

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

CRESCIMENTO DE TRINCAS EM LIGAS DE MEMÓRIA DE FORMA
SOB VIDA EM FADIGA

GUILHERME MAIA RIBEIRO SILVA

SÃO CARLOS -SP

2023

GUILHERME MAIA RIBEIRO SILVA

**CRESCIMENTO DE TRINCAS EM LIGAS DE MEMÓRIA DE FORMA SOB VIDA
EM FADIGA**

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, como requisito para obtenção do título de bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Eric Marchezini Mazzer

São Carlos-SP

2023



ATA DE DEFESA DE TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO (TCC)

NOME: Guilherme Maia Ribeiro Silva

RA: 557633

TÍTULO: Crescimento de trincas em ligas de memória de forma sob vida em fadiga

ORIENTADOR(A): Prof. Dr. Eric Marchezini Mazzer

CO-ORIENTADOR(A):

DATA/HORÁRIO: 25/08/2023, 14h

BANCA – NOTAS:

	Monografia	Defesa
Prof. Dr. Eric Marchezini Mazzer	6,5	7,0
Dr. Renato Belli Strozi	6.5	7.0
Média	6,5	7,0

BANCA – ASSINATURAS:

Prof. Dr. Eric Marchezini Mazzer

Dr. Renato Belli Strozi

Aos meus pais, meus irmãos, meus amigos e meus professores.

AGRADECIMENTOS

À minha mãe Vera Lucia Ribeiro e ao meu pai Antonio da Silva por todo apoio e confiança que depositaram em mim, nunca duvidando da minha capacidade, e por sempre se esforçarem para abrir portas de oportunidades na minha vida.

Aos meus irmãos, Gustavo Maia e Cíntia Maia, que sempre estiveram ao meu lado me motivando e me ajudando durante todos os momentos.

Ao Professor Eric Mazzer por todo o suporte e orientação deste trabalho.

Aos meus amigos de São Carlos que trilharam ao meu lado esse longo percurso e fizeram parte de toda minha trajetória, em especial ao Álvaro, Leonardo, Heitor e Gabriel.

À República Chico Lopes e a todos os seus moradores que fizeram da minha vida em São Carlos uma experiência maravilhosa.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Geometria da trinca e perfil de tensões ao longo do eixo transversal. Fonte CALLISTER 2013.....	4
Figura 2 - 3 modos de carregamentos em tração, modos I, II, III (da esquerda para direita). Fonte: ROESLER, 2007.....	4
Figura 3 - Gráfico da taxa de crescimento de trinca em função da o fator de intensificação de tensão. Fonte: Rösler, 2007	7
Figura 4 - Gráfico de taxa de crescimento de trinca em função do fator de intensificação de tensão para diferentes tipos de materiais. Fonte: Roesler, 2007.....	9
Figura 5 - Gráfico da transformação da austenita-martensita em função da temperatura. Fonte: adaptado de NEMAT-NASSER e GUO, 2006	15
Figura 6 - Sequência termomecânica que descreve o efeito memória de forma. Fonte DA SILVA, 2018	16
Figura 7 - Evolução microestrutural da martensita em função da deformação pseudoplástica. Fonte: AQUINO, 2011	17
Figura 8 - Obtenção da martensita maclada. Fonte: DA SILVA, 2018.....	17
Figura 9 - Curva descritiva para o efeito pseudoelástico. Fonte: DA SILVA 2018	18
Figura 10 - Ilustração esquemática do dispositivo de teste da mola. Fonte: EGGELER et al, 2004.	19
Figura 11 - Posições X_a e X_m em função do número de ciclos. Fonte: EGGELER et al, 2004.	20
Figura 12 - Resultados de DIC para ensaios de fadiga em tensões máximas e mínimas com diferentes orientações cristalográficas. (WU et al, 2015)	21
Figura 13 - (a) tamanho de trinca em função do número de ciclos e (b) taxa de crescimento da trinca em função do fator de intensificação de tensão para direção de laminação (RD), 45° e direção transversal (TD).....	22
Figura 14 - A energia acústica acumulada em relação ao número de ciclos para três diferentes amostras de NiTi com diferentes tamanhos de grão nos testes de fadiga a 450 MPa de tensão.Fonte: YIN, 2016	23
Figura 15 - Respostas típicas de tensão-deformação durante os testes de falha por fadiga controlada por tensão de três amostras com diferentes tamanhos de grão, sob $r_{max} = 300$ MPa e $r_{max} = 450$ MPa. Fonte: (YIN et al, 2016)	24
Figura 16 - Taxa de crescimento de trinca em função do fator de intensificação de tensão para diferentes tamanhos de grãos. Fonte: (CHEN et. al, 2020)	25
Figura 17 - Diagrama esquemático da amostra e preparação dos corpos de prova. Fonte: (CHEN et. al, 2020).....	26

Figura 18 - Diagrama esquemático da relação do tamanho de grão e zonas de blindagem e plástica. Fonte: (CHEN et. al, 2020)	27
Figura 19 - Resultados de contorno de deformação obtidos por DIC. Imagem A temperatura de 298K. Imagem B temperatura de 338K. Fonte: (SGAMBITTERRA et al, 2015).....	28
Figura 20 - Resultados de contorno de deformação obtidos por nanoindentação. Imagem A temperatura de 298K. Imagem B temperatura de 338K. Fonte: (SGAMBITTERRA et al, 2015)	28
Figura 21 - Gráfico do crescimento de trinca em função do número de ciclos para as 3 diferentes temperaturas. Fonte: (SGAMBITTERRA et al, 2019).....	29
Figura 22 - Mapa de deformação de von Mises em função do tamanho de trinca normalizada e da temperatura. Fonte: (SGAMBITTERRA et al, 2019).....	30
Figura 23 - Evolução da temperatura em função do número de ciclos para frequência de carregamento de 5 Hz. Fonte YOU et al 2017	31
Figura 24 - Evolução da temperatura em função do número de ciclos para diferentes frequências de carregamento. Fonte YOU et al 2017.....	31

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	3
2.1	MECÂNICA DA FRATURA.....	3
2.2	Tenacidade à fratura.....	5
2.3	Fadiga em metais convencionais	5
2.3.1	Formação da trinca:.....	6
2.3.2	Propagação da trinca	6
2.3.3	Fratura catastrófica.....	10
3	METODOLOGIA	11
4	RESULTADOS	13
4.1	Ligas de memória de forma.....	13
4.2	Contexto histórico	13
4.3	Transformação Martensítica Reversível	14
4.3.1	Efeito memória de forma	15
4.3.2	Pseudoelasticidade	18
4.4	Fadiga em ligas de memória de forma.....	18
4.4.1	Fadiga funcional	19
4.4.2	Fadiga mecânica/estrutural	20
4.5	Crescimento de trinca em ligas de memória de forma	20
4.5.1	O efeito da anisotropia	21
4.5.2	O efeito da textura	22
4.5.3	O efeito do tamanho de grão	23
4.5.4	O efeito da temperatura	27
4.5.5	Efeito da frequência do carregamento.....	30
5	CONCLUSÃO	32
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	33

RESUMO

As ligas de memória de forma são uma classe de ligas metálicas que despertam o interesse tanto no âmbito acadêmico quanto no âmbito industrial devido às suas propriedades de efeito de memória de forma e superelasticidade que decorrem da transformação reversível da martensita.

Este tipo de liga foi descoberto no início dos anos 30 quando foi observado pela primeira vez as transformações martensíticas reversíveis e o comportamento pseudoelástico. À medida que os estudos em LMF avançaram e mais aplicações práticas foram desenvolvidas criou-se uma oportunidade comercial para esta classe de ligas metálicas e em 1960, num laboratório nos Estados Unidos foi desenvolvido uma liga de NiTi sob o nome comercial de NiTiNOL, em referência ao laboratório onde foi desenvolvida, Naval Ordnance Laboratory.

Com o passar do tempo, as LMF ganharam espaço em diferentes aplicações comerciais nas indústrias automobilística, aeroespacial e robótica. Também foram introduzidas na área da medicina e odontologia por apresentarem boas propriedades de biocompatibilidade e biofuncionalidade.

Assim como componentes de ligas metálicas convencionais, as LMF também estão sujeitas a fraturas por fadiga. Este trabalho tem como objetivo relacionar alguns conceitos da mecânica da fratura com o estudo de como a taxa de propagação de trinca é afetada por alguns fatores como por exemplo a temperatura em que a liga está submetida bem como suas temperaturas características para transição de fase, tamanho de grão, anisotropia e textura.

O entendimento de como a taxa de propagação é influenciada por estes fatores é de suma importância para que seja possível o aprimoramento de projetos e componentes aumentando a vida em fadiga, eficiência e possibilidade de design de novas aplicações.

Palavras-chave: Ligas de memória de forma. Crescimento de trinca em fadiga. Taxa de propagação de trinca. Efeito memória de forma. Superelasticidade.

ABSTRACT

Shape memory alloys are a class of metallic alloys that arouse interest in both the academic and industrial spheres due to their properties of shape memory effect and superelasticity that arise from the reversible transformation of martensite.

This type of alloy was discovered in the early 1930s when reversible martensitic transformations and pseudoelastic behavior were first observed. As studies in LMF advanced and more practical applications were developed a commercial opportunity was created for this class of metal alloys and in 1960, in a laboratory in the United States a NiTi alloy was developed under the trade name NiTiNOL, in reference to the laboratory where it was developed, Naval Ordnance Laboratory.

Over time, LMFs have gained ground in different commercial applications in the automotive, aerospace and robotics industries. They have also been introduced in the field of medicine and dentistry for their good biocompatibility and biofunctional properties.

Like conventional metal alloy components, LMFs are also subject to fatigue fractures. This work aims to relate some concepts of fracture mechanics with the study of how the crack propagation rate is affected by some factors such as the temperature at which the alloy is subjected as well as its characteristic temperatures for phase transition, grain size, anisotropy and texture.

The understanding of how the propagation rate is influenced by these factors is of paramount importance so that it is possible to improve designs and components by increasing fatigue life, efficiency and the possibility of designing new applications.

Keywords: *Shape memory alloys. Fatigue crack growth. Crack propagation rate. Shape memory effect. Superelasticity.*

1 INTRODUÇÃO

As ligas de memória de forma, LMF, uma classe de materiais que têm ganhado destaque devido às suas capacidades de suportar deformações elásticas consideráveis, maiores que as deformações de ligas metálicas convencionais e recuperação integral ao se retirar o carregamento mecânico ou por meio de aquecimento. Ao se recuperar a geometria inicial por meio da remoção de carga tem-se o efeito de superelasticidade, SE. No caso de recuperação via aquecimento do material ocorre o efeito de memória de forma, EMF, predomina neste processo de retomada da configuração inicial. Ambos os processos estão intimamente ligados com uma transformação reversível entre as fases martensita e austenita, seja por aplicação de sollicitação mecânica ou por resfriamento abaixo de uma temperatura característica da liga (DIAS, 2005).

