

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA
DO RIO DE JANEIRO



BRUNO PUCCIONI SOHLER

MEDIÇÃO DE DEFORMAÇÕES MICROESTRUTURAIS E SUA RELAÇÃO COM AS DEFORMAÇÕES MACROSCÓPICAS ESTRUTURAIS

Projeto de Graduação

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia
Mecânica da PUC-Rio

Orientador: Renato Vieira

RIO DE JANEIRO

2021

AGRADECIMENTOS

Agradeço imensamente ao meu orientador, Prof. Renato Vieira, pela ajuda durante esse último ano e pelo esclarecimento de todas as informações que foram essenciais para o término deste Trabalho de Conclusão de Curso.

Agradeço ao meu pai pela ajuda prestada ao longo destes dois semestres, seja no que concerne à escrita do meu documento, como também à estrutura deste trabalho.

Agradeço, por fim, mas não menos importante, à minha mãe e ao meu irmão pelo auxílio e apoio incondicional durante todos estes anos.

RESUMO

MEDIÇÃO DE DEFORMAÇÕES MICROESTRUTURAIS E SUA RELAÇÃO COM AS DEFORMAÇÕES MACROSCÓPICAS ESTRUTURAIS

Materiais policristalinos possuem diversas escalas de comprimento significativas, tendo seu comportamento macroscópico, em geral, controlado pelo seu comportamento no nível microscópico. Na escala microscópica, os materiais policristalinos não podem ser considerados homogêneos e isotrópicos, uma vez que as microestruturas apresentam variações locais em suas propriedades. Neste trabalho, a dependência de efeitos microestruturais no comportamento macroestrutural será estudada. O objetivo é estudar algumas técnicas de medição de deformação em diferentes escalas e comprovar que deformações macroestruturais refletem a média das deformações microestruturais. Para isso, serão verificados o funcionamento e aplicação da técnica de Correlação Digital de Imagens (DIC, em inglês), que compara um subconjunto de uma imagem de uma superfície do material antes e depois de uma deformação para medição do campo de deslocamentos e deformações, assim como a extensometria, que mede a deformação de um ponto do material através da variação de resistência elétrica de um pequeno fio colado em sua superfície. Através da análise de dados de deformação experimentais de DIC e extensometria pré-existent, serão observadas as diferenças entre as deformações macro e microestruturais e as relações entre as diferentes escalas de comprimento. Para o desenvolvimento do trabalho, será feita uma pesquisa sobre técnicas clássicas e atuais de medição de deformações, como a extensometria capaz de fornecer valores macroscópicos médios de deformações e a correlação digital de imagens capaz de fornecer medições de campo de deformações em escalas variadas. Essas técnicas possibilitam estudar o comportamento macroscópico do material e sua dependência com as microestruturas locais. A partir da análise dos dados experimentais obtidos previamente, será comprovado que as deformações microestruturais são muito heterogêneas, que não possuem as mesmas propriedades em toda a sua extensão, com contornos de grãos atuando como concentradores de deformação. Com isso, a iniciação de trincas de fadiga poderá ser observada nos contornos de grãos e deformações de fluência se acumularão preferencialmente nos mesmos.

Palavras chaves: Deformação. Microestrutura. Correlação Digital de Imagens.

ABSTRACT

MEASUREMENT OF MICROSTRUCTURAL DEFORMATIONS AND THEIR RELATIONSHIP WITH STRUCTURAL MACROSCOPIC DEFORMATIONS

Polycrystalline materials have several significant length scales, and their macroscopic behavior is generally controlled by their behavior at the microscopic level. On the microscopic scale, polycrystalline materials cannot be considered homogeneous and isotropic, since microstructures present local variations in their properties. In this work, the dependence of microstructural effects on macrostructural behavior will be studied. The objective is to study some techniques for measuring strain at different scales and prove that macrostructural strains reflect the average of microstructural strains. For this, the functioning and application of the Digital Image Correlation (DIC) technique will be verified, which compares a subset of an image of a material surface before and after a deformation to measure the displacement field. deformations and strains, as well as extensometry, which measures the deformation of a point in the material through the variation of electrical resistance of a small wire glued to its surface. Through the analysis of pre-existing experimental strain data from DIC and extensometry, the differences between the macro and microstructural strains and the relationships between the different length scales will be observed. For the development of the work, research will be carried out on classical and current techniques for measuring strains, such as extensometry capable of providing macroscopic mean values of strains and the digital correlation of images capable of providing field measurements of strains in varied scales. These techniques make it possible to study the macroscopic behavior of the material and its dependence on local microstructures. From the analysis of the experimental data obtained previously, it will prove that the microstructural deformations are very heterogeneous, that they do not have the same properties throughout their extension, with grain boundaries acting as deformation concentrators. Thus, the initiation of fatigue cracks can be observed in the grain boundaries and creep deformations will preferentially accumulate in them.

Key-words: Deformation. Microstructure. Digital Image Correlation

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	10
2	MÉTODOS DE MEDIÇÃO DE DEFORMAÇÃO	13
	2.1 Strain Gage	14
	2.2 Correlação Digital de Imagem	17
3	DEFORMAÇÕES MACROESTRUTURAIS	21
	3.1 Teste de Tração Uniaxial.	21
	3.2 Teste de Fluência	22
	3.3 Comportamento de Metais Policristalinos	26
4	DEFORMAÇÕES MICROESTRUTURAIS	29
	4.1 EBSD	29
	4.2 Correlação de Imagem Digital de Alta Resolução	32
	4.3 Alinhamento de Conjunto de Dados DIC e EBSD	34
	4.4 Análise de Dados Experimentais	36
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	38
	5.1 Medição experimental do tamanho RVE	38
	5.1.1 Método do Desvio Padrão	40
	5.1.2 Método de Crescimento da Caixa Centrada	42
	5.1.3 Método de Medição Estereológico	43
	5.2 Consequências para modelos de fluência/fadiga	49
6	CONCLUSÃO	51

7	CONSIDERAÇÕES FINAIS	52
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	54

LISTA DE FIGURAS

1	FIGURA 2.1 – Exemplos de algumas técnicas de medição	14
2	FIGURA 2.2 – Imagem representativa de um extensômetro	15
3	FIGURA 2.3 – Extensômetro uniaxial no lado esquerdo e roseta no lado direito	16
4	FIGURA 2.4 – Instrumentação de máquina de pátio utilizando extensômetro	17
5	FIGURA 2.5 – Configuração para análise de correlação	19
6	FIGURA 2.6 – a) Imagem de referência e b) Imagem deformada	19
7	FIGURA 2.7 – Deslocamento de um subset de pixels durante deformação	20
8	FIGURA 3.1 – Máquina hidráulica universal servo	21
9	FIGURA 3.2 – Curva Tensão Deformação de Engenharia para três materiais	22
10	FIGURA 3.3 – Corpo de prova sob ensaio de fluência	23
11	FIGURA 3.4 – Curva característica do Teste de Fluência	24
12	FIGURA 3.5 – Dados extrapolados para um Teste de Fluência	25
13	FIGURA 3.6 – Gráfico Tensão x Deformação da Liga de Alumínio	26
14	FIGURA 3.7 Curva Tensão x Deformação do Titânio	27
15	FIGURA 3.8 – Curva Tensão x Deformação com exposição prolongada à carga máxima para duas amostras do Aço 709	27

16	FIGURA 3.9 – Tensão x Vida, em ciclos, para 16 amostras do Aço 709	28
17	FIGURA 4.1 - Padrão de difração de retro espalhamento de elétrons	29
18	FIGURA 4.2 – a) Simulação das trajetórias de elétrons no interior da amostra; b) Desenho esquemático dos cones duplos por difração de um feixe de elétrons nos planos cristalinos.	31
19	FIGURA 4.3 - a) Resultado de EBSD colorido segundo a orientação média dos grãos; b) Limites de grãos obtidos a partir dos resultados do EBSD	32
20	FIGURA 4.4 - a) Imagem de referência DIC; b) Visão ampliada de uma das imagens, com o tamanho de grãos e do subset desenhados	34
21	FIGURA 4.5 - a) Limites de grão obtidos do EBSD; b) Imagem óptica; e c) Imagem de referência DIC	35
22	FIGURA 4.6 - a) Imagem óptica da superfície, que foi sobreposta aos limites de EBSD; b) Visão ampliada do quadrado destacado; e c) Histograma dos erros de alinhamento medidos	36
23	FIGURA 4.7 - a) Campo de deformação axial após um ciclo de tração (500 Mpa) sem qualquer tempo de espera; b) Campo de deformação axial na mesma amostra após um tempo de espera de 1800 segundos a 500 Mpa; e c) Incremental axial do campo de deformações com diferentes limites de contorno	37
24	FIGURA 5.1 – Campos de Deformação para duas amostras diferentes	39
25	FIGURA 5.2 – a) Campo de deformação obtido para a amostra 1, sobreposto por uma rede de caixas; e b) Gráfico do desvio padrão das deformações médias da caixa em função do seu tamanho	40
26	FIGURA 5.3 – a) Campo de deformação obtido para a amostra 2; e b) Gráfico do desvio padrão das deformações médias da caixa em função do seu tamanho (o método do desvio padrão não é adequado para medir o tamanho do RVE desta amostra).	41
27	FIGURA 5.4 – a) Campo de deformação obtido para a amostra 2 sobreposta por uma caixa centrada no tamanho de $140\mu m$; e b)	

	Plotagem da média das deformações em função do tamanho da caixa, usada para medir o tamanho do RVE	42
28	FIGURA 5.5 – a) Campo de deformação obtido à amostra 1, sobreposto por uma caixa centrada de tamanho $10\mu m$; e b) Plotagem da média das deformações em função do tamanho da caixa, usada para medir o tamanho do RVE	43
29	FIGURA 5.6 – Obtenção de ruído gaussiano de frequência por interpolação de uma matriz 31 por 31 de valores aleatórios, da distribuição normal padrão	44
30	FIGURA 5.7 – Campos de deformação sintéticos representativos para fatores de escala de a)6; b)8; e c)10	45
31	FIGURA 5.8 – a) Campo de deformação sintética com fator de escala 8 sobreposto por caixas distribuídas aleatoriamente; b) Histogramas de deformações médias para tamanhos de caixa de 10, 191 e 350 pixels	46
32	FIGURA 5.9 – Gráfico dos tamanhos RVE medidos pelo método estereológico em função do método de crescimento da caixa centrada	47
33	FIGURA 5.10 – Plotagem do método estereológico para a) amostra 1; e b) amostra 2; inserções mostram os respectivos campos de deformação sobrepostos por uma caixa de tamanho igual ao RVE medido	48
34	FIGURA 5.11 – Gráfico de barras dos tamanhos RVE resultantes para cada amostra, colorida por tipo de deformação: fluência elástica, fluência plástica e plasticidade.....	50

LISTA DE TABELAS

- 1 TABELA 5.1 – Resumo do tamanho RVE de materiais policristalinos obtidos por meio de abordagens numéricas e/ou experimentais38**
- 2 TABELA 5.2 – Valores “n” usados para gerar ruído gaussiano de frequência diferentes para cada fator de escala de campos de deformação sintética 45**
- 3 TABELA 5.3 – Tamanhos RVE medidos para duas amostras usando cada um dos três métodos discutidos 49**

1 INTRODUÇÃO

Entender a dependência do comportamento macroestrutural dos materiais policristalinos com os efeitos microestruturais é de extrema importância. Isso porque esses materiais não são homogêneos, isto é, suas microestruturas apresentam variações locais em suas propriedades. Por isso, o acúmulo de deformações na microestrutura não se dá de forma uniforme, afetando o comportamento das estruturas feitas de materiais policristalinos.

A correlação de imagem digital (Digital Image Correlation - DIC) é um importante método óptico que emprega técnicas de rastreamento e registro de imagens para medições 2D e 3D de deslocamentos e deformações em diversas escalas de comprimento, podendo ser aplicado para o estudo do acúmulo das deformações microestruturais. Este método é frequentemente utilizado em indústrias, tais como automotiva, aeroespacial, biológica para medir o deslocamento e as deformações em campo integral, sendo capaz de fornecer dados de deformação mais detalhados se comparado a técnicas clássicas de medição, como os extensômetros de resistência elétrica. Segundo Sutton et al. (1983) [1], que introduziram a técnica de correlação digital de imagens (DIC) e estudaram um método de correlação digital para obter os deslocamentos na superfície de um material, através de esquemas numéricos que utilizam a teoria básica da deformação, um mapeamento e rastreamento de pontos existentes na superfície do material, antes e depois da deformação, podem ser usados para obter o campo de deslocamentos presentes naquela superfície.

Além do DIC, outra técnica que também será estudada neste trabalho serão os extensômetros (ou Strain Gages), que medem a deformação superficial dos materiais por meio de um sensor que é colocado na superfície de uma peça. Segundo Guilherme (2016) [2], essa técnica é muito utilizada para a verificação dos níveis de tensão atuante diante da condição de operação de um equipamento ou máquina. Ainda com relação à extensometria, Ferreira (2021) [3] mostrou que ela é muito utilizada para detectar falhas em estruturas mecânicas onde a ausência dessa técnica poderia ter grande impacto humano e financeiro.

A relação entre as deformações heterogêneas observadas na escala da microestrutura de materiais policristalinos (obtidas através de técnicas de campo completo como o DIC) e os valores médios medidos na escala das estruturas de engenharia (obtidos com técnicas de média como a extensometria) também será estudada. Para isso, técnicas experimentais de medição de um elemento volumétrico representativo (*Representative volume element* - RVE) serão estudadas. O conceito do RVE é fundamental para técnicas de homogeneização que buscam descrever as relações existentes entre as propriedades mecânicas observadas em diferentes escalas de comprimento, determinando o menor volume de material necessário para que a média das propriedades microscópicas presentes na amostra reflitam as propriedades macroscópicas do material, com isso estipulando o tamanho mínimo requerido da caixa de simulação de materiais heterogêneos. Conforme proposto por Ravindran et al. (2016) [4], um método que emprega DIC foi formulado para obter experimentalmente o tamanho do elemento de volume representativo (RVE). Além disso, também foi discutida a influência das tensões globais nos mecanismos locais de deformação e no tamanho do RVE. A conclusão do estudo foi que o tamanho RVE obtido para o aço plasticamente deformado foi muito próximo do valor numericamente computado da RVE para os materiais policristalinos deformados plasticamente. Com relação ao mesmo tema, Vieira et al. (2021) [5] mediram o tamanho da RVE para uma liga de aço inoxidável austenítico, sob carregamento de fluência, determinado experimentalmente através do método de correlação de imagem digital (DIC).

Dentre os estudos que utilizaram essas técnicas de medição de deformações são destacados: Carroll et al. (2010) [6] desenvolveram uma metodologia que possibilita relacionar os campos de deformação medidos com DIC na microescala de metais policristalinos com dados microestruturais obtidos através da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Freire et al. (2011 e 2012) [8 e 9] utilizaram diferentes técnicas de medição de deformação (como DIC e extensometria óptica) em testes de amostras de dutos, que continham defeitos de corrosão, para determinar suas propriedades. Além disso também realizaram testes em amostras de

duto com reparos com múltiplas camadas de reforço de um material composto epóxi de fibra de carbono comparando seus resultados com os previstos pela mecânica dos materiais. Os resultados analíticos e numéricos destes estudos coincidiram de forma muito satisfatória com as deformações experimentalmente determinadas, mostrando que o comportamento de dutos reforçados pode ser bem previsto usando mecânica simples de materiais ou soluções de elementos finitos sofisticados. Em outro estudo, Zhou et al. (2018) [10] demonstraram a eficácia de uma metodologia para medição de deformações locais na microescala através da integração de lasers de microdisco em um substrato de polímero deformável e flexível, essencialmente criando um novo tipo de extensômetro capaz de medir deformações em pontos com escalas muito reduzidas.

Através da análise de dados de deformação experimentais de DIC e extensometria pré-existent, serão observadas as diferenças entre as deformações macro e microestruturais e as relações entre as diferentes escalas de comprimento. A eficácia de cada uma dessas técnicas de medição e sua usabilidade para cada situação serão estudadas com base nesses mesmos dados obtidos de amostras de um aço inoxidável austenítico.

