

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”  
FACULDADE DE ENGENHARIA  
CÂMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

**NEWTON SALVADOR GRANDE NETO**

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO  
INOXIDÁVEL 316L FABRICADO POR MANUFATURA ADITIVA PARA  
APLICAÇÕES BIOMÉDICAS**

Ilha Solteira  
2021

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

NEWTON SALVADOR GRANDE NETO

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E MICROESTRUTURAL DO AÇO  
INOXIDÁVEL 316L FABRICADO POR MANUFATURA ADITIVA PARA  
APLICAÇÕES BIOMÉDICAS**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia – UNESP - Campus de Ilha Solteira, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica. Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu  
**Orientador**

Dra. Maria Aparecida Larosa  
**Coorientadora**

Prof. Dr. Carlos Alberto Picone  
**Coorientador**

Ilha Solteira  
2021

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

G752c Grande Neto, Newton Salvador.  
Caracterização mecânica e microestrutural do aço inoxidável 316l fabricado por manufatura aditiva para aplicações biomédicas / Newton Salvador Grande Neto. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2021  
93 f. : il.

Tese (doutorado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2021

Orientador: Ruís Camargo Tokimatsu  
Coorientadores: Carlos Alberto Picone ; Maria Aparecida Larosa  
Inclui bibliografia

1. Manufatura aditiva. 2. Aço inoxidável 316l. 3. Bioengenharia.

  
Raiane da Silva Santos



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Câmpus de Ilha Solteira

**CERTIFICADO DE APROVAÇÃO**

TÍTULO DA TESE: Caracterização mecânica e microestrutural do aço inoxidável 316L fabricado por manufatura aditiva para aplicações biomédicas

**AUTOR: NEWTON SALVADOR GRANDE NETO**

**ORIENTADOR: RUIS CAMARGO TOKIMATSU**

**COORIENTADORA: MARIA APARECIDA LAROSA**

**COORIENTADOR: CARLOS ALBERTO PICONE**

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Doutor em ENGENHARIA MECÂNICA, área: Materiais e Processos de Fabricação pela Comissão Examinadora:

Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU (Participação Virtual)  
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

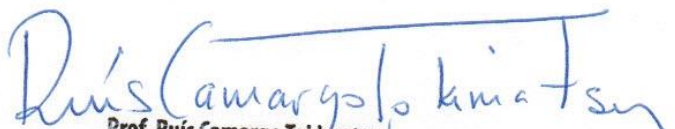
Prof. Dr. AMARILDO TABONE PASCHOALINI (Participação Virtual)  
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Prof. Dr. APARECIDO CARLOS GONCALVES (Participação Virtual)  
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Profª. Drª. CECILIA AMELIA DE CARVALHO ZAVAGLIA (Participação Virtual)  
Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais / Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Profª. Drª. MARIA CLARA FILIPPINI IERARDI (Participação Virtual)  
Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais / Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Ilha Solteira, 06 de abril de 2021

  
**Prof. Ruis Camargo Tokimatsu**  
Departamento de Engenharia Mecânica  
**FEIS / UNESP**  
CREA-SP 506054/144 - RN 260509319-0

## **DEDICO**

A Deus, meus pais João Virgílio e Leila, minhas avós Lina e Regina, minha querida esposa Camila e sua família, aos meus irmãos e amigos.

## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu orientador Dr. Ruís Camargo Tokimatsu, pela amizade, orientação, sabedoria, paciência e diversas conversas enriquecedoras durante todos estes anos de trabalho.

Aos meus coorientadores Dr. Carlos Alberto Picone e Dra. Maria Aparecida Larosa pela coorientação e contribuições essenciais para este trabalho.

A professora Dra. Cecília Amélia Zavaglia por abrir as portas da UNICAMP mais uma vez e proporcionar essa integração entre as universidades.

Aos professores, técnicos e pesquisadores do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UNESP – Campus de Ilha Solteira, pelos incentivos, ensinamentos e auxílios prestados.

Aos meus amigos do PPGEM que me ajudaram em diversas etapas deste trabalho.

O presente trabalho foi realizado parcialmente com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001 – Processo 1654410.

*“Do what you can, with what you have, where you are.”*

Theodore Roosevelt

## RESUMO

Não é novidade que as pessoas utilizam materiais para reparar danos causados ao corpo humano ou animal. Diversos indícios desta prática são comprovados através da história da humanidade e hoje estes são chamados de biomateriais. Muitos são os estudos relacionados a estes materiais, inclusive, hoje é facilmente visível os benefícios que estes materiais proporcionam a vida humana e animal. Na medicina, grande parte dos biomateriais utilizados são metálicos, devido as suas propriedades mecânicas satisfatórias para diversas aplicações. No entanto, os metais ainda são considerados os menos biocompatíveis, o que limita significativamente a quantidade dos metais que podem ser utilizados dentro do corpo humano. Eles devem possuir grande resistência à corrosão, visto que o corpo humano é um ambiente extremamente agressivo. Em aplicações biomédicas, o aço 316L é um dos mais utilizados e pode ser atomizado, como também ser usado como matéria-prima nos processos de Manufatura Aditiva. Sabe-se que a rota de fabricação influencia diretamente nas propriedades mecânicas e microestruturais de um material, desta maneira, este trabalho tem como objetivo avaliar as propriedades do aço 316L obtido pela técnica *Direct Metal Laser Sintering* (DMLS). Aplicações de tratamentos térmicos como alívio de tensões e solubilização demonstraram algumas características particulares nesta técnica. O grupo submetido ao tratamento de alívio de tensões na temperatura de 400°C por 4h não afetou as propriedades mecânicas nem microestruturais. Aumentando-se a temperatura de tratamento para 900°C, a liga 316L demonstrou-se mais dúctil e ganhou propriedades relativas a tenacidade à fratura, porém, foi afetada diretamente na resistência à corrosão. O tratamento de solubilização à 1100°C se demonstrou ineficaz no ganho de resistência à corrosão para este processo de fabricação em camadas.

**Palavras-chave:** Manufatura aditiva. DMLS. 316L.

## ABSTRACT

Unsurprisingly people use materials to repair damage to the human or animal body. Several indications of this practice are proven through the history of mankind and today these are called biomaterials. There are many studies related to these materials, even today it is easily visible the benefits that these materials provide to human and animal life. In medicine, most used are metal biomaterials due to their mechanical properties satisfactory for many applications. However, the metals are still considered less biocompatible, which significantly limits the amount of metals that can be used within the human body. They must have great corrosion resistance since the human body is an extremely aggressive environment. In biomedical applications, 316L steel is one of the most used and can be atomized, as well as being used as a raw material in Additive Manufacturing processes. It is known that the manufacturing route directly influences the mechanical and microstructural properties of a material, so this work aims to evaluate the properties of 316L steel obtained by the Direct Metal Laser Sintering (DMLS) technique. Applications of heat treatments such as stress relief and solubilization have demonstrated some characteristics in this technique. The group submitted to the stress relief treatment at a temperature of 400 ° C for 4h did not affect the mechanical or microstructural properties. Increasing the treatment temperature to 900 ° C, the 316L alloy proved to be more ductile and gained properties related to fracture toughness, however it was directly affected by corrosion resistance. The solubilization treatment at 1100 ° C has been shown ineffective in corrosion resistance gain for this layered manufacturing process.

**Keywords:** Additive manufacturing. DMLS. 316L.

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>Introdução</b>	<b>9</b>
1.1	Motivação para o Trabalho	11
<b>2</b>	<b>Objetivos</b>	<b>12</b>
2.1	Objetivos geral	12
2.2.	Objetivos específicos	12
<b>3</b>	<b>Revisão da Literatura</b>	<b>13</b>
3.1	Biomateriais	13
3.2	Mercado dos Biomateriais	17
3.3	Biomateriais Metálicos	18
3.3.1	<i>Aços Inoxidáveis</i>	20
3.4	Manufatura Aditiva	25
3.4.1	<i>Processo de AM por Fusão de leito de pó metálico</i>	28
<b>4</b>	<b>Materiais e Métodos</b>	<b>32</b>
4.1	Matéria-prima	32
4.2	Confecção das amostras	33
4.3	Tratamentos térmicos	37
4.4	Ensaio de Dureza	39
4.5	Ensaio de Fadiga	41
4.6	Ensaio de Tração	41
4.7	Ensaio de Tenacidade à Fratura	42
4.7.1	<i>Modelos de Dawes</i>	43
4.8	Microscopia	47
4.9	Metalografia	48
4.10	Ensaio de Corrosão	48
4.10.1	<i>Open Circuit Potential</i>	52
4.10.2	<i>Polarização Potenciodinamica</i>	52
4.11	Ensaio de Desgaste	53
<b>5</b>	<b>Resultados e Discussão</b>	<b>55</b>
5.1	Ensaio de dureza	55
5.2	Ensaio de tração	56
5.3	Ensaio de fadiga	59

5.4	Ensaaios de tenacidade à fratura	61
5.5	Ensaaios de corrosão	66
5.6	Ensaaios de desgaste	69
5.7	Metalografia	71
<b>6</b>	<b>Conclusões</b>	<b>78</b>
<b>7</b>	<b>Sugestões para trabalhos futuros</b>	<b>79</b>
	<b>Referencias</b>	<b>80</b>
	<b>Apêndice A-</b> Dados dos Ensaaios de Dureza	<b>85</b>
	<b>Apêndice B-</b> Dados dos Ensaaios de Tração	<b>86</b>
	<b>Apêndice C-</b> Dados dos Ensaaios de Fadiga	<b>87</b>
	<b>Apêndice D-</b> Dados dos Ensaaios de Tenacidade à Fratura	<b>88</b>
	<b>Apêndice E-</b> Dados dos Ensaaios de Desgaste	<b>89</b>
	<b>Apêndice F-</b> Dados das Análises de EDS	<b>90</b>

## 1 INTRODUÇÃO

Utilizar materiais para reparar danos causados ao corpo humano é uma prática antiga. Fatos históricos comprovam a ocorrência desta prática há 4000 anos no Egito Antigo, através de suturas com fios de linho (GENTLEMAN *et al.*, 2009). Isto demonstra a capacidade do corpo humano tolerar a presença de materiais estranhos em seu interior. Infelizmente, inúmeras destas tentativas não obtiveram sucesso, devido ao pouco conhecimento adquirido sobre a interação entre o corpo e o material implantado.

Qualquer material utilizado na fabricação de dispositivos que possui o objetivo de substituir uma parte ou função do corpo de forma segura, confiável, econômica e fisiologicamente aceitável pode ser um biomaterial (PARK; LAKES, 2007).

Durante a segunda metade do século XX, o campo de biomateriais e o uso de implantes médicos explodiram à medida que novos materiais surgiram e os médicos compreenderam melhor como o corpo reagia aos implantes (GENTLEMAN *et al.*, 2009), assim como o avanço na medicina proporcionou um aumento populacional e a longevidade das pessoas. Atualmente, é notório o impacto que os estudos direcionados a esta área têm proporcionado a qualidade de vida de humanos e animais.

O Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística (IBGE) divulgou em 2014 que o brasileiro possui uma expectativa de vida cada vez maior, hoje em torno de 75 anos. O Brasil passa por um envelhecimento populacional acentuado após 1980, chegando ao número de mais de 30 milhões de idosos em 2017. Caminhando velozmente rumo a um perfil demográfico cada vez mais envelhecido, uma inversão da pirâmide etária brasileira se demonstra iminente (Instituto Brasileiro de Geografia e Estatística - IBGE, 2020). Os idosos fazem parte da grande parcela dos consumidores de biomateriais, o que justifica os esforços de diversas instituições no desenvolvimento de conhecimento nacional na área de biomateriais e biofabricação.

Na medicina, grande parte dos biomateriais utilizados são metálicos, devido ao seu elevado desempenho mecânico, como alta resistência à fadiga e à fratura. Estas características são importantes para o desempenho eficaz de implantes temporários, implantes permanentes e instrumentação cirúrgica. No entanto, os metais ainda são

considerados os menos biocompatíveis de todos os materiais sintéticos, o que limita significativamente a quantidade de metais que podem ser utilizados no interior do corpo humano (LIMA, 2004; DAVIS, 2003; PILLIAR, 1991).

O corpo humano possui características físico-químicas muito particulares, sendo assim, um metal que possui boa resistência à corrosão em ambientes externos, pode sofrer corrosão severa dentro do corpo humano. Isto ocorre devido a susceptibilidade que os metais possuem à degradação por corrosão (LANDUCI, 2016). Devido a esta particularidade, os metais mais utilizados para aplicações biomédicas são o aço inoxidável 316L, ligas de cobalto-cromo, ligas de titânio e outras diversas ligas que utilizem tântalo, ouro, amálgama e metais especiais (SANTOS, 2017).

Os aços inoxidáveis, ou comumente chamados de aço inox, são ligas de ferro com alto teor de cromo (superior a 12% em peso) e se caracterizam por apresentarem elevada resistência à corrosão e oxidação. Estas características são resultado da interação entre o cromo e o oxigênio, onde uma película superficial de óxido de cromo se forma, protegendo o metal e o separando do ambiente externo. Esta película, também conhecida como filme passivo, possui uma concentração de cromo maior do que a encontrada no metal (SILVA, 1981; CHIAVERINI, 1979). As ligas de aços inoxidáveis austenísticos são os mais utilizados para aplicações biomédicas.

A liga 316L são aços inoxidáveis austenísticos, com baixo teor de carbono, propriedades não-magnéticas, estrutura cúbica de face centrada (CFC) a temperatura ambiente e não passíveis de tratamento térmico de endurecimento. Sua composição química possui alto teor de cromo, elemento essencial que oferece alta resistência a corrosão através de uma camada passiva invisível rica de cromo (CHIAVERINI, 2005; SILVA, 1981).

Através da atomização, o aço inoxidável 316L pode ser utilizado como matéria-prima no processo de fabricação por camadas, desenvolvido no final da década de 80, conhecido como Manufatura Aditiva (em inglês *Additive Manufacturing - AM*).

A AM é um processo de fabricação baseado na adição de camadas, que reproduz fisicamente um modelo virtual de forma automatizada e pode ser realizada

em diversos materiais utilizando técnicas específicas (GIBSON *et al.*, 2009). O processo pode ser dividido em duas etapas:

- 1 - A primeira etapa se caracteriza pelo processamento computacional, onde um modelo virtual é produzido através de *softwares CAD (Computer Aided Desing)* ou por *Scanners* Tridimensionais;
- 2 - A segunda etapa realiza o processo fisicamente através de uma máquina, a qual adiciona material camada a camada até que o produto físico esteja completo.

Para os metais, uma das técnicas mais utilizados é a *Direct Metal Laser Sintering (DMLS)*, que funde sucessivas camadas de pó metálico, através de um laser de alta potência, conforme a geometria do objeto (VOLPATO *et al.*, 2017).

Muitas vantagens são observadas em comparação aos processos de fabricação convencionais, como economia de material, redução das etapas e processos envolvidos na confecção de protótipos, fabricação de produtos com geometrias complexas e personalizadas, precisão dimensional e uma infinidade de estratégias de construção, que alteram o tempo de fabricação e as propriedades mecânicas de um mesmo produto (GIORDANO *et al.*, 2016).

### 1.1 Motivação para o Trabalho

Pouca literatura é encontrada sobre esta técnica no país, devido a sua recente descoberta e o alto valor de investimento para se possuir máquinas com essa tecnologia. Sendo assim, este trabalho tem o propósito de contribuir com a pesquisa e o desenvolvimento na área de Bioengenharia, investigando a influência da técnica DMLS nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço inoxidável 316L aplicados a área biomédica, através de ensaios mecânicos, análises microestruturais e de resistência a corrosão e desgaste.

## 2 OBJETIVOS

### 2.1 Objetivo Geral

O aço inoxidável 316L é amplamente utilizado em aplicações biomédicas, porém, sabe-se que os processos de fabricação e a composição química do material determinam o resultado de sua microestrutura, que por sua vez estabelece as características gerais de um material. A Manufatura Aditiva é um processo de fabricação que possui diversas vantagens e pode ampliar a utilização desta liga de baixo custo. No entanto, pouco se sabe sobre a influência da técnica de Sinterização Direta de Metais a Laser (*DMLS*) nas propriedades mecânicas e microestruturais desta liga. Sendo assim, este estudo tem o objetivo de analisar a influência da técnica *DMLS* nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço inoxidável 316L, como também avaliar o desempenho de três processos de tratamento térmico.

### 2.2 Objetivo Específicos

- Avaliar o desempenho mecânico e as características microestruturais dos produtos de aço inoxidável 316L obtidos somente através da fabricação por manufatura aditiva, utilizando a técnica *DMLS*;
- Avaliar o desempenho mecânico e as características microestruturais dos produtos de aço inoxidável 316L obtidos através da fabricação por manufatura aditiva, utilizando a técnica *DMLS* e submetidos ao tratamento térmico de alívio de tensões em dois patamares de temperatura e tempo de resfriamento;
- Avaliar o desempenho mecânico e as características microestruturais dos produtos de aço inoxidável 316L obtidos através da fabricação por manufatura aditiva, utilizando a técnica *DMLS* e submetido ao tratamento térmico de solubilização;
- Analisar o desempenho mecânico através de ensaios de tração, dureza, fadiga e tenacidade à fratura;
- Analisar as características microestruturais através de metalografia;
- Analisar a resistência a corrosão e desgaste;

### 3 REVISÃO DA LITERATURA

#### 3.1 Biomateriais

A introdução de materiais não biológicos no corpo humano foi observada já na pré-história. O restante de um ser humano encontrado perto de *Kennewick*, no estado de *Washington, USA* (muitas vezes referido como o "Homem de *Kennewick*") foi datado, com alguma controvérsia, com 9000 anos. Esse indivíduo, descrito pelos arqueólogos como uma pessoa alta, saudável e ativa, vagou pela região hoje conhecida como sul de *Washington*, com a ponta de um lança incorporada ao seu quadril. Aparentemente ele se curou e o material não o impediu significativamente de realizar suas atividades. Este "implante" não intencional ilustra a capacidade do corpo humano de lidar com materiais estranhos em seu interior. A ponta de lança tem pouca semelhança com os biomateriais modernos, mas, era um implante de material estranho "tolerado" da mesma forma pelo corpo humano (RATNER *et al.*, 2004).

Não é de hoje que se utilizam materiais para reparar danos causados ao corpo humano, pelo contrário, fatos históricos comprovam a ocorrência desta prática há 4000 anos no Egito Antigo, através de suturas com fios de linho e com intestino de gato pelos europeus na Idade Média. No império Inca, cirurgiões utilizavam placas de ouro para reparar fraturas cranianas, já na civilização Maia, conchas marinhas eram utilizadas para criar dentes artificiais, e, em 200 d.C., os primeiros europeus fabricavam dentes artificiais de ferro (GENTLEMAN *et al.*, 2009). No entanto, inúmeras tentativas de se utilizar materiais no corpo humano foram, em sua grande maioria, sem sucesso, devido ao pouco conhecimento da interação entre corpo e materiais, apostando apenas na tentativa e erro.

Durante a Conferência de Consenso em Biomateriais ocorrida em 1982, diversos especialistas da área publicaram a definição mais aceita atualmente sobre biomateriais, como "Toda substância (com exceção de drogas) ou combinação de substâncias, de origem sintética ou natural, que, durante um período de tempo indeterminado, é empregado como um todo ou parte integrante de um sistema para tratamento, ampliação ou substituição de quaisquer tecidos, órgãos ou funções corporais" (WILLIAMS, 1987).

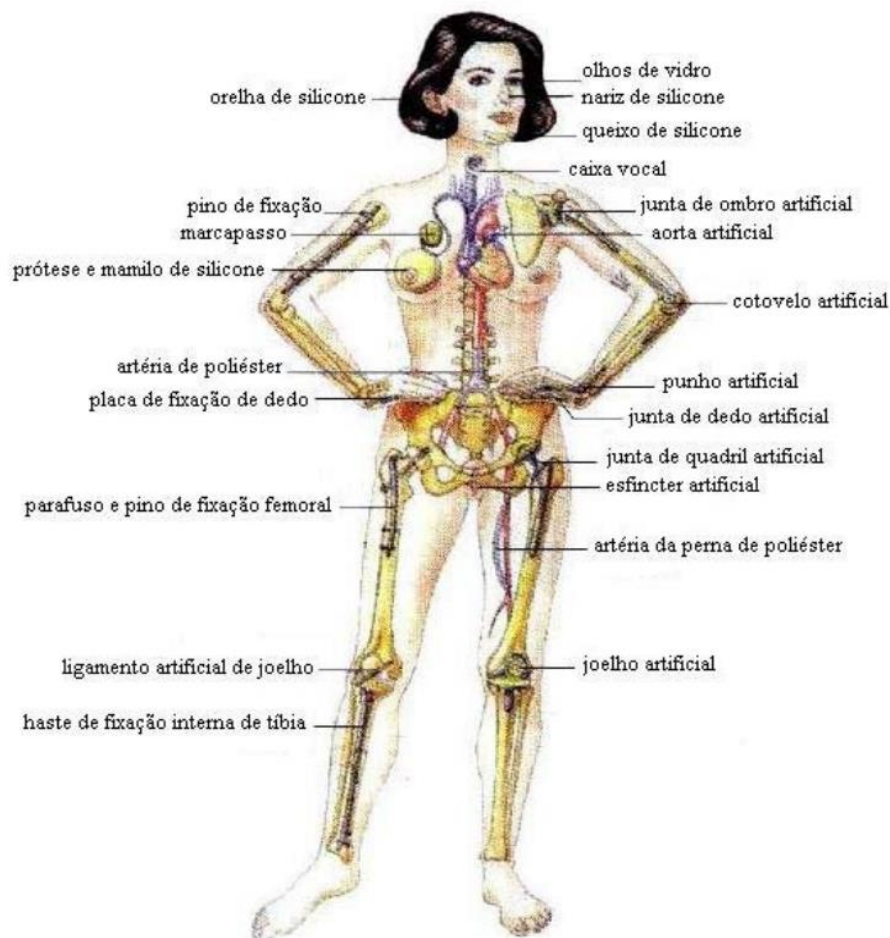
Os biomateriais podem também serem definidos como qualquer material utilizado na fabricação de dispositivos para substituir uma parte ou função do corpo

de forma segura, confiável, econômica e fisiologicamente aceitável (PARK; LAKES, 2007, p. 2).

Durante a segunda metade do século XX, o campo de biomateriais e o uso de implantes médicos explodiram à medida que novos materiais surgiram e os médicos compreenderam melhor como o corpo reagia aos implantes (GENTLEMAN *et al.*, 2009). Atualmente, os efeitos são óbvios na medicina e desta forma milhões de pessoas se beneficiam, melhorando significativamente a qualidade de suas vidas.

Existe uma grande diversidade de aplicações dos biomateriais (figura 1) e estes são feitos de materiais sintéticos, absorvíveis, derivados biológicos, macromoléculas derivadas, modificadores de superfície por passivação, recobrimentos bioativos, adesivos de tecidos, ligas metálicas, cerâmicas e compósitos (HELMUS; TWEDEN, 1995).

Figura 1 – Diversas aplicações de biomateriais no corpo humano.



Fonte: Larosa (2010).

De acordo com Braga (2015), dentre os diversos tipos de biomateriais existentes, os implantáveis são o de maior interesse dentro da medicina, para tanto devem satisfazer quatro requisitos primordiais. São eles:

- Biocompatibilidade: capacidade de um material desempenhar sua função sem causar resposta biológica adversa local ou sistêmica;
- Biofuncionalidade: capacidade do biomaterial desempenhar sua função pretendida do organismo;
- Reposta favorável à ação corrosiva: definida como uma reabsorção para liberação de íons colaboradores na reconstituição tecidual pretendida ou resistência para não liberação de material no sistema biológico mantendo-se íntegro de acordo com seu projeto (forma e dimensões);
- Propriedades físico-químicas: conjunto de propriedades físicas e mecânicas adequadas para desempenhar determinada função de forma semelhante ou melhorada, a qual está sendo substituída.

O corpo dos seres vivos é um ambiente extremamente agressivo e a reatividade dos biomateriais em relação aos biomecanismos de síntese tecidual, desenvolvem respostas que podem ser controladas pelo sistema biológico. Desta maneira houve uma evolução no conceito dos materiais biocompatíveis, que eles não necessitam ser absolutamente inertes e inócuos (SCHOROEDER *et al.*, 1994).

Os biomateriais podem ser classificados de acordo com a interação (figura 2) da interface entre o material biocompatível e o sistema biológico (BATH, 2002; SANTOS, 2002). Os materiais podem ser:

- Biotoleráveis: Os materiais são encapsulados por uma camada de tecido fibroso, criando uma interface que impossibilita uma interação direta entre o implante e o tecido ósseo. Nesta categoria estão presentes praticamente todos os polímeros sintéticos e a grande maioria dos metais (GUASTALDI; APARECIDA, 2010; CARVALHO, 2012).
- Bioinertes: Os materiais implantados não induzem qualquer reação química, chegando a um estado de equilíbrio nas respostas biológicas.

Nesta categoria estão presentes a alumina, zircônia, titânio, nióbio e carbono (CARVALHO, 2012; RATNER *et al.*, 2013; PIRES *et al.*, 2015).

- **Bioativos:** Os materiais são capazes de interagir com o tecido ósseo, interferindo diretamente nos processos celulares, como na adesão, induzindo reações que favorecem a reabilitação mais rápida após procedimentos cirúrgicos. Nesta categoria estão presentes a hidroxiapatita, vidros, vitro-cerâmicas à base de fosfatos de cálcio e compostos de fosfato de cálcio (CARVALHO, 2012; PIRES *et al.*, 2015).
- **Biorreabsorvíveis:** Materiais que, após certo período em contato com os tecidos, acabam sendo degradados, solubilizados ou fagocitados pelo organismo. Possuem aplicações onde não é aconselhável que outra intervenção cirúrgica seja realizada para a retirada de implantes. Nesta categoria estão presentes o fosfato tricálcico e o poli-L-ácido láctico (MAIA *et al.*, 2010; CARVALHO, 2012).

Figura 2 – Comportamento biológico dos biomateriais. (A) biotoleráveis e bioinertes e (B) bioativos.



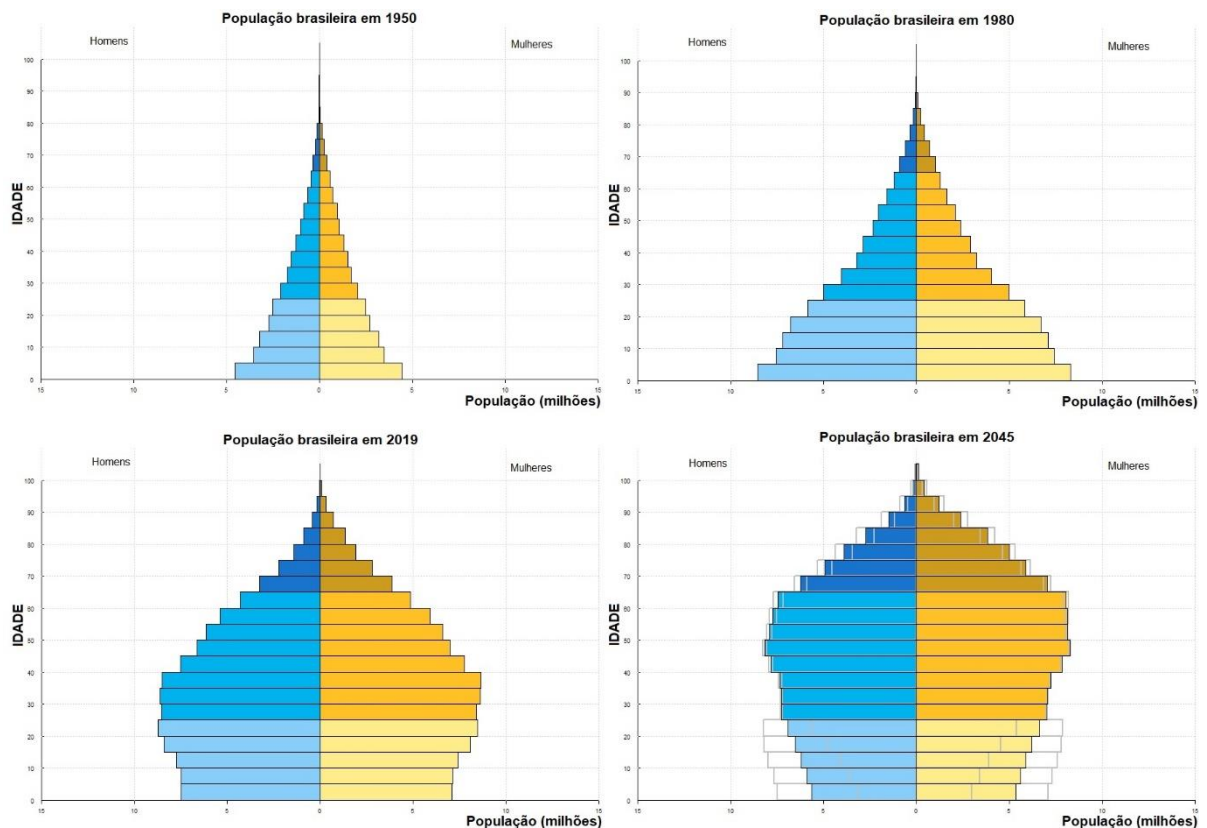
Fonte: Guastaldi e Aparecida (2010).