Por conta das propriedades de superelasticidade e efeito de memória de forma, as ligas de memória de forma apresentam aplicações em diversas áreas como odontologia, medicina, engenharia, dentre outras, uma vez que também apresentam elevada resistência à corrosão, biocompatibilidade, considerável ductilidade (DIAS, 2005).

Assim como grande parte dos materiais, as LMF de forma também estão sujeitas a carregamentos cíclicos e a compreensão da sua vida em fadiga se torna essencial para elaboração de projetos capazes de atender as necessidades de suas aplicações (WU, 2015).

Entretanto, devido às suas propriedades de SE e EMF, citadas acima, como consequência da capacidade transformação de fase reversível, os mecanismos que levam à fratura de ligas metálicas convencionais quando sujeitas a sollicitações cíclicas não se aplicam de maneira satisfatória em LMF (WU, 2015).

Sendo assim, a compreensão dos aspectos que regem a vida em fadiga deste tipo de liga tem se tornado uma preocupação cada vez maior para elaboração de projetos mais eficientes e capazes de ter a performance esperada nas mais diversas aplicações (SGAMBITERRA, 2015). Dentre os aspectos que controlam a vida sob sollicitações cíclicas, pode-se destacar o crescimento de trincas em LMF tanto nos regimes pseudoelástico quanto no pseudoplástico. A presença da transformação de fase reversível entre austenita e martensita alteram alguns parâmetros críticos, como K_{ic}, que tem extrema importância no entendimento da mecânica da fratura das ligas estudadas neste trabalho (YOUNG, 2008).

Desta forma, este trabalho tem como objetivo proporcionar um entendimento de como trincas evoluem em LMF analisando e relacionando com alguns aspectos como temperatura, tamanho de grão, anisotropia, frequência de carregamento e textura.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 MECÂNICA DA FRATURA

A falha por fratura em materiais metálicos em sua grande maioria é um evento indesejável pois coloca vidas em risco, prejuízos econômicos e interferência na disponibilidade de serviços e produtos. As falhas em materiais podem ocorrer devido a diversos fatores como má seleção e processamento além de aplicação de um projeto mal dimensionado (CALLISTER, 2013).

As fraturas em componentes metálicos apresentam a classificação entre fratura frágil e fratura dúctil em função da presença ou não de deformação plástica durante a solicitação no material. Os materiais metálicos dúcteis são aqueles que exibem, normalmente, alongamento considerável com absorção de energia. Já a fratura frágil apresenta característica de baixa ou nenhuma deformação plástica e pouca absorção de energia (CALLISTER, 2013).

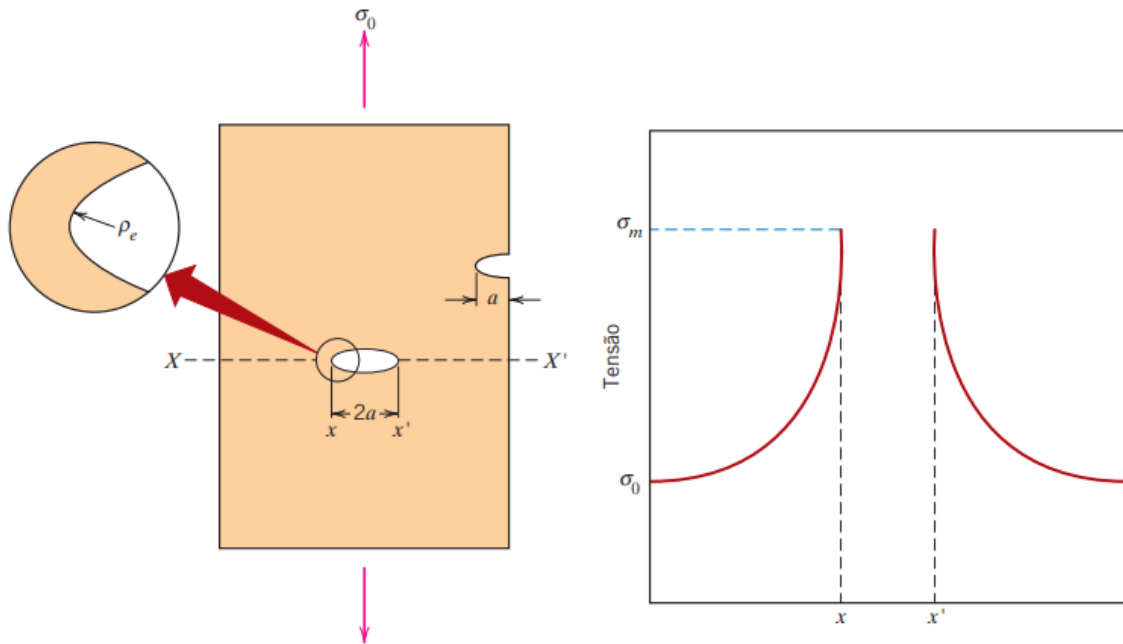
Notou-se que alguns materiais falham em níveis de tensão abaixo do limite de escoamento, devido a presença de defeitos inerentes à rota de processamento ou então formados durante sua vida útil. A presença de precipitados e geometria do componente também tem influência no processo de falha. Sendo assim, o projeto de componentes metálicos não pode se limitar apenas ao limite de escoamento para garantir eficiência e segurança no emprego da peça (ROESLER, 2007).

Engenheiros e cientistas de materiais passaram então a desenvolver este campo do conhecimento chamado mecânica da fratura, o qual tem como objetivo a previsão de suporte de cargas na presença de defeitos para garantir segurança nos projetos (ROESLER, 2007). A mecânica da fratura estuda a relação entre as propriedades dos materiais, nível de tensão, presença de defeitos capazes de gerar trincas e os mecanismos de propagação da trinca (CALLISTER, 2013).

Como dito anteriormente, a resistência à fratura dos materiais, isto é, a tensão sob a qual ocorre a fratura, é consideravelmente menor do que a previsão com base nas energias de ligação entre os átomos. Isso é explicado pelo fato que a presença de trincas no material tem a capacidade de intensificar a tensão nominal aplicada na extremidade do defeito (CALLISTER, 2013).

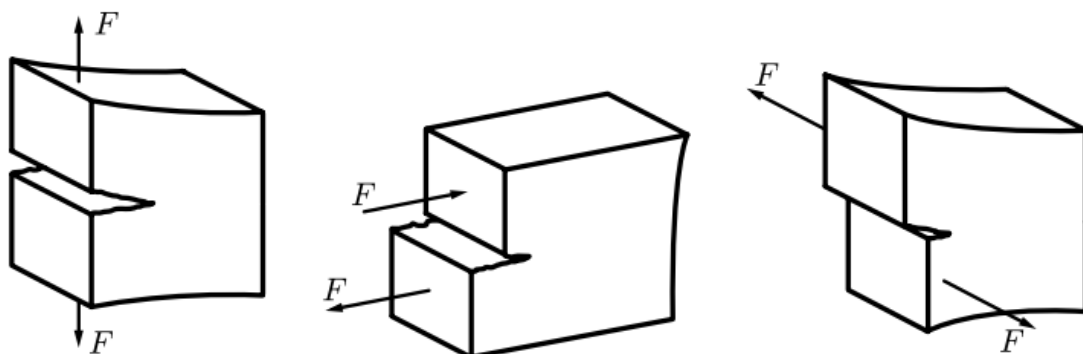
Ao se analisar a Figura 1, nota-se o aumento da tensão nas regiões próximas à trinca ao longo de um eixo transversal no material. σ_0 é definido como a tensão nominal aplicada no material enquanto σ_m é a tensão máxima (CALLISTER, 2013).

Figura 1 - Geometria da trinca e perfil de tensões ao longo do eixo transversal. Fonte CALLISTER 2013



A relação entre σ_m / σ_0 é denominada fator de intensificação de tensão K . Sendo assim, o fator K pode ser entendido como uma medida de quão severa é o aumento do valor de tensão em função de uma trinca ou defeito assumindo que o material se comporta de maneira linear-elástica seguindo a lei de Hooke (DOWLING, 1999). Existem 3 casos específicos dentro da mecânica da fratura, modos I, II e III. Estes modos de aplicação de tensão estão ilustrados na figura 2. As tensões de tração são responsáveis por abrir a trinca e tensões de compressão a fecham. Nos modos II e III as trincas são submetidas a solicitações de cisalhamento e parte do trabalho aplicado no material é convertido em atrito. Sendo assim, o modo I apresenta crescimento de trinca a níveis de tensões mais baixos (ROESLER, 2007).

Figura 2 - 3 modos de carregamentos em tração, modos I, II, III (da esquerda para direita). Fonte: ROESLER, 2007



Levando-se em consideração algumas propriedades intrínsecas do material como módulo de elasticidade E , γ_s energia de superfície específica juntamente com metade do tamanho da trinca, a , é possível calcular a tensão crítica para propagação da trinca num material frágil que é dada pela Equação 1 (CALLISTER, 2013).

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

2.2 Tenacidade à fratura

É uma propriedade do material que relaciona a resistência à fratura na presença de uma trinca. É descrita pela Equação 2 onde Y é um parâmetro adimensional geométrico, a se refere ao comprimento da trinca e σ_c é a tensão crítica para propagação de trinca:

$$K_{Ic} = Y\sigma_c\sqrt{\pi a} \quad (2)$$

No caso de carregamentos do modo I, a equação passa a ser descrita como:

$$K_{Ic} = Y\sigma_c\sqrt{\pi a}$$

Vale ressaltar também que esta propriedade do material é dependente da espessura da amostra. Até que seja atingida uma espessura na qual o tamanho de trinca ainda é comparável com a espessura da amostra o valor de K_{Ic} ainda é variável. Quando a espessura da amostra é muito superior em relação ao tamanho de trinca, é configurado uma condição de deformação plana e com isso o valor de K_{Ic} se torna constante (CALLISTER, 2013).

2.3 Fadiga em metais convencionais

Uma parcela considerável das fraturas em materiais metálicos tem sua origem em falhas por fadiga, isto é, falhas que ocorrem devido a solicitações cíclicas a níveis de tensões abaixo da resistência ao escoamento. Portanto o estudo deste fenômeno é de extrema importância para projetos de materiais das mais variadas aplicações uma vez que solicitações cíclicas estão presentes em boa parte da vida útil de materiais (RAMOS, 2018).

Por volta de 1800 observou-se pela primeira vez fraturas tipicamente frágeis em eixos de vagões ferroviários cuja composição era feita de aço dúctil (RAMOS, 2018).

Essas solicitações cíclicas podem se apresentar de diversas formas, em função do tipo de carga e sua amplitude, tração ou compressão, frequência ou período dos ciclos de solicitação, que podem apresentar certa complexidade em função do tempo (RAMOS, 2018).

