UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

CAIO LUCIANO

Análise de falha de uma ponta para ultrassom periodontal

São Carlos
2023

CAIO LUCIANO

Análise de falha de uma ponta para ultrassom periodontal

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia de Materiais e Manufatura, da Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do título de Engenheiro de Materiais e Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. José Benedito Marcomini

São Carlos

2023

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

Luciano, Caio
L937a Análise de falha de uma ponta para ultrassom periodontal / Caio Luciano; orientador José Benedito Marcomini. São Carlos, 2023.

Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais e Manufatura) -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2023.

1. Análise de falha. 2. Inclusão. 3. Fadiga. 4. Aço inoxidável. 5. 17-4 PH. I. Título.

Eduardo Graziosi Silva - CRB - 8/8907

FOLHA DE APROVAÇÃO

Candidato / *Student*: Caio Luciano	
Título do TCC / *Title*: Análise de falha de uma ponta para ultrassom periodontal	
Data de defesa / *Date*: 14/07/2023	

Comissão Julgadora / *Examining committee*	**Resultado** / *Result*
Professor José Benedito Marcomini (orientador)	
Instituição / *Affiliation*: EESC - SMM	
Professora Zilda de Castro Silveira	
Instituição / *Affiliation*: EESC - SEM	
Professor Eric Marchezini Mazzer	
Instituição / *Affiliation*: UFSCar - DEMa	

Presidente da Banca / *Chair of the Examining Committee*

Professor José Benedito Marcomini

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais Eduardo Luciano e Selma Eliana Pereira Luciano e ao meu irmão Wesley Luciano pelo amor, apoio, paciência e pela luta incessante para me proporcionar uma educação de qualidade.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço aos meus pais, Eduardo Luciano e Selma Eliana Pereira Luciano, que sempre lutaram para me proporcionar um futuro melhor e apoiaram as minhas escolhas.

Agradeço ao meu irmão, Wesley Luciano, por todo o apoio e paciência que teve comigo em todos esses anos e momentos que compartilhamos.

Agradeço ao meu orientador, o Professor Doutor José Benedito Marcomini, que fez possível o desenvolvimento deste trabalho e a todos os docentes que participaram de minha formação, independentemente do Departamento, ou Instituto, que são associados.

Agradeço a todos os funcionários e pesquisadores da Universidade de São Paulo (USP) que se dedicam diariamente em seus trabalhos para garantir a excelência da nossa instituição.

Agradeço aos moradores da República Guaxinim que me acolheram e me proporcionaram muitos momentos de felicidade, em especial aos moradores do 13 e agregados.

Agradeço a GAPeria por todo aluguel prestado, e ensaios no sol, durante os anos de 2015 e 2016, em especial ao naipe de “agogôs” que nunca usou a baqueta como marreta.

Agradeço a Equipe EESC USP – Tupã de Formula SAE por me proporcionar conviver com pessoas extraordinárias que me trouxeram ensinamentos importantes para a vida e que juntos enfrentamos grandes desafios, em especial ao time do freio, que sempre funcionou e nunca necessitou ser sangrado de formas consecutivas.

Agradeço aos projetos solidários Operação Natal e Campanha USP do Agasalho que me mostraram uma nova forma de enxergar e transformar a sociedade ao nosso redor através de pequenos gestos.

Agradeço aos colaboradores da empresa que proporcionaram os dados e amostras para a elaboração deste trabalho.

Agradeço a todos os colaboradores o sistema de ensino público e gratuito, que compartilharam seus conhecimentos e tornaram possível o meu ingresso na USP.

Agradeço aos meus amigos mais próximos por sempre me incentivarem, me ouvir e me servir de inspiração na vida pessoal e profissional.

RESUMO

LUCIANO, Caio. **Análise de falha de uma ponta para ultrassom periodontal**. 2023. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Curso de Engenharia de Materiais e Manufatura, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2023.

Devido ao aumento da incidência de falhas em serviço, das pontas para ultrassom periodontal, como fratura, foi realizada uma investigação e, alterações foram propostas, para a solução do problema, com consequente melhoria de performance. Contextualizando, a profilaxia dentária é um conjunto de procedimentos, realizado por dentistas, que visa prevenir doenças periodontais e para isso utiliza uma ampla gama de dispositivos clínico-odontológicos, entre eles as chamadas pontas de ultrassom, que são elementos utilizados no aparelho de ultrassom periodontal. Problemas de qualidade relacionados a estes componentes podem resultar em grandes prejuízos para os fabricantes devido à substituição do produto para o cliente. Isto pode custar a perda de clientes e queda de credibilidade no mercado. Portanto, para a validação das melhorias aplicadas, foi desenvolvido um teste que simula os esforços aos quais a ferramenta é submetida em serviço. Os resultados obtidos foram positivos, proporcionando componentes com durabilidade de acordo com as especificações técnicas e sem ocorrência de fratura.

Palavras-chave: Fratura; Inclusão; Fadiga; Aço inoxidável; 17-4 PH;

ABSTRACT

LUCIANO, Caio. **Failure analysis of a periodontal ultrasound insert**. 2023. Monograph (Course Completion Paper) - Materials and Manufacturing Engineering Course, School of Engineering of São Carlos, University of São Paulo, São Carlos, 2023.

Due to the increased incidence of failures in service, of the tips for periodontal ultrasound, such as fracture, an investigation was carried out and changes were proposed to solve the problem, with consequent performance improvement. In context, dental prophylaxis is a set of procedures, performed by dentists, which aims to prevent periodontal diseases and for this purpose uses a wide range of clinical-dental devices, including the so-called ultrasound tips, which are elements used in the periodontal ultrasound device. Quality problems related to these components can result in great losses for manufacturers due to the replacement of the product for the customer. This can cost you losing customers and losing credibility in the market. Therefore, for the validation of the applied improvements, a test was developed that simulates the efforts to which the tool is subjected in service. The results obtained were positive, providing components with durability in accordance with the technical specifications and without occurrence of fracture.

Keywords: Fracture; Inclusion; Fatigue; Stainless steel; 17-4PH;

SUMÁRIO

Sumário

1. INTRODUÇÃO 19

2. OBJETIVO GERAL 20

2.1 Objetivo específico 20

3. EMBASAMENTO TEÓRICO 21

3.1 Conceitos da análise de falhas 21

3.1.1 Definição de falha 21

3.1.2 Localização típica da falha 22

3.1.3 Distribuição típica de falhas 23

3.2 Micromecanismos de Fratura 24

3.2.1 Micromecanismos Básicos de Fratura 25

3.2.2 Mapas de Micromecanismos de Fratura 26

3.3 Concentradores de Tensões 28

3.4 Fadiga 28

3.4.1 Estágios da fratura por fadiga 29

3.4.1.1 Nucleação da trinca 30

3.4.1.2 Propagação da trinca 31

3.4.1.3 Fratura final 33

3.5 Aços Inoxidáveis 34

3.5.1 Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação Sólida 34

3.5.1.1 Envelhecimento de Aços Inoxidáveis PH 35

4. APRESENTAÇÃO DO PROBLEMA 36

5. MATERIAIS E MÉTODOS 37

5.1 Ensaio de aplicação 37

5.1.1 Construção do ensaio 38

5.2 Tratamento Térmico 40

5.2.1 Metalografia 40

5.2.2 Ensaio de microdureza Vickers 41

5.3 Inspeção visual 42

5.3.1 A olho nu 42

5.3.2 Microscópio óptico 43

5.3.3 Microscópio eletrônico de varredura 43
6. RESULTADOS E DISCUSSÕES 45
6.1 Ensaio de aplicação 45
6.2 Metalografia 47
1.1.1 Microdureza Vickers 51
6.3 Inspeção visual 52
6.4 Microscopia Óptica 54
6.5 Microscopia Eletrônica 56
6.6 Melhorias e Validações 63
7. CONCLUSÕES 66
REFERÊNCIAS 67

1. INTRODUÇÃO

A aplicação, do conjunto de técnicas, da análise de falhas, em componentes mecânicos que estão submetidos a carregamentos dinâmicos é observada desde de o século XIX. Desde então, esse conjunto de técnicas, tornou-se uma das principais ferramentas para solução de problemas na área da engenharia. Por meio desta ferramenta, casos de falhas em diversos componentes mecânicos, podem ser estudados, entre eles, aqueles que estão presentes na área da odontológica.

De modo geral, o uso desta técnica tem trazido, ao longo dos anos, grandes avanços na durabilidade de componentes mecânicos, uma vez que, sua aplicação, durante a fase de projeto, reduz significativamente a probabilidade de falha dentro de seus limites de aplicação. No caso da área odontológica, mais especificamente, na área da periodontia, o uso de ferramentas com pequenos diâmetros, isto é, de geometria esbelta, demanda técnicas de análise de falhas para prevenir danos ao paciente, evitando a falha do dispositivo, quando em uso.

O objetivo do presente trabalho foi a aplicação de um conjunto de técnicas, da análise de falhas, relacionada à fratura prematura de um inserto para ultrassom periodontal. Para isto, foram investigados parâmetros como: superfície de fratura, tratamento térmico, material e seu processamento. Este objetivo foi alcançado através da realização de análises metalográficas, ensaios de microdureza Vickers e análise da superfície de fratura em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

De posse dos resultados da análise de falhas, em um segundo momento, foram elaboradas propostas de melhoria, que foram validadas por meio de um teste de aplicação baseado na frequência de uso e nos esforços envolvidos.

2. OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho foi a elaboração de propostas para melhoria de desempenho de um inserto de ultrassom periodontal através da aplicação da metodologia de análise de falhas.

2.1 Objetivo específico

O objetivo específico do trabalho foi a análise de falha de um inserto de ultrassom que fraturou em serviço.

3. EMBASAMENTO TEÓRICO

Segundo Wulpi e Miller (2013), a análise de falhas pode ser definida como um processo investigativo que utiliza o método científico para determinar as causas de uma falha de componente. Este processo deve ser considerado durante todas as fases do processo desenvolvimento de um produto, desde o projeto até sua manufatura, de modo a prevenir falhas catastróficas que podem gerar grandes riscos e prejuízos durante o uso em vida.

Fica evidente, que o estudo da falha e implementação de mudanças que visam prevenir erros futuros, promove melhorias significativas nos produtos, em termos da garantia da qualidade e expectativas do usuário. Empresas que possuem entre os seus valores o foco no cliente, devem considerar que requisitos como forma, função e vida útil são, na verdade, definidos pelos clientes, e concentrar esforços para atender a esses requisitos ao projetar, desenvolver e produzir. (ASM INTERNATIONAL et al., 2002)

Quando estes componentes falham e perdem sua função, a percepção de qualidade e segurança, por parte do consumidor, é perdida. Diante disso, os fabricantes devem se empenhar para identificar as causas raízes que levaram a este acontecimento e elimina-las, de modo a solucionar os defeitos encontrados.

3.1 Conceitos da análise de falhas

Diversas vezes, as causas que originaram, por exemplo, a fratura de um corpo, podem ser difíceis de serem determinadas, promovendo uma gama muito ampla de possibilidades e fatores a serem analisados. Portanto, a aplicação da metodologia científica, com o estudo das evidências e a formulação de uma hipótese, clara e imparcial, se torna necessária para que o objetivo da análise seja alcançado, um componente com mais qualidade e confiabilidade. (WULPI e MILLER, 2013)

3.1.1 Definição de falha

De acordo com González-Velázquez (2018), uma falha pode ser definida como uma condição, muitas vezes inesperada, que modifica o estado de um componente e pode torna-lo incapaz de continuar em serviço, ineficiente, acarretar mau funcionamento, ou produzir riscos.

Seguindo a ideia desta definição, temos que, a falha de um componente pode, não necessariamente, ser causada por tensões de sobrecarga, danos de degaste ou fratura.

A fratura mecânica, ocorre devido à aplicação de esforços ou deformações no material, ambos em excesso. Este modo de falha faz com que o componente se torne inútil, pois ele não consegue mais cumprir a função para a qual foi projetado, por exemplo, o rompimento de um conjunto de parafusos que fixa uma hélice de motor.

Como esta forma de falha está associada a uma condição de deformação plástica, é frequente que projetistas busquem um modelo onde as tensões aplicadas estejam abaixo da tensão de escoamento do material, na expectativa de que não ocorra deformação plástica e, consequentemente, a fratura. (GONZÁLEZ-VELÁZQUEZ, 2018)

Mesmo quando tal critério de projeto é atendido, falhas ainda podem ocorrer, devido à sobrecarga, quando o componente possui trincas, provenientes de processamento, uso indevido e desgaste, ou concentradores de tensão, que intensificam os esforços em uma determinada região, levando a uma tensão local superior à de escoamento do material.

3.1.2 Localização típica da falha

O analista, que conduz o estudo de caso, deve estar embasado em conceitos teóricos e práticos que permitam-no identificar possíveis pontos frágeis de projeto, como cantos não arredondados, ou de processamento, como marcas de ferramentas de corte. Quando presentes, estes são grandes candidatos a iniciarem uma falha, entretanto, falhas em locais distantes desses pontos, ainda sim, podem ocorrer.

Em componentes metálicos, a falha tipicamente se encontra em locais onde a tensão excede a resistência do material, caso contrário, o material suportará os esforços. No entanto, se houver a presença de concentradores de tensão, a peça certamente falhará, pois, as tensões locais superarão a resistência. (WULPI e MILLER, 2013)

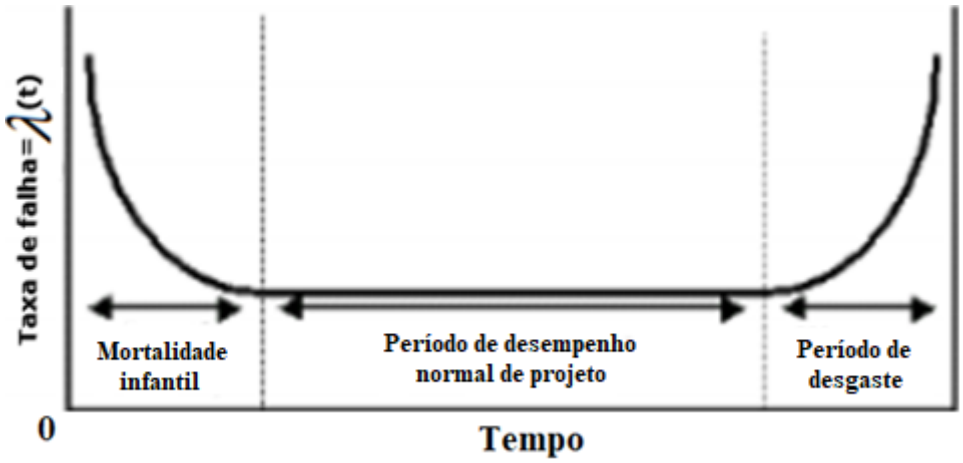
Desta forma, podemos compreender que entalhes em componentes são pontos onde a atenção, durante o projeto, deve ser mais intensa, dado que, suas formas geométricas concentram as tensões em locais específicos, agindo negativamente contra a resistência do componente aos esforços.

3.1.3 Distribuição típica de falhas

Falhas podem ocorrer durante todo o ciclo de vida de um componente, porém elas podem ser monitoradas e o ciclo gerenciado, de modo que sejam evitadas durante o uso em vida estabelecido em projeto. Conforme a ASM International et al. (2002), estender a vida de um componente pode não ser economicamente interessante, devido aos custos associados à pesquisa, projeto, material e fabricação.

