

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

LARISSA MARA BATISTA DUARTE

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA E DA RESISTÊNCIA MECÂNICA NA
FORMAÇÃO DE ESTRIAS DE FADIGA EM AÇOS**

BERLIM

2018

LARISSA MARA BATISTA DUARTE

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA E DA RESISTÊNCIA MECÂNICA NA
FORMAÇÃO DE ESTRIAS DE FADIGA EM AÇOS**

Trabalho de Conclusão de Curso desenvolvido na Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung e apresentado na Universidade Técnica de Berlim como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG).

Orientadora: Profa. Dr^a. Claudia Fleck

Orientador: Dr. Dirk Bettge

Coorientadora: Eng^a Erika Alves Alcântara

Coorientador: Dr. Mauro Madia

BERLIM

2018

**INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA E DA RESISTÊNCIA MECÂNICA NA
FORMAÇÃO DE ESTRIAS DE FADIGA EM AÇOS**

Trabalho de Conclusão de Curso desenvolvido na Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung e apresentado na Universidade Técnica de Berlim como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG).



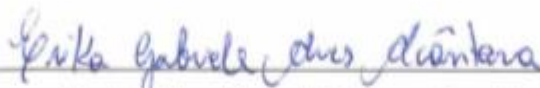
Prof. Dr.^a. Claudia Fleck (Orientadora)

Technische Universität Berlin



Dr. Dirk Bettge (Orientador)

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung



Eng.^a Erika Alves Alcântara (Coorientadora)

Technische Universität Berlin



Dr. Pedro Dolabella Portella

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por me proporcionar essa oportunidade e por guiar os meus passos durante a execução desse trabalho.

À toda minha família e amigos que, mesmo longe nesta etapa final, me apoiaram em todos os momentos e me fizeram acreditar que todo o esforço valeria a pena.

Aos mestres Pedro Dolabella Portella e Ivete Peixoto Pinheiro Silva, que estiveram ao meu lado desde o início dessa caminhada. Sem a ajuda de vocês, nada disso seria possível.

Aos meus Orientadores e Coorientadores, por toda a ajuda e apoio prestados. Levarei os ensinamentos de vocês sempre comigo.

A toda equipe da Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) e do departamento de Engenharia de Materiais da Technische Universität (TU-Berlin) pelo suporte e companhia diária.

Ao Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET/MG, pelos mais de 5 anos de convivência e conhecimento compartilhado.

A vocês, a minha eterna gratidão.

RESUMO

Os aços são os mais complexos e mais utilizados materiais de engenharia, e, durante a sua vida em serviço, eles estão sujeitos à ação de diferentes mecanismos que podem levar à sua falha, como a fadiga. Nesta, a ocorrência de esforços cíclicos promove a nucleação e crescimento de uma trinca que, muitas vezes, resulta na fratura do componente em condições de carregamento muito inferiores à tensão estática que o mesmo é capaz de suportar. Durante o processo de fadiga, a propagação da trinca, em decorrência de deformações plásticas cíclicas, deixa, na superfície fraturada, características microscópicas típicas, denominadas estrias de fadiga. Essas estrias, além de serem uma evidência da ocorrência de falha pelo mecanismo de fadiga, também podem ser uma importante ferramenta para o cálculo da vida útil em fadiga de um componente, uma vez que, para certos valores intermediários de carregamento, elas possuem uma relação direta com a taxa de propagação da trinca no material. Porém, o processo de formação dessas estrias sofre influência de uma série de variáveis, como as condições ambientais e de carregamento, e a microestrutura e resistência mecânica do material. O objetivo do presente trabalho foi, portanto, por meio da realização de diferentes tratamentos térmicos em um aço de mesma composição química, avaliar a influência da resistência mecânica e da microestrutura na formação de estrias de fadiga, além de realizar nas amostras ensaiadas um estudo inicial da relação entre o tamanho das estrias formadas e a taxa de crescimento macroscópica calculada para a trinca. Para tal, foram confeccionadas amostras padrões do tipo Charpy-V para realização de testes de dureza, fadiga e impacto; metalografia com ataque ácido de Nital 2 % foi utilizada para verificação das microestruturas obtidas; e fractografia com o uso de Estereoscópio e Microscópio Eletrônico de Varredura foi realizada para análise das superfícies de fratura e identificação das estrias de fadiga.

Palavras-chave: aços, fadiga, estrias de fadiga, microestrutura, resistência mecânica, taxa de propagação da trinca.

ABSTRACT

Steels are the most complex and widespread engineering material. During their service life, they are subjected to the action of different mechanisms which can result on its failure, namely fatigue. The presence of a cyclic load leads to a crack initiation and propagation within a part, which promote a fracture under loading conditions much lower than the static strength of the component. In a fatigue process, a crack deforms plastically during its propagation, leaving on the surface microscopic parallel marks known as fatigue striations. Besides an unambiguous evidence of fatigue crack propagation, these striations are also an important tool to determine the fatigue service life of a component, once in intermediate loading conditions, they have a direct correlation with the crack growth rate propagation. However, the formation of these striations is influenced by different factors, such as environmental and loading conditions, and the microstructure and strength of the material. Therefore, the aim of the present work was to evaluate the influence of microstructure and strength on the formation of fatigue striations in a heat-treated steel and make an initial assessment between the size of the visible striations and the crack growth rate propagation. For such, Charpy-V standard samples were produced in order to perform hardness, fatigue and impact tests; Nital 2% etching metallography was performed to verify the microstructure; and Fractography through Stereoscope and Scanning Electron Microscope was chosen to analyze the fracture surface and identify fatigue striation.

Keywords: steels, fatigue, fatigue striations, microstructure, strength, crack growth rate

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	8
2	OBJETIVOS	9
2.1	Objetivo geral	9
2.2	Objetivos específicos	9
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
3.1	Os aços	10
3.1.1	Definições e aplicações	10
3.1.2	Tipos e classificações dos aços	10
3.1.3	Tratamentos térmicos nos aços	11
3.1.3.1	<i>Normalização</i>	12
3.1.3.2	<i>Têmpera</i>	12
3.1.3.3	<i>Revenimento</i>	12
3.2	A fadiga em aços	13
3.2.1	O que é fadiga e como ela acontece em materiais metálicos	13
3.2.2	Aspectos macro e micrográficos de uma superfície fraturada por fadiga	14
3.2.2.1	<i>Aspectos macrográficos de uma superfície fraturada por fadiga</i>	15
3.2.2.2	<i>Aspectos micrográficos de uma superfície fraturada por fadiga</i>	18
3.3	Estrias de fadiga	18
3.3.1	O que são estrias de fadiga e como elas são formadas	18
3.3.2	Fatores que influenciam a formação de estrias de fadiga	20
3.3.3	A importância em se estudar estrias de fadiga	21
3.4	Análise de falha	22
3.4.1	Técnicas de análise de falha: a Fractografia e a sua importância na identificação de estrias de fadiga	22
3.4.1.1	<i>Estereoscópio</i>	22
3.2.2.4	<i>Microscopia Eletrônica de Varredura</i>	23
4	MATERIAIS E MÉTODOS	25
4.1	Materiais	25
4.2	Métodos	25
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	37
5.1	Dureza Rockwell C e Tensão Limite de Resistência à Tração	37
5.2	Tensão máxima aplicada na amostra no início do ensaio de fadiga	37

5.3	Metalografia	38
5.4	Estereoscópio	42
5.5	Microscopia Eletrônica de Varredura	46
5.6	Análise preliminar da relação entre o tamanho das estrias de fadiga (da/dN) e $\Delta a/\Delta N$	54
6	CONCLUSÕES	57
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	59

1 INTRODUÇÃO

A fratura por fadiga é um fenômeno que, apesar de já muito estudado e compreendido, é ainda responsável pela grande maioria das falhas que acontecem em componentes metálicos submetidos a esforços mecânicos, uma vez que uma série de diferentes fatores são capazes de afetar o comportamento em fadiga de um material, dificultando a previsão de sua vida útil em serviço (ASM HANDBOOK, 2002; YUE *et al.*, 2017). Já é bastante conhecido, também, que um material, ao falhar por fadiga, apresenta características de falha típicas na superfície, como marcas de praia, a nível macroscópico, e estrias de fadiga, a nível microscópico (ASM HANDBOOK, 2002).

As estrias de fadiga são formadas devido à uma série de movimentos de “abertura e fechamento” durante a propagação de uma ou mais trincas no interior do material, sendo o resultado de uma deformação plástica residual dessas trincas e um reflexo da ductilidade do componente. Sabe-se que o aumento da resistência mecânica acarreta em uma diminuição na visibilidade dessas estrias e na capacidade de as mesmas serem formadas (SHYAM *et al.*, 2010). Porém, poucos estudos focam em analisar, direta e especificamente, a influência da resistência mecânica, bem como da microestrutura do material, na formação dessas estrias, de modo a identificar um valor limite a partir do qual as mesmas deixam de se tornar visíveis.

Além disso, existem ainda divergências no que diz respeito à correlação existente entre a formação das estrias de fadiga, o seu tamanho aproximado, e a taxa real de propagação da trinca, de modo a determinar a vida útil em fadiga do componente (CHAN *et al.*, 2015, WILLIAMS *et al.*, 2011). Por isso, estudos ainda devem ser conduzidos de modo a se determinar para quais níveis de carregamento e, conseqüentemente, taxas de crescimento da trinca, a análise quantitativa das estrias de fadiga formadas na superfície de falha é válida para determinar, com uma boa aproximação, quantos ciclos de carregamento o componente suportou até a sua falha.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Avaliar a influência da microestrutura e resistência mecânica na formação de estrias de fadiga em superfícies fraturadas em laboratório, utilizando-se para análise amostras confeccionadas a partir de um aço de alta temperabilidade submetido à diferentes tratamentos térmicos.

2.2 Objetivos específicos

- Obter no aço de classificação DIN EN ISO 1.6580 (30CrNiMo8) cinco diferentes microestruturas e, conseqüentemente, propriedades mecânicas, por meio da realização de cinco diferentes tratamentos térmicos.
- Realizar a caracterização mecânica e microestrutural das amostras por meio de ensaio de dureza e metalografia, respectivamente.
- Submeter os corpos de prova à ensaios de fadiga e de impacto a fim de se produzir diferentes superfícies de fratura para posterior análise fractográfica.
- Realizar a análise fractográfica da superfície de fratura das amostras, utilizando-se Estereoscópio (macrografia) e Microscopia Eletrônica de Varredura (micrografia) para caracterização das superfícies de fratura e análise das estrias de fadiga formadas.
- Correlacionar microestrutura e resistência mecânica com as diferentes características observadas nas superfícies de fratura, verificando principalmente como a resistência mecânica afeta a formação e visibilidade das estrias de fadiga e se, para as taxas de crescimento da trinca calculadas, existe uma boa correlação entre as mesmas e os tamanhos encontrados para a estrias de fadiga.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Os aços

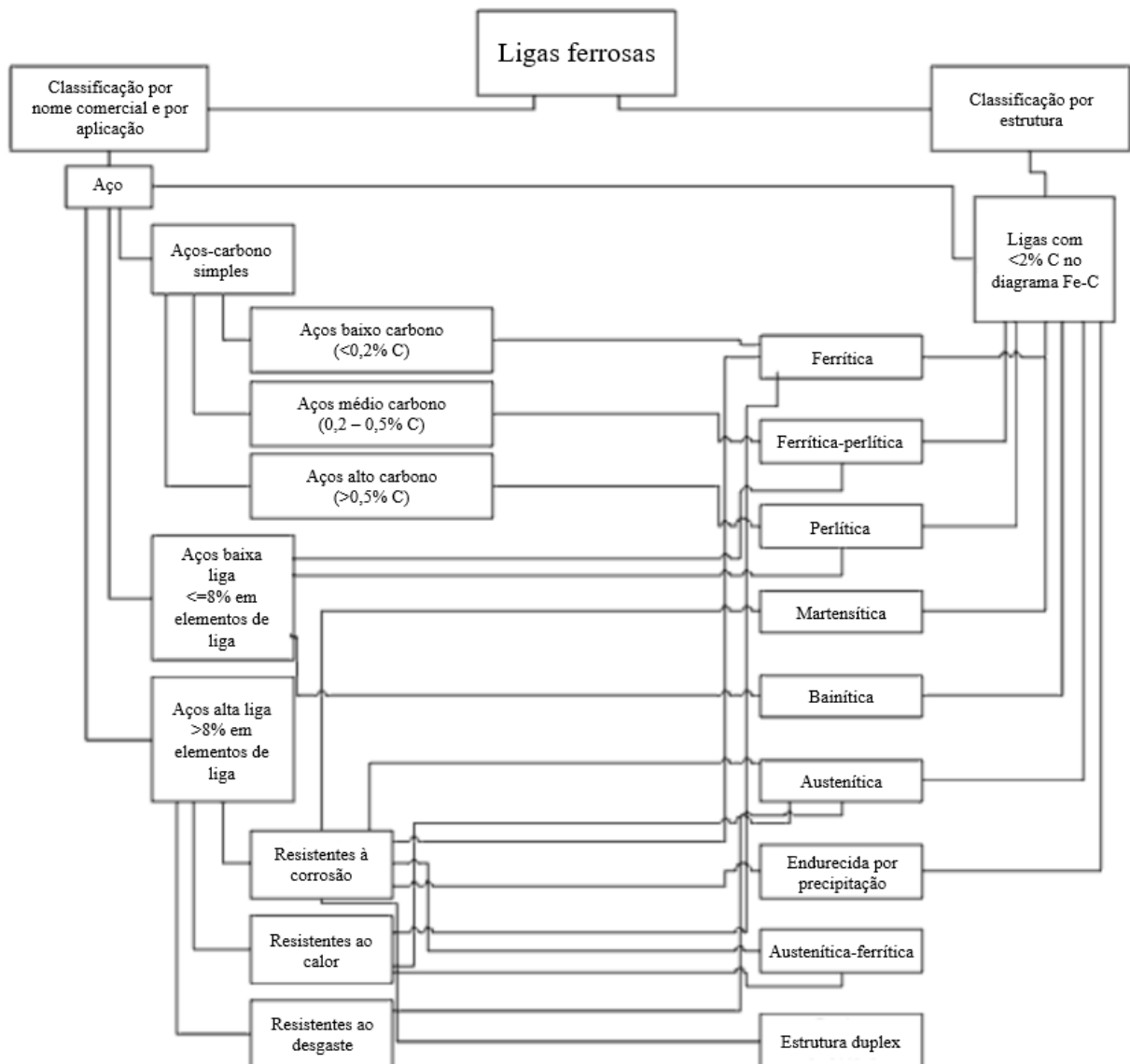
3.1.1 Definições e aplicações

Os aços são definidos como sendo ligas metálicas de ferro-carbono contendo entre 0,008 % e 2,11 % em peso de carbono (C), além de outros elementos, residuais (aços-carbono) ou não (aços-liga) do seu processo de fabricação (CHIAVERINI, 2005). Devido à elevada quantidade de ferro (na forma de óxido) disponível na crosta terrestre, à sua elevada temperatura de fusão, à uma combinação de propriedades mecânicas (tensão limite de escoamento, ductilidade, dureza, entre outras) e microestruturas (que podem variar devido à transformações de fase no estado sólido), os aços são o mais complexo e mais utilizado material de engenharia (TOTTEN, 2006). Eles estão presentes nos mais diversos setores do cotidiano, como construção civil (prédios, túneis, pontes), transporte (navios, carros, trilhos de trem), energia (torres de transmissão, plataformas de óleo, gasodutos), embalagens (aerossóis, recipientes de alimentos, tampas de garrafa), indústria (veículos agrícolas, tanques de armazenamento, ferramentas) e eletrodomésticos (geladeiras, micro-ondas, lavadeiras) (THE BALANCE, 2018).

3.1.2 Tipos e classificações dos aços

De acordo com a World Steel Association (2018), existem mais de 3500 diferentes classes de aços, produzidas de acordo com a sua aplicação final. Variando-se a composição química do material, os processos de manufatura e acabamento, a microestrutura, o tratamento térmico, e uma série de outros parâmetros, é possível obter-se diferentes propriedades físicas, mecânicas, químicas e ambientais. Com relação à composição química, por exemplo, classificam-se os aços-carbono (não ligados), aços baixa liga e aços alta liga. Com relação à microestrutura, aços ferríticos, perlíticos, martensíticos, bainíticos e austeníticos podem ser fabricados. Já de acordo com o tratamento térmico, citam-se os aços recozidos, normalizados, temperados e revenidos (TOTTEN, 2006). Algumas dessas e outras classificações são esquematizadas na Figura 1.

Figura 1 – Classificação dos aços



Fonte: TOTAL MATERIA, 2018, modificado.

3.1.3 Tratamentos térmicos nos aços

Tratamentos térmicos são definidos como sendo um conjunto de operações que envolvem o aquecimento e resfriamento de aços, controlando-se a temperatura, o tempo, a atmosfera e a taxa de resfriamento, com o objetivo de se obter, mediante a alteração da microestrutura do material, propriedades específicas necessárias à sua aplicação final. Como exemplo, é possível obter-se um aumento ou diminuição da dureza, maior ductilidade, redução de tensões residuais, aumento da resistência mecânica, melhora da performance em fadiga, entre outros (CHIAVERINI, 2005).

Uma série de diferentes tratamentos térmicos podem ser realizados nos aços, como por exemplo recozimento, austêmpera, martêmpera, normalização, têmpera e revenimento (CHIAVERINI, 2005). Os três últimos, realizados nas amostras do presente trabalho, serão rapidamente discutidos a seguir.

3.1.3.1 Normalização

A normalização consiste em aquecer o aço a uma temperatura acima da zona crítica, de modo a austenitizar toda a sua microestrutura, submetendo a amostra a um posterior resfriamento lento, normalmente ao ar. O objetivo desse tratamento térmico é refinar e uniformizar a microestrutura do material após o seu processo de fabricação (fundição, laminação, forjamento, etc) (CHIAVERINI, 2005).

3.1.3.2 Têmpera

A têmpera consiste em aquecer o aço a uma temperatura acima da zona crítica, seguida de resfriamento rápido em água, óleo, banho polimérico ou, em alguns casos, ar, de modo a obter-se uma estrutura martensítica e, conseqüentemente, um aumento do limite de resistência à tração e da dureza. Propriedades como ductilidade e tenacidade são reduzidas e elevadas tensões residuais são geradas no interior do material. Uma propriedade importante a se citar para uma boa têmpera é a temperabilidade dos aços, definida como a capacidade do material de formar martensita ao longo de sua seção transversal (CHIAVERINI, 2005).

3.1.3.3 Revenimento

O revenimento é o tratamento térmico realizado, de uma forma geral, sempre após a têmpera, com o objetivo de reduzir as tensões residuais internas e corrigir valores excessivos de dureza e fragilidade do material. O mesmo consiste em um aquecimento da peça a diferentes temperaturas, muito inferiores à temperatura de transformação austenítica, por diferentes tempos, determinados de acordo com cada material e com as propriedades mecânicas que se deseja obter. Ao final desse tratamento, o material tem sua ductilidade, tenacidade, resistência ao choque e à fadiga aumentadas (CHIAVERINI, 2005).

3.2 A fadiga em aços

3.2.1 O que é fadiga e como ela acontece em materiais metálicos

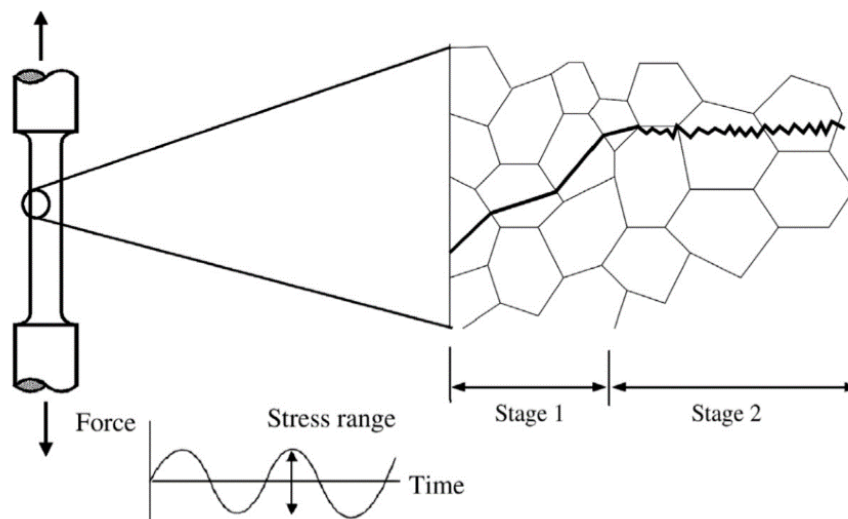
A fratura por fadiga é um dos maiores problemas enfrentados por diferentes ramos da engenharia, e estima-se que cerca de 90 % das falhas em serviço que ocorram em componentes metálicos submetidos a carregamentos mecânicos devam-se a esse fenômeno (YUE *et al.*, 2017). Apesar de a mesma já ser amplamente conhecida e estudada em laboratório, prever o comportamento de um componente submetido a condições de fadiga é ainda um desafio. Isso porque existem diversos parâmetros que influenciam a ocorrência desse tipo de falha, como a magnitude e a frequência do carregamento cíclico aplicado, a temperatura e as condições ambientais, a forma e o tamanho do componente, a presença de tensões residuais e de concentradores de tensão, as condições superficiais, imperfeições e descontinuidades no material, entre outros (ASM HANDBOOK, 2002).