Para uma melhor caracterização destes tipos de solicitações nos materiais que estão sob vida em fadiga definiu-se algumas relações algébricas em função da tensão máxima, σ_{\max} , e tensão mínima, σ_{\min} (RAMOS, 2018).

Intervalo de tensões: $\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$

Amplitude de tensões: $\sigma_a = \sigma_r/2$

Razão de tensão: $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$

Caso o número de ciclos seja entre 10^3 e 10^5 temos a classificação do comportamento de fadiga de baixo ciclo e para um número de ciclos superior a 10^5 temos o comportamento de fadiga de alto ciclo (RAMOS, 2018).

A falha por fadiga pode ser caracterizada com base em 3 estágios: formação/nucleação da trinca, propagação da trinca e fratura catastrófica.

2.3.1 Formação da trinca:

A formação da trinca pode ocorrer pela presença de imperfeições, como poros ou inclusões, no material inerentes ao seu processo de fabricação ou ocorre a nucleação. Normalmente, a formação da trinca ocorre na superfície da peça preferencialmente em um ponto que apresenta concentração de tensão. Porém, mesmo em material com excelente acabamento superficial, as trincas podem ter origem por meio das bandas de deslizamento persistentes. De maneira resumida, as bandas de deslizamento persistentes são formadas pelo posicionamento de discordância que são formadas durante as solicitações cíclicas que o material sofre em sua vida em fadiga. Conforme os ciclos continuam temos a formação de intrusões e extrusões, que são pontos de concentração de tensão, na superfície do material que por sua vez dão origem a trincas (ROESLER, 2007).

2.3.2 Propagação da trinca

Com a trinca formada e aplicação sucessiva de cargas, temos o crescimento da trinca num ângulo de aproximadamente 45° com a tensão nominal nos planos de mais alta tensão cisalhante (ROESLER, 2007).

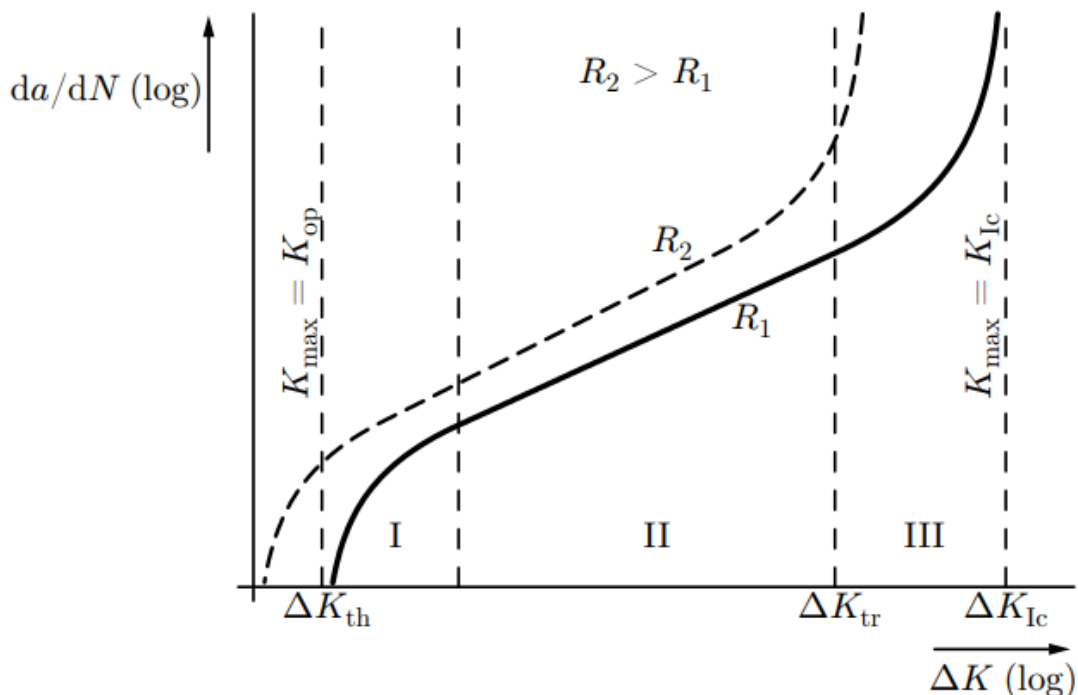
À medida que a trinca adentra o material ocorre a alteração do estado de tensão, saindo de um estado de tensão plano, mais próxima à superfície, para um estado de deformação plana. Com isso, a trinca passa por uma alteração em sua orientação com a tensão nominal, passando agora para aproximadamente 90° em relação à tensão nominal (ROESLER, 2007).

O crescimento da trinca continua até que seja atingido um tamanho crítico que leva à fratura catastrófica do material. Este crescimento da trinca geralmente é de forma transgranular e ocasiona a formação de estrias e/ou marcas de praia no material que podem ser observados na superfície de fratura (ROESLER, 2007).

Um ponto importante para entendimento da vida em fadiga dos materiais reside na compreensão da taxa de propagação da trinca, ou seja, depois que ela é formada no material com qual velocidade ela cresce no interior até o atinja um valor crítico que resulta na fratura catastrófica (ROESLER, 2007).

Plotando-se um gráfico di-log da taxa de crescimento da da/dN em função do fator de intensificação de tensão, ΔK , nota-se 3 regiões distintas, regiões I, II, III, (Figura 3) (ROESLER, 2007).

Figura 3 - Gráfico da taxa de crescimento de trinca em função da o fator de intensificação de tensão.
Fonte: Rösler, 2007



Na região I não ocorre o crescimento da trinca até que ΔK atinja um valor suficiente para iniciar a abertura da trinca. Essa região é

caracterizada pela presença de trincas pequenas ou baixos níveis de tensão (ROESLER, 2007).

Uma vez iniciado o crescimento da trinca, ela se propaga dentro do material até que chegar na região II do gráfico, onde a dependência do $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$ é linear e seu crescimento é estável. Essa região é descrita pela Lei de Paris (: Equação 3)

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^n \quad (3)$$

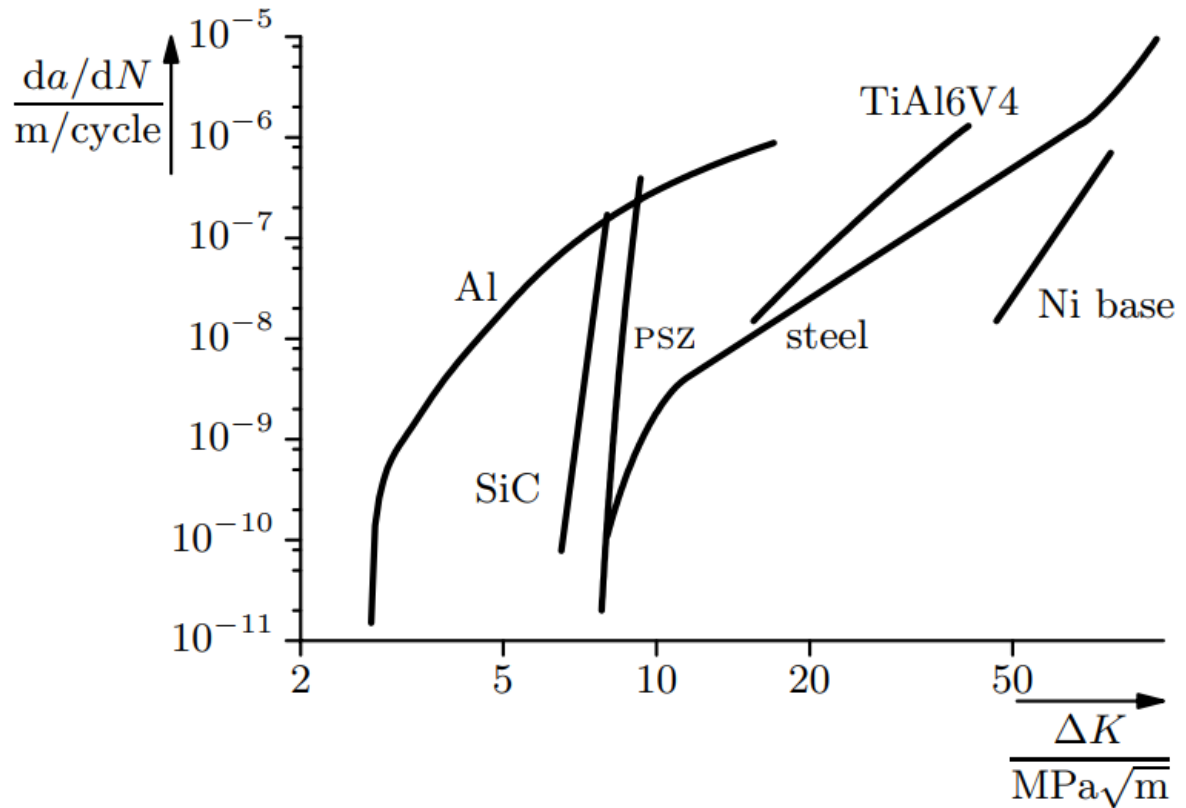
O valor da constante C depende do material e da configuração dos ciclos de tensão de tração e/ou compressão que o material está submetido. O expoente n varia entre 2 e 7 para materiais metálicos (ROESLER, 2007).

A região III do gráfico é caracterizada pelo crescimento instável da trinca que precede a fratura do material (ROESLER, 2007).

Ao analisar o gráfico, nota-se algumas informações importantes. A primeira linha tracejada vertical denota o valor de ΔK para o qual tem-se o crescimento da trinca. A segunda linha tracejada indica o início do regime da Lei de Paris evidenciando a dependência linear entre os logaritmos da taxa de propagação e fator de intensificação de tensão. A terceira linha tracejada é marcada pelo valor de transição entre as regiões II e III, onde inicia-se o crescimento instável da trinca e por fim tem-se a quarta linha que indica o valor de crítico de intensificação de tensão para o qual ocorre a fratura. (ROESLER, 2007)

O gráfico da figura 4 a seguir traz curvas de taxa de propagação de trinca para alguns diferentes tipos de materiais. Nele é possível notar que o aço tem um comportamento mais semelhante com a curva descrita na figura anterior.

Figura 4 - Gráfico de taxa de crescimento de trinca em função do fator de intensificação de tensão para diferentes tipos de materiais. Fonte: Roesler, 2007



Uma consequência da Lei de Paris é a possibilidade de cálculo da quantidade de ciclos que o material suporta até que a trinca assuma uma configuração que frature o material (ROESLER, 2007).

Esse cálculo da quantidade de ciclos até a fratura de um material metálico é feito através da integral da Equação 4 (ROESLER, 2007).

$$N_f(a_0) = \int_0^{N_f} dN = \int_{a_0}^{a_f} \frac{1}{c} \left(\frac{1}{\Delta K} \right)^n da \quad 4$$

Ao analisar os extremos de integração, nota-se que a segunda integral parte de um tamanho inicial, a_0 , que cresce até a_f . Isso ocorre porque a Lei de Paris está definida para materiais que já estão num regime linear de dependência entre os logaritmos da taxa de propagação da trinca e ΔK , ou seja, o material já possui trincas passíveis de crescimento (ROESLER, 2007).