A figura 1, abaixo, nos auxilia a compreender a distribuição típica de falhas, para um determinado produto, e como ela deve ser analisada em relação ao tempo, algo importante na análise de falhas. A taxa de falhas que ocorrem no início da vida de um componente, geralmente, está associada a defeitos de fabricação, problemas no controle de qualidade ou tensões residuais, enquanto as falhas relacionadas à idade aumentam com o tempo. (ASM INTERNATIONAL et al., 2002)

Figura 1 – Distribuição típica de falhas ao longo do tempo.



Fonte: Adaptado e traduzido de ASM International et al. (2002, pg. 6).

O período de mortalidade infantil está relacionado ao início da vida de componentes mecânicos, onde um grande número de falhas, devido a erros de fabricação ou projeto, pode ocorrer. Portanto, sua característica é apresentar uma relativa alta taxa de falhas, que

decrescesse com o tempo até atingir um valor mais baixo e praticamente constante. (ARAÚJO; SANTOS, 2012)

De acordo com Araújo e Santos (2012), a maior parte da vida útil de um componente mecânico está representada no período de desempenho normal de projeto, onde podemos observar um comportamento praticamente constante da taxa de falhas. Este é o período onde as falhas deveriam acontecer como normalmente estimado em projeto, durante um longo intervalo de tempo.

Como o próprio título sugere, o período de desgaste, que ocorre após o de falhas constantes, está associado ao processo avançado de desgaste dos componentes. Durante este intervalo, a taxa de falhas aumenta novamente, consequência de longos períodos de uso, acima do recomendado em projeto, e da falta de manutenções preventivas, que poderiam retardar o surgimento deste período. (ARAÚJO; SANTOS, 2012)

3.2 Micromecanismos de Fratura

Segundo González-Velázquez (2018), micromecanismos de fratura podem ser classificados como de alta e baixa energia de deformação dependendo, do modo como as deformações envolvidas, se existe ou não a deformação plástica, e o processo de ruptura ocorrem. Em casos reais, é comum a ocorrência de micromecanismos combinados durante a fratura, ou mesmo a transição de um para outro ao decorrer das fases da fratura, porém, em análises microscópicas, definimos apenas um mecanismo como responsável, ou ativo.

O caminho percorrido pela trinca, através da microestrutura de um material policristalino, pode ser caracterizado como intergranular, quando ela caminha pelas faces dos grãos, ou como transgranular, quando se propaga através dos grãos. O modo como a propagação de uma trinca transgranular ocorre pode ser dividido em cristalino, onde a fratura ocorre em planos cristalinos bem definidos, e não cristalino, onde a fratura não acontece em planos cristalinos ou quando o material é amorfo. (GONZÁLEZ-VELÁZQUEZ, 2018)

De acordo com a ASM International et al. (1996), uma fratura dúctil, que apresenta os micromecanismos de cisalhamento dúctil, escoamento plástico e nucleação e crescimento de vazios, está relacionada a rupturas com marcas onduladas na superfície, enquanto uma fratura frágil, que possui os micromecanismos de clivagem, fratura intergranular e transgranular, sendo

comum, neste último, a observação de elementos como marcas de rio ou padrões de Herringbone, na superfície de fratura.

Devemos nos lembrar que, o acumulo de danos microestruturais na frente da ponta da trinca, que geram novas superfícies, são, de fato, os responsáveis pela fratura de um corpo. Esta região é relativamente pequena, portanto, os esforços nela envolvidos podem divergir do estado de tensões no resto da peça. (GONZÁLEZ-VELÁZQUEZ, 2018)

3.2.1 Micromecanismos Básicos de Fratura

Como mencionado anteriormente, os micromecanismos de cisalhamento dúctil, clivagem, escoamento plástico, fratura intergranular e nucleação e crescimento de vazios, são conhecidos como o conjunto básico de micromecanismos de fratura. Portanto, dedicaremos esta seção do texto para descreve-los brevemente.

González-Velázquez (2018) afirma que o cisalhamento dúctil ocorre quando a tensão máxima de cisalhamento supera a resistência ao cisalhamento do material, havendo uma separação por deslizamento no plano de cisalhamento máximo. Evidentemente, esse mecanismo é exclusivo de fraturas por cisalhamento ou torção em materiais dúcteis.

Na clivagem, ocorre a separação de planos cristalográficos específicos conhecidos como “Planos de Clivagem”, sem haver deformação plástica, gerando uma superfície facetada e granulada. Em metais policristalinos, a fratura por clivagem geralmente ocorre quando estes se encontram endurecidos, embora, sob certas condições, como em temperaturas mais baixas, metais que normalmente fraturam por cisalhamento dúctil, podem fraturar por clivagem. (WULPI e MILLER, 2013)

Segundo González-Velázquez (2018), em um corpo que possui uma trinca preexistente, ou entalhe profundo, sob tensão de tração, ela pode se propagar devido à deformação plástica presente na sua ponta, ou na raiz do entalhe, sendo este micromecanismo conhecido como escoamento plástico. O estado de tensões envolvido nesta forma de falha, gera uma inclinação da direção dos planos de cisalhamento máximo, fazendo com que o escoamento plástico ocorra nessas direções e, consequentemente, desloque o material para longe da trinca, permitindo que

ela avance. A fratura do escoamento plástico deixa um aspecto macroscópico característico fibroso e opaco.

O micromecanismo associado à baixa tenacidade e baixa ductilidade, que envolve a separação do material através de um caminho definido, é conhecido como fratura intergranular, porém, diferente da clivagem, este não ocorre em um plano cristalino, mas nas interfaces, onde houve a superação da tensão de coesão por um componente de tensão normal ou esta foi enfraquecida pelo acúmulo de defeitos. Este modo de fratura ocorre, geralmente, nos contornos dos grãos, devido à alta difusividade e solubilidade presentes nesta região, sendo caracterizado como um modo frágil, pois requer pouca ou nenhuma deformação plástica. (GONZÁLEZ-VELÁZQUEZ, 2018)

Em ASM International et al. (1996), é definido que, a nucleação e crescimento de vazios decorre da formação de micro vazios no interior ou na interface do material que, embora seja um micromecanismo dúctil, sua presença em uma superfície de fratura não garante que a fratura tenha absorvido uma quantidade de energia significativa. O início dos vazios ocorre em discordâncias entre a partícula e a matriz, fratura da partícula ou na combinação destes efeitos. Em sequência, inicia-se a deformação plástica, com o crescimento dos vazios que, consequentemente, coalescem e causam a fratura do corpo com a propagação da trinca.

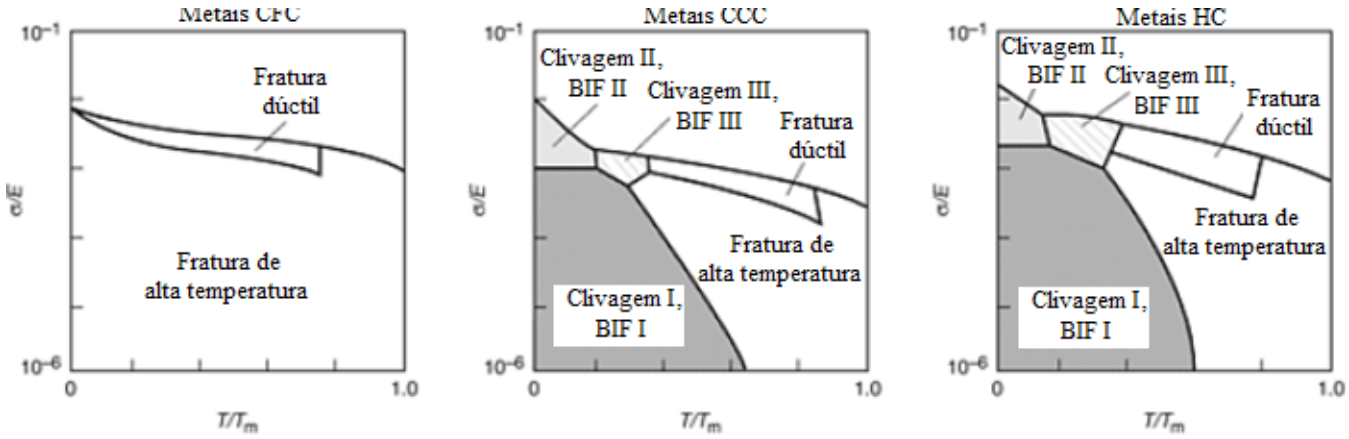
3.2.2 Mapas de Micromecanismos de Fratura

Os mapas de mecanismo de fratura são diagramas onde encontramos a tensão de tração normalizada no eixo das ordenadas e a temperatura homóloga no das abscissas, mostrando os campos onde atuam cada um dos micromecanismos discutidos anteriormente, entre outros. O contorno dos campos presentes no diagrama, é a região onde ocorre a fratura em tempo constante. Tais mapas são construídos utilizando o método empírico, através da coleta de dados da fratura de um determinado material, ou teoricamente, baseado em modelos matemáticos para os mecanismos de fratura individuais. (ASHBY et al., 1979)

Segundo a ASM International et al. (1996), alguns desses mapas, para materiais policristalinos, são mostrados a seguir na figura 2, dividindo as fraturas frágeis em três modos: I, II e III. A fratura frágil do modo I (BIF I), tem origem em imperfeições, ou trincas, na estrutura e ocorre sob baixas tensões normalizadas, com pouca ou nenhuma deformação

plástica. Em contrapartida, o escoamento microscópico ocorre antes e durante as fraturas do modo II (BIF II), onde a deformação plástica é insignificante. Os modos II e III ocorrem em materiais onde os defeitos ou inclusões são menores que a unidade de microestrutura relevante, normalmente o tamanho do grão. No modo III (BIF III), o escoamento macroscópico ocorre antes da fratura.

Figura 2 – Mapas das regiões de atuação dos micromecanismos de fratura em estruturas CCC, CFC e HC.



Fonte: Adaptado e traduzido de ASM International (1996, pg. 102).

Como mostrado nos mapas acima, os metais de estrutura cúbica de face centrada (CFC) são os únicos metais que não apresentam nenhum modo de fratura frágil, com exceção do irídio e do ródio. No entanto, os metais cúbicos de corpo centrado (CCC) e os metais hexagonais compactos (HC) sofrerem uma transição da fratura frágil do tipo III para a fratura dúctil.

Nos metais CCC, essa transformação tem forte correlação com a temperatura e a taxa de tensão de fluxo, isto é, em baixas temperaturas, a tensão de escoamento é maior que a tensão necessária para nuclear vazios, que se propagaram por clivagem ou fratura intergranular. Para os metais HC, em baixas temperaturas, um número limitado de planos de deslizamento evita uma deformação plástica significativa e a fratura frágil. Em temperaturas homólogas mais elevadas, o sistema de deslizamento secundário é ativado, permitindo a plasticidade macroscópica necessária para a fratura dúctil. (ASM INTERNATIONAL et al., 1996)

3.3 Concentradores de Tensões

Em componentes mecânicos, a presença de entalhes, furos, arranhões, soldas, marcas de ferramentas, raios de filetes e mudanças abruptas de forma, dão origem a regiões locais de alta tensão. Estas variações no corpo do componente atuam como concentradores de tensões e influenciam, negativamente, a resistência à fadiga, pois, a tensão local pode superar o limite de resistência do material e provocar a nucleação de trincas que, após sua propagação, podem levar à falha.

Em regiões com a presença de concentradores de tensões, os metais dúcteis se deformam localmente para a aliviar o estresse aplicado. Embora as concentrações de tensão não sejam perigosas em metais dúcteis sob cargas estáticas, na fadiga, como já mencionado, elas afetam negativamente sua resistência. Geralmente, metais duros são sensíveis aos efeitos dos concentradores de tensão, tanto sob carga estática quanto dinâmica (CAMPBELL, 2012)

De acordo com Das (1997), em componentes com severa concentração de tensão, diversos pontos de nucleação de trincas são formados e, eventualmente, se encontraram para formar uma única frente de trinca. Quando não temos a presença de concentradores de tensão na superfície, as trincas tendem a se propagar mais facilmente próximo ao centro da seção do que na superfície.

Para minimizar os efeitos dos concentradores de tensão, várias técnicas podem ser empregadas, para otimizar o design de peças e evitar falhas catastróficas, como o uso de arredondamentos nas bordas, a adição de reforços ou a escolha de um material mais resistente.

3.4 Fadiga

Segundo a norma ASTM E1150-87 (1987), fadiga pode ser definida como

> “[...] o processo de mudança estrutural permanente, localizada e progressiva, que ocorre em um material sujeito a condições que produzem tensões, ou deformações, flutuantes em algum ponto, ou pontos, e que podem culminar em rachaduras, ou fratura completa, após um número suficiente de flutuações.”

As tensões envolvidas neste processo possuem valores máximos inferiores ao limite de escoamento, do material, porém, o processo só é iniciado se a amplitude das tensões não ultrapassarem um limite mínimo, conhecido como limite de fadiga. De acordo com González-Velázquez (2018), nos casos onde a amplitude das tensões é igual ou inferior ao limite de fadiga, a vida útil do componente será considerada infinita, porém, haverá a redução proporcional desta conforme a amplitude das tensões supere o limite de fadiga.

Como mencionado, a fadiga é causada pela ação simultânea de tensões cíclicas, tensões de tração e deformação plástica. Contudo, caso não haja um desses esforços, não ocorre a nucleação da trinca por fadiga e, consequentemente, a propagação também é impedida. Nesta relação de forças, a deformação plástica, causada pelas tensões cíclicas, induz a formação de trincas, enquanto as tensões de tração promovem a propagação delas. (ASM INTERNATIONAL et al., 2000)

Segundo Wulpi e Miller (2013), a fratura por fadiga é, geralmente, considerada a mais grave, pois pode ocorrer em condições normais de operação, sem sobrecarga excessiva. Nestes casos, o início se dá na vizinhança de, ou em, concentradores de tensão localizados na superfície, ou próximos a ela. Outro fator complicador, nesta forma de fratura, é a falta de indícios de que sua ocorrência está próxima, isto é, sem avisos de que há algo errado no componente.