O sucesso de um biomaterial, basicamente, está ligado diretamente a três principais fatores: as propriedades e biocompatibilidade do implante, as condições de saúde do receptor e a competência do cirurgião que realiza o procedimento cirúrgico e o acompanha (PARK; LAKES, 2007).

### 3.2 Mercado dos Biomateriais

Segundo as *United Nations*, a população mundial atingiu o incrível número de 7,8 bilhões pessoas em 2021. No mesmo período, o Brasil atingiu uma população aproximadamente de 209,5 milhões. Para o IBGE, o Brasil passa por um envelhecimento populacional acentuado após 1980, e, em 2017 o número de idosos chegou na casa dos 30 milhões. De acordo com estimativas do próprio instituto brasileiro, o país caminha velozmente rumo a um perfil demográfico cada vez mais envelhecido e uma inversão da pirâmide etária brasileira é iminente (figura 3).

Figura 3 – Comportamento da pirâmide etária brasileira e perspectivas para o futuro.



Fonte: Adaptado de *United Nations*.<sup>1</sup>

Neste cenário, a expectativa é de que se triplique o número de pessoas com 65 anos ou mais, chegando aproximadamente a 58,2 milhões em 2060, sendo equivalente a 25,5% da população brasileira.

<sup>1</sup> Disponível em: <https://population.un.org/wpp>; Acesso em 18/03/2020.

Esta sinergia entre aumento populacional, maior expectativa de vida, envelhecimento acentuado, aumento do poder aquisitivo e do padrão de vida nos países em desenvolvimento, facilitação do acesso a tratamento de diversos tipos de enfermidades e melhorias da tecnologia e conhecimento no tratamento de doenças antes não tratadas, resulta em um intenso crescimento do mercado nas áreas de saúde e engenharia (PIRES *et al.*, 2015).

Este fenômeno movimentou o mercado Brasileiro e de acordo com a *Zion Market Research*, empresa que publica relatórios de pesquisa de mercado para investidores, o mercado de biomateriais do Brasil foi avaliado em mais de US \$ 1,89 bilhões em 2016 e deverá atingir mais de US \$ 5,18 bilhões em 2022. Prevê-se uma taxa de crescimento anual ligeiramente acima de 18,30% entre 2017 e 2022.

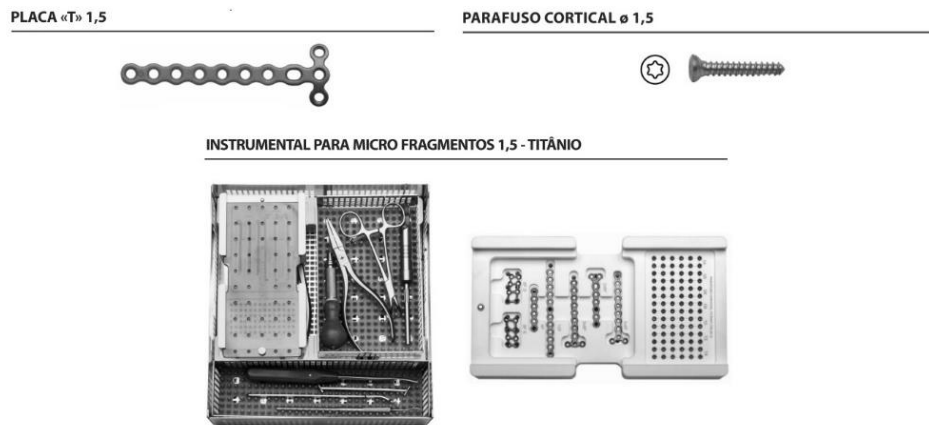
Segundo a *MarketsandMarkets*, outra empresa de pesquisa, prevê-se que o mercado mundial de biomateriais irá de US \$ 105 bilhões em 2019 e para US \$ 207 bilhões em 2024, a uma taxa de crescimento anual de 14,5% entre 2019 e 2024.

Dentre os diversos segmentos dos biomateriais, os implantes ortopédicos e os de aplicações cardiovasculares são, de forma global, os itens de maior sucesso de vendas do mercado (PIRES *et al.*, 2015) e em sua grande parte são fabricados de materiais metálicos.

### 3.3 Biomateriais Metálicos

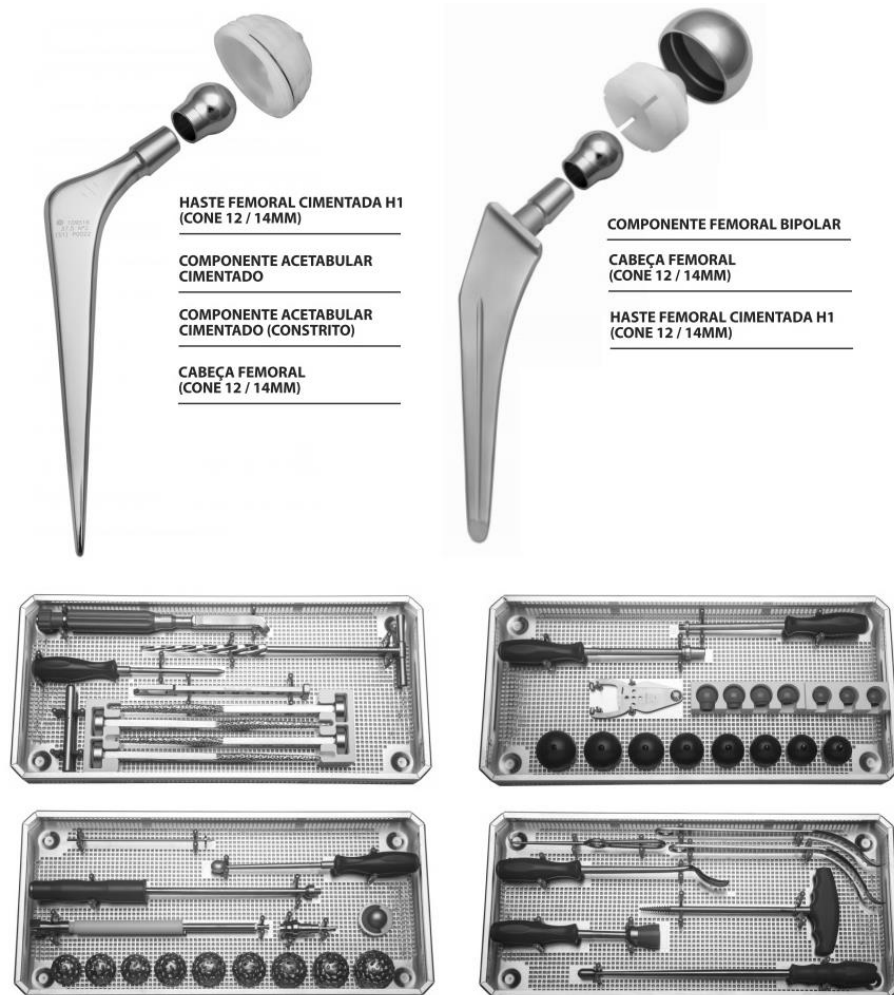
Grande maioria dos biomateriais utilizados na medicina são metálicos devido ao seu elevado desempenho mecânico, como alta resistência à fadiga e à fratura. Estas características os tornam eficazes no desempenho de suas funções em implantes temporários e permanentes, como também na utilização de instrumentação cirúrgica (figura 4 e 5). Em contrapartida, estes ainda são considerados os menos biocompatíveis de todos os biomateriais sintéticos, limitando significativamente a quantidade de metais que podem ser utilizados no corpo humano (LIMA, 2004; DAVIS, 2003; PILLAR, 1991).

Figura 4 – Conjunto de instrumental, placas e parafusos de titânio para microfragmentos.



Fonte: Adaptado do catálogo Hexagon™.<sup>2</sup>

Figura 5 – Conjunto de instrumental e implantes para prótese de quadril.



Fonte: Adaptado do catálogo Hexagon™.<sup>2</sup>

<sup>2</sup> Disponível em: <https://www.hexagon-brasil.com/wsite/wp-content/uploads/2019/12/catalogo-10-12-2019.pdf>; Acesso em 06/05/2020.

O corpo humano é um ambiente com características físico-químicas diferentes da condição ambiente; logo, um metal que possui bom desempenho na resistência à corrosão quando exposto as condições externas, pode sofrer corrosão severa dentro do corpo humano (LANDUCI, 2016). Isto ocorre porque os metais são suscetíveis à degradação por corrosão, processo no qual há possibilidade de liberação de subprodutos que podem causar respostas biológicas adversas (SANTOS, 2017). Como os implantes metálicos estão em contato íntimo com o organismo interno, a resistência à corrosão de ligas metálicas é uma característica essencial para o seu projeto.

Atualmente, os materiais metálicos mais utilizados para aplicações biomédicas são o aço inoxidável 316L, ligas de cobalto-cromo, ligas de titânio e outras diversas ligas que utilizem tântalo, ouro, amálgama e metais especiais (SANTOS, 2017).

### *3.3.1 Aços Inoxidáveis*

Os aços inoxidáveis, ou comumente chamados de aço inox, são ligas de ferro com alto teor de cromo (superior a 12% em peso) e se caracterizam por apresentarem elevada resistência à corrosão e oxidação. Estas características são resultado da interação entre o cromo e o oxigênio, onde uma película superficial de óxido de cromo se forma, protegendo o metal e o separando do ambiente externo. Esta película, também conhecida como filme passivo, possui uma concentração de cromo maior do que a encontrada no metal (SILVA, 1981; CHIAVERINI, 1979).

Diversos outros elementos estão presentes nos aços inoxidáveis, sendo assim, a microestrutura apresentada, a qual determina propriedades químicas e mecânicas específicas de cada material, dependerá da composição geral dos elementos constituintes, que os classificam em austenísticos, martensíticos, ferríticos, duplex e endurecidos por precipitação (MEI, 2010).

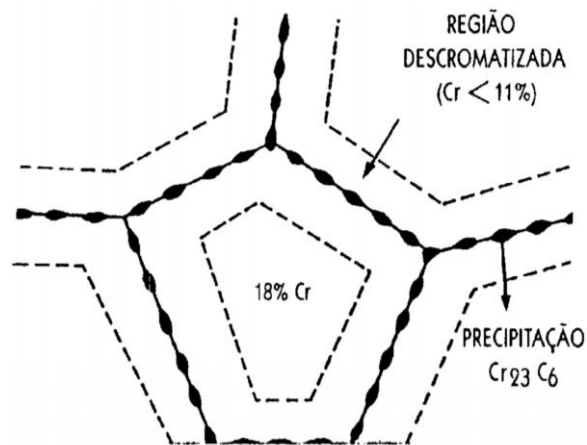
Existem diversos tipos de aços inoxidáveis, como também diversas aplicações para estes aços, que podem ser desde a aplicação em indústrias (tubulações, instrumentos, entre outros), residenciais (painéis, facas, entre outros), até produtos da área médica (implantes, instrumentos cirúrgicos, entre outros).

Os aços inoxidáveis austenísticos possuem baixo teor de carbono, propriedades não-magnéticas, estrutura cúbica de face centrada (CFC) à temperatura



Nestes aços, pode-se ocorrer o fenômeno de sensitização quando são aquecidos a uma faixa de temperatura entre 425°C a 815°C por longos períodos, ocorrendo a precipitação de carbonetos de cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) nos contornos de grão e causando a diminuição da concentração de cromo nas regiões próximas ao carboneto (figura 7).

Figura 7 – Esquema da precipitação do carboneto de cromo no contorno de grão criando uma região empobrecida em cromo.



Fonte: Oliveira (2015).

Como consequência, o aço inoxidável fica susceptível a corrosão intergranular, onde pode se formar trincas ao longo dos contornos de grão da estrutura do material. Duas formas de se evitar este fenômeno são: diminuindo o teor de carbono na liga ou elevando a uma temperatura na faixa de 1040°C a 1150°C, onde se dissolve os carbonetos, seguido de um resfriamento rápido com o objetivo de evitar uma nova precipitação (PADILHA; GUEDES, 1994; AKGUN; INAL, 1992).

Os aços inoxidáveis AISI 316L e ASTM F138 possuem baixos teores de carbono, oferecendo uma maior garantia contra a corrosão intergranular, sendo assim, os mais utilizados na área médica. A norma ABNT NBR ISSO 5832-1 especifica as características e os métodos de ensaios correspondentes aos aços inoxidáveis utilizados para implantes cirúrgicos. A diferença entre eles está na quantidade dos elementos presentes na composição geral da liga (tabela 1), em especial, o fósforo, enxofre, cromo, molibdênio, níquel e cobre.

Tabela 1 – Composição química (%) dos aços inoxidáveis AISI 316L, ASTM F138 e ISO 5832-1.

Elementos	AISI 316L	ASTM F138	ISO 5832-1
Carbono (C)	0,03 máx.	0,03 máx.	0,03 máx.
Manganês (Mn)	2,0 máx.	2,0 máx.	2,0 máx.
Fósforo (P)	0,045 máx.	0,025 máx.	0,025 máx.
Enxofre (S)	0,03 máx.	0,010 máx.	0,010 máx.
Nitrogênio (N)	0,010 máx.	0,10 máx.	0,10 máx.
Cromo (Cr)	16 – 18	17 – 19	17 – 19
Molibdênio (Mo)	2 – 3	2,25 – 3,00	2,25 – 3,00
Níquel (Ni)	10 – 14	13 – 15	13 – 15
Cobre (Cu)	-----	0,50 máx.	0,50 máx.
Silício (Si)	0,75 máx.	0,75 máx.	1,0 máx.
Ferro (Fe)	Balanço	Balanço	Balanço

Fonte: Adaptado de ASM, 1994; ASTM F138; ISO 5832-1.

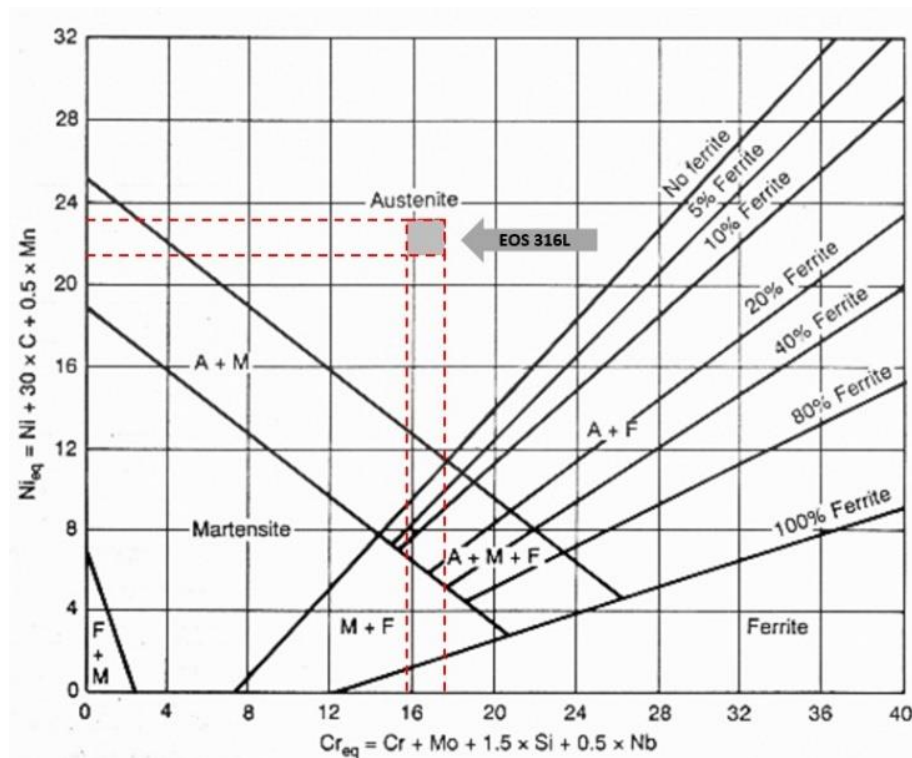
Os principais elementos de liga utilizados na fabricação dos aços inoxidáveis austenísticos possuem diversas influências (CHIAVERINI, 1996; LLEWELLYN, 1994; COLOMBIER, 1967), como pode ser visto abaixo:

- O fósforo e enxofre possuem uma tendência em contribuir na formação de fases frágeis (inclusões não metálicas), durante o processo de fabricação do aço, reduzindo a homogeneidade do metal, como também, o enxofre aumenta o grau de sensitização do aço inoxidável, prejudicando a resistência à corrosão;
- O cromo possui papel fundamental na formação da camada passivadora na superfície metálica, que somado ao elemento molibdênio, aumenta-se a estabilidade desta camada, garantindo elevada resistência a corrosão;
- O elemento níquel estabiliza a microestrutura do aço inoxidável, no caso a austenita em temperatura ambiente, como também proporciona aumento da resistência a corrosão e resistência mecânica;
- O manganês contribui no aumento da resistência à corrosão, principalmente por pites;
- O nitrogênio aumenta a dureza, resistência mecânica e resistência à corrosão por pites.

Segundo a norma ABNT NBR ISO 5832-1, os implantes de aço inoxidável devem possuir uma fase de microestrutura austenítica (estabilizada devido a presença do elemento níquel na composição geral da liga), devido a esta estrutura oferecer uma maior resistência a corrosão, como também deve estar isento de ferrita delta, sigma ou chi, quando analisado metalograficamente com aumentos de 100x. O tamanho de grão austenítico não pode ser maior que o tamanho do grão n° 5, pois, quanto mais fino os grãos, maior a homogeneidade.

O resultado da microestrutura de uma determinada composição química de um aço inoxidável pode ser estabelecida através do diagrama de Schaeffer (figura 8), o qual pode prever o conteúdo da ferrita nos aços austeníticos.

Figura 8 – Diagrama de Schaeffler.



Fonte: Adaptado de Schaeffler (1949).

Considerando o elemento cromo como estabilizador da ferrita e o elemento níquel estabilizador da austenita, adotamos, então, a nomenclatura de cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) e níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ) e estes podem ser calculados pelas equações 1 e 2.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb \quad \text{Eq. (1)}$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn \quad \text{Eq. (2)}$$

Para o aço EOS 316L temos  $Cr_{eq}$  que varia entre o máximo de 23,125% e o mínimo de 21,75% e  $Ni_{eq}$  que varia entre o máximo de 16,8% e o mínimo de 15,9%, caracterizando uma liga com estrutura austenítica, como indica o diagrama de Schaeffler.

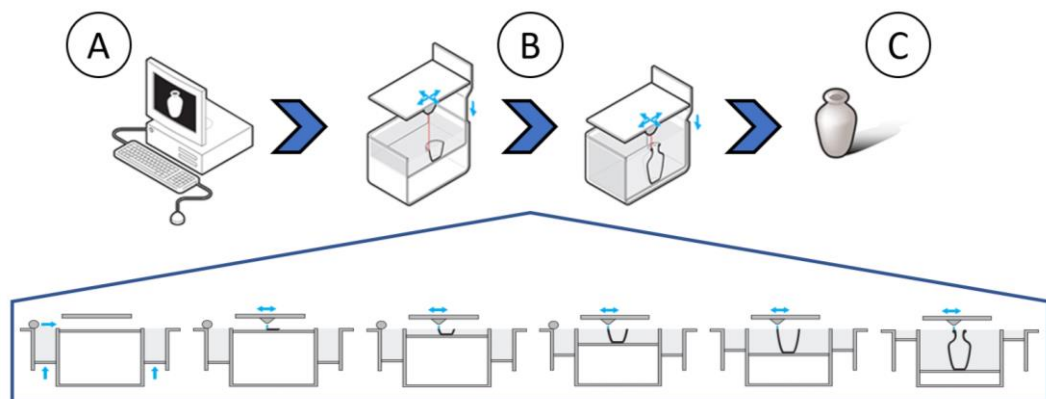
### 3.4 Manufatura Aditiva

A Manufatura Aditiva (em inglês *Additive Manufacturing – AM*) foi desenvolvida no final da década de 1980 e logo se tornou um acontecimento ímpar da evolução tecnológica na fabricação de produtos. De modo inovador, este recente processo de fabricação se difere aos processos convencionais, como os baseados em moldagem, remoção de material, conformação, união e divisão de componentes (VOLPATO *et al.*, 2017)

Tendo como base a adição de camadas (figura 9), a AM é capaz de reproduzir fisicamente um modelo virtual de forma automatizada e em diversos materiais (RODRIGUES *et al.*, 2017).

Figura 9 – Representação do processo de fabricação por adição de camadas.

A) Modelo virtual, B) Etapas da manufatura aditiva e C) Reprodução física do modelo.



Fonte: Adaptado de Imaterialise.<sup>4</sup>

<sup>4</sup> Disponível em: <https://i.materialise.com/blog/en/i-materialise-launches-dmls-you-can-now-3d-print-in-titanium/>; Acesso em 12/04/2020.

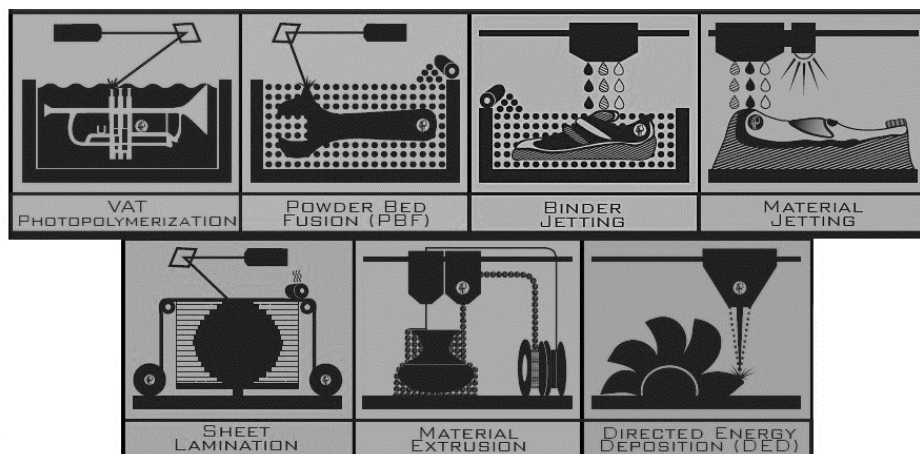
Inicialmente, este processo era conhecido como prototipagem rápida (em inglês *rapid prototyping*), pois reproduzia protótipos em alta velocidade e era uma das suas principais aplicações (CAMPBELL *et al.*, 2012). Atualmente, sua aplicação não se limita apenas na reprodução de protótipos, pelo contrário, produtos finais e em diversos materiais têm sido o foco de pesquisa e desenvolvimento a nível mundial.

Por fim, uma terminologia se tornou mais usual no âmbito técnico e acabou sendo adotada pela *American Society for Testing and Materials (ASTM)*, denominada *Additive Manufacturing*.

Additive Manufacturing Terminology – a process of joining materials to make objects from 3D model data, usually layer upon layer, as opposed to subtractive manufacturing methodologies. Synonyms: additive fabrication, additive processes, additive techniques, additive layer manufacturing, layer manufacturing, and freeform fabrication (ASTM F2792-12a, 2013, p. 2).

Ainda, segundo a norma ASTM F2792-12a, os processos de AM são divididos em 7 categorias (figura 10), os quais tem finalidade promover uma estrutura para os grupos atuais e futuros das máquinas com tecnologias de manufatura aditiva.

Figura 10 – Representação das 7 categorias de processos de AM.



Fonte: adaptado de Additive Manufacturing.<sup>5</sup>

- Fotopolimerização em cuba (em inglês *Vat Photopolymerization*): processo de manufatura aditiva no qual uma cuba de fotopolímero líquido é seletivamente polimerizado através de luz ativa;

<sup>5</sup> Disponível em: [https://www.additivemanufacturing.media/cdn/cms/7\\_families\\_print\\_version.pdf](https://www.additivemanufacturing.media/cdn/cms/7_families_print_version.pdf); Acesso em 12/07/2020.

- Fusão de leito de pó (em inglês *Powder Bed Fusion*): processo de manufatura aditiva no qual uma energia térmica seletivamente une regiões da cama de pó;
- Jateamento de aglutinante (em inglês *Binder Jetting*): processo de manufatura aditiva no qual um agente ligante líquido é depositado seletivamente para unir materiais em pó;
- Jateamento de material (em inglês *Material Jetting*): processo de manufatura aditiva no qual gotículas do material de construção são seletivamente depositadas;
- Adição de lâminas (em inglês *Sheet Lamination*): processo de manufatura aditiva no qual folhas do material são coladas para formar o objeto;
- Extrusão de material (em inglês *Material Extrusion*): processo de manufatura aditiva no qual o material é seletivamente dispensado através de um bocal ou orifício;
- Deposição com energia direcionada (em inglês *Directed Energy Deposition*): processo de manufatura aditiva no qual os materiais depositados são unidos por fusão através uma energia térmica concentrada.

Atualmente, existe uma extensa lista comercial de variações deste processo, e, diariamente, podemos observar a grandiosidade desta tecnologia. Revistas com impacto mundial, como a *The Economist*, já citaram sobre o assunto em diversos artigos desde 2011, com os tópicos:

- *The printed world (Feb 10<sup>th</sup> 2011);*
- *The third industrial Revolution (Apr 19<sup>th</sup> 2012);*
- *How 3D printers work (Sep 7<sup>th</sup> 2013);*
- *3D printing scales up (Sep 7<sup>th</sup> 2013);*
- *Heavy Metal (May 3<sup>rd</sup> 2014);*
- *A printed smile (Apr 28<sup>th</sup> 2016);*
- *3D printers will change manufacturing (Jun 29<sup>th</sup> 2017);*
- *3D printer starts to build factories of the future (Jun 29<sup>th</sup> 2017);*

- *3D printing transforms the economics of manufacturing (Jul 1<sup>st</sup> 2017);*
- *How are companies dealing with 3D printing? (Sep 4<sup>th</sup> 2017).*

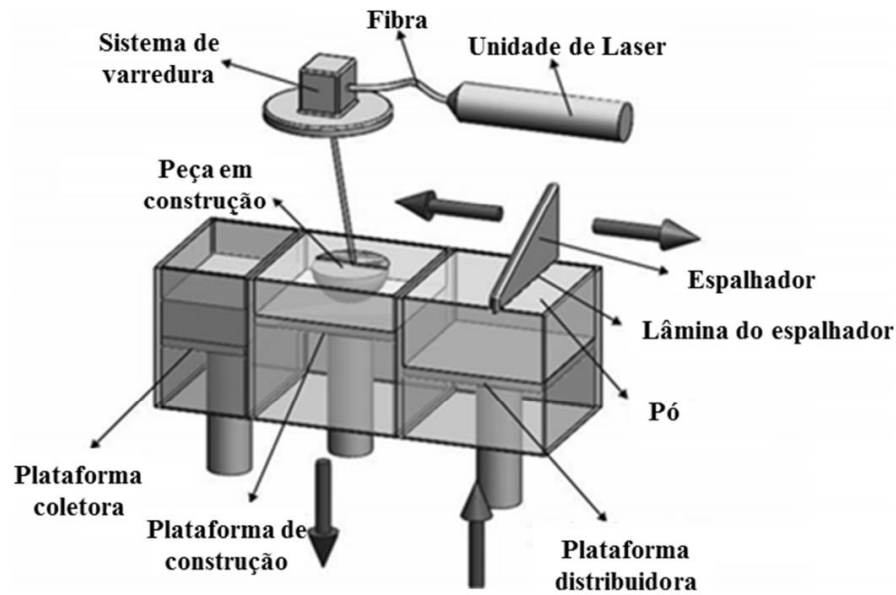
A AM proporciona diversas vantagens quando comparada aos processos convencionais, como economia de material, redução das etapas e processos envolvidos na confecção de protótipos, fabricação de produtos com geometrias complexas e personalizadas, precisão dimensional e uma infinidade de estratégias de construção, que alteram o tempo de fabricação e as propriedades mecânicas de um mesmo produto (GIORDANO *et al.*, 2016).