Este trabalho será subdividido da seguinte maneira:

No capítulo 2, serão estudadas as técnicas de medição de deformação, abrangendo todas as informações importantes a respeito dessas técnicas para o seguimento deste TCC.

No capítulo 3, serão analisados dados das técnicas estudadas no capítulo anterior na escala macro.

No capítulo 4, serão analisados dados das técnicas estudadas no capítulo 2 na escala micro.

No capítulo 5, será discutida a relação entre as deformações analisadas nos capítulos anteriores e serão discutidas técnicas experimentais de medição do tamanho do RVE.

No capítulo 6, serão realizadas as considerações finais e as conclusões.

2 MÉTODOS DE MEDIÇÃO DE DEFORMAÇÃO

Em muitas situações da utilização da mecânica dos sólidos na engenharia, o conhecimento das tensões e deformações que são aplicadas em uma estrutura é uma importante ferramenta para a identificação de eventuais inconvenientes. Além disso, é essencial evitar que deformações elevadas comprometam a finalidade para a qual a estrutura ou equipamento foi destinado.

Geralmente, os modelos matemáticos como aqueles utilizados em métodos de elementos finitos (FEM) podem ser usados para prever o comportamento e as tensões em uma estrutura. Há algumas situações, no entanto, em que existe desconhecimento das cargas reais que estão sendo aplicadas no objeto em análise, comprometendo a modelagem, a reprodução da realidade, os resultados e as definições das ações requeridas. Nestes casos, para evitar esses equívocos, a experimentação pode ser um caminho interessante a ser seguido.

Várias técnicas de medição podem ser utilizadas, como mostradas na figura 2.1, tais como sensor de fibra óptica, piezoelétrico e fotoelásticos. Neste TCC, serão abordados os extensômetros de resistência elétrica e a correlação digital de imagens (DIC) como formas de medição de deformações. Essas técnicas permitem estudar o comportamento macroscópico do material e sua dependência com as microestruturas locais. A suposição de que o comportamento microestrutural não afeta o comportamento macroestrutural (amplamente aplicada na teoria do contínuo) pode ser suficiente para muitas circunstâncias, mas é cada vez mais evidente que, em muitos casos, por exemplo em fadiga, as microestruturas locais não podem ser ignoradas, necessitando uma melhor compreensão da física por trás da deformação do material a nível de grãos [3,6].

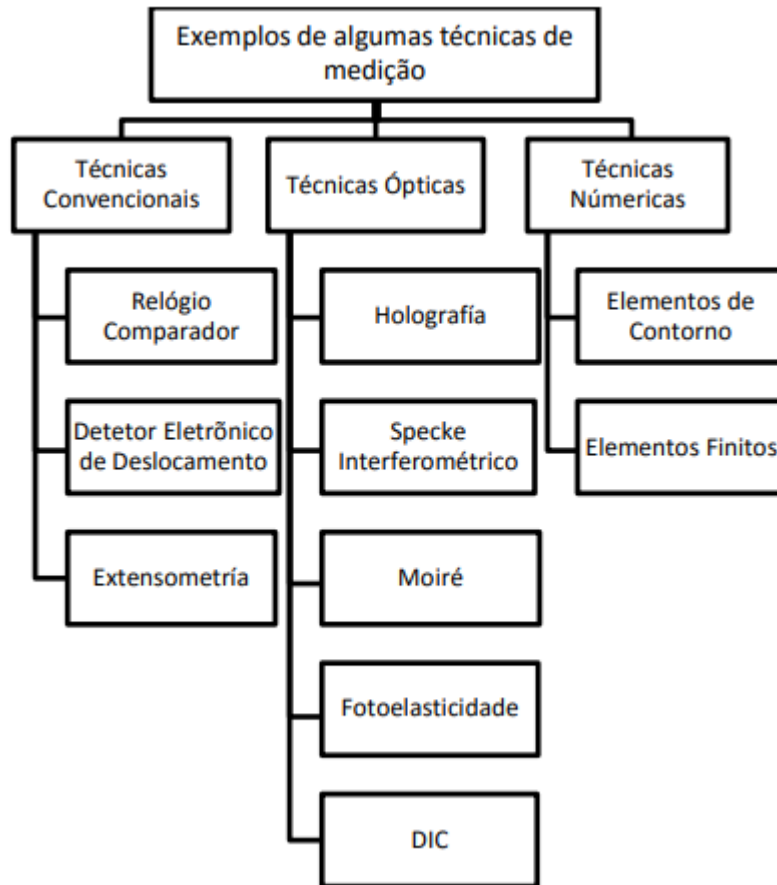


Figura 2.1: Exemplos de algumas técnicas de medição [11]

2.1 Strain Gage

Também chamado de extensômetro, o *strain gage* foi inventado por duas pessoas diferentes praticamente ao mesmo tempo. O professor Arthur Ruge, do Instituto de Tecnologia de Massachusetts (MIT), e Edward Simmons, do Instituto de Tecnologia da Califórnia [3].

O extensômetro é um sensor que é colocado na superfície de uma peça, responsável por medir a deformação diante da aplicação de um carregamento. Essa técnica é muito utilizada para a verificação dos níveis de tensão atuante diante da condição de operação de um equipamento ou máquina. A figura 2.2 mostra a imagem representativa de um extensômetro [2].

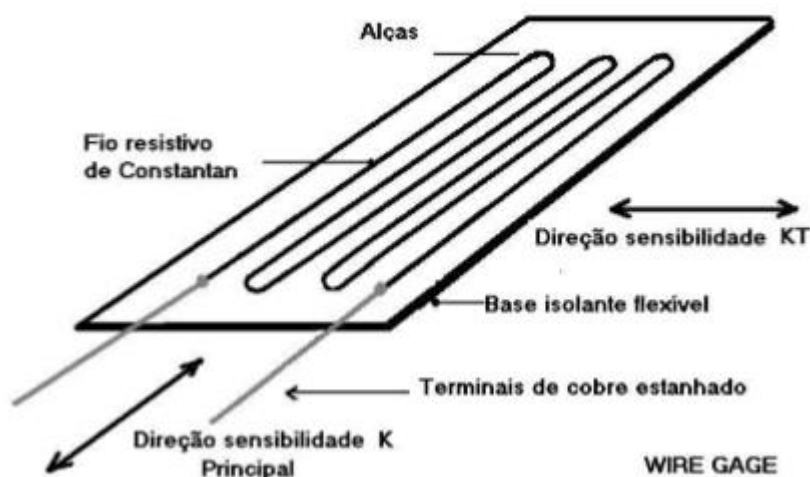


Figura 2.2: Imagem representativa de um extensômetro [2]

Portanto, a extensometria refere-se ao uso desse dispositivo para medir deformações entre dois pontos em corpos sólidos, que ocorrem quando um deles é submetido a uma força. Esse sensor, colado na superfície do material, obedece à deformação mecânica do sólido que está sendo instrumentado em função da força/carga aplicada. O fio resistivo mostrado na figura 2.2 altera sua resistência de acordo com o “alongamento” da superfície em que está colocado, gerando dessa maneira uma variação em sua resistividade que pode ser interpretada pela placa de aquisição através de uma ponte de Wheatstone, transformando os valores em deformação. A partir dessa análise, pela Lei de Hooke, os valores de deformação podem ser transformados em tensão mecânica e serem avaliados comparativamente com a análise estrutural que está sendo promovida.

Os principais tipos de extensômetros são denominados como uniaxial e roseta. Sua principal diferença do ponto de vista de aplicação, é que o uniaxial é capaz de medir a deformação em apenas uma direção, enquanto a roseta é capaz de medir em três direções. A figura 2.3 mostra a configuração do extensômetro uniaxial e da roseta. [2]

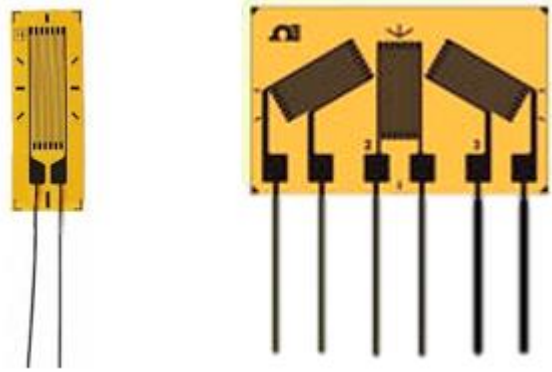


Figura 2.3: Extensômetro uniaxial no lado esquerdo e roseta no lado direito. [2]

Para a determinação das deformações principais que atuam num ponto da superfície de um corpo são necessárias três informações independentes que são conseguidas com a instalação de uma roseta composta por três extensômetros, comumente posicionados a 0, 45 e 90°, conforme mostradas pelas equações abaixo: [12]

$$\varepsilon_1 = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_x + \varepsilon_y - 2\varepsilon_{45})^2} \quad (1)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} - \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_x + \varepsilon_y - 2\varepsilon_{45})^2} \quad (2)$$

$$\gamma_{xy} = -(\varepsilon_x + \varepsilon_y - 2\varepsilon_{45}) \quad (3)$$

$$\tau_{xy} = \frac{E\gamma_{xy}}{2(1+\mu)} \quad (4)$$

$$\sigma_x = \frac{E}{1-\mu^2} (\varepsilon_x + \mu\varepsilon_y) \quad (5)$$

$$\sigma_y = \frac{E}{1-\mu^2} (\varepsilon_y + \mu\varepsilon_x) \quad (6)$$

$$\sigma_1 = \frac{E}{1-\mu^2} (\varepsilon_1 + \mu\varepsilon_2) \quad (7)$$

$$\sigma_2 = \frac{E}{1-\mu^2} (\varepsilon_2 + \mu\varepsilon_1) \quad (8)$$

Onde ε_x , ε_y e ε_{45} são as deformações obtidas pelos extensômetro a 0, 45 e 90°, E é o módulo de elasticidade do material e μ seu coeficiente de Poisson. A partir das equações acima, é possível então determinar por meio dos cálculos as componentes de tensão e deformação em um ponto do material.

A utilização de extensometria para a solução de não conformidades em ativos estruturais, componentes e equipamentos é importante para a

promoção da integridade estrutural. A instalação em uma máquina de pátio pode ser vista na figura 2.4. Em suma, várias disciplinas da engenharia (aeronáutica, civil, mecânica, geotécnica, entre outras) regularmente usam medidores de deformação para detectar falhas em estruturas e ativos, onde essas não conformidades teriam grande impacto humano e financeiro [3].



Figura 2.4: Instrumentação de máquina de pátio utilizando extensômetro. [3]

Uma aplicação comum do extensômetro é na avaliação estrutural de veículos ferroviários e rodoviários. A instrumentação pode ser realizada em carros, caminhões, reboques, vagões, trilhos, engates ou outras estruturas das quais deseja-se obter as deformações durante a operação do ativo. Por isso, é de extrema importância conhecer este método de medição de deformação, uma vez que ele pode auxiliar no conhecimento das deformações e tensões na escala das estruturas mecânicas.

2.2. Correlação Digital de Imagem

O processamento digital de imagens teve suas origens na criação de sistemas de transmissão de imagens na década de 1920. Porém, o ponto de partida para início das aplicações na área de processamento digital de imagens se deu na década de 1960. Isso porque com o avanço das tecnologias no mundo todo a partir da metade do século 20, os trabalhos na área da computação, incluindo a transmissão de imagens, tiveram uma evolução significativa. Além disso, muitos dos primeiros trabalhos em DIC no campo da mecânica foram conduzidos por pesquisadores da Universidade da Carolina do Sul no início dos anos 1980 e foram otimizados e aprimorados nos últimos anos [11].

Correlação digital de imagem é um método óptico que mede os campos de deslocamentos e deformações na superfície de um objeto. Em comparação com extensômetros ou outras técnicas de medição convencionais, a quantidade de informações coletadas durante os testes mecânicos é aumentada devido à capacidade de fornecer dados locais e médios de campo completo. Além disso, a técnica de DIC permite a medição de modo não invasivo e não destrutivo, uma vez que é uma técnica óptica sem contato. Isso permite a obtenção do campo de deslocamento sem danos à estrutura. Desse modo, pode ser usada e adaptada às mais diversas situações de medição, permitindo o processamento de um número elevado de imagens com rapidez e precisão [11]. As técnicas de correlação digital de imagens (DIC) têm crescido em popularidade, especialmente em aplicações de testes mecânicos em escala micro e nano devido à sua relativa facilidade de implementação e uso. Avanços na tecnologia de computadores e câmeras digitais têm sido as tecnologias habilitadoras para este método.

A técnica de DIC utiliza uma câmera de vídeo que observa um objeto e a imagem é digitalizada e enviada para um computador. Dentro do computador, esquemas numéricos utilizam a teoria básica da deformação como um mapeamento. Esta teoria é realizada da seguinte maneira: após o objeto ser visualizado com uma câmera de vídeo estacionária, como mostrado na figura 5, a distribuição de intensidade de luz refletida pela amostra pode ser armazenada como um conjunto de números em um computador por meio de uma transferência de informação apropriada. Normalmente, esta variação de intensidade é amostrada como uma série de sensores que gravam e armazenam uma série de valores de intensidade. Cada sensor converte a intensidade em um número. Para típicos *scanners*, o número irá variar de 0 a 255 (0 representa a intensidade de luz zero). O digitalizador controla esta conversão de intensidade de luz para um número digital. Em muitos casos, o digitalizador é controlado por um minicomputador (figura 2.5). [1]

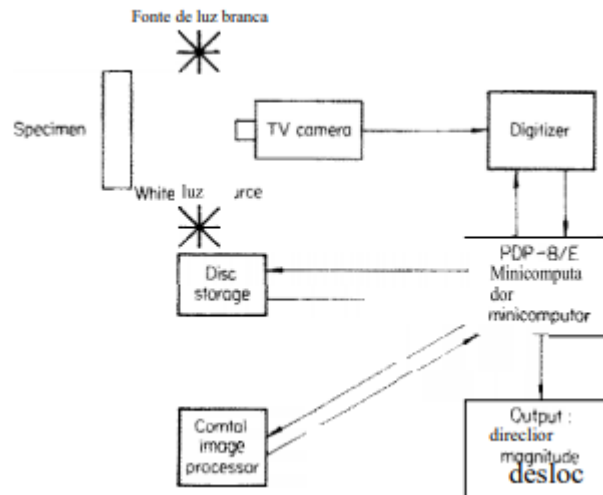


Figura 2.5: Configuração para análise de correlação. [1]

Se apenas uma câmera for empregada nos experimentos, a técnica é conhecida como 2D-DIC, a qual permite a medição de deslocamentos sobre um plano perpendicular ao eixo óptico. Quando duas câmeras são empregadas, a técnica é conhecida como 3D-DIC ou *stereo DIC*, que permite calcular a deformação 3D de um par de imagens nas três direções espaciais. Ambas as técnicas são baseadas na comparação de imagens de luz branca, obtidas antes e após a deformação na superfície de um corpo-de-prova coberta por um padrão aleatório, como mostrado na figura 2.6. As imagens são divididas em sub-regiões e a correlação entre as imagens coletadas gera uma matriz de vetores de deslocamento em toda a imagem [11].