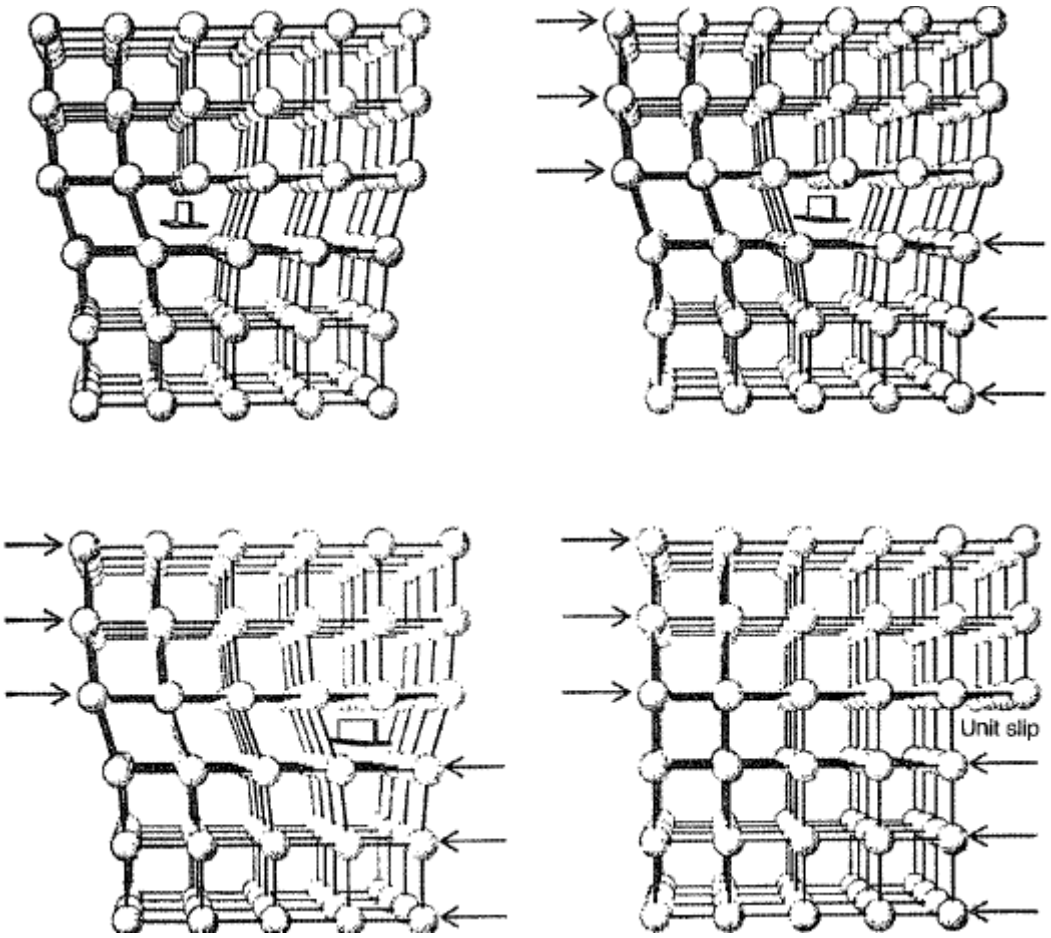
3.4.1 Estágios da fratura por fadiga

Como dito anteriormente, a fratura por fadiga é um processo gradual, com início em pequenas trincas, que crescem e se propagam, de maneira estável, sob a ação de tensões flutuantes, até que a tenacidade à fratura do material seja excedida e ocorra a fratura final. Estes são os três estágios presentes na fratura por fadiga que serão discutidos neste trecho: iniciação da trinca, propagação e fratura final.

3.4.1.1 Nucleação da trinca

A nucleação de uma trinca é o estágio inicial de uma fratura por fadiga, associado a alterações microscópicas difíceis de serem visualizadas, descritas e compreendidas, o que leva os pesquisadores a dedicarem seus esforços para encontrar meios de evitar este acontecimento, pois assim, não haveria a fratura. A figura 3 mostra esquematicamente as mudanças microestruturais na estrutura do cristal, devido ao cisalhamento repetido ou tensões de deslizamento aplicadas à estrutura. (WULPI e MILLER, 2013)

Figura 3 - Esboço das mudanças microestruturais na estrutura do cristal.



Fonte: Adaptado de Wulpi e Miller (2013, pg. 118).

As esferas representam os átomos e as linhas as forças de atração e repulsão entre eles. A deformação nas bordas da estrutura cristalina é causada por um defeito, representado pelo símbolo em forma de T invertido. A aplicação de forças de cisalhamento cíclicas, sob o cristal, promove a rotação das ligações atômicas e, por consequência, desloca o defeito, e o plano de átomos, para a posição ao lado, até que eles se encontrem na borda da estrutura cristalina, que agora possui um deslocamento parcial em sua extensão. Quando diversos cristais sofrem este efeito, os deslocamentos são combinados e dão origem a trincas que iniciam o processo de fadiga.

De acordo com Wulpi e Miller (2013), as mudanças irreversíveis causadas no metal, decorrentes de tensões de cisalhamento cíclicas, são a condição mais importante para o início da fratura por fadiga. A aplicação de uma força pontual, sob um componente, causa poucas alterações na microestrutura, porém, quando esta força tem um comportamento cíclico, o acumulo das diversas aplicações de carga gera muitas mudanças, que podem evoluir para uma fratura por fadiga.

As trincas formadas nos estágios iniciais são muito pequenas, com tamanho desconhecido, pois é difícil indicar quando deslizamentos de planos, ou outros defeitos, se tornam, efetivamente, uma trinca. Após sua nucleação, que pode acontecer em mais de um local simultaneamente, elas então crescem ou se unem para dar origem a uma ou mais macrotrincas, que iram crescer e se propagar até que a resistência à fratura seja superada. (ASM INTERNATIONAL et al., 1996)

3.4.1.2 Propagação da trinca

Segundo Das (1997), após a nucleação da trinca, a etapa seguinte, até a fratura completa, é conhecida como propagação da trinca. Nesta, a trinca avança pequenas distâncias, gerando um padrão microscópico característico, conhecido como estrias, capaz de revelar os ciclos de fadiga envolvidos em sua propagação, que pode ser observado na superfície final da fratura. Embora este padrão seja um bom indicativo de fadiga, algumas falhas por fadiga podem ocorrer sem a formação de estrias.

Após o início da propagação, a trinca passo por um processo contínuo de afiação, formação de um entalhe agudo, seguido do arredondamento, de sua ponta, o que a torna um

concentrador de tensão e que seja conduzida, cada vez mais profundamente, através do componente, a cada ciclo de aplicação de tensão. (WULPI e MILLER, 2013)

De acordo com Das 1997), trincas por fadiga, geralmente, se propagam de forma dúctil, onde cada ciclo de carga produz uma forte deformação plástica em torno de sua ponta, seguindo um caminho de forma predominantemente transcristalina. No entanto, também pode haver a propagação de forma frágil, e ainda assim, haverá a formação da zona plástica na ponta da trinca. Em microestruturas policristalinas, a frente da trinca é subdividida, localmente, em diversos planos, dando origem a uma estrutura microscópica com diversos caminhos de trinca.

Nos casos de fadiga por baixa tensão e alto ciclo, uma fratura plana será formada, com uma superfície de aparência granulada e levemente polida, próximo ao local de nucleação da trinca, onde a tensão é menos intensa, no entanto, essa superfície evolui para um aspecto mais áspero e fibroso à medida que a trinca e a intensidade da tensão crescem. Em elementos que sofreram fadiga por alta tensão e baixo ciclo, presente em regiões de todas as fraturas de fadiga, a superfície possui aparência fibrosa. (CAMPBELL, 2012),

A forma de esforço cíclico mais observada, na ocorrência de fadiga em eixos e vigas, é a flexão simples. Nesse modo de solicitação, o componente é fletido na primeira metade do ciclo e na outra não sofre esforços. Dado que a tensão age no raio externo do componente, o esforço cíclico assume um comportamento tensão-tensão e a trinca é nucleada na sua superfície, pois este é o local da tensão máxima de tração. A figura 4 representa, de forma esquemática, os aspectos da superfície, de uma barra redonda, fraturada por fadiga, sob flexão simples, em função da concentração de tensão e da amplitude de carga. (GONZÁLEZ-VELÁZQUEZ, 2018)

Figura 4 – Aspectos da superfície, de uma barra redonda, fraturada por fadiga, sob flexão simples.

Fonte: Adaptado e traduzido de Milella (2012, pg. 84).

Ao longo dos anos, diversas pesquisas foram realizadas de modo a definir regras para a propagação de trincas por fadiga, visando auxiliar na implantação de uma filosofia de projeto segura, considerando a presença inevitável de trincas, ou defeitos semelhantes, em componentes, oferecendo a capacidade de determinar a carga segura e o comprimento da trinca que evitarão a falha no período da vida útil estimada. (DAS, 1997)

3.4.1.3 Fratura final

À medida que a trinca se propaga, devido à fadiga, reduzindo a área da seção transversal, o componente é enfraquecido até que a fratura final ocorra de forma repentina. Em um panorama técnico, este é o estágio mais usual da fratura por fadiga, sendo de simples compreensão, pois, em teoria, não é mais fadiga. (WULPI e MILLER, 2013)

O modo de fratura, e o micromecanismo envolvido nessa fase, pode ser dúctil, com superfície de fratura ondulada, ou frágil, com superfície de fratura intergranular, ou qualquer combinação deles, dependendo de fatores como material, nível de tensão e ambiente onde o componente se encontra.

3.5 Aços Inoxidáveis

De acordo com Cardarelli (2008), os primeiros estudos em ligas de aços inoxidáveis surgiram durante o século XIX e se intensificaram durante o século seguinte. Estes aços compõem um grupo de ligas à base de ferro-cromo (Fe-Cr), particularmente com baixo teor de carbono, contendo pelo menos 12% em peso de Cr. A adição de cromo proporciona aumento de resistência à corrosão, origem da denominação inoxidável ou antiferrugem.

A taxa de cromo presente nestes aços proporciona a formação, em sua superfície, de uma camada passivadora de óxido de cromo, uma película protetora impermeável, aderente, transparente e resistente à corrosão em diversos ambientes. Geralmente, a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis é melhorada com o aumento do teor de Cr na liga. (CARDARELLI, 2008)

A adição balanceada de outros elementos como Cobre, Manganês, Molibdênio, Nióbio, Níquel, Nitrogênio e Titânio, pode oferecer ganhos em resistência a corrosão e mecânica, possibilitando inúmeras classes de aços inoxidáveis, entre elas a dos endurecíveis por precipitação sólida.

3.5.1 Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação Sólida

Segundo Cardarelli (2008), os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação sólida pertencem a uma família de ligas que contêm os elementos Cromo e Níquel em sua composição. Como principal característica, estes aços possuem boa capacidade de endurecimento e alta resistência mecânica, obtidos através do envelhecimento, um tratamento térmico de baixa temperatura, que ocasiona, simultaneamente, a precipitação de compostos intermetálicos duros e a formação de martensita.

Os aços inoxidáveis desta classe são comumente conhecidos pelo acrônimo PH, do inglês Precipitation Hardenable, e suas aplicações estão diretamente relacionadas à sua elevada resistência mecânica e a corrosão, além da boa usinabilidade, sendo amplamente utilizados pelas indústrias aeronáutica e de óleo e gás. (CARDARELLI, 2008)

3.5.1.1 Envelhecimento de Aços Inoxidáveis PH

Os aços inoxidáveis PH são geralmente adquiridos na condição de recozido, com uma microestrutura de martensita de baixo carbono. Após a transformação da matéria-prima, os componentes recebem o tratamento térmico de solubilização a 1040ºC, seguido de um resfriamento brusco, para formar uma solução sólida supersaturada, e posteriormente passam por um novo ciclo de aquecimento, até a temperatura de precipitação, na faixa entre 480 a 590 ° C, com tempo de permanência suficiente para a formação de precipitados, processo também conhecido como envelhecimento, finalizado com resfriamento ao ar. Este tratamento, tem como objetivo, promover um aumento substancial na resistência e dureza desses aços, através da precipitação de compostos de cobre submicroscópicos, que se formam na matriz martensítica. (ASM INTERNATIONAL et al., 2002)

Dentro desta classe de aços inoxidáveis há o 17-4 PH, da família dos martensíticos, que, como mencionado acima, após tratamentos térmicos, oferece elevadas propriedades mecânicas, alta dureza e boa ductibilidade, além de boa resistência à corrosão. Este alço inoxidável possui grande aplicação nos setores hospitalar, aeronáutico, nuclear, naval, petroquímico, entre outros.

4. APRESENTAÇÃO DO PROBLEMA

O desenvolvimento deste estudo de caso surgiu através da necessidade do setor de gestão da qualidade, de uma indústria do setor odontológico, em reduzir, ou eliminar, as reclamações, durante garantia, de clientes, devido a problemas relacionados à quebra, precoce, de suas pontas para aparelhos de ultrassom periodontais. Um exemplo desse ocorrido pode ser visualizado na figura 5 abaixo.

Figura 5 – Quebra da ponta durante utilizada durante atendimento.

Fonte: Do autor.

A fabricante do componente oferece a garantia obrigatória de 3 meses contra eventuais quebras durante a execução do atendimento ao paciente. Durante o ano de 2020, segundo Serviço de Atendimento ao Cliente (SAC) da empresa, foram registradas 83 ocorrências de retornos de garantia para o produto, um número bastante expressivo, representando 0,5% de uma produção mensal, que gerou custos financeiros e pode gerar impactos negativos na reputação do produto.

Diante das informações recebidas pela gestão da qualidade, através do SAC, demos início a um trabalho interno para analisar quais eram os elementos que estavam gerando os defeitos nas pontas para ultrassom.

5. MATERIAIS E MÉTODOS

Para o desenvolvimento do estudo das causas da falha das pontas para ultrassom, isto é, de sua fratura, foi necessário o uso de diversas técnicas de observação e análise. Tais técnicas auxiliaram na compreensão da microestrutura presente no material, na determinação do tipo de fratura, sua sequência e o micromecanismo que a originou, na identificação das regiões de nucleação da trinca, propagação e fratura final, entre outros.

Assim, no estudo abordamos a reprodução da aplicação do componente, através de ensaios em bancada, o processo de tratamento térmico, com uso de metalografia e ensaio de microdureza Vickers, e a análise visual da fratura, com auxílio de microscópios ópticos e de varredura eletrônica.

5.1 Ensaio de aplicação

O ensaio de aplicação foi elaborado, para reproduzir as condições de uso das pontas para ultrassom, a partir em dados coletados através de profissionais, que atuam na área de odontologia, e com o auxílio de um dinamômetro de dor, modelo FGE-20X da fabricante SHIMPO, como mostrado na figura 6. Os dados coletados compõem a tabela 1.

Figura 6 – Coleta da carga máxima aplicada contra um dente com auxílio de um dinamômetro de dor.

Fonte: Do autor.

Tabela 1: Dados iniciais para os ensaios.

Grandeza de Interesse	Coleta	Unidade
Carga máxima aplicada contra um dente	0,09	Kg
Média de atendimentos de profilaxia	3	Atendimentos/Dia
Tempo de aplicação do ultrassom	25	Min
Número de ciclos de aplicação do ultrassom	50	Ciclos/Atendimento
Duração de cada ciclo	0,5	Min
Tempo de uso da ponta durante o ciclo	0,25	Min
Dias de atendimento em período de garantia	66	Dia

Fonte: Do autor.

5.1.1 Construção do ensaio

A partir dos dados coletados, foram elaborados e manufaturados os componentes para a montagem do ensaio de aplicação. A figura 7 mostra a aferição do peso da anilha, utilizada para reproduzir a carga máxima aplicada contra um dente, através de um dinamômetro de dor. É possível observar que o peso do suporte de fixação da ponta do ultrassom não contribui para a carga exercida sobre o componente, devido ao modo de construção do dispositivo.