Como o crescimento de uma trinca no material depende, basicamente, de dois fatores, tamanho de uma trinca pré-existente e fator de intensificação de tensão. É coerente assumir que uma trinca pequena sob alta tensão pode ter uma taxa de propagação semelhante a uma trinca grande sob baixa tensão. Pode-se assumir isso como verdade desde que as trincas não apresentem uma escala microscópica, pois nesta escala as trincas são sensíveis a diferenças de orientação de grãos que podem

fazer com que a trinca cresça mais rápido do que a equação de Paris prevê ou interrompa seu crescimento (ROESLER, 2007).

2.3.3 Fratura catastrófica

A fratura do material ocorre quando o tamanho da trinca é suficiente para que o valor de K_{Ic} seja atingido sob uma determinada tensão. Nota-se que a superfície onde a fratura ocorre é diferente da superfície onde a trinca cresce. Além disso, a região pode apresentar ou não indícios de deformação plástica. Macroscopicamente, a superfície é irregular; microscopicamente, uma superfície de fratura em forma de pequenos depressões (dimple), uma fratura de clivagem frágil, ou uma mistura de ambos os tipos ocorre, dependendo da ductilidade do material (ROESLER, 2007).

3 METODOLOGIA

Foi realizada uma pesquisa abrangente sobre os mecanismos que levam a ligas metálicas falharem por fadiga devido à presença de trincas e de como a presença delas é capaz de intensificar tensões aplicadas durante solicitações nas quais materiais metálicos convencionais são submetidos para que seja possível uma comparação com ligas de memória de forma.

Com estes conceitos consolidados, buscou-se aprofundar os estudos numa etapa específica do processo de fratura, a etapa de propagação da trinca, para entender como o fator de intensificação de trinca se relaciona com a evolução da quantidade e características das solicitações cíclicas. Na sequência, realizou-se uma pesquisa para maior compreensão das características únicas das ligas de memória de forma e como a sua habilidade de sofrer transformações de fases reversíveis entre as estruturas cristalinas austenita e martensita, em função de solicitações de tensões ou alteração de temperatura, influenciam suas propriedades mecânicas.

Posteriormente, buscou-se maior embasamento teórico obtido por meio da leitura de artigos científicos que relacionam as propriedades únicas das LMF e o crescimento de trincas neste tipo de liga, visto que a propagação de trincas é consideravelmente afetada pelo estado de tensões e/ou temperatura na qual o material está submetido.

Para a elaboração deste trabalho utilizou-se o método dedutivo assumindo como verdadeiros os resultados e suas discussões bem como suas conclusões dos trabalhos, artigos e teses usados como fonte de pesquisa descritos nas referências bibliográficas. Sendo assim, foi possível deduzir conclusões sobre a temática deste trabalho por meio do raciocínio lógico visto que não houve comprovação experimental a respeito do crescimento de trincas para ligas metálicas convencionais e ligas de memória de forma (GIL, 1999).

Esta monografia se baseia numa abordagem de pesquisa qualitativa na qual o foco reside na compreensão do tema relacionando dados e conclusões de diferentes trabalhos já desenvolvidos (GIL, 1999).

O objetivo deste trabalho foi levantar dados, resultados e conclusões para que seja possível uma comparação entre os processos e mecanismos que regem o crescimento de trincas de ligas metálicas convencionais e ligas de memória de forma, uma vez que ainda não se tem total clareza sobre a evolução da vida em fadiga destes materiais. Sendo assim a pesquisa pode ser considerada exploratória (GIL, 2007).

As referências bibliográficas utilizadas neste trabalho são formadas por livros, artigos científicos, teses de doutorado obtidos por meio do site Periódico Capes tendo como base Google Academics, Web of Science e IOPscience com buscas como *fatigue crack growth in shape memory alloys*, *shape memory alloys*, *fatigue shape memory alloys*, entre outros.

4 RESULTADOS

4.1 Ligas de memória de forma

As ligas de memória de forma, LMF, apresentam características diferenciadas em relação às ligas metálicas convencionais tais como recuperação de deformação residual por meio de aquecimento até uma temperatura específica. Uma outra habilidade desta classe de material consiste num fenômeno chamado superelasticidade, capacidade do material sofrer grandes deformações elásticas, podendo ser 10 vezes superior às deformações em ligas convencionais (DIAS, 2005).

As propriedades singulares das LMF têm sido aplicadas em diversas áreas tecnológicas como por exemplo nos campos da medicina e odontologia devido a sua biofuncionalidade e biocompatibilidade e apresentam aplicações na engenharia. Diversas ligas metálicas podem apresentar essas características, porém apenas algumas ligas apresentam as propriedades a um certo nível que desperte interesse tecnológico e comercial. Alguns exemplos são ligas de NiTi e ligas de Cu-Al-Zn e Cu-Al-Ni (DIAS, 2005).

4.2 Contexto histórico

O contexto histórico desta classe de materiais remonta o início dos anos 30, onde dois pesquisadores, Ölander e Scheil, observaram transformações martensíticas reversíveis e o comportamento pseudoelástico numa liga de Au-Cd no ano de 1932. Posteriormente, em 1938, Greninger e Mooradian observaram a reversibilidade da transformação martensítica em função da variação de temperatura na liga Cu-Zn (DA SILVA, 2018).

Um pouco mais adiante, em 1949, o fenômeno efeito de memória foi observado e relatado por Kurdjumov e Khandros, nas ligas de Cu-Zn (DA SILVA, 2018). Estes avanços nos estudos de LMF despertaram interesse de muitos pesquisadores, porém ainda não existiam aplicações práticas e industriais devido ao alto custo de materiais, complexidade de processamento e propriedades mecânicas ainda não interessantes (MOHD JANI, 2014).

Por fim, em 1960 as ligas de Ni-Ti foram obtidas nos Estados Unidos, mais precisamente no Naval Ordnance Laboratory, sendo comercializadas pelo nome de NiTiNOL (DA SILVA, 2018).

Nos anos 90 o conceito de tecnologia de memória de forma foi introduzido e com os avanços dos estudos na área foi possível um desenvolvimento de aplicações comerciais em diferentes áreas como as indústrias automotivas, aeroespacial,

robótica e biomédica. Recentemente, os estudos relacionados à LMF se concentram no aprimoramento da composição dos materiais para aumento de faixa de temperaturas de operação, melhoria de propriedades mecânicas e entendimento da vida em fadiga (MOHD JANI, 2014).

4.3 Transformação Martensítica Reversível

As propriedades das LMF estão intimamente ligadas com as 2 microestruturas que o material pode apresentar em função da temperatura e estado de tensão a que está submetido (DA SILVA, 2018).

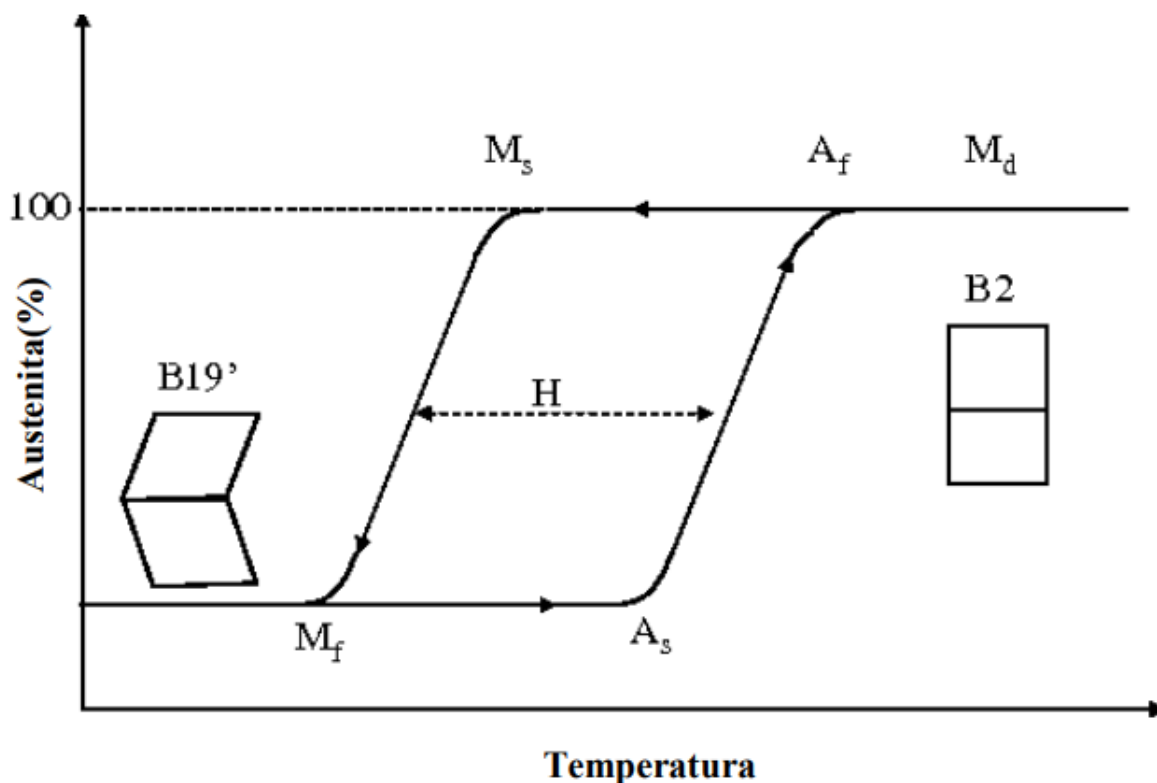
Para o caso da liga de Níquel-Titânio as possíveis 2 microestruturas são a austenita, que se forma em alta temperatura e cuja estrutura é cúbica de corpo centrado e a martensita, que pode ocorrer tanto em baixa quanto em alta temperatura e apresenta estrutura cristalina ortorrômbica ou monoclinica. As LMF apresentam uma reversibilidade nas transformações martensíticas (DA SILVA, 2018).

A transformação martensítica consiste numa transformação no estado sólido que é desencadeada tanto por abaixamento de temperatura quanto por aplicação de tensão. É baseada num mecanismo de cisalhamento da rede cristalina com movimentação pequena dos átomos sem que haja alteração da composição química localizada. Posteriormente, com o aquecimento do material ou retirada da tensão aplicada, a fase austenita é formada novamente. Uma característica importante da transformação martensítica é a possibilidade de ocorrer variantes desta fase. No caso da formação por resfriamento é denominada martensita maclada e para o caso de formação via aplicação de solicitação mecânica a martensita recebe a denominação de martensita demaclada ou reorientada (RAMOS, 2018).