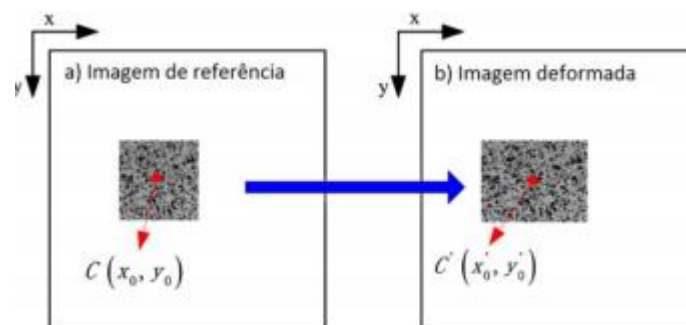


Figura 2.6: a) Imagem de referência; b) Imagem deformada. [11]

Recolhidas as imagens necessárias, o objetivo primordial do método passa por, selecionado um ponto na imagem digital não deformada, determinar a nova posição desse ponto na configuração deformada. Visto que as imagens são digitais, o ponto cujo *tracking* se pretende realizar é, na verdade, um pixel ao qual está associada uma posição na imagem e uma intensidade. No entanto, realizar o processo de *matching* com base na intensidade de um único pixel não faz sentido dado que, na imagem da configuração deformada, poderão existir centenas de pixels com a intensidade procurada, como mostrado na figura 2.7. [13]

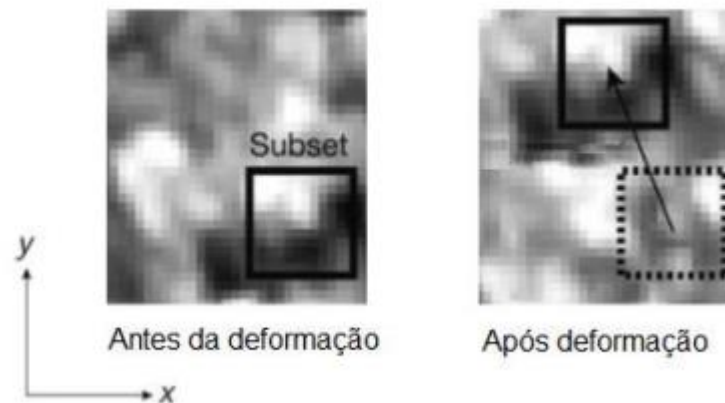


Figura 2.7: Deslocamento de um subset de pixels durante deformação.

[13]

Para ultrapassar este problema, usa-se não apenas um pixel de referência, mas uma vizinhança de $m \times n$ pixels em torno desse. Essa região, designada regularmente como *subset*, providencia informação adicional e uma distribuição de intensidades de maior singularidade. O deslocamento pode depois ser determinado através da procura da região da imagem deformada que apresenta a mesma (ou a mais próxima) distribuição de intensidades do *subset*. [13]

3 DEFORMAÇÕES MACROESTRUTURAIS

Este capítulo apresenta um breve estudo das deformações macroestruturais observadas durante testes mecânicos. Ele também servirá como base de apoio para os estudos das deformações microestruturais apresentados no capítulo 4.

3.1. Teste de Tração Uniaxial

O ensaio de tração é um dos testes mais utilizados para avaliar materiais. Consiste em aplicar uma força uniaxial no material, tendendo a alongá-lo até o momento de sua fratura. O teste uniaxial determina a força de compressão ou tração de uma amostra e a correlaciona com as deformações resultantes [15]. A máquina usada nesses testes pode ser, por exemplo, uma servo-hidráulica, mostrada na figura 3.1. A unidade hidráulica servocontrolada regula a taxa de aplicação de carga através da pressão de óleo dentro do cilindro.



Figura 3.1: Máquina hidráulica universal servo [16]

Primeiramente, o teste de tração é realizado segurando as extremidades opostas de um corpo de prova dentro do quadro de uma máquina de

teste. Uma força de tração é aplicada pela máquina, o que resulta no alongamento gradual e eventual fratura do corpo de prova. Durante este processo, os dados de força ou tensão geralmente são monitorados e registrados através de uma célula de carga. Quando adequadamente realizado, o teste de tração fornece dados que podem quantificar várias propriedades mecânicas importantes de um material, como módulo de elasticidade, tensão de escoamento, tensão de ruptura, alongamento e estricção. [17]

A figura 3.2 compara três materiais durante o ensaio de tração. O aço eutetóide com 0,8% de carbono é representativo de um material com baixa ductilidade. Também são mostrados o aço doce e o polímero policarbonato, que tem uma grande deformação até fraturar. Nota-se ainda uma diferença acentuada no valor de tensão de escoamento, assim como a forma bastante diferente das curvas de tensão-deformação.

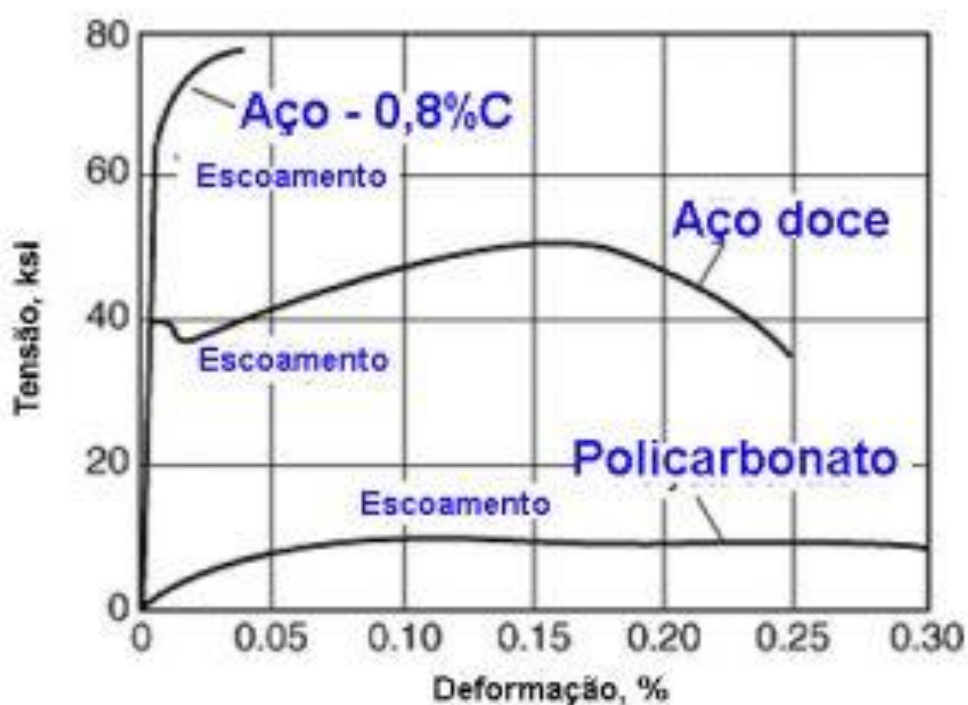


Figura 3.2: Curva Tensão Deformação de Engenharia para três materiais. [17].

3.2. Teste de Fluência

A principal diferença entre o teste de tração uniaxial e o teste de fluência é que o primeiro não leva em consideração o tempo em que a carga

foi aplicada. Para isso, há o ensaio de fluência, que mostra como o corpo de prova se comporta com uma carga aplicada por um longo período de tempo.

Nas últimas décadas, os avanços tecnológicos possibilitaram a criação de mísseis, foguetes, aeronaves e máquinas que trabalham com temperaturas elevadas (muitas vezes superando os 1000°C). Principalmente nesses casos, notou-se que ocorria o fenômeno de fluência e tornou-se necessário o desenvolvimento de testes de materiais que suportassem essas altas temperaturas e prolongadas aplicações de cargas.

Fluência, em termos gerais, é a deformação plástica que ocorre em um corpo submetido a uma tensão constante (mesmo abaixo do limite de escoamento) em função do tempo. Esse fenômeno é afetado principalmente pela temperatura. Isso significa que o material não deveria deformar, pois a tensão está abaixo do limite de escoamento, mas ele deforma por causa da temperatura e também do tempo na qual a carga foi aplicada.

Existem três tipos de Teste de Fluência. São eles:

- 1- Ensaio de Fluência;
- 2- Ensaio de Ruptura por fluência;
- 3- Ensaio de Relaxação

Em um ensaio de fluência, o corpo de prova é colocado em uma máquina, como mostrado na figura 3.3. Esta máquina possui um forno que aquece a amostra próximo à temperatura de teste. A temperatura do espécime pode ser medida usando alguns termopares e a deformação pode ser medida através de strain gages (ou clip gages) [18].

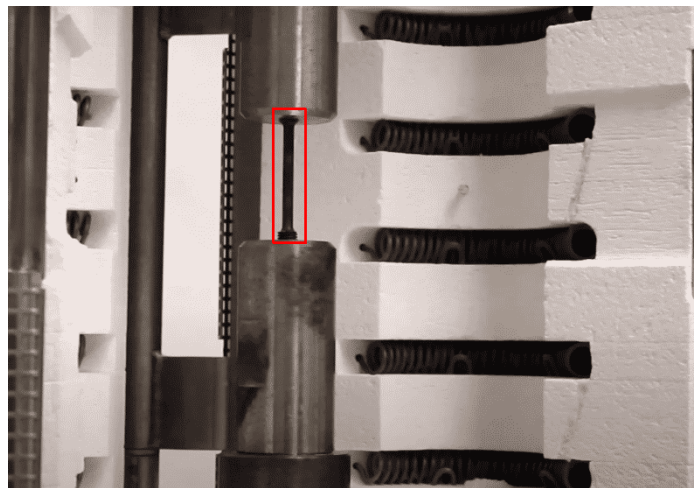


Figura 3.3: Corpo de prova sob ensaio de fluência. [18]

Observa-se na figura 3.3 que o corpo de prova é cilíndrico e rosqueado nas garras da máquina servo-hidráulica. A parte branca é um material refratário e o fio enrolado é a resistência que serve para aquecer a amostra.

Depois que o corpo de prova é fixado e aquecido, é possível adicionar uma carga e começar a fazer as medições. Como essa carga é constante e abaixo do limite de escoamento, o teste pode demorar muito tempo para mostrar algum resultado. Alguns ensaios demoram semanas, já outros podem durar até meses ou anos.

A figura 3.4 apresenta uma curva característica do teste de fluência, mostrando os três estágios de fluência onde a taxa de deformação muda ao longo tempo.

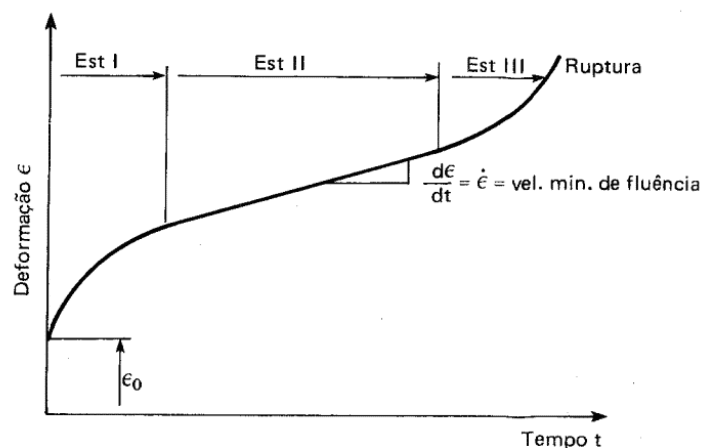


Figura 3.4: Curva característica do Teste de Fluência. [18]

Muitas vezes, não é possível fazer testes para saber como serão as propriedades durante toda a vida de uma estrutura, já que elas são projetadas para durar muito tempo. Porém, existe a possibilidade de fazer vários testes variando sua carga e temperatura, obtendo assim os dados para fazer uma extrapolação, como pode ser observado na figura 3.5 com alguns valores que foram extrapolados para um teste de fluência.

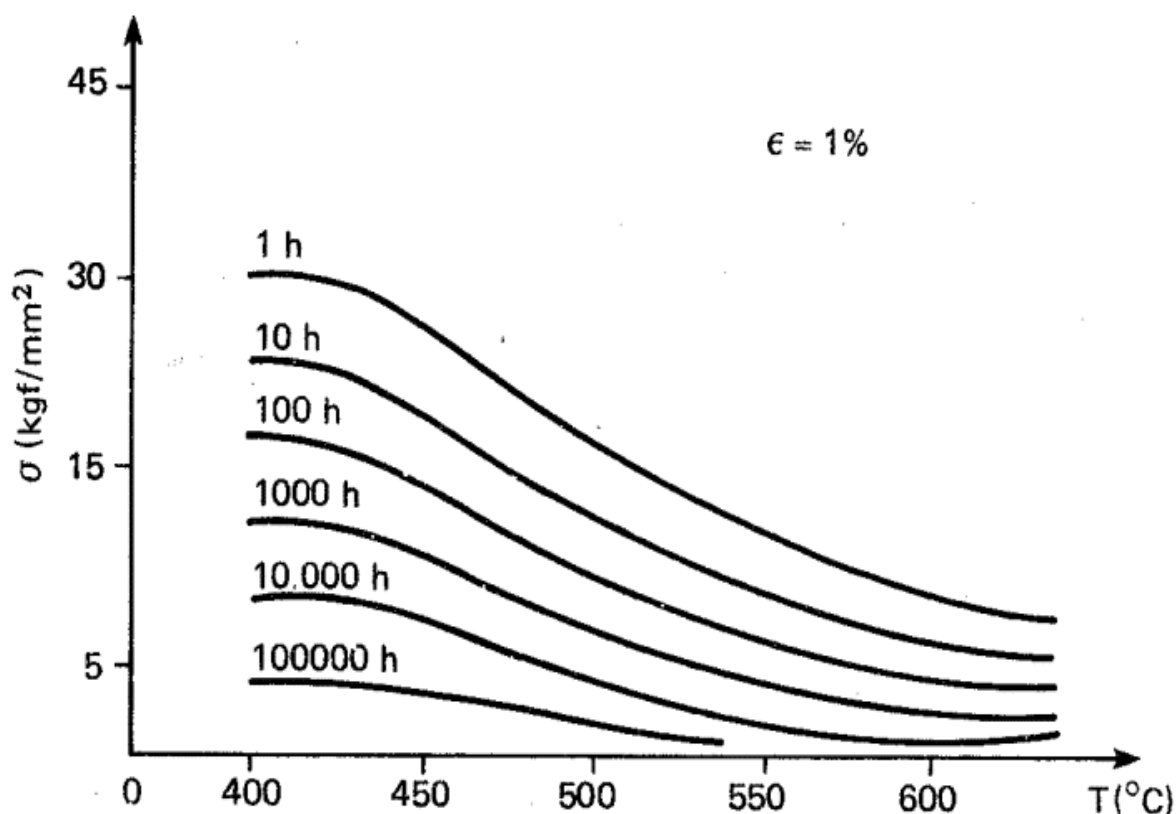


Figura 3.5: Dados extrapolados para um Teste de Fluência. [18]

O ensaio de Ruptura por Fluência é semelhante ao anterior com a diferença de algumas peculiaridades. O corpo de prova é ensaiado até sua ruptura onde há até 50% de deformação, enquanto no ensaio anterior, o máximo era por volta de 1%. Nesse teste, as cargas são muito mais altas que as do teste anterior, mas ainda constantes. Como as cargas são maiores, a velocidade com que ocorre a deformação também é e por isso o tempo dos ensaios é parecido com o do teste anterior. Já no ensaio de Relaxação, a deformação é mantida constante e apenas mede-se a variação da força necessária para manter aquela deformação. [18]

Em resumo, as principais características do Teste de Fluência são aplicar uma certa carga e temperatura para se analisar como será a deformação do corpo. O teste é geralmente demorado, mas é possível realizar vários ensaios com parâmetros diferentes e extrapolar para tempos maiores. Com os resultados desse teste, é possível projetar melhor os componentes que trabalham em altas temperaturas, tornando assim as aplicações mais seguras e competitivas.

Do Teste de Fluência, é possível analisar a tensão aplicada, a temperatura do corpo de prova, o tempo de ruptura e a taxa de fluência. Desses resultados, pode-se aumentar a capacidade de predição em um projeto. Em alguns casos, a fluência é irrelevante e basear o projeto em ensaios mais simples como o de tração já é suficiente. Porém, em casos onde os materiais trabalharão em altas temperaturas e longos tempos sob carregamento máximo, como motores a jato, turbinas a vapor, aplicações petroquímicas e reatores nucleares, a fluência deve ser considerada. [18]

3.3. Comportamento de Metais Policristalinos

As três figuras (3.6, 3.7 e 3.8) apresentam a curva tensão x deformação para alguns materiais diferentes: alumínio, titânio e duas amostras do aço 709 a temperaturas diferentes, respectivamente.