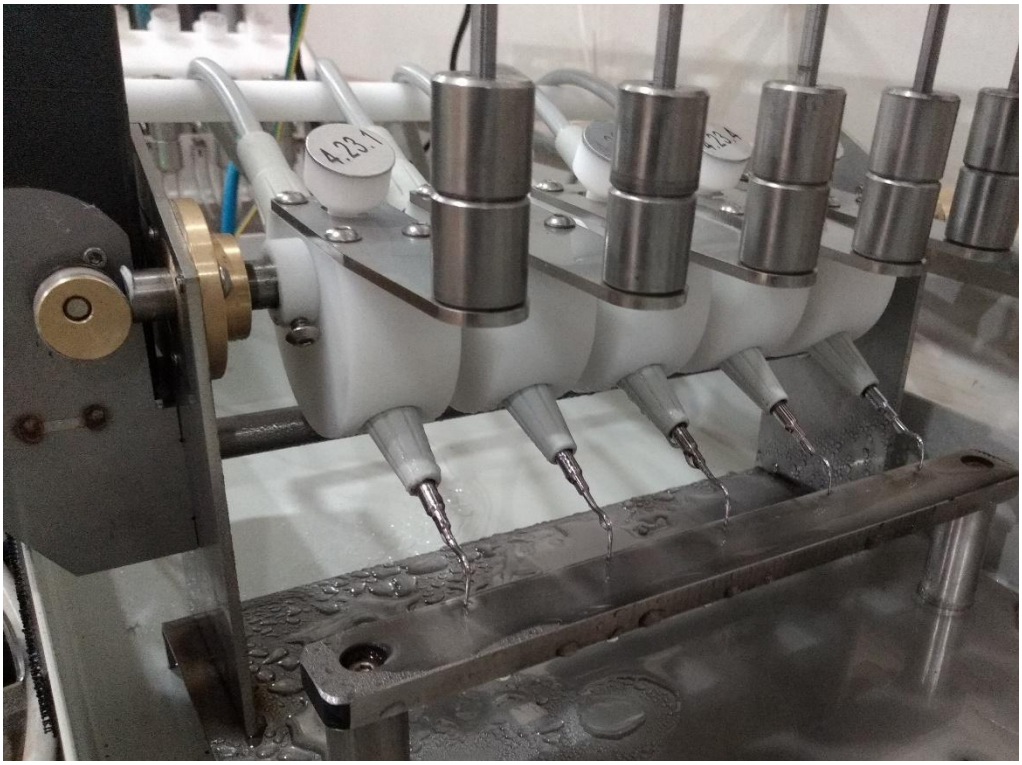
Figura 7 – Aferição de peso com auxílio de um dinamômetro de dor modelo MARK-10, da fabricante MG.

Fonte: Do autor.

Note que, como o peso de cada anilha é de 50 gramas, utilizando duas anilhas teremos 100 gramas, isto é, a soma das massas das anilhas exercerá uma carga aproximadamente 10% maior sobre as pontas para ultrassom, quando comparado ao valor fornecido na tabela 1. Essa medida foi tomada para assegurar um coeficiente de segurança nos resultados do ensaio, uma vez que outros profissionais podem aplicar uma carga máxima, através dos componentes, do estudo em questão, diferente do profissional que nos forneceu os dados iniciais.

A montagem final do equipamento, na figura 8, utilizado para o ensaio, contém cinco fixadores para as pontas de ultrassom, além de uma barra de aço, que será utilizada como superfície de desgaste para as pontas, e um sistema de movimentação lateral, composto por um motor elétrico, um eixo excêntrico e um conjunto eixo-mola, que permite simular os movimentos, de raspagem dos dentes, realizados pelos profissionais, durante o tratamento odontológico.

Figura 8 – Montagem final do equipamento para ensaio de aplicação das pontas para ultrassom.



Fonte: Do autor.

O equipamento foi programado para replicar os tempos de ciclo, informados pelos profissionais dentistas, presentes na tabela 1 acima. Portanto, ele executa ciclos de 0,25 minutos

em movimento e 0,25 minutos em repouso, totalizando 0,5 minutos de ciclo total. Um contador, associado à um ohmímetro, é utilizado para registrar os ciclos suportados por cada uma das pontas. As amostras foram selecionadas de forma aleatória dentro de lotes produzidos durante um período de dois meses anteriores ao teste.

O ensaio é encerrado ao atingir a marca de 5.940 ciclos ou se houver a fratura de todos os corpos de prova. Este valor é encontrado multiplicando a média de atendimentos de profilaxia pelo número de ciclos de aplicação do ultrassom, multiplicado pelo número de dias de atendimentos contidos dentro do período de garantia, informados na tabela 1.

5.2 Tratamento Térmico

O processo de tratamento térmico, das pontas para ultrassom, é realizado por um parceiro externo à empresa, pois não há estrutura disponível para a realização deste na unidade. Portanto, ensaios de dureza e metalografia foram realizados para garantir que os parâmetros de dureza, definidos pela engenharia de projetos, e a microestrutura final do componente, estavam sendo atendidos pelo fornecedor. O processo foi realizado seguindo o padrão encontrado na literatura, apresentado na seção 3.6.1.1 da revisão bibliográfica deste trabalho.

5.2.1 Metalografia

A metalografia é uma técnica de análise microestrutural, de metais e suas ligas, que permite avaliar a composição química, microestrutura e outras características. Para a realização da técnica são utilizados os processos de corte, lixamento, polimento e tratamento químico da amostra do material, afim de revelar sua microestrutura. Posteriormente a amostra é então analisada com o auxílio de um microscópio óptico ou eletrônico, permitindo que as imagens coletadas sejam interpretadas para determinar as características de interesse. (COLPAERT, 2008)

Essa técnica é amplamente utilizada em diversas áreas da indústria e da pesquisa, como na produção de metais e ligas, na análise de falhas em materiais, na investigação de propriedades de materiais e na pesquisa de novas ligas metálicas. Além disso, a metalografia é

uma ferramenta importante para auxiliar na compreensão das características e propriedades dos materiais metálicos, permitindo, além da criação de novos materiais, a otimização de processos e a prevenção de componentes defeituosos (VANDER VOORT, 2007)

Para a realização desta técnica, duas amostras de pontas para ultrassom, sem e com tratamento térmico, fabricadas em aço inoxidável 17-4 PH, com composição química apresentada na tabela 2, foram embutidas em resina e, após realizar o fresamento até a metade das peças, aplicaram-se os processos de lixamento e polimento na superfície para a posterior aplicação de um ataque químico para revelar a microestrutura presente. Neste caso, o ataque químico foi realizado com o reagente Vilella, preparado com 5mL de ácido clorídrico, 1g de ácido pícrico e 100mL de etanol (ASM INTERNATIONAL et al., 2004).

Tabela 2: Composição química do aço inoxidável 17-4 PH utilizado.

Composição química (%)	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Cu**	**Mo**	**Nb**	**Ni**
Máx.	0,07	0,70	1,0	0,025	0,005	17,00	5,00	0,50	0,45	5,00
Min.	-	-	-	-	-	15,00	3,00	-	5xC	3,5

Fonte: Adaptado de Ugitech SA - Technical Data Sheet - UGI® 17-4PH AIR (2005, pg. 1).

5.2.2 Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio de dureza é comumente utilizado na caracterização de materiais com o objetivo mensurar a resistência de um material à deformação plástica, ou a penetração, através de um objeto pontiagudo. A dureza de um material sofre influência de diversos fatores, tais como sua estrutura cristalina, composição química, processamento, tratamento térmico, entre outros. (ASM INTERNATIONAL et al., 2002)

Existem diversas variações para a técnica, cada uma adequada para diferentes materiais e condições de ensaio. Entre as mais utilizadas, para ligas metálicas, estão o ensaio de microdureza Vickers, do inglês Hardness Vickers (HV), e o ensaio de dureza Rockwell tipo C, ou Rockwell Hardness C (HRC), também em inglês. Cada um desses ensaios utiliza uma metodologia específica, sendo que a escolha do ensaio mais adequado para determinado

material, e finalidade, depende das características do material em estudo. (CALLISTER Jr, 1999)

Estes ensaios são essenciais para a avaliação de materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos, seleção de materiais para aplicações específicas, análise de falhas em componentes mecânicos, aferição da eficácia de tratamentos térmicos e controle de qualidade de produção. Portanto, é fundamental que os profissionais que trabalham na indústria, e na pesquisa, conheçam bem essa técnica e suas particularidades, para que possam aplicá-la de forma correta. (CALLISTER Jr, 1999)

Neste trabalho, utilizamos o ensaio de microdureza Vickers, que foi realizado em um microdurômetro, em amostras sem polimento ou ataque químico, com carga de 100 g, sendo realizadas 9 penetrações, com 20 s de tempo de endentação, ao longo do centro da ponta do componente, com distância mínima de 0,5 mm entre as mesmas. Então as diagonais das endentações foram medidas, através do próprio equipamento, para determinar a dureza local.

5.3 Inspeção visual

Com a realização do ensaio de aplicação, foram obtidos 25 corpos de prova fraturados, que passaram, primeiramente, por inspeção visual a olho nu, seguido de observações no microscópio de luz e no microscópio eletrônico de varredura. A observação ocorreu na superfície de fratura dos componentes, a fim de determinar o modo de falha e os micromecanismos que levaram ao rompimento da ponta.

5.3.1 A olho nu

Essa abordagem permitiu uma análise inicial da superfície de fratura, sem o auxílio de lentes ou instrumentos ópticos, e forneceu informações sobre as características macroscópicas da fratura. Essa etapa foi fundamental para determinar aspectos iniciais que nos auxiliaram a compreender a falha e guiar as observações nas etapas posteriores deste estudo.

5.3.2 Microscópio óptico

Segundo Davidson e Abramowitz (2002), a técnica de microscopia óptica utiliza a incidência de luz, gerada por uma fonte própria, sobre amostras, podendo estas serem biológicas, materiais orgânicos e inorgânicos, entre outros, para formar imagens através de um conjunto de lentes que convergem a luz para a amostra, e outro conjunto que amplia a imagem formada. A imagem é gerada através dos fenômenos de difração, refração ou absorção da luz pela amostra, e as variações na intensidade, fase ou polarização da luz são registradas pelo observador.

Vastamente utilizada na metalografia, para a observação da microestrutura dos metais e ligas, essa técnica permite a identificação de fases e inclusões, bem como a avaliação de características de deformação, corrosão em superfícies, interfaces e superfícies de fratura. Ademais, a microscopia óptica pode ser usada para determinar o tamanho de grão e a avaliação da distribuição de fases na microestrutura dos materiais. (COLPAERT, 2008)

Apesar de limitada, em termos de resolução, a microscopia óptica ainda é amplamente utilizada por sua facilidade de uso e a capacidade de obter informações de forma rápida. A técnica tem sido aprimorada com o uso de processamento de imagem e ainda continua sendo uma ferramenta importante para a pesquisa em diversas áreas, como a indústria, a pesquisa e o desenvolvimento de novos materiais. (COLPAERT, 2008)

Após as primeiras observações realizadas, a olho nu, para fornecer mais detalhes sobre a superfície de fratura e sua origem, utilizamos um microscópio óptico, com uma câmera acoplada, para a captura de imagens. A técnica nos permitiu examinar a presença de padrões de quebra, auxiliando na compreensão mais aprofundada da morfologia da fratura e na avaliação preliminar do mecanismo de falha do componente.

5.3.3 Microscópio eletrônico de varredura

Nesta técnica de imagem, utilizada na caracterização de materiais e análise de superfícies, utilizamos um MEV, onde um feixe de elétrons é emitido a partir de uma fonte eletrônica e varre a amostra, gerando informações sobre a topografia, morfologia e composição

química da superfície. Diferente da microscopia óptica, baseada na luz visível, a microscopia eletrônica utiliza elétrons, permitindo a obtenção de imagens de alta resolução em escalas nanométricas. (GOLDSTEIN et al., 2018)

O MEV é composto por um sistema complexo que inclui uma coluna de elétrons, detectores de sinais e sistemas de controle. Os elétrons interagem com a amostra, resultando na emissão de sinais secundários, retroespalhados e de elétrons transmitidos. Esses sinais são detectados e processados para gerar imagens de alta qualidade e informações quantitativas sobre a amostra.

Segundo Kohl e Reimer (2008), as aplicações do MEV são amplas e abrangem diversos campos, devido a sua capacidade de oferecer uma visão detalhada e precisa das características da superfície. Trata-se de uma técnica essencial para o estudo de estruturas e propriedades de materiais e investigação de falhas.

Além disso, junto ao MEV, podemos utilizar outras técnicas de observação, como a Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), sendo um método analítico para determinar a composição química de materiais. Neste caso, um detector de raios-X é acoplado ao MEV para mensurar, a energia dos raios-X emitidos pela amostra, quando ela é bombardeada pelo feixe de elétrons. A energia dos raios-X é característica para cada elemento presente na amostra, permitindo identificar de forma qualitativa os elementos da superfície de estudo. (GOLDSTEIN et al., 2018)

Para um nível ainda maior de detalhamento, e compreensão, da falha do componente, foi necessário o uso de um MEV, equipado com sistema EDS, do Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura, da Universidade de São Paulo, campus São Carlos – SP, que permite uma observação em alta resolução das características topográficas e morfológicas das superfícies. O uso dessa abordagem nos proporcionou compreender os micromecanismos de falha do componente, tornando ainda mais completo o entendimento dos fatores que levaram à sua fratura.

6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção estão apresentados e discutidos os resultados obtidos neste trabalho através dos ensaios realizados e do uso de diferentes técnicas de observação da superfície de fratura, com, e sem, o auxílio de instrumentos ópticos.

6.1 Ensaio de aplicação

O ensaio foi conduzido segundo os critérios definidos na seção 4.2 e recolhendo os exemplares, após a falha, para análises ópticas posteriores. Os resultados obtidos, divididos em lotes e estão apresentados na tabela 3.

Tabela 3: Resultado do ensaio de aplicação paras as pontas de ultrassom.

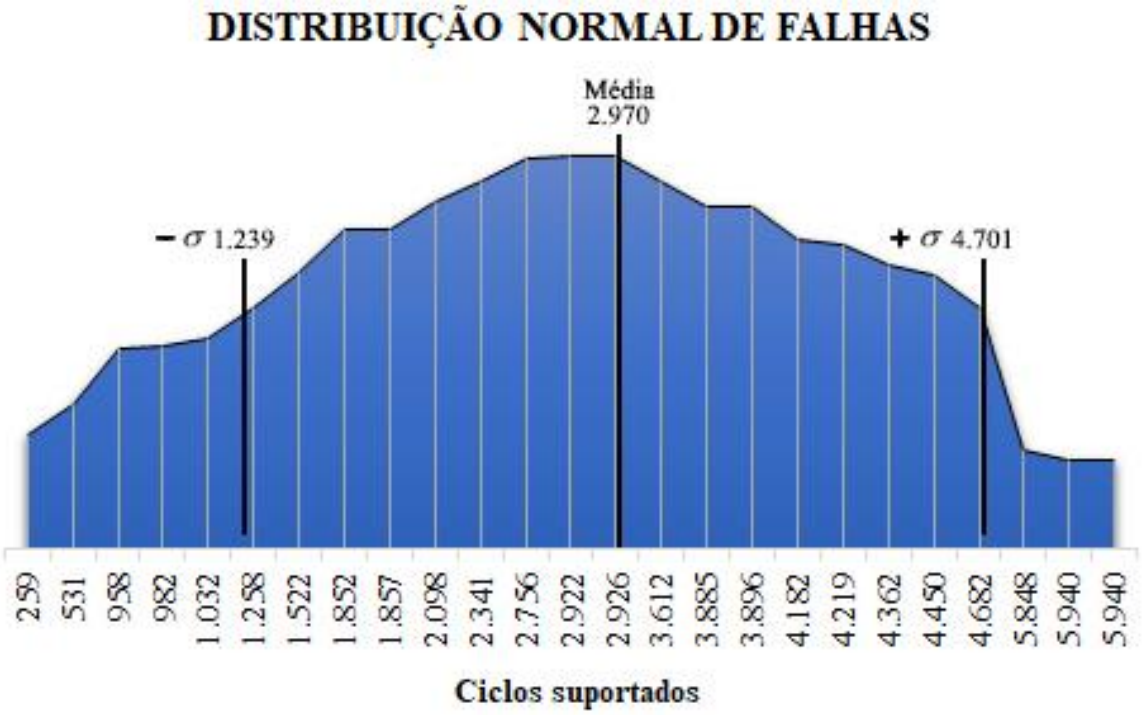
Lote	Suporte Identificador	Ciclos suportados	Amostras fraturadas	Índice de falha (%)
01	4.23.1	5.940	4	80
	4.23.2	4.362		
	4.23.3	4.219		
	4.23.4	1.857		
	4.23.5	2.922		
02	4.23.1	1.522	4	80
	4.23.2	4.682		
	4.23.3	958		
	4.23.4	5.940		
	4.23.5	259		
03	4.23.1	4.182	5	100
	4.23.2	5.848		
	4.23.3	3.612		
	4.23.4	2.926		
	4.23.5	1.852		
04	4.23.1	3.896	5	100
	4.23.2	2.098		
	4.23.3	1.032		
	4.23.4	4.450		
	4.23.5	2.756		
05	4.23.1	1.258	5	100
	4.23.2	531		
	4.23.3	3.885		
	4.23.4	2.341		
	4.23.5	982		
Média		1.623	~5	92

Fonte: Do autor.