Para as transformações martensíticas decorrentes da variação de temperatura é necessário o entendimento de quatro temperaturas características. São elas: A_s (temperatura de início da transformação austenítica), A_f (temperatura de final da transformação austenítica), M_s (temperatura de início da transformação martensítica), M_f (temperatura de final da transformação martensítica) (RAMOS, 2018).

A Figura 5 é um gráfico de transformação de austenita-martensita onde pode ser identificado as quatro temperaturas características.

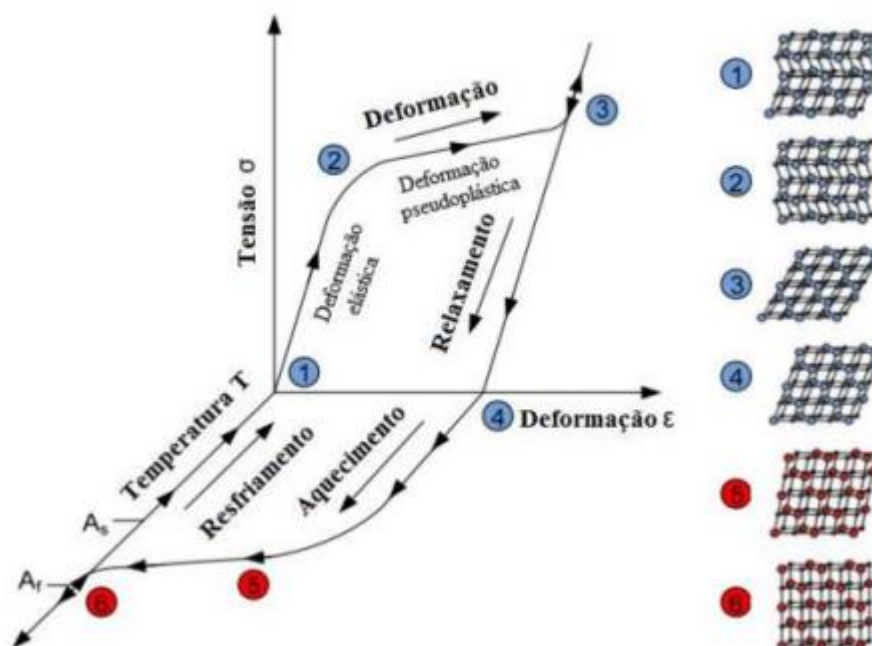
Figura 5 - Gráfico da transformação da austenita-martensita em função da temperatura. Fonte: adaptado de NEMAT-NASSER e GUO, 2006



4.3.1 Efeito memória de forma

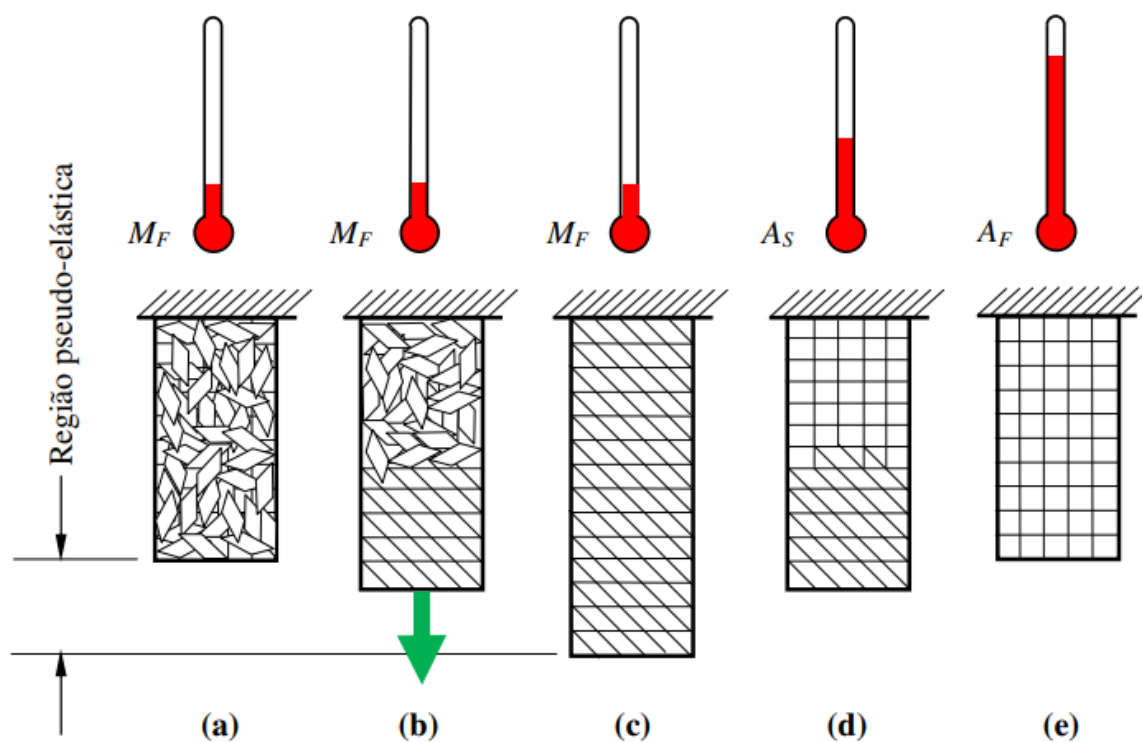
O efeito memória de forma, conforme descrito na Figura 6 abaixo, consiste na aplicação de tensão numa temperatura abaixo de M_f , onde a fase martensita está maclada. Com a aplicação de tensão, o material sofre uma deformação elástica até que seja atingido o ponto dois, a partir do qual se dá o início da deformação plástica juntamente com a orientação da martensita. Ao atingir a deformação pseudoplástica indica no ponto três, a carga é removida e sua deformação pseudoplástica é mantida com uma microestrutura martensítica orientada na direção do eixo de aplicação da tensão. Após o aquecimento passando pela temperatura A_s e chegando a A_f a fase austenita é formada e com a obtenção desta fase, a forma original é recuperada.

Figura 6 - Sequência termomecânica que descreve o efeito memória de forma. Fonte DA SILVA, 2018



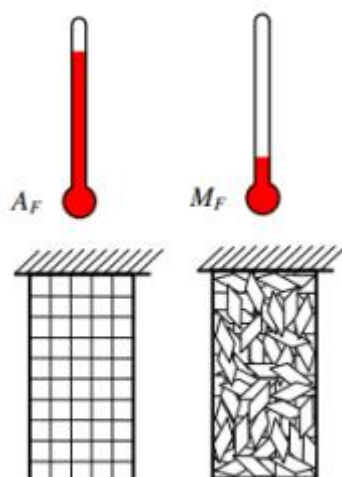
Observando a evolução microestrutural da martensita, tem-se de maneira mais clara o processo de orientação da martensita ilustrado na imagem abaixo com a evolução da deformação pseudoplástica. A reversão da transformação martensítica em austenita por meio do aquecimento do material é ilustrada na Figura 7 abaixo. No ponto a LMF apresenta a martensita maclada como sua microestrutura e com a aplicação da tensão, indicada no ponto b inicia-se o processo de orientação da martensita até que atinja o ponto c. Com o aumento de temperatura passando por A_s , indicado em d, observa-se a formação da fase austenita que seja a temperatura A_f e a austenita seja a fase presente no material

Figura 7 - Evolução microestrutural da martensita em função da deformação pseudoplástica. Fonte: AQUINO, 2011



Com o resfriamento do material, obtém-se a martensita maclada, isto é, microestrutura sem orientação bem definida, assim como ilustrado pela Figura 8.

Figura 8 - Obtenção da martensita maclada. Fonte: DA SILVA, 2018



Fonte: Adaptado de Aquino (2011).

4.3.2 Pseudoelasticidade

O efeito pseudoelástico é caracterizado por uma deformação acima do limite elástico do material na qual, após a remoção da carga, o material retorna a sua geometria original a uma dada temperatura constante dentro de um intervalo delimitado por A_f e M_d , valor característico de temperatura no qual a martensita não é mais obtida por solitação mecânica (Figura 9) (DA SILVA, 2016).

Figura 9 - Curva descritiva para o efeito pseudoelástico. Fonte: DA SILVA 2018



Entre os pontos um e dois, tem-se o carregamento no regime elástico no material cuja microestrutura apresentada é a austenita até um certo nível de tensão a partir do qual a austenita se torna instável e inicia-se o processo de transformação da martensita induzida por tensão. Até que seja atingido o ponto três, tanto a fase austenita quanto a fase martensita coexistem no material até que ao se chegar no ponto três a carga é removida e com isso ocorre a transformação no sentido reverso, isto é, a martensita não maclada retorna a configuração de austenita e a deformação imposta no material é recuperada. Ao final do processo, o material apresenta a fase austenita visto que o processo se deu numa faixa de temperatura acima de A_f (DA SILVA 2018).

4.4 Fadiga em ligas de memória de forma

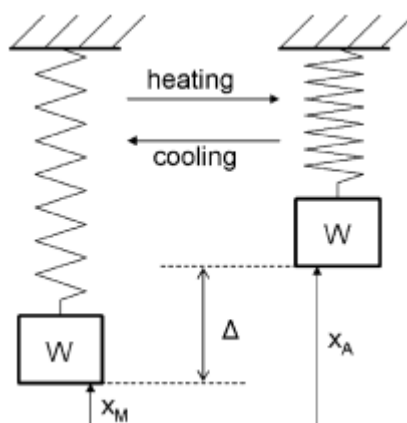
A fadiga de materiais se relaciona com a alteração de propriedades dos materiais em decorrência de aplicação de carregamentos cíclicos. As LMF

apresentam propriedades únicas e justificam sua importância tecnológica. Por isso, cada vez mais se torna necessário o entendimento de como as propriedades deste tipo de liga são afetadas dentro da vida em fadiga para que seja viável o aprimoramento de projetos futuros. A fadiga em LMF foi subdividida em dois tipos que serão comentados nos tópicos a seguir (EGGELER et al, 2004).

4.4.1 Fadiga funcional

A fadiga funcional é definida como uma redução nas propriedades de superelasticidade e efeito de memória de forma devido ao carregamento periódico. Esse efeito é demonstrado num experimento conduzido em molas de LMF constituídas de NiTi. Neste experimento, um sistema é montado conforme a Figura 10 a seguir: (EGGELER et al, 2004).

