steel powders for additive manufacturing. *Surface and Interface Analysis*, Wiley, v. 52, n. 11, p. 694–706, jun. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1002/sia.6846>>.
- 77 BRIKA, S. E.; LETENNEUR, M.; DION, C. A.; BRAILOVSKI, V. Influence of particle morphology and size distribution on the powder flowability and laser powder bed fusion manufacturability of ti-6al-4v alloy. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 31, p. 100929, jan. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100929>>.
- 78 HABIBNEJAD-KORAYEM, M.; ZHANG, J.; ZOU, Y. Effect of particle size distribution on the flowability of plasma atomized ti-6al-4v powders. *Powder Technology*, Elsevier BV, v. 392, p. 536–543, nov. 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.07.026>>.
- 79 SONG, J.; TANG, Q.; FENG, Q.; HAN, Q.; MA, S.; CHEN, H.; GUO, F.; SETCHI, R. Effect of remelting processes on the microstructure and mechanical behaviours of 18ni-300 *maraging* steel manufactured by selective laser melting. *Materials Characterization*, Elsevier BV, v. 184, p. 111648, fev. 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111648>>.
- 80 HUANG, G.; WEI, K.; DENG, J.; ZENG, X. High power laser powder bed fusion of 18ni300 *maraging* steel: Processing optimization, microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 856, p. 143983, out. 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143983>>.
- 81 SPUREK, M. A.; HAFERKAMP, L.; WEISS, C.; SPIERINGS, A. B.; SCHLEIFENBAUM, J. H.; WEGENER, K. Influence of the particle size distribution of monomodal 316l powder on its flowability and processability in powder bed fusion. *Progress in Additive Manufacturing*, Springer Science and Business Media LLC, v. 7, n. 4, p. 533–542, dez. 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s40964-021-00240-z>>.
- 82 MUKHERJEE, T.; ZUBACK, J. S.; DE, A.; DEBROY, T. Printability of alloys for additive manufacturing. *Scientific Reports*, Springer Science and Business Media LLC, v. 6, n. 1, jan. 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1038/srep19717>>.
- 83 VISHWAKARMA, J.; CHATTOPADHYAY, K.; SRINIVAS, N. S. Effect of build orientation on microstructure and tensile behaviour of selectively laser melted m300 *maraging* steel. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 798, p. 140130, nov. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140130>>.

- 84 ABOULKHAIR, N. T.; EVERITT, N. M.; ASHCROFT, I.; TUCK, C. Reducing porosity in AlSi10mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 1-4, p. 77–86, out. 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>>.
- 85 PALAD, R.; TIAN, Y.; CHADHA, K.; RODRIGUES, S.; ARANAS, C. Microstructural features of novel corrosion-resistant *maraging* steel manufactured by laser powder bed fusion. *Materials Letters*, Elsevier BV, v. 275, p. 128026, set. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128026>>.
- 86 DEBROY, T.; WEI, H.; ZUBACK, J.; MUKHERJEE, T.; ELMER, J.; MILEWSKI, J.; BEESE, A.; WILSON-HEID, A.; DE, A.; ZHANG, W. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, Elsevier BV, v. 92, p. 112–224, mar. 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>>.
- 87 CHADHA, K.; TIAN, Y.; BOCHER, P.; SPRAY, J. G.; ARANAS, C. Microstructure evolution, mechanical properties and deformation behavior of an additively manufactured *maraging* steel. *Materials*, MDPI AG, v. 13, n. 10, p. 2380, maio 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/ma13102380>>.
- 88 JÄGLE, E. A.; CHOI, P.-P.; HUMBEECK, J. V.; RAABE, D. Precipitation and austenite reversion behavior of a *maraging* steel produced by selective laser melting. *Journal of Materials Research*, Springer Science and Business Media LLC, v. 29, n. 17, p. 2072–2079, ago. 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.1557/jmr.2014.204>>.