Os resultados do ensaio mostram um alto índice de falhas, superior à 90%, nas pontas de ultrassom ensaiadas, distribuídas em todos os suportes, indicando que não há influência da posição no equipamento para a resistência do componente. Portando, podemos dizer que o ensaio é imparcial em seu resultado, em outras palavras, não é viciado.

Outro resultado que podemos extrair deste ensaio é o período de vida em que o componente fraturou, para determinar se houve a falha prematura, devido à um defeito grande, ou uma falha mais tardia, desencadeada por defeitos menores, ou ainda desgaste, sobre influência da fadiga do material. A distribuição normal de falhas, segundo o número de ciclos suportados, com média 2.970, está demostrada na figura 9.

Figura 9: Distribuição normal de falhas segundo o número de ciclos suportados.



Fonte: Do autor.

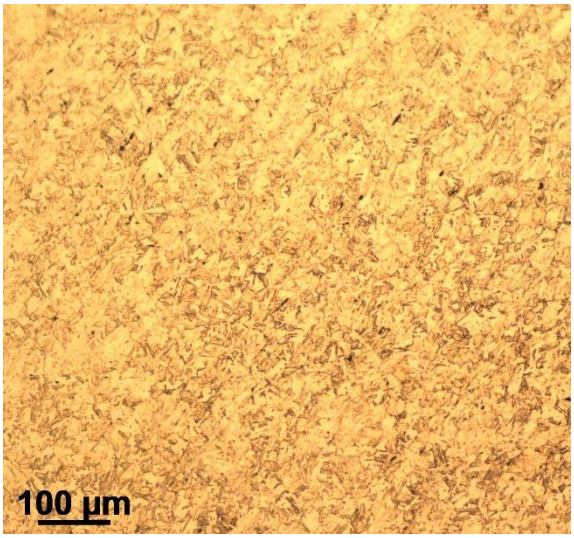
Analisando o gráfico da distribuição normal de falhas, podemos observar que há um número maior de amostras fraturadas com um número de ciclos inferior à média do ensaio. Esse dado nos indica que pode haver um defeito grande, ou concentrador de tensão, significativo que está reduzindo a vida útil dos produtos.

6.2 Metalografia

Após os resultados do ensaio de aplicação, realizamos a metalografia nas amostras com, e sem, tratamento térmico, de um dos lotes ensaiados, para dar início às investigações das causas da falha dos componentes. O reagente Vilella, descrito na seção 4.2.1, permite, após o ataque, a visualização da matriz martensítica, em tons claros, e os contornos de grãos, com a presença de outros elementos, em tons escuros.

Na metalografia, de uma amostra sem tratamento térmico, apresentada na figura 10, podemos observar a matriz martensítica, característica do aço inoxidável 17-4 PH, com diversas inclusões espalhadas, visualizadas como pequenas regiões pretas.

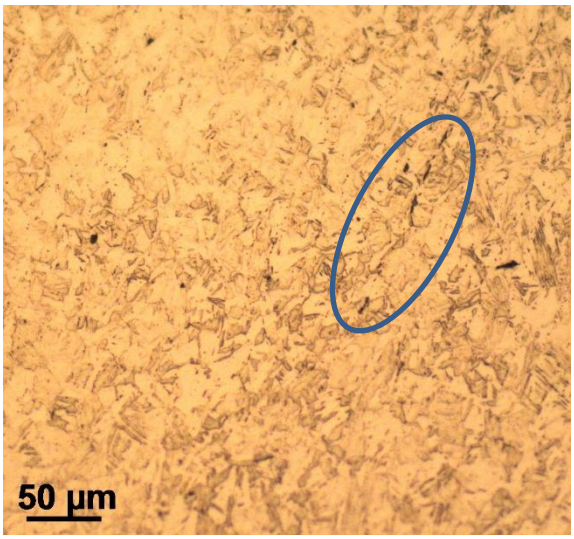
Figura 10 – Metalografia da amostra sem tratamento térmico com ampliação de 100x.



Fonte: Dou autor.

Em uma região ao lado da figura anterior, e agora com o dobro da ampliação, observamos, na figura 11, a aglomeração de algumas inclusões em uma “trilha” (círculos azuis) ao longo dos contornos de grãos. Essa forma de se organizar é característica de inclusões formadas por óxido de alumínio (Al_2O_3), e pode ser produto da desoxidação do aço através da adição de Al.

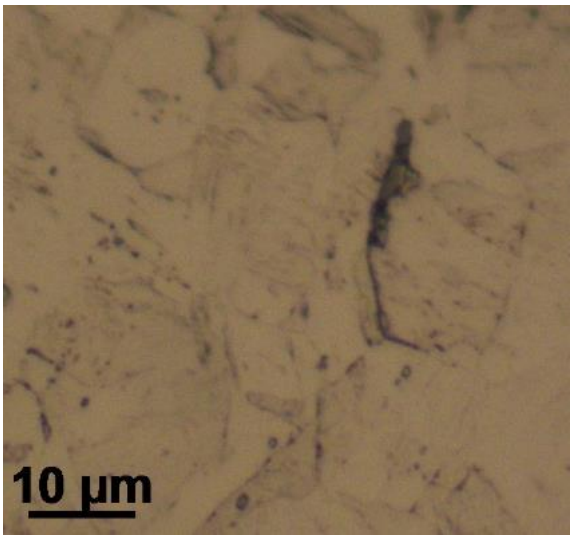
Figura 11 – Metalografia da amostra sem tratamento térmico com ampliação de 200x.



Fonte: Dou autor.

Agora, com uma ampliação de 1000x, na região central do círculo azul da figura 11, podemos ver deforma mais clara a inclusão se depositando no contorno de um grão de martensita, na figura 12. Durante solicitações mecânicas, a presença deste elemento, que agora não pode mais ser removido do aço, este elemento pode se comportar como um concentrador de tensões e nuclear micro trincas, na região interna do componente, que, ao se combinarem com outras, podem gerar uma falha catastrófica.

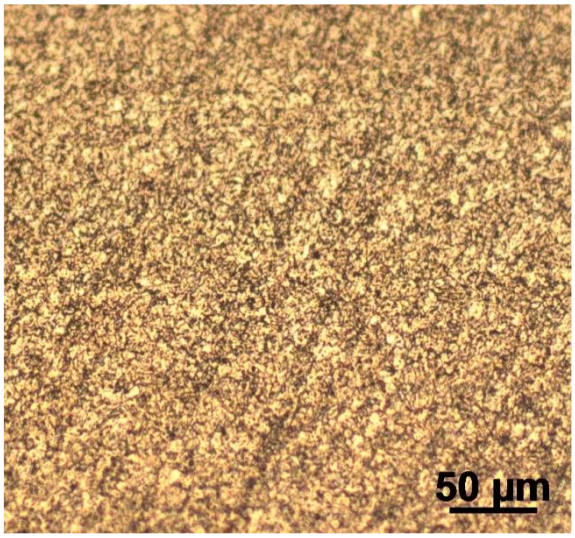
Figura 12 – Metalografia da amostra sem tratamento térmico com ampliação de 1000x.



Fonte: Do autor.

Já na metalografia da amostra que recebeu o processo de tratamento térmico, embora esteja riscada, devido à erros em sua preparação, representada pela figura 13 abaixo, observamos uma microestrutura composta por uma matriz martensítica com presença, novamente, de diversas inclusões. Esta microestrutura foi formada após o ciclo de solubilização e envelhecimento ao qual o aço inoxidável 17-4 PH foi submetido.

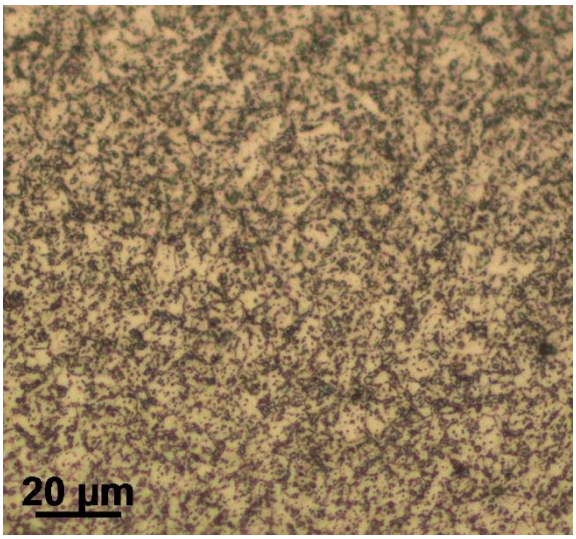
Figura 13 – Metalografia da amostra com tratamento térmico com ampliação de 200x.



Fonte: Do autor.

Em uma ampliação um pouco maior, na figura 14, podemos observar as inclusões, organizadas em um formato mais esférico, vistas como pontos pretas no meio da matriz martensítica, parecem estar mais distribuídas e dispersas, devido ao ciclo térmico, que provocou sua dissolução na matriz, o que, consequentemente, diminui o tamanho final das partículas.

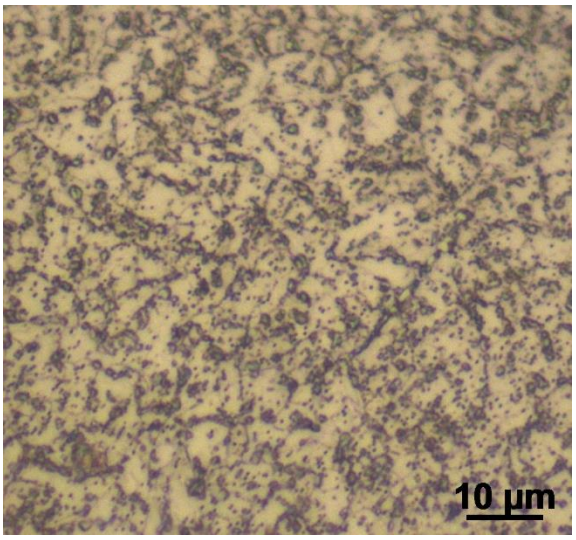
Figura 14 – Metalografia da amostra sem tratamento térmico com ampliação de 500x.



Fonte: Do autor.

Na figura 15, com uma ampliação de 1000x, para podermos observar melhor os detalhes da microestrutura, encontramos a presença de inclusões, localizadas não apenas de forma intergranular, nos contornos de grão, mas também de forma intragranular, dentro dos mesmos, apresentando, agora, micromecanismo que tornam mais prováveis uma falha de forma transgranular.

Figura 15 – Metalografia da amostra sem tratamento térmico com ampliação de 1000x.



Fonte: Do autor.

As microestruturas encontradas, tanto na amostra crua, quanto na que recebeu o tratamento térmico, estão muito diferentes do esperado, pois, para um aço inoxidável, de uso cirúrgico, como o 17-4 PH, a expectativa era de encontrarmos poucas inclusões na matriz, uma vez que a falha desse material em serviço pode comprometer o resultado do procedimento médico, ou odontológico, como no caso deste estudo, ou ainda causar danos ao paciente, como: cortes, ingestão ou fraturas. Este resultado é importante para as próximas etapas do estudo, pois estas alterações na microestrutura têm influência direta na resistência final dos componentes.

1.1.1 Microdureza Vickers

Os valores encontrados para microdureza Vickers, da amostra sem tratamento térmico, estão apresentados na tabela 4. Observamos, segundo os dados da tabela, que o valor médio encontrado, de 389 HV, através das medições das diagonais das endentações, está muito próximo do valor de referência, entre 40 HRC e 48 HRC, quando convertido para Hardness Rockwell (HRC), através de uma tabela de conversão e do uso do software Excel. O valor de referência de dureza, para um aço inoxidável 17-4 PH sem tratamento térmico, e a tabela de conversão de durezas estão segundo Cardarelli (2008).

Tabela 4: Dados de HV e HRC para a amostra sem tratamento térmico.

Endentação	Distância da ponta (mm)	Valor (HV)	Valor (HRC)
01	0,5	381	39,0
02	1	401	41,0
03	1,5	401	41,0
04	2	393	41,2
05	2,5	378	38,6
06	3	379	38,7
07	3,5	380	38,9
08	4	399	40,7
09	4,5	385	39,4
Média	-	389 ± 9,9	39,8 ± 1,11

Fonte: Do autor.

Os valores encontrados para microdureza Vickers, agora da amostra com tratamento térmico, estão apresentados na tabela 5. Neste caso, observamos que o valor médio encontrado,

seguindo a mesma literatura, e método, citados anteriormente, de 464 HV, quando convertido para HRC, obtemos uma dureza de aproximadamente 46 HRC. Esse resultado nos mostra que agora há precipitados dispersos na matriz martensítica, responsáveis pelo aumento na medida de dureza, provenientes do processo térmico de envelhecimento.

Tabela 5: Dados de HV e HRC para a amostra com tratamento térmico.

Endentação	Distância da ponta (mm)	Valor (HV)	Valor (HRC)
01	0,5	460	45,9
02	1	448	44,7
03	1,5	468	46,8
04	2	468	46,8
05	2,5	468	46,8
06	3	457	45,6
07	3,5	468	46,8
08	4	480	48,1
09	4,5	463	46,2
Média	-	464 ± 8,95	46,4 ± 0,96

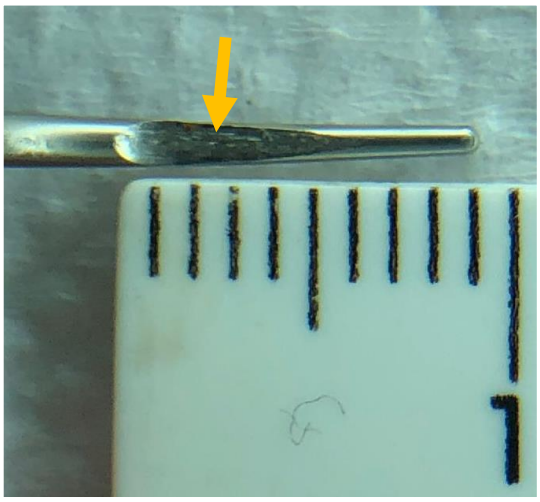
Fonte: Do autor.