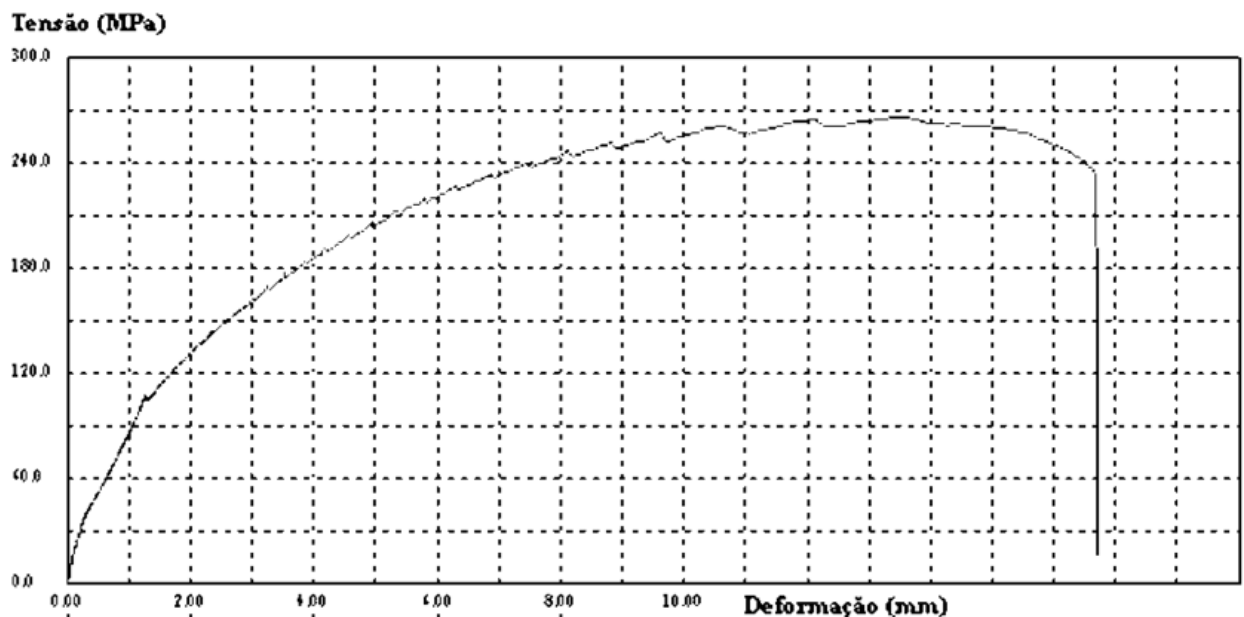


Figura 3.6: Gráfico Tensão x Deformação da Liga de Alumínio. [19]

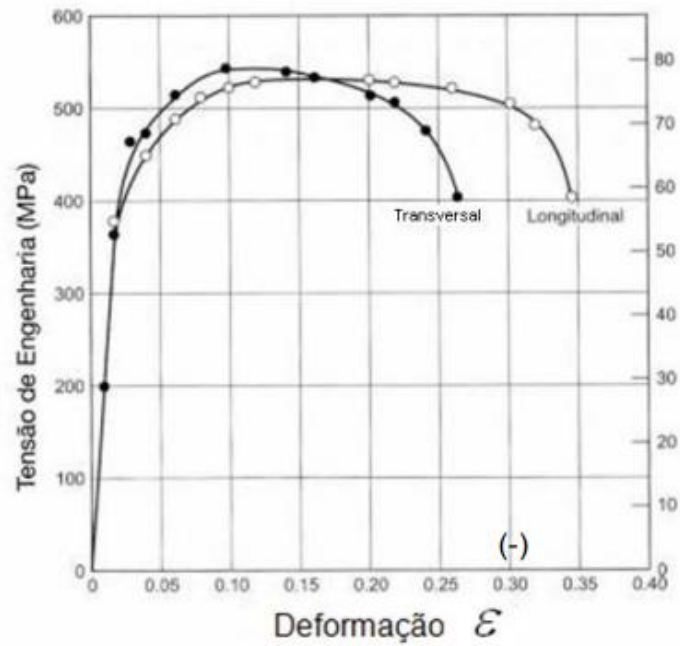


Figura 3.7: Curva Tensão x Deformação do Titânio. [20]

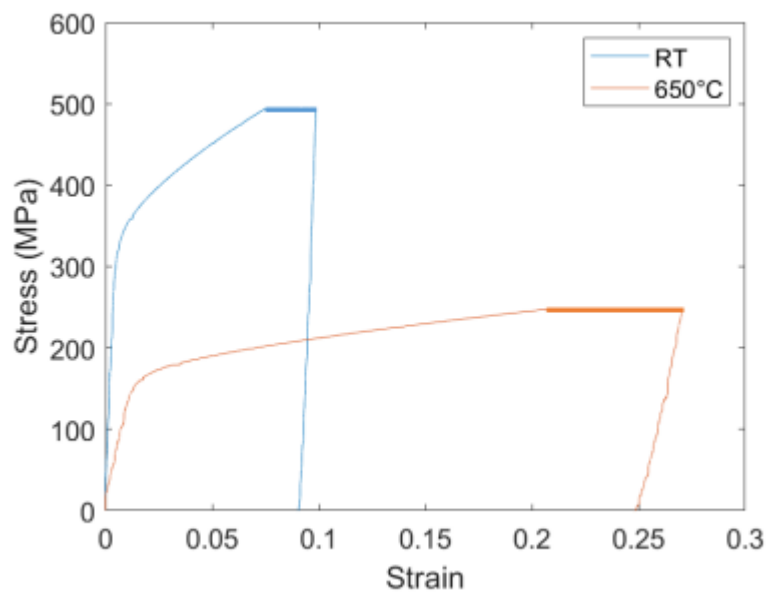


Figura 3.8: Curva Tensão x Deformação com exposição prolongada à carga máxima para duas amostras do Aço 709. [14]

Os valores das propriedades mecânicas dos materiais são:

- 1- Alumínio: $\sigma_{m\acute{a}x} = 250 \text{ MPa}$; $L_{m\acute{a}x} = 16,8 \text{ mm}$
- 2- Titânio (transversal): $\sigma_{m\acute{a}x} = 540 \text{ MPa}$; $\varepsilon_{m\acute{a}x} \cong 0,26$
- 3- Titânio (longitudinal): $\sigma_{m\acute{a}x} = 520 \text{ MPa}$; $\varepsilon_{m\acute{a}x} \cong 0,35$
- 4- Aço 709 (Temperatura ambiente): $\sigma_{m\acute{a}x} = 500 \text{ MPa}$; $\varepsilon_{m\acute{a}x} \cong 0,09$
- 5- Aço 709 (Temperatura 650°C): $\sigma_{m\acute{a}x} = 220 \text{ MPa}$; $\varepsilon_{m\acute{a}x} \cong 0,25$

A partir das figuras 3.6, 3.7 e 3.8 e dos valores das propriedades mecânicas dos materiais supracitados, é possível inferir que o material que possui a maior tensão máxima é o titânio longitudinal. E aquele que possui a menor tensão máxima é o aço 709 na temperatura de 650°C. Baseado nessa comparação, é possível perceber que o efeito da temperatura nos materiais pode impactar significativamente suas propriedades mecânicas. Além disso, a partir de uma certa temperatura, o efeito da fluência não pode ser negligenciado.

Além disso, outro tipo de carregamento que pode levar a falha dos materiais é a fadiga, que combinada com a fluência, pode impactar significativamente os comportamentos mecânicos dos materiais supracitados. A figura 3.9 apresenta um gráfico tensão x vida, em ciclos, para 16 amostras do aço 709 em duas temperaturas diferentes e com diferentes tempos de exposição à carga máxima (*hold time*). É possível perceber que as amostras que estão sob fadiga e fluência, esta última causada pelas altas temperaturas e maiores tempos sob a carga máxima (maior *hold time*), possui uma tensão muito menor para o mesmo tempo de vida, em ciclos. Isso significa que para estes casos, a falha acontece antes.

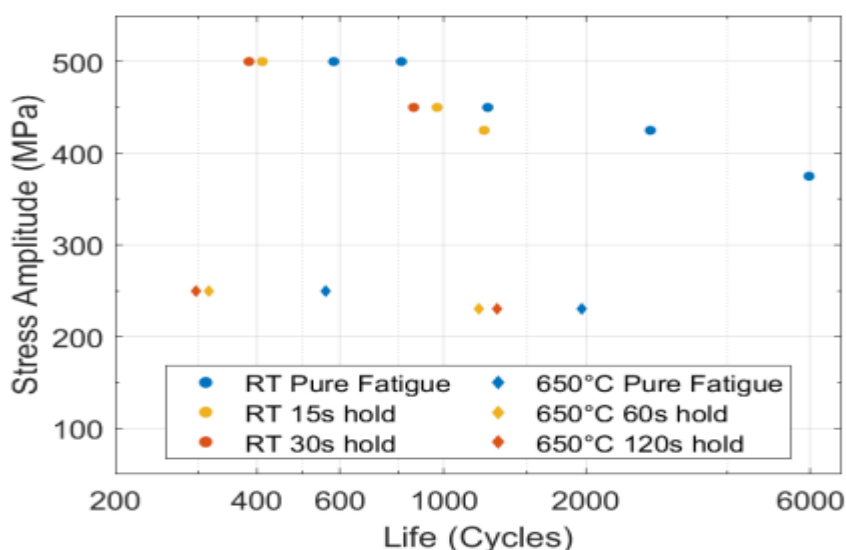


Figura 3.9: Tensão x Vida, em ciclos, para 16 amostras do aço 709. [14]

4 DEFORMAÇÕES MICROESTRUTURAIS

Este capítulo apresenta um breve estudo do acúmulo de deformações microestruturais, sendo que também tem o objetivo de servir como base de comparação com a macroestrutura apresentada no capítulo 5.

4.1. EBSD

A difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) é uma técnica de caracterização microestrutural-cristalográfica baseada em microscópio eletrônico de varredura, comumente usada no estudo de materiais cristalinos ou policristalinos. Esta técnica oferece a possibilidade de mapear a orientação cristalográfica e a microestrutura de grãos individuais de um agregado policristalino como uma rocha, um metal ou uma cerâmica, podendo fornecer informações sobre a estrutura, orientação do cristal, fase ou deformação no material. A figura 4.1 apresenta um padrão de difração de retro espalhamento de elétrons.

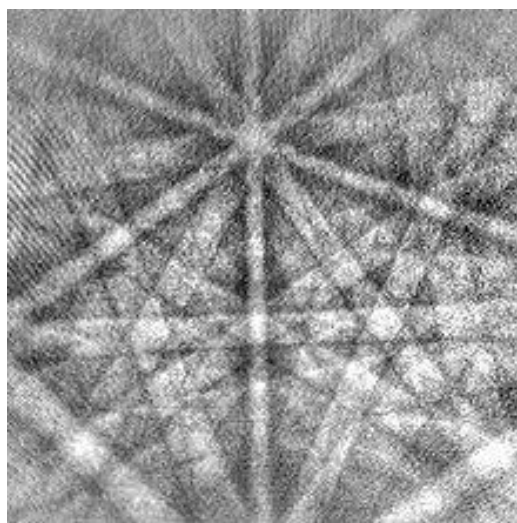


Figura 4.1: Padrão de difração de retro espalhamento de elétrons. [21]

Embora a difração de elétrons seja bem conhecida desde os primórdios da microscopia eletrônica, o mapeamento da orientação cristalográfica da microestrutura só foi possível a partir da evolução de métodos computacionais suficientemente ágeis, para interpretar os milhões de padrões gerados em um mapeamento de alta resolução. Com isso, essa técnica é

muito útil em alguns estudos específicos como na determinação das orientações de limites de grãos. Dessa forma, a técnica de EBSD vem preencher uma lacuna e contribui de forma significativa para um entendimento cada vez melhor dos fenômenos governados pela microestrutura de muitos materiais.

No Microscópio de Transmissão (MET), ela é utilizada através do mapeamento do plano focal, que permite identificar a orientação cristalográfica da área que contribui para a difração. Utilizando MET, a orientação cristalográfica pode ser obtida através do método de EBSD ou por canalização de elétrons. A difração de elétrons no MET é feita com feixe paralelo, gerando padrões de difração semelhantes aos raios X ou com feixe de elétrons convergente. No Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), quando o feixe de elétrons interage com o volume de amostra atingido por esse feixe, forma-se um volume de interação denominado de “pêra de ionização”. Nesse volume, uma fração significativa dos elétrons não perde energia, mas apenas muda de direção dentro da amostra. Quando a superfície da amostra é bastante grande, pode-se descrever sua trajetória como se fossem emitidos por uma fonte pontual, situada dentro da pêra de ionização, próximo à superfície. Esse “feixe divergente de elétrons”, ao percorrer as dezenas de nanômetros abaixo da superfície, espalha-se coerentemente nos planos cristalinos por causa de sua natureza ondulatória, e sofre o fenômeno de interferência que denominamos de difração. A figura 4.2a mostra a pêra de ionização de um feixe de elétrons em uma amostra inclinada 70° em relação à horizontal. O feixe incide de forma que cerca de 50% dos elétrons são retro-espalhados. Sobre as trajetórias dos elétrons (em preto), está desenhada a “fonte virtual de elétrons” (em cinza), mostrando que os elétrons saem do interior da amostra em todas as direções. Na figura 4.2b, está mostrado um conjunto de planos hkl. Aqueles elétrons que saem da fonte virtual com o ângulo correto vão difratar nesses planos. [22].

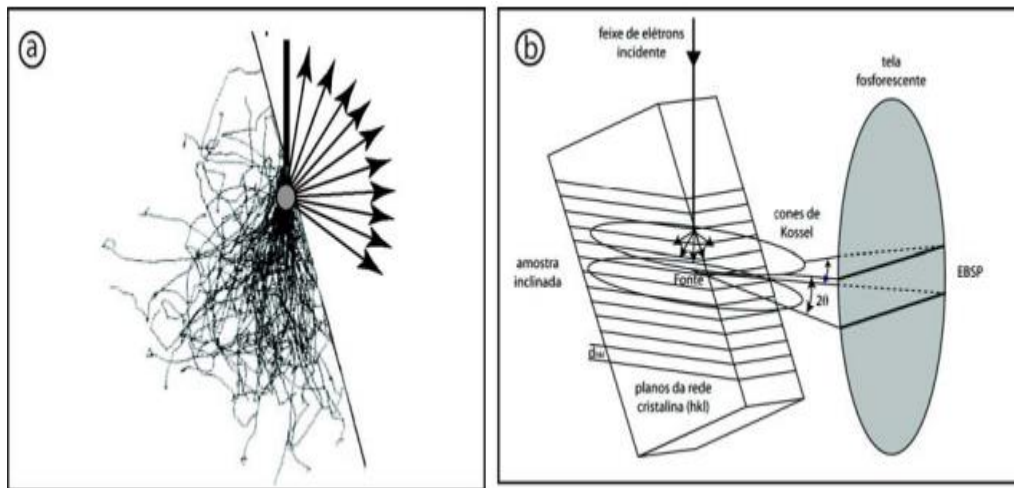


Figura 4.2: a) Simulação das trajetórias de elétrons no interior da amostra;
b) Desenho esquemático dos cones duplos por difração de um feixe de elétrons nos planos cristalinos. [22]

O EBSD é uma técnica que consiste em colocar uma amostra com superfície plana inclinada a 70° com o feixe de elétrons incidente. Os elétrons retroespalhados geram um padrão de difração, que aparece na forma de raios e que pode ser visualizado em um monitor de vídeo. As imagens são obtidas por contraste de orientação, técnica em que as regiões que estão direcionadas para o detector aparecem mais claras do que aquelas que se encontram escondidas. As imagens apresentam tons de cinza, que variam de acordo com os planos cristalográficos. [23]

A figura 4.3a mostra um típico resultado de EBSD colorido pela orientação média dos grãos, enquanto a figura 4.3b mostra os limites de grãos obtidos usando uma *toolbox* de análise EBSD desenvolvida para Matlab (Mtex).