De um modo geral, a fadiga ocorre mediante a formação de uma fratura progressiva em um dado material, ocasionada pela ação de carregamentos cíclicos e ocorrência de tensões de tração e deformação plástica localizada no interior do componente, promovendo a iniciação e propagação de uma ou mais trincas. A intensidade ou magnitude de cada carregamento é, individualmente, insuficiente para causar uma fratura completa num componente ou peça, uma vez que o esforço aplicado normalmente é inferior à tensão máxima ou de escoamento do material. Porém, o acúmulo de danos causados por sucessivos e numerosos carregamentos (da ordem de centenas, dezenas ou milhares de ciclos) resulta na iniciação e propagação gradual de uma ou mais trincas no interior do material, de modo que, quando essa trinca atinge um tamanho ou comprimento crítico, a seção transversal restante não mais é capaz de suportar o carregamento imposto, levando ao completo e repentino rompimento de um componente ou peça (ASM HANDBOOK, 2002).

A fratura por fadiga apresenta-se em três estágios: iniciação e crescimento de uma trinca (estágio I); propagação estável e progressiva da trinca (estágio II); e fratura final instável do material, provocada por sobrecarregamento (estágio III). A iniciação de uma ou mais trincas pode consumir até 90 % do tempo da vida útil de um componente e ocorre em pontos localizados de maior tensão de cisalhamento, a aproximadamente 45 ° do eixo da tensão normal aplicada. Pontos na superfície e regiões de heterogeneidade do material, concentradoras de

tensão, como inclusões, partículas de uma segunda fase, poros, marcas de usinagem, entalhes e outras variações geométricas, são propícias a dar início à nucleação de trincas. Na ausência desses fatores, um design inadequado, carregamentos excessivos e baixa resistência do material também podem ser uma das causas (ASM HANDBOOK, 2002). A trinca, ainda no estágio I, cresce até atravessar alguns grãos cristalinos e atingir o estágio II (CHANG, 2015). Nesse momento, a sua propagação ocorre, na grande maioria dos aços, por planos normais ao esforço aplicado, de maneira progressiva, estável e predominantemente transgranular, produzindo uma superfície de falha que pode macroscopicamente corresponder a até aproximadamente 90 % da área fraturada. Apesar de menos comuns, trincas intergranulares também podem ocorrer, quando, por exemplo, tensões elevadas são aplicadas ao material. O estágio III, por fim, não ocorre por mecanismos de fadiga. Um último ciclo de tensão sobrecarrega o ligamento restante do material, que irá se fraturar repentinamente de maneira dúctil, frágil ou uma combinação de ambos (ASM HANDBOOK, 2002). Na Figura 2 observa-se uma representação esquemática do crescimento e propagação de uma trinca durante um ensaio de fadiga, simulando uma condição real de carregamento.

Figura 2 – Representação esquemática dos estágios de crescimento e propagação de uma trinca em fadiga



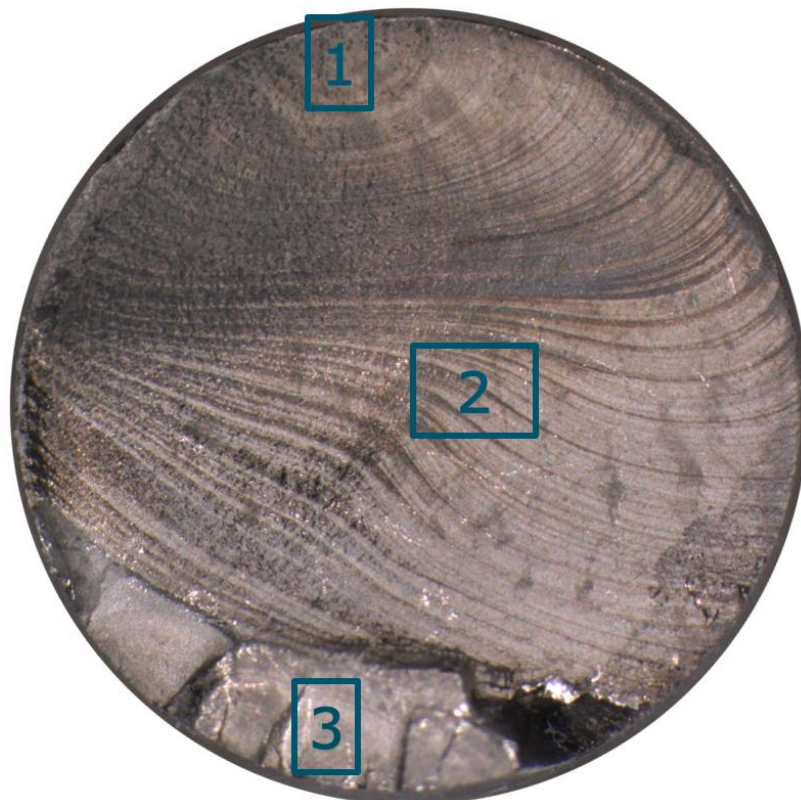
Fonte: CHANG, 2015.

3.2.2 Aspectos macro e micrográficos de uma superfície fraturada por fadiga

Muitos aços, quando fraturados por fadiga, apresentam algumas características comuns na superfície de falha. De uma forma geral, três diferentes regiões podem ser observadas,

associadas à zona de iniciação da trinca, à sua propagação estável e à ruptura final repentina do material (ASM HANDBOOK, 2002). As mesmas estão ilustradas e indicadas, respectivamente, pelos números 1, 2 e 3, na Figura 3.

Figura 3 – Imagem de uma superfície fraturada por fadiga exibindo características típicas desse tipo de fratura: 1- iniciação da trinca, 2- propagação estável, 3- ruptura final repentina



Fonte: BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UND -PRÜFUNG: Datenbank Fraktographie 2018.

Do ponto de vista fratógráfico as regiões 1 e 2, fraturadas por fadiga, apresentam macroscopicamente um aspecto de fratura frágil (superfície “lisa”) e, microscopicamente, um aspecto de fratura dúctil (ASM HANDBOOK, 2002). Porém, outras características também podem ser distinguidas, sendo algumas delas serão abordadas a seguir.

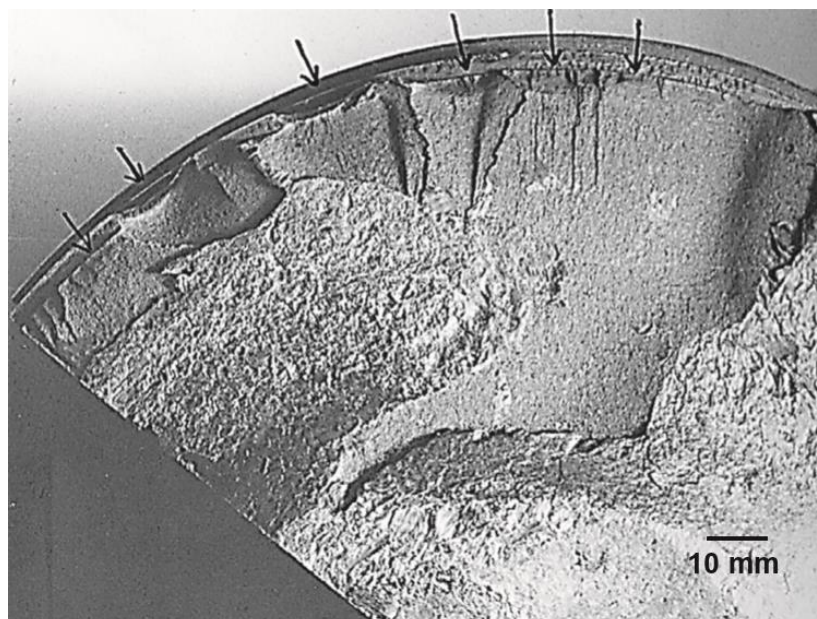
3.2.2.1 Aspectos macrográficos de uma superfície fraturada por fadiga

A análise de uma superfície fraturada por fadiga inicia-se com uma observação visual, frequentemente auxiliada pelo uso de câmeras, lupas e estereoscópios. Esta etapa requer pouca ou nenhuma preparação da amostra, utiliza equipamentos relativamente simples e não destrói e

nem altera a superfície fraturada. O seu objetivo é correlacionar as características da superfície de fratura com a forma e o tamanho da peça e com as condições de carregamento. A região onde se originou uma trinca, por exemplo, frequentemente se apresenta em cor mais escura, devido à oxidação, e é mais facilmente identificada por meio de uma análise visual ou do uso de baixas magnificações, de cerca de 25:1 a 100:1. (ASM HANDBOOK, 2002).

Outras características macrográficas são frequentemente (mas não sempre) encontradas em superfícies fraturadas por fadiga. A região de iniciação da trinca, por exemplo, pode levar à formação dos chamados “ratchet marks”, definidos como cristas formadas pelo encontro das frentes de propagação de duas ou mais trincas, sendo um indicativo da existência de múltiplos sítios de iniciação. A região de propagação estável da trinca, por sua vez, caracteriza-se por uma superfície plana e perpendicular à tensão aplicada, podendo exibir linhas mais ou menos curvas denominadas “beach marks”, ou marcas de praia. Essas linhas são centradas ao redor de um ponto comum, correspondente à origem da trinca, e são formadas devido a variações que ocorrem durante o carregamento da peça (o que altera, por exemplo, a taxa de propagação da trinca) ou pela oxidação de regiões da superfície fraturada. O sentido de divergência dessas linhas indica o sentido de propagação da trinca (ASM HANDBOOK, 2002). Nas Figuras 4 e 5 observam-se dois exemplos de superfícies contendo “ratchet marks” e “beach marks”, respectivamente.

Figura 4 – Superfície fraturada por fadiga exibindo “ratchet marks”, na qual as setas indicam os vários sítios de origem das trincas



Fonte: BALAN, 2018.

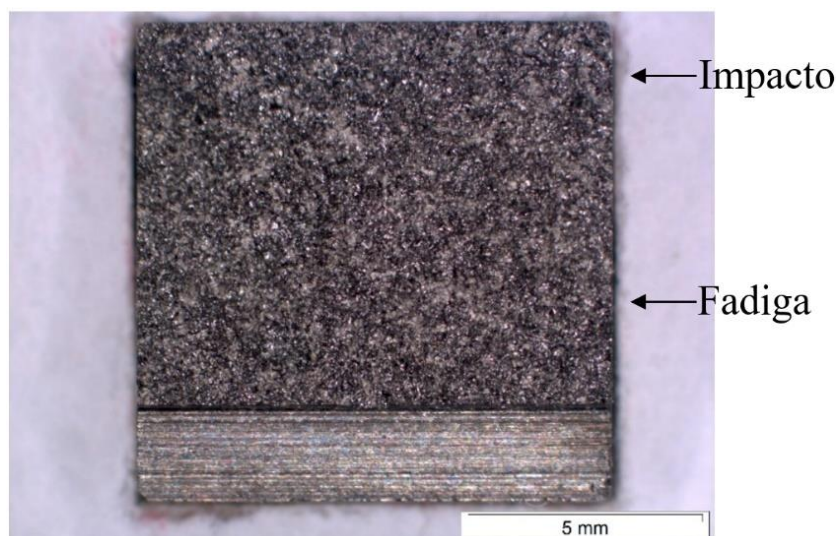
Figura 5 – Superfície fraturada por fadiga exibindo “beach marks”



Fonte: BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UND -PRÜFUNG: Datenbank Fraktographie 2018.

Macrograficamente, a superfície de fratura por fadiga possui também um aspecto liso que geralmente se estende por 1/2 a 2/3 da superfície total de fratura e corresponde à região de propagação estável da trinca. O aspecto liso se deve ao atrito/fricção presente entre as superfícies do material durante os ciclos de carregamento. Já o restante da superfície de fratura, formada por sobrecarregamento, possui um aspecto fibroso, devido à fratura repentina (dúctil ou frágil) do material (BALAN, 2018). Vale destacar, porém, que muitos materiais, como alguns tipos de ferro fundido e materiais compósitos, não exibem características macroscópicas que permitam distinguir as regiões de fratura por fadiga e de fratura repentina (Figura 6) (ASM HANDBOOK, 2002).

Figura 6 – Superfície de fratura de um ferro fundido ensaiado em laboratório não exibindo diferença macroscópicas entre as superfícies fraturadas por fadiga e por impacto



Fonte: BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UND -PRÜFUNG: Datenbank Fraktographie 2018.

3.2.2.2 Aspectos micrográficos de uma superfície fraturada por fadiga

Apesar de muitos materiais exibirem características macroscópicas que permitem associar uma falha à ocorrência de fadiga, nem todos exibem os mesmos aspectos e morfologia de superfície. Uma análise microscópica torna-se, pois, muito importante para revelar características relacionadas ao modo e ao mecanismo de falha que não podem ser determinados macroscopicamente. O uso de um estereoscópio, por exemplo, é limitado pela resolução e pela capacidade de detectar detalhes a certas profundidades. Deste modo, torna-se necessário o uso de outras técnicas, que permitem adquirir um maior nível de detalhes e maiores ampliações, como por exemplo a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) (ASM HANDBOOK, 2002).

Em uma escala microscópica, durante o primeiro estágio ocorre a nucleação de uma ou mais trincas sob a influência de tensões cíclicas que excedem a tensão de fluxo do material. Esse estágio se estende por pouco mais que poucos grãos ao longo da microestrutura. Posteriormente, outras trincas também se desenvolvem em bandas de escorregamento ou contornos de grão. Essas trincas, no estágio 2, se propagam de maneira progressiva e estável em diferentes direções, mediante a ocorrência de repetidas deformações plásticas em sua ponta devido aos ciclos de tensões aplicados, dando origem à uma das características microscópicas mais importantes de uma superfície fraturada por fadiga: as “estrias de fadiga”. Essas estrias, formadas paralelamente à frente de propagação, e, conseqüentemente, perpendicularmente à direção de propagação da trinca (ASM HANDBOOK, 2002), serão discutidas em maiores detalhes no tópico a seguir.

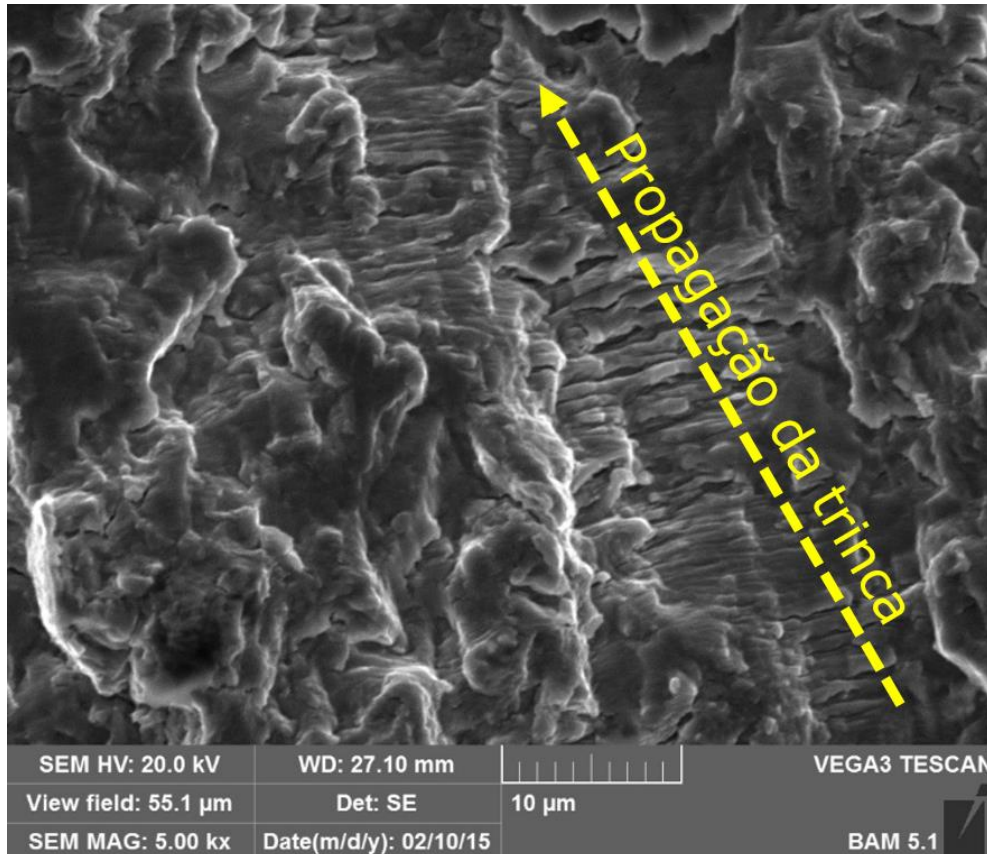
3.3 Estrias de fadiga

3.3.1 O que são estrias de fadiga e como elas são formadas

De acordo com Milella (2013), as estrias de fadiga, formadas predominantemente durante o segundo estágio, de propagação estável e progressiva da trinca, são a característica microscópica mais importante e marcante de uma superfície fraturada por fadiga. As mesmas só podem ser identificadas sob altas ampliações (em um MEV, por exemplo, com um aumento de 10000:1) e são caracterizadas como marcas formadas paralelamente e espaçadas entre si, orientadas perpendicularmente à direção microscópica de propagação de uma trinca (Figura 7). Quando estrias de fadiga estão presentes na superfície de fratura de um material, elas são um

indicativo de que o mecanismo responsável pela falha foi a fadiga, o que não significa, porém, que em todos os casos de falha por fadiga estrias de fadiga serão formadas e visíveis (ASM HANDBOOK, 2002).

Figura 7 – Estrias de fadiga observadas em MEV

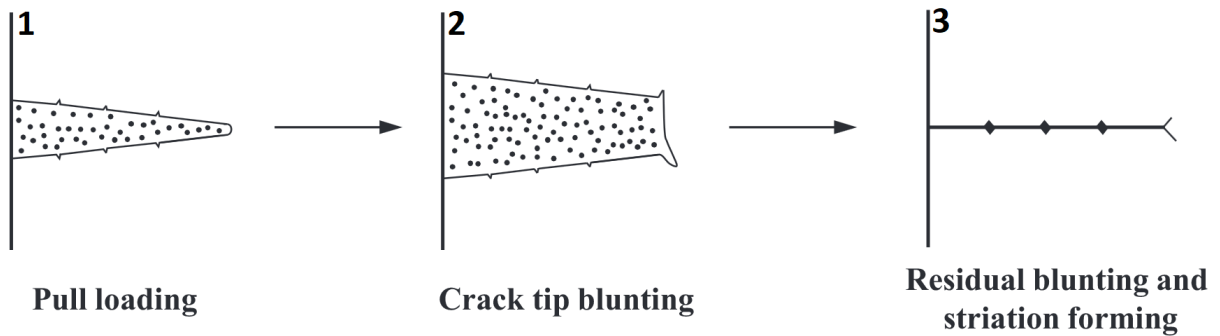


Fonte: BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UND -PRÜFUNG: Datenbank Fraktographie 2018.