#### *3.4.1 Processo de AM por Fusão de Leito de Pó Metálico*

O processo de AM por Fusão de Leito de Pó (em inglês *Powder Bed Fusion – PBF*) em materiais metálicos tem recebido atenção e incentivo da indústria de manufatura, devido as suas vantagens como rapidez na fabricação de protótipos, habilidade de produzir objetos com grande complexidade geométrica e menos desperdício de material durante a fabricação. Comercialmente este processo vem sendo desenvolvido por diversas empresas com diferentes denominações, porém, muito semelhantes entre si (VOLPATO *et al.*, 2017).

Desenvolvida pela empresa *EOS GmbH – Electro Optical Systems*, a técnica conhecida como Sinterização Direta de Metais a Laser (em inglês *Direct Metal Laser Sintering – DMLS*) é equipada com um laser de alta potência capaz de fundir completamente uma fina camada de pó metálico, que após sucessivas camadas, fabrica um objeto tridimensional completo (figura 11). Diversas ligas metálicas podem ser utilizadas nesta técnica, como ligas de aço inoxidável, ligas de titânio, ligas de alumínio, entre outras. O nome comercial dotado da palavra “Sinterização” não remete ao que realmente ocorre no processo, inclusive, na técnica DMLS, a energia térmica utilizada durante a fabricação das camadas é suficiente para fundir completamente as partículas do material (JARDINI *et al.*, 2017).

Figura 11 – Representação esquemática do funcionamento da técnica DMLS.

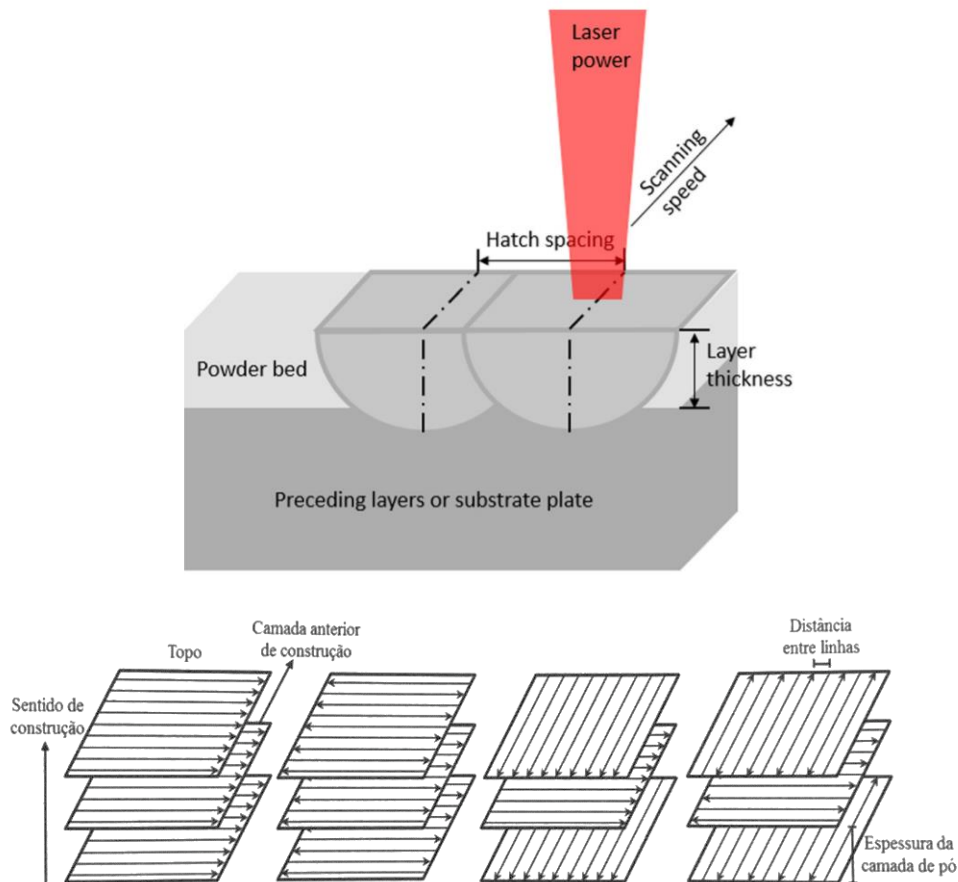


Fonte: Bineli *et al.* (2011).

Durante o processo, o gás argônio é utilizado no interior da cabine, criando uma atmosfera inerte protetiva contra a oxidação. Depois da fabricação das peças, estas podem ser utilizadas diretamente, caso atenda determinada aplicação, ou podem necessitar pós-processamentos, como tratamentos térmicos para o alívio de tensões, têmpera e/ou tratamentos de superfície, como jateamento ou polimento (VOLPATO *et al.*, 2017).

As características particulares dos objetos fabricados por este processo dependem de alguns parâmetros (YAP *et al.*, 2015) principais (figura 12), como: a estratégia de varredura, potência do feixe de laser (*laser power*), velocidade de varredura (*scanning speed*), distância entre linhas de varredura (*hatch spacing*) e a espessura da camada de pó (*layer thickness*).

Figura 12 – Parâmetros principais do processo de AM por Fusão de Leito de Pó a laser.



Fonte: Adaptado de YAP *et al.* (2015) e VOLPATO *et al.* (2017).

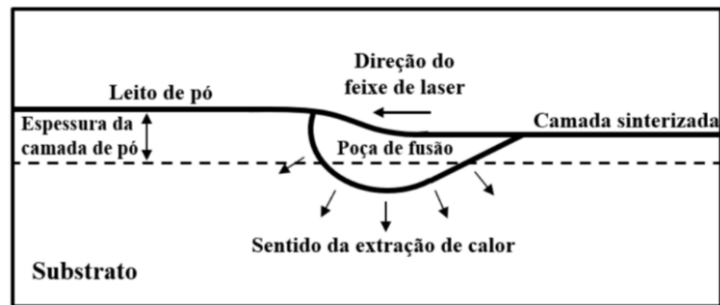
Diversos parâmetros podem ser definidos, e estes determinam o tamanho da poça de fusão, o tempo total de manufatura dos objetos, a qualidade superficial, a porosidade e as propriedades mecânicas, como também podem ser ajustados para evitar empenamentos ou outros efeitos indesejáveis (VOLPATO *et al.*, 2017).

Algumas vantagens e desvantagens específicas da técnica DMLS devem ser enaltecidas, como por exemplo o bom acabamento superficial, boa precisão dimensional, capacidade de trabalhar com diversos materiais metálicos e reutilização da matéria-prima não utilizada durante o processo. Em contrapartida, devido às limitações do processo, cada matéria-prima utilizada na máquina necessita de uma nova reprogramação dos parâmetros e cuidados com contaminação. Entre outras desvantagens também são observadas o alto custo dos equipamentos, segregação microestrutural e tensão residual (LONGHITANO *et al.*, 2017; JARDINI *et al.*, 2017).

De forma praticamente instantânea, as partículas que ora recebem as altas temperaturas fornecidas pelo feixe laser para se fundir (figura 13) também são

resfriadas rapidamente, favorecendo a formação de estruturas de solidificação que não se encontram em equilíbrio e gerando tensões residuais no interior das peças finais. Devido o sentido de resfriamento estar direcionado ao substrato, os grãos tendem a crescer perpendicularmente a placa de construção, logo, a anisotropia é um fenômeno que se encontra neste tipo de técnica (LONGHITANO *et al.*, 2017).

Figura 13 – Ilustração do processo de extração do calor da técnica DMLS.

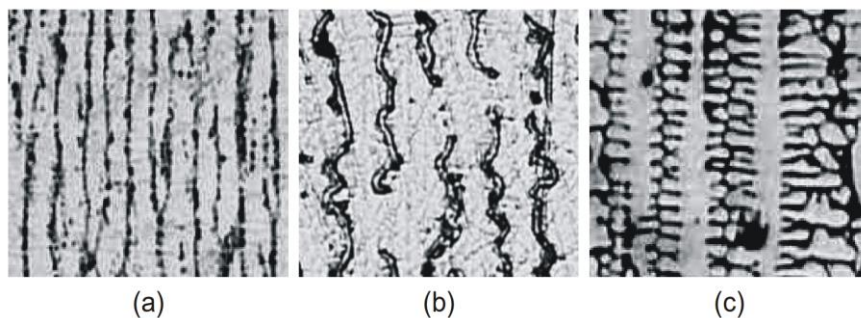


Fonte: Longhitano *et al.* (2017).

As altas taxas de resfriamento proporcionam as características necessárias para a formação de estruturas de solidificação que não estão em equilíbrio, gerando tensões residuais no interior das peças finais.

Espera-se uma estrutura de transição (figura 14) no processo por DMLS, visto que a velocidade de solidificação e o gradiente de temperatura são dois fenômenos que influenciam diretamente na estrutura dos materiais. Esta estrutura é o resultado da transição entre uma estrutura celular/dendrítica (TIMHAGEN, 2017).

Figura 14 – Morfologias da interface de crescimento na solidificação de ligas Sn-Pb. (a) Celular, (b) Transição celular/dendrítica e (c) Dendrítica.



Fonte: Rocha, 2003, citado por Rosa, 2007.

## 4 MATERIAIS E MÉTODOS

A Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP) e o Instituto Nacional de Ciência e Tecnologia em Biofabricação (INCT – Biofabris) foram colaboradores diretos em todas as etapas deste trabalho, fornecendo a matéria-prima, os equipamentos para confecção das amostras e as realizações de ensaios. A Universidade de São Paulo (USP) - Campus São Carlos também participou na colaboração dos ensaios juntamente com a Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” - Campus Ilha Solteira.

### 4.1 Matéria-prima

Devido as particularidades do processo de fabricação, a matéria-prima utilizada neste trabalho é fornecida pela empresa *EOS GmbH Electro Optical Systems™* e recebe o nome *de EOS StainlessSteel 316L*. Este material é uma liga de aço inoxidável em pó especialmente otimizada para ser utilizada na máquina *EOSINT M280*.

Segundo o *data sheet* deste material as peças confeccionadas a partir do Aço Inoxidável EOS 316L têm composição química (tabela 2) correspondente a norma *ASTM F138 “Standard Specification for Wrought 18Cr-14Ni-2.5Mo Stainless Steel Bar and Wire for Surgical Implants (UNS S31673)”*.

Tabela 2 – Composição química (%) do *EOS StainlessSteel 316L*.

Elementos	EOS 316L
Carbono (C)	0,03 máx.
Manganês (Mn)	2,0 máx.
Fósforo (P)	0,025 máx.
Enxofre (S)	0,010 máx.
Nitrogênio (N)	0,10 máx.
Cromo (Cr)	17 – 19
Molibdênio (Mo)	2 – 3
Níquel (Ni)	13 – 15
Cobre (Cu)	-----
Silício (Si)	0,75 máx.
Ferro (Fe)	Balanço

Fonte: Material Data Sheet.

## 4.2 Confeção das Amostras

Todas as amostras foram fabricadas através do equipamento EOSINT M280 (figura 15), localizado nas dependências do INCT – Biofabris, utilizando a configuração padrão de fabricação (tabela 3).

Figura 15 – Equipamento utilizado para a confecção das amostras.



Fonte: Próprio Autor.

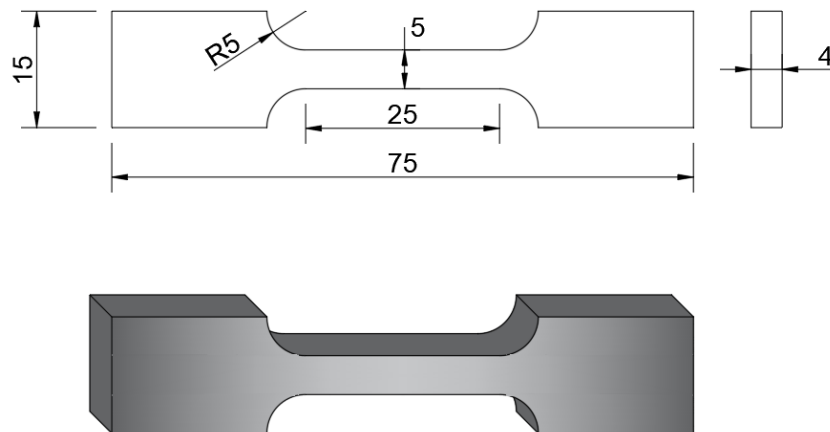
Tabela 3 – Configuração padrão de fabricação do equipamento EOSINT M280 para aços inoxidáveis.

Parâmetro	Setup
Atmosfera da câmara	Argônio
Tipo de laser	Itérbio (Yb)
Potência do laser	200 Watts
Tamanho do feixe laser ( <i>spot size</i> )	Aproximadamente 100 $\mu\text{m}$
Velocidade de varredura	Até 7,0 m/s
Distância entre linhas de varredura	0,1 mm
Espessura da camada de pó	0,03 mm
Estratégia de varredura	Zigue-zague a 45° entre as camadas

Fonte: Próprio Autor.

Para os ensaios de tração, foram confeccionadas amostras nas dimensões (figura 16) conforme a norma ASTM E8/E8M.

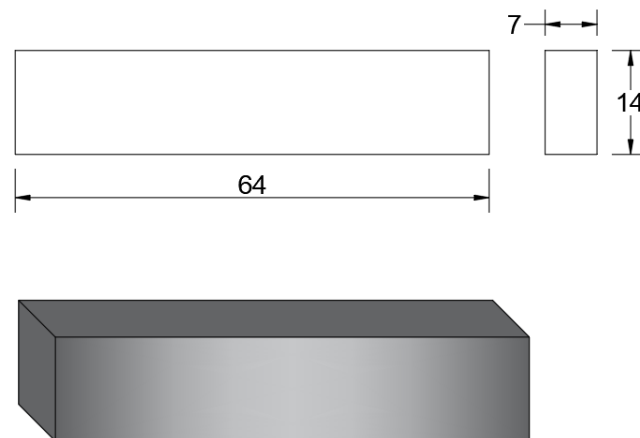
Figura 16 – Representação das dimensões (em mm) das amostras para os ensaios de tração.



Fonte: Próprio Autor.

Para os ensaios de fadiga, foram confeccionadas amostras nas dimensões (figura 17) conforme orientações da norma ASTM E606/E606M.

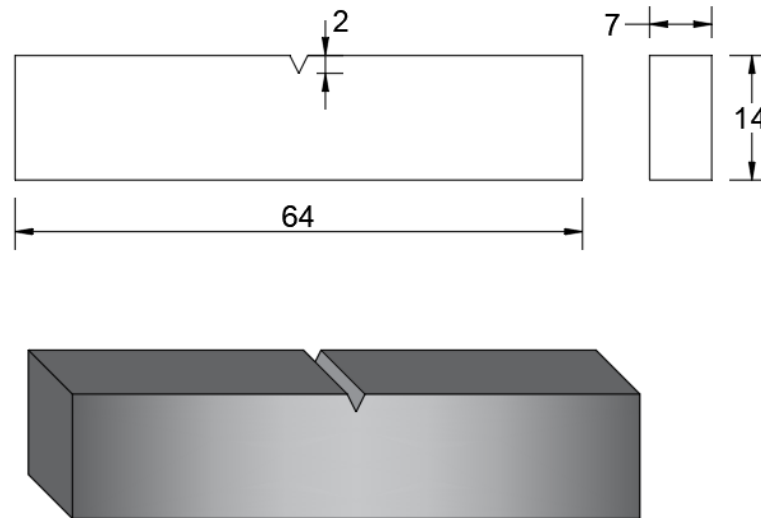
Figura 17 – Representação das dimensões (em mm) das amostras para os ensaios de fadiga.



Fonte: Próprio Autor.

Para os ensaios de tenacidade à fratura, foram confeccionadas amostras nas dimensões (figura 18) conforme a norma BS7448.

Figura 18 – Representação das dimensões (em mm) das amostras para os ensaios de tenacidade à fratura.



Fonte: Próprio Autor.

Após a fabricação das amostras, devido à necessidade de suportes e a impressão sobre uma placa metálica, as amostras foram retiradas através da máquina de eletroerosão a fio *Egjecut 150 HSS* (figura 19).

Figura 19 – Máquina de eletroerosão a fio utilizada para a retirada das amostras da placa de impressão.



Fonte: Próprio Autor.

Os entalhes realizados nas amostras de tenacidade à fratura foram realizados através da máquina de eletroerosão a fio *Agiecut Challenge 2* (figura 20) e têm como objetivo concentrar as tensões para induzir a fratura.

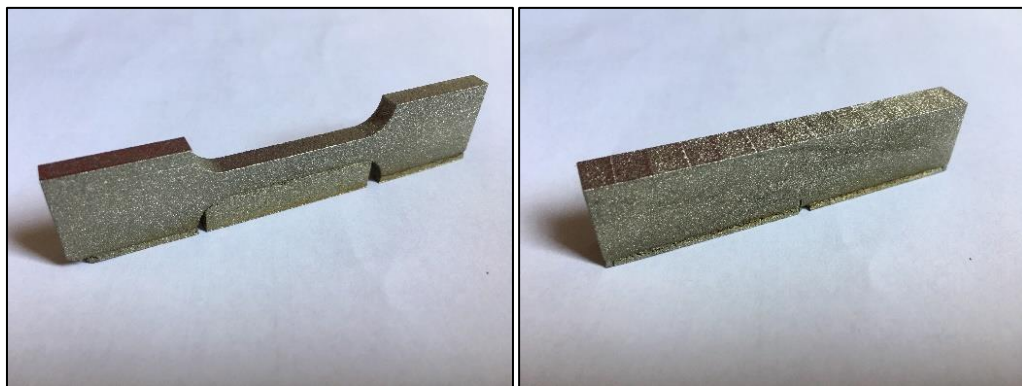
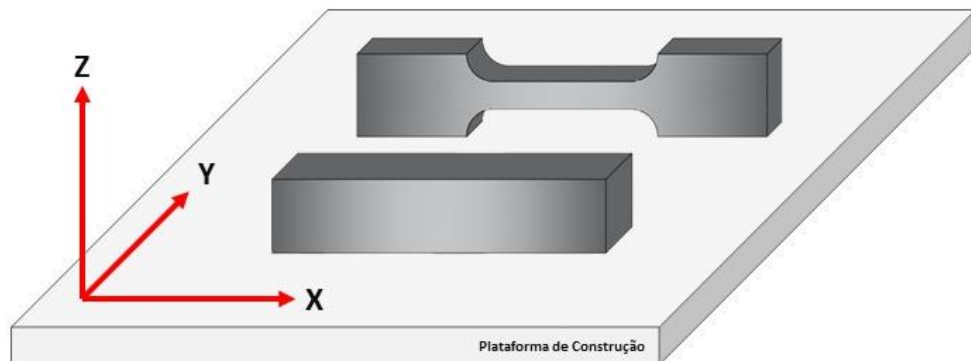
Figura 20 – Máquina de eletroerosão a fio utilizada para a confecção dos entalhes nas amostras de tenacidade à fratura.



Fonte: Próprio Autor.

Devido ao método de construção em camadas, as peças possuem certa anisotropia. Para este trabalho, adotou-se a orientação de fabricação XY conforme pode ser visto na figura 21.

Figura 21 – Esquema da orientação XY de fabricação das amostras.



Fonte: Próprio Autor.

#### 4.3 Tratamentos Térmicos

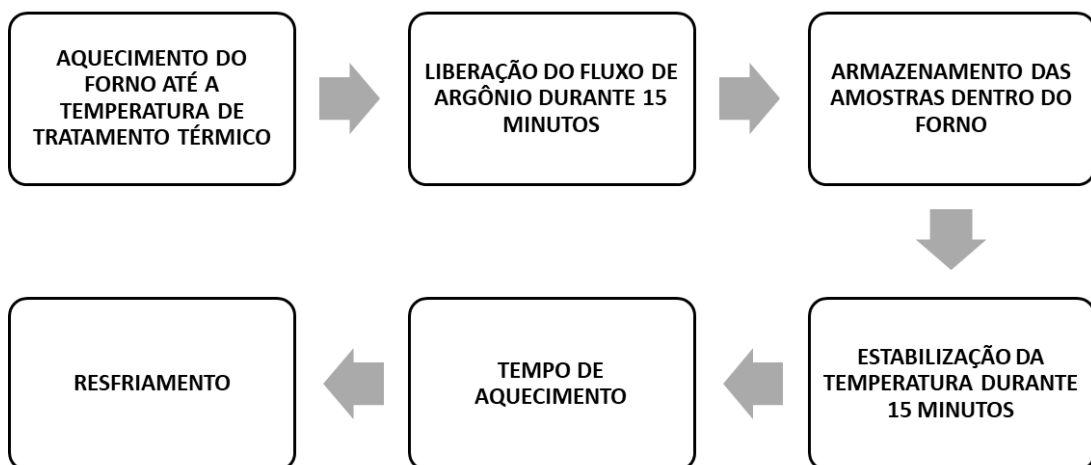
Os tratamentos térmicos foram realizados com proteção de gás inerte (vazão de 10 L/min de argônio) em um forno Jung J300 – Modelo TB09613 (figura 22), localizado no Laboratório de Valoração de Petróleos da Faculdade de Engenharia Química – UNICAMP, conforme o fluxograma 1:

Figura 22 – Forno utilizado para a realização dos tratamentos térmicos.



Fonte: Próprio Autor.

Fluxograma 1 – Descrição do procedimento utilizado para a realização dos tratamentos térmicos.



Fonte: Próprio Autor.

O mesmo procedimento foi realizado para cada ciclo de tratamento térmico nas amostras, com suas respectivas condições. Foram definidos quatro grupos de amostras, denominados: Como Fabricado (CF), Tratamento Térmico de 400°C (TT400), Tratamento Térmico de 900°C (TT900) e Tratamento Térmico de 1100°C (TT1100), conforme a tabela 4.

Tabela 4 – Descrição das características de cada grupo estudado.

Nome do Grupo	Temperatura de Tratamento	Duração do Tratamento	Resfriamento	Objetivo
CF	-	-	-	Avaliar o processo original.
TT400	400°C	4h	Ao forno	Aliviar as tensões do processo de fabricação.
TT900	900°C	1h	Ao ar	Aliviar as tensões do processo de fabricação segundo o fabricante.
TT1100	1100°C	1h	Em água	Aumento da resistência à corrosão (Solubilização)

Fonte: Próprio Autor.

Após a confecção das amostras, estas foram marcadas e contabilizadas (tabela 5).

Tabela 5 – Listagem das amostras confeccionadas.

Ensaio	Quantidade de amostras				Total
	CF	TT400	TT900	TT1100	
Tração	5	5	5	5	20
Fadiga	9	9	9	9	36
Tenacidade à fratura	3	3	3	3	12

Fonte: Próprio Autor.

Para viabilizar o trabalho, partes das amostras ensaiadas foram cortadas e preparadas para os ensaios de dureza, corrosão, desgaste e caracterização microestrutural.

#### 4.4 Ensaio de Dureza

Para os ensaios de dureza, foram realizadas medidas de dureza Vickers (HV) e Rockwell C (HRC), com cargas de 1 Kgf e 5 Kgf durante 15 segundos em um durômetro *Future Tech Corp* – Modelo FV-800 (Figura 23).

Figura 23 – Durômetro utilizado para a realização dos ensaios de dureza com detalhes do indentador, posição da amostra e tela.



Fonte: Próprio Autor.

As amostras utilizadas foram as mesmas do ensaio de fadiga, porém, na superfície de ensaio, tratou-se a superfície através de lixamento e polimento. As medidas das diagonais são feitas na própria máquina através de um microscópio e inseridas no software, realizando assim o cálculo da dureza HV, como também sua conversão para dureza HRC de forma automática.

Segundo a norma ASTM E92, a dureza *Vickers* é um número relacionado com a carga aplicada e a área da superfície de impressão permanente, obtida por um indentador de diamante piramidal de base quadrada com ângulo entre faces de  $136^\circ$ , calculado segundo a equação 3.

$$HV = \frac{2P \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad \text{Eq. (3)}$$

Onde:

$P$  = carga (kgf);

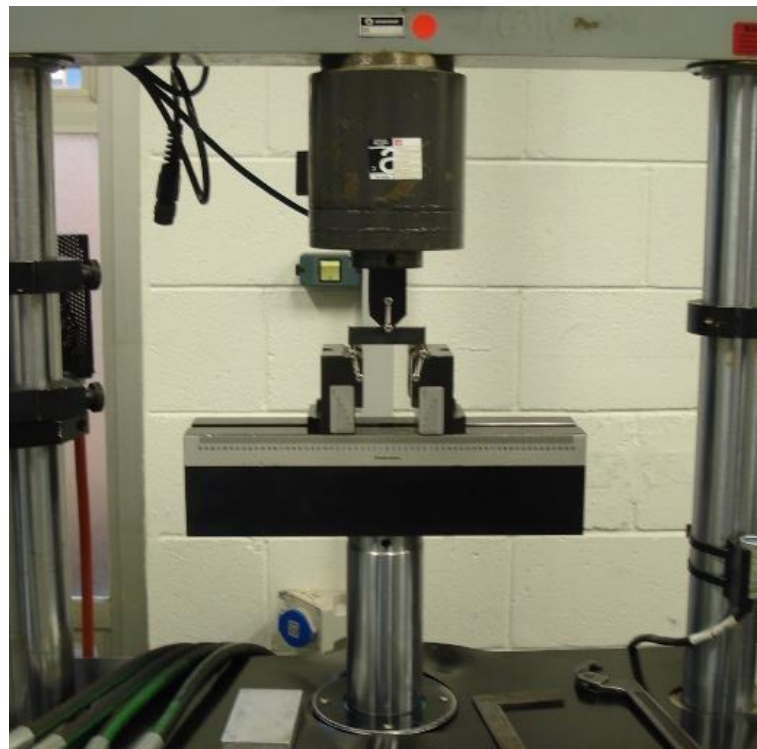
$d$  = média das diagonais de impressão (mm) e;

$\alpha$  = ângulo entre faces do diamante ( $136^\circ$ ).

#### 4.5 Ensaio de Fadiga

Para os ensaios de fadiga, utilizou-se o equipamento Servo-hidráulico MTS - Modelo 810 Flex Test 40, com capacidade de 100 kN (figura 24), juntamente com o dispositivo de ensaios de flexão em três pontos. Foram realizados ensaios de fadiga por flexão, com um vão de 56 mm, frequência de 30 Hz e razão de carga de 0,1.

Figura 24 – Equipamento servo-hidráulico utilizado para a realização dos ensaios de fadiga por flexão.



Fonte: Próprio Autor.

#### 4.6 Ensaio de Tração

Para os ensaios de tração, utilizou-se o mesmo equipamento Servo-hidráulico MTS - Modelo 810 Flex Test 40, com capacidade de 100 kN, juntamente com o dispositivo para ensaios de tração (figura 25). Foram realizados ensaios de tração, com uma pré-carga de 1 N e velocidade de 3 mm/min.

Figura 25 – Equipamento servo-hidráulico utilizado para a realização dos ensaios de tração.