Nas exigências de projeto, para garantir as características de resistência ao desgaste e outras propriedades mecânicas, a faixa de dureza a ser atendida, é de 45 HRC à 49 HRC. Portanto, o produto entregue pelo fornecedor externo atende aos requisitos de dureza definidos pela equipe de engenharia.

6.3 Inspeção visual

Observando as amostras a olho nu, notamos que elas possuem uma região, ao longo da ponta de contato com os dentes, que passa pelo processo de fresamento, com o objetivo de gerar uma superfície de espalhamento da solução de limpeza, composta por água e bicarbonato de sódio, que dá origem a uma névoa, responsável por expulsar a sujeira removida dos dentes para longe do local sob tratamento. A presença desta superfície, indicada pela seta amarela, e seu efeito estão demonstrados na figura 16.

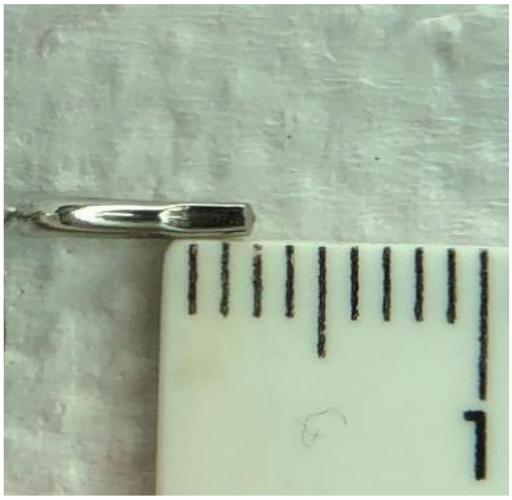
Figura 16: Superfície de espalhamento da solução de limpeza e a névoa gerada por ela.



Fonte: Do autor.

Como apresentado na figura 17, nas amostras ensaiadas, que sofreram fratura, podemos constatar, visualmente, que todas falharam no mesmo local, aproximadamente três milímetros abaixo do início da área fresada. Essa observação reforça a tese de que um concentrador de tensão, além das inclusões já observadas na metalografia, estaria contribuindo para a falha. Neste caso, a redução de seção transversal, gerada após o processo de fresamento, estaria exercendo a função de concentrador.

Figura 17: Local de fratura das amostras ensaiadas.



Fonte: Do autor.

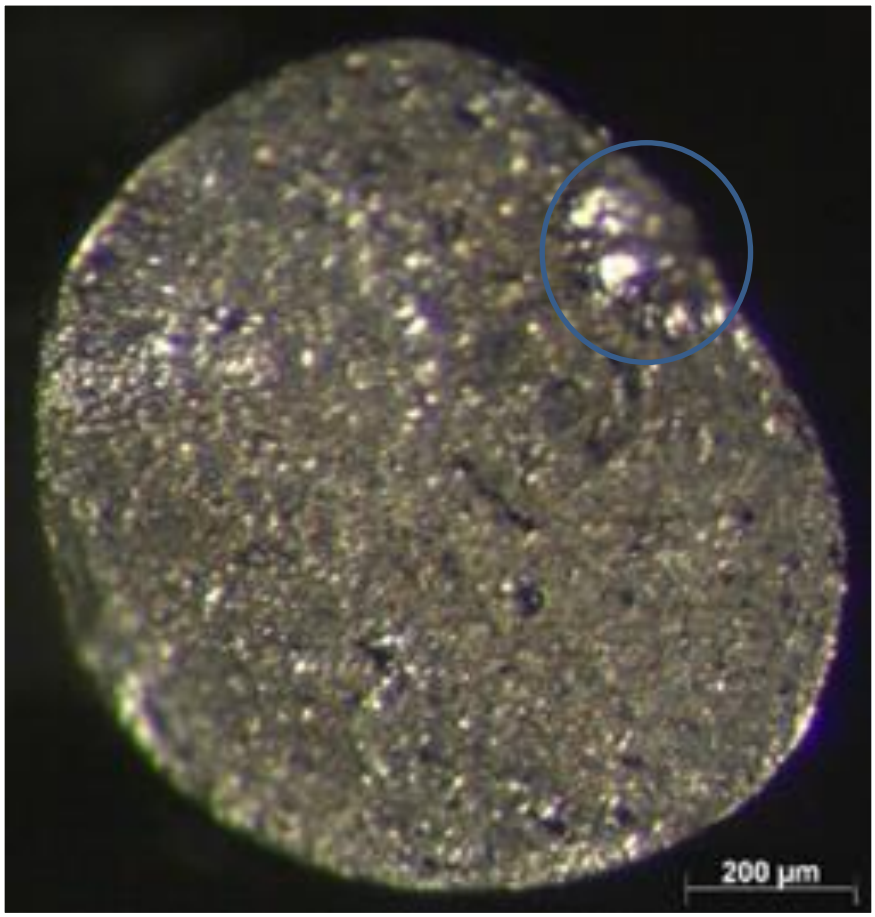
Observamos também que a superfície de fratura das amostras apresenta uma aparência brilhante e granular, indicando que a falha provavelmente ocorreu de forma frágil e intergranular. Não há figuras para ilustrar esta observação devido a limitada capacidade de resolução, das câmeras convencionais, à nossa disposição, não permitir a captura de detalhes como esses. Portanto, as observações com o auxílio de microscópios se fazem necessárias para concluir se, de fato, estas hipóteses estão corretas.

6.4 Microscopia Óptica

Com o auxílio do microscópio, podemos observar a superfície de fratura de forma mais detalhada, revelando se existe uma região de fadiga, qual foi a forma de fratura, frágil ou dúctil, se há um ponto de início bem definido, e outras novas informações sobre como os componentes vieram à falha.

Na amostra observada, representada pela figura 18, podemos observar a presença de duas regiões bem definidas, uma zona de fratura por fadiga, localizada na face que recebeu o processo de fresamento, com aspecto menos granular e mais brilhante (círculo azul), e outra de fratura mista, ao mesmo tempo frágil e dúctil, em todo o restante da superfície, agora com aspecto mais cinzento e granular, mas ainda com pontos brilhantes espalhados.

Figura 18 – Superfície de fratura da primeira amostra observada com ampliação de 50x.



Fonte: Do autor.

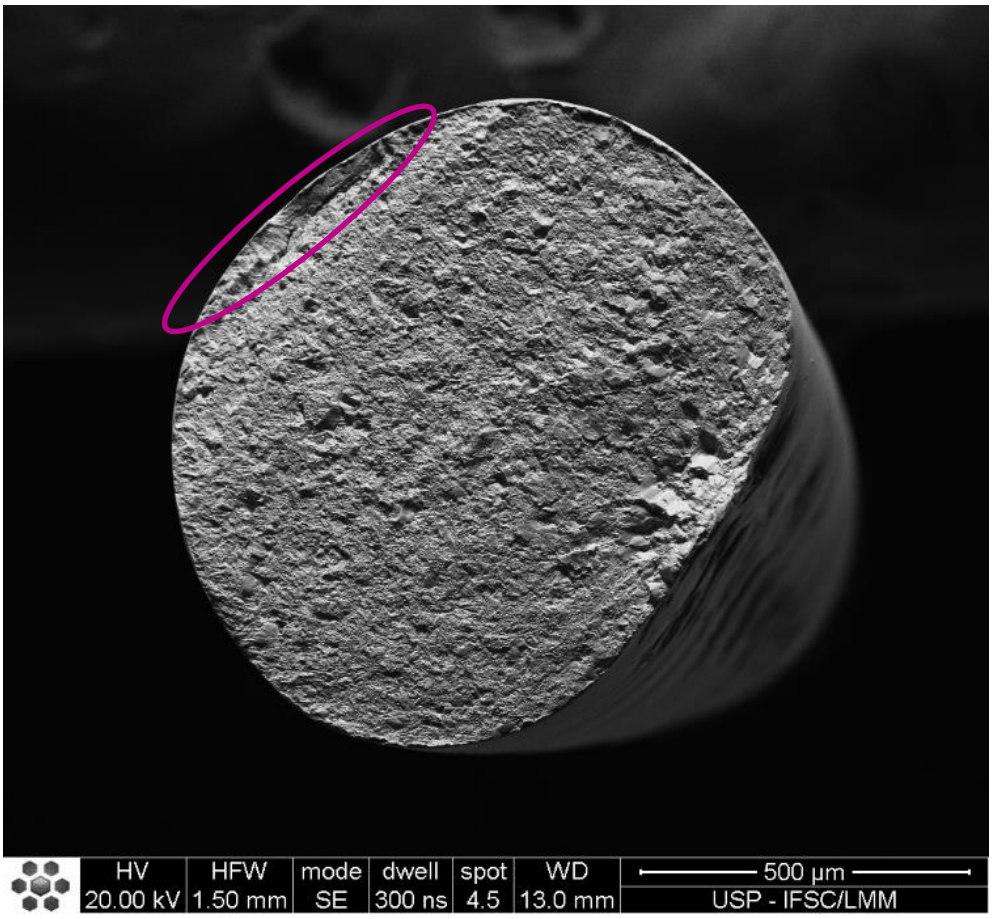
Estes dados preliminares nos permitem afirmar que a região do fresado realmente está contribuindo de maneira negativa, como um concentrador de tensão, para a vida dos componentes. No entanto, devido a diferença de relevo na amostra, e as características que limitam a microscopia óptica, não se torna possível uma observação clara de todas as regiões da superfície, com grande riqueza de detalhes. Apesar destas limitações, a imagem nos fornece bons indicativos dos locais onde devemos aprofundar as investigações, com o auxílio do MEV, buscando entender como a presença das inclusões, observadas na metalografia, e de outros micromecanismos, contribuíram para a propagação das trincas e a falha catastrófica.

6.5 Microscopia Eletrônica

Nesta seção, utilizamos o MEV e a técnica de EDS, combinados, para reunir mais informações sobre os micromecanismos de fratura responsáveis pelas falhas nas pontas para ultrassom. Foi utilizada a mesma amostra apresentada na seção 5.4 deste trabalho.

A imagem da superfície de fratura da amostra, agora com maior riqueza em detalhes, nos mostra a presença de uma terceira região de fratura (círculo magenta), no lado oposto à fratura por fadiga, com características de deformação plástica, indicando uma fratura final de forma dúctil. Na figura 19, também podemos observar que a falha se propagou de forma relativamente plana, sem criar grandes diferenças de relevo entres as regiões.

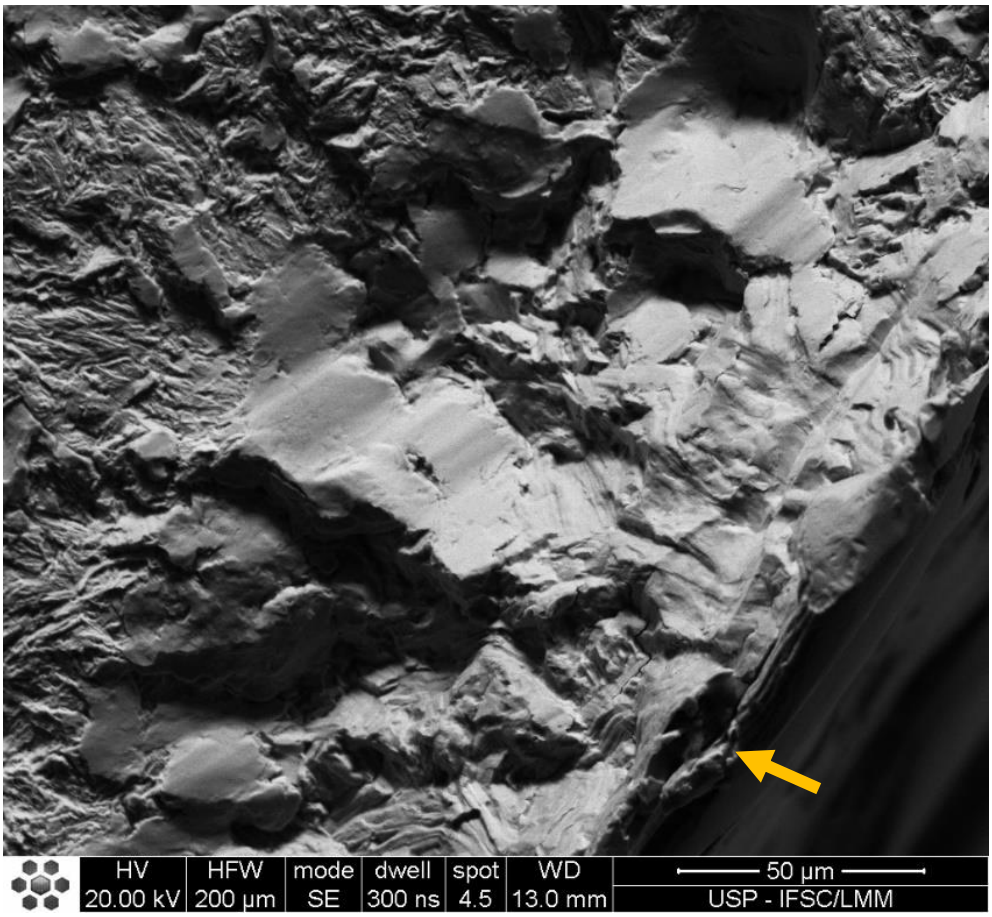
Figura 19 – Superfície de fratura da primeira amostra observada no MEV.



Fonte: Do autor.

Concentrando as observações inicialmente na região de fratura por fadiga, presente na figura 20, observamos que há uma diferença de revelo significativa na borda da superfície, com início aparente em um local que apresenta características de deformação plástica (seta amarela), diferente do restante, e com a presença de algumas trincas ao seu redor.