De acordo com SHYAM *et al.* (2010) e McEVILY *et al.* (2010), existem diferentes modelos que explicam a formação dessas estrias, como os propostos por Neumann, McMillan e Pelloux, Schijve, e Laird e Smith. Para simplificação, o modelo adotado no trabalho será o proposto por Laird e Smith. Nele, o processo de formação das estrias de fadiga pode ser dividido esquematicamente em três etapas (Figura 8). Na primeira delas, uma tensão de tração que age localmente na ponta de uma trinca promove o seu embotamento (deformação plástica) e a sua propagação por uma dada distância, frequentemente associada à taxa de crescimento da trinca. Em um segundo momento, esse embotamento torna-se ainda mais acentuado devido à tensão de tração crescente que age na ponta da trinca. Quando a mesma sofre, em seguida, a ação de uma tensão de compressão localizada, devido ao carregamento cíclico imposto ao material, o embotamento causado é reduzido e a trinca assume, novamente, a condição inicial, de aspecto

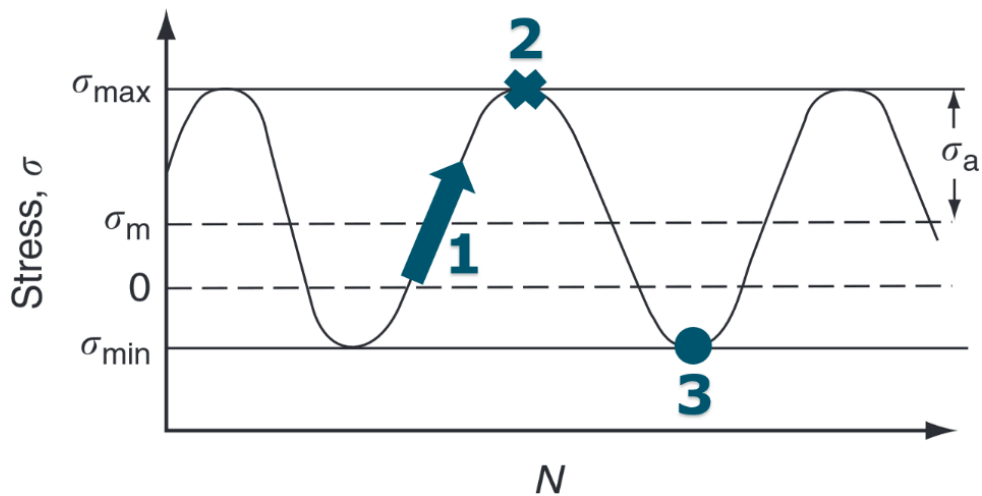
mais “afiado”. Porém, nem toda a deformação plástica sofrida no carregamento anterior é completamente recuperada, levando à formação das estrias de fadiga (GAO *et al.*, 2018). A Figura 9 ilustra esquematicamente as etapas 1, 2 e 3 em termos de carregamento cíclico.

Figura 8 – Representação esquemática da formação de estrias de fadiga



Fonte: GAO *et al.* (2018).

Figura 9 – Representação esquemática das etapas de formação de estrias de fadiga em função do carregamento cíclico



Fonte: ASHBY *et al.* (2012), modificado.

3.3.2 Fatores que influenciam a formação de estrias de fadiga

Como visto anteriormente, as estrias de fadiga são formadas como consequência de uma deformação plástica residual sofrida pela trinca durante o seu processo de propagação, sendo, portanto, frequentemente encontradas em materiais de maior ductilidade (SHYAM *et al.*, 2010). Assim como o comportamento em fadiga de um material, a formação de estrias de fadiga também é influenciada por uma série de diferentes fatores, como as condições de carregamento e ambientais, a resistência mecânica do material e a sua microestrutura (ASM HANDBOOK, 2002; LI *et al.*, 2014).

Wang *et al.* (2018) e Haddar *et al.* (2012) mostraram em seus estudos que, quanto maior a amplitude entre as tensões aplicadas, mais visíveis são as estrias de fadiga. Zhang *et al.* (2015) e Fang *et al.* (2017) mostraram que, quanto maior a temperatura do meio, mais intensa é a formação dessas estrias. Já Lynch (2017) e McEvily *et al.* (1992) mostraram que, para um material ensaiado em fadiga no vácuo, as mesmas tornam-se pouco ou não-visíveis. Já com relação à resistência do material, uma série de estudos como os de Fang *et al.* (2017), Liu *et al.* (2017) e Shyam *et al.* (2010), mostram que, aumentando-se a resistência mecânica, reduz-se a formação de estrias de fadiga, uma vez que as mesmas estão relacionadas à deformação plástica e ao comportamento dúctil do material. Considerando-se, por fim, a influência da microestrutura, Zheng *et al.* (2015), Chan *et al.* (1997), Fang *et al.* (2017), Li *et al.* (2016) e Liu *et al.* (2017) mostraram que a presença de fases endurecidas no material, bem como de contornos de grão na microestrutura, promove a mudança no sentido ou até mesmo a interrupção na propagação da trinca, alterando, como consequência, a formação das estrias de fadiga.

3.3.3 A importância em se estudar estrias de fadiga

Além de serem uma característica microscópica evidente da ocorrência de fadiga em uma superfície de falha, as estrias de fadiga também estão relacionadas com a taxa macroscópica de propagação de uma trinca ($\Delta a/\Delta N$). Estudos mostram que, para certas taxas intermediárias de crescimento da trinca (valores intermediários do fator ΔK de intensidade de tensão, com uma taxa de crescimento entre 10^{-3} mm/ciclo e 10^{-4} mm/ciclo), o tamanho das estrias de fadiga formadas possui uma excelente correlação com essa taxa de propagação, sendo, assim, uma importante ferramenta para prever a vida útil em fadiga do material (ZHAO *et al.*, 2015; BULLOCH *et al.*, 2010; HERSHKO *et al.*, 2008; LIU *et al.*, 2017). Porém, outros estudos mostram que, para valores muito pequenos ou muito grandes de ΔK , o tamanho das estrias é, respectivamente, muito maior ou muito menor do que $\Delta a/\Delta N$, não sendo possível, assim, estabelecer uma boa correlação entre ambos (CHAN *et al.*, 1997; SHYAM *et al.*, 2010). Portanto, de modo a verificar a ocorrência dessas estrias, medir o seu tamanho médio e tentar estabelecer uma relação direta com a taxa de propagação da trinca, a fractografia, importante ferramenta da análise de falha, surge como uma das principais técnicas utilizadas.

3.4 Análise de falha

A análise de falha é uma ferramenta de engenharia que consiste em examinar as características de falha de um componente ou equipamento, de modo a determinar as causas e fatores que levaram à ocorrência da mesma, procurando-se evitar, assim, que falhas semelhantes aconteçam no futuro, como as falhas recorrentes que acontecem por fadiga. De um modo geral, uma série de diferentes procedimentos devem ser seguidos visando-se catalogar a história anterior à falha do componente, selecionar corretamente as amostras para posteriores análises, e realizar, por fim, ensaios visuais, não destrutivos, entre outros, para determinar o modo de fratura, por meio de uma síntese e interpretação de todos os resultados obtidos (ASM HANDBOOK, 2002).

3.4.1 Técnicas de análise de falha: a Fratografia e a sua importância na identificação de estrias de fadiga

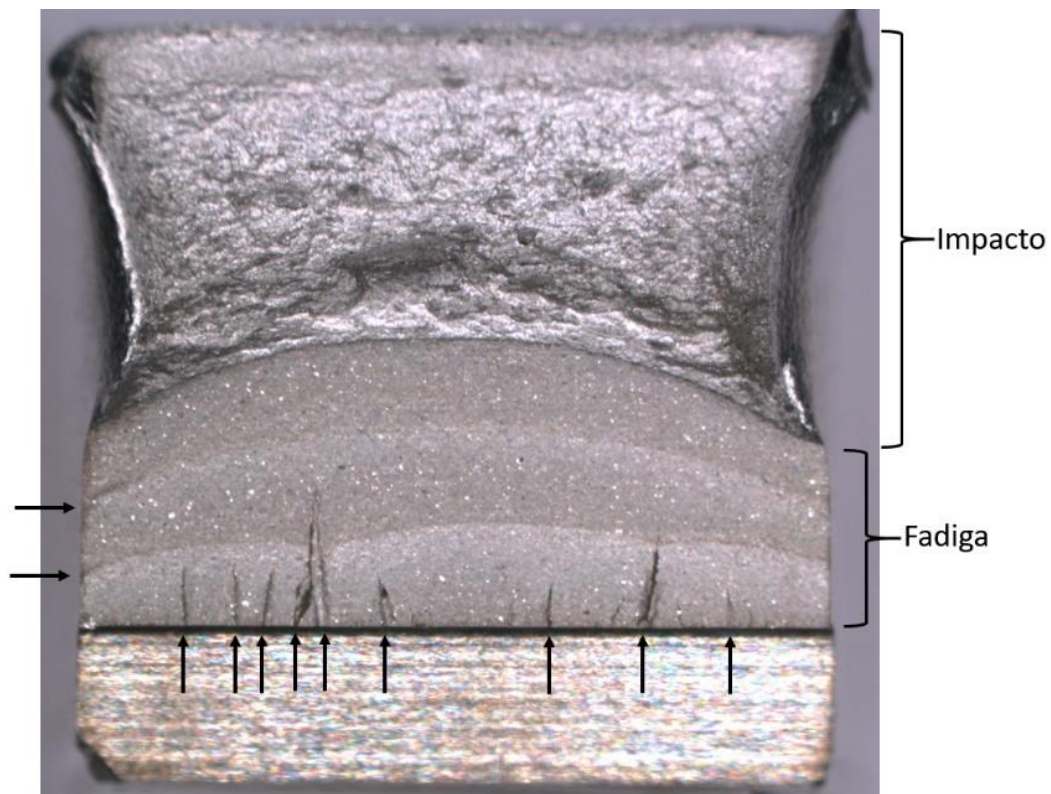
Dentre as diferentes técnicas e ferramentas de análise de falha, como inspeção visual e por ensaios não-destrutivos, análise química, difração de raios-x e testes mecânicos, a fratografia possui um papel singular na identificação dos mecanismos que levaram à falha do material. Definida como sendo um “tratamento descritivo da fratura”, a mesma consiste em determinar, com o auxílio de câmeras, estereoscópios, microscópios eletrônicos de varredura, entre outros, características morfológicas e topográficas da superfície, relacionando os aspectos observados aos mecanismos e causas básicas da fratura, permitindo também uma correlação com a resistência mecânica, ductilidade, tenacidade e vida em fadiga do material. É possível identificar, por meio dessa ferramenta, se a fratura se comportou de maneira dútil, frágil ou apresentou características de falha em fadiga. Neste último caso, enfoque do presente trabalho, é possível identificar, ainda, a área de propagação estável de uma trinca e a presença de estrias de fadiga (ASM HANDBOOK, 2002, 2009).

3.4.1.1 Estereoscópio

Os estereoscópios óticos são equipamentos comumente utilizados como ferramenta de análise fratográfica. Os mesmos visam examinar e caracterizar a superfície de fratura em baixas ampliações (atingindo uma escala de até 200 μm), utilizando como fonte de radiação fótons de luz branca que produzem imagens reais da amostra analisada. Com o uso desses equipamentos, por meio dos ajustes de zoom e foco na própria máquina, marcas de praia são

frequentemente identificadas, bem como sítios indicativos da iniciação de uma ou mais trincas (ASM HANDBOOK, 2002). Na Figura 10 tem-se o exemplo de uma superfície fraturada por fadiga em laboratório e analisada com o auxílio de um estereoscópio. Na imagem, é possível identificar diferentes sítios de nucleação de trincas e também marcas de praia.

Figura 10 – Imagem de Estereoscópio de uma superfície fraturada por fadiga exibindo marcas de praia (indicadas pelas setas laterais) e sítios de iniciação de trincas (indicados pelas setas inferiores)



Fonte: BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UND -PRÜFUNG: Datenbank Fraktographie 2018.

3.2.2.4 Microscopia Eletrônica de Varredura

A fratura é uma das aplicações mais comuns da Microscopia Eletrônica de Varredura. A maior resolução (até 3 nm) e profundidade de foco (podendo ser aumentada em até duas ordens de magnitude quando comparada a um estereoscópio) atingida por esses equipamentos, bem como a possibilidade de escolha de uma ampla faixa de magnificações (de 1:1 até maior do que 100000:1), a necessidade de pouca ou nenhuma preparação das amostras a serem analisadas e a possibilidade de análise de uma vasta gama de tamanhos e geometrias, torna esse equipamento extremamente útil para a análise de falhas (ASM HANDBOOK, 2002).

O mesmo opera, simplificadamente, da seguinte forma: um feixe de elétrons produzido por um eletrodo, geralmente de tungstênio, “varre” a amostra no eixo x-y, de modo que, quando os elétrons incidentes chocam e interagem com os elétrons da superfície da amostra, diferentes sinais são produzidos, coletados por coletores específicos e processados, gerando informações a respeito, por exemplo, da estrutura e topografia do material. Tais informações permitem identificar característica do processo de fratura, como “dimples” (fratura dúctil), “facets” e fratura intergranular (fratura frágil), e as estrias de fadiga (fratura por fadiga) (ASM HANDBOOK, 2009).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

O aço 1.6580 (30CrNiMo8) investigado no presente trabalho, classificado de acordo com a norma DIN EN 10083-3:2007 e de composição química e propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 1, foi fornecido pela Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) e escolhido por possuir alta temperabilidade e capacidade de combinar elevada resistência e boas propriedades de tenacidade, sendo comumente utilizado em situações de elevada solicitação mecânica. De acordo com a norma ASTM, sua classificação se enquadra na classe de aços 4340.

Tabela 1 – Composição química e propriedades mecânicas esperadas para o aço DIN EN 30CrNiMo8

Composição química/% massa								Propriedades mecânicas	
C	Si	Mn	P max.	S max.	Cr	Mo	Ni	σ_{le} /MPa	σ_{lr} /MPa
0.26 a 0.34	0.40	0.50 a 0.80	0.025	0.035	1.80 a 2.20	0.30 a 0.50	1.80 a 2.20	700 - 1050	900 - 1450

Fonte: DIN EN 10083-3:2007, modificado.

4.2 Métodos

O material como recebido (Figura 11), foi inicialmente usinado na oficina da BAM para obtenção de cinco placas de dimensões 63mm x 63mm x 16mm (Figura 12). As placas, numeradas de 80 a 84, foram então enviadas à empresa HWL Löttechnik GmbH para realização de diferentes tratamentos térmicos, conforme proposto pela norma DIN EN 10083-3:2007 e por Rodacciai (2018) e especificado na Tabela 2.

Figura 11 – Aço DIN EN 30CrNiMo8 como recebido

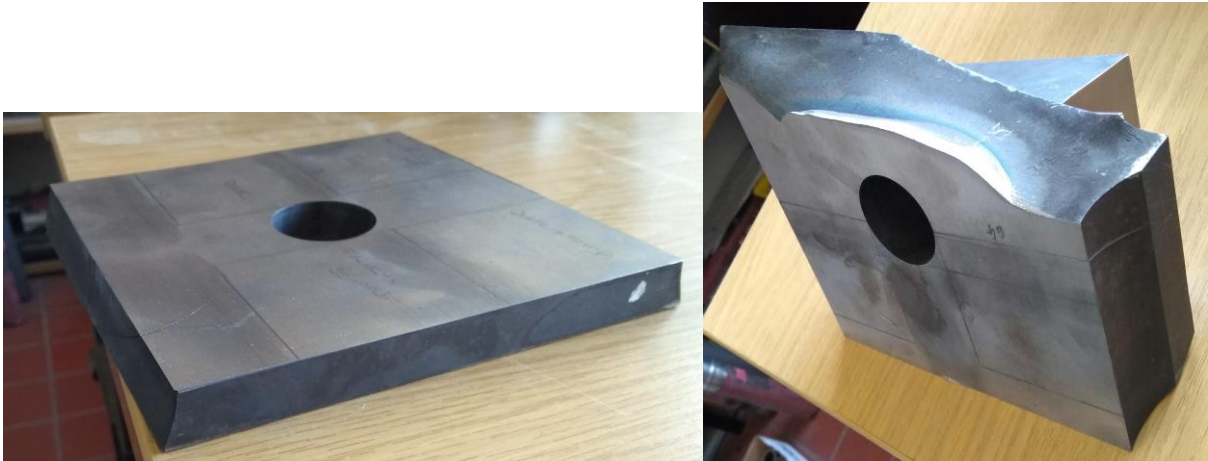


Figura 12 – Placas usinadas nas dimensões 63 mm x 63 mm x 16 mm



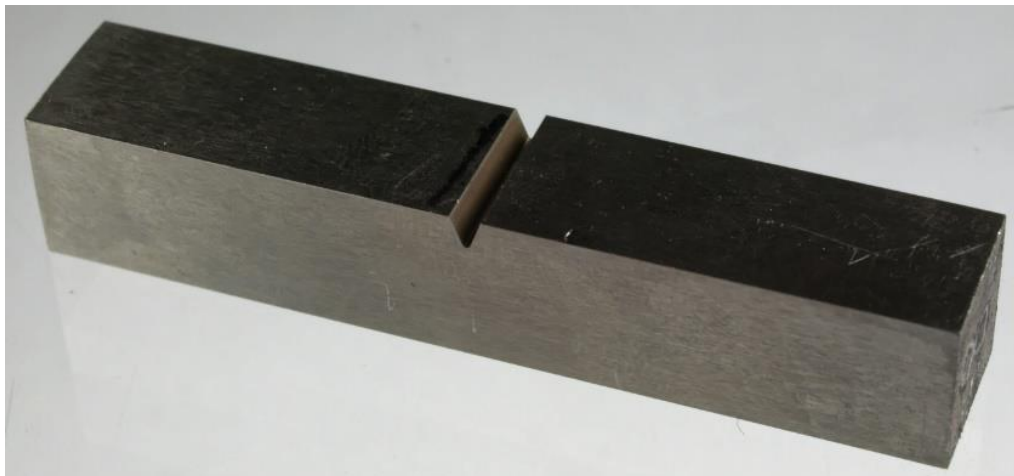
Tabela 2 – Tratamentos térmicos realizados no aço DIN EN 30CrNiMo8

Amostra	Parâmetros			
	Tratamento térmico	Temperatura	Tempo	Resfriamento
80	Normalização	875°C	20 min	Ar
81	Têmpera	850°C	20 min	Água
82	Têmpera	850°C	20 min	Água
	Revenimento	650°C	60 min	Ar
83	Têmpera	850°C	20 min	Água
	Revenimento	550°C	60 min	Ar
84	Têmpera	850°C	20 min	Água
	Revenimento	450°C	60 min	Ar

Os tratamentos térmicos foram realizados com o objetivo de se obter diferentes microestruturas e, conseqüentemente, valores de resistência mecânica distintos, acarretando em diferentes performances do material quando submetido à ensaios de fadiga.

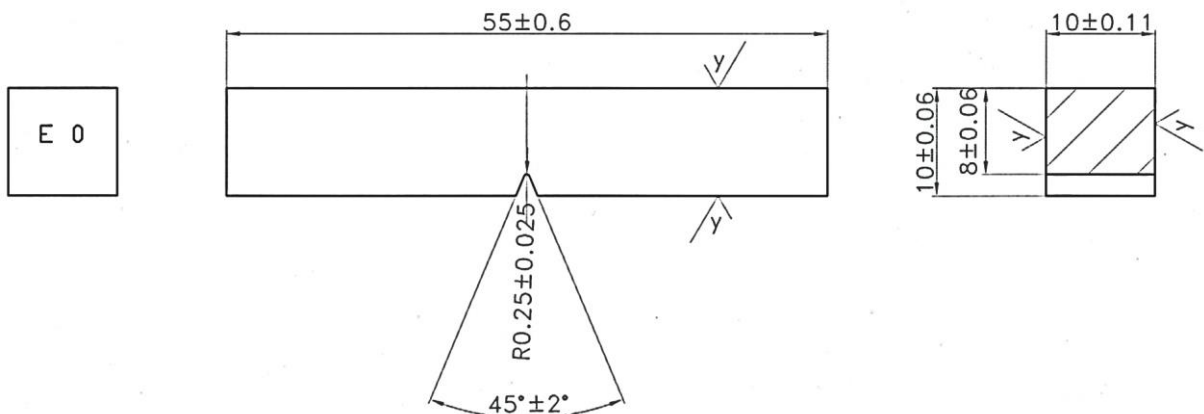
Após recebidas do tratamento térmico, as placas foram novamente enviadas à oficina mecânica da BAM para confecção de corpos de prova do tipo Charpy-V, segundo a norma DIN EN ISO 148-1:2016. Ao todo, foram confeccionados 25 corpos de prova (cinco para cada tratamento térmico, de modo que as amostras foram numeradas de 80.1 a 80.5, 81.1 a 81.5, e assim por diante), como os da Figura 13, de dimensões especificadas na Figura 14.

Figura 13 – Corpo de prova do tipo Charpy-V



Fonte: BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UND -PRÜFUNG: Datenbank Fraktographie 2018.