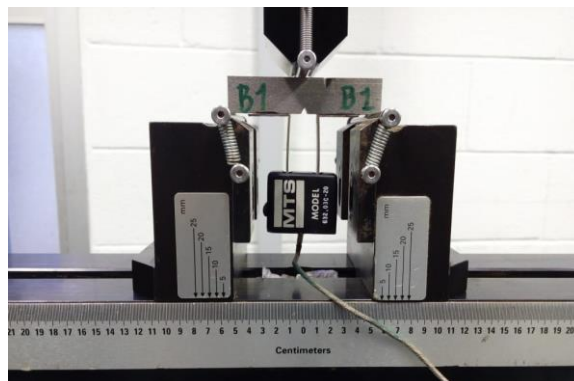


Fonte: Próprio Autor.

#### 4.7 Ensaios de Tenacidade à Fratura

Para os ensaios de tenacidade à fratura, utilizou-se o equipamento Servo-hidráulico MTS - Modelo 810 Flex Test 40 (figura 26). Foram realizados ensaios de tenacidade à fratura por flexão, com uma célula de carga de 10 kN, vão de 56 mm, frequência de 25 Hz, razão de carga de 0,1 e velocidade de 1 mm/min.

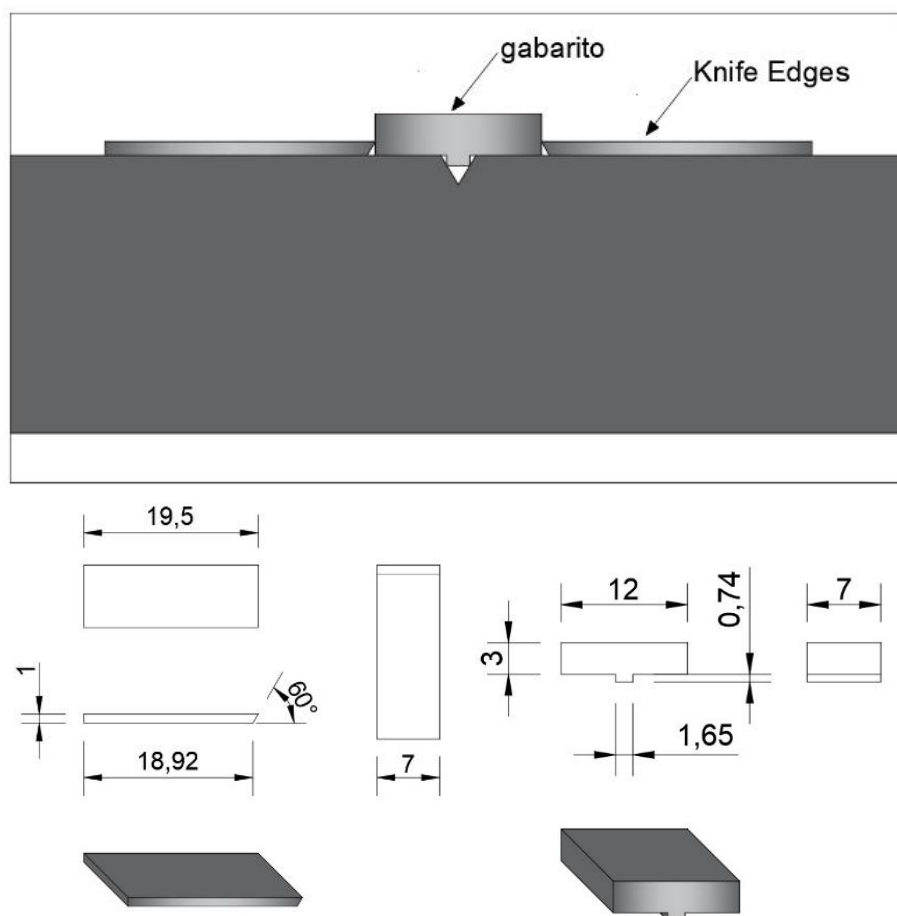
Figura 26 – Equipamento servo-hidráulico utilizado para a realização dos ensaios de tenacidade à fratura.



Fonte: Próprio Autor.

Segundo a norma britânica BS7448, primeiro deve-se nuclear uma pré-trinca por fadiga na raiz do entalhe, desta maneira utilizou-se um extensômetro, do tipo *Clip-gage* MTS Model 632.03C-20, para nuclear e controlar a extensão da pré-trinca, como também a abertura da boca da trinca. Para este tipo de extensômetro, é necessário o auxílio de um suporte denominado *Knife Edges*, que é colado com resina epóxi próximo ao entalhe, como pode ser visto na figura 27. Um gabarito foi confeccionado para facilitar a colagem dos suportes de forma padronizada.

Figura 27 – Representação esquemática de montagem e dimensões (em mm) dos Knife Edges.



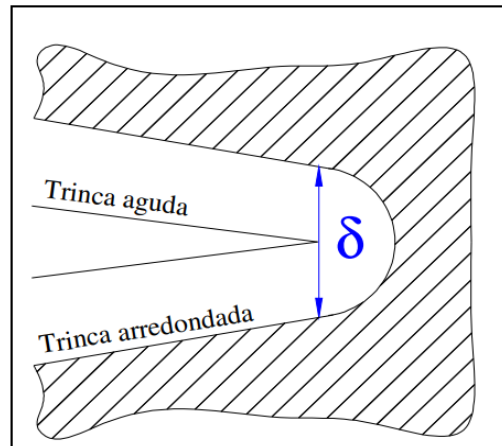
Fonte: Próprio Autor.

#### 4.7.1 Modelo de Dawes

Os aços inoxidáveis possuem características de materiais dúcteis e a liga 316L possui baixas porcentagens de carbono em sua composição química. Devido a estas características, a investigação se direciona a Mecânica da Fratura Elasto-plástica (MFEP), que estuda o comportamento da tenacidade à fratura de aços com médio e baixo carbono. O parâmetro *Crack-tip opening displacement (CTOD)* foi

desenvolvido para casos onde se ocorre plasticidade significativa, analisando o deslocamento dos flancos da trinca e correlacionando a um valor crítico da abertura da ponta da trinca (figura 28).

Figura 28 – Abertura da ponta da trinca (CTOD).



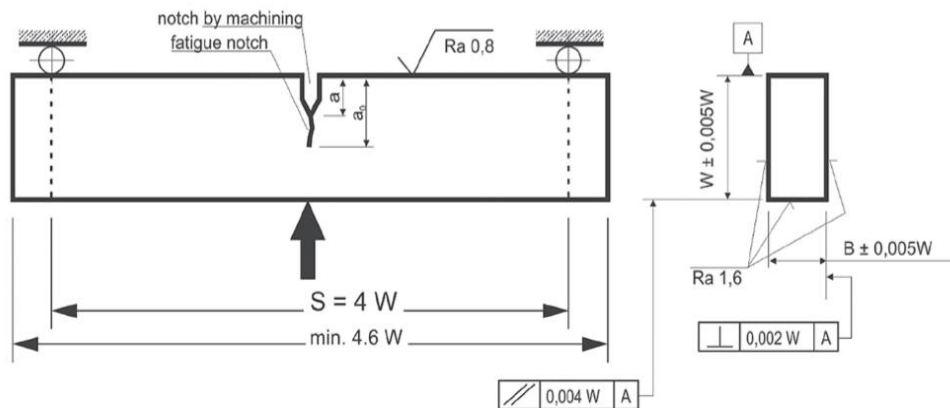
Fonte: Medina (2014).

Neste estudo optou-se pelo modelo de Dawes para o cálculo do *CTOD* ( $\delta$ ). Devido à dificuldade de se determinar experimentalmente o valor do *CTOD*, Dawes desenvolveu uma relação matemática entre a abertura da boca da trinca ( $V_g$ ) e a abertura da ponta da trinca.

Este método utiliza corpos de prova de flexão do tipo SE(B) (Figura 29) e descreve a deformação plástica do corpo de prova como uma rotação em torno de um ponto, localizado a uma distância  $r(W - a)$  abaixo da extremidade da trinca inicial de fadiga (Figura 30). O centro de rotação localizado neste ponto possui deslocamento nulo, promovendo o giro do entalhe mais a trinca de fadiga no seu entorno. Este modelo é conhecido como rótula plástica e seu resultado é uma relação geométrica entre  $V_g$  e  $\delta$ , conforme a equação 4 (MEDINA, 2014).

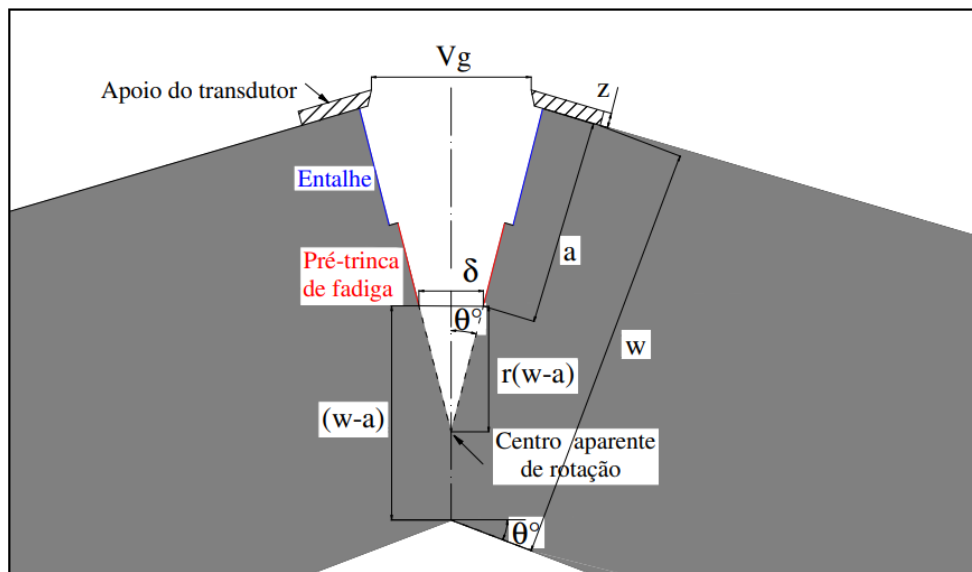
$$\delta = \frac{V_g}{1 + \frac{(a+z)}{r(W-a)}} \quad \text{Eq. (4)}$$

Figura 29 – Corpo de prova Bx2B para ensaios de CTOD.



Fonte: Norma BS7448.

Figura 30 – Comportamento do corpo de prova no teste CTOD.



Fonte: Medina (2014).

A equação desenvolvida por Dawes foi utilizada na elaboração de um projeto de norma, hoje denominada como BS7448. A equação 5 quantifica o parâmetro CTOD para corpos de prova do tipo SE(B):

$$\delta = \left[ \frac{PS}{BW^{1,5}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \frac{0,4(W - a_0)V_p}{0,4W + 0,6a_0 + Z} \quad \text{Eq. (5)}$$

Onde:

$P$  = carga máxima do ensaio (N);

$S$  = distância entre os apoios (m);

$B$  = espessura do corpo de prova (m);

$W$  = altura do corpo de prova (m);

$f\left(\frac{a_0}{W}\right)$  = fator forma;

$a_0$  = extensão da pré-trinca (m);

$\nu$  = coeficiente de *Poission*;

$\sigma$  = limite de escoamento (N/m<sup>2</sup>);

$E$  = módulo de elasticidade (N/m<sup>2</sup>);

$V_p$  = componente plástica da abertura da trinca (m) e;

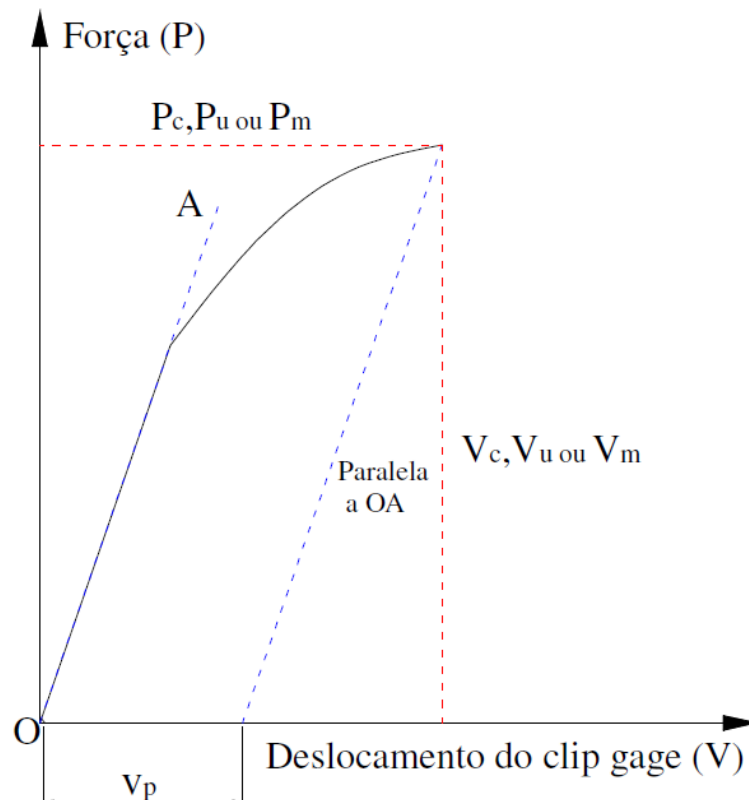
$Z$  = altura dos suportes do extensômetro (m).

A primeira parcela da soma refere-se as deformações elásticas e a segunda refere-se as deformações plásticas. O fator forma se calcula segundo a equação 6.

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - 3,39\left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,7\left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right)\right]}{2\left(\left(1 + 2\left(\frac{a_0}{W}\right)\right)\left(1 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\right)^{1,5}\right)} \quad \text{Eq. (6)}$$

Para se determinar o valor da componente plástica da abertura da trinca ( $V_p$ ), foram plotadas as curvas de Força x Abertura da Boca da trinca ( $V$ ), como pode ser visto na figura 31.

Figura 31 - Determinação do parâmetro  $V_p$ .



Fonte: Medina (2014).

O valor de ( $v_p$ ) está atrelado ao critério de falha adotado, que neste estudo considerou-se a carga máxima.

#### 4.8 Microscopia

Para as análises microscópicas foram utilizados um Microscópio Eletrônico de Varredura, Zeiss EVO LS 15, localizado no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica da Unesp – Campus de Ilha Solteira, e um Estereomicroscópio Óptico, Zeiss Discovery V8 (figura 31), localizado no Departamento de Materiais e Processos de Fabricação da mesma universidade.

Figura 31 – Microscópio Eletrônico de Varredura e Microscópio óptico utilizados nas caracterizações por microscopia.



Fonte: Próprio Autor.

#### 4.9 Metalografia

Para a caracterização microestrutural, as amostras foram preparadas mediante o corte em cortadora metalográfica, embutimento em baquelite, lixamento através de lixas d'água nas granulometrias #120, #220, #320, #400, #500, #600, #1200, #1500, #2000, #2500 e posteriormente polidas em pano de polimento com alumina 0,3  $\mu\text{m}$  através de uma politriz rotativa (Figura 32). Banhos ultrassônicos foram realizados entre a transição das etapas de lixamento, polimento e antes dos ataques químicos.

Figura 32 – Equipamentos utilizados para a preparação das amostras para as análises microestruturais.



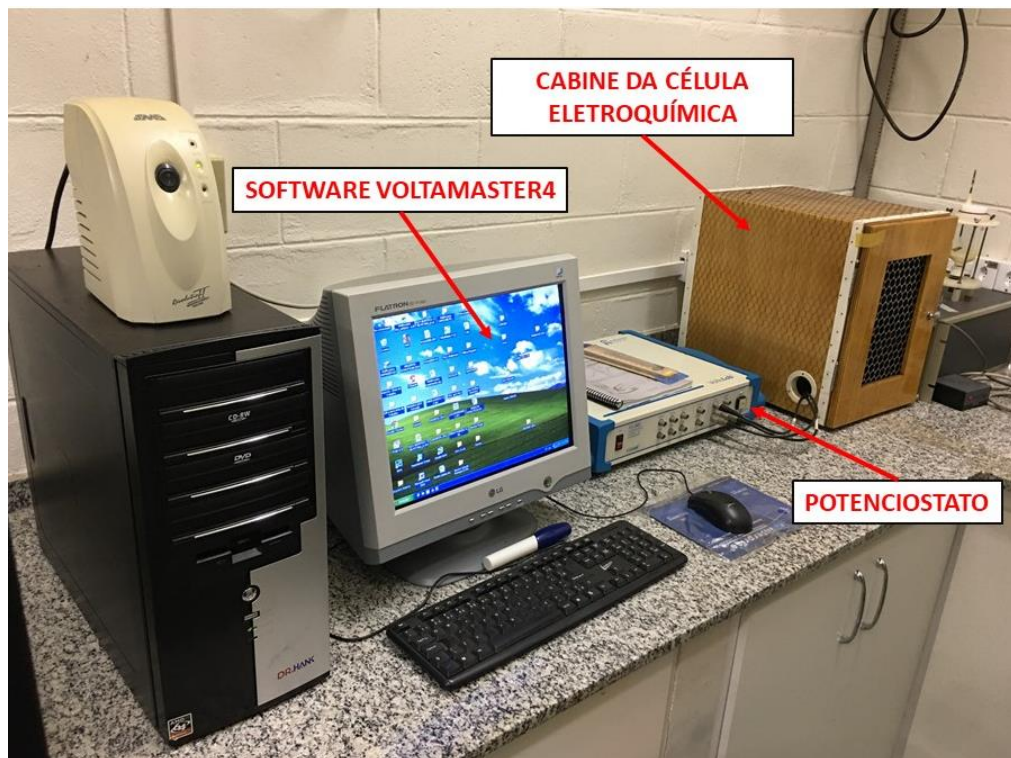
Fonte: Próprio Autor.

Segundo a norma ASTM E407-07, os ataques químicos metalográficos indicados foram de imersão em água régia (10 mL HNO<sub>3</sub> + 50 mL HCl), para análises no microscópio óptico, e eletrolítico (Ácido Oxálico 10%, 6 Volts por 1 minuto), para análises de MEV.

#### 4.10 Ensaio de Corrosão

Dois tipos de ensaios foram realizados através de um Potenciostato da *Radiometer Analytical* modelo PGZ 402, uma célula eletroquímica e um computador portador do *software* Voltmaster4 (figura 33), com o objetivo de avaliar a resistência à corrosão das amostras estudadas.

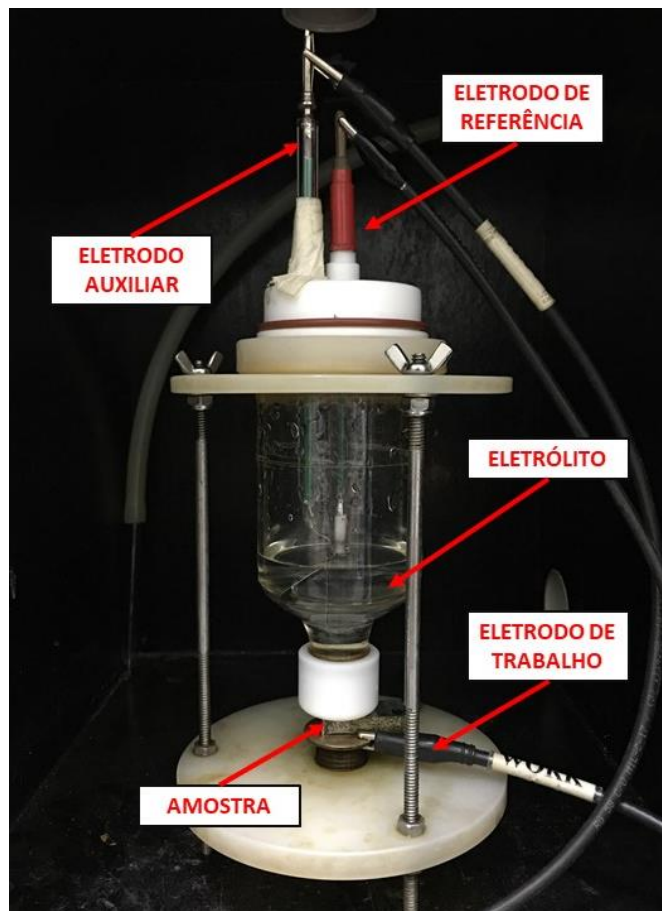
Figura 33 – Equipamento utilizado para a realização dos ensaios de corrosão.



Fonte: Próprio Autor.

A célula eletroquímica (figura 34) é composta por um recipiente de vidro que comporta o eletrólito e três eletrodos: o eletrodo de trabalho (amostra de ensaio), o eletrodo de referência (calomelano saturado) e o eletrodo auxiliar (platina). A cabine funciona como uma gaiola de Faraday para isolar o sistema de ondas eletromagnéticas que possam interferir nos ensaios de polarização.

Figura 34– Montagem da célula eletroquímica para os ensaios de corrosão.



Fonte: Próprio Autor.

Primeiro realizou-se o ensaio conhecido como *Open Circuit Potential (OCP)*, com o objetivo de determinar a tendência de corrosão dos materiais estudados em um meio específico, e, o segundo, denominado Polarização Potenciodinâmica, onde permite a obtenção de informações sobre os mecanismos de corrosão, passividade, taxa de corrosão e vulnerabilidade da corrosão por pites.

Os meios eletrolíticos escolhidos para os ensaios foram ringer com lactato (cada 100 mL de água para injetáveis contém: 300 mg de lactato de sódio, 600 mg de cloreto de sódio, 30 mg de cloreto de potássio e 20 mg de cloreto de cálcio) e soro fisiológico (cada 100 mL de água purificada contém 0,9 g de cloreto de sódio), pois simulam os fluidos corpóreos que circundam os biomateriais.

Para os dois tipos de ensaios, as amostras foram preparadas mediante o corte em cortadora metalográfica, lixamento através de lixas d'água nas granulometrias #120, #220, #320, #400, #500, #600, #1200, #1500, #2000, #2500 e posteriormente polidas em pano de polimento com alumina 0,3  $\mu\text{m}$  através de uma politriz rotativa.

Para dar confiabilidade aos dados, os ensaios foram realizados quatro vezes para cada grupo de estudo, totalizando 16 ensaios *OCP* e 16 ensaios de polarização potenciodinâmica.

#### *4.10.1 Open Circuit Potential*

Durante o ensaio *OCP* buscou-se acompanhar o potencial (volts) da amostra em estudo em função do tempo a circuito aberto, ou seja, sem a aplicação de potencial ou corrente induzida a partir de fontes externas. Desta maneira, é possível analisar a tendência à corrosão “natural” de um determinado material dentro de uma solução. O potencial de corrosão pode ser medido diretamente ou acompanhar sua variação durante um determinado tempo e é um dos parâmetros eletroquímicos de mais fácil determinação experimental. Informações valiosas são fornecidas, tanto em aplicações práticas de técnicas de proteção contra a corrosão, como também na investigação de processos corrosivos (WOLYNEC, 2003).

Os parâmetros utilizados para os ensaios de *OCP* foram:

- Tempo de amostragem 3600 s;
- Período de medida 10 s.

#### *4.10.2 Polarização Potenciodinâmica*

O comportamento eletroquímico de um determinado material pode ser obtido através do estudo das suas reações eletroquímicas (anódicas e catódicas) quando imerso em soluções, devido a um potencial aplicado e sua relação com a corrente gerada. A técnica de polarização potenciodinâmica tem como objetivo avaliar o comportamento destas reações através da varredura contínua de potencial e sua relação com a densidade de corrente gerada (STANSBURY, 1985; SEDRIKS, 1986). A curva de polarização (potencial aplicado x densidade de corrente) gerada por esta técnica pode ser utilizada para determinar o potencial de corrosão por pites (WOLYNEC, 2003).

Os parâmetros utilizados para os ensaios de Polarização potenciodinâmica foram:

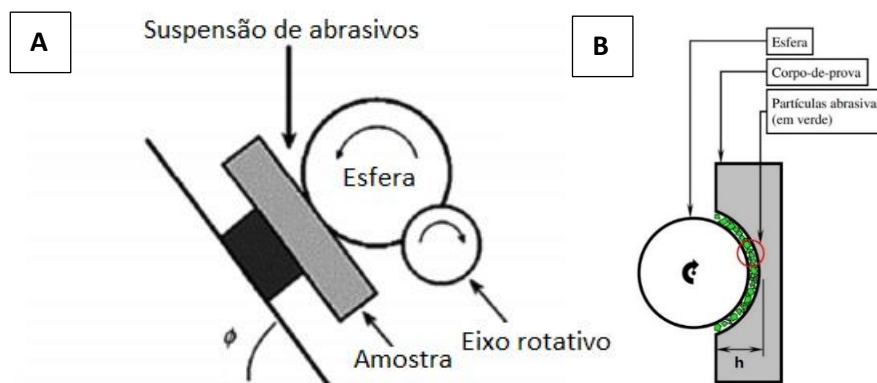
- Intervalo de varredura inicial em -1 V até que a progressão atinja 2 mA;
- Taxa de varredura 1 mV/sec.

#### 4.11 Ensaio de Desgaste

Para os ensaios de desgaste microabrasivo, foi utilizada uma esfera de aço AISI 52100 endurecida (60 HRC) com diâmetro de 25,4 mm. Os parâmetros da máquina foram configurados em 300 rpm, com tempos de ensaio de 5, 10, 15 e 20 minutos. A solução abrasiva utilizada foi água destilada com suspensão de carboneto de silício (Sic, 500 mesh) em concentração de 0,1 g/ml a uma vazão de 1 gota/10s.

No ensaio de desgaste por esfera rotativa livre, a rotação da esfera ocorre devido ao contato com a rotação no sentido oposto do eixo-motor (Figura 35a). Durante os ensaios uma pasta abrasiva é despejada entre as superfícies de contato da esfera e amostra, como pode ser visto no esquema da figura 35b (COZZA, 2011).

Figura 35 – a) Esquema do Ensaio de desgaste por esfera rotativa livre e b) Representação a pasta abrasiva.



Fonte: adaptado de Cozza (2011) e Navas (2006).

Três grandezas geométricas são avaliadas através da cratera de desgaste gerada pelo ensaio, entre elas: o diâmetro ( $d$ ), a profundidade ( $h$ ) e o volume de material removido ( $V$ ).

Por meio de microscopia, é possível obter o tamanho do diâmetro da cratera de desgaste. Em função desta variável, a profundidade e o volume da cratera podem ser calculados através das equações 7 e 8, respectivamente:

$$h \cong \frac{d^2}{8R} \quad \text{Para } d \ll R \quad \text{Eq. (7)}$$

$$V \cong \frac{\pi d^4}{64R} \quad \text{Para } d \ll R \quad \text{Eq. (8)}$$

Sendo “R” o raio da esfera de ensaio.

As equações 7 e 8 são validas para  $d \ll R$ , que, em regras gerais, é a condição empregada em ensaios de desgaste microabrasivo por esfera rotativa.

A taxa de desgaste (Q) avalia a intensidade do desgaste durante o todo período do ensaio e pode ser calculada de maneira prática e simples, através da reformulação da equação de Archard para desgaste abrasivo (COZZA, 2011), conforme a equação 9:

$$Q = \frac{V}{S} \quad \text{Eq. (9)}$$

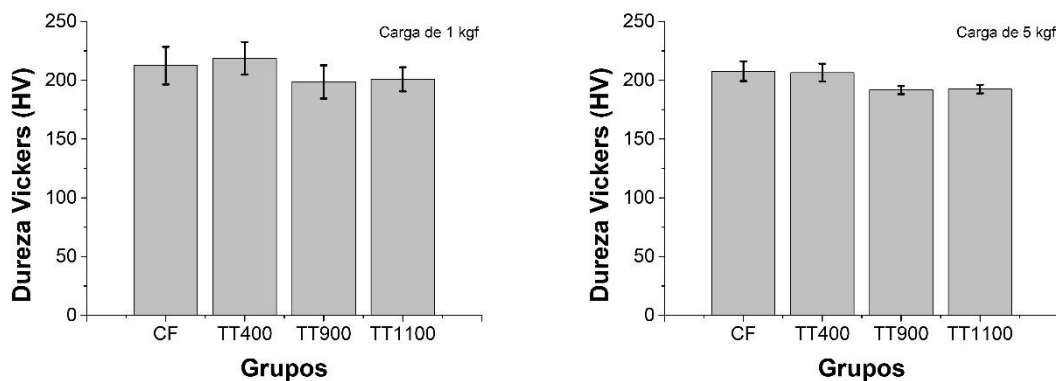
onde, V é o volume da cratera de desgaste obtido após a análise dos diâmetros das crateras e S é a distância percorrida pela superfície da esfera durante os ensaios.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Ensaio de Dureza

A análise dos resultados obtidos durante os ensaios de dureza Vickers podem ser observados na figura 36.