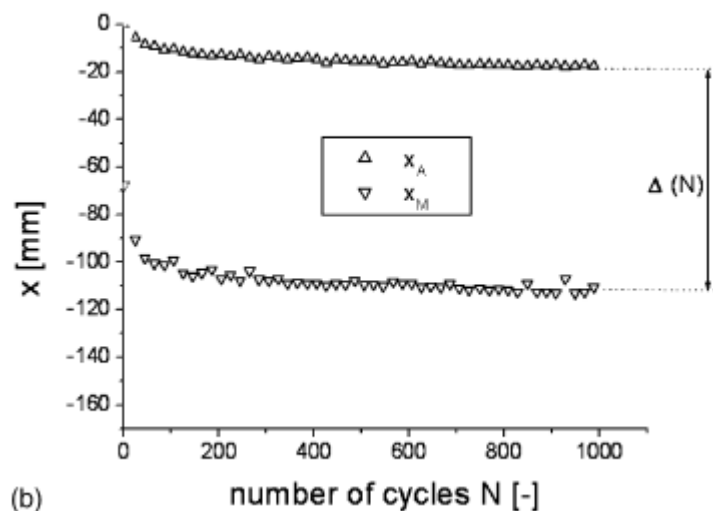
Figura 10 - Ilustração esquemática do dispositivo de teste da mola. Fonte: EGGELER et al, 2004.



O aquecimento é feito por meio de uma passagem de corrente elétrica contínua de 5V e 4,8A para uma temperatura acima da A_f . Em função deste aquecimento, a mola contrai atingindo a posição estável X_A . Posteriormente, a corrente é desligada, a mola resfria e relaxa atingindo a posição X_M . Neste experimento foi avaliado como as posições X_A e X_M variam ao longo de mil ciclos de variação de temperatura.

As variações de posição foram registradas num gráfico mostrado na Figura 11 a seguir. Com isso, é possível notar que uma alteração da propriedade do efeito de memória de forma (EGGELER et al, 2004).

Figura 11 - Posições X_a e X_m em função do número de ciclos. Fonte: EGGELER et al, 2004.



4.4.2 Fadiga mecânica/estrutural

A fadiga estrutural se refere ao processo de acúmulo de dano microestrutural que eventualmente leva o componente falhar. Assim como nas ligas convencionais, este tipo de fadiga está associado geralmente a formação de uma trinca na superfície do material e sua propagação até que seja atingido um valor crítico de intensificação de tensão que leva à falha catastrófica do componente (EGGELER et al, 2004).

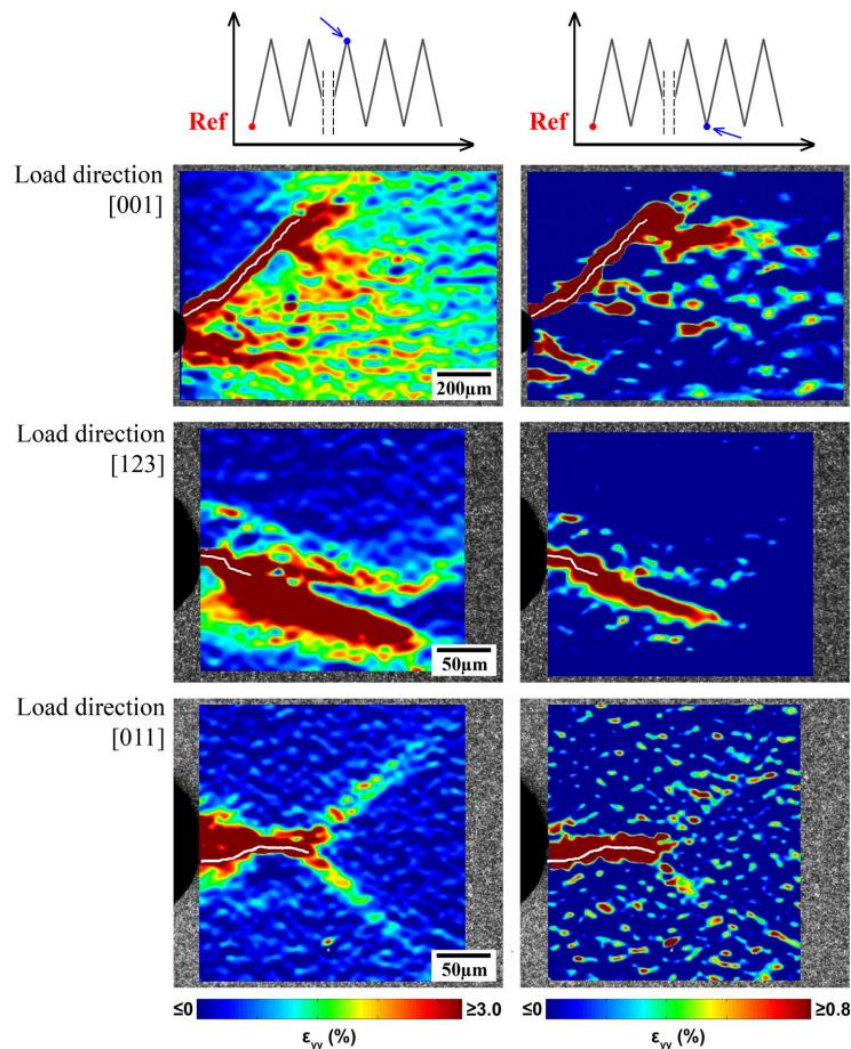
4.5 Crescimento de trinca em ligas de memória de forma

Diferentemente das ligas convencionais, as LMF apresentam uma maior complexidade em relação ao processo de crescimento e propagação de trincas quando submetidas a esforços cíclicos. Algumas razões justificam essa diferença na evolução da trinca, como por exemplo a anisotropia presente nas LMFs. As tensões aplicadas nos carregamentos cíclicos por sua vez promovem transformações de fase que ocasionam num gradiente de tensões distribuídos nas regiões ao redor da trinca. (ARDAKANI, 2015) Também é verificado a influência do tamanho de grão e textura na propagação das trincas. (WU et al 2015). Um outro fator que também apresenta uma influência significativa no crescimento de trincas é a temperatura na qual a liga está submetida (SGAMBITTERRA et al, 2015).

4.5.1 O efeito da anisotropia

A anisotropia nas ligas de memória de forma introduz variações direcionais nas propriedades mecânicas, tensões críticas e resposta termomecânica em ambas as estruturas cristalinas. Com base em análises feitas via DIC, digital image correlation, cristais de Ni₂FeGa utilizados no experimento foram tracionados com diferentes direções e apresentaram trincas que variam suas orientações em relação ao eixo de aplicação de tensão. A Figura 12 abaixo indica os campos de tensão numa angulação de aproximadamente 45° com relação ao eixo de carregamento para amostras com orientação de [001]. Já as amostras com orientações [123] e [011] possuem campos de tensão quase perpendiculares ao eixo de sollicitação de tensão. O gradiente de colocação apresentado na imagem se refere a deformações equivalentes. (WU et al, 2015)

Figura 12 - Resultados de DIC para ensaios de fadiga em tensões máximas e mínimas com diferentes orientações cristalográficas. (WU et al, 2015)



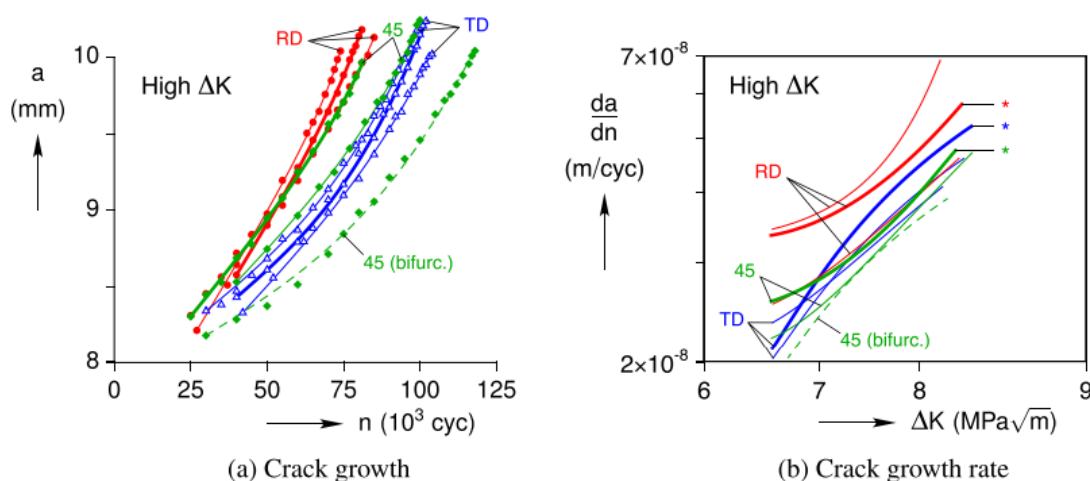
4.5.2 O efeito da textura

Em diversas liga metálicas os grãos apresentam uma orientação aleatória dentro da estrutura policristalina. Porém, mediante alguns tipos de tratamentos térmicos e/ou solicitações mecânicas é possível se obter uma orientação preferencial dos grãos. Esta orientação preferencial é definida como textura. (CALLISTER, 2013)

A textura é um aspecto que exerce influência em LMF conforme constatado por Lepage et al 2020. Num experimento realizado folhas de ligas de NiTi no qual foram produzidas amostras processadas por laminação. As amostras sofreram uma redução de espessura de 30% e devido à laminação, e como consequência do processo mecânico apresentou-se uma orientação preferencial de seus grãos alinhados com a direção de laminação.

Com as amostras devidamente processadas, os pesquisadores submeteram folhas de NiTi a testes de fadiga comparando três diferentes orientações em função da direção de laminação. Foram realizados testes a 0°. 45° e 90°. Com isso, identificou-se que a taxa de crescimento de trinca pode atingir duas vezes superior na direção de laminação quando comparada com a direção transversal da laminação. Também foi observado que a trinca se propagou a um nível menor de fator de intensificação de tensão, ΔK . As medições foram feitas utilizando a técnica de correlação de imagens digitais (DIC) em microscópio eletrônico de varredura (SEM). (LEPAGE et al 2021). A Figura 13 ilustra esses resultados obtidos:

Figura 13 - (a) tamanho de trinca em função do número de ciclos e (b) taxa de crescimento da trinca em função do fator de intensificação de tensão para direção de laminação (RD), 45° e direção transversal (TD)

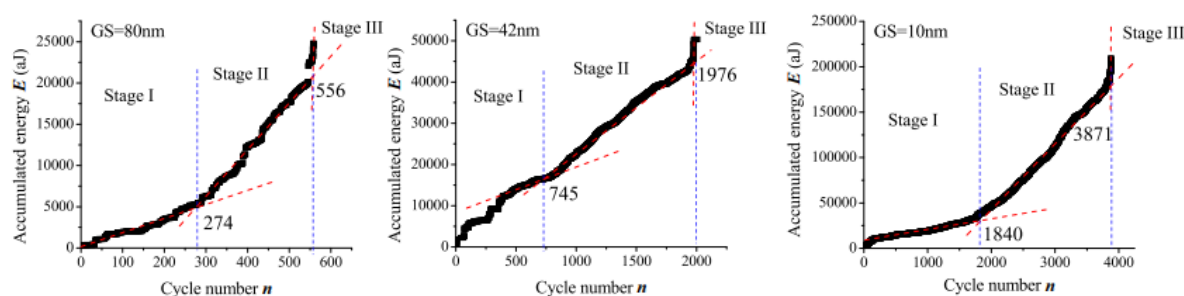


4.5.3 O efeito do tamanho de grão

O tamanho de grão das LMF afeta de maneira significativa a vida em fadiga de uma liga de NiTi conforme observado por YIN et al, 2016. Um experimento foi conduzido ao se comparar amostras com tamanhos de grão de 10, 42 e 80 nanômetros em ensaios de fadiga. Primeiramente, as amostras foram compradas com um tamanho médio de grão de 100 nm e foram laminadas até que houvesse uma redução para 10 nm. Posteriormente, 2 amostras foram recozidas por 2 e 6 minutos respectivamente para que se chegasse aos tamanhos de grão de 42 e 80 nm.