Figura 14 – Dimensões do corpo de prova do tipo Charpy-V especificadas pela DIN EN ISO 148-1:2016



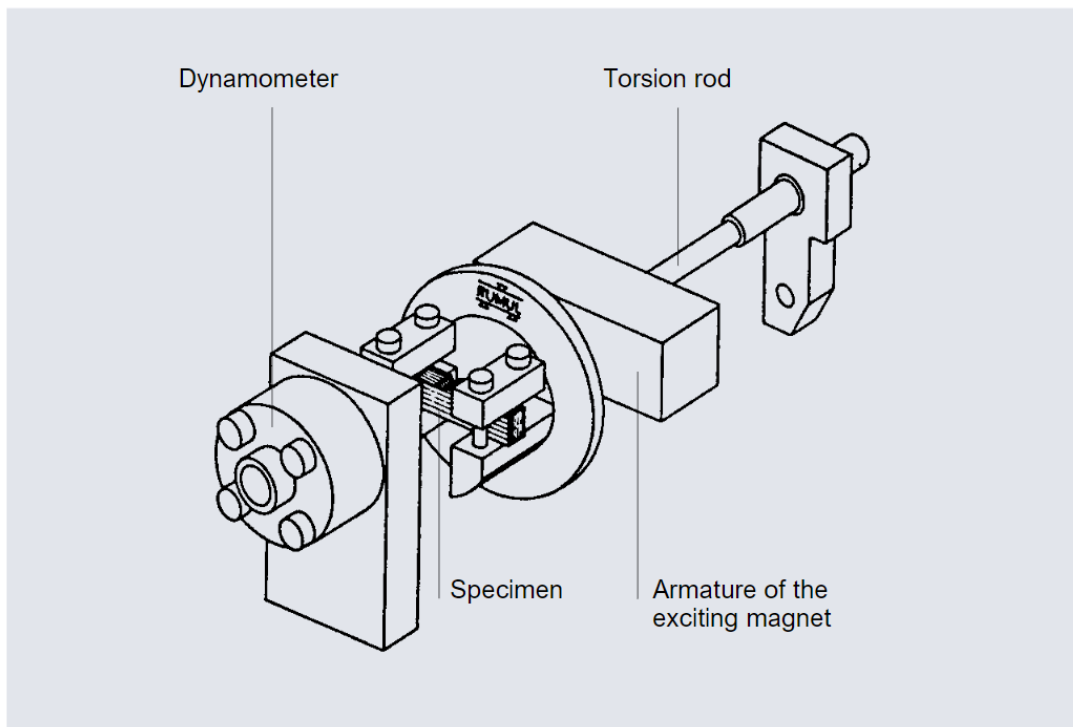
Fonte: BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UND -PRÜFUNG: Datenbank Fraktographie 2018.

As amostras foram, então, enviadas ao departamento de Mecânica dos Materiais Experimental e Baseada em Modelos (“Experimentelle und Modellbasierte Werkstoffmechanik”) da BAM para realização de ensaio de dureza do tipo Rockwell C conforme norma DIN EN ISO 6508-1:2016. O objetivo dessa etapa foi, a partir dos valores de dureza obtidos, determinar a

resistência mecânica do material, utilizando-se, para conversão entre propriedades mecânicas, as normas DIN EN ISO 18265:2004 e DIN EN 10083-3:2007. Foram realizadas três medidas de dureza em cada uma das amostras, sendo a média utilizada como valor de dureza final.

Posteriormente, todas as 25 amostras foram ensaiadas em fadiga em uma máquina de ressonância Cracktronic Rumul (Figura 15), que opera em uma frequência entre 60 Hz e 80 Hz e razão R entre tensões de 0,1, aplicando diferentes momentos (carregamentos) no material. Nesse ensaio, as amostras foram presas à máquina por meio de apoios e parafusos de aperto (Figura 16), e submetidas à cinco ciclos de momentos distintos em um mesmo teste, de modo que, quando a trinca atingia um certo comprimento calculado pela queda de 4 Hz na frequência, a máquina alterava o momento aplicado, prosseguindo para o próximo ciclo de momento. O ensaio era interrompido após o término do quinto ciclo, quando a trinca atingia um certo comprimento crítico, calculado pela última queda de 4 Hz na frequência, evitando, assim, a fratura completa da amostra no ensaio de fadiga. As amostras foram, então, levadas ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Técnica de Berlin para ensaio de impacto do tipo Charpy na máquina Heckert modelo PSd 300/150 (Figura 17) com o objetivo de promover a total ruptura do ligamento restante, gerando, assim, duas superfícies de fratura distintas: uma por fadiga, e uma por impacto. Vale ressaltar que o objetivo do presente ensaio de fadiga não foi determinar a vida em fadiga dos materiais, mas, sim, gerar diferentes superfícies de fratura por meio da aplicação de diferentes carregamentos, bem como o ensaio de impacto não visou obter a energia absorvida pela amostra, mas, sim, gerar uma superfície de fratura distinta da superfície fraturada em fadiga.

Figura 15 – Ilustração esquemática dos componentes da máquina de ressonância utilizada para ensaio de fadiga



Fonte: http://www.rumul.ch/pdf/Cracktronic_e.pdf, acesso em 01 nov. 2018.

Figura 16 – Montagem do ensaio de fadiga

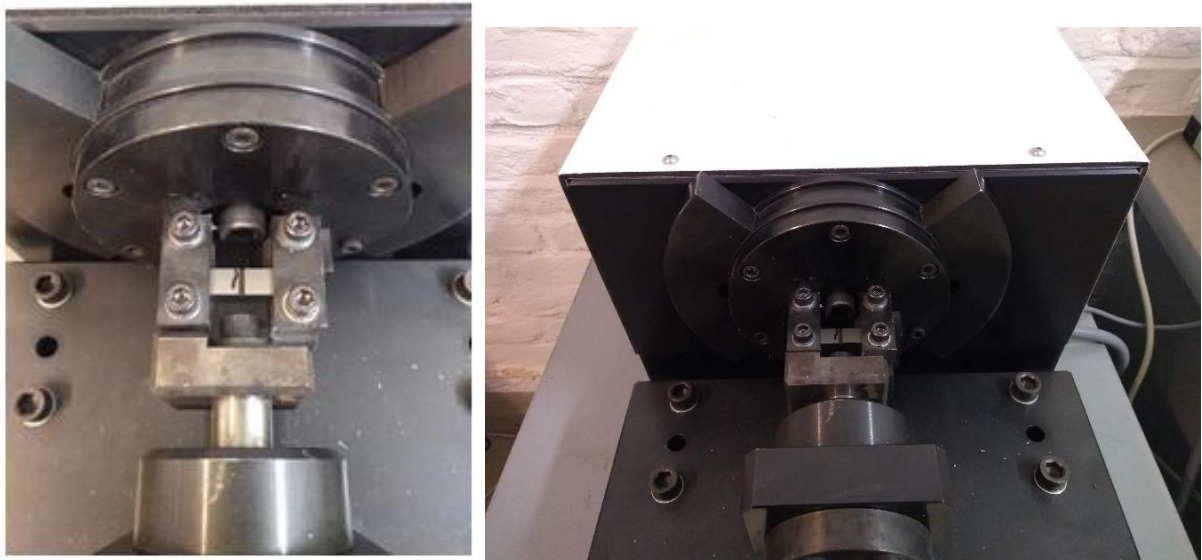
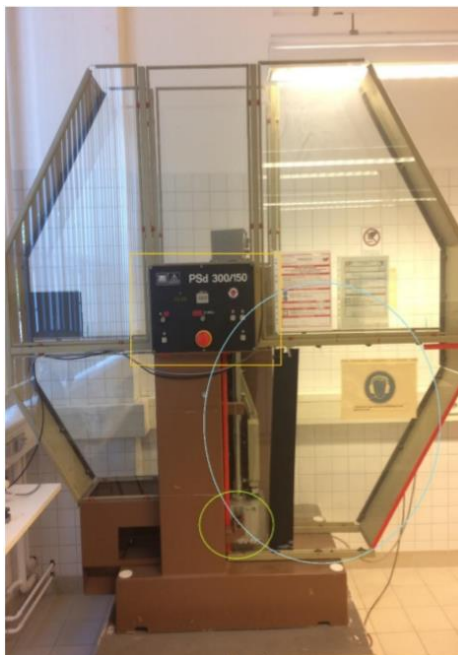


Figura 17 – Máquina utilizada para ensaio de impacto do tipo Charpy



Fonte: TECHNISCHE UNIVERSITÄT BERLIN, 2018.

Para posteriores análises, apenas 15 das 25 amostras ensaiadas foram escolhidas, utilizando-se como critério aquelas que falharam em fadiga sob 3 condições de momento pré-estabelecidas (uma de menor carregamento, uma de carregamento intermediário, e uma de maior carregamento) e apresentadas na Tabela 3. Posteriormente foi realizado, com o auxílio da mecânica do contínuo, o cálculo da tensão nominal máxima e da tensão máxima agindo na ponta do entalhe, considerando para cálculo a geometria da amostra e o fator K_t de concentração de tensão. Tais cálculos foram realizados uma vez que os valores de tensão aplicados também influenciam na formação das estrias de fadiga, de modo que, para um valor de R constante, aumentando-se a tensão aplicada, aumenta-se a amplitude de tensões e, conseqüentemente, as estrias de fadiga são formadas mais facilmente e são mais visíveis no material. Desse modo, espera-se que, no terceiro carregamento, as estrias sejam visíveis mesmo em resistências mais elevadas. Além disso, devido à presença do entalhe, a tensão real calculada aplicada é aumentada, uma vez que o mesmo atua como um ponto concentrador de tensão, induzindo a formação de uma trinca na amostra. Como não foi possível realizar o cálculo do comprimento real da trinca em cada uma das cinco diferentes regiões geradas pelos diferentes momentos aplicados durante o ensaio, uma vez que a máquina não fornece o valor do comprimento a_0 da trinca em cada uma das etapas, somente o valor de tensão máxima inicial, presente quando existia apenas o entalhe (2mm), foi calculado. As seguintes equações foram utilizadas:

$$R = \frac{M_{min}}{M_{max}} = 0,1 \quad (1)$$

$$\Delta M = M_{max} - M_{min} \quad (2)$$

$$M_{mean} = \frac{M_{max} + M_{min}}{2} \quad (3)$$

$$A = \frac{M_{max} - M_{min}}{2} \quad (4)$$

$$\sigma_o = \frac{6M}{B(W-a_0)^2} \quad (5)$$

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_o} \quad (6)$$

Sendo

R: fator de razão entre tensões, igual a 0.1 em todos os ensaios realizados

ΔM (Nm): variação do momento aplicado, previamente definido

M_{max} (Nm): valor máximo de momento

M_{min} (Nm): valor mínimo de momento

M_{mean} (Nm): valor médio de momento

A (Nm): amplitude

σ_o (MPa): tensão nominal

K_t : fator de concentrador de tensões, sendo $\approx 1,8$ (FKM, 2012)

B (mm): espessura da amostra

W (mm): largura amostra

a_0 (mm): comprimento inicial da trinca

W- a_0 (mm): comprimento do ligamento

σ_{max} (MPa): valor máximo de tensão na ponta do entalhe

Tabela 3 – Valores de momento aplicados durante os ensaios de fadiga

Amostras	Condição de carregamento	Valores de momento aplicados/Nm				
		ΔM fase 1	ΔM fase 2	ΔM fase 3	ΔM fase 4	ΔM fase 5
80.2 81.2 82.2 83.2 84.2	Baixo	36,9	24,7	18,3	14,0	11,8
80.5 81.5 82.4 83.4 84.4	Médio	41,5	27,8	20,5	15,7	13,2
80.3 81.1 82.1 83.1 84.1	Alto	46,1	30,9	22,8	17,5	14,7

Como próximo passo, foi realizada a análise metalográfica em uma amostra de cada tratamento térmico (totalizando cinco amostras), com o objetivo de caracterizar a microestrutura do material, verificando a validade dos tratamentos, as fases presentes e, posteriormente, a influência das mesmas na formação das estrias de fadiga. As amostras foram inicialmente cortadas na máquina de corte Struers (Figura 18), embutidas à frio em resina epóxi e endurecedor Struers, lixadas na sequência de lixas P180, P320, P600 e P1200 (fabricante Buehler), seguidas de polimento em pasta de diamante NAP 3 μm e 1 μm (fabricante Struers), na máquina automática Struers mostrada na Figura 19. Entre as etapas de lixamento as amostras foram lavadas com água, ao passo em que entre as etapas de polimento e no final da preparação metalográfica as mesmas foram lavadas com água, detergente, álcool e secadas com uso de secador, sendo, ao final, imediatamente armazenadas em um dessecador para evitar corrosão. Durante as etapas de lixamento as amostras permaneceram por 1 minuto em cada uma das lixas. Já durante o polimento, as mesmas permaneceram por 3 minutos em cada granulometria.

Figura 18 – Máquina Struers utilizada para corte das amostras



Figura 19 – Máquina Struers utilizada para lixamento e polimento das amostras



Após o polimento, foi realizado o ataque químico das amostras por imersão em solução de Nital 2 %, por cerca de 15 segundos. As microestruturas foram então analisadas em aumento de 10:1, 20:1, 50:1 e 100:1, no Microscópio Ótico Olympus (Figura 20).

Figura 20 – Microscópio Ótico Olympus utilizado para análise microestrutural



As superfícies de fratura foram, então, analisadas macro e microscopicamente, em um Estereoscópio Olympus (Figura 21) e Microscópio Eletrônico de Varredura Tescan (Figura 22), respectivamente. Nesta etapa, o objetivo foi analisar fratograficamente as superfícies após a falha, verificando, principalmente, a formação das estrias de fadiga. Os aumentos utilizados no MEV foram de 10000:1, 5000:1, 2000:1, 500:1 e 100:1.

Figura 21 – Estereoscópio Olympus utilizado para análise macrográfica



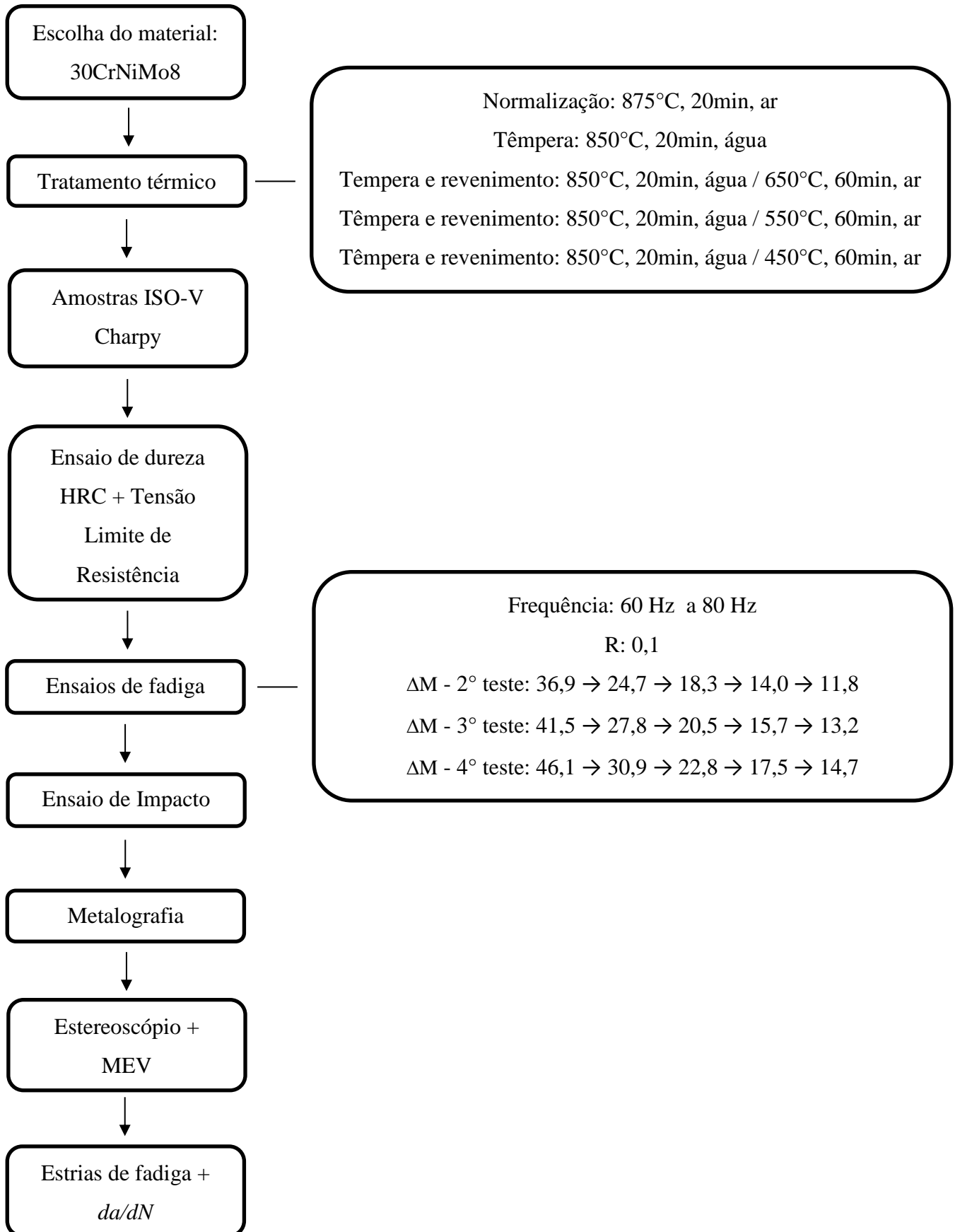
Figura 22 – Microscópio Eletrônico de Varredura Tescan utilizado para análise micrográfica



Por fim, foi escolhida entre as 15 amostras ensaiadas, a amostra de número 84.1 para uma análise preliminar da relação entre o tamanho das estrias formadas (da/dN , análise local) e a taxa de crescimento ($\Delta a/\Delta N$) calculada para a trinca. A amostra foi escolhida por exibir marcas de praia bem definidas e, também, estrias de fadiga bem visíveis. As estrias foram contadas e medidas localmente em cinco diferentes regiões de uma mesma imagem, com o auxílio de régua e mediante a impressão em papel A4 da imagem obtida em MEV. A taxa macroscópica de crescimento da trinca foi calculada por meio da razão entre Δa (distância média entre duas marcas de praia) e ΔN (número de ciclos fornecido pela máquina de ensaio de fadiga), e os resultados obtidos foram comparados entre si.

O fluxograma a seguir (Figura 23) esquematiza a metodologia realizada durante o trabalho.

Figura 23 – Fluxograma das atividades realizadas durante o trabalho



5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Dureza Rockwell C e Tensão Limite de Resistência à Tração

Os valores de dureza Rockwell C obtidos para as amostras, bem como os valores de tensão limite de resistência à tração, são mostrados na tabela 4, a seguir.

Tabela 4 – Valores de dureza Rockwell C e tensão limite de resistência à tração obtidos para as amostras

Amostras	Dureza HRC	Tensão Limite de Resistência à Tração (Mpa)
80	49,5	1245
81	56,0	1500
82	32,7	993
83	42,5	1285
84	45,6	1397

É possível observar, através da tabela, que o maior valor de dureza e, conseqüentemente, de tensão limite de resistência à tração encontrado foi o da amostra temperada, conforme esperado e previsto pela DIN EN 10083-3:2007. Os valores encontrados para as amostras temperadas e revenidas também condizem com a expectativa, uma vez que a amostra 82, revenida à uma temperatura mais elevada, exibiu menor valor de dureza, seguido pelas amostras 83 e 84, revenidas em temperaturas sequencialmente inferiores. Já a amostra 80, normalizada, exibiu o segundo maior valor de dureza, contradizendo o esperado, que era o menor valor de dureza entre todas as cinco amostras tratadas termicamente. Uma possível explicação é que, como o aço escolhido possui elevada temperabilidade e as amostras enviadas para tratamento possuíam pequena espessura, o resfriamento em ar pode ter gerado uma taxa de resfriamento mais rápida do que a necessária para a formação mais acentuada de fases como ferrita e perlita.

5.2 Tensão máxima aplicada na amostra no início do ensaio de fadiga

A partir dos valores de momento aplicados, da razão R entre tensões e da geometria da amostra considerando a ausência e presença do entalhe, foram calculadas as tensões máximas nominais e na ponta do entalhe aplicadas no início do teste de fadiga. Os resultados são mostrados na Tabela 5.