Figura 36 – Medidas de dureza Vickers com cargas de 1 kgf e 5 kgf.



Fonte: Próprio Autor.

Duas cargas de penetração foram utilizadas com o objetivo de reduzir a dispersão dos dados.

Os dados coletados não evidenciam uma diferença estatística significativa, o que corrobora com os aços inoxidáveis austenísticos, pois estes não são passíveis de tratamentos térmicos de endurecimento.

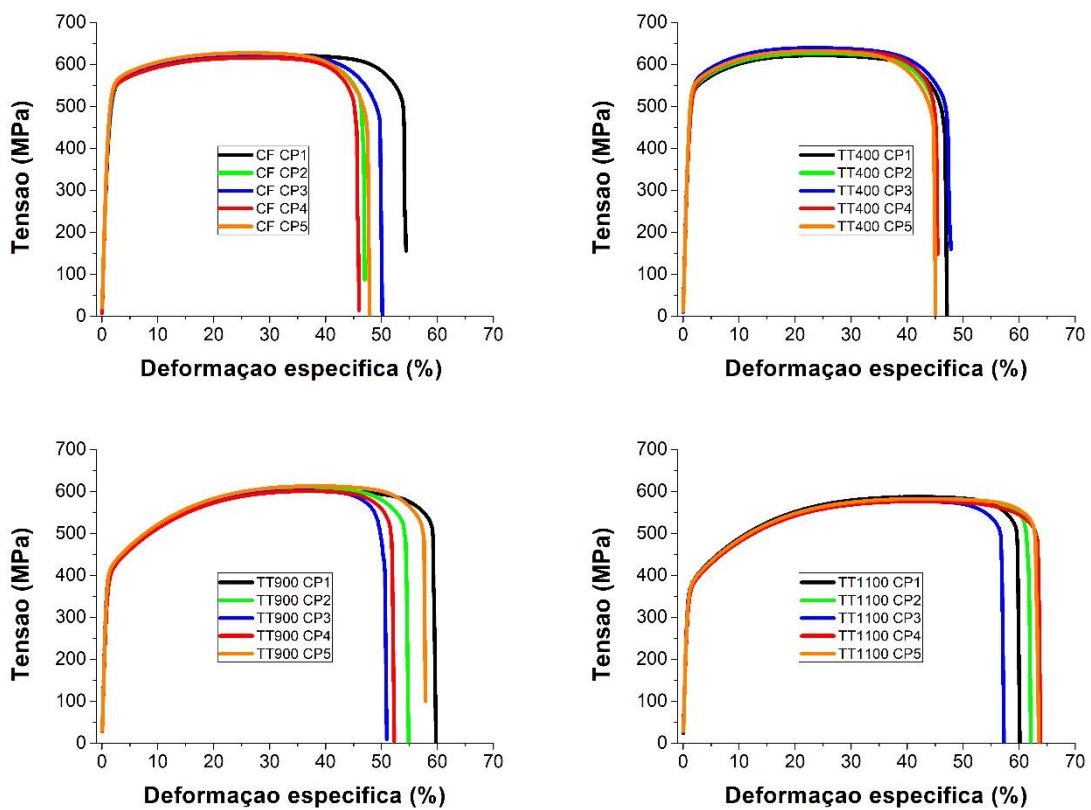
O grupo CF apresentou elevada dureza devido às altas temperaturas atingidas pelo laser durante o processo de fabricação somadas as altas taxas de resfriamento das camadas. A baixa temperatura empregada no tratamento térmico do grupo TT400 não resultou em mudanças significativas.

Já os grupos TT900 e TT1100 obtiveram valores de dureza ligeiramente menores devido ao ganho de ductilidade do material, característica essa que se opõe a dureza.

## 5.2. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados com o objetivo de obter os dados de tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ), tensão de ruptura ( $\sigma_r$ ), porcentagem de alongamento, módulo de elasticidade ( $E$ ) e módulo de tenacidade ( $U_t$ ), mostrados na figura 37 e tabela 6.

Figura 37 – Comportamento da curva tensão-deformação das amostras ensaiadas em cada grupo estudado.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 6 – Dados obtidos do desempenho mecânico dos grupos estudados.

Grupos	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x.}$ (MPa)	Alongamento (%)	E (GPa)	$U_t$ (Mj/m <sup>3</sup> )
CF	422 ± 19	622 ± 4	46 ± 2,7	187 ± 4	247 ± 13
TT400	460 ± 21	630 ± 7	44 ± 1,4	200 ± 5	238 ± 10
TT900	375 ± 21	605 ± 5	52 ± 3,8	178 ± 6	257 ± 22
TT1100	338 ± 15	581 ± 4,5	59 ± 2,7	178 ± 5	270 ± 12

Fonte: Próprio Autor.

Os dados do módulo de tenacidade foram obtidos através do cálculo da área abaixo das curvas obtidas em ensaio.

Primeiramente é possível observar que as curvas desempenharam como típicas curvas de materiais dúcteis e, de certa forma, muito semelhante entre os grupos estudados.

Os tratamentos empregados nos grupos TT400 e TT900 visam o alívio das tensões térmicas causadas devido ao processo de fabricação, visto que durante o processo, as camadas são basicamente soldadas umas às outras através de um laser de alta potência. As altas temperaturas e altas taxas de resfriamento tensionam internamente o material, aumentando as distorções e descontinuidades que podem levar a uma falha prematura de uma peça. Os tratamentos de alívio de tensões atuam de forma a minimizar as tensões internas e rearranjar as discordâncias causadas pelo processo de fabricação, trazendo o material a condições de maior equilíbrio nas macrotensões de sua natureza elástica.

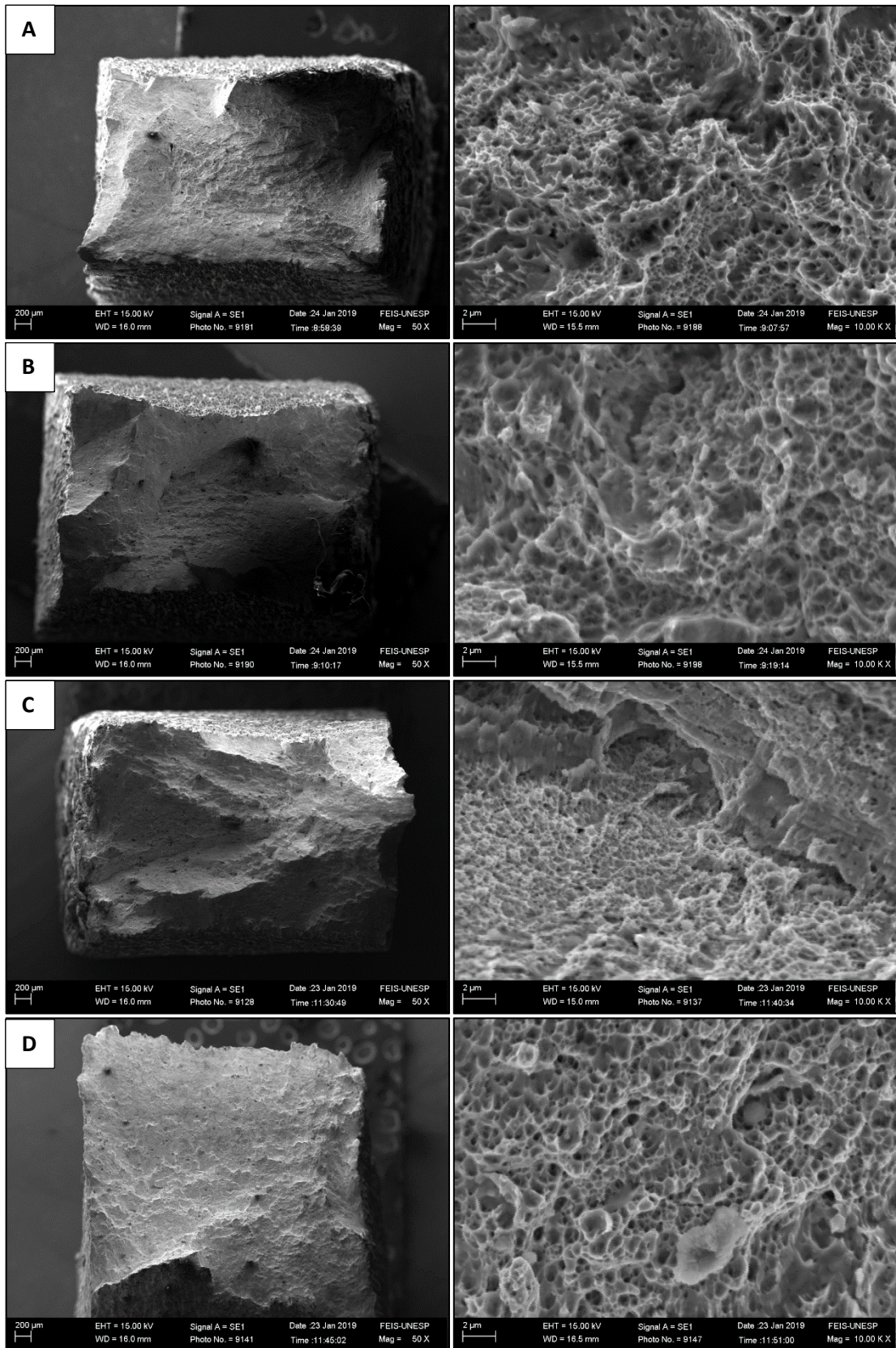
No grupo TT400 a baixa temperatura empregada no tratamento térmico realizou o alívio de tensões sem prejudicar as características mecânicas do aço ou mudanças microestruturais, inclusive obteve valores de desempenho mecânico ligeiramente maiores que o processo original.

Os tratamentos empregados nos grupos TT900 e TT1100 desempenharam papel fundamental para a mudança das propriedades mecânicas encontradas em cada grupo. É possível observar uma grande redução nos níveis de tensão de escoamento, como também um aumento significativo no alongamento das amostras ensaiadas. Os materiais deste grupo se demonstraram muito mais dúcteis e com um aumento da tenacidade, visto que esta propriedade é de suma importância para absorção de energia e resistência na propagação de trincas.

As superfícies de fratura (figura 38) evidenciaram o coalescimento de microcavidades como o tipo de fratura predominante em todas as condições estudadas.

Figura 38 – Superfícies de fratura dos corpos de prova de tração.

A) CF, B) TT400, C) TT900 e D) TT1100.

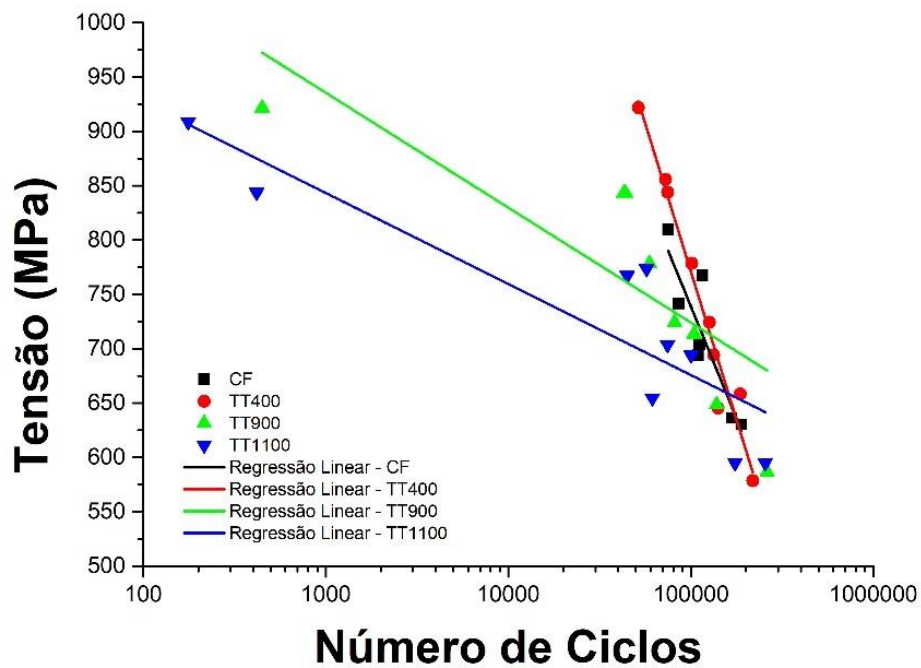


Fonte: Próprio Autor.

### 5.3. Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados com o objetivo de obter a curva S-N para os grupos estudados, conforme a figura 39.

Figura 39 – Comportamento da curva S-N das amostras ensaiadas.



Fonte: Próprio Autor.

Os dados plotados no gráfico S-N remetem-se a região de resistência à fadiga dos grupos estudados.

Os grupos CF e TT400 obtiveram um desempenho melhor quanto a quantidade de ciclos em patamares de tensão mais altos, devido às suas propriedades mecânicas serem mais favoráveis, como por exemplo uma dureza maior quando comparado aos outros grupos.

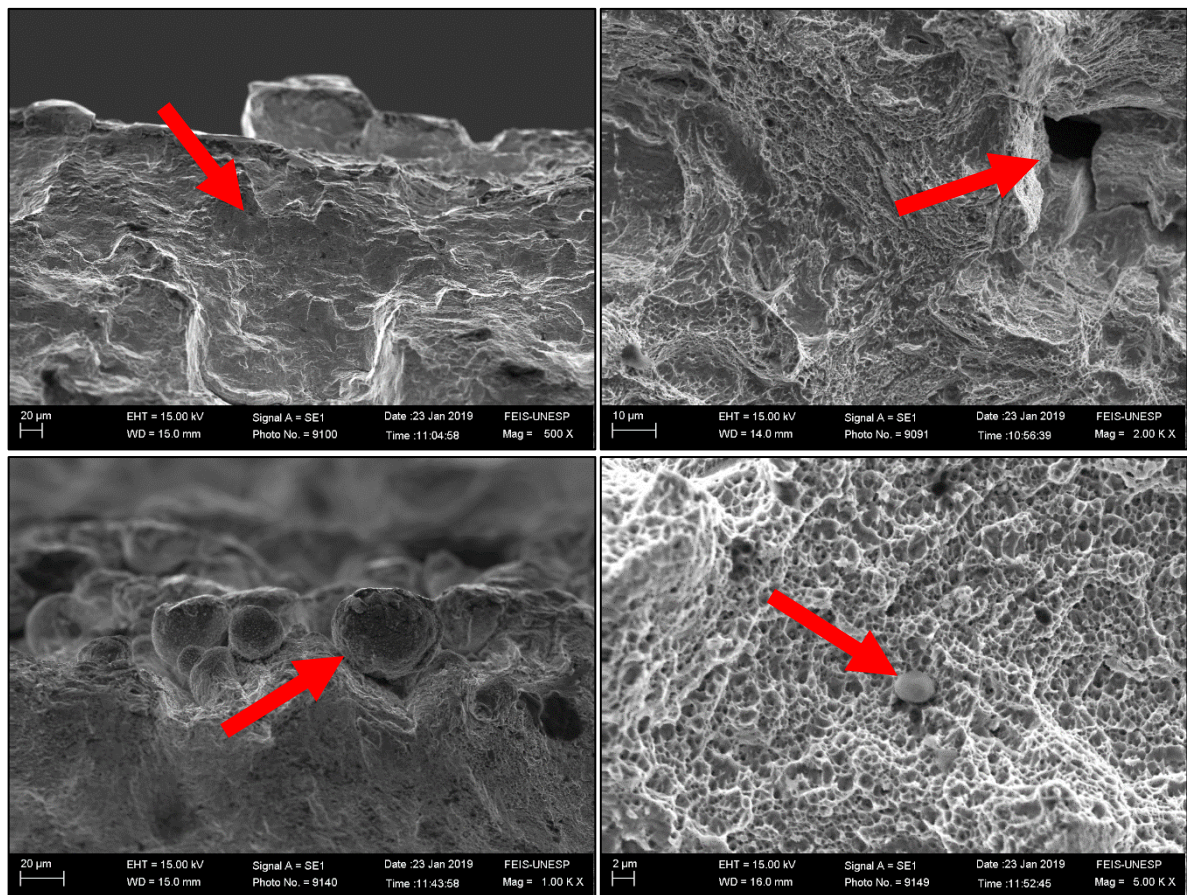
O resultado das mudanças causadas devido aos tratamentos térmicos empregados nos grupos TT900 e TT1100 evidenciaram uma resistência à fadiga muito menor quando submetidos a altas cargas.

A partir da tensão de aproximadamente 700 Mpa, a tendência da resistência à fadiga se inverteu nos grupos estudados, demonstrando que a inclinação da curva

dos grupos TT900 e TT1100 buscaram níveis de carregamento mais próximos do limite de fadiga (termo que se remete a vida “infinita” em serviço).

Basicamente, o aumento da ductilidade induzido pelos tratamentos térmicos empregados facilita a movimentação das bandas de deslizamento, proporcionando uma zona favorável a nucleação de trincas. Sabe-se que a irregularidade da superfície, concentradores de tensão, presença de microvazios nos contornos de grãos, inclusões, poros e a não homogeneidade do material também favorecem a nucleação de trincas (Figura 40).

Figura 40 - Presença de irregularidades na superfície e concentradores de tensão, poros e partículas do pó metálico que não foram totalmente fundidas nos materiais estudados.



Fonte: Próprio Autor.

#### 5.4. Ensaios de Tenacidade à Fratura

Os dados obtidos dos ensaios de tenacidade à fratura são apresentados na tabela 7.

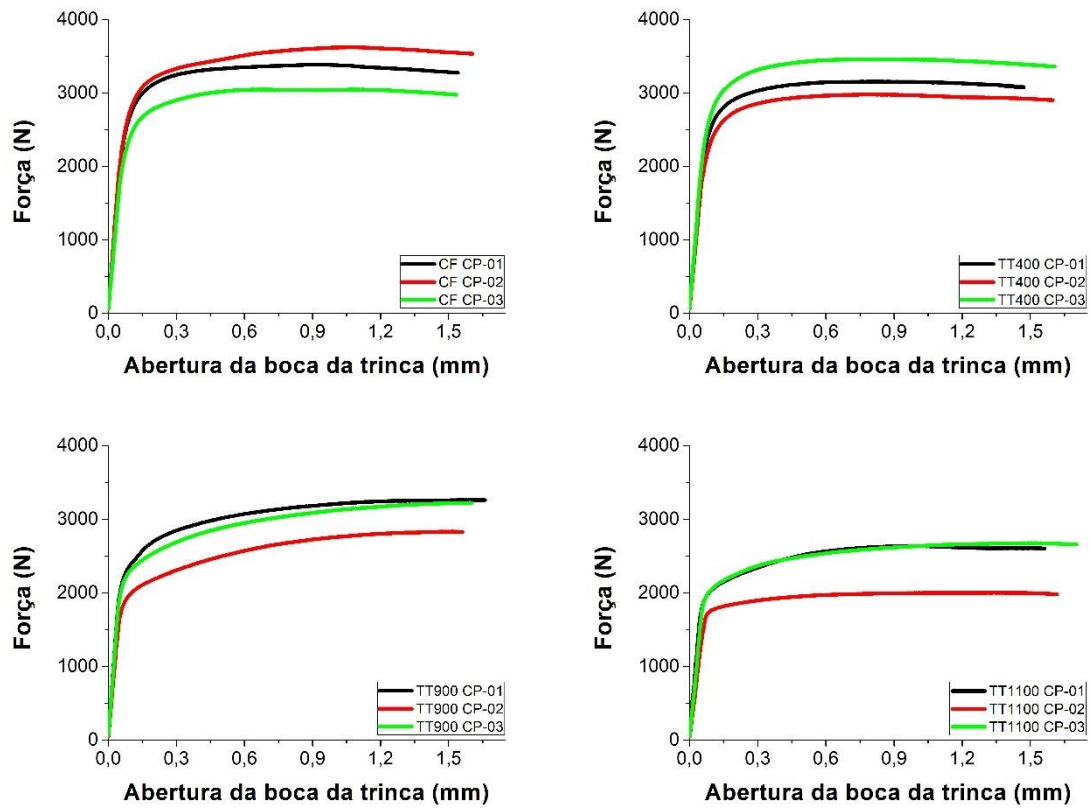
Tabela 7 – Dados obtidos do ensaio de tenacidade à fratura.

Grupo	Medidas	Carga inicial/final na pré-trinca (N)	K final na pré-trinca (MPa.m <sup>0.5</sup> )	Número de ciclos	Carga máxima (N)	Comprimento da trinca (mm)
CF	1	5777/1569	21	53155	3385	8,0
	2	6426/1692	21	57514	3622	8,5
	3	5907/1566	21	51730	3047	8,5
TT400	1	6007/1570	21	52522	3154	8,3
	2	5778/1567	21	54411	2977	8,4
	3	5333/1563	21	80581	3458	8,0
TT900	1	6441/1693	21	52729	3262	8,6
	2	5593/1542	21	49039	2831	8,1
	3	6297/1674	21	56696	3222	8,4
TT1100	1	5430/1500	20	121457	2636	8,0
	2	8616/1866	25	9934	2000	9,0
	3	6919/1717	22	42444	2676	8,5

Fonte: Próprio Autor.

Plotando-se as curvas de Força x Abertura da Boca da trinca (*CMOD*), como pode ser visto na figura 41, é possível obter os valores da componente plástica da abertura da trinca ( $V_p$ ) traçando uma reta de mesma inclinação do comportamento elástico no ponto de carga máxima.

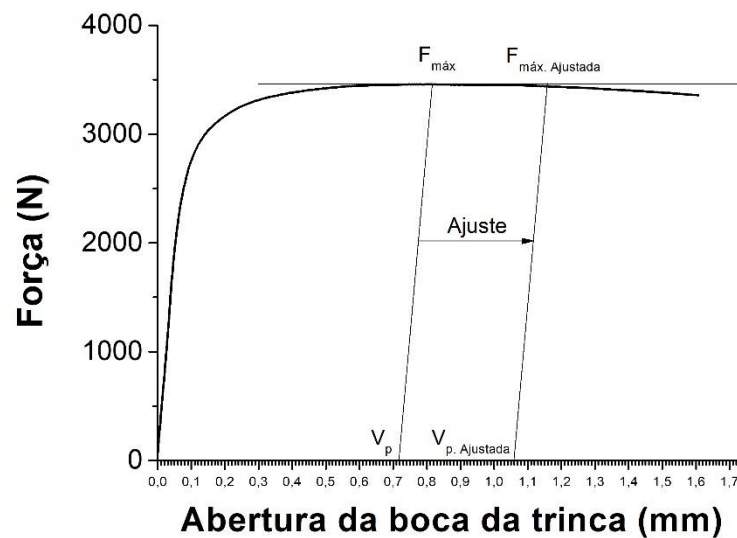
Figura 41 – Desempenho da curva F x Abertura da Boca da Trinca dos grupos estudados.



Fonte: Próprio Autor.

Como a componente  $V_p$  está diretamente ligada as deformações plásticas, deve-se utilizar de uma análise mais assertiva na identificação da carga máxima, pois durante os ensaios foi possível observar uma flutuação dos dados muito próxima ao valor da carga máxima. Desta forma, traçou-se uma reta tangente sobre a carga máxima, com o intuito de considerar toda a deformação plástica desenvolvida durante o ensaio, como pode ser observado na figura 42.

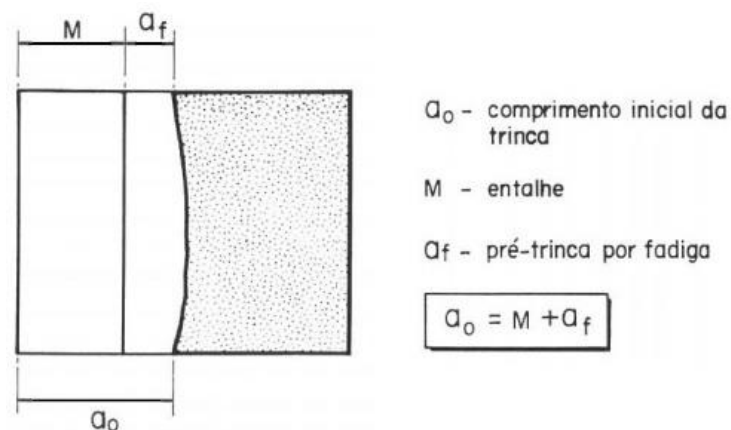
Figura 42 – Ajuste aplicado para registro da componente plástica ( $V_p$ ).



Fonte: Próprio Autor.

A superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados se divide em três áreas distintas: o entalhe, a pré-trinca por fadiga (estável) e a fratura; como pode ser observado no esquema da figura 43.

Figura 43 – Esquema da superfície de fratura do corpo de prova.

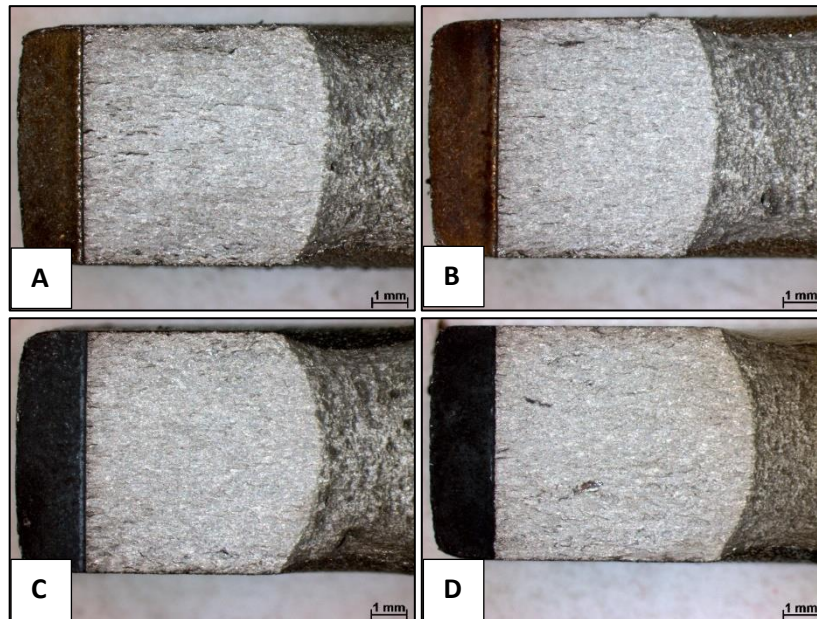


Fonte: Adaptado de Tokimatsu (1995).

As superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados podem ser observadas na figura 44.

Figura 44 – Superfícies de fratura dos corpos de prova de tenacidade à fratura.

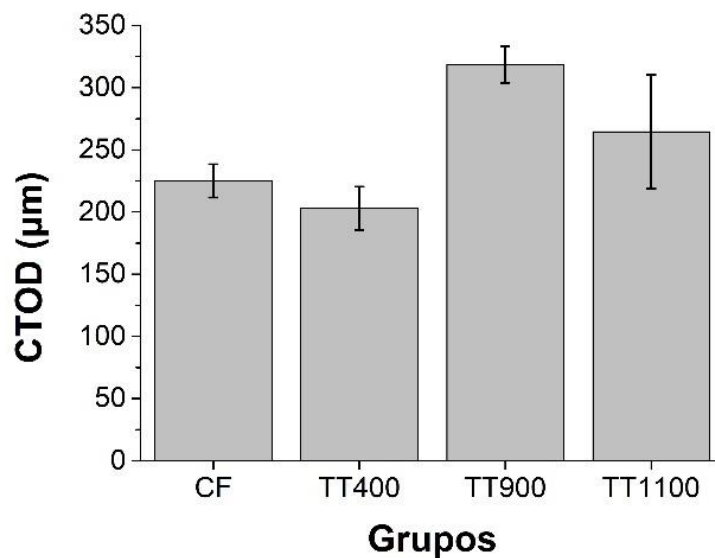
A) CF, B) TT400, C) TT900 e D) TT1100.