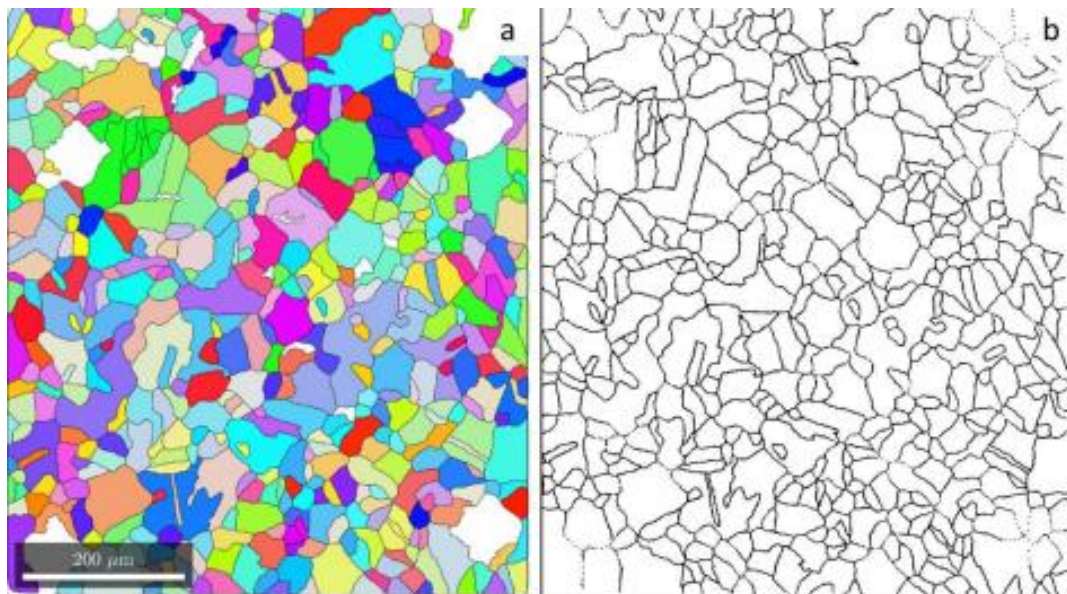


Figura 4.3: a) Resultado de EBSD colorido segundo a orientação média dos grãos; b) Limites de grãos obtidos a partir dos resultados do EBSD.

[14]

A importância do EBSD é a possibilidade de uma análise profunda dos cristais, suas fases e orientações. Uma dificuldade de outros sistemas consiste em separar fases minerais de mesma composição, mas com simetrias diferentes. Na caracterização de minérios de ferro, por exemplo, o EBSD permite separar os minerais de óxidos de ferro (hematita e magnetita).

Outra importância é que o EBSD permite a análise cristalográfica em regiões muito pequenas. Usado em conjunto com o EDS (raio-x de energia dispersiva), o EBSD permite a identificação de qualquer material cristalino a partir dos elementos constituintes e suas simetrias. Além de possibilitar a individualização das mais diversas fases minerais, é possível também a sua quantificação [23].

4.2. Correlação de Imagem Digital de Alta Resolução

Segundo Vieira (2021) [14], com o objetivo de medir os acúmulos de deformação em microescala usando DIC, as imagens correlacionadas devem ser adquiridas com ampliação suficientemente elevada e, consequentemente, alta resolução, de modo que um número apropriado de pontos de correlação deva caber dentro de um grão típico da amostra testada para

fornecer as medições de escala de grãos desejadas. Para atingir esses requisitos de resolução, as imagens DIC de referência e deformadas são obtidas em um microscópio óptico, antes e depois do carregamento.

A densidade efetiva dos pontos de medição é determinada pelo tamanho do subconjunto usado durante a correlação (*subset*). Assim, para medir deformações com resolução suficientemente alta, o tamanho do *subset* deve ser consideravelmente menor do que o tamanho médio de grão, permitindo que vários *subsets* se ajustem a cada grão. Além da ampliação óptica, o principal fator limitante para reduzir o tamanho do *subset*, vem do padrão de manchas necessário para correlação.

O uso de imagens de microscópio de alta resolução permite medições DIC na escala de grãos. No entanto, segundo Vieira (2021) [14], existem limitações na aplicação do DIC de alta resolução. Uma dessas limitações é a dificuldade em fazer medições *in situ*. Isso porque uma série de imagens precisa ser tirada no ponto de referência e no estado deformado (de forma a ampliar o campo de visão limitado pela alta magnificação). E com a amostra sendo carregada, mesmo pequenas vibrações da carga aplicada podem interferir com o foco, especialmente com a profundidade de campo reduzida do dispositivo de imagem de alta ampliação. Por causa dessa dificuldade, todas as medições de deformação em microescala mostradas nesse trabalho foram realizadas *ex situ*, ou seja, a amostra foi removida do quadro de carregamento e colocada sob o microscópio óptico para cada conjunto de imagens a ser analisada.

A figura 4.4a mostra uma típica imagem de referência DIC, formada por um conjunto de 6 x 6 imagens que foram coladas para formar uma imagem de altíssima resolução, enquanto a figura 4.4b mostra uma visão ampliada de uma das imagens, com o tamanho do *subset* e o tamanho típico de grãos do aço austenítico testado por Vieira (2021) [14].

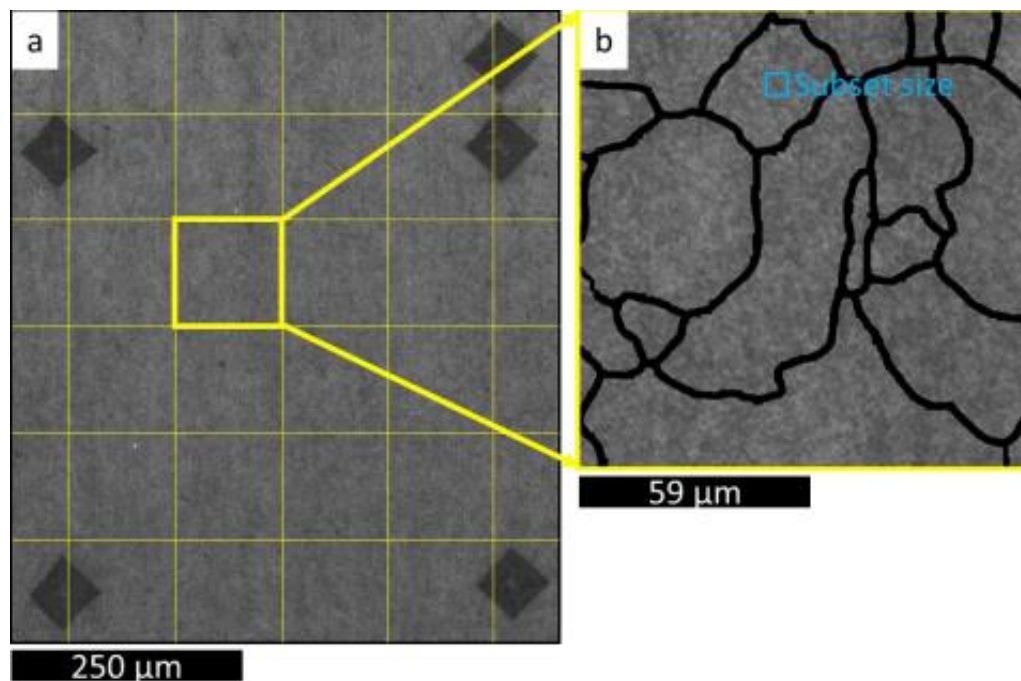


Figura 4.4: a) Imagem de referência DIC; b) Visão ampliada de uma das imagens, com o tamanho de grãos e do *subset* desenhados. [14]

4.3. Alinhamento de Conjunto de Dados DIC e EBSD

Segundo Vieira (2021) [14], a etapa final da combinação dos dois conjuntos de dados explicados anteriormente é alinhar as medidas de deformação por DIC com a microestrutura obtida por EBSD. No entanto, há uma distorção presente nos resultados da varredura EBSD, o que poderia resultar em um erro de alinhamento significativo. Com o objetivo de contornar essa distorção e melhorar a precisão desse alinhamento, um conjunto de imagens ópticas, que possuem o mesmo nível de ampliação que as imagens DIC, deverão ser usadas como uma etapa intermediária para o alinhamento.

Três tipos de imagens foram obtidos da superfície para o processo de alinhamento. Primeiro, os limites de grãos obtidos de EBSD (Fig. 4.5a) são alinhados aos limites de grão óptico obtidos a partir da imagem óptica da superfície após um ataque químico (Fig. 4.5b). Isso é feito através da seleção manual dos contornos de grão equivalentes que podem ser vistos em ambas imagens. Em seguida, os contornos de grão ópticos (Fig. 4.5b) são alinhados à imagem de referência DIC (Fig 4.5c) por meio das cinco

marcas de referência mostradas abaixo (endentações de microdureza Vickers). Essas duas etapas podem ser usadas consecutivamente para alinhar os resultados EBSD à imagem de referência DIC. [14]

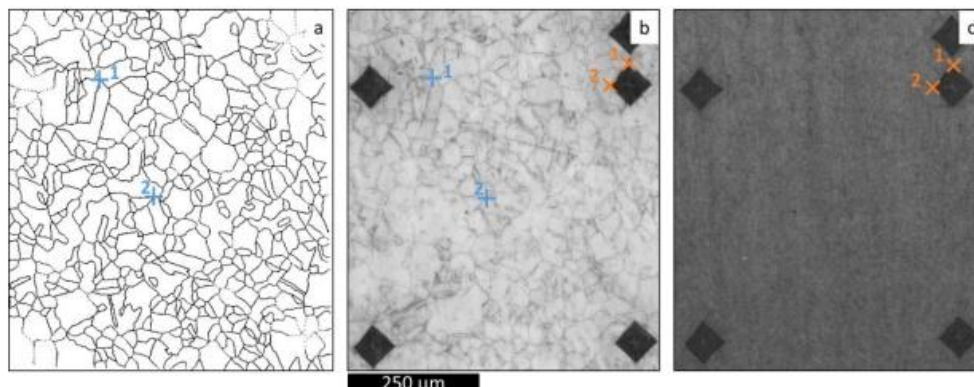


Figura 4.5: a) Limites de grão obtidos do EBSD; b) Imagem óptica; e c) Imagem de referência DIC. [14]

A aplicação de imagens ópticas dos contornos de grão como uma etapa intermediária para o alinhamento faz uso dos pontos fortes do EBSD e da microscopia óptica. Por um lado, o EBSD é capaz de fornecer informações microestruturais não disponíveis através da microscopia óptica, mas também é confiável em encontrar todos os limites existentes na região de interesse. Por outro lado, a microscopia óptica é mais confiável para localizar os limites de grãos dentro da referência DIC, uma vez que as imagens são tiradas sob o mesmo microscópio com nível de ampliação semelhante.

Vieira (2021) [14] ainda estimou o erro médio na colocação de contornos de grãos dentro dos resultados obtidos anteriormente, usando uma imagem óptica da superfície, que foi sobreposta aos limites do EBSD, como mostrado na figura 4.6a. A distância entre o limite EBSD e o mesmo limite visto na imagem óptica (denominado “erro de alinhamento”) foi medida para todos os segmentos da fronteira dentro da região de interesse da amostra. A fig. 4.6b mostra uma visão ampliada de uma região da amostra, com rótulos numéricos apontando para as posições nas quais o erro de alinhamento foi medido. A fig. 4.6c mostra um histograma dos erros de alinhamento medidos em toda a região de interesse.

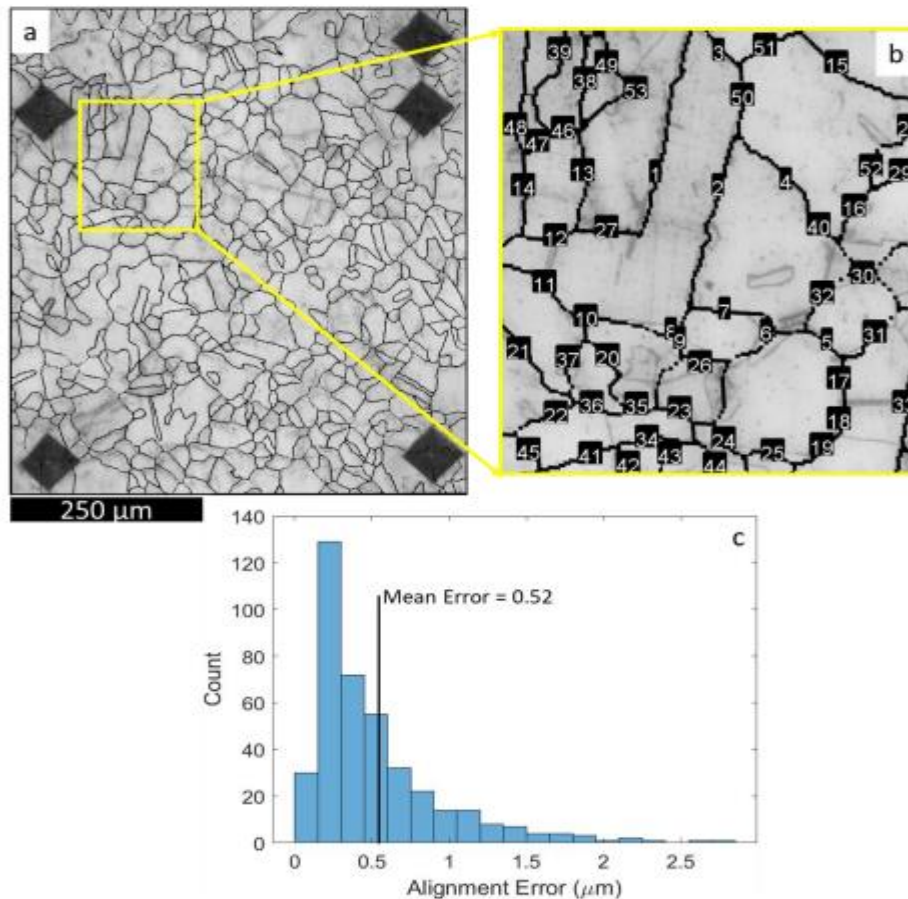


Figura 4.6: a) Imagem óptica da superfície, que foi sobreposta aos limites de EBSD; b) Visão ampliada do quadrado destacado; e c) Histograma dos erros de alinhamento medidos. [14]

4.4. Análise de Dados Experimentais

Em sua tese de doutoramento, Vieira (2021) [14] realizou experimentos de medição do acúmulo de deformações na microestrutura do aço austenítico 709. Em um desses experimentos, ele investigou uma possível diferença entre o acúmulo de deformações microestruturais resultante de plasticidade e fluência (à temperatura ambiente). A fig 4.7a mostra os campos de deformação resultantes para uma amostra carregada em duas etapas na temperatura ambiente. Esses campos de deformação são mostrados sobrepostos pela microscopia óptica, uma vez que as varreduras de EBSD não foram realizadas nessas amostras. Primeiro, a amostra foi carregada a 500 MPa e foi descarregada assim que atingiu a tensão máxima. A figura 4.7a mostra o campo de deformação axial após essa primeira etapa de carregamento. Então, a amostra foi carregada novamente a 500

MPa e mantida nessa tensão por 1800 segundos (ciclo de fluência). A figura 4.7b mostra o campo de deformação axial obtido após essa segunda etapa de carregamento e a figura 4.7c mostra o campo de deformação axial incremental entre as duas etapas de carregamento com diferentes limites de contorno de visibilidade. Esses contornos mostram que as deformações plásticas e de fluência se acumulam em locais específicos, e além disso, também mostram que os locais de acúmulo de deformações (*hotspots*) foram os mesmos para o ciclo plástico e o ciclo de fluência.