Tabela 5 – Valores máximos de tensão nominal e na ponta do entalhe

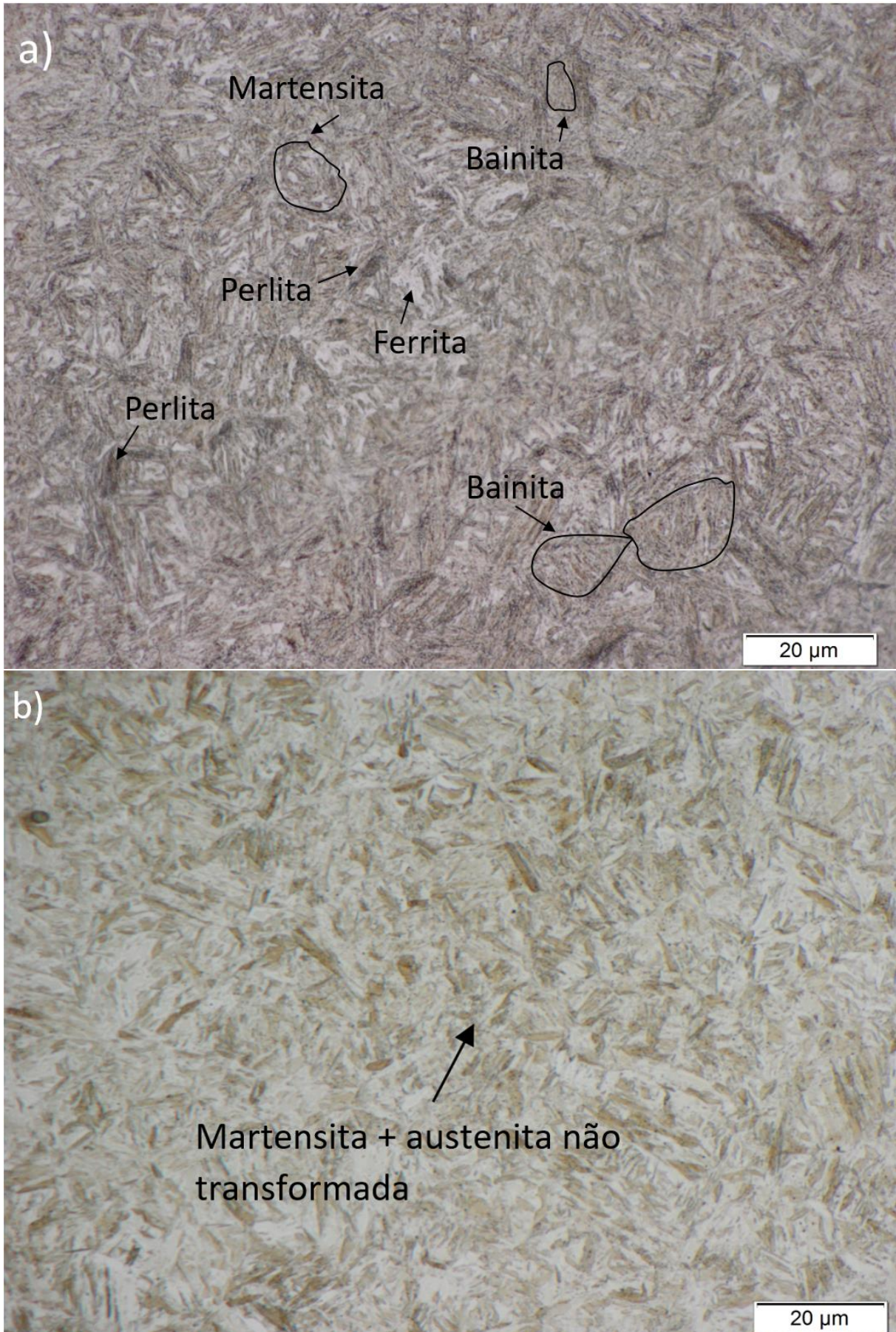
Amostras	Condição de carregamento	ΔM fase 1/Nm	σ_{\max} /MPa	$\sigma_{\max, \text{entalhe}}$ /MPa
80.2 81.2 82.2 83.2 84.2	Baixo	36,9	384	692
80.5 81.5 82.4 83.4 84.4	Médio	41,5	432	778
80.3 81.1 82.1 83.1 84.1	Alto	46,1	480	864

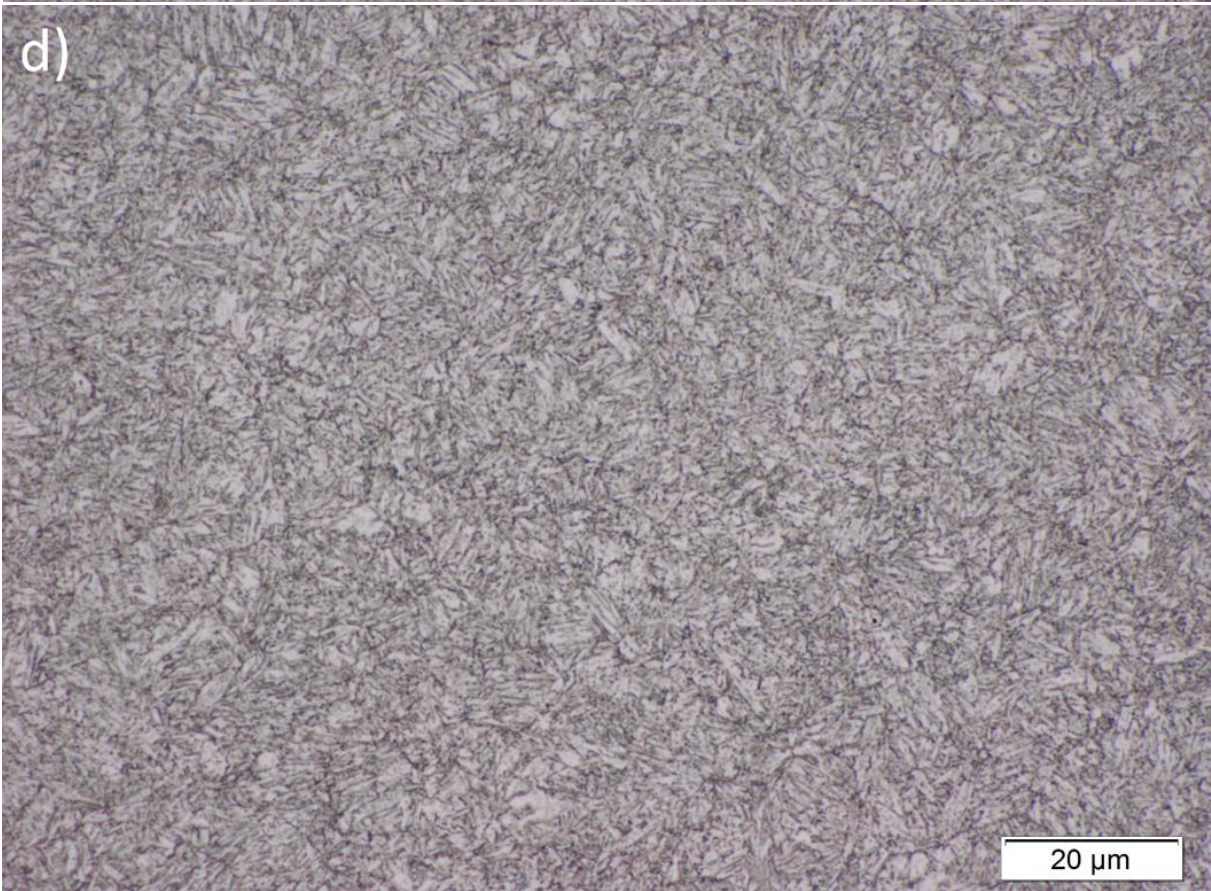
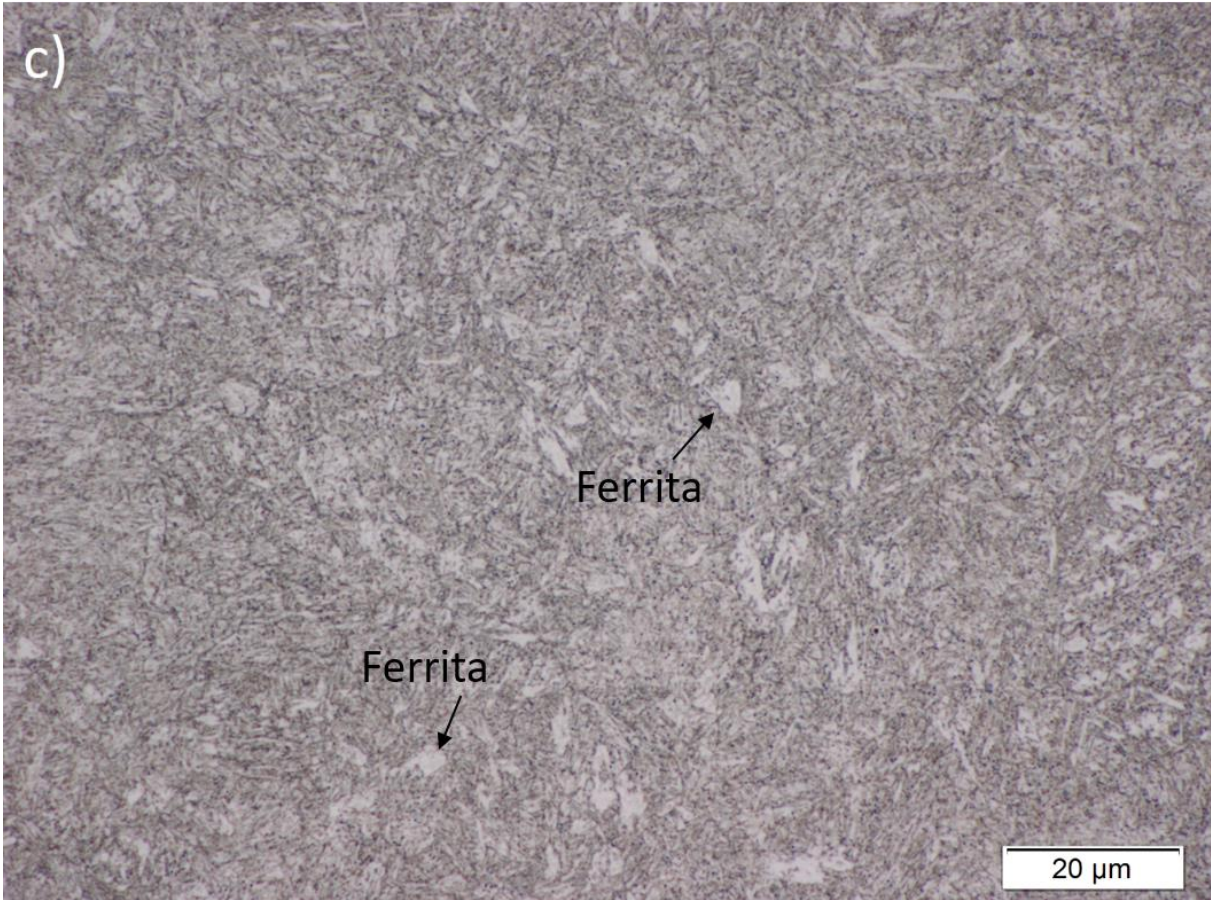
É possível observar que a presença do entalhe amplifica a tensão aplicada na amostra, uma vez que o mesmo atua como concentrador de tensões, induzindo, assim, o início localizado da trinca.

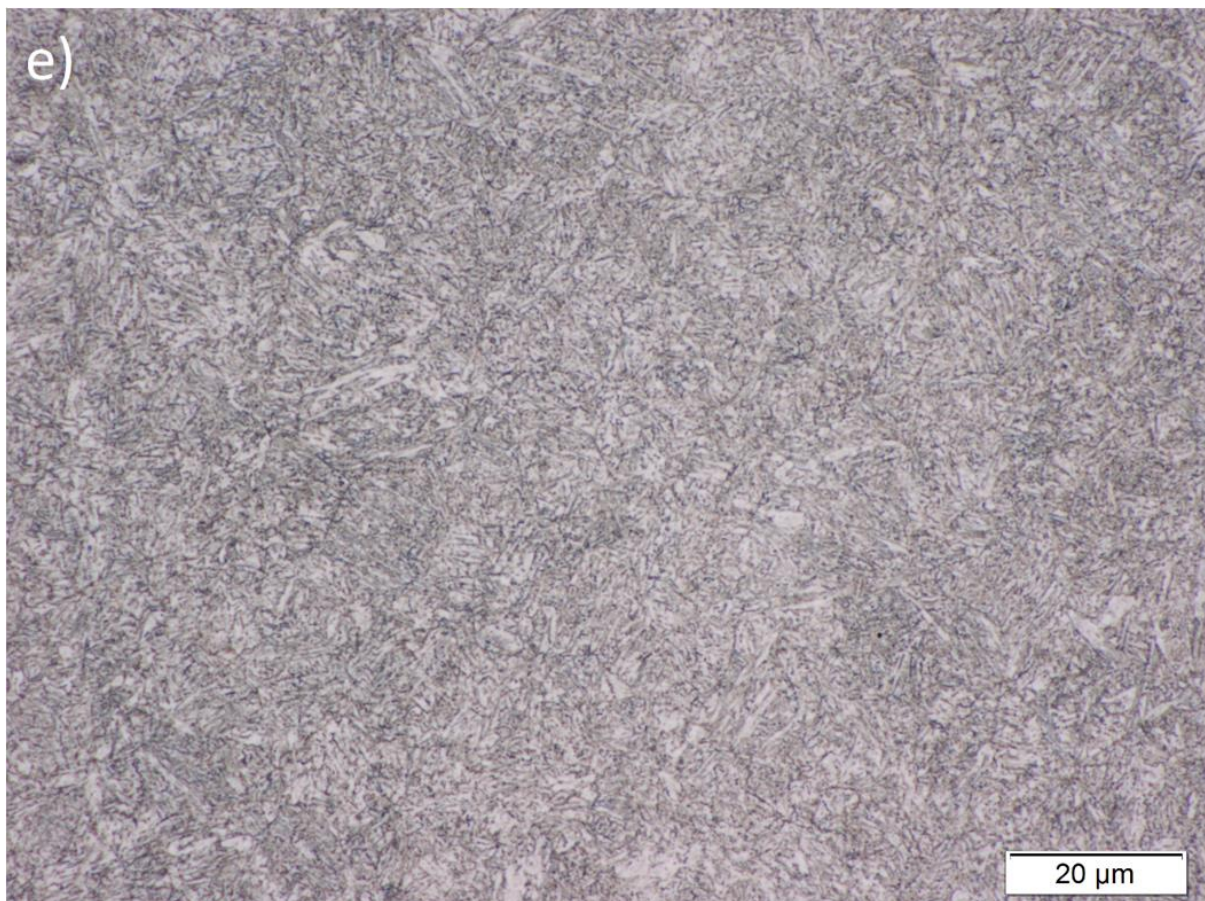
5.3 Metalografia

A Figura 24 (“a”, “b”, “c”, “d” e “e”) apresenta os resultados de micrografia com um aumento de 100:1 obtido para as amostras de 80 a 84 atacadas com Nital 2%.

Figura 24 – Micrografia das amostras de 80 a 84 atacadas com Nital 2%







A análise das microestruturas e determinação das fases presentes foi realizada utilizando-se para comparação os trabalhos de Barros *et al.* (2015) e Anazawa *et al.* (2012). Na figura 24-a), correspondente à amostra de número 80, associou-se a perlita às fases marrons mais escuras, a bainita às fases mais escuras formadas em pacotes de ripas paralelas espalhadas por toda a amostra, a martensita às fases em formato de agulhas pretas, a austenita não transformada à fase branca presente entre as agulhas de martensita, a ferrita às fases brancas maiores, em formato de grão, e pequenos precipitados de cementita e/ou de elementos de liga às pequenas partículas pretas distribuídas ao longo de toda a microestrutura. Temos, portanto, nesse primeiro caso, uma estrutura complexa e multiconstituída, mostrando a presença de fases endurecidas mesmo em condições de resfriamento “lento” (ao ar, normalização) da amostra. Já na figura 24-b), correspondente à amostra de número 81, associou-se a martensita às fases mais escuras em formato de agulha e a austenita não transformada à fase branca, ao fundo das agulhas de martensita, confirmando a condição de têmpera do material. Na figura 24-c), correspondente à amostra de número 82, associou-se, devido à maior temperatura de revenimento, a ferrita às pequenas e poucas regiões brancas em um formato aproximado de grão, cementita a pequenos precipitados em formato de partículas brancas, novamente cementita e outros precipitados às pequenas partículas pretas distribuídas ao longo de toda a microestrutura, e martensita revenida

e austenita não transformada a todo o restante da microestrutura. Já nas figuras 24-d) e 24-e), correspondentes às amostras 83 e 84, respectivamente, observou-se apenas martensita revenida e austenita não transformada em toda a microestrutura, além de precipitados de cementita (em menor quantidade do que na amostra a)) e de outros elementos de liga, não sendo possível distinguir grandes diferenças entre ambas as microestruturas. Vale ressaltar, porém, que somente o ataque com Nital 2 % não foi suficiente para determinar com clareza as fases e constituintes presentes. Para isso, recomendam-se posteriores análises com outros agentes de ataque, como o LePera, que revela a ferrita com tonalidade castanho-amarelada, a bainita com tonalidade preta ou marrom escura e a martensita junto com a austenita não transformada com a tonalidade branca. Outras técnicas complementares possíveis para caracterização são a Difração de Raios-X, teste magnético e Microscopia Eletrônica de Varredura com elétrons secundários.

5.4 Estereoscópio

A superfície das amostras após ensaiadas em fadiga e em impacto foi analisada com o uso de Estereoscópio. Na Figura 25 são mostradas de a) a e) as superfícies das amostras de 80 a 84, nesta ordem, ensaiadas na condição de menor carregamento. Na figura 26 são mostradas de a) a e) as superfícies das amostras de 80 a 84, nesta ordem, ensaiadas na condição de médio carregamento. Por fim, na figura 27 são mostradas de a) a e) as superfícies das amostras de 80 a 84, nesta ordem, ensaiadas na condição de maior carregamento.

Figura 25 – Imagens de Estereoscópio das amostras 80.2, 81.2, 82.2, 83.2 e 84.2, respectivamente de a) a e), ensaiadas na condição de menor carregamento

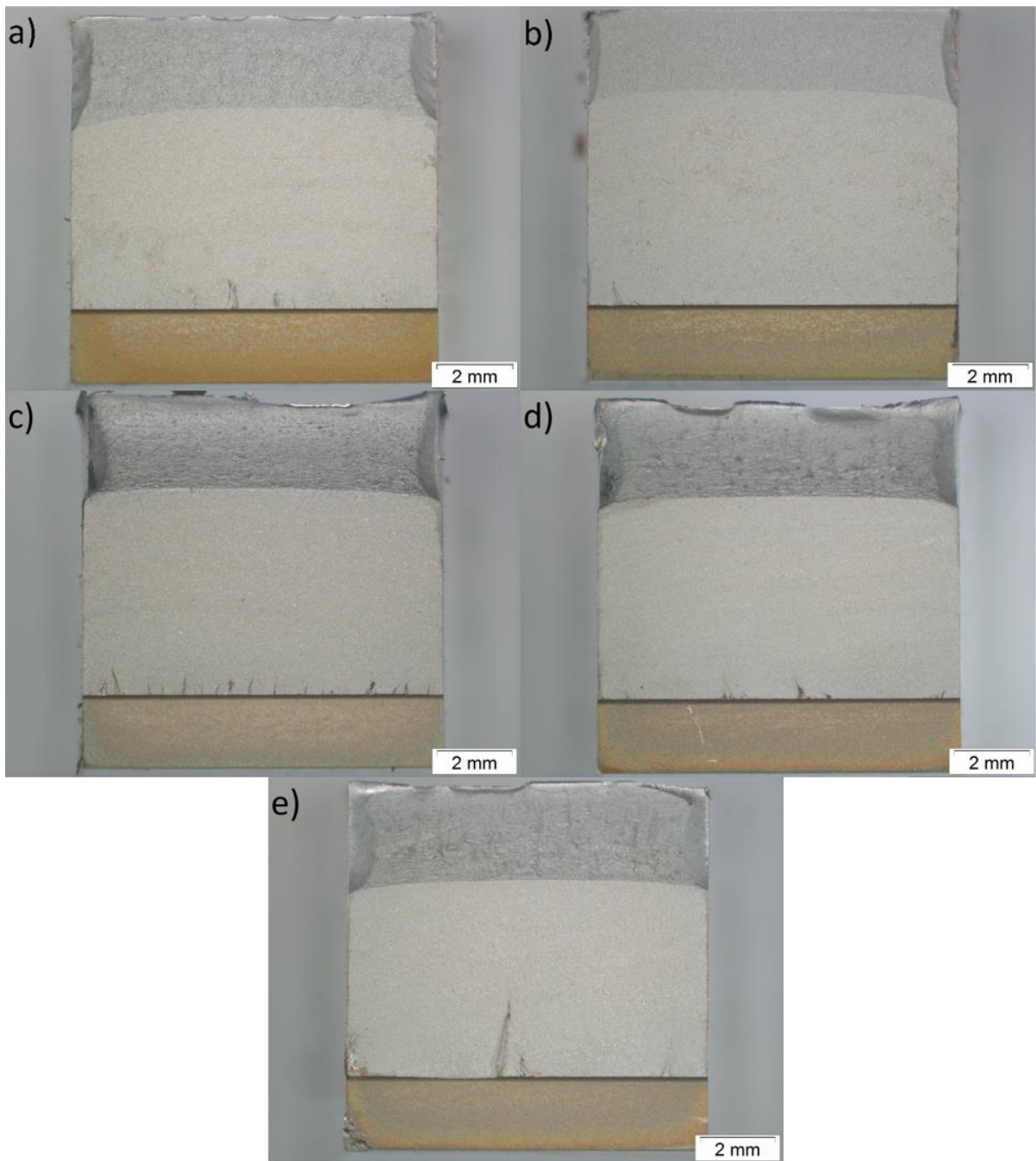


Figura 26 – Imagens de Estereoscópio das amostras 80.5, 81.5, 82.4, 83.4 e 84.4, respectivamente de a) a e), ensaiadas na condição de médio carregamento