Fonte: Próprio Autor.

O gráfico da figura 45 representa os valores obtidos no cálculo do CTOD ( $\delta$ ) das condições do estudo. No apêndice C, encontra-se todos os dados brutos utilizados para os cálculos das equações 5 e 6.

Figura 45 – Resultados do cálculo do CTOD.



Fonte: Próprio Autor.

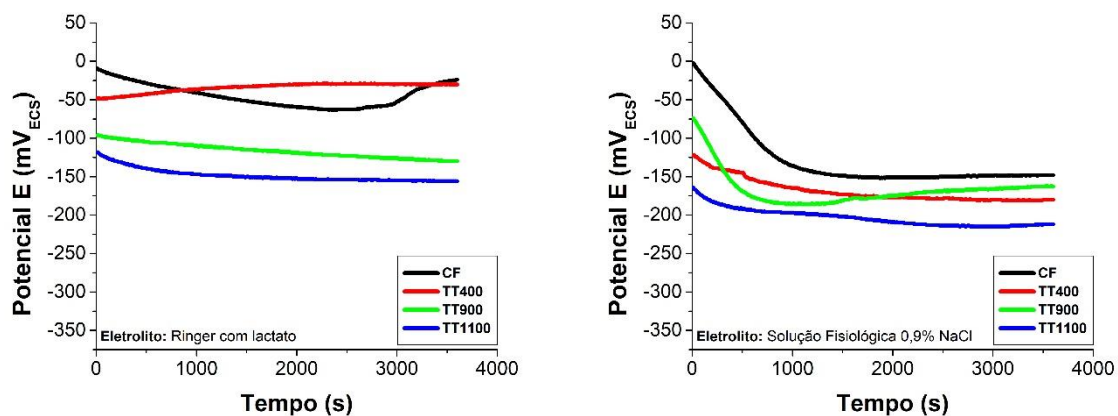
Como é possível observar, os tratamentos térmicos modificaram a capacidade do material a resistir a propagação de trincas. Como já exposto, durante o processo de manufatura aditiva, as camadas fabricadas são rapidamente solidificadas devido as altas taxas de resfriamento proporcionando uma tensão residual. O tratamento do grupo TT400 foi realizado com objetivo de aliviar as tensões do processo de manufatura, porém, não se obteve sucesso devido a uma baixa temperatura de tratamento. A condição de tratamento térmico do grupo TT900 demonstrou um aumento significativo na tenacidade à fratura, onde o material se tornou mais dúctil e sem grandes perdas nas suas características mecânicas, oferecendo uma resistência maior na propagação das trincas. Segundo a norma AMS2759-4B, o aço inoxidável 316L alivia suas tensões, no mínimo, um patamar de 899°C por 50 minutos e resfriamento em água.

O tratamento de solubilização para aços inoxidáveis 316L ocorre, no mínimo, na faixa de temperaturas entre 1045 a 1105°C e resfriamento rápido em água. Os aços inoxidáveis solubilizados aumentam sua resistência à corrosão, pois dissolvem grande parte dos precipitados formados durante o processo de solidificação, principalmente os carbonetos ricos em cromo (fenômeno de sensitização, que deixa o material susceptível a corrosão intergranular), mantendo os elementos de liga em solução sólida na matriz austenítica (RITONI *et al.*, 2010; PADILHA; GUEDES, 1992). Em contrapartida, a alta temperatura de tratamento modifica bruscamente suas características mecânicas, tornando o material muito dúctil e menos resistente. Esta mudança influencia diretamente na redução da tenacidade, visto que esta propriedade é dependente tanto da resistência do material quanto da sua capacidade de se deformar.

## 5.5. Ensaio de Corrosão

O comportamento dos grupos estudados no ensaio de OCP nos dois eletrólitos utilizados pode ser observado na figura 46.

Figura 46 - Comportamento dos grupos estudados no ensaio de OCP nos meios eletrólitos de ringer com lactato e solução fisiológica 0,9% NaCl.



Fonte: Próprio Autor.

O ensaio de OCP analisa o comportamento do material quanto a uma tendência de corrosão em um meio eletrólito. Quanto mais negativo os potenciais, maior susceptibilidade à corrosão natural.

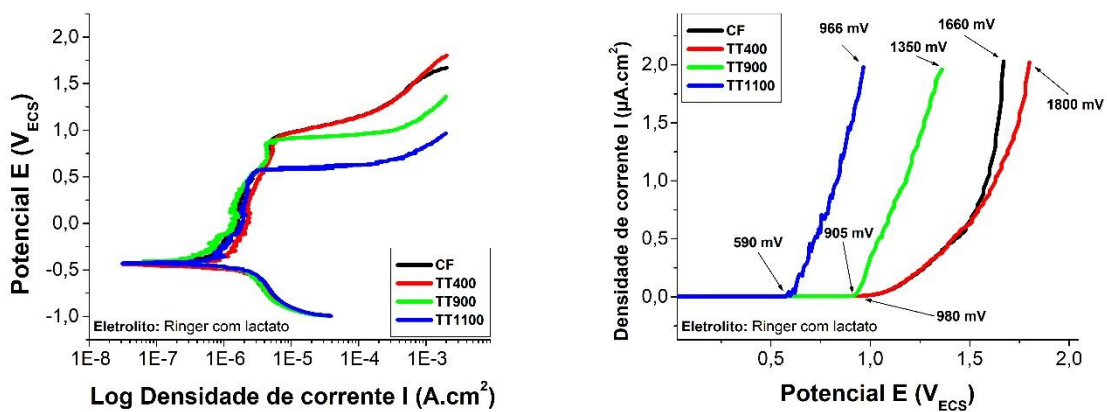
O meio de solução fisiológica 0,9% NaCl demonstrou-se mais agressivo quando comparado ao ringer com lactato. Na solução de ringer, os grupos estudados obtiveram comportamento muito semelhante quanto à corrosão natural, mostrando uma variação quase nula entre os potenciais iniciais e finais.

Já quando se observa o comportamento das curvas na solução fisiológica, é possível identificar uma diferença nos potenciais iniciais e finais, sendo mais explícita nos grupos CF e TT900, que pode ser associada a uma dissolução da camada passivadora que protege o aço inoxidável. Também é possível observar uma diferença de potencial inicial em torno de 170 mV entre os grupos CF e TT1100, valor este que pode ser considerado significativo, demonstrando uma tendência de resistência natural a corrosão mais baixa que o processo original.

Em ambos os eletrólitos, o grupo TT1100 evidenciou os menores potenciais iniciais e finais, concluindo-se que este pode ser associado ao grupo de menor resistência à corrosão natural.

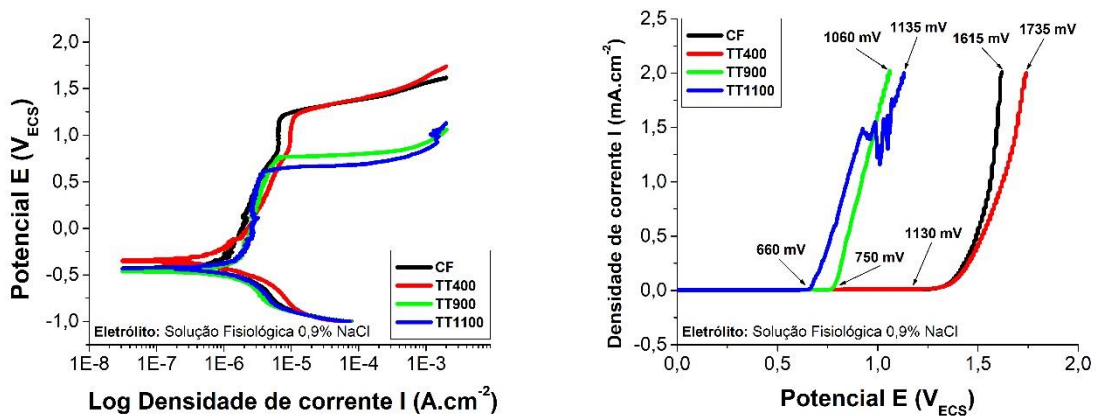
O comportamento e os dados obtidos dos grupos estudados no ensaio de Polarização potenciodinâmica em meio eletrólito de ringer com lactato podem ser observados na figura 47 e tabela 8, e, os em meio eletrólito de solução fisiológica de 0,9% NaCl podem ser observados na figura 48 e tabela 9.

Figura 47 - Comportamento dos grupos estudados no ensaio de Polarização Potenciodinâmica em meio eletrólito de ringer com lactato.



Fonte: Próprio Autor.

Figura 48 - Comportamento dos grupos estudados nos ensaios de Polarização Potenciodinâmica em meio eletrólito de solução fisiológica 0,9% NaCl.



Fonte: Próprio Autor.

Tabela 8 – Dados obtidos do ensaio de polarização potenciodinâmica em meio eletrólito de ringer com lactato.

Parâmetros	CF	TT400	TT900	TT1100
E(i=0)	-427.1 mV	-439.0 mV	-422.5 mV	-435.7 mV
Rp	41.24 kΩ.cm <sup>2</sup>	38.25 kΩ.cm <sup>2</sup>	58.34 kΩ.cm <sup>2</sup>	26.03 kΩ.cm <sup>2</sup>
I corr	1.4830 μA/cm <sup>2</sup>	0.5555 μA/cm <sup>2</sup>	0.7457 μA/cm <sup>2</sup>	1.1177 μA/cm <sup>2</sup>
Epi	980 mV	980 mV	905 mV	590 mV
Epf	1660 mV	1800 mV	1350 mV	966 mV

Fonte: Próprio Autor.

Tabela 9 – Dados obtidos do ensaio de polarização potenciodinâmica em meio eletrólito de solução fisiológica 0,9% NaCl.

Parâmetros	CF	TT400	TT900	TT1100
E(i=0)	-438.8 mV	-356.2 mV	-468.7 mV	-439.1 mV
Rp	34.79 kΩ.cm <sup>2</sup>	54.92 kΩ.cm <sup>2</sup>	25.22 kΩ.cm <sup>2</sup>	27.85 kΩ.cm <sup>2</sup>
I corr	0.8048 μA/cm <sup>2</sup>	0.3518 μA/cm <sup>2</sup>	1.1866 μA/cm <sup>2</sup>	0.5869 μA/cm <sup>2</sup>
Epi	1130 mV	1130 mV	750 mV	660 mV
Epf	1615 mV	1735 mV	1060 mV	1135 mV

Fonte: Próprio Autor.

Analisando as curvas, observou-se que o nível de potencial de corrosão (E) de todos os grupos foi semelhante. Este dado demonstrou que a mudança das reações catódicas para anódicas, ou seja, a corrosão propriamente dita, aconteceu ao mesmo nível de potencial. No entanto, após o início da corrosão, os mesmos materiais podem ter um comportamento distinto, principalmente quando se analisa a corrosão por pites.

Este fato foi ser observado no grupo TT1100 nos dois eletrólitos, que obteve a pior performance quanto na resistência à corrosão por pites. Neste grupo, os potenciais de corrosão por pites iniciais (Epi) e finais (Epf) estiveram a níveis bem abaixo dos outros grupos, ou seja, além de iniciar os pites mais rapidamente, eles atingiram o valor de corrente de 2 mA muito mais rápido que as outras condições estudadas. O mesmo desempenho foi possível observar no grupo TT900 no meio eletrólito de solução fisiológica.

Concluindo, os grupos CF e TT400 obtiveram praticamente o mesmo desempenho positivo quanto a resistência a corrosão. Em contrapartida, a resistência a corrosão foi comprometida nos grupos TT900 e TT1100 devido aos tratamentos

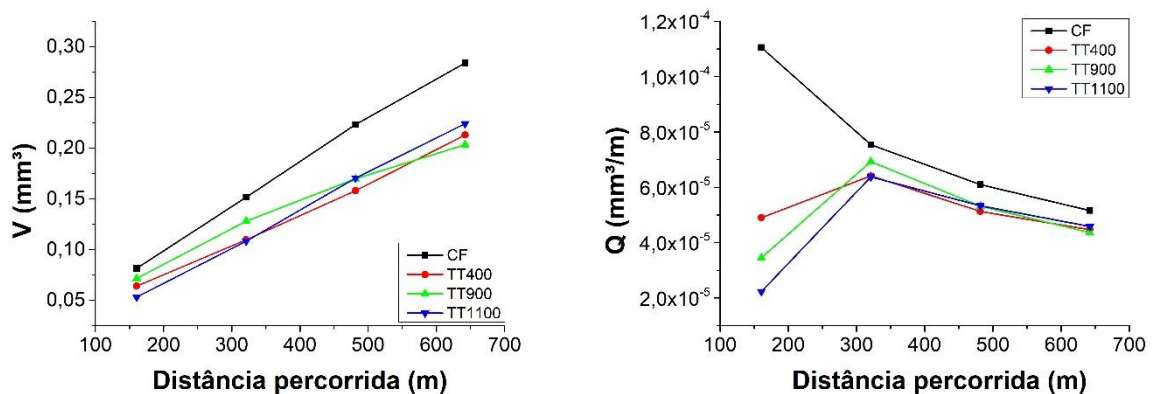
térmicos empregados. Esta perda de resistência a corrosão pode ser associada ao fenômeno de sensitização.

Os aços inoxidáveis, quando são aquecidos a uma faixa de temperatura entre 425°C a 815°C por longos períodos, podem ocorrer a precipitação de carbonetos de cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) nos contornos dos grãos, o que diminui a concentração de cromo nas regiões próximas ao carboneto, conseqüentemente diminuindo a resistência a corrosão.

## 5.6. Ensaio de Desgaste

Os dados obtidos dos ensaios de desgaste por esfera rotativa fixa são apresentados na figura 49.

Figura 49 - Desempenho dos grupos estudados quanto ao desgaste.



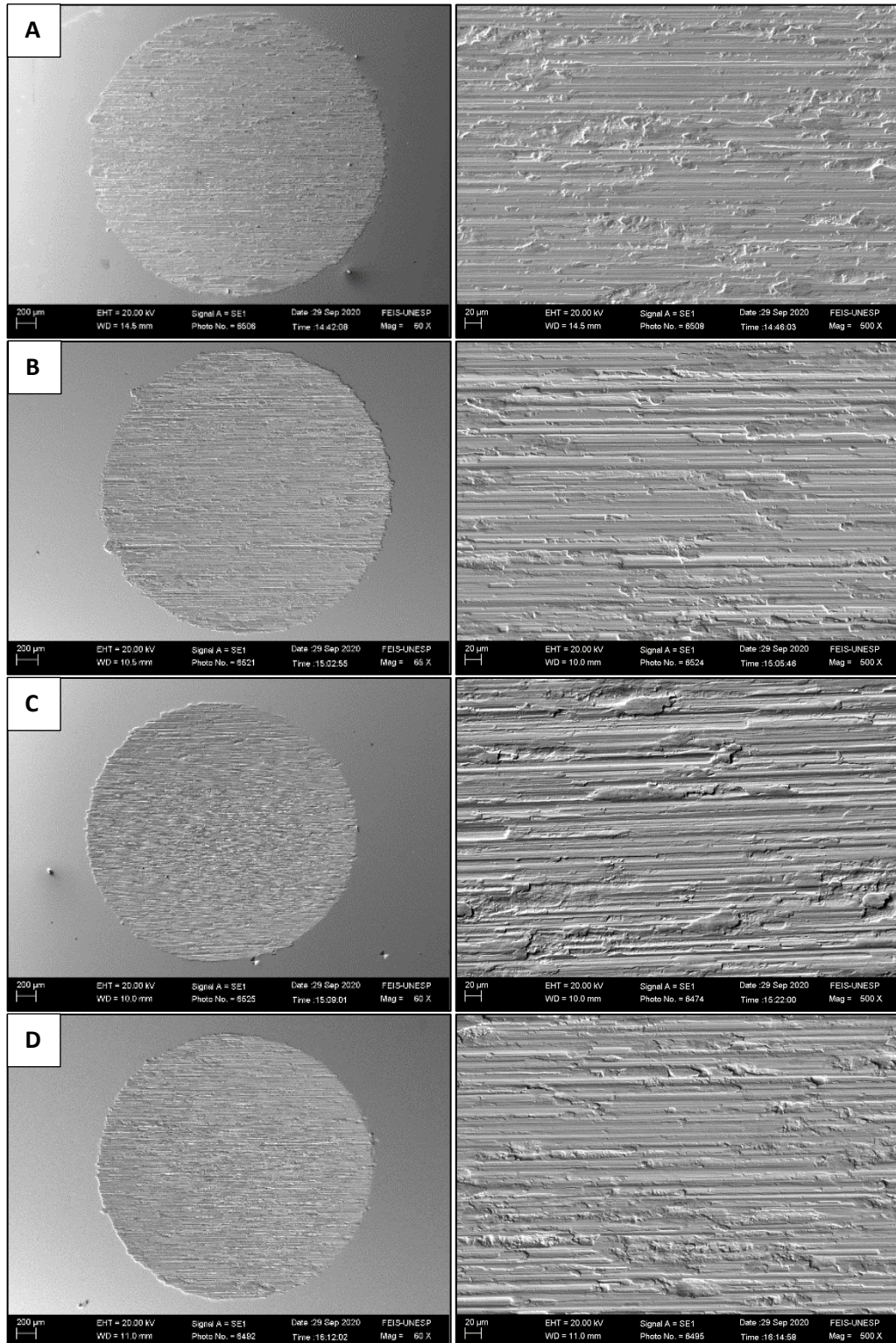
Fonte: Próprio Autor.

Todos os grupos estudados performaram de forma semelhante quanto ao desgaste microabrasivo. Quanto ao volume de material removido (V) durante os ensaios, pode-se observar uma pequena diferença entre o grupo CF dos demais grupos. No entanto, não é possível afirmar uma superioridade da resistência ao desgaste dos grupos TT400, TT900 e TT1100. Após 10 minutos de ensaio, observa-se uma tendência de estabilização da taxa de desgaste (Q). O grupo CF inicia o desgaste microabrasivo de forma mais intensa, enquanto os demais grupos a patamares mais baixos, porém, ambos tendem a se estabilizar após o período inicial. Esta estabilização da taxa de desgaste é uma importante variável que pode ser utilizada para diversos fins, como por exemplo no controle e programação de manutenções preventivas.

Nos interiores das calotas podem ser observadas regiões típicas de desgaste abrasivo com riscamento (figura 50).

Figura 50 – Análise da superfície dos ensaios de desgaste.

A) CF, B) TT400, C) TT900 e D) TT1100.



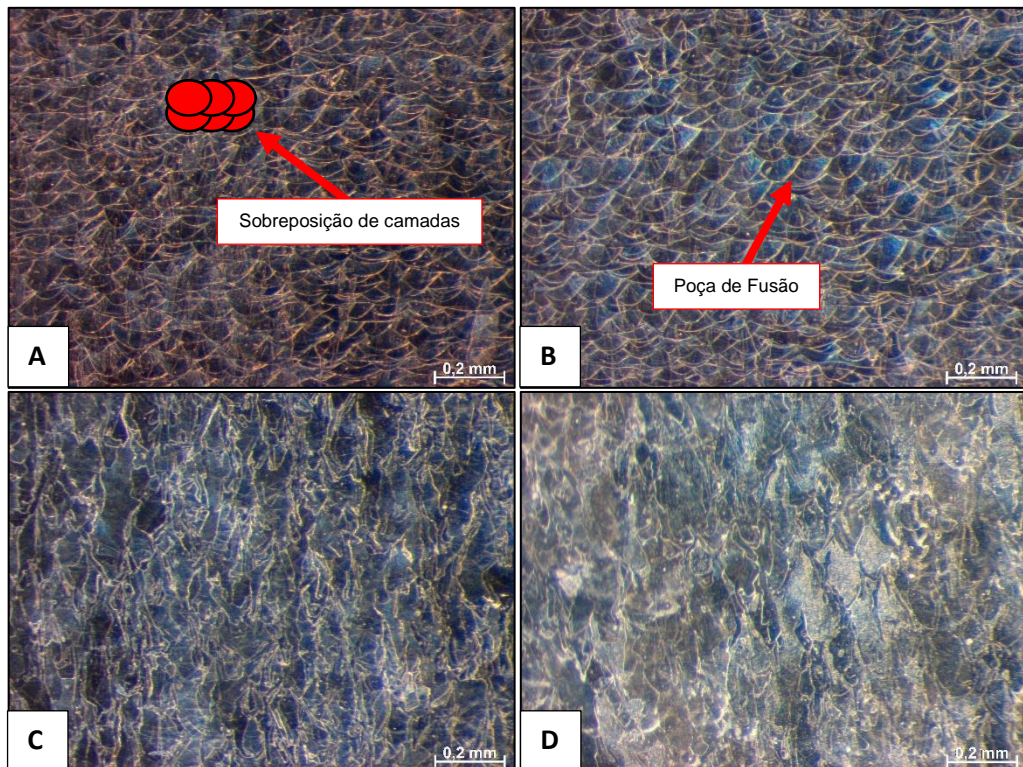
Fonte: Próprio Autor.

## 5.7. Metalografia

Os resultados das análises de microscopia óptica podem ser observadas nas figuras 51 e 52.

Figura 51 – Análise metalográfica em escala macro da região transversal dos grupos estudados.

A) CF, B) TT400, C) TT900 e D) TT1100.

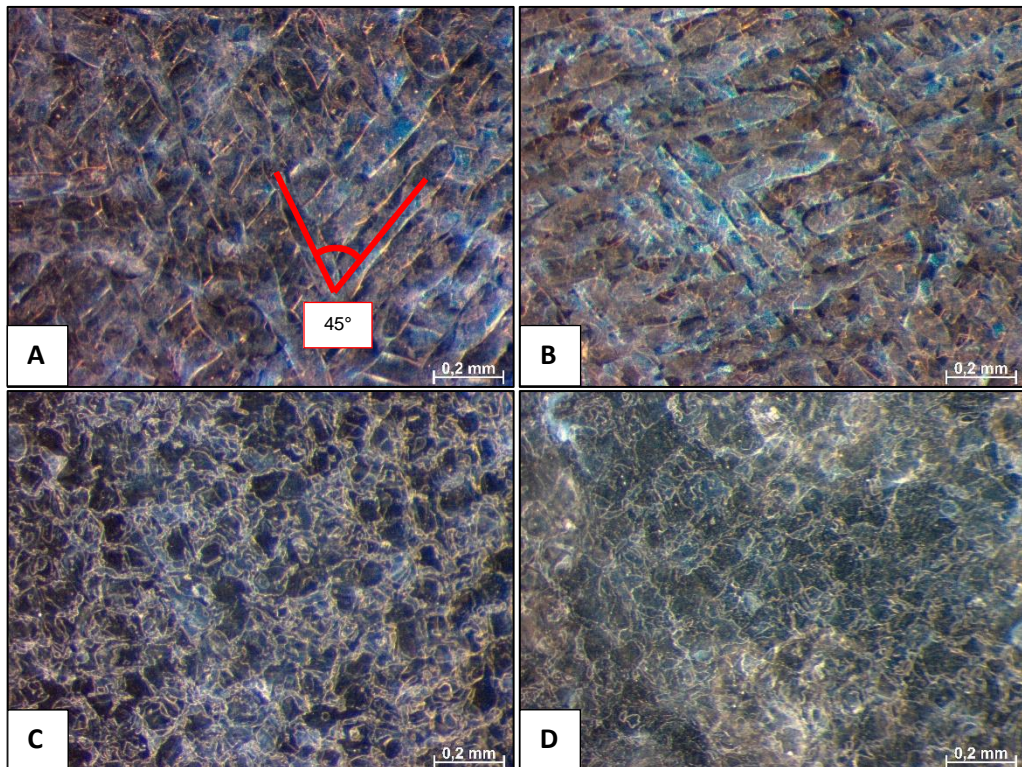


Fonte: Próprio Autor.

Os grupos CF e TT400 apresentaram típicas características da técnica DMLS no processo de manufatura aditiva, como as pequenas poças de fusão e a sobreposição de camadas. No entanto, os grupos TT900 e TT1100 perderam totalmente tais características, como pode ser observado.

Figura 52 – Análise metalográfica em escala macro da região longitudinal dos grupos estudados.

A) CF, B) TT400, C) TT900 e D) TT1100.

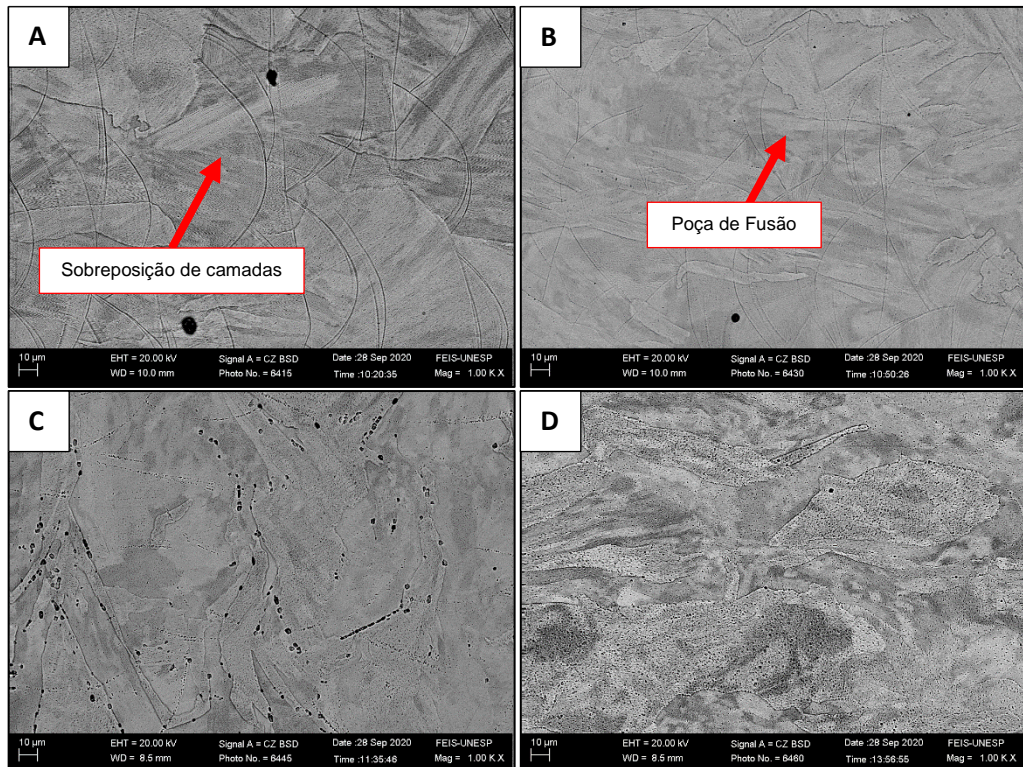


Fonte: Próprio Autor.

Como a estrutura foi conservada nos grupos CF e TT400, é possível observar a estratégia de varredura em zigue-zague a 45° entre as camadas, característica ímpar dos processos de manufatura aditiva. Assim como comentado anteriormente, tais características foram modificadas nos grupos TT900 e TT1100, o que resultou na dissolução das camadas e uma estrutura mais homogênea.

Os resultados das análises de microscopia eletrônica de varredura podem ser observados nas figuras 53 e 54.