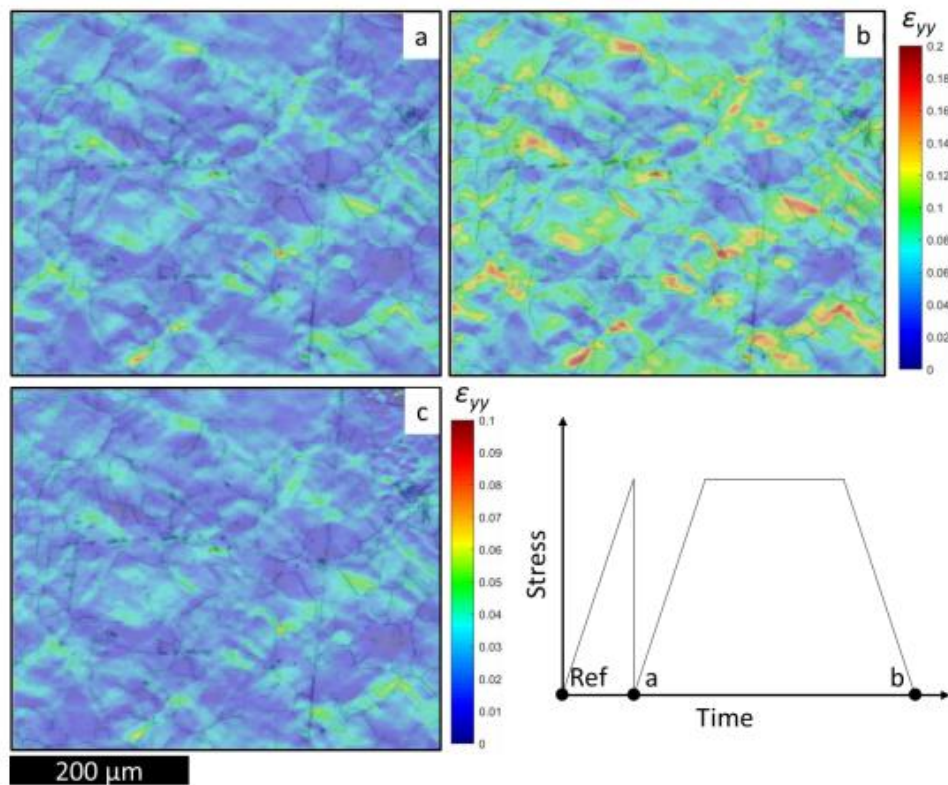


Figura 4.7: a) Campo de deformação axial após um ciclo de tração (500 Mpa) sem qualquer tempo de espera; b) Campo de deformação axial na mesma amostra após um tempo de espera de 1800 segundos a 500 Mpa; e c) Incremental axial do campo de deformações com diferentes limites de contorno. [14]

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo discutirá a relação entre as deformações macroestruturais e microestruturais, estudadas respectivamente nos capítulos 3 e 4. Para isso, será necessário entender o conceito de RVE (Elemento de Volume Representativo) que pode ser usado para relacionar as medições em microescala à resposta em macroescala, através da determinação da quantidade de grãos necessários para que o comportamento microestrutural reflita a resposta macroestrutural de um material quando submetido a um carregamento. Além disso, para relacionar essas diferentes escalas de comprimento, será necessário entender também as técnicas experimentais de medição do RVE.

5.1. Medição experimental do tamanho RVE

A identificação das escalas de comprimento da RVE em metais policristalinos tem sido objeto de estudo há décadas, e uma ampla gama de valores para o tamanho RVE tem sido documentada. Uma lista de estudos relevantes documentando vários valores para o tamanho do RVE de vários tipos de material é mostrada na tabela 5.1. [4]

Tipo de Material	Tipo de Estudo	Tamanho RVE (Nº de Grãos – N)	Proporção da escala de comprimento linear para o tamanho do grão ($N^{1/3}$) ⁿ	Região de deformação
Policristalino (gelo)	Numérico	230	6,13	Elástico linear
Policristalino (cobre)	Numérico	445	7,63	Elástico linear
Policristalino (cobre)	Numérico	550	8,19	Elástico linear
Policristalino (bifásico e fase única)	Numérico	8	2	Inelástico
Policristalino (cúbico)	Numérico	≤ 400	7,37	Elástico linear
Policristalino (cúbico)	Numérico	≤ 200	5,85	Elástico linear
Policristalino (aço carbono)	Numérico	632	8,58	Viscoplástico
Policristalino (cobre)	Numérico	400	7,37	Viscoplástico
Policristalino (titânio)	Experimental	27	3	Plástico
Policristalino (explosivo ligado)	Experimental	3375	15	Elástico linear

Tabela 5.1: Resumo do tamanho RVE de materiais policristalinos obtidos por meio de abordagens numéricas e/ou experimentais. [4]

Conforme detalhado na tabela 5.1, os valores de tamanho do RVE relatados para uma variedade de materiais estão dentro de uma faixa muito difundida, supostamente de 8 a mais de 600 grãos. Vale ressaltar também que a pesquisa sobre o tema do RVE tem sido conduzida principalmente com base em abordagens numéricas. Para o conhecimento a respeito desse tema, houve poucos estudos até agora que exploram a caracterização do tamanho da RVE determinado experimentalmente.

A razão da escassez de tais experimentos é devido aos métodos relativamente difíceis de medição de deformação em níveis microestruturais. No entanto, nas últimas décadas, o estudo da resposta de deformação de materiais em escala microestrutural tem sido facilitado após o desenvolvimento do método de Correlação de Imagem Digital, estudado no capítulo 4. Uma combinação de microscopia eletrônica de varredura (SEM) e DIC tornou possível estudar os fenômenos completos de deformação na microescala.

Abordando alguns desses estudos, Vieira (2021) [14] comparou alguns métodos de medição do Tamanho RVE. Para abordar esses métodos, foram usadas duas amostras diferentes cujos campos de deformação podem ser observados na figura 5.1.

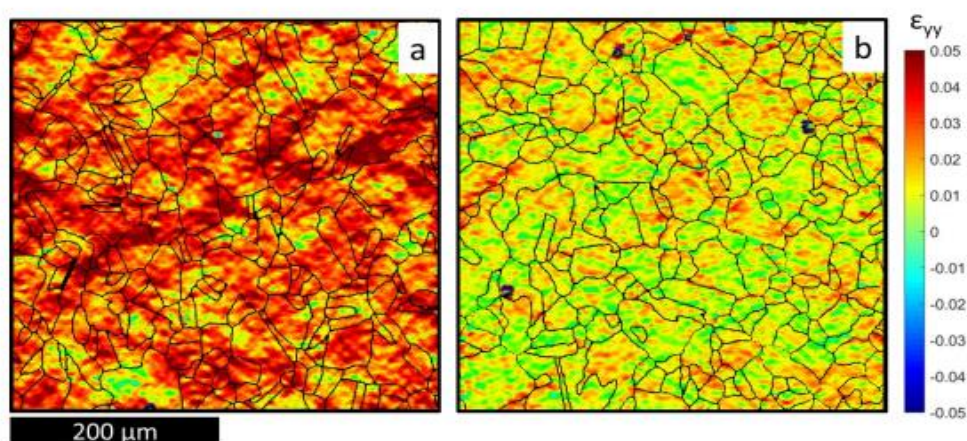


Figura 5.1: Campos de deformação para duas amostras diferentes. [14]

Como pode ser visto na figura 5.1, a razão para a qual esses dois campos de deformação foram escolhidos é que eles são bastante diferentes. Essa diferença poderá demonstrar a eficácia dos métodos abaixo.

5.1.1. Método do Desvio Padrão

O primeiro método consiste na divisão do campo de deformações em uma rede de caixas do mesmo tamanho e em traçar a variação do desvio padrão das médias das caixas em relação ao seu tamanho. Logo, o tamanho do RVE é determinado ajustando uma linha aos pontos e assumindo um desvio da linearidade devido a um tamanho de caixa consideravelmente menor que o RVE. A fig. 5.2 mostra como esse método pode ser aplicado à amostra 1. Primeiro, o campo é dividido em uma rede de caixas de um determinado tamanho, como mostrado na figura 5.2a. Então a deformação média de cada caixa é calculada e, finalmente, o desvio padrão dessas médias é calculado. Isso é repetido para cada tamanho de caixa. A fig. 5.2b mostra o gráfico para o desvio padrão de deformações médias da caixa em função do tamanho da caixa. Uma linha reta foi ajustada ao final dos pontos de dados que pode ser usada para medir o RVE. Neste caso, o desvio da linearidade foi observado para as caixas em cerca de $100\mu m$. Este valor pode ser considerado como o tamanho do RVE para este campo. [14]

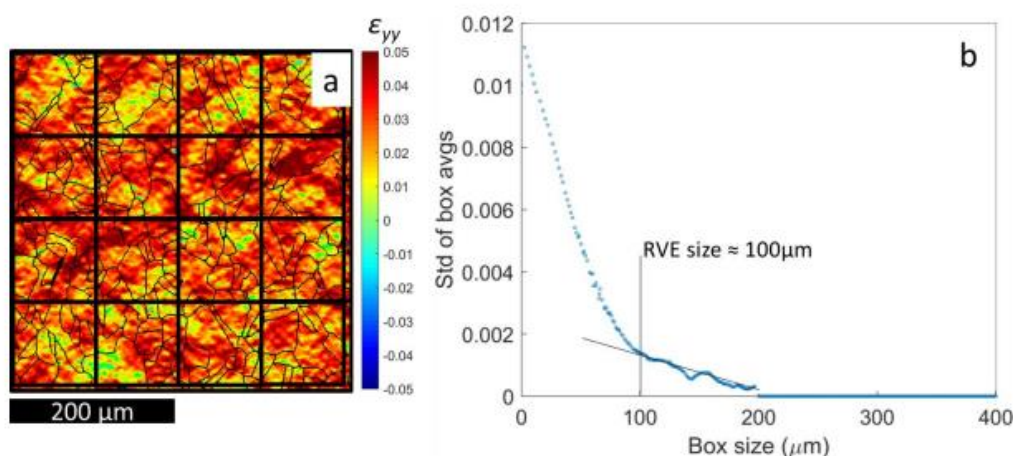


Fig. 5.2a) Campo de deformação obtido para a amostra 1, sobreposto por uma rede de caixas; e b) Gráfico do desvio padrão das deformações médias da caixa em função do seu tamanho. [14]

Uma desvantagem deste método pode ser vista nos tamanhos de caixa de 200 a 400 μm no gráfico da fig. 5.2b. Uma vez que essas caixas são maiores do que metade do tamanho de todo o campo, apenas uma caixa pode caber exclusivamente dentro da imagem, tornando zero o desvio padrão das médias para todos os tamanhos de caixa de 200 a 400 μm . Em última análise, isso significa que o método do desvio padrão só é adequado para medir um RVE que é consideravelmente menor do que o campo de visão (no máximo metade do tamanho do campo de visão). A fig. 5.3, que corresponde ao mesmo processo, mas agora aplicado à amostra 2, ilustra um caso em que esta limitação torna o método do desvio padrão inadequado para obter uma medição do tamanho RVE. A fig. 5.3a mostra o campo de deformações, enquanto o gráfico na fig. 5.3b foi obtido seguindo o mesmo procedimento de dividir o campo em uma rede de caixas de tamanhos variados. É possível ver por esta figura que o método do desvio padrão não é adequado para medir o tamanho RVE da amostra 2, uma vez que é difícil ajustar uma linha ao final dos pontos. Isso acontece porque o tamanho do RVE da amostra 2 está perto da metade do campo de visão. [14]

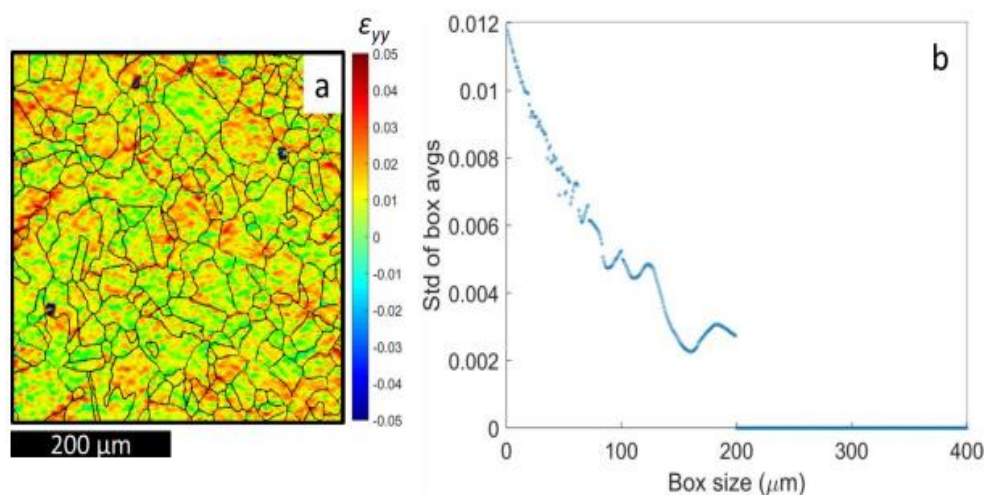


Fig. 5.3a) Campo de deformação obtido para a amostra 2; e b) Gráfico do desvio padrão das deformações médias da caixa em função do seu tamanho (o método do desvio padrão não é adequado para medir o tamanho do RVE desta amostra). [14]

5.1.2. Método de Crescimento da Caixa Centrada

Como o próprio nome sugere, o método usa uma única caixa quadrada crescida a partir do ponto central do campo de deformação e analisa a evolução da deformação média dentro da caixa em função do tamanho crescente da mesma. O tamanho do RVE é então determinado avaliando a convergência da deformação média dentro de alguma margem de erro. A fig. 5.4 mostra como esse método pode ser aplicado à amostra 2. Uma caixa começa do centro do campo de deformação e tem seu tamanho aumentado de um único pixel até uma caixa que abrange todo o campo de visão. A fig. 5.4a apresenta a caixa centralizada de tamanho $140\ \mu m$ sobreposta no campo de deformação e a fig. 5.4b mostra a deformação média dentro da caixa plotada em função do tamanho da caixa. O ponto além do qual as deformações médias convergem para 5% da média global (cerca de $140\ \mu m$ para a amostra 2) é o tamanho do RVE. [14]

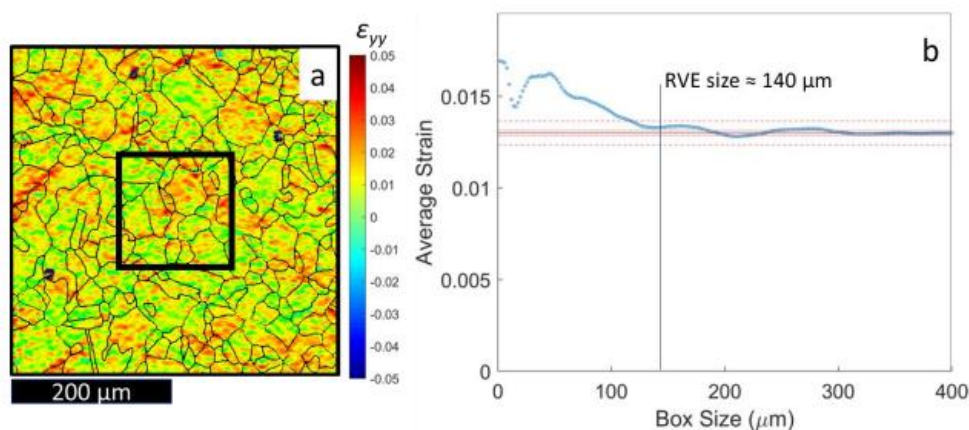


Fig. 5.4a) Campo de deformação obtido para a amostra 2 sobreposta por uma caixa centrada no tamanho de $140\ \mu m$; e b) Plotagem da média das deformações em função do tamanho da caixa, usada para medir o tamanho do RVE. [14]

A principal vantagem deste método é a geração de uma estimativa do tamanho do RVE, considerando que o campo de visão seja pelo menos cerca de 1,2 vezes o tamanho de um RVE. No entanto, a principal desvantagem deste método é que o uso de uma única caixa crescente a partir do

centro do campo de visão torna o método altamente dependente da localização e distribuição das deformações dentro do campo de visão. A fig. 5.5 mostra a aplicação do método de crescimento da caixa centrada para a amostra 1 para a qual não produz uma medição RVE realista. A fig. 5.5a apresenta o campo de deformação para a amostra 1 sobreposta por uma caixa centrada de tamanho $10\ \mu\text{m}$ (a caixa é muito pequena e difícil de observar, o que reforça como este é um tamanho RVE irreal), enquanto a fig. 5.5b mostra o gráfico da deformação média da caixa em função do tamanho da caixa.