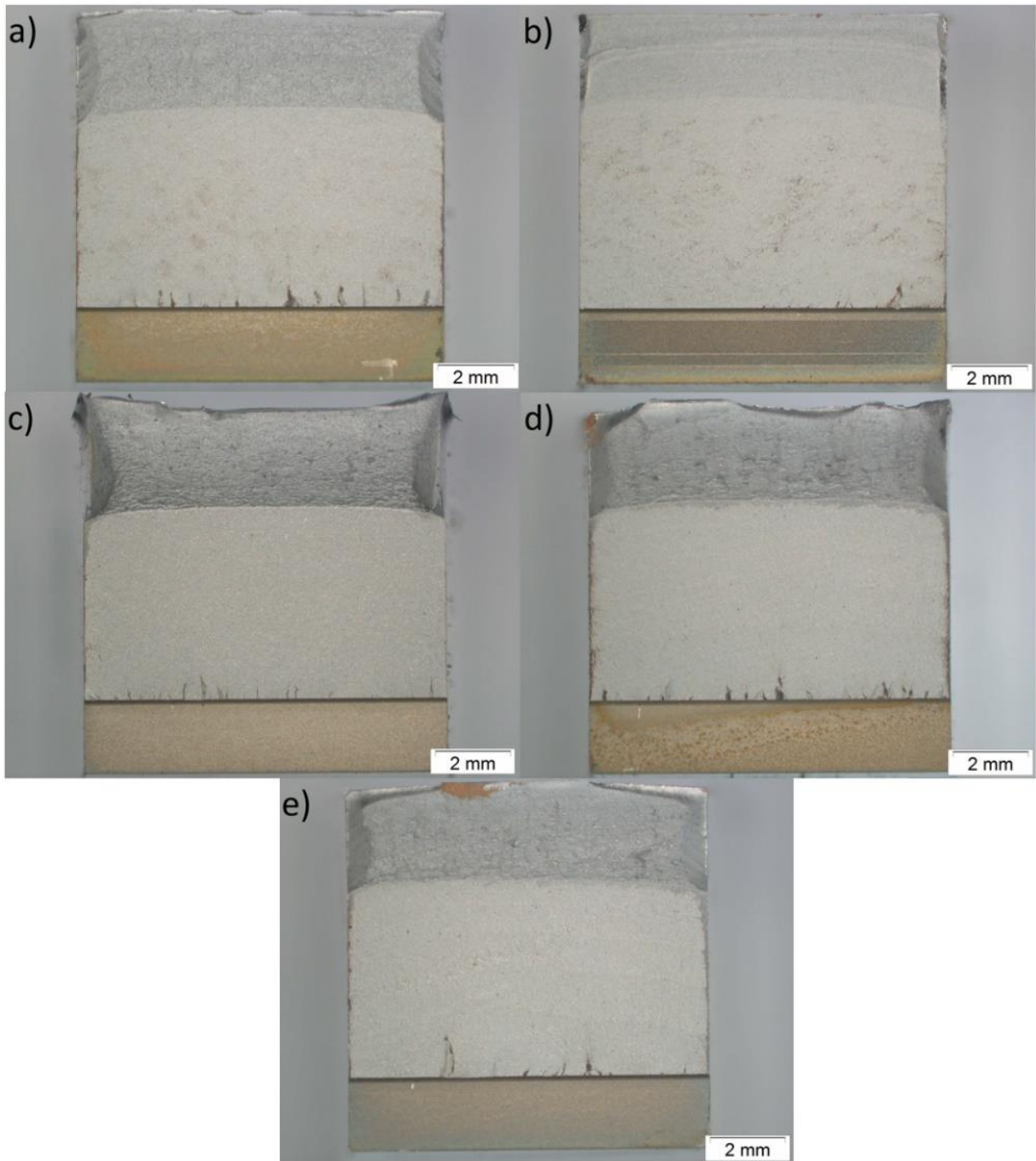
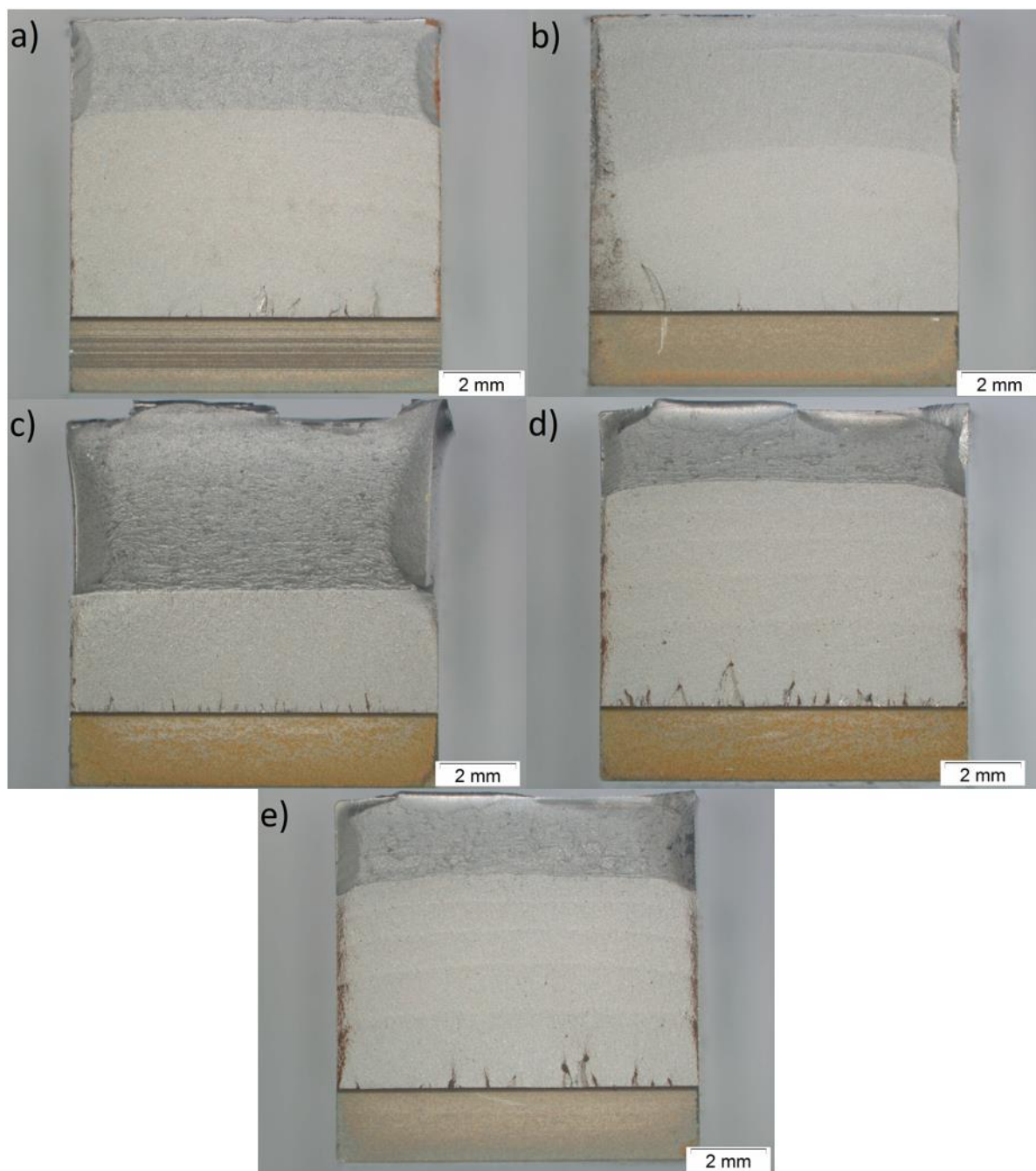


Figura 27 – Imagens de Estereoscópio das amostras 80.3, 81.1, 82.1, 83.1 e 84.1, respectivamente de a) a e), ensaiadas na condição de maior carregamento



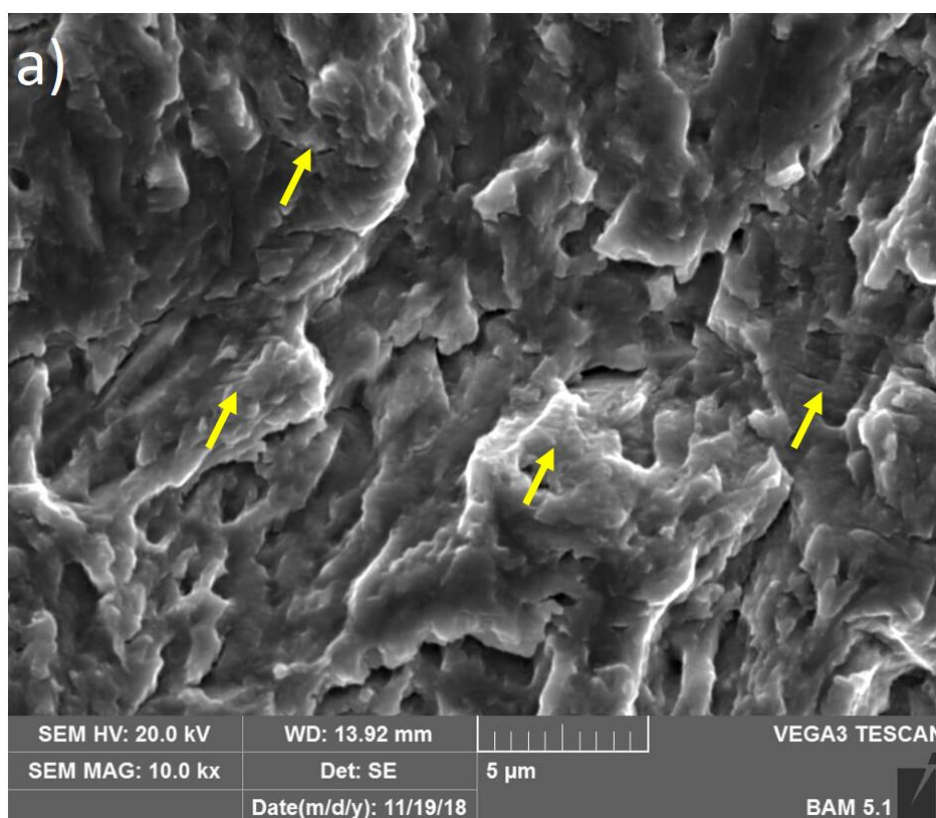
A partir das imagens é possível distinguir macroscopicamente três regiões distintas em todas as amostras. São elas: entalhe (região inferior), superfície fraturada por fadiga (região central) e superfície fraturada por impacto (região superior). Em algumas amostras (Figura 27-d) e N-e)) é possível identificar, também, a formação de marcas de praia. Como já citado anteriormente, elas são uma característica comumente observada em superfícies fraturadas por fadiga, sendo influenciadas, entre outros fatores, pelas condições ambientais, de carregamento e do material,

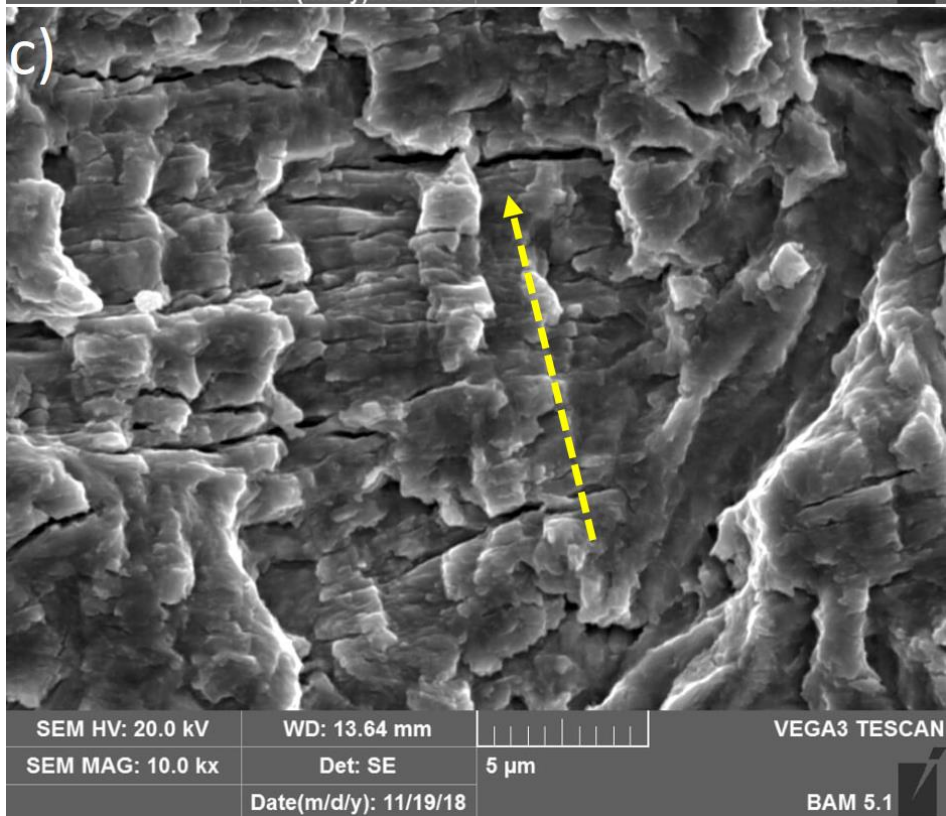
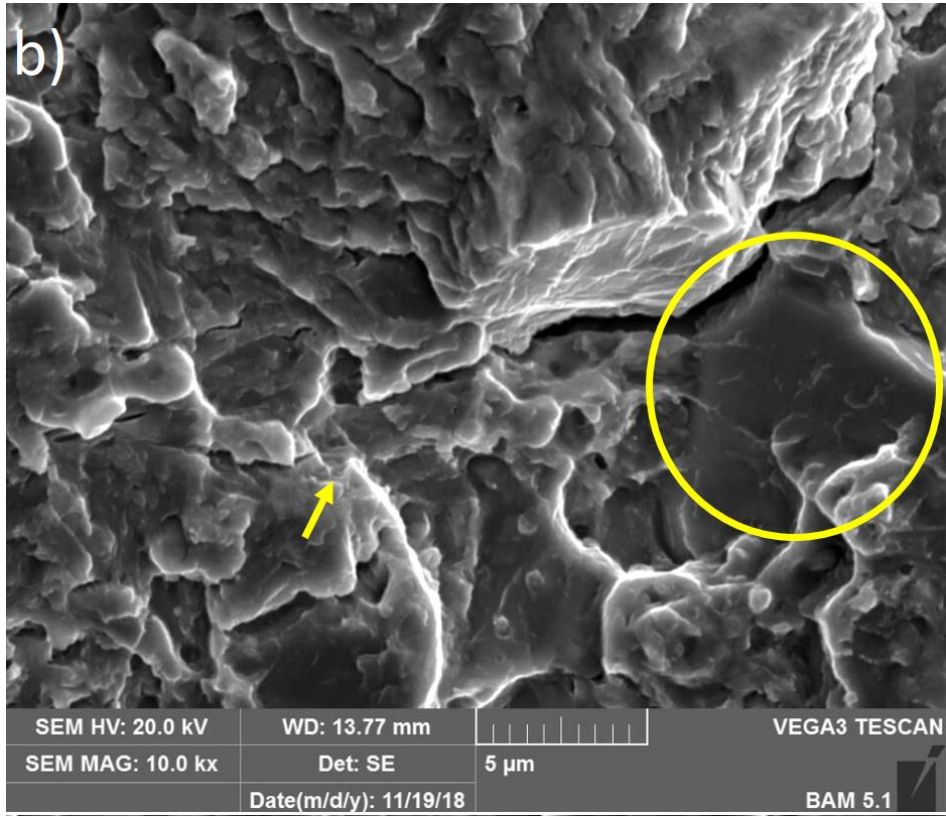
o que pode explicar o fato de nem todas as amostras terem exibido esse mesmo aspecto macroscópico de superfície. Em todas as amostras é possível observar, também, a existência de múltiplos sítios de iniciação, sempre na região próxima ao entalhe (concentrador de tensão). Outra observação importante a se destacar é que as amostras 81.1 e 82.1 (Figura 27 b) e c)) apresentaram superfícies de fratura distintas das demais (maior área na superfície fraturada por impacto), uma vez que, para essas amostras, devido ao elevado carregamento imposto, a máquina Cracktronic Rumul de ensaio de fadiga começou a se comportar inadequadamente e o ensaio teve que ser interrompido manualmente.

5.5 Microscopia Eletrônica de Varredura

As imagens de MEV nos aumentos de 10000:1 são mostradas nas Figuras 28, 29 e 30, para as amostras ensaiadas no primeiro, segundo e terceiro carregamento, respectivamente. As setas amarelas menores indicam a posição de algumas estrias de fadiga, as setas amarelas pontilhadas indicam estrias de fadiga mais visíveis e o sentido local de propagação da trinca, e os círculos amarelos indicam regiões com aspecto de fratura frágil (intergranular).

Figura 28 - Imagens de MEV para as amostras 80.2, 81.2, 82.2, 83.2 e 84.2, respectivamente de a) a e), ensaiadas na condição de menor carregamento