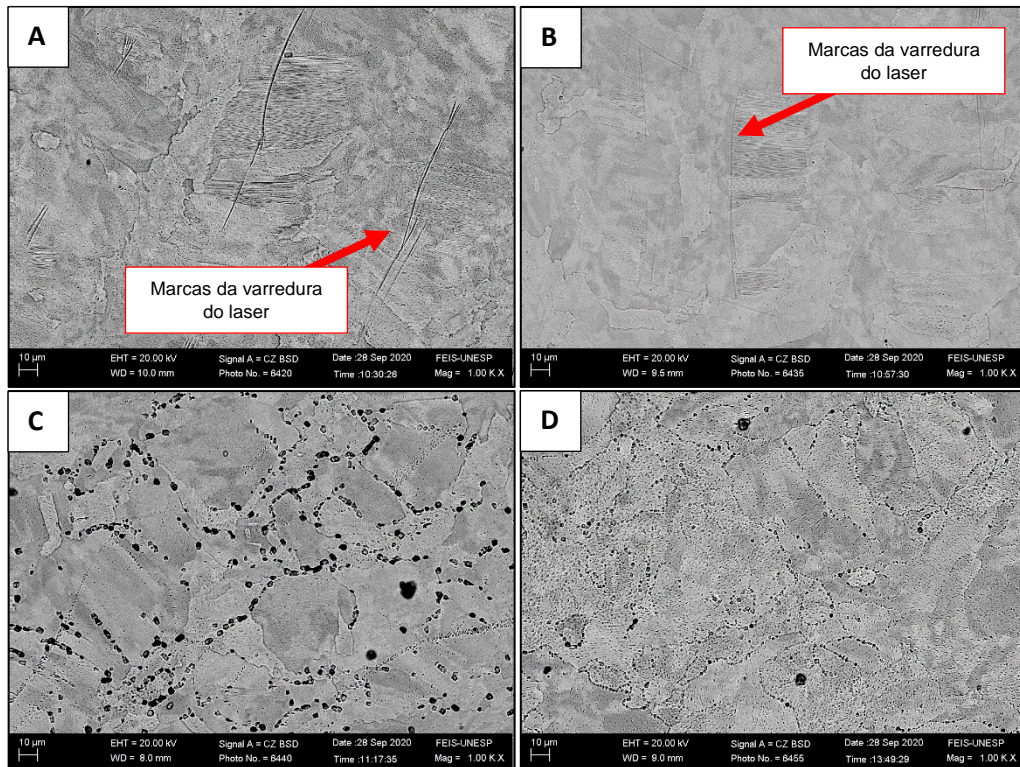
Figura 53 - Análise de MEV da seção transversal dos grupos estudados.  
CF (a), TT400 (b), TT900 (c) e TT1100 (d).



Fonte: Próprio Autor.

Basicamente, as análises de MEV comprovaram as observações previstas pela microscopia óptica. Os grupos CF e TT400 conservaram as poças de fusão formadas durante o processo de manufatura aditiva. O grupo TT900 apresentou marcas escuras e arredondadas por todos os contornos de grão, as quais foram caracterizadas por Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS), com o objetivo de verificar se houve precipitação de fases ou carbonetos (figura 55).

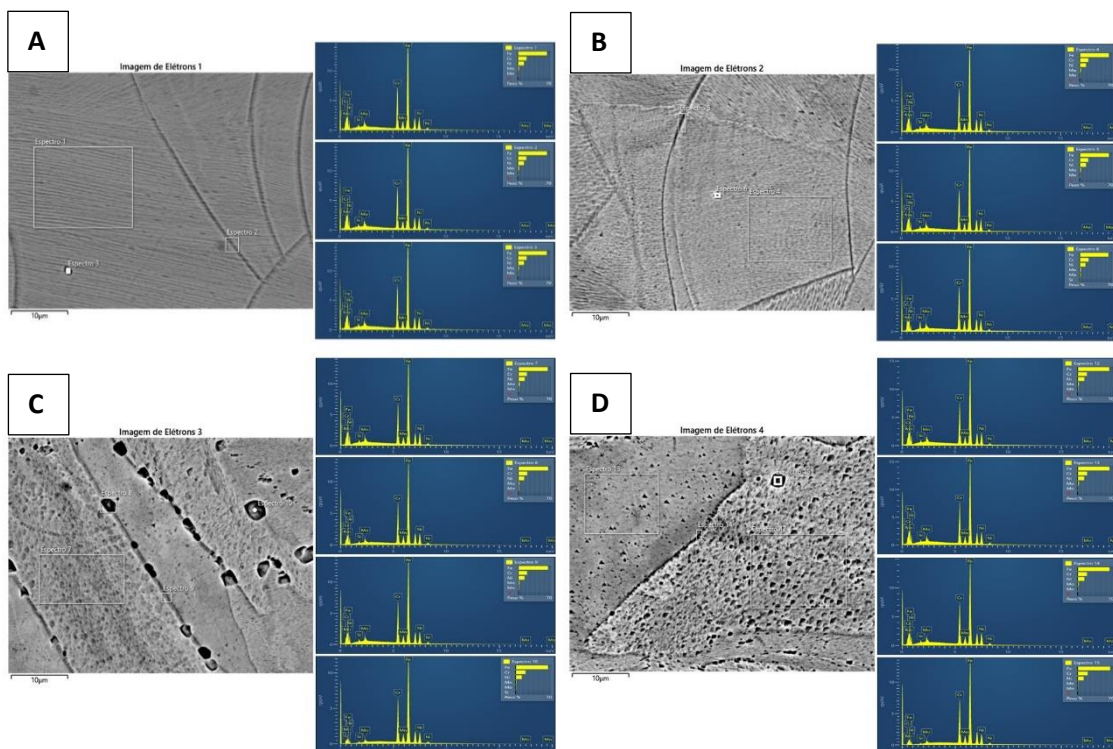
Figura 54 - Análise de MEV da região longitudinal dos grupos estudados.  
CF (a), TT400 (b), TT900 (c) e TT1100 (d).



Fonte: Próprio Autor.

As marcas escuras e arredondas observadas na análise de MEV da região longitudinal das amostras TT900 e TT1100 demonstraram-se mais evidentes e em maior quantidade, provavelmente devido à disposição da microestrutura em relação ao plano de fabricação XY. O grupo TT1100 também apresentou as mesmas marcas escuras e arredondadas na região intergranular e dentro dos contornos de grão.

Figura 55 - Análise de EDS dos grupos estudados.  
CF (a), TT400 (b), TT900 (c) e TT1100 (d).



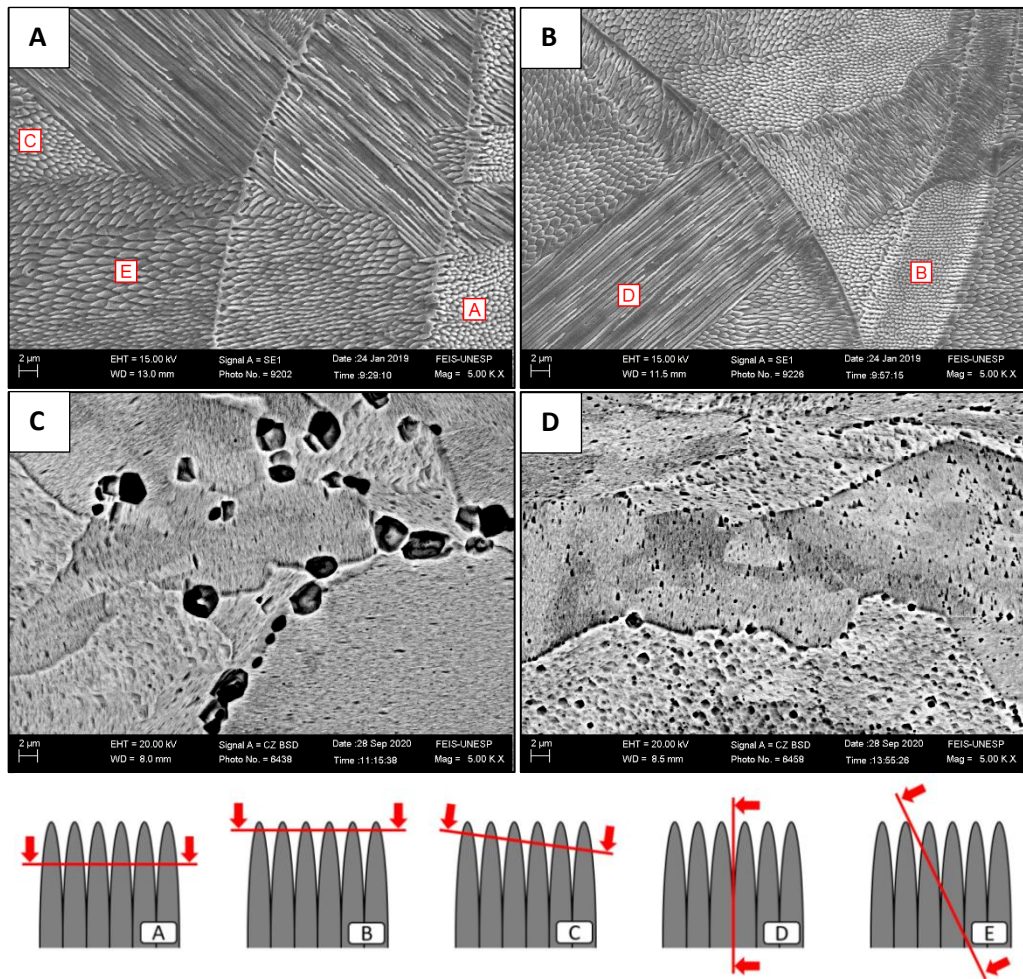
Fonte: Próprio Autor.

Imagens maiores foram anexadas no final da tese para serem observadas com maiores detalhes. Observa-se pelo agrupamento das imagens de EDS que os espectros obtidos durante as análises foram praticamente idênticos, o que nos leva a crer que as marcas escuras são vazios. Como o MEV analisa superfícies, o relevo causado pelo processo químico durante a metalografia dissolveu a estrutura dos carbonetos de cromo na região intergranular, característica do fenômeno de sensibilização do aço inoxidável austenítico.

Segundo Ramanathan (1988), é necessária uma concentração de no mínimo 12% de cromo na solução sólida para conferir resistência à corrosão. Nas áreas de empobrecimento em cromo, os valores da concentração ficam abaixo de 11%, basicamente promovendo uma região descromatizada.

Nos grupos CF e TT400 foram observadas agulhas na estrutura e contrastes distintos, os quais só puderam ser analisados através de ampliações maiores (figura 56).

Figura 56 - Estrutura de transição identificada na condição CF (A) e TT400 (B) comparada as condições TT900 (C) e TT1100 (D). Identificação da orientação de crescimento dos grãos representadas nos esboços A, B, C, D e E.



Fonte: Próprio Autor.

Devido as altas temperaturas e as altas taxas de resfriamento do processo DMLS, as peças fabricadas, em geral, resultaram em uma microestrutura complexa. Durante o processo, as camadas foram constantemente afetadas por um gradiente de temperaturas, seja diretamente pelo feixe laser ou pela aproximação com as camadas subsequentes. Este fenômeno causou novas fusões, ou seja, refusões nas camadas já solidificadas, o que afetou diretamente nas características microestruturais da região. As altas temperaturas aplicadas pelo laser durante as camadas repetiram a transição de fases e as altas taxas de resfriamento resultaram em uma solidificação que não se encontravam em equilíbrio. Esses resultados estão de acordo com o apresentado por Timhagen, 2017.

Na técnica DMLS, espera-se uma estrutura de transição no resultado da solidificação, ou seja, uma estrutura celular/dendrítica. A velocidade de solidificação e

o gradiente de temperatura são as variáveis mais importantes para desenvolver uma estrutura celular ou dendrítica. De forma a parecer uma árvore, as estruturas dendríticas desenvolvem ramos primários, secundários e as vezes terciários que crescem na direção mais fácil e de menor consumo de energia. Em contrapartida, as estruturas celulares parecem agulhas, pois o tempo de solidificação é curto (TIMHAGEN, 2017). A estrutura celular/dendrítica ocorre no estágio de transição entre a estrutura celular e a dendrítica e não há formação de ramos secundários, como pode ser observado na figura 56a e 56b.

O aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento tende a diminuir os espaçamentos celulares e dendríticos. Como o processo DMLS favorece a estas duas condições, contribui-se a obtenção de produtos com melhores resistências mecânicas, já observados nos ensaios tração das amostras CF e TT400.

A diferença de contraste das regiões de análise é explicada através das orientações de crescimento dos subgrãos na estrutura que possuem formatos de agulha. Estes se apresentaram em diferentes posições e puderam ser entendidos após a análise os grãos em cortes com diferentes ângulos e alturas, conforme esquema na parte inferior da figura 60.

Nos grupos TT900 e TT1100 não foi possível observar a estrutura celular/dendrítica, que pode ser explicado através dos próprios tratamentos térmicos empregados, pois os altos patamares de temperatura atingidos dissolveram a estrutura de transição e os resfriamentos mais lentos obtiveram tempo suficiente para formar uma estrutura que busca o equilíbrio.

## 6 CONCLUSÕES

Em relação aos grupos CF e TT400:

- Os grupos performaram de forma muito semelhante, demonstrando que o tratamento térmico de 400°C por 4 horas e resfriamento ao forno não são suficientes para atingir os patamares necessários para as mudanças microestruturais e resistência à corrosão. Quanto a resistência mecânica, foi possível observar uma pequena melhora nas suas propriedades mecânicas.
- O grupo CF demonstrou a vantagem de ser obtido diretamente do processo de fabricação e de não precisar de nenhum tratamento posterior para ter as características mecânicas e microestruturais necessárias para aplicações biomédicas.

Em relação aos grupos TT900 e TT1100:

- A complexa microestrutura obtida pela técnica DMLS remete que os padrões convencionais, muito utilizados comercialmente, para tratamentos térmicos neste tipo de material, não se aplica diretamente quando utilizado como parte no processo de fabricação.
- Os tratamentos empregados mudaram algumas características mecânicas, como por exemplo o aumento da ductilidade e tenacidade. Estas propriedades influenciaram diretamente na capacidade do material de resistir à propagação de trincas, como foi observado no aumento da tenacidade à fratura.
- A resistência à corrosão foi diretamente afetada devido aos tratamentos térmicos empregados, visto que o aço inoxidável 316L é susceptível a precipitação de carbonetos na faixa de temperatura de tratamentos propostos.

Nos processos de fabricação, deve-se atentar as rotas utilizadas em processos que se envolvem a manufatura aditiva, pois como observado neste trabalho, técnicas convencionais podem sofrer alterações devido ao processo de fabricação em camadas.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar as características microestruturais e mecânicas no emprego de tratamentos térmicos na faixa entre 400°C e 900°C;
- Avaliar as características microestruturais e mecânicas no emprego de tratamentos térmicos na faixa entre 1100°C por mais de uma hora ou aumentar a de temperatura de tratamento com o mesmo tempo;
- Avaliar os níveis de relaxamento de tensões residuais com o emprego de tratamentos térmicos;
- Avaliar o desempenho mecânico em um componente biomédico;
- Avaliar o desempenho da mecânica da fratura em um componente biomédico;
- Depositar camadas de Ti6Al4V na superfície para aumento da resistência à corrosão e biocompatibilidade.

## REFERÊNCIAS

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS-ABNT. **NBR ISO 5832-1**: implantes cirúrgicos: materiais metálicos parte 1: aço inoxidável conformado. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Normas Técnicas. 2008.
- AKGÜN, O. V.; ÜRGEN, M.; ÇAKIR, A. F. The effect of heat treatment on corrosion behavior of laser surface melted 304L stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, Amsterdam, v. 203, p. 324-331, 1995.
- ARCELORMITTAL BRASIL. Disponível em: [www.brasil.arcelormittal.com](http://www.brasil.arcelormittal.com). acesso em: 12 jul. 2020.
- ASM INTERNATIONAL. **Stainless steels**. ASM Specialty Handbook. [S.n.]: ASM, 1994.
- ASTM E407-07 (2015) E1. **Standard practice for microetching metals and alloys**. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
- ASTM E606/E606M-12. **Standard test method for strain-controlled fatigue testing**. West Conshohocken: ASTM International, 2012.
- ASTM E8 / E8M-16AE1. **Standard test methods for tension testing of metallic materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2016.
- ASTM E92-17. **Standard test methods for vickers hardness and knoop hardness of metallic materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2017.
- ASTM F138-19. **Standard specification for wrought 18chromium-14nickel-2.5molybdenum stainless steel bar and wire for surgical implants (UNS S31673)**. West Conshohocken: ASTM International, 2019.
- ASTM F2792-12A. **Standard terminology for additive manufacturing technologies, (Withdrawn 2015)**. West Conshohocken: ASTM International, 2012.
- BATH, S. V. **Biomaterials**. Nova Dheli: Narosa Publishing House, 2002. 181 p.
- BINELI, A. R. R. *et al.* Microchannels fabrication in direct metal laser sintering (DMLS). *In: INNOVATIVE DEVELOPMENTS IN VIRTUAL AND PHYSICAL PROTOTYPING*, 5, 2012, Leiria. **Proceedings** [of the...]. Leiria: [s.n.], 2012. p. 613–617.
- BRAGA, F. J. C. **Materiais aplicados na medicina e odontologia**. São Paulo: Artliber, 2015.
- BS 7448: part 1: 1991. **Fracture mechanics toughness tests**. Part 1. method for determination of k<sub>ic</sub>, critical ctod and critical J values of metallic materials. [S:l. s.n.], 1991.
- CAMPBELL, I.; BOURELL, D.; GIBSON, I. Additive manufacturing: rapid prototyping comes of age. **Rapid Prototyping Journal**, Bingley, v. 18, n. 4, p. 255-258. 2012.

- CARVALHO, A. R. R. C. **Desenvolvimento de substitutos ósseos à base de cerâmicos porosos**. 2012. Dissertação (Mestrado em Engenharia Biomédica) - Departamento de Física, Universidade Nova De Lisboa, Lisboa, 2012.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 4. ed. São Paulo: ABM, 1979. 506 p.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM, 2005, 599 p.
- COLOMBIER, L.; HOCHMANN, J. **Stainless and heat resisting steels**. New York: Edward Arnold, 1967.
- COZZA, R. O. C. **Estudo do desgaste e atrito em ensaios micro-abrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante**. 2011. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica de Projeto de Fabricação) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011. Disponível em: [https://teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3151/tde-26082011-143752/pt-br.php#:~:text=T%C3%ADtulo%20em%20portugu%C3%AAs-,Estudo%20do%20desgaste%20e%20atrito%20em%20ensaios%20micro%2Dabrasivos%20por,normal%20constante%20e%20press%C3%A3o%20constante.&text=A%20pasta%20abrasiva%20foi%20preparada,3%20m\)%20e%20%C3%A1gua%20destilada](https://teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3151/tde-26082011-143752/pt-br.php#:~:text=T%C3%ADtulo%20em%20portugu%C3%AAs-,Estudo%20do%20desgaste%20e%20atrito%20em%20ensaios%20micro%2Dabrasivos%20por,normal%20constante%20e%20press%C3%A3o%20constante.&text=A%20pasta%20abrasiva%20foi%20preparada,3%20m)%20e%20%C3%A1gua%20destilada. Acesso em: 26 abr. 2021). Acesso em: 26 abr. 2021.
- DAVIS, J. R. **Handbook of materials for medical devices**. Ohio: ASM International, 2003.
- GENTLEMAN, E.; BALL, M. D.; STEVENS, M. M. **Medical sciences**. In: **ENCYCLOPEDIA of life support systems (EOLSS)**, developed under the auspices of the unesco. Paris: EOLSS, 2009. V. 2.
- GIBSON, I.; ROSEN, D. W.; STUCKER, B. **Additive manufacturing technologies: rapid prototyping to direct digital manufacturing**. Nova York: Springer, 2009.
- GIORDANO, C. M.; ZANCUL, E. S.; RODRIGUES, V. P. Análise dos custos da produção por manufatura aditiva em comparação a métodos convencionais. **Revista Produção Online**, Florianópolis, v. 16, n.2, p. 499-523, 2016.
- GUASTALDI, A. C.; APARECIDA, A. H. Fosfatos de cálcio de interesse biológico: importância como biomateriais, propriedades e métodos de obtenção de recobrimentos. **Química Nova**, São Paulo, v. 33, n. 6, p. 1352-1358, 2010. Disponível em: [https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0100-40422010000600025](https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0100-40422010000600025). Acesso em: 26 abr. 2021.
- HELMUS, M. N.; TWEDEN, K. **Materials selection**. In: **ENCYCLOPEDIA handbook of biomaterials and bioengineering**, part A. New York: [s.n.],1995. p. 27-59.
- HEXAGON-BRASIL. Disponível em: <https://www.hexagon-brasil.com/wsite/wp-content/uploads/2019/12/catalogo-10-12-2019.pdf>. Acesso em: 06 maio 2020.
- INSTITUTO BRASILEIRO DE GEOGRAFIA E ESTATÍSTICA-IBGE. Disponível em: [www.ibge.gov.br](http://www.ibge.gov.br). Acesso em: 26 set. 2016.

IMATERIALISE. Disponível em: <https://imaterialise.helpjuice.com/powder-based-3d-printing>. Acesso em: 12 jul. 2020.

JARDINI, A. L. *et al.* Processos de am por fusão de leito de pó metálico. *In: VOLPATO, N. Manufatura aditiva: tecnologias e aplicações da impressão 3D.* São Paulo: Blucher, 2017. Cap. 10, p. 247-270, 2017.

LANDUCI, M. C. **Caracterização das propriedades mecânicas de biomateriais metálicos.** 2016. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Bauru, 2016. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/144462>. Acesso em: 27 abr. 2021.

LAROSA, M. A. **Análise da resistência à corrosão e ao desgaste do aço inoxidável austenítico astm f138 tratado por laser.** 2010. 98 f. Tese (Doutorado Em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

LIMA P. M. **Caracterização de revestimentos de hidroxiapatita depositados por aspersão térmica a plasma sobre a liga TI-13NB-13ZR para aplicação em implantes dentários.** 2004. 130 f. Tese (Doutorado Em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2004.

LLEWELLYN, D. T. **Steels: metallurgy & application.** 2. ed. [London]: Butterworth-Heinemann, 1994.

LONGHITANO, G. A. *et al.* Correlation between microstructures and mechanical properties under tensile and compression tests of heat-treated TI-6AL-4V ELI alloy produced by additive manufacturing for biomedical applications. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 252, p. 202–210, 2018.

MAIA, M. *et al.* Reconstrução da estrutura facial por biomateriais: revisão de literatura. **Revista Brasileira de Cirurgia Plástica**, São Paulo, v. 25, n. 3, p. 562-572, 2010. Disponível em: [https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S1983-51752010000300029](https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1983-51752010000300029). Acesso em: 27 abr. 2021.

MATERIAL data sheet. Disponível em: <https://cdn1.scrvt.com/eos/77d285f20ed6ae89/dd6850c010d3/eosstainlesssteel316l.pdf>. Acesso em: 27 jun. 2020.

MEDINA, J. A. H. **Avaliação de previsões de fratura elastoplástica.** 2021. Tese (Doutorado) – Pontífica Universidade Católica, Rio de Janeiro, 2014. Disponível em: <https://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/colecao.php?strSecao=resultado&nrSeq=24982@1>. Acesso em: 27 abr. 2021.

MEI, P. R.; COSTA E SILVA, A. L. **Aços e ligas especiais.** 3. ed. São Paulo: Blucher, 2010.

NAVAS, C.; COLAÇO, R.; DAMBORENEA, J.; VILAR, R. Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-melted nicrbsi coatings. **Surface Coatings Technology**, Lausanne, v. 200, n. 24, p. 6854–6862, 2006.

OLIVEIRA, J. J. M. **O problema da corrosão por CO<sub>2</sub> nos tubos de produção de poços localizados na província do pré-sal**. 2015. 104 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Monografia Apresentada ao Curso de Pós Graduação Em Especialização Em Engenharia de Petróleo e Gás Natural) - Faculdade do Centro Leste, Serra, 2015. Disponível em: [https://www.researchgate.net/publication/308765198\\_O\\_Problema\\_da\\_Corrosao\\_por\\_CO2\\_nos\\_Tubos\\_de\\_Producao\\_de\\_Pocos\\_Localizados\\_na\\_Provincia\\_do\\_Pre-Sal](https://www.researchgate.net/publication/308765198_O_Problema_da_Corrosao_por_CO2_nos_Tubos_de_Producao_de_Pocos_Localizados_na_Provincia_do_Pre-Sal). Acesso em: 27 abr. 2021.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 1994.

PARK, J.; LAKES, R. S. **Biomaterials – an introduction**. 3. ed. New York: Springer, 2007.

PILLIAR, R. M. Modern metal processing for improved load-bearing surgical implants. **Biomaterials**, Amsterdam, v. 12, n. 2, p. 95-100, 1991.

PIRES, A. L. R.; BIERHALZ, A. C. K.; MORAES, A. M. Biomateriais: tipos, aplicações e mercado. **Química Nova**, São Paulo, v. 38, n. 7, p. 957-971, 2015. Disponível em: [http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=s0100-40422015000700957&lng=en&nrm=iso](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=s0100-40422015000700957&lng=en&nrm=iso). Acesso em: 13 jan. 2020.

RAMANATHAN, L. V. **Corrosão e seu controle**. São Paulo: Hemus, 1988. 339 p.

RATNER, B. D.; HOFFMAN, A. S.; SCHOEN, F. J.; LEMONS, J. E. **Biomaterials science: na introduction to materials in medicine**. 2.ed. Amsterdam: Elsevier Academic Press, 2004. 851p.

RATNER, B. D.; HOFFMAN, A. S.; SCHOEN, F. J.; LEMONS, J. E. **Biomaterials science: na introduction to materials in medicine**. 3.ed. Amsterdam: Elsevier Academic Press, 2013, 851p.

RITONNI, M.; MEI, P. R.; MARTINS, M. Efeito do tratamento térmico de solubilização na microestrutura e nas propriedades de impacto do aço inoxidável superaustenítico ASTM A 744 GR. CN3MN. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 63, n. 1, p. 13-20, 2010.

RODRIGUES, V. P.; ZANCUL, E. S.; MANÇANARES, C. G.; GIORDANO, C. M.; SALERNO, M. S. Manufatura aditiva: estado da arte e framework de aplicações. **GEPROS, Gestão da Produção, Operações e Sistemas**, Bauru, v. 12, n. 3, p. 1-34, 2017. Disponível em: <https://revista.feb.unesp.br/index.php/gepros/article/view/1657>. Acesso em: 27 abr. 2021.

ROSA, D. M. **Estruturas celulares, transição celular/dentrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória**. 2007. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007. Disponível em: <http://repositorio.unicamp.br/handle/REPOSIP/264735>. Acesso em: 27 abr. 2021.

SANTOS, L. A. **Desenvolvimento de fosfato de cálcio reforçado por fibras para uso na área médico-odontológica**. 2002. Dissertação (Mestrado) -Faculdade de Engenharia de Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2002. Disponível em: <http://repositorio.unicamp.br/jspui/handle/REPOSIP/263296>. Acesso em: 27 abr. 2021.

SANTOS, G. A. D. The importance of metallic materials as biomaterials. **Advances in Tissue Engineering and Regenerative Medicine**, Edmond, v. 3, n. 1, p. 300–302, 2017. Disponível em: <http://medcraveonline.com/ATROA/ATROA-03-00054.pdf>. Acesso em: 27 abr. 2021.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, Materials Park, v. 56, n. 11, p. 680-680B, 1949.

SCHOROEDER, A.; SUTTER, F.; KREKELER, G. **Implantodontia dental**. [S.l.]: Médica Pan-Americana, 1994.

SEDRIKS, A. J. Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels. **Corrosion**, Houston, v. 42, n. 7, p. 376-389, 1986.

SILVA, A. L. C. **Tecnologia dos aços**. São Paulo: Eletrometal, 1981. 363p.

STANSBURY, E. E. Potentiostatic etching. *In*: METALS handbook. 9. ed. Metals Park: ASM, 1985. v. 9. p. 143-147. Metallography and microstructures.

TIMHAGEN J.; NALUM, D. **Study of wall thickness and its impact on microstructure on 316L manufactured with direct metal laser sintering**. 2017. Chalmers University of Technology, Gothenburg, 2017. Disponível em: <https://publications.lib.chalmers.se/records/fulltext/252831/252831.pdf>. Acesso em: 27 abr. 2021.

TOKIMATSU, R. C. **Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga**. 1995. 440 f. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1995. Disponível em: <http://www.repositorio.unicamp.br/handle/reposip/263206>. Acesso em: 05 maio 2020.

UNITED NATIONS. Disponível em: <https://population.un.org/wpp>. Acesso em: 18 mar. 2020.

VOLPATO, N. **Manufatura aditiva: tecnologias e aplicações da impressão 3D**. São Paulo: Blucher, 2017.