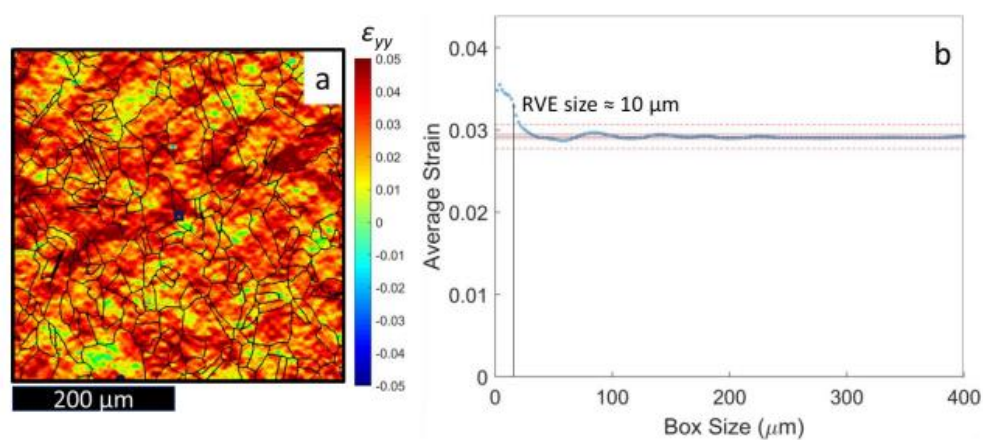


Fig 5.5a) Campo de deformação obtido à amostra 1, sobreposto por uma caixa centrada de tamanho $10\ \mu\text{m}$; e b) Plotagem da média das deformações em função do tamanho da caixa, usada para medir o tamanho do RVE. [14]

5.1.3. Método de Medição Estereológico

Após a comparação das vantagens e desvantagens dos métodos anteriores, Vieira (2021) [14] propôs um novo método para medição do tamanho do RVE. A decisão de fazer este novo método experimental para medir o RVE foi realizada após a conclusão do seu estudo de que o RVE deve ser tratado como uma entidade estatística.

O método proposto explora as vantagens de se considerar a abordagem da média da caixa enquanto contorna as desvantagens de ambos os métodos anteriores. A ideia principal por trás desse método vem da observação da alta variabilidade dos resultados do método do crescimento da

caixa centrada, sugerindo que existe uma distribuição dos tamanhos do RVE para um determinado material.

Na verificação deste método, serão gerados campos de deformação sintéticos. Para tanto, o método consiste em diferentes frequências de ruído gaussiano sendo geradas a partir de matrizes de $n \times n$ valores aleatórios da distribuição normal padrão. A fig. 5.6 apresenta como o ruído gaussiano de frequência única (de 500×500 pixels) pode ser obtido por uma interpolação spline de uma matriz 31×31 de valores aleatórios, a partir da distribuição normal padrão. Em seguida, um campo de deformação sintética é obtido pela adição de diferentes ruídos gaussianos de frequência diferentes, multiplicados por um fator de peso inversamente proporcional à frequência (ou seja, frequências mais altas têm pesos mais baixos). [14]

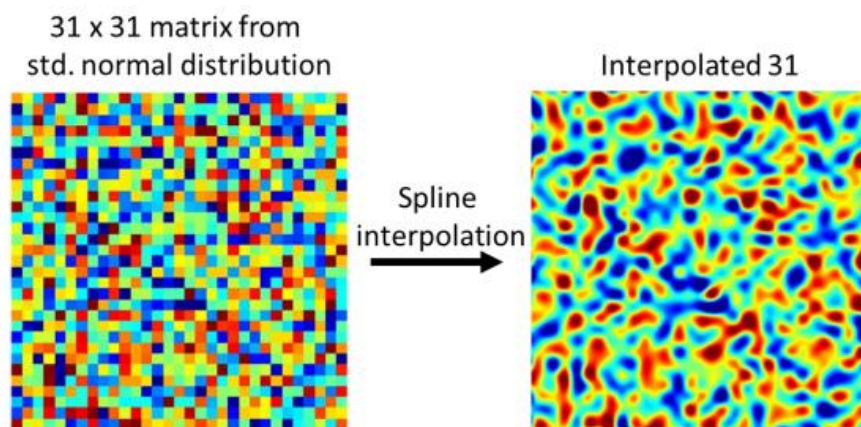


Fig. 5.6: Obtenção de ruído gaussiano de frequência por interpolação de uma matriz 31 por 31 de valores aleatórios, da distribuição normal padrão. [14]

Em vez de exigir uma lista de quais frequências foram usadas para o campo de deformação sintética, um fator de escala foi introduzido como um único parâmetro que controla a escala geométrica dos campos de deformação sintética. A tabela 5.2 pode ser usada para determinar quais frequências são adicionadas para cada fator de escala. Como exemplo, se um fator de escala de 15 fosse usado, o campo de deformação sintética gerado usaria apenas a matriz aleatória de 500×500 , enquanto para um fator de escala de 8, matrizes aleatórias de tamanhos 500, 250, 125, 62, 31, 15 e 10 seriam interpolados e somados (multiplicados por pesos crescentes).

Fator de Escala	Frequências utilizadas (Tamanhos de Matriz)
0	[500, 250, 125, 62, 31, 15, 10, 9, 8, 7, 6, 5, 4, 3, 2]
1	[500, 250, 125, 62, 31, 15, 10, 9, 8, 7, 6, 5, 4, 3]
2	[500, 250, 125, 62, 31, 15, 10, 9, 8, 7, 6, 5, 4]
.....	-----
7	[500, 250, 125, 62, 31, 15, 10, 9]
8	[500, 250, 125, 62, 31, 15, 10]
-----	-----
14	[500, 250]
15	[500]

Tabela 5.2: Valores “n” usados para gerar ruído gaussiano de frequência diferentes para cada fator de escala de campos de deformação sintética.

[14]

A etapa final na obtenção de campos de deformação sintéticos é normalizar (de modo que os valores médios de deformação coincidam com valores experimentais típicos) e plotar os campos de deformação sintética com os mesmos limites de contorno. Campos de deformação sintéticos para fatores de escala de 6, 8 e 10 são mostrados na fig. 5.7, ilustrando como o fator de escala pode ser usado para controlar a escala geométrica desses campos, que está diretamente relacionada ao tamanho do RVE. Esses campos podem ser gerados em quantidades muito grandes e serão usados para desenvolver o novo método proposto. [14]

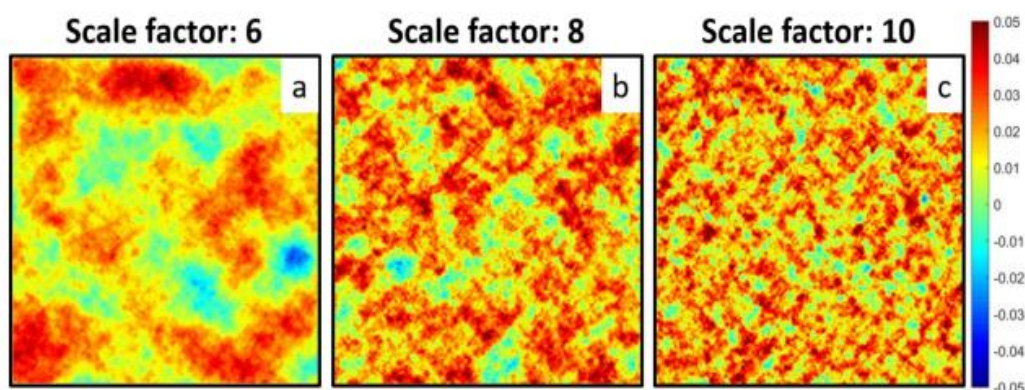


Fig. 5.7: Campos de deformação sintéticos representativos para fatores de escala de a) 6; b) 8; e c) 10. [14]

O método estereológico proposto consiste em selecionar um número muito grande de caixas distribuídas aleatoriamente de dentro do campo de visão e traçar um histograma das deformações médias da caixa para cada tamanho de caixa. Então, o tamanho do RVE pode ser determinado através do uso de uma margem em torno da deformação média global (medida durante o experimento através de um strain gage), permitindo também uma escolha sobre o quão rigorosa a medição deve ser, escolhendo qual porcentagem das caixas deve cair dentro da margem. A fig. 5.8a apresenta um campo de deformação sintética com um fator de escala de 8, sobreposto por algumas caixas distribuídas aleatoriamente. A fig. 5.8b mostra os histogramas obtidos pegando 10.000 caixas distribuídas aleatoriamente de tamanhos 10, 191 e 350 pixels. [14]

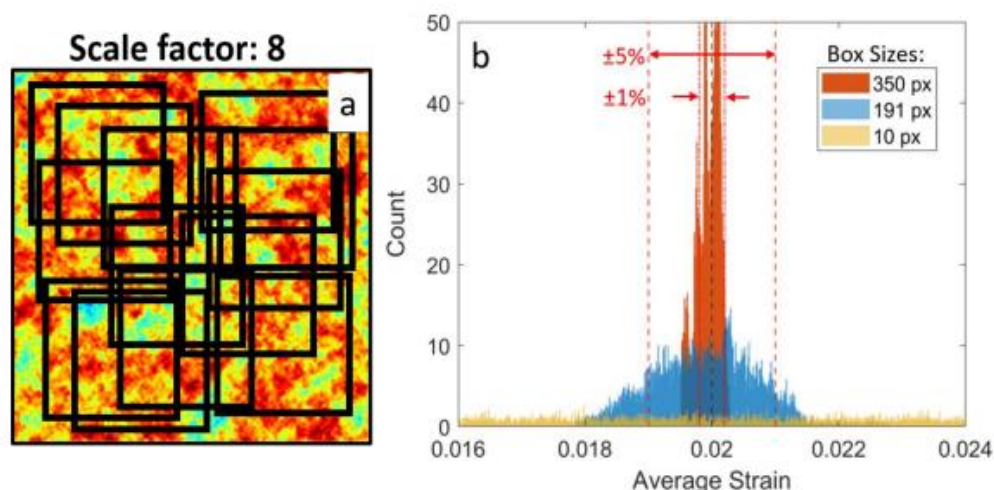


Fig. 5.8 a) Campo de deformação sintética com fator de escala 8 sobreposto por caixas distribuídas aleatoriamente; b) Histogramas de deformações médias para tamanhos de caixa de 10, 191 e 350 pixels. [14]¹

Afim de validar o método estereológico, deve-se mostrar que ele pode prever semelhantes tamanhos RVE, conforme os métodos existentes, bem como sua variação estatística. Para isso, foram plotados na fig. 5.9 os

¹ Obs: Uma observação interessante a ser feita nesta seção é que a resolução das imagens foi de $0,1\mu\text{m}/\text{pixel}$ ou $10\text{ pixels}/\mu\text{m}$.

resultados para ambos os métodos de crescimento da caixa centrada (aplicados a 10.000 campos de deformação sintéticos diferentes para cada fator de escala e utilizando uma margem de 5%) e do método estereológico (aplicado a um único campo de deformação sintético para cada fator de escala e utilizando uma margem de 5% e uma porcentagem de 80% das caixas dentro da margem).

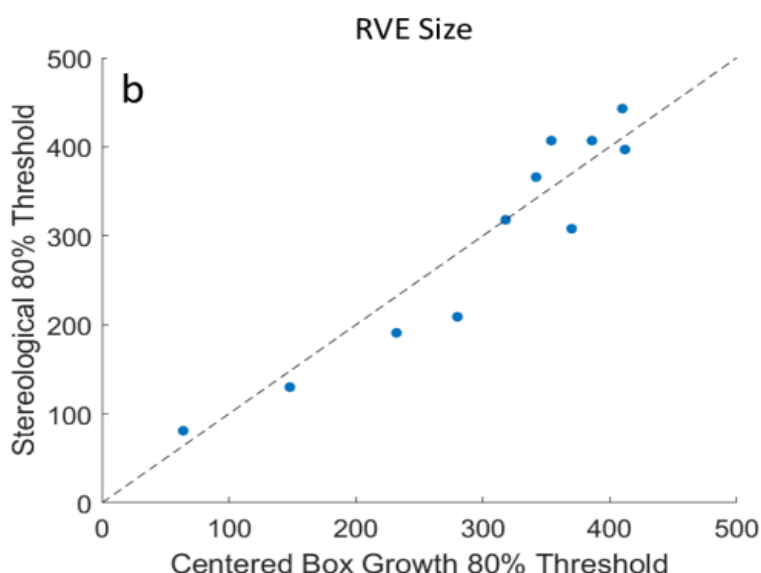


Fig. 5.9: Gráfico dos tamanhos RVE medidos pelo método estereológico em função do método de crescimento da caixa centrada. [14]

Analisando a fig. 5.9, é possível perceber que os pontos de dados mostram que o método estereológico produz resultados estatisticamente equivalentes ao método de crescimento da caixa centrada, exigindo muito menos dados para fazê-lo. Assim a principal vantagem do método estereológico é que, levando em consideração a variação estatística do tamanho RVE, o método é capaz de prever de forma consistente uma ampla gama de tamanhos de RVE a partir de um único campo de deformação. Produzindo resultados semelhantes ao método de crescimento da caixa centrada e contornando sua principal desvantagem, o método estereológico se torna o mais adequado para aplicação em uma ampla gama de deformação.

A etapa final na avaliação do método estereológico é aplicá-lo aos mesmos dados experimentais da fig. 5.1 a (amostra 1) onde o método de desvio padrão produzia resultados razoáveis, mas o método de crescimento da caixa centrada não, e aqueles da fig. 5.1b (amostra 2) onde o

oposto ocorreu. A fig. 5.10 mostra os histogramas obtidos para a amostra 1 (fig. 5.10 a) e amostra 2 (fig. 5.10b). As inserções apresentam os respectivos campos de deformação sobrepostos por uma caixa de tamanho igual ao RVE medido. [14]

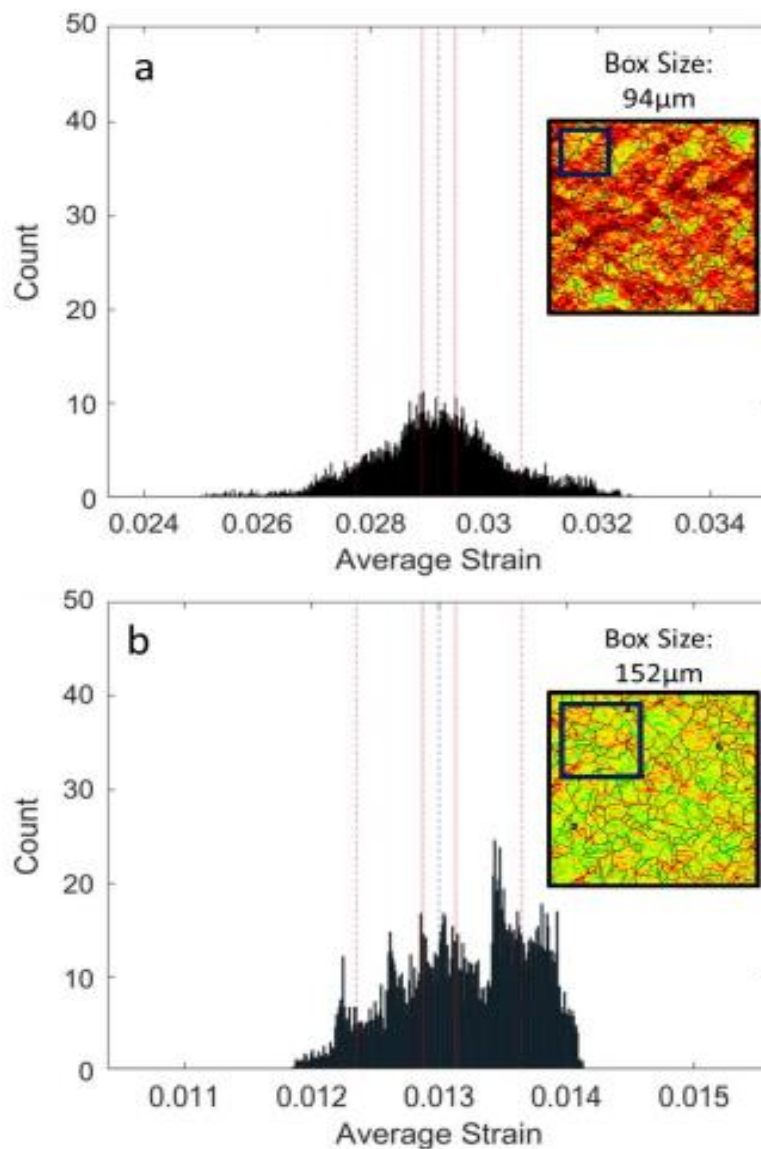


Fig. 5.10: Plotagem do método estereológico para a) amostra 1; e b) amostra 2; inserções mostram os respectivos campos de deformação sobrepostos por uma caixa de tamanho igual ao RVE medido. [14]

A tabela 5.3 apresenta os tamanhos de RVE resultantes obtidos para cada amostra dos três métodos experimentais discutidos. O método estereológico obteve sucesso em medir o tamanho RVE para ambas as amos-

tras, enquanto o método de desvio padrão falhou em produzir uma estimativa para a amostra 2 e o método de crescimento da caixa centrada resultou em uma previsão irreal para o resultado da amostra 1. Estes resultados mostram que o método estereológico é o mais flexível, capaz de ser ajustado para corresponder ao nível de rigidez desejado de medição, selecionando uma margem mais estreita para as deformações.