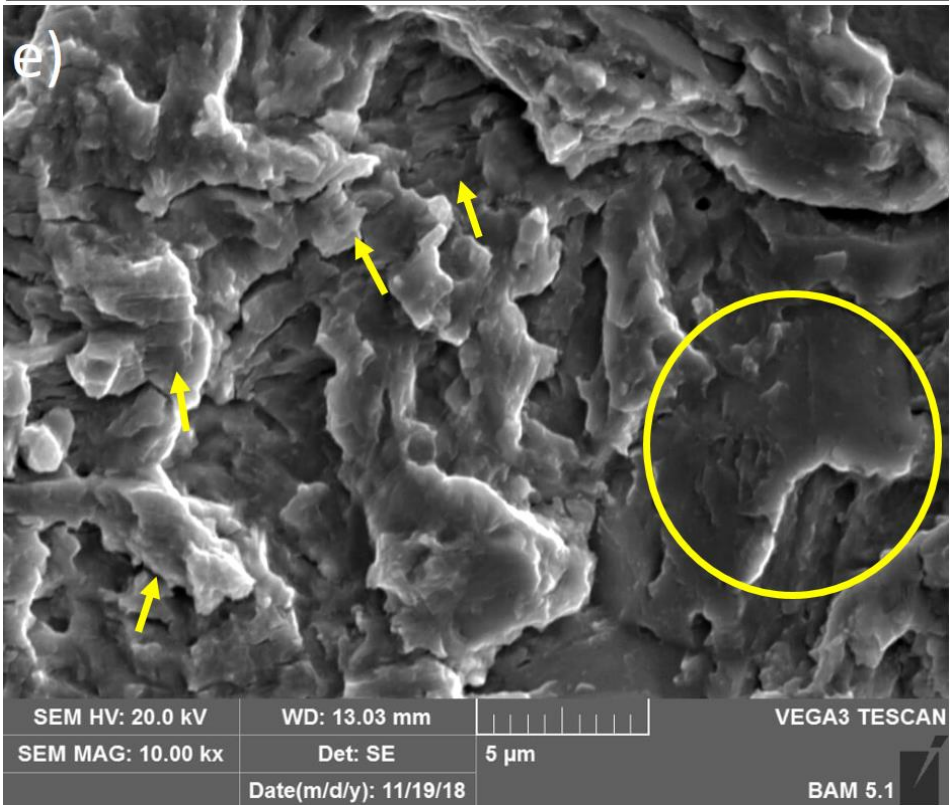
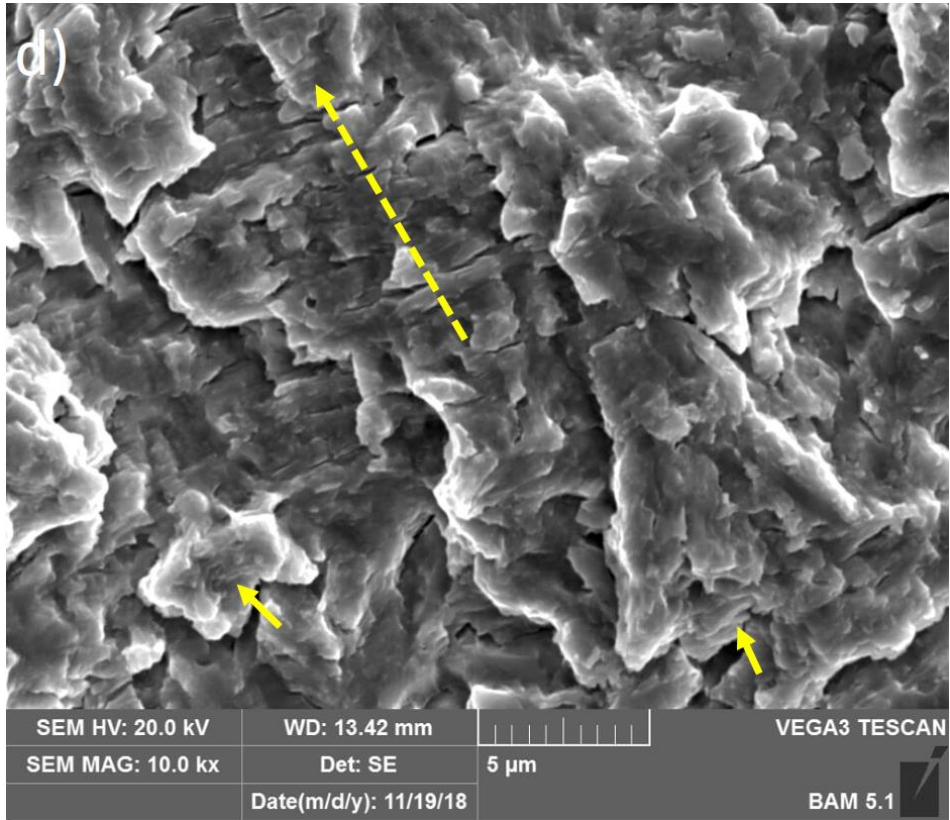
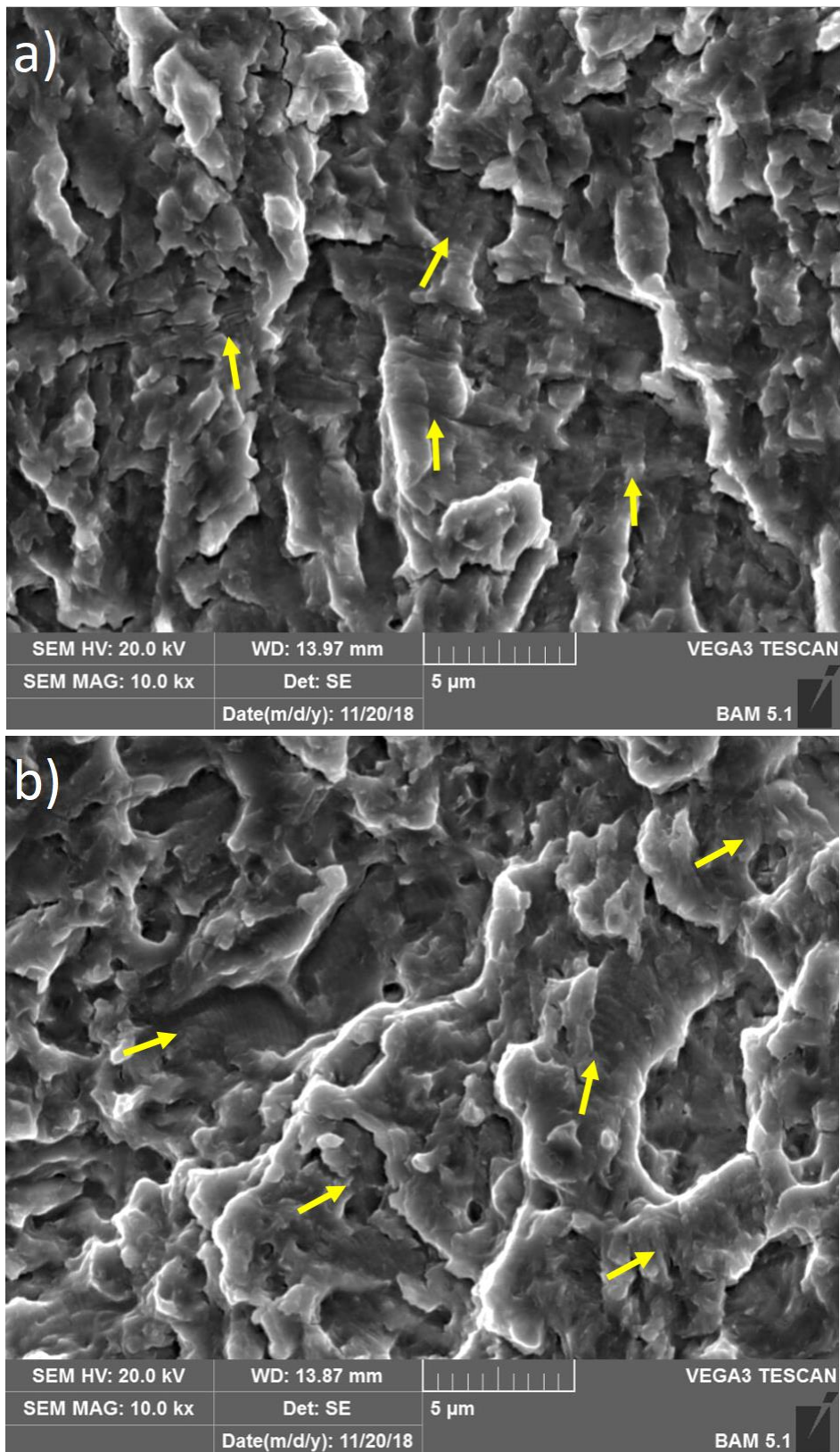
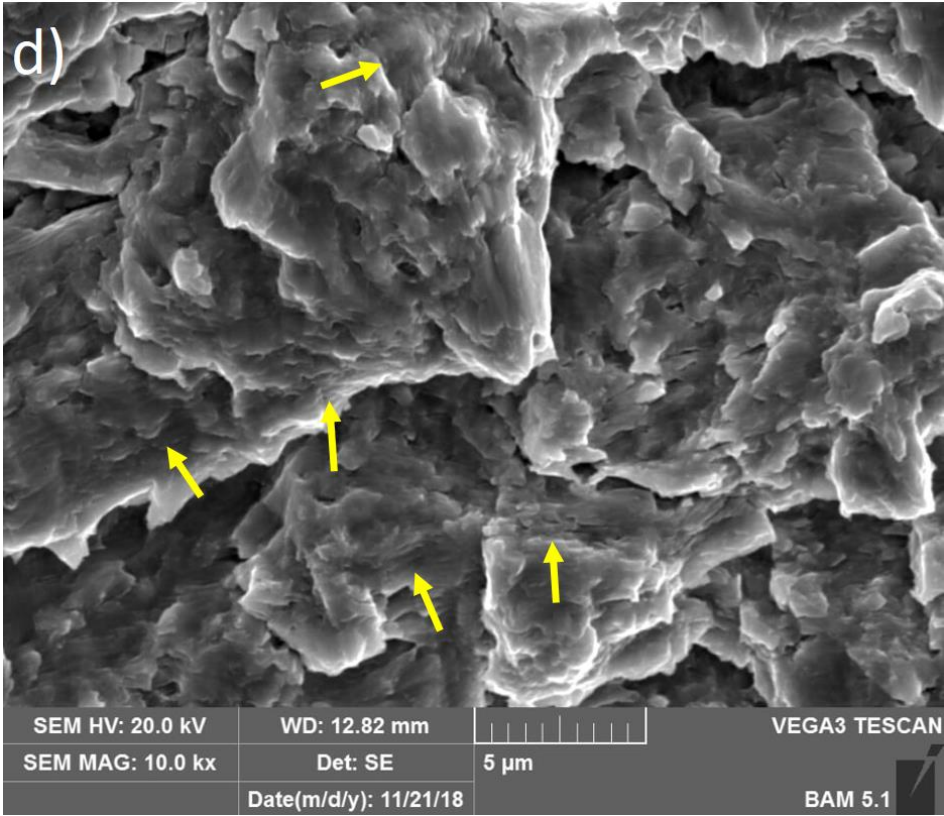
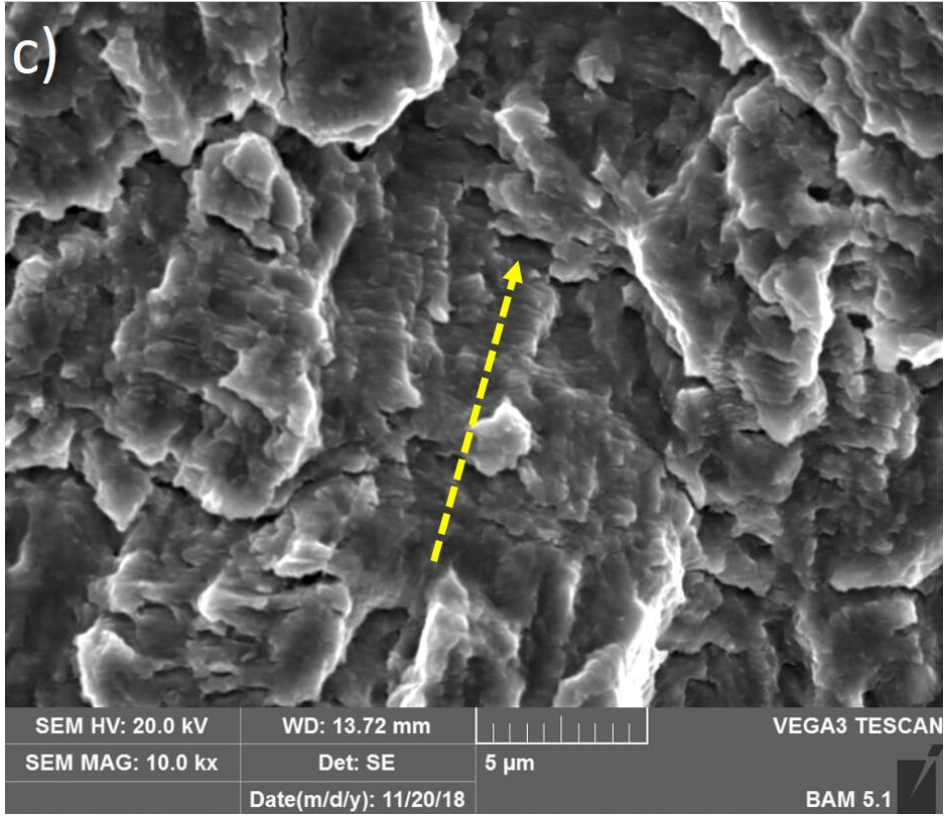


Figura 29 - Imagens de MEV para as amostras 80.5, 81.5, 82.4, 83.4 e 84.4, respectivamente de a) a e), ensaiadas na condição de médio carregamento





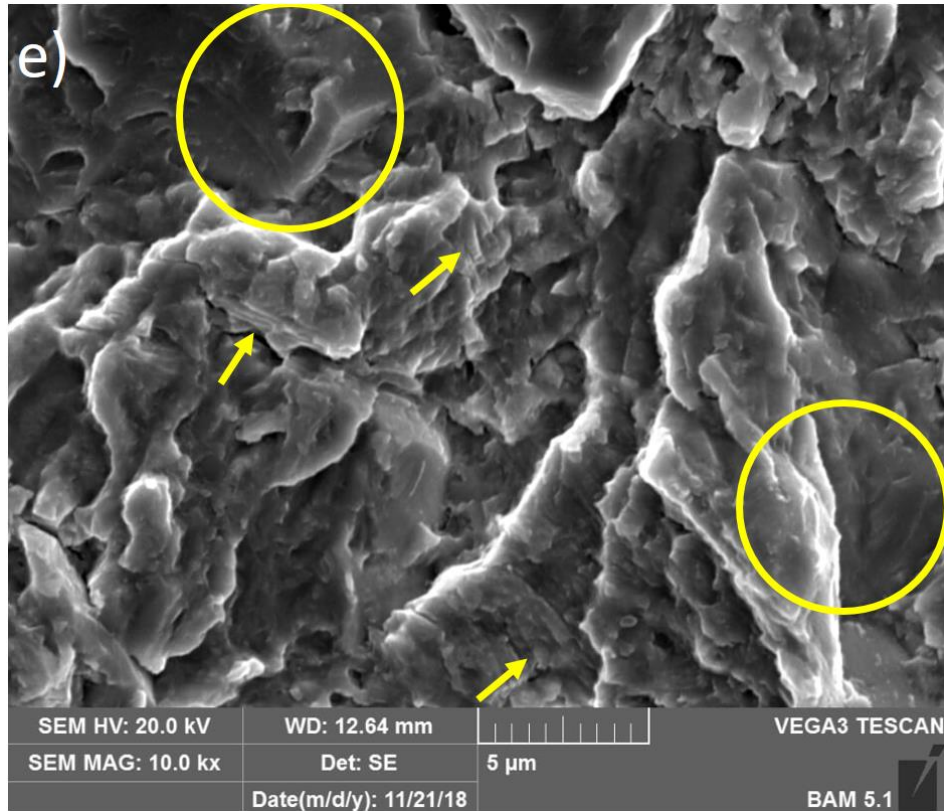
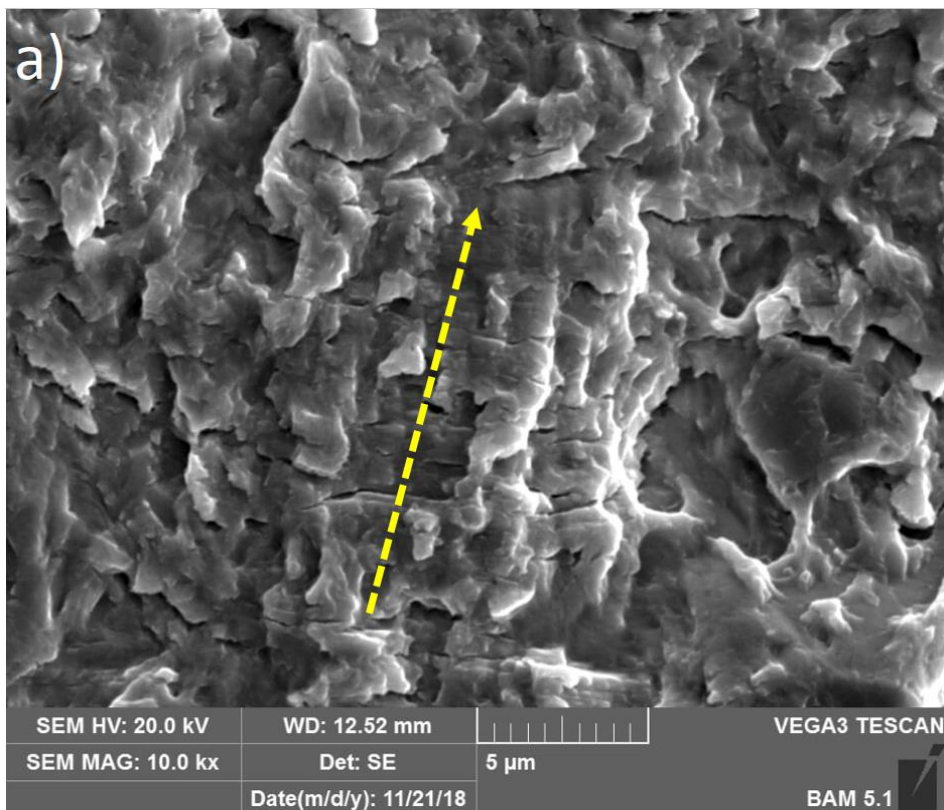
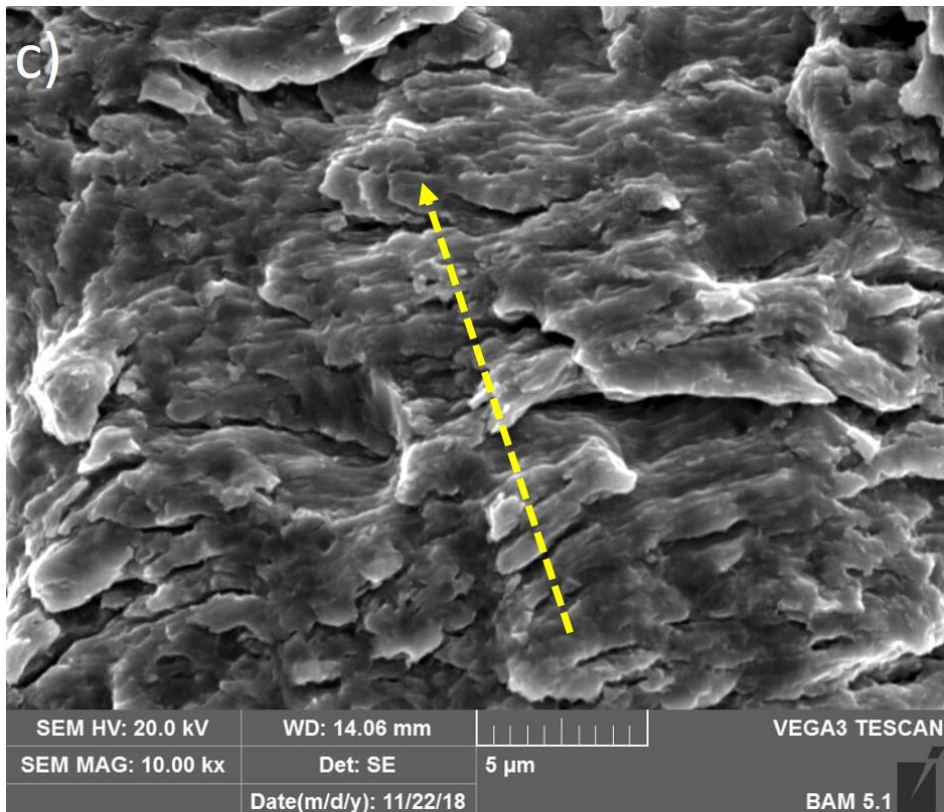
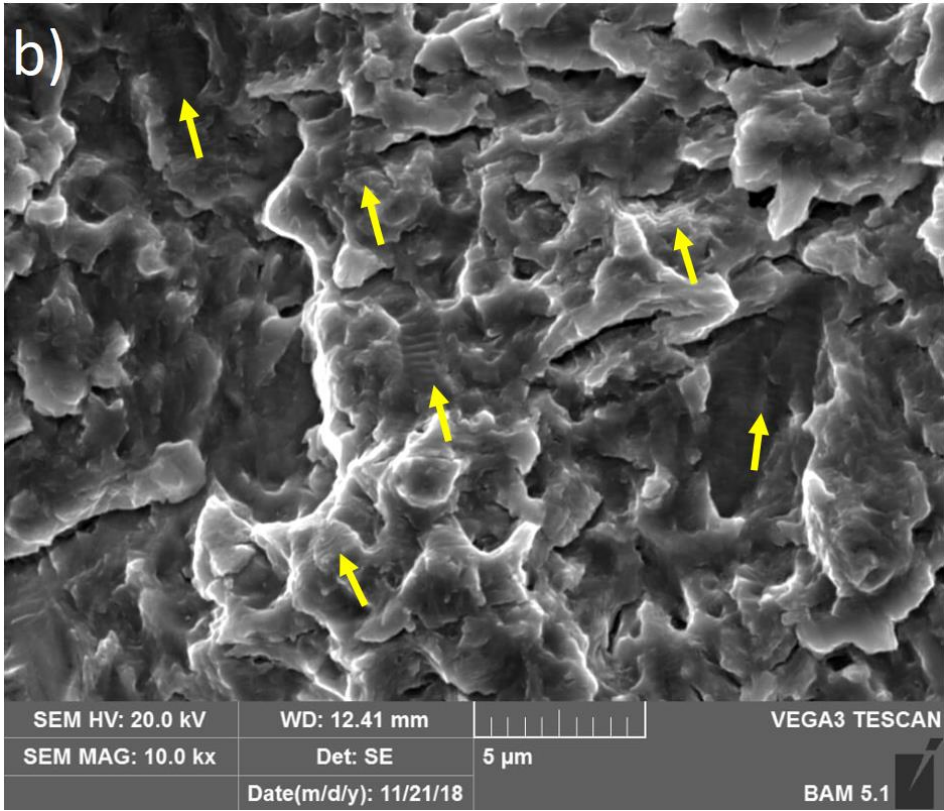
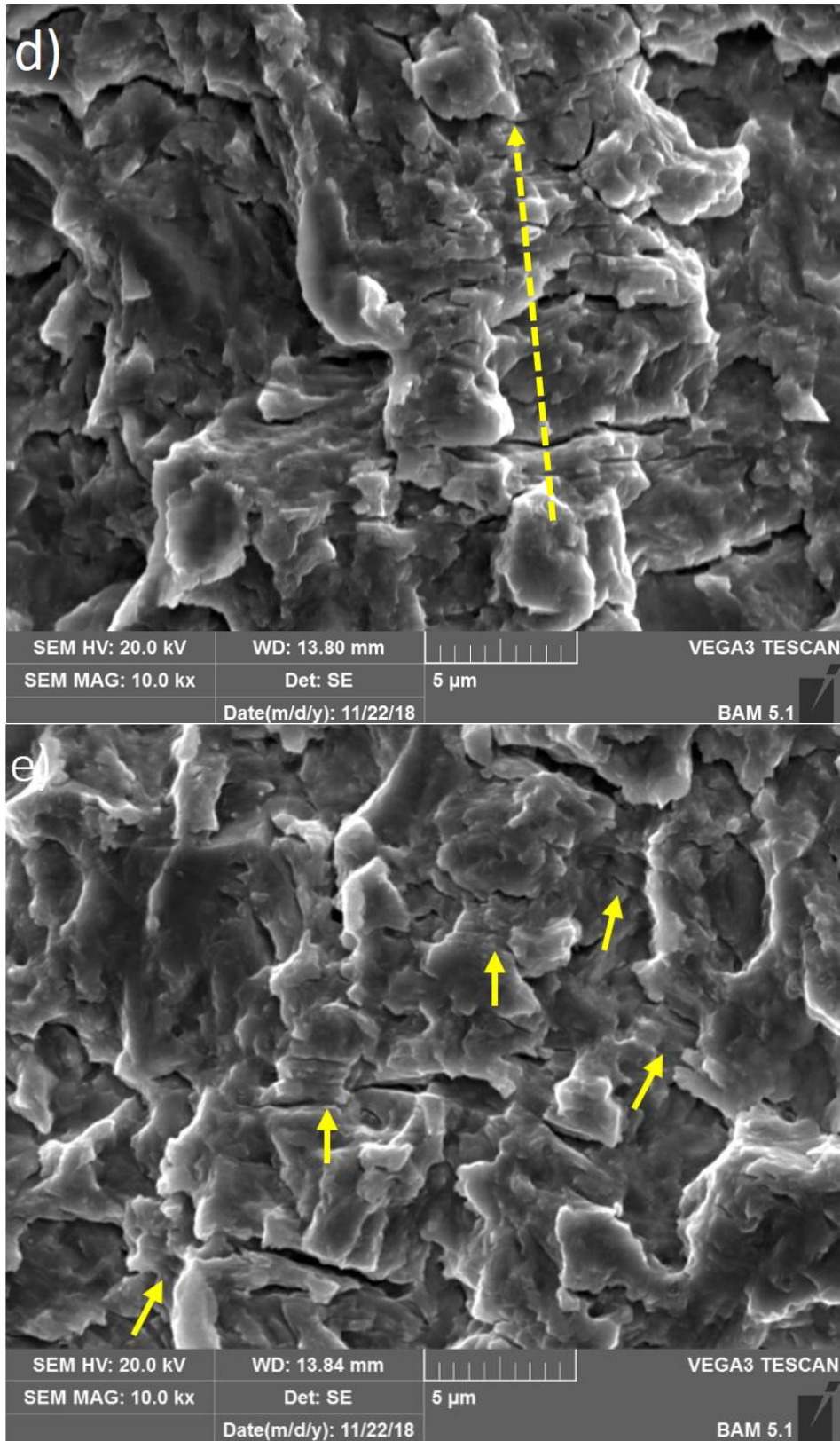