Para o teste de propagação da trinca até que a fratura fosse atingida utilizou-se uma técnica baseada em sinais de emissão acústica e a energia acústica acumulada que foram plotadas em função do número de ciclos num gráfico di-log. Um ponto interessante de ressaltar é a subdivisão em 3 diferentes estágios com inclinações de retas distintas entre si. A primeira fase é a propagação lenta da trinca, a segunda é a propagação rápida da trinca e por fim a fratura final conforme mostrado na Figura 14. Nota-se em cada gráfico a quantidade de ciclos indicados no qual ocorreu a transição das inclinações de curvas representando a transição entre os estágios de propagação de trinca (YIN et al, 2016)

Figura 14 - A energia acústica acumulada em relação ao número de ciclos para três diferentes amostras de NiTi com diferentes tamanhos de grão nos testes de fadiga a 450 MPa de tensão. Fonte: YIN, 2016

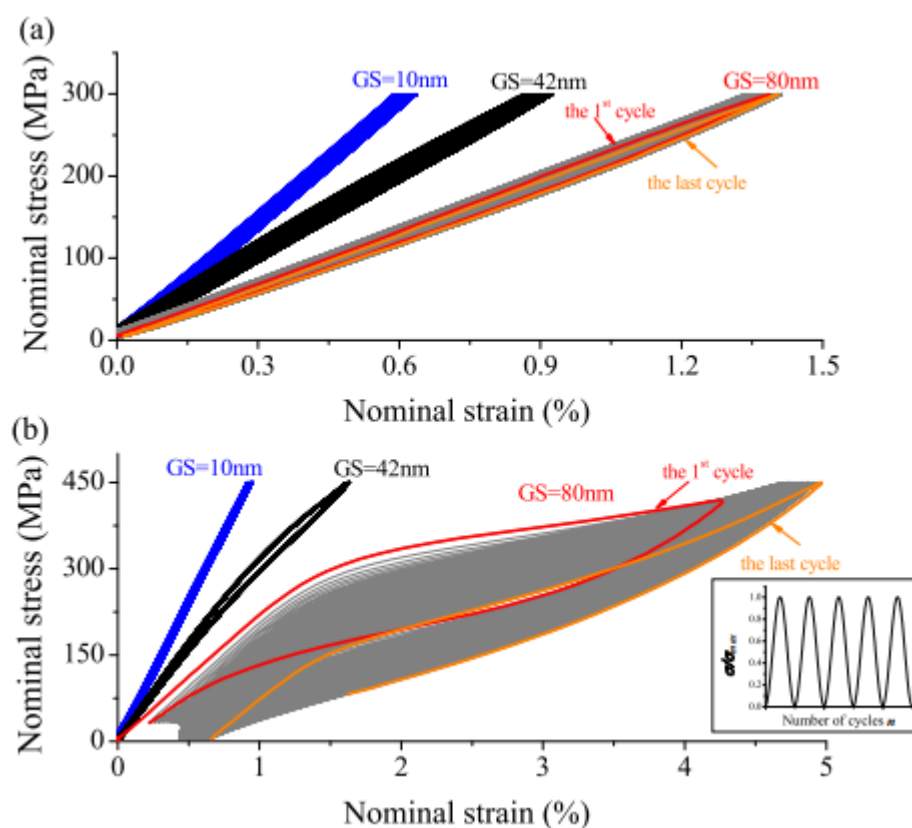


Os dados indicam que com a redução do tamanho de grão nas amostras de LMF houve um aumento considerável da quantidade de ciclos suportados até que a fratura final ocorresse. Sendo assim, a redução do tamanho de grão de se mostra como uma maneira eficiente de prolongar a vida em fadiga para as LMF (YIN et al, 2016).

Neste experimento, também foi realizado ensaio de tensão-deformação em função dos diferentes tamanhos de grãos estudados para entender como o tamanho

de grão das amostras influenciam a propriedade mecânica do módulo de Young. Os ensaios foram feitos em dois níveis diferentes de tensões 300 MPa para aproximadamente 10^4 ciclos e 450 MPa para 10^3 ciclos. Os resultados demonstram uma variação considerável em relação à deformação no ensaio de tensão de 300 MPa. As amplitudes de deformação foram de 0,6% para as amostras de tamanho de grão de 10 nm, 0,9% para 42 nm e 1,4% para 80 nm. Para este nível de tensão, não houve deformação residual considerável nas amostras. Já para o nível de tensão de 450 MPa, tem-se os seguintes valores de 4,5% para 80 nm, 1,6% para 42 nm e 0,9% para um tamanho de grão de 10 nm. Neste nível de tensão também ocorre a presença de deformação residual após o ensaio de 0,64% para a amostra cujo tamanho de grão é 80 nm (YIN et al, 2016). Estes resultados do ensaio de tensão-deformação estão resumidos na Figura 15.

Figura 15 - Respostas típicas de tensão-deformação durante os testes de falha por fadiga controlada por tensão de três amostras com diferentes tamanhos de grão, sob $r_{max} = 300$ MPa e $r_{max} = 450$ MPa. Fonte: (YIN et al, 2016)



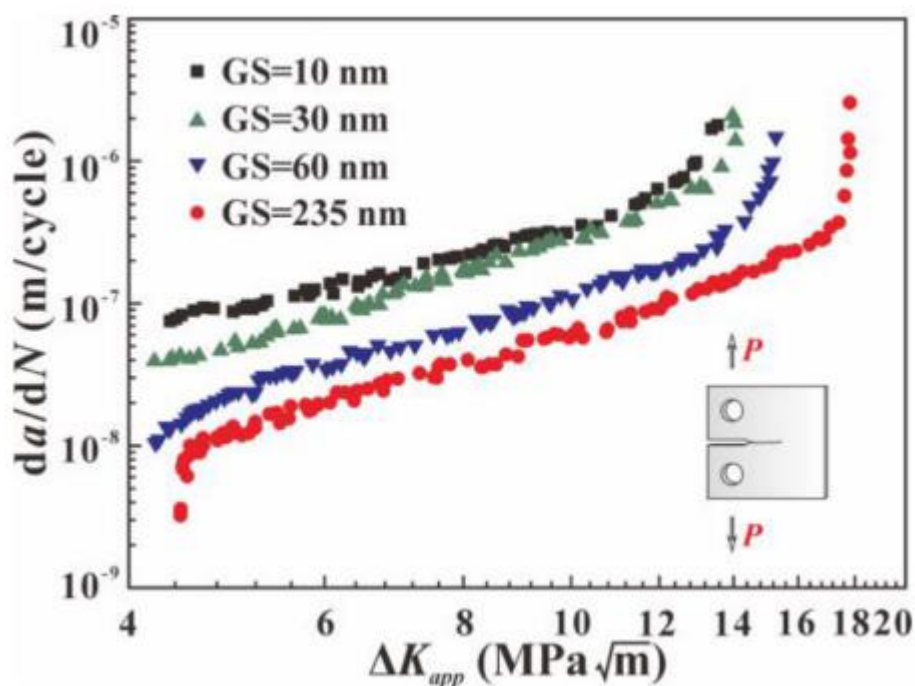
Também foi verificado um incremento no módulo de elasticidade com a diminuição do tamanho de grão das amostras. Em amostras de 10 nm, o módulo de Young observado é de 45 GPa enquanto para 80 nm o módulo é de 20 GPa. Segundo o autor, algumas possíveis causas podem justificar esse aumento de propriedade

mecânica como por exemplo uma maior presença de uma fase amorfa cujo módulo de Young é 93 GPa. Além disso, as amostras de menor tamanho de grão também apresentam uma fração volumétrica de contorno de grão que por sua vez pode apresentar um maior módulo de elasticidade quando comparado ao interior do grão (YIN et al, 2016).

O autor conclui por meio de seus resultados que a vida em fadiga para LMF nanocristalinas é afetada pelo tamanho de grão em testes de fadiga de baixo ciclo com um nível de tensão de 450 MPa. Por meio dos seus testes, o refino de grão de 80 nm para 10 nm mostrou um incremento considerável da vida em fadiga.

Em um outro experimento no qual também foi avaliado a relação da taxa de crescimento de trinca em função do tamanho de grão conduzido por Chen et. al, 2020 observou-se um comportamento diferente. O experimento em questão avaliou amostras com diferentes tamanhos de grão (10, 30, 60 e 235 nm). As diferentes taxas em função do tamanho de grão das amostras podem ser observadas na Figura 16. (CHEN et. al, 2020)

Figura 16 - Taxa de crescimento de trinca em função do fator de intensificação de tensão para diferentes tamanhos de grãos. Fonte: (CHEN et. al, 2020)

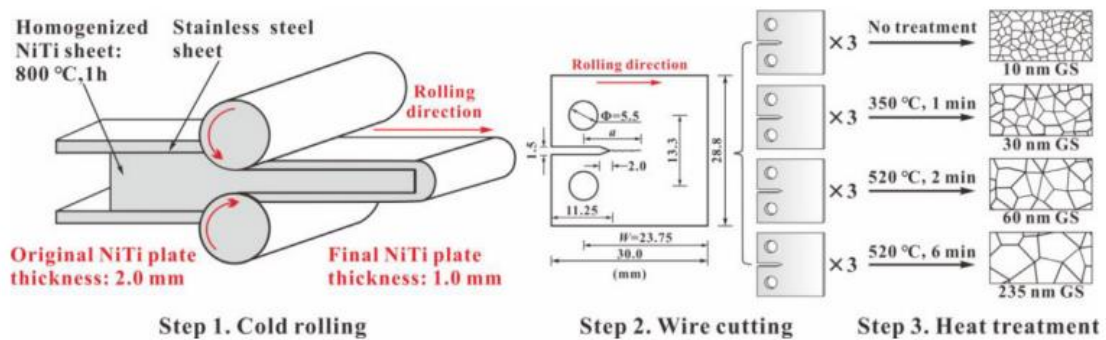


Segundo os autores, o aumento do tamanho de grão diminuiu cerca de 10 vezes a razão de crescimento da trinca.