Amostra	Método do Desvio Padrão	Método de crescimento de caixa centrada (margem de $\pm 5\%$ da tensão média global)	Método Estereológico (Limiar de 80%, margem de $\pm 5\%$ da tensão média global)
Amostra 1	100 μm	10 μm	94 μm
Amostra 2	-----	140 μm	152 μm

Tabela 5.3: Tamanhos RVE medidos para duas amostras usando cada um dos três métodos discutidos. [14]

5.2. Consequências para modelos de fluência/fadiga

Como visto anteriormente nos capítulos 3 e 4, durante o carregamento de metais policristalinos, a deformação se acumula em locais específicos na microescala, produzindo campos de deformação altamente não homogêneos. Para levar em conta essas heterogeneidades nas análises do comportamento macroestrutural dos materiais, faz-se uso das técnicas de homogeneização, capazes de extrapolar a resposta macroscópica do material a partir da resposta microscópica. Conforme discutido na última seção, o conceito central de muitas dessas técnicas é o Elemento de Volume Representativo (RVE), que pode ser entendido como o menor volume de material que reproduz uma característica do mesmo.

Esta seção descreverá brevemente um estudo experimental sobre a influência dos parâmetros de carregamento, ou seja, temperatura e tempo sob carga máxima, nos tamanhos dos RVE obtidos a partir de medições de deformação em microescala e usando o método estereológico proposto na primeira seção deste capítulo. Vieira (2021) [14] testou 9 amostras diferentes sob três regimes: fluência elástica, fluência plástica e plasticidade. A fig. 5.11 mostra um gráfico de barras dos tamanhos RVE resultantes para todos os casos testados, colorido pelo tipo de deformação. [14]

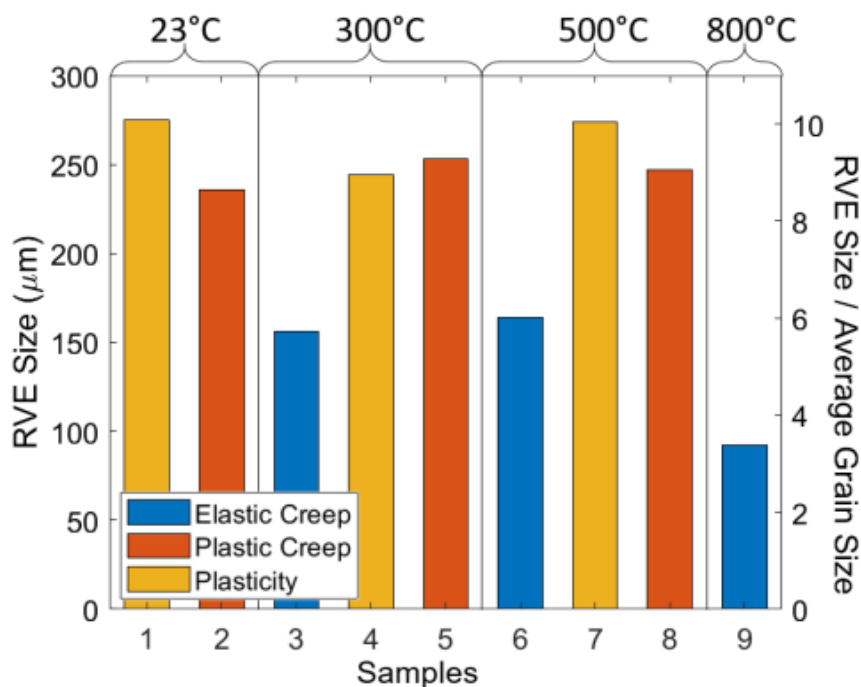


Fig. 5.11: Gráfico de barras dos tamanhos RVE resultantes para cada amostra, colorida por tipo de deformação: fluência elástica, fluência plástica e plasticidade. [14]

A partir da fig. 5.11, é possível inferir que os tamanhos do RVE obtidos para amostras submetidas à deformação por fluência elástica foram consideravelmente menores do que as obtidas por fluência plástica e plasticidade. Isso indica que os mecanismos de deformação microestrutural presentes na fluência elástica produziram campos de deformação mais uniformes quando comparados àqueles produzidos pelos mecanismos de deformação introduzidos pela presença de deformação plástica. A presença de deslizamento de contornos de grão mais predominante pode explicar essa diferença entre os mecanismos. Ainda, o fato de que os tamanhos RVE para plasticidade e fluência plástica serem muito semelhantes leva à conclusão de que a plasticidade domina o comportamento do material (pelo menos, sob essas condições de carregamento), introduzindo um nível mais alto de não homogeneidade. Por fim, a amostra 9, que está sob a maior temperatura, apresenta o menor tamanho RVE (menor grau de não homogeneidade), o que corrobora a teoria de que o mecanismo de deslizamento

de contornos de grãos pode ser responsável pela redução do tamanho do RVE.

Em geral, os resultados do estudo indicam que uma mudança nos parâmetros de carregamento resultaria em uma mudança nos mecanismos de deformação microestruturais, que por sua vez têm um efeito sobre a não homogeneidade do campo de deformação em microescala.

6 CONCLUSÃO

Como visto ao longo deste trabalho, nos materiais policristalinos as microestruturas locais não podem ser negligenciadas, uma vez que o comportamento no nível microscópico, na maioria das vezes, influencia e interfere diretamente com o que ocorre a nível macroscópico. Por isso, houve a necessidade de estudar as diferentes escalas significativas.

Para ambas as escalas, foram estudadas algumas técnicas de medição de deformação: o *strain gage*, que mede a deformação macroestrutural e o DIC, que consegue medir a deformação em ambas as escalas. Além disso, foi feita uma relação entre essas escalas de comprimento, com a inclusão do conceito do RVE, usado nas técnicas de homogeneização das deformações, responsável por conectar resultados microestruturais, experimentais e numéricos, à resposta na macroescala.

Por fim, foram estudados alguns métodos para medição experimental do tamanho do RVE (Elemento de Volume Representativo), um elemento com tamanho suficiente para reproduzir o valor médio de alguma propriedade do material, para diferentes materiais e propriedades.

Os resultados mostraram que as deformações microestruturais são muito heterogêneas, ou seja, não possuem as mesmas propriedades em toda a sua extensão. E por isso, faz-se necessário conhecer profundamente as microestruturas locais e suas relações com a macroestrutura. Além disso, foi comprovado também que as deformações macroestruturais refletem a média das deformações microestruturais.

O estudo realizado neste Trabalho de Conclusão de Curso (TCC) mostra a importância de se conhecer as propriedades microestruturais do material e sua relação com a macroestrutura.

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

A realização desse trabalho ocorreu no período durante a pandemia. Desse modo, houve limitações no que concerne à realização dos experimentos em laboratório, e, portanto, foi amplamente baseado no estudo realizado por Vieira (2021) [14].

No entanto, mesmo com essas limitações, ainda foi possível realizar uma revisão bibliográfica bastante aprofundada no tema deste trabalho, sendo que foi realizada uma atualização bibliográfica como contribuição para o trabalho de Vieira (2021). Com relação a esses aprofundamentos, aprendi a importância das técnicas de medição de deformação na escala microestrutural dos materiais policristalinos. Na escala microestrutural, esses materiais não podem ser considerados homogêneos e por isso, faz-se necessário estudar as técnicas de medição de deformação microestrutural, tais como o DIC de alta resolução e o EBSD, uma técnica complementar de obtenção de grãos, que possibilitaram realizar as medições dos experimentos deste TCC na escala microestrutural. Além disso, aprendi a relacionar as deformações na escala microestrutural à sua resposta na escala macroestrutural através da determinação do tamanho do RVE, um elemento pequeno o suficiente que apresente as propriedades macroestruturais do material.

Embora tenha, em grande parte, baseado meu TCC na tese do professor Vieira (2021) [14], consegui ainda realizar minhas próprias revisões bibliográficas para comparar as duas amostras do aço 709 da tese de Vieira (2021) [14] com o alumínio e o titânio em relação às suas curvas de tensão x deformação. Comparando essas curvas, conclui que o titânio possui a maior tensão máxima enquanto o aço 709 à temperatura de 650 °C possui a menor tensão máxima. Isso porque quanto maior a temperatura, menor a tensão máxima necessária para chegar à fratura do material. Logo, após essas comparações, cheguei à conclusão de que o efeito da temperatura nos materiais policristalinos não pode ser negligenciado, uma vez que ele pode impactar significativamente as propriedades mecânicas do material. Além disso, ampliei a análise bibliográfica em busca de novos resultados a respeito da determinação do tamanho do RVE. Mostrei, por exemplo, vários

tamanhos do RVE para diferentes materiais, o que foi apresentado na tabela 5.1.

Uma oportunidade de trabalho futuro ou até mesmo de mestrado para minha continuidade nesses estudos e tema, seria aplicar a mesma técnica utilizada neste TCC do método estereológico para medir tamanhos RVE em diferentes materiais, com diferentes estruturas cristalinas. Essa aplicação poderia esclarecer as relações entre as características do material em microescala e o grau de não homogeneidade do campo de deformações para diferentes materiais e, até mesmo, materiais não cristalinos. Isso pode servir como um ponto de partida para um estudo abrangente que busca correlacionar os mecanismos de deformação e o grau de não homogeneidade, o que pode ser útil para validar modelos baseados nesses mecanismos de deformação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Sutton, M.A., Wolters, W.J., Peters, W.H., Ranson, W.F., e McNeill, S.R. **Determination of displacements using an improved digital correlation method**, 1983. Butterworth & Co (Publishers) Ltd.
- [2] Guilherme, J. **Extensometria (Strain Gauge) – O que é? Quando utilizar?** 2016. Disponível em: [Extensometria \(Strain Gauge\) – O que é? Quando utilizar? - Ensus](#). Acesso em: 19 jul. 2021.
- [3] Ferreira, A. **Princípios básicos da extensometria – Parte 1**, 2021. Disponível em: [Princípios básicos da extensometria - Parte 1 - KOT ENGENHARIA](#). Acesso em: 19 jul. 2021.
- [4] Ravindran, S., Koohbor, B., e Kidane, A. **Experimental Characterization of meso-scale deformation mechanisms and the RVE size in plastically deformed carbon steel**. Strain, An International Journal for Experimental Mechanics, 2016. Disponível em: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1111/str.12217>. Acesso em: 24 mai. 2021.
- [5] Vieira, R.B., Sehitoglu, H., e Lambros, J. **Representative Volume Elements for Plasticity and Creep Measured from High-Resolution Microscale Strain Fields**, 2021. Elsevier: Acta Materialia.
- [6] Carroll, J., Abuzaid, W., Lambros, J. e Sehitoglu, H. **An experimental methodology to relate local strain to microstructural texture**. Review of Scientific Instruments, 2010. Disponível em: <https://doi.org/10.1063/1.3474902>. Acesso em: 18 mai. 2021.
- [7] Mirmohammad, H., Gunn, T. & Kingstedt, O.T. **In-Situ Full-Field Strain Measurement at the Sub-grain Scale Using the Scanning Electron Microscope Grid Method**. *Exp Tech* **45**, 109–117 (2021). Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s40799-020-00402-8>. Acesso em: 18 mai. 2021.
- [8] Freire, José L.F., Benjamin, Adilson C., Vieira, Ronaldo D., Diniz, e Jorge L.C. **Strain Analysis of Pipeline Test Specimens Containing Longitudinal and Circumferential Corrosion Defects**, 2011. Applied Mechanics and Materials. 2011 Trans Tech Publications Ltd, Switzerland.
- [9] Freire, J.L.F., Perrut, V.A., Braga, A.M.B., Vieira, R.D., Ribeiro, A.S., e Rosas, M.A.P. **Use of FBG Strain Gages on a Pipeline Specimen Repaired With a CFRE Composite**, 2012. Experimental Techniques: Society for Experimental Mechanics.
- [10] Taojie Zhou, Jie Zhou, Yuzhou Cui, Xiu Liu, Jiagen Li, Kebo He, Xuan Fang, e Zhaoyu Zhang, **"Microscale local strain gauges based on visible micro-disk lasers embedded in a flexible substrate,"** Opt. Express **26**, 16797-16804 (2018). Disponível em: <https://www.osapublishing.org/oe/full-text.cfm?uri=oe-26-13-16797&id=390658>. Acesso em: 18 mai. 2021.

- [11] Picoy, Yuliana Solanch Mayorca. **CORRELAÇÃO DIGITAL DE IMAGENS PARA MEDIÇÕES DE DESLOCAMENTOS EM VIGAS EM BALANÇO**, 2016. Universidade Federal de Lavras. Disponível em: [DISSER-TAÇÃO Correlação digital de imagens para medições de deslocamentos em vigas em balanço.pdf \(ufla.br\)](https://repositorio.ufla.br/handle/123456789/12345). Acesso em: 09 ago. 2021.
- [12] Projeto de Sistemas Mecânicos ENG1720 PUC-Rio, DEM. Aula 2 – Carregamentos e Tensões Acesso em: 25 ago. 2021.
- [13] Moreira, P. G. M. O. **Desenvolvimento de Algoritmo de Correlação Digital de Imagem para Avaliação de Grandes Deformações**, 2015. Dissertação do MIEM. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica. Disponível em: [35649.pdf \(up.pt\)](https://repositorio.up.pt/handle/10216/10216). Acesso em: 27 ago. 2021.
- [14] Vieira, R. B. **STRAIN INHOMOGENEITIES DURING PLASTICITY AND CREEP OF METALS: REPRESENTATIVE VOLUME ELEMENTS AND MICROSCALE STRAIN PREDICTIONS**, 2021. DISSERTATION. University of Illinois Urbana-Champaign. Acesso em: 13 out. 2021.
- [15] SGS. **TESTES TRIAXIAIS E UNIAXIAIS**. Disponível em: <https://www.sgs-group.com.br/pt-br/mining/metallurgy-and-process-design/unit-operations-and-metallurgical-services/comminution-and-beneficiation/triaxial-and-uniaxial-tests>. Acesso em: 14 out. 2021.
- [16] VAS. **Máquina hidráulica universal servo controlada de 600 KN**. Disponível em: <http://vastecnologia.com.br/maquina-servo-controlada-hidraulica-universal-h003n/>. Acesso em: 14 out. 2021.
- [17] TORK. **Ensaio de Tração**. Controle Tecnológico de Materiais Ltda. Disponível em: <https://laboratorios-tork.com.br/servicos/testes-em-materiais/ensaio-de-tracao/>. Acesso em: 15 out. 2021.
- [18] Azevedo W. **Ensaio de Fluência**, 2020. Disponível em: <https://precisao-eng.com/ensaio-de-fluencia/>. Acesso em: 14 out. 2021.
- [19] Souza, J. **Gráfico Tensão x Deformação Liga de Alumínio**. Disponível em: https://www.researchgate.net/figure/Figura-4-Grafico-Tensao-x-Deformacao-Liga-de-Aluminio-Lab-CIMOL-5-Discussao-dos_fig4_274735809. Acesso em: 16 out. 2021.
- [20] Castelan, G. **Estampagem incremental do titânio comercialmente puro para aplicação em implante craniano**, 2010. Tese de doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/28829/000768711.pdf?sequence=1>. Acesso em: 16 out. 2021.

[21] Difração de retroespalhamento de elétrons. Disponível em: https://stringfixer.com/pt/Electron_backscatter_diffraction. Acesso em: 26 out. 2021.

[22] Morales, L. F. G. Hinrichs, R. Fernandes, L. A. D. A. **A Técnica de Difração de Elétrons Retro-Espelhados (EBSD) em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e sua Aplicação no Estudo de Rochas Deformadas**, 2007. Programa de Pós-Graduação em Geociências. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Acesso em 26 out. 2021.

[23] Gonçalves, M. C. **Técnica avançada permite análise profunda de cristais**, 2010. USP. Disponível em: <http://www.usp.br/aun/antigo/exibir.php?id=3717>. Acesso em: 26 out. 2021.