Figura 30 - Imagens de MEV para as amostras 80.3, 81.1, 82.1, 83.1 e 84.1, respectivamente de a) a e), ensaiadas na condição de maior carregamento







A partir das imagens de MEV, é possível observar que as amostras de número 82, na condição de têmpera e revenimento a 650 °C, exibiram, em todos os três casos de carregamento, as estrias de fadiga mais visíveis e de caráter mais dúctil, o que era esperado uma vez que essas são as

amostras de menor resistência mecânica e, portanto, maior ductilidade, sendo passíveis de sofrer maior deformação plástica (e conseqüentemente formar mais estrias de fadiga) do que as demais. Já as amostras de número 81, na condição temperada e, portanto, de maior valor de resistência mecânica, exibiram, além de aspectos de fratura frágil (fratura intergranular) no primeiro carregamento, as estrias menos visíveis e de caráter menos dúctil dentre todas as amostras, em todos os casos de carregamento. Entretanto, a formação e visibilidade dessas estrias tornaram-se mais acentuadas com o aumento do momento (carregamento) aplicado. As amostras de número 80, normalizadas, e de número 83, temperadas à 550 °C, apresentaram estrias de visibilidade intermediária quando comparadas às estrias da amostra de número 82. Porém, tal visibilidade foi também crescente com o aumento do carregamento aplicado. As amostras de número 84, de segundo maior valor de resistência mecânica, também apresentaram estrias de visibilidade intermediária quando comparadas à amostra de número 82, além de aspectos de fratura frágil (intergranular) nas duas primeiras condições de carregamento. Vale destacar, porém, que apesar de essa amostra possuir um valor mais elevado de resistência mecânica do que a amostra de número 80, esta última exibiu estrias mais visíveis do que a anterior. Uma possível explicação pode estar na microestrutura multiconstituída do material (amostra 80), sendo necessários trabalhos futuros para avaliar com maior precisão a correlação entre essas características.

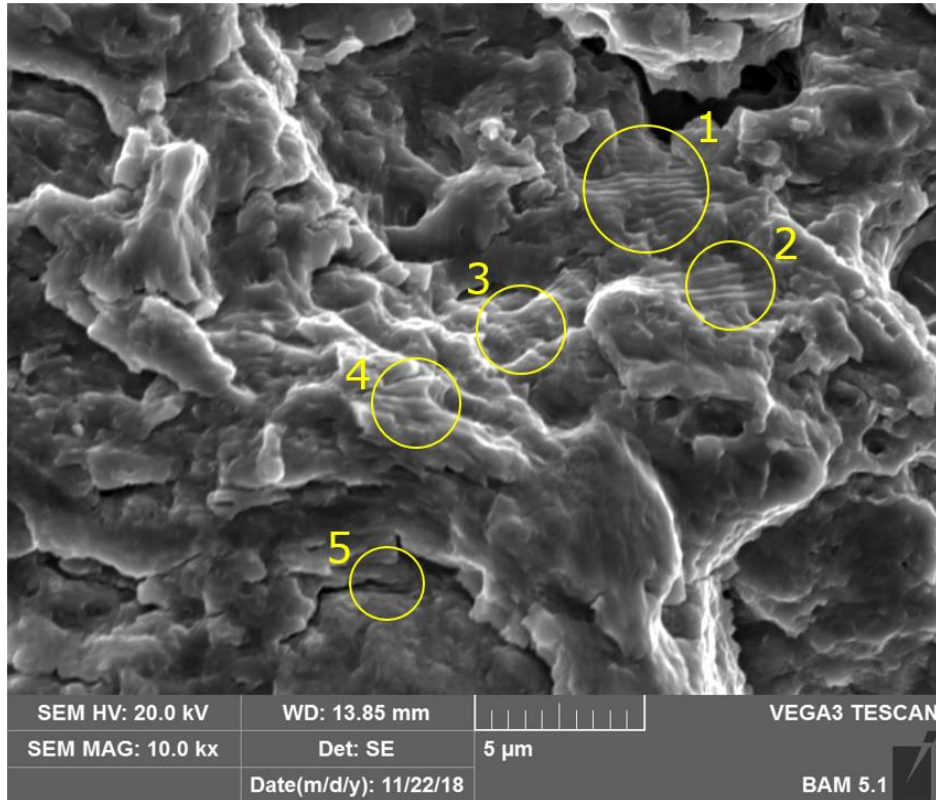
De um modo geral, é possível observar, ainda, que as trincas se propagaram de maneira predominantemente transgranular em todas as amostras. Além disso, observa-se também, em algumas delas (por exemplo: 84.2, 81.5, 83.4 e 81.1), mudanças na direção de propagação das estrias de fadiga. Uma vez que as mesmas são um indicativo do sentido de propagação localizada da trinca, uma alteração em seu sentido indica também uma alteração no sentido de propagação desta última, que pode estar relacionado à presença de fases endurecidas ou de contornos de grão de austenita no material. Análises posteriores são, porém, necessárias para confirmar essa hipótese.

5.6 Análise preliminar da relação entre o tamanho das estrias de fadiga (da/dN) e $\Delta a/\Delta N$

Foi escolhida para a análise preliminar da relação entre o tamanho das estrias de fadiga e a taxa de crescimento da trinca a amostra de número 84.1 (Figura 31), posto que a mesma exibiu

marcas de praia bem definidas nas imagens de estereoscópio (permitindo uma boa aproximação no cálculo de Δa) e também estrias de fadiga possíveis de serem contadas.

Figura 31 - Imagem de MEV para a amostra 84.1



Os resultados encontrados para $\Delta a/\Delta N$ e para o tamanho das estrias de fadiga examinadas nas regiões de 1 a 5 são especificadas nas tabelas 6 e 7, respectivamente.

Tabela 6 – Cálculo macroscópico de $\Delta a/\Delta N$

$\Delta a/\text{mm}$	$\Delta N/\text{ciclos}$	$\Delta a/\Delta N$ (mm/cycle)
0,67	1861	$3,60 \cdot 10^{-4}$

Tabela 7 – Tamanho médio das estrias de fadiga encontrados nas regiões de 1 a 5

Amostras	Comprimento/ μm	Estrias de fadiga	Tamanho médio/ μm
1	1,95	7	0,28
2	1,23	5	0,25
3	1,43	7	0,20
4	0,97	4	0,24
5	0,71	3	0,24
Tamanho médio das estrias de fadiga			0,24

É possível observar que esse primeiro resultado mostra uma boa correlação entre $\Delta a/\Delta N$, calculado em $3,60 \times 10^{-3}$ mm/ciclo, e o tamanho das estrias de fadiga (da/dN), calculado em

$2,40 \times 10^{-3}$ mm/ciclo. Um valor maior de $\Delta a/\Delta N$ indica que, localmente, foi necessário menos de um ciclo para gerar uma estria de fadiga. Vale ressaltar, porém, que a contagem das estrias de fadiga é uma análise a nível local e microscópico, enquanto a taxa de crescimento da trinca é um cálculo a nível macroscópico. Além disso, a nível microscópico, a trinca sofre desvios durante a sua propagação e é submetida à diferentes carregamentos locais, levando à formação de estrias de variados tamanhos. Por isso sugere-se, para trabalhos futuros, que a contagem das mesmas seja complementada e realizada em um número maior de regiões, de modo a obter-se, assim, uma maior amostragem e uma análise quantitativa mais precisa e confiável. Sugere-se, também, a análise em outras amostras e em outros tipos de materiais.

6 CONCLUSÕES

Após realizar os tratamentos térmicos no aço DIN EN ISO 30CrNiMo8, estabelecer suas propriedades mecânicas, realizar os ensaios de fadiga e impacto, a caracterização microestrutural e fractográfica nas superfícies de falha, e um cálculo inicial para tentativa de estabelecer uma relação entre tamanho das estrias de fadiga e a taxa de crescimento da trinca, concluiu-se que:

- Pelos resultados dos ensaios de dureza e metalográficos, os tratamentos térmicos realizados foram efetivos para produzir diferentes microestruturas e, conseqüentemente, conferir diferentes resistências mecânicas às amostras ensaiadas. A amostra normalizada apresentou uma microestrutura multiconstituída e de elevada resistência mecânica esperada para esse tipo de tratamento térmico (justificado pela alta temperabilidade do material e taxa de resfriamento relativamente “baixa”); a amostra temperada apresentou uma microestrutura formada por martensita e austenita não transformada e também o maior valor de resistência mecânica, conforme esperado; as amostras temperadas e revenidas exibiram microestrutura predominantemente constituída por martensita revenida e austenita não transformada, exibindo valores intermediário de resistência mecânica quando comparadas à amostra temperada. Outras técnicas de análise são, porém, necessárias para determinar, com mais clareza, as fases e constituintes microestruturais presentes.
- Todos os corpos de prova ensaiados exibiram diferenças macroscópicas entre as superfícies fraturadas por fadiga e por impacto, comprovadas pelas imagens de estereoscópio. Além disso, outras características como marcas de praia (em algumas amostras) e múltiplos sítios de iniciação puderam ser identificadas.
- As estrias de fadiga foram visíveis em todos os valores de resistência mecânica e carregamento. Porém, a visibilidade das mesmas foi muito maior à medida em que a resistência mecânica era reduzida e a ductilidade era, por consequência, aumentada. A amostra temperada e revenida à 650 °C, de maior ductilidade, apresentou as fadigas mais visíveis e em maior quantidade, em todos os carregamentos, ao passo em que a amostra apenas temperada, de maior resistência mecânica, apresentou as estrias de fadiga menos visíveis e em menor quantidade, em todos os carregamentos. As amostras temperadas e revenidas exibiram estrias de fadiga de visibilidade intermediária.

- Um aumento no carregamento aplicado nas amostras aumentou, também, a visibilidade das estrias de fadiga, principalmente nas amostras de maior resistência mecânica.
- A propagação das trincas aconteceu predominantemente de maneira transgranular, em todas as amostras, e a alteração local no sentido de orientação das estrias de fadiga, observada em algumas amostras, indica, também, que a trinca se propaga microscopicamente em direções distintas. Uma possível causa para esse fenômeno pode ser a influência das diferentes fases presentes na microestrutura do material. Análises posteriores, porém, são necessárias para confirmar essa hipótese.
- A análise inicial da relação entre o tamanho das estrias de fadiga e a taxa de propagação macroscópica da trinca mostra uma boa primeira aproximação e relação entre ambos. Porém, como a taxa de propagação da trinca é um análise a nível macroscópico, e as estrias de fadiga foram analisadas em apenas uma região, a nível microscópico, uma posterior análise, mais abrangente, torna-se uma sugestão para trabalhos futuros.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ANAZAWA, R. M. Caracterização microestrutural e mecânica dos aços 4340 e 300M após tratamentos térmicos isotérmicos e intercríticos. In: VI Conferência Brasileira sobre Temas de Tratamento Térmico, 2012, Atibaia. **Anais...**, São Paulo, TTT 2012, 2012, p. 1-11.

ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. Chapter 17 – Fatigue Failure. **Engineering Materials 1: An Introduction to Properties, Applications, and Design**. 4. ed., p. 249-263, 2012.

ASM HANDBOOK. **Failure Analysis and Prevention**. 9. ed. United States of America: ASM International. v. 11. 2002. 1164 p.

ASM HANDBOOK. **Fractography**. 9. ed. United States of America: ASM International. v. 12. 2009. 517 p.

BALAN, K. P. Chapter 2 – Fracture. **Metallurgical Failure Analysis**, p. 7-16, 2018.

BARROS, R. A. et al. Caracterização de um aço SAE/AISI 4340 com diferentes microestruturas. **Instituto de Estudos Avançados**, v. 34, n. 2, p. 71-74, 2015.

BULLOCH, J. H.; CALLAGY, A. G. A detailed study of the relationship between fatigue crack growth rate and striation spacing in a range of low alloy ferritic steels. **Engineering Failure Analysis**, v. 17, p. 168-178, 2010.

BUNDESANSTALT FÜR MATERIALFORSCHUNG UNF -PRÜFUNG. **Datenbank Fraktographie**. Disponível em: <<http://www.fraktographie.bam.de/php/fraktographie/index.php>>. Acesso em: 2018.

CHAN, K. S. et al. Fatigue crack growth mechanisms in HSLA-80 steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 222, p. 1-8, 1997.

CHANG, K. H. Chapter 9: Fatigue and Fracture Analysis. **E-Design**, p. 463-521, 2015.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 2005. 576 p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN ISO 10083-3**: Vergütungsstähle – Teil 3: Technische Lieferbedingungen für legierte Stähle. Berlin, 2007.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN ISO 148-1**: Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren. Berlin, 2016.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN ISO 18265**: Metallische Werkstoffe–Umwertung von Härtewerten. Berlin, 2004.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN ISO 6508-1**: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Rockwell - Teil 1: Prüfverfahren. Berlin, 2016.

FANG, X. Y.; ZHAO, Y. X.; LIU, H. W. Study on fatigue failure mechanism at various temperatures of a high-speed railway wheel steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 696, p. 299-314, 2017.

FORSCHUNGSKURATORIUM MASCHINENBAU (FKM). **Analytical Strength Assessment of Components: Made of Steel, Cast Iron and Aluminum Materials in Mechanical Engineering**. 6. ed. 2012.

GAO, P.F. et al. Low-cycle fatigue behavior and property of TA15 titanium alloy with tri-modal microstructure. **Materials Science & Engineering**, v. 736, p. 1-11, 2018.

HADDAR, N. et al. Thermal-mechanical and isothermal fatigue of 304L stainless steel under middle range temperatures. **Comptes Rendus Mecanique**, v. 340, p. 444-452, 2012.

HERSHKO, E. et al. Assessment of fatigue striation counting accuracy using high resolution scanning electron microscope. **Engineering Failure Analysis**, v. 15, p. 20-27, 2008.

LI, S.; ZHU, G.; KANG, Y. Effect of substructure on mechanical properties and fracture behavior of lath martensite in 0.1Ce1.1Si1.7Mn steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 675, p. 104-115, 2016.

LI, Z. et al. Low cycle fatigue behavior of Cr-Mo-V alloy steel used for railway brake discs. **Materials & Design**, v. 56, p. 146-157, 2014.

LIU, F. et al. Effect of microstructure on the fatigue crack growth behavior of laser solid formed 300C steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 695, p. 258-264, 2017.

LYNCH, S. Some fractographic contributions to understanding fatigue crack growth. **International Journal of Fatigue**, v. 104, p. 12-26, 2017.

MCEVILY, A. J.; MATSUNAGA, H. On fatigue striations. **Scientia Iranica**, v. 17, n. 1, p. 75-82, 2010.

MCEVILY, A.J.; VELAZQUEZ, G. Fatigue crack tip deformation processed as influenced by the environment. **Metallurgical Transactions A**, v. 23, p. 2211-2221, 1992.

MILELLA, P.P. Chapter 2 – Morphological aspects of fatigue crack formation and growth. **Fatigue and Corrosion ind Metals**, p. 73-108, 2012.

RODACCIAI. **30CrNiMo8 - Nr. 1.6580**. Disponível em: <www.rodacciai.com/UPLOAD/datasheets/30CRNIMO8_30CrNiMo8-Nr.1.6580-ENG.pdf>. Acesso em: 24 ago. 2018, 13:44.

RUMUL. **CRACKTRONIC**: Resonant testing machine as table model for dynamic bending load applications testing frequencies 40 – 300H. Disponível em: <http://www.rumul.ch/pdf/Cracktronic_e.pdf>. Acesso em: 01 nov. 2018, 14:22.

SHYAM, A.; CURZIO, E. L. A model for the formation of fatigue striations and its relationship with small fatigue crack growth in an aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 32, p. 1843-1852, 2010.

TECHNISCHE UNIVERSITÄT BERLIN. **Gebrauchsanweisung zur Bedienung der großen Kerbschlagbiegemaschine (KSB)**, Fachgebiet Werkstofftechnik der Technische Universität Berlin, 2018.

THE BALANCE. **Metal profile:** All about steel. Disponível em: <<https://www.thebalance.com/metal-profile-steel-2340175>>. Acesso em: 27 ago. 2018, 13:15.

THE BALANCE. **Steel applications.** Disponível em: <<https://www.thebalance.com/steel-applications-2340171>>. Acesso em: 27 ago. 2018, 12:48.

TOTAL MATERIA. **Classification of carbon and low-alloy Steels.** Available in: <<http://www.totalmateria.com/articles/Art62.htm>>. Acesso em: 27 ago. 2018, 13:27.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment – Metallurgy and technologies.** 2. ed. New York: Taylor and Francis Group. 2006. 833 p.

WANG, B. et al. Synchronously improved fatigue strength and fatigue crack growth resistance in twinning-induced plasticity steels. **Materials Science & Engineering A**, v. 711, p. 533-542, 2018.

WILLIAMS, J.J. et al. On the correlation between fatigue striation spacing and crack growth rate: a three-dimensional (3-D) x-ray synchrotron tomography study. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 42, p. 3845-3848, 2011.

WORD STEEL ASSOCIATION. **About steel.** Disponível em: <<https://www.worldsteel.org/about-steel.html>>. Acesso em: 27 ago. 2018, 12:39.

YUE, Y. et al. Effect of microstructure on high cycle fatigue behavior of Ti-20Zr-6.5Al-4V alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 696, p. 663-669, 2017.

ZHANG, Z. et al. Low cycle fatigue behavior and cyclic softening of P92 ferritic-martensitic steel. **Journal of Iron and Steel Research**, v.22, p.534-542, 2015.

ZHAO, Y. et al. High cycle fatigue properties of CLAM steel at 723 K and 823 K. **Fusion Engineering and Design**, v. 100, p. 608-613, 2015.

ZHENG, Z. et al. Fractographic study of fatigue cracks in a steel car wheel. **Engineering Failure Analysis**, v. 47, p. 199-207, 2015.