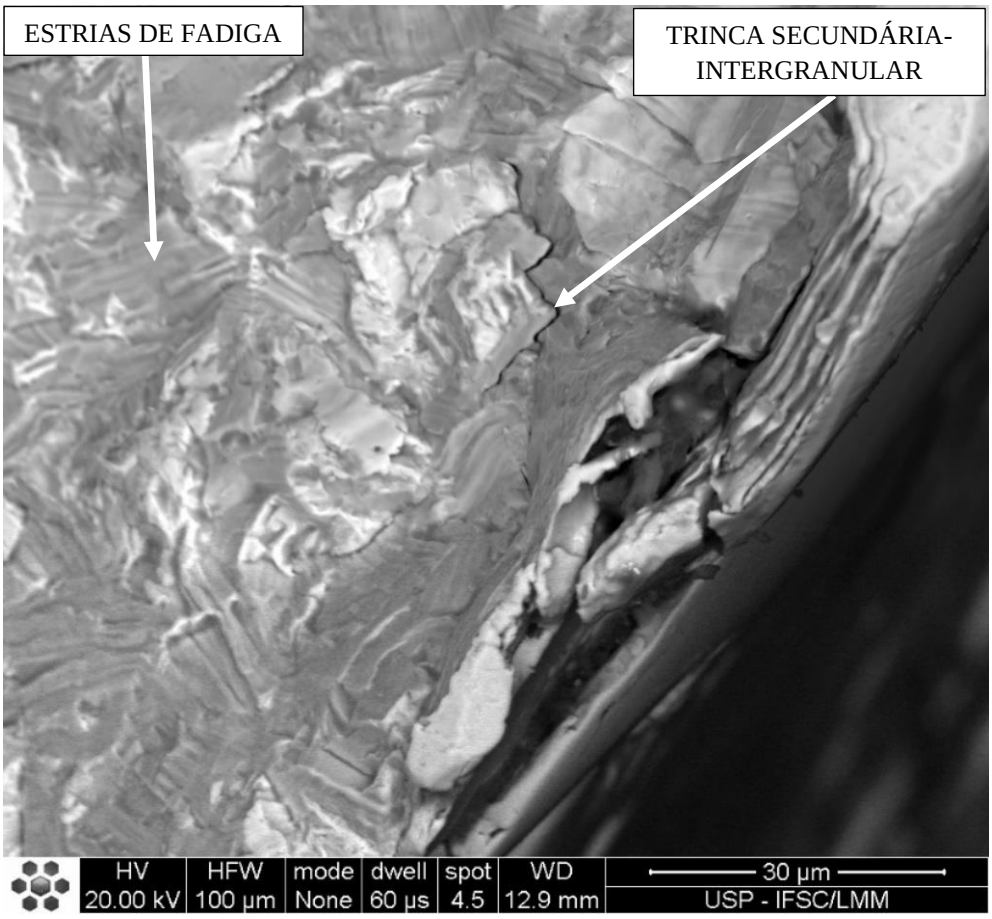
Figura 20 – Região de fratura por fadiga observada no MEV.



Fonte: Do autor.

Observando a região citada anteriormente, de forma mais próxima, na figura 21, com auxílio da fonte de EDS, identificamos que a maior parte dos grãos que compõem o seu entorno estão amassados e com diversas estrias, provenientes dos esforços cíclicos na movimentação do inserto e a vibração do ultrassom, característico da falha por fadiga, mas também notamos que há uma trinca secundária, e intergranular, ao seu redor.

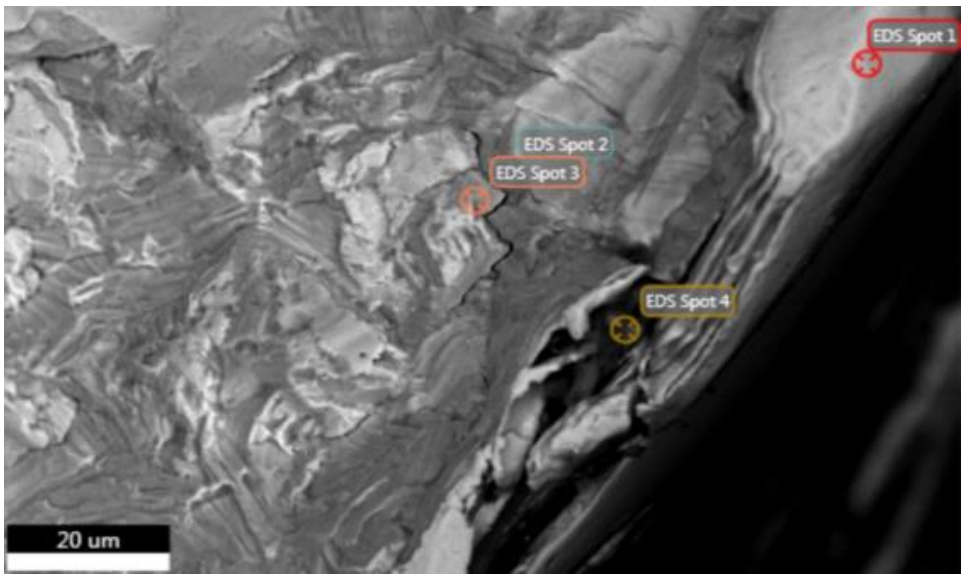
Figura 21 – Região de fratura por fadiga observada no MEV com auxílio da fonte de EDS.



Fonte: Do autor.

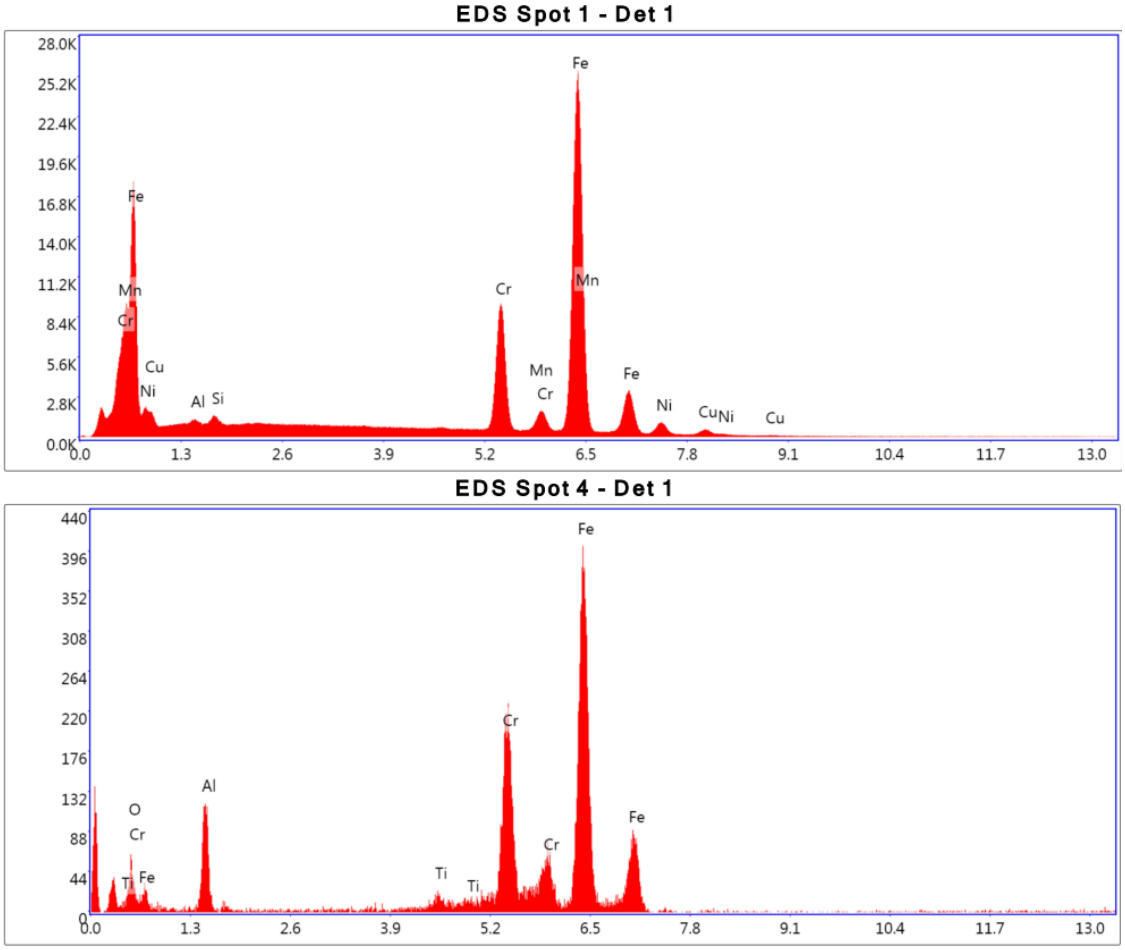
Devido as características da EDS, que evidencia os compostos metálicos em tons claros e os compostos não metálicos em tons mais escuros, há indícios de uma partícula precipitada, isto é, uma inclusão, relativamente grande, logo abaixo da região que difere do restante. Baseado nessa hipótese, realizamos a análise da composição química local de quatro pontos da superfície, demonstrados na figura 22, para confirmar a existência da inclusão não metálica. Como os espectros de EDS das regiões dos pontos 1, 2 e 3, ainda na figura 22, foram muito próximos, desconsideramos os pontos 2 e 3 direcionamos nosso foco para a comparação dos espectros EDS contendo as composições químicas locais dos pontos 1 e 4, apresentados logo abaixo na figura 23.

Figura 22 – Pontos de análise da composição química local através de EDS.



Fonte: Do autor.

Figura 23 – Espectros EDS dos pontos 1 e 4 da figura 22.

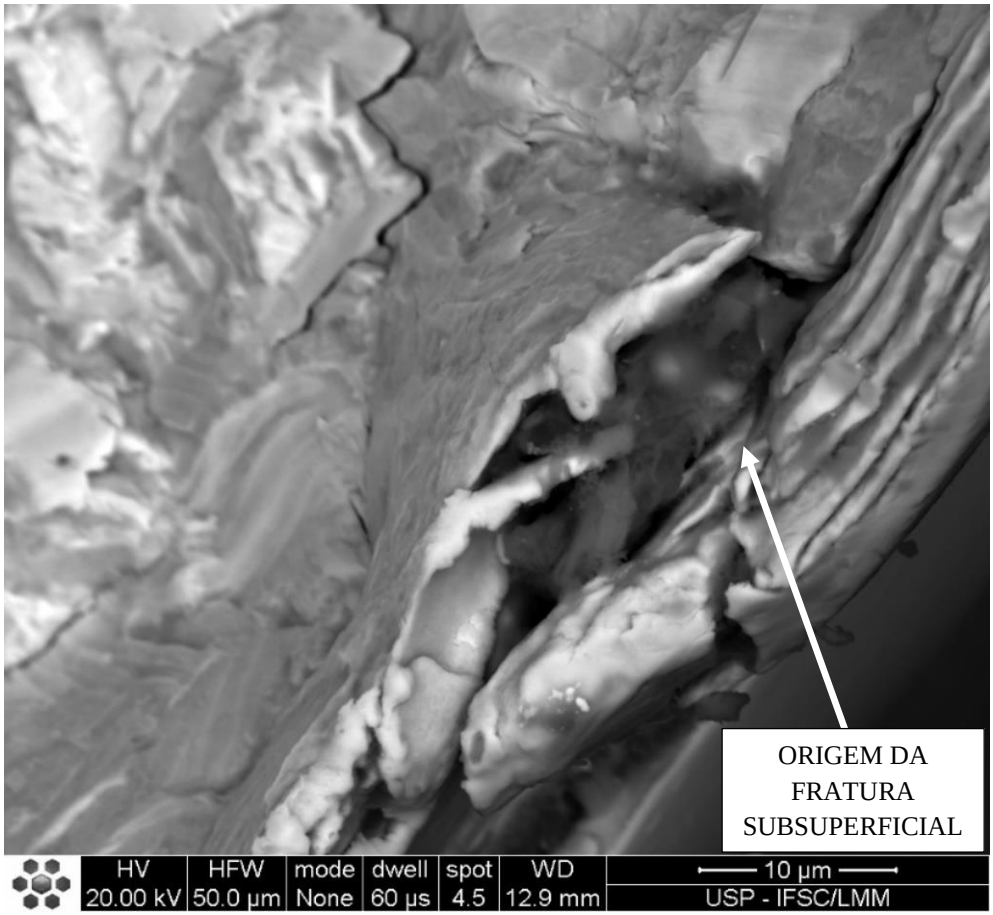


Fonte: Do autor.

Na análise dos espectros de EDS, observamos que o primeiro apresenta a composição química esperada para o aço em questão, com picos de Ferro (Fe), Cromo (Cr), Níquel, Manganês (Mn), Cobre (Cu) e pouco Alumínio (Al). Porém, no segundo espectro, além destes memos elementos, e de um pouco de Titânio (Ti), a presença clara de um pico de Al e outro de Oxigênio (O), indicando a presença de Al_2O_3, como observado na metalografia analisada na seção 5.2 deste trabalho.

Combinando os resultados obtidos, através dos espectros de EDS, com as observações realizadas, na superfície de fadiga da amostra, através das imagens geradas pelo MEV, podemos afirmar que, esta precipitação não metálica, ou inclusão, foi o elemento que iniciou uma trinca subsuperficial, que se espalhou pela matriz, e causou a falha catastrófica, de maneira frágil, do componente estudado. A figura 24, obtida através da fonte de EDS, destaca de forma mais isolada a partícula precipitada.

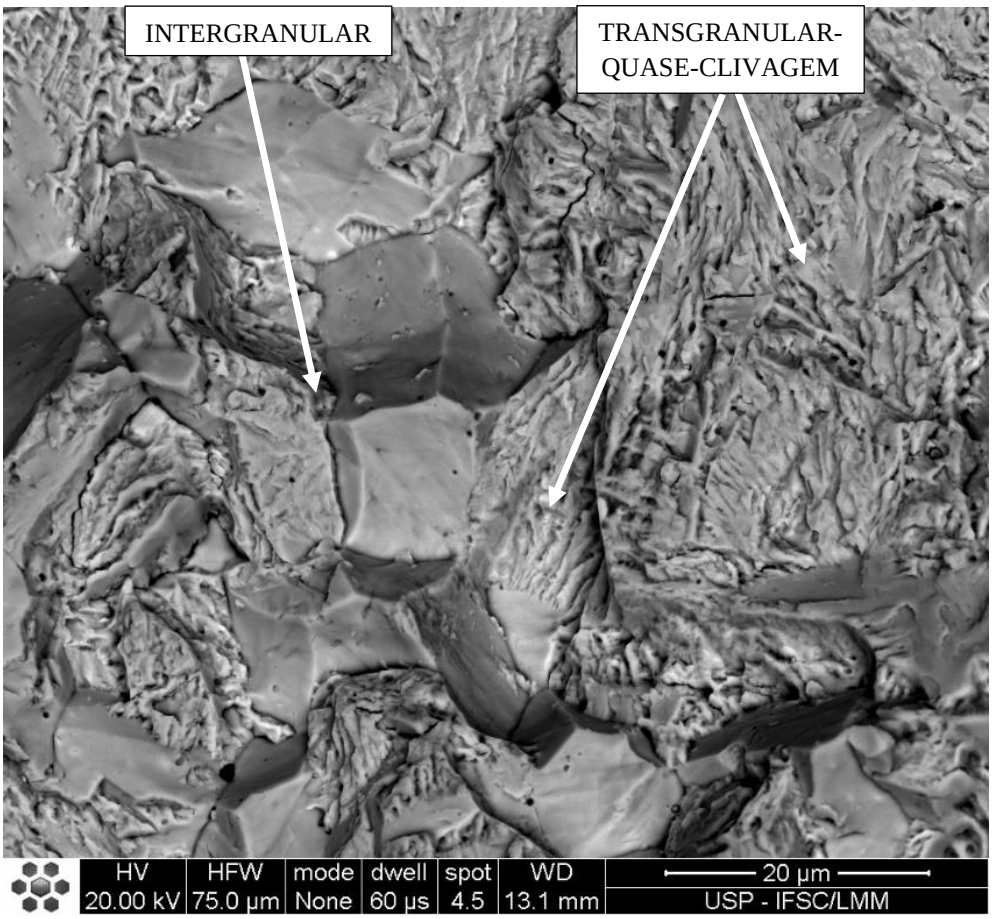
Figura 24 – Destaque da partícula precipitada através da fonte de EDS.



Fonte: Do autor.