WILLIAMS, D. F. **Definitions in biomaterials**. Amsterdam: Elsevier, 1987. 77 p.

WOLYNEC, S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. São Paulo: EDUSP, 2003.

YAP, C. Y.; CHUA, C.; DONG, Z.; LIU, Z.; ZHANG, D.; LOH, L. E.; SING, S. Review of selective laser melting: materials and applications. **Applied Physics Reviews**, Melville, v. 2, n. 4, 2015. Disponível em: [https://www.researchgate.net/publication/286497734\\_Review\\_of\\_selective\\_laser\\_melting\\_Materials\\_and\\_applications](https://www.researchgate.net/publication/286497734_Review_of_selective_laser_melting_Materials_and_applications). Acesso em: 27 abr. 2021.

## APÊNDICE A – Dados dos Ensaios de Dureza

<b>Dureza Vickers</b>								
<b>Medida</b>	<b>Carga de 1 kgf</b>				<b>Carga de 5 kgf</b>			
	<b>Grupos</b>				<b>Grupos</b>			
	<b>CF</b>	<b>TT400</b>	<b>TT900</b>	<b>TT1100</b>	<b>CF</b>	<b>TT400</b>	<b>TT900</b>	<b>TT1100</b>
1	192,7	217,2	210,8	187,3	211,4	216	192,4	197,4
2	253,1	255,8	226,7	190,6	218,9	206,3	192,4	192,4
3	220,0	221,5	207,0	209,4	205,9	204,0	189,8	190,4
4	215,1	234,1	222,0	202,9	201,1	209,2	193,4	199,4
5	210,5	232,5	202,7	208,1	218,0	197,3	195,5	190,4
6	201,4	200,4	201,4	204,0	203,9	206,5	184,7	196,5
7	200,6	210,1	186,0	190,9	215,7	207,3	190,5	191,2
8	215,1	213,3	187,1	193,7	200,1	197,5	189,9	187,8
9	204,8	205,5	195,3	219,1	196,4	199,4	195,4	188,3
10	232,8	225,9	196,1	192,3	210,7	203,5	191,9	188,4
11	198,7	215,6	195,5	202,7	204,8	222,8	192,0	191,1
12	212,1	213,9	198,3	189,2	214,2	205,4	193,9	195,0
13	200,0	213,9	173,4	196,5	219,3	208,1	197,7	194,6
14	201,4	210,3	193,7	208,8	202,2	197,4	189,9	188,3
15	228,7	209,9	183,8	217,4	193,1	216,9	186,1	194,9
Média	212,5	218,7	198,7	200,9	207,7	206,5	191,7	192,4
Desvio	16,0	13,8	14,1	10,3	8,4	7,5	3,4	3,7

<b>Dureza Rockwell</b>								
<b>Medida</b>	<b>Carga de 1 kgf</b>				<b>Carga de 5 kgf</b>			
	<b>Grupos</b>				<b>Grupos</b>			
	<b>CF</b>	<b>TT400</b>	<b>TT900</b>	<b>TT1100</b>	<b>CF</b>	<b>TT400</b>	<b>TT900</b>	<b>TT1100</b>
1	9,2	15,0	13,5	7,9	13,6	14,7	9,1	10,3
2	23,6	24,2	17,3	8,7	15,4	12,4	9,1	9,1
3	15,7	16,0	12,6	13,2	12,3	11,9	8,5	8,7
4	14,5	19,0	16,2	11,6	11,2	13,1	9,4	10,8
5	13,4	18,7	11,6	12,9	15,2	10,3	9,9	8,7
6	11,3	11,0	11,3	11,9	11,9	12,5	7,3	10,1
7	11,1	13,3	7,6	8,8	14,7	12,7	8,7	8,8
8	14,5	14,1	7,9	9,4	11,0	10,3	8,5	8,0
9	12,1	12,2	9,8	15,5	10,1	10,8	9,8	8,2
10	18,7	17,1	10,0	9,1	13,5	11,8	9,0	8,2
11	10,6	14,6	9,9	11,6	12,1	16,4	9,0	8,8
12	13,8	14,2	10,5	8,4	14,3	12,2	9,5	9,8
13	10,9	14,2	4,6	10,1	15,5	12,9	10,4	9,7
14	11,3	13,4	9,4	13,0	11,5	10,3	8,5	8,2
15	17,8	13,3	7,1	15,1	9,3	15,0	7,6	9,7
Média	13,9	15,4	10,6	11,1	12,8	12,5	9,0	9,1
Desvio	3,7	3,3	3,3	2,4	2,0	1,8	0,8	0,9

## APÊNDICE B – Dados dos Ensaio de Tração

Grupo CF					
Corpo de Prova	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	Alongamento (%)	$E$ (GPa)	Tenacidade (Mj/m <sup>3</sup> )
1	423,3	622,4	50,0	187,3	322,1
2	405,5	620,3	44,5	180,7	276,5
3	400,2	623,9	47,5	185,9	296,2
4	442,6	616,1	43,5	190,1	268,3
5	439,2	627,3	45,0	192,5	283,7
Média	422,1	622,0	46,1	187,3	289,4
Desvio	19,2	4,2	2,6	4,5	20,9

Grupo TT400					
Corpo de Prova	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	Alongamento (%)	$E$ (GPa)	Tenacidade (Mj/m <sup>3</sup> )
1	467,8	621,6	45,0	200,5	277,1
2	451,7	626,6	43,0	193,6	268,7
3	459,1	639,8	45,5	205,7	287,9
4	430,4	632,4	42,5	197,2	272,2
5	488,8	631,7	42,5	200,9	268,7
Média	459,6	630,4	43,7	199,6	274,9
Desvio	21,4	6,8	1,4	4,5	8,0

Grupo TT900					
Corpo de Prova	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	Alongamento (%)	$E$ (GPa)	Tenacidade (Mj/m <sup>3</sup> )
1	389,5	602,7	57,0	182,3	331,7
2	361,4	605,5	52,0	168,0	303,8
3	390,8	601,9	48,0	180,8	280,0
4	345,1	600,6	49,5	176,9	287,4
5	389,1	612,7	55,5	181,4	326,3
Média	375,2	604,7	52,4	177,9	305,8
Desvio	20,9	4,8	3,8	5,9	22,9

Grupo TT1100					
Corpo de Prova	$\sigma_e$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	Alongamento (%)	$E$ (GPa)	Tenacidade (Mj/m <sup>3</sup> )
1	326,1	587,3	57,5	186,5	324,0
2	349,2	582,0	59,5	179,3	332,0
3	352,8	576,3	54,5	175,7	302,2
4	318,2	576,8	61,0	175,5	338,1
5	341,6	582,3	61,0	174,1	340,4
Média	337,6	580,9	58,7	178,2	327,3
Desvio	14,9	4,5	2,8	5,0	15,4

### APÊNDICE C – Dados dos Ensaio de Fadiga

Corpo de prova	Carga (N)	Número de ciclos	Dimensões (mm)
CF-1	14000	75024	14,3x7,1
CF-2	13000	85613	14,4x7,1
CF-3	12000	109537	14,3x7,1
CF-4	11000	166868	14,3x7,1
CF-5	10000	189131	13,7x7,1
CF-6	12000	115733	13,6x7,1
CF-7	11000	111347	13,6x7,1

Corpo de prova	Carga (N)	Número de ciclos	Dimensões (mm)
TT400-1	14000	51576	13,5x7,0
TT400-2	13000	72781	13,5x7,0
TT400-3	12000	101064	13,6x7,0
TT400-4	11000	126420	13,5x7,0
TT400-5	10000	186637	13,5x7,0
TT400-6	12000	133214	14,3x7,1
TT400-7	11000	140610	14,2x7,1
TT400-8	10000	218244	14,3x7,1
TT400-9	13000	74715	13,5x7,1

Corpo de prova	Carga (N)	Número de ciclos	Dimensões (mm)
TT900-1	14000	448	13,5x7,0
TT900-2	13000	42960	13,6x7,0
TT900-3	12000	59390	13,6x7,0
TT900-4	11000	103948	13,6x7,0
TT900-5	10000	138405	13,6x7,0
TT900-6	12000	59217	13,6x7,0
TT900-7	11000	81499	13,5x7,0
TT900-8	10000	261448	14,3x7,0
TT900-9	13000	43873	13,6x7,0

Corpo de prova	Carga (N)	Número de ciclos	Dimensões (mm)
TT1100-1	14000	176	13,5x7,1
TT1100-2	13000	418	13,5x7,1
TT1100-3	12000	44737	13,6x7,1
TT1100-4	11000	74445	13,6x7,1
TT1100-5	10000	255596	14,1x7,1
TT1100-6	12000	100243	14,3x7,1
TT1100-7	11000	61509	14,1x7,1
TT1100-8	10000	174616	14,1x7,1
TT1100-9	13000	57182	14,1x7,1

## APÊNDICE D – Dados dos Ensaios de Tenacidade à Fratura

Corpo de Prova	P (N)	B (m)	W (m)	S (m)	f (a0/W)	v	$\sigma$ (N/m <sup>2</sup> )	E (N/m <sup>2</sup> )	vp	Z (m)	a0 (m)
CF-1	3385	0,007	0,0136	0,056	3,6067	0,3	4,22E+08	1,86E+11	0,0009	0,001	0,00800
CF-2	3622	0,007	0,0143	0,056	3,6917	0,3	4,22E+08	1,86E+11	0,0011	0,001	0,00850
CF-3	3047	0,007	0,0136	0,056	4,1647	0,3	4,22E+08	1,86E+11	0,0012	0,001	0,00850

Corpo de Prova	P (N)	B (m)	W (m)	S (m)	f (a0/W)	v	$\sigma$ (N/m <sup>2</sup> )	E (N/m <sup>2</sup> )	vp	Z (m)	a0 (m)
TT400-1	3154	0,007	0,0136	0,056	3,9260	0,3	4,60E+08	2,00E+11	0,0010	0,001	0,0083
TT400-2	2977	0,007	0,0136	0,056	4,0425	0,3	4,60E+08	2,00E+11	0,0009	0,001	0,0084
TT400-3	3458	0,007	0,0136	0,056	3,6067	0,3	4,60E+08	2,00E+11	0,0010	0,001	0,0080

Corpo de Prova	P (N)	B (m)	W (m)	S (m)	f (a0/W)	v	$\sigma$ (N/m <sup>2</sup> )	E (N/m <sup>2</sup> )	vp	Z (m)	a0 (m)
TT900-1	3262	0,007	0,0143	0,056	3,7920	0,3	3,75E+08	1,78E+11	0,0015	0,001	0,0086
TT900-2	2831	0,007	0,0134	0,056	3,8375	0,3	3,75E+08	1,78E+11	0,0015	0,001	0,0081
TT900-3	3222	0,007	0,0142	0,056	3,6520	0,3	3,75E+08	1,78E+11	0,0016	0,001	0,0084

Corpo de Prova	P (N)	B (m)	W (m)	S (m)	f (a0/W)	v	$\sigma$ (N/m <sup>2</sup> )	E (N/m <sup>2</sup> )	vp	Z (m)	a0 (m)
TT1100-1	2636	0,007	0,0135	0,056	3,6664	0,3	3,42E+08	1,78E+11	0,0011	0,001	0,0080
TT1100-2	2000	0,007	0,0135	0,056	4,9851	0,3	3,42E+08	1,78E+11	0,0015	0,001	0,0090
TT1100-3	2676	0,007	0,0143	0,056	3,6917	0,3	3,42E+08	1,78E+11	0,0015	0,001	0,0085

## APÊNDICE E – Dados dos Ensaios de Desgaste

Grupos	Cratera 1					
	D1 (mm)	D2 (mm)	Média (mm)	h (mm)	V (mm <sup>3</sup> )	Q (mm <sup>3</sup> /m)
CF	2,065	2,22	2,1425	0,04518	0,081442	5,07E-04
TT400	1,979	2,056	2,0175	0,040062	0,064035	1,99E-04
TT900	2,033	2,116	2,0745	0,042358	0,071585	1,49E-04
TT1100	1,901	1,951	1,926	0,036511	0,053185	8,28E-05

Grupos	Cratera 2					
	D1 (mm)	D2 (mm)	Média (mm)	h (mm)	V (mm <sup>3</sup> )	Q (mm <sup>3</sup> /m)
CF	2,442	2,563	2,5025	0,061639	0,151587	4,72E-04
TT400	2,353	2,263	2,308	0,05243	0,109675	3,42E-04
TT900	2,449	2,349	2,399	0,056646	0,128023	3,99E-04
TT1100	2,368	2,234	2,301	0,052112	0,108351	3,37E-04

Grupos	Cratera 3					
	D1 (mm)	D2 (mm)	Média (mm)	h (mm)	V (mm <sup>3</sup> )	Q (mm <sup>3</sup> /m)
CF	2,701	2,812	2,7565	0,074786	0,223151	4,63E-04
TT400	2,555	2,502	2,5285	0,062926	0,157986	3,28E-04
TT900	2,514	2,635	2,5745	0,065237	0,1698	3,53E-04
TT1100	2,632	2,522	2,577	0,065363	0,170461	3,54E-04

Grupos	Cratera 4					
	D1 (mm)	D2 (mm)	Média (mm)	h (mm)	V (mm <sup>3</sup> )	Q (mm <sup>3</sup> /m)
CF	2,88	2,975	2,9275	0,084353	0,283892	4,42E-04
TT400	2,695	2,754	2,7245	0,07306	0,212968	3,32E-04
TT900	2,755	2,631	2,693	0,07138	0,203288	3,17E-04
TT1100	2,812	2,706	2,759	0,074922	0,223961	3,49E-04

## APÊNDICE F – Dados das Análises de EDS

### GRUPO CF

Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,47	0,52	0,06
Cr	29,56	18,75	0,17
Mn	2,21	1,58	0,12
Fe	86,85	62,55	0,27
Ni	17,57	13,67	0,21
Mo	3,05	2,93	0,18

Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,46	0,5	0,06
Cr	29,32	18,44	0,17
Mn	2,32	1,64	0,12
Fe	87,76	62,62	0,27
Ni	17,73	13,67	0,21
Mo	3,28	3,12	0,19

Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,55	0,59	0,06
Cr	30,28	19	0,17
Mn	2,42	1,71	0,13
Fe	87,45	62,28	0,27
Ni	17,71	13,62	0,21
Mo	2,94	2,8	0,19

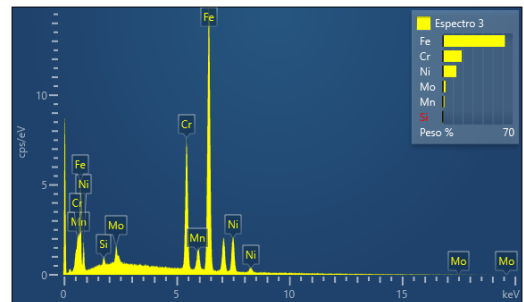
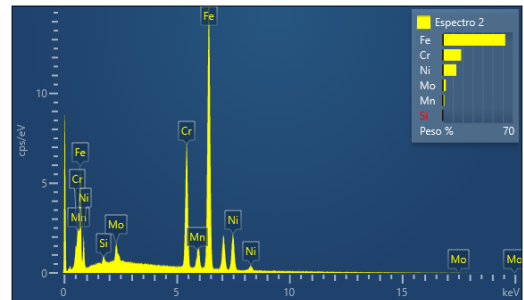
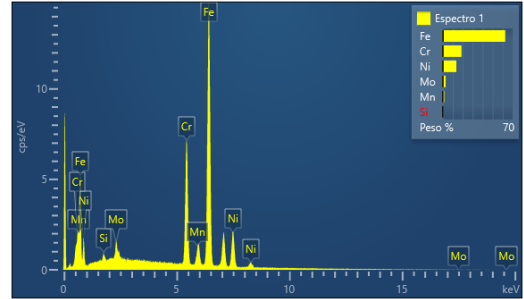
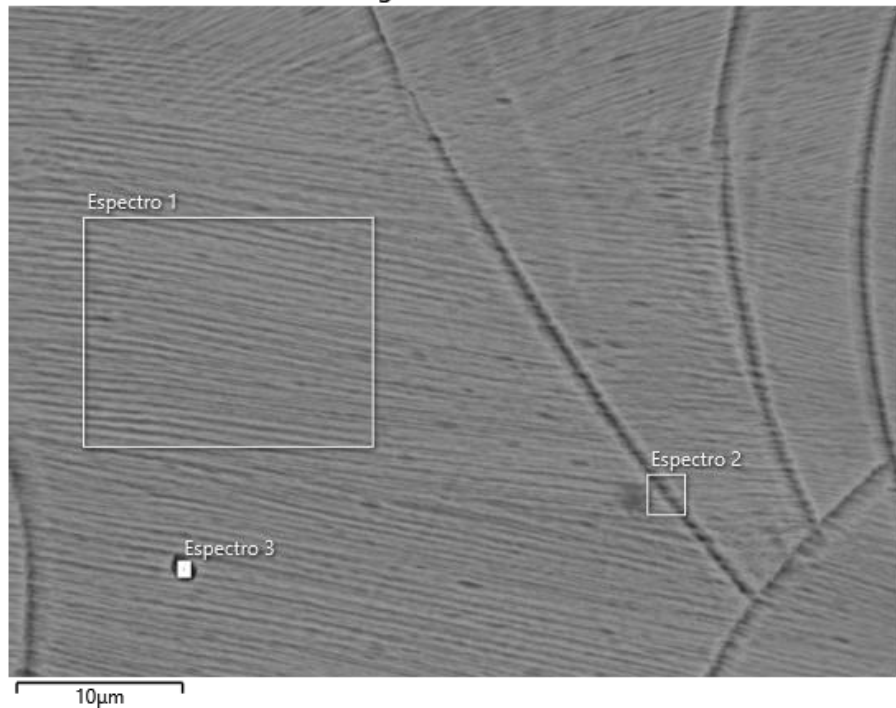


Imagem de Elétron 1



GRUPO TT400

Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,46	0,53	0,06
Cr	28,06	18,55	0,16
Mn	2,29	1,70	0,12
Fe	83,32	62,50	0,26
Ni	17,07	13,85	0,21
Mo	2,87	2,88	0,18

Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,42	0,48	0,06
Cr	27,95	18,44	0,16
Mn	2,18	1,62	0,12
Fe	83,63	62,61	0,27
Ni	17,14	13,88	0,21
Mo	2,97	2,97	0,18

Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	1,34	1,57	0,06
Cr	27,89	18,99	0,16
Mn	3,79	2,90	0,13
Fe	79,55	61,48	0,26
Ni	15,11	12,61	0,20
Mo	2,38	2,46	0,17

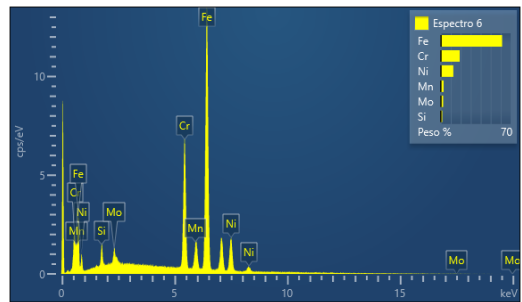
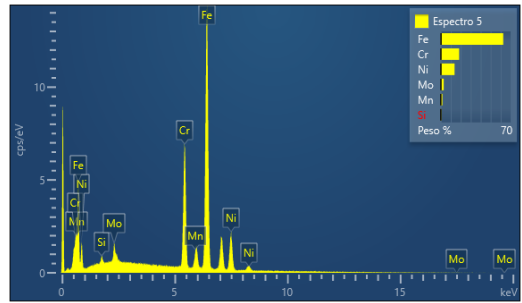
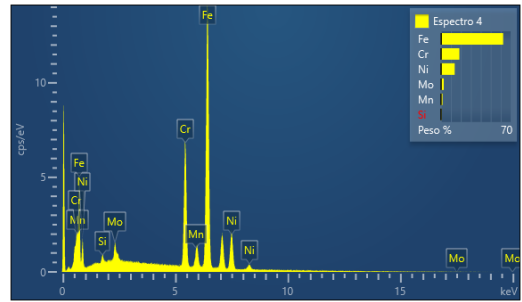
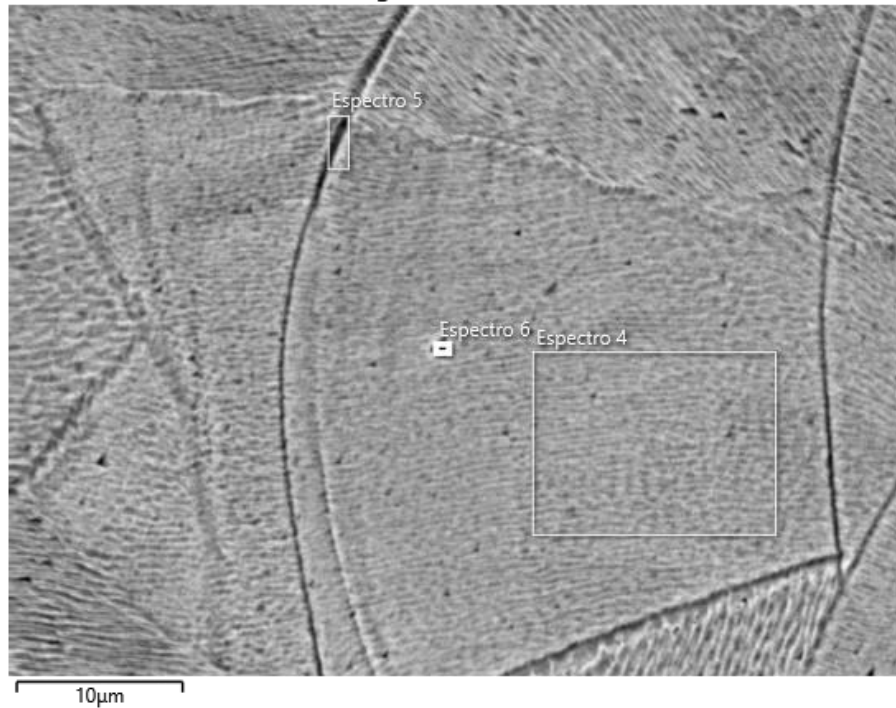
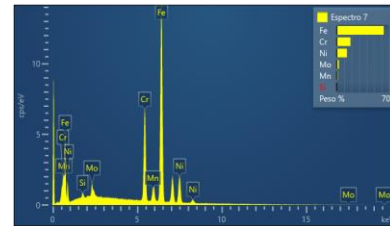


Imagem de Elétrons 2

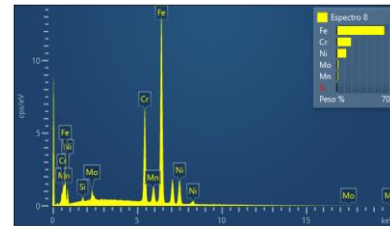


## GRUPO TT900

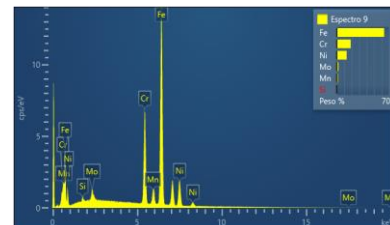
Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,38	0,44	0,06
Cr	28,06	18,47	0,16
Mn	1,95	1,44	0,12
Fe	84,18	62,91	0,27
Ni	17,05	13,78	0,21
Mo	2,98	2,97	0,18



Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,30	0,36	0,05
Cr	27,41	19,17	0,16
Mn	2,19	1,73	0,12
Fe	79,85	63,67	0,25
Ni	14,86	12,82	0,20
Mo	2,12	2,25	0,15



Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,39	0,46	0,05
Cr	27,73	18,73	0,16
Mn	2,13	1,62	0,12
Fe	82,49	63,44	0,26
Ni	16,10	13,39	0,21
Mo	2,30	2,36	0,18



Elemento	Concentração Aparente	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,28	0,37	0,04
Cr	26,26	19,88	0,16
Mn	2,30	1,96	0,12
Fe	73,84	63,97	0,24
Ni	13,14	12,32	0,19
Mo	1,30	1,50	0,12

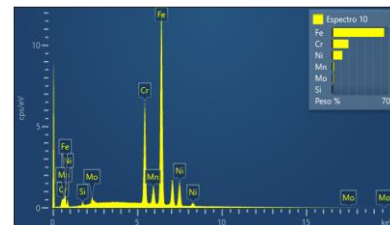
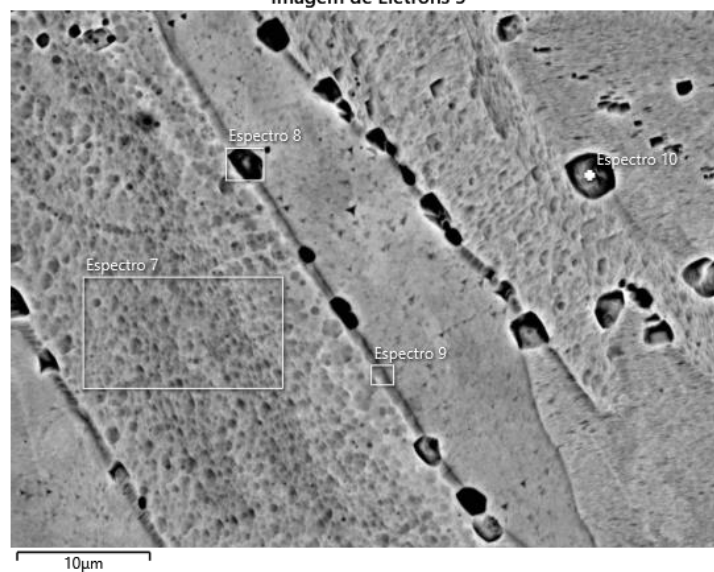
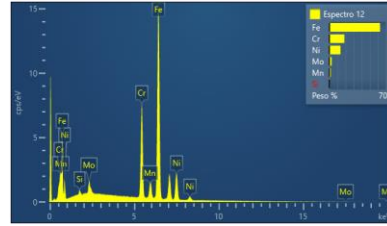


Imagem de Elétron 3

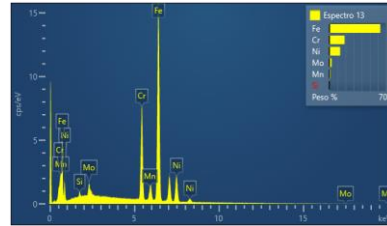


GRUPO TT1100

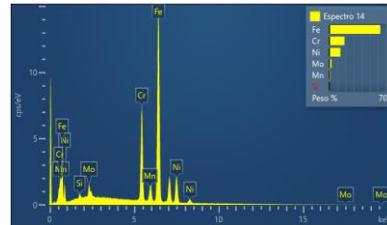
Elemento	Concentração Aparente (%)	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,38	0,44	0,06
Cr	28,06	18,47	0,16
Mn	1,95	1,44	0,12
Fe	84,18	62,91	0,27
Ni	17,05	13,78	0,21
Mo	2,98	2,97	0,18



Elemento	Concentração Aparente (%)	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,30	0,36	0,05
Cr	27,41	19,17	0,16
Mn	2,19	1,73	0,12
Fe	79,85	63,67	0,25
Ni	14,86	12,82	0,20
Mo	2,12	2,25	0,15



Elemento	Concentração Aparente (%)	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,39	0,46	0,05
Cr	27,73	18,73	0,16
Mn	2,13	1,62	0,12
Fe	82,49	63,44	0,26
Ni	16,10	13,39	0,21
Mo	2,30	2,36	0,18



Elemento	Concentração Aparente (%)	Peso (%)	Sigma de Peso (%)
Si	0,28	0,37	0,04
Cr	26,26	19,88	0,16
Mn	2,30	1,96	0,12
Fe	73,84	63,97	0,24
Ni	13,14	12,32	0,19
Mo	1,30	1,50	0,12

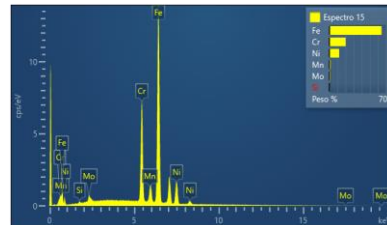


Imagem de Elétrons 4