- 89 WEI, S.; KUMAR, P.; LAU, K. B.; WUU, D.; LIEW, L.-L.; WEI, F.; TEO, S. L.; CHEONG, A.; NG, C. K.; ZHANG, B.; TAN, C. C.; WANG, P.; RAMAMURTY, U. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 2.4 GPa grade *maraging* steel fabricated by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 59, p. 103190, nov. 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.103190>>.
- 90 KONG, D.; DONG, C.; WEI, S.; NI, X.; ZHANG, L.; LI, R.; WANG, L.; MAN, C.; LI, X. About metastable cellular structure in additively manufactured austenitic stainless steels. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 38, p. 101804, fev. 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101804>>.
- 91 RAMIREZ, D.; MURR, L.; MARTINEZ, E.; HERNANDEZ, D.; MARTINEZ, J.; MACHADO, B.; MEDINA, F.; FRIGOLA, P.; WICKER, R. Novel precipitate–microstructural architecture developed in the fabrication of solid copper components by additive manufacturing using electron beam melting. *Acta Materialia*, Elsevier BV, v. 59, n. 10, p. 4088–4099, jun. 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.033>>.
- 92 BERTSCH, K.; BELLEFON, G. M. de; KUEHL, B.; THOMA, D. Origin of dislocation structures in an additively manufactured austenitic stainless steel 316l. *Acta Materialia*, Elsevier BV, v. 199, p. 19–33, out. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.07.063>>.
- 93 SANTOS, L. P. M. dos; BÉREŠ, M.; CASTRO, M. O. de; SARVEZUK, P. W. C.; WU, L.; HERCULANO, L. F. G.; PAESANO, A.; SILVA, C. C.; MASOUMI, M.; ABREU, H. F. G. de. Kinetics of reverted austenite in 18 wt.% ni grade 300 *maraging* steel: An in-situ

- synchrotron x-ray diffraction and texture study. *JOM*, Springer Science and Business Media LLC, v. 72, n. 10, p. 3502–3512, jul. 2020. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11837-020-04254-w>>.
- 94 LI, X.; YIN, Z. Reverted austenite during aging in 18ni(350) *maraging* steel. *Materials Letters*, Elsevier BV, v. 24, n. 4, p. 239–242, jul. 1995. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/0167-577x\(95\)00109-3](https://doi.org/10.1016/0167-577x(95)00109-3)>.
- 95 WANG, D.; SONG, C.; YANG, Y.; BAI, Y. Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316l stainless steel parts. *Materials and Design*, Elsevier BV, v. 100, p. 291–299, jun. 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.111>>.
- 96 CASATI, R.; LEMKE, J.; TUISSI, A.; VEDANI, M. Aging behaviour and mechanical performance of 18-ni 300 steel processed by selective laser melting. *Metals*, MDPI AG, v. 6, n. 9, p. 218, set. 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met6090218>>.
- 97 KEMPEN, K.; YASA, E.; THIJS, L.; KRUTH, J.-P.; HUMBEECK, J. V. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18ni-300 steel. *Physics Procedia*, Elsevier BV, v. 12, p. 255–263, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.033>>.
- 98 CONDE, F.; AVILA, J.; OLIVEIRA, J.; SCHELL, N.; OLIVEIRA, M.; ESCOBAR, J. Effect of the as-built microstructure on the martensite to austenite transformation in a 18ni *maraging* steel after laser-based powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, Elsevier BV, v. 46, p. 102122, out. 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102122>>.
- 99 ZHU, H. M.; ZHANG, J. W.; HU, J. P.; OUYANG, M. N.; QIU, C. J. Effects of aging time on the microstructure and mechanical properties of laser-cladded 18ni300 *maraging* steel. *Journal of Materials Science*, Springer Science and Business Media LLC, v. 56, n. 14, p. 8835–8847, fev. 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s10853-021-05841-1>>.