Deslocando a região de estudo, da superfície de fratura, para a região central do diâmetro do componente, onde houve a fratura de forma frágil, conseguimos identificar, através do uso da fonte de EDS, um micromecanismo misto, com presença de fratura intergranular e quase-clivagem. Notamos também a presença de diversas inclusões não metálicas, visualizadas como pontos pretos na figura 25, tanto no interior dos grãos fraturados quanto nos contornos dos grãos.

Figura 25 – Destaque da partícula precipitada através da fonte de EDS.

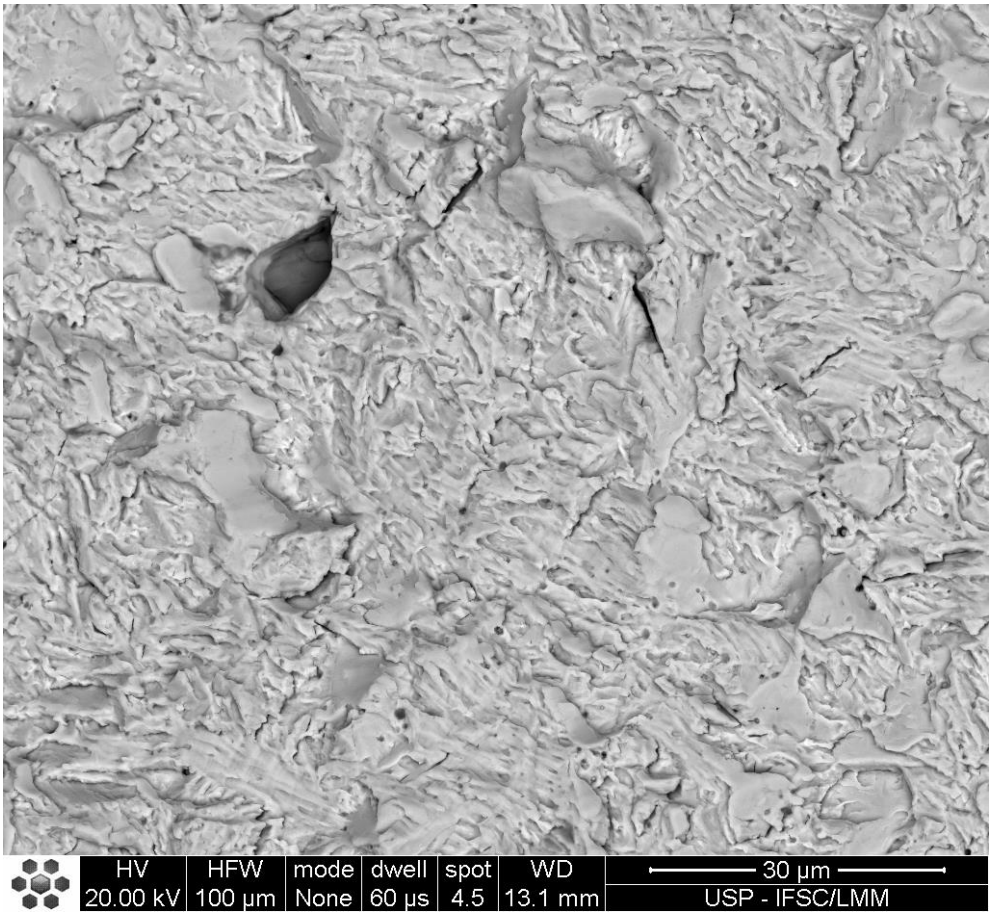


Fonte: Do autor.

Analisando outra imagem, representada pela figura 26, registrada através da fonte de EDS, na mesma região de estudo, mas em outro ponto, encontramos novamente a presença de diversas inclusões espalhadas nos interiores dos grãos fraturados, com destaque para uma partícula, relativamente muito grande, de aproximadamente 10 um de diâmetro, presente no

contorno dos grãos, que pode ter contribuído de maneira mais intensa para a fragilização do componente.

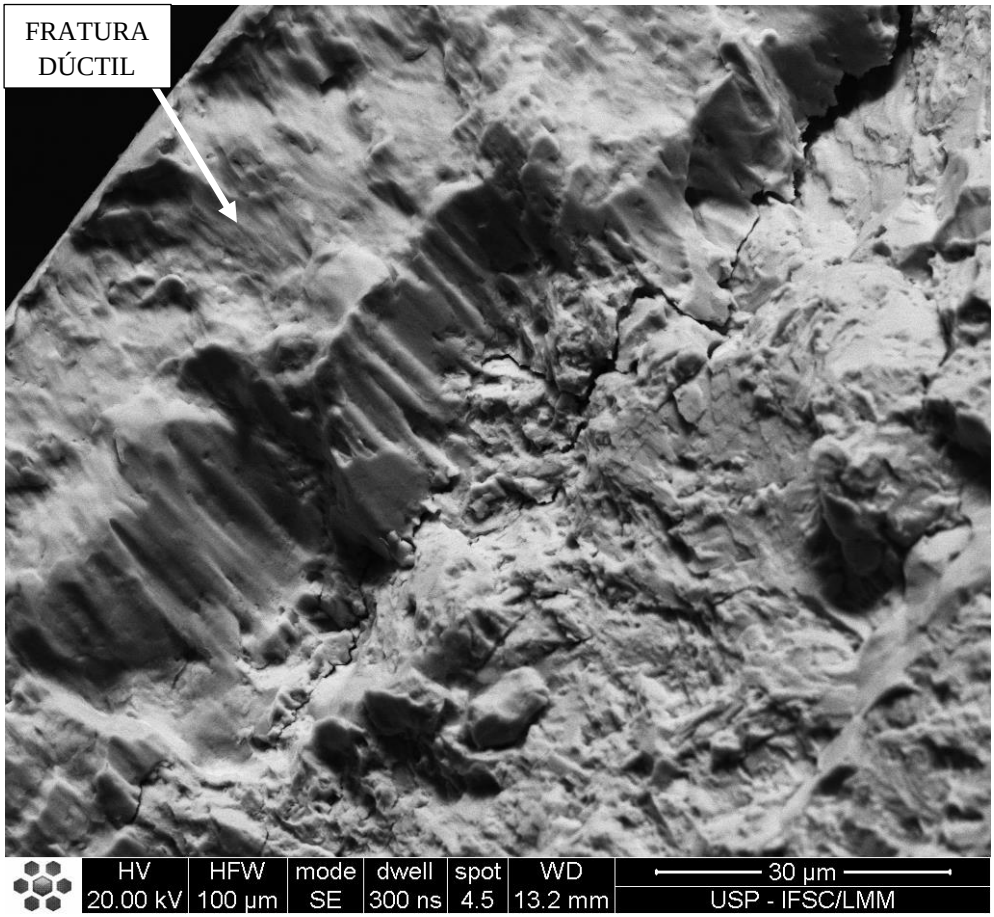
Figura 26 – Destaque da partícula precipitada através da fonte de EDS.



Fonte: Do autor.

Na região final de fratura, observamos uma zona transição, bem definida, ente os modos de fratura frágil e dúctil, através das mudanças na morfologia da superfície e da presença de uma trinca que as separa. A região de fratura dúctil difere das demais por apresentar como característica uma aparência de esticamento do material, como podemos visualizar na figura 27 abaixo.

Figura 27 – Região de transição entre os modos de fratura frágil e dúctil.



Fonte: Do autor.

Após todas as análises realizadas, da superfície de fratura, através das imagens obtidas pelo MEV, e da composição química local, com o auxílio da fonte de EDS, podemos afirmar, que a causa raiz, responsável pela fratura precoce, das pontas para ultrassom, pode ser atribuída à fragilização do material, devido a formação de inclusões precipitadas, não metálicas, oriundas do processo de fabricação do aço inoxidável 17-4 PH utilizado na fabricação das mesmas.

6.6 Melhorias e Validações

Com o objetivo de reduzir, ou adiar, os efeitos negativos, gerados pela presença das inclusões, encontradas na microestrutura do material, sobre a vida útil dos insertos para ultrassom, foi proposta, como melhoria imediata, a remoção do processo de fresamento na

fabricação dos componentes, buscando evitar a concentração de tensões devido a variações bruscas na geometria da superfície.

Para a validação, da efetividade, da medida proposta, selecionamos novamente, de forma aleatória, algumas amostras, de lotes distintos, que foram produzidas, mas ainda não receberam o processo de fresamento, para serem enviadas ao fornecedor do tratamento térmico e, posteriormente, submetidas às mesmas condições de ensaio descritas na seção 4.1 deste trabalho. Os resultados da aplicação do ensaio estão apresentados na tabela 6.

Tabela 6: Resultado do ensaio de aplicação paras as pontas de ultrassom sem fresamento na fabricação.

Lote	Suporte Identificador	Ciclos suportados	Amostras fraturadas	Índice de falha (%)
01	4.23.1 4.23.2 4.23.3 4.23.4 4.23.5	5.940 5.940 5.940 5.940 5.940	0	0
02	4.23.1 4.23.2 4.23.3 4.23.4 4.23.5	5.940 5.940 5.940 5.940 5.940	0	0
03	4.23.1 4.23.2 4.23.3 4.23.4 4.23.5	5.940 5.940 5.940 5.940 5.940	0	0
04	4.23.1 4.23.2 4.23.3 4.23.4 4.23.5	5.940 5.940 5.940 5.940 5.940	0	0
05	4.23.1 4.23.2 4.23.3 4.23.4 4.23.5	5.940 5.940 5.940 5.940 5.940	0	0
Média		5.940	0	0

Fonte: Do autor.

Analisando os resultados, notamos uma mudança extremamente significante na resistência das novas pontas de ultrassom, sem a região fresada, quando comparadas ao modelo ensaiado anteriormente, com a região fresada. Não houve a fratura de nenhum componente submetido ao ensaio, nem desgastes excessivos, apenas o esperado, como mostra a figura 28 abaixo, cumprindo o objetivo de validar a melhoria proposta e, também, de suportar a carga cíclica estimada para os meses de garantia do produto, como simula o ensaio de aplicação.

Figura 28: Resultado de desgaste típico das pontas para ultrassom, sem fraturas, após retirada do fresamento.

Fonte: Do autor.

Como os resultados apresentaram uma grande evolução na vida útil dos insertos, a melhoria foi implementada para todos os lotes produzidos após a validação, com impacto direto na redução da probabilidade de falha em campo, do componente em período de garantia. Vale destacar que esta é apenas uma medida paliativa para o problema e que ela não ataca a causa raiz.

Outra ação tomada, agora com foco na causa raiz, foi entrar em contato com o fornecedor para compreender como o processo de produção deste aço ocorreu e investigar quais seriam as medidas possíveis, do ponto de vista financeiro, para a reparação dos danos causados. Devido às questões burocráticas envolvidas, esta ação não foi concluída até o momento da elaboração deste trabalho.

7. CONCLUSÕES

Através da análise dos resultados do presente trabalho, fomos capazes de identificar a provável causa raiz para a fragilização do aço inoxidável 17-4 PH, responsável pela fratura precoce das pontas para ultrassom periodontal.

A partir das análises metalográficas, onde detectamos diversas inclusões não metálicas na matriz martensítica do aço, da reprodução das condições de uso dos componentes, através de um ensaio de aplicação, e da posterior análise da superfície de fratura, com auxílio de um MEV, podemos concluir que a causa raiz foi, exatamente, a presença das inclusões precipitadas.

Como melhoria imediata para o produto, foi proposta, e validada, uma medida paliativa, de remoção do processo de fresamento, na região da ponta de contato, visto que na análise da superfície de fratura, pudemos concluir que nesta região havia a nucleação da trinca, indicando a concentração de tensões. Após esta ação, a ocorrência de reclamações, advindas dos clientes, não atingiu números significativos nos indicadores de controle, da equipe de qualidade, que pudessem levar a uma queda na reputação da empresa.

Para estudos futuros é recomendado reproduzir os ensaios com um aço inoxidável 17-4 PH sem a presença de inclusões não metálicas e avaliar o comportamento das pontas para ultrassom no ensaio de aplicação. Outras recomendações são: analisar o uso de aços inoxidáveis alternativos ao utilizado atualmente na confecção dos componentes, realizar a elaboração de um FMEA dos domínios, caracterizar os fluídos utilizados no ultrassom periodontal e sua influência nas características do objeto, identificar as vibrações contidas na aplicação, definir o estado triaxial de tensões e as tensões equivalente no componente, revisar o projeto da geometria do objeto e estudar a influência de outros ciclos de tratamento térmico na resistência das pontas.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1150**-87. Standard Definitions of terms Relating to Fatigue. West Conshohocken, 1987, 14p.

ASHBY, M. F. et al. Fracture-mechanism maps and their construction for F.C.C. metals and alloys. **Acta Metallurgica**, Grã-Bretanha, v. 27, p. 699-729, 1979.

ASM INTERNATIONAL. et al. **Handbook Volume 8:** Mechanical Testing and Evaluation. Novelty: ASM International, 2000.

ASM INTERNATIONAL. et al. **Handbook Volume 9:** Metallography and Microstructures. Novelty: ASM International, 2004.

ASM INTERNATIONAL. et al. **Handbook Volume 11:** Failure Analysis and Prevention. Novelty: ASM International, 2002.

ASM INTERNATIONAL. et al. **Handbook Volume 19:** Fatigue and Fracture. Novelty: ASM International, 1996.

CALLISTER Jr, William D. **Materials Science and Engineering:** An Introduction. 5th ed. Salt Lake: Wiley, 1999.

CAMPBELL, F.C. **Fatigue and Fracture**: Understanding the Basics. 1th ed. Novelty: ASM International, 2012.

CARDARELLI, Francois. **Materials Handbook**: A Concise Desktop Reference. 2th ed. Londres: Springer London, 2008.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Revisão técnica de André Luiz V. da Costa e Silva. 4th ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

DAS, A. K. **Metallurgy, of Failure Analysis**. 1th ed. Nova Iorque: McGraw-Hill Professional, 1997.

DAVIDSON, Michael W. e ABRAMOWITZ, Mortimer. Optical Microscopy. **Encyclopedia of Imaging Science and Technology**. 2002. DOI: https://doi.org/10.1002/0471443395.img074. Disponível em: https://micro.magnet.fsu.edu/primer/opticalmicroscopy.html. Acesso em 23 jan. 2023.

GOLDSTEIN, Joseph I. et al. **Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis**. Nova Iorque: Springer, 2018.

GONZÁLEZ-VELÁZQUEZ, Jorge L. **Fractography and Failure Analysis**. 1th ed. Cidade do México: Springer, 2018.

KOHL, Helmut; REIMER, Ludwig. **Transmission Electron Microscopy**: Physics of Image Formation. Nova Iorque: Springer, 2008.

MILELLA, Pietro Paolo. **Fatigue and Corrosion in Metals**. 1th ed. Milão: Springer Milano, 2012.

PANTAZOPOULOS, G.A. A Process-Based Approach in Failure Analysis. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, n. 14, p. 551–553, 2014. DOI:

https://doi.org/10.1007/s11668-014-9853-z. Disponível em: https://link.springer.com/article/10.1007/s11668-014-9853-z. Acesso em: 14 jan. 2023.

UGITECH SA. **Technical Data Sheet -** UGI® 17-4PH AIR. Ugine: Ugitech SA, 2015.

VANDER VOORT, George F. **Metallography principles and practice**. 4th ed. Novelty: ASM International, 2007.

WULPI, Donald J.; MILLER, Brett. **Understanding How Components Fail**. 3th ed. Novelty: ASM International, 2013.