Para realização deste experimento, foram adquiridas amostras de Ni50.7Ti49.3

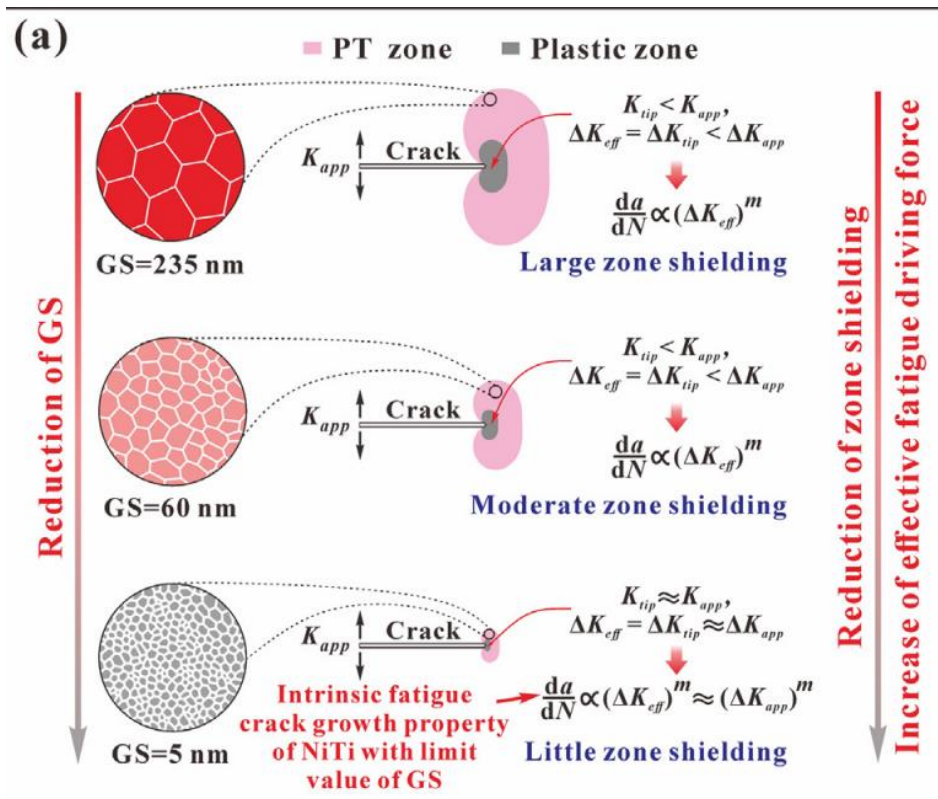
de espessura de 2 mm homogeneizadas a 800° C. Os corpos de prova foram laminados com uma redução de 50% da espessura obtendo um tamanho de grão de 10 nm. Para que fosse atingido os valores estipulados para o experimento, as amostras passaram por tratamento térmico no qual foram expostas a diferentes condições de tempo e temperatura. Para que fosse obtido um tamanho de grão de 30 nm, as condições foram 350°C a 1 minuto, para 60 nm foram 520° a 2 minutos e para 235 nm foram 520 a 6 minutos. Os corpos de prova, demonstrados no diagrama esquemático da Figura 17, foram submetidos a uma força de 140 N a uma frequência de 5 Hz. (CHEN et. al, 2020)

Figura 17 - Diagrama esquemático da amostra e preparação dos corpos de prova. Fonte: (CHEN et. al, 2020)



Segundo o autor, a redução na taxa de propagação de trinca tem uma dependência com a zona de blindagem, região do material onde ocorre transformação de fase reversível entre as fases austenita e martensita e deformação plástica. Os estudos indicam que o aumento do tamanho de grão nos corpos de prova promove um aumento na zona de blindagem e na zona de deformação plástica que apresenta como consequência uma redução da propagação da trinca. Essa redução da taxa é explicada pela redução do fator de intensificação de tensão, K_{eff} , gerado pelo aumento da plasticidade e zona de blindagem (CHEN et. al, 2020).

Figura 18 - Diagrama esquemático da relação do tamanho de grão e zonas de blindagem e plástica.
 Fonte: (CHEN et. al, 2020)

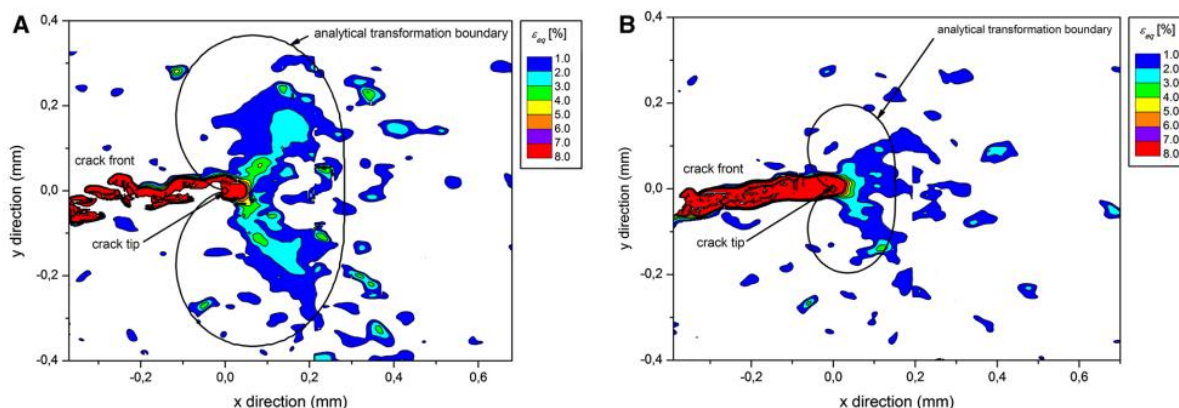


4.5.4 O efeito da temperatura

A temperatura exerce um papel fundamental no crescimento de trincas em ligas de NiTi pseudoplásticas. Um experimento consistiu, inicialmente, em preparar amostras com trincas para serem submetidas a teste de fadiga em duas temperaturas, 298 K e 338 K, rigorosamente controladas por termopares. O objetivo do experimento foi analisar como a transformação de fase reversível é afetada pela temperatura. Para isso, foram utilizadas as técnicas de DIC e nanoindentação para coleta de dados. Também foi utilizado um modelo matemático para comparação de resultados (Sgambitterra et al, 2015).

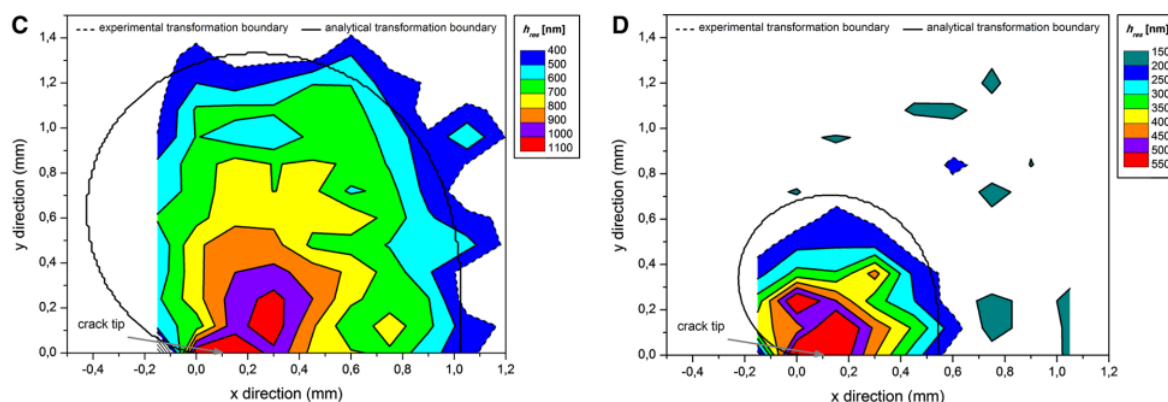
Na Figura 19 a seguir, os resultados obtidos via DIC dos experimentos em ambas as temperaturas são comparados com o modelo analítico. Nota-se que o aumento da temperatura diminui a zona de transformação da fase martensítica nas regiões próximas à trinca como pode ser observado na figura 19. Também é observável uma discordância mais acentuada em relação ao modelo analítico.

Figura 19 - Resultados de contorno de deformação obtidos por DIC. Imagem A temperatura de 298K. Imagem B temperatura de 338K. Fonte: (SGAMBITTERRA et al, 2015).



Os dados referentes à nanoindentação são mostrados na Figura 20. Observe-se uma concordância maior em relação ao modelo analítico.

Figura 20 - Resultados de contorno de deformação obtidos por nanoindentação. Imagem C temperatura de 298K. Imagem D temperatura de 338K. Fonte: (SGAMBITTERRA et al, 2015)

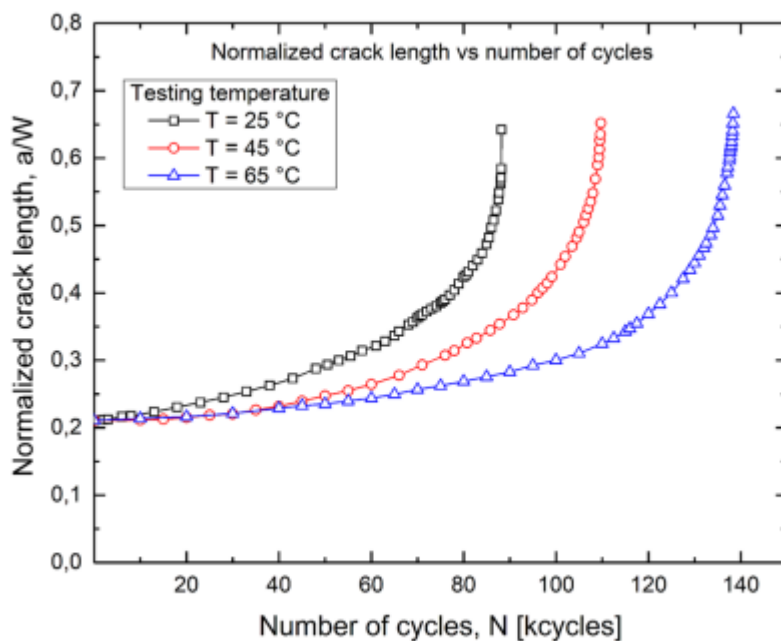


Novamente, nota-se uma redução da zona de transformação de martensita no teste realizado numa condição de temperatura mais elevada (Sgambitterra et al, 2015).

A temperatura também apresenta uma relação significativa com a propagação da trinca conforme observado por Sgambitterra et al, 2019. Em seu experimento foram testadas amostras de liga de NiTi pseudoelásticas em três diferentes temperaturas, 25, 45 e 65°C (Sgambitterra et al, 2015).

As amostras foram submetidas a um teste de fadiga para comparar o crescimento de trinca normalizada com a espessura em função da temperatura e os resultados obtidos estão representados na Figura 21 a seguir (Sgambitterra et al, 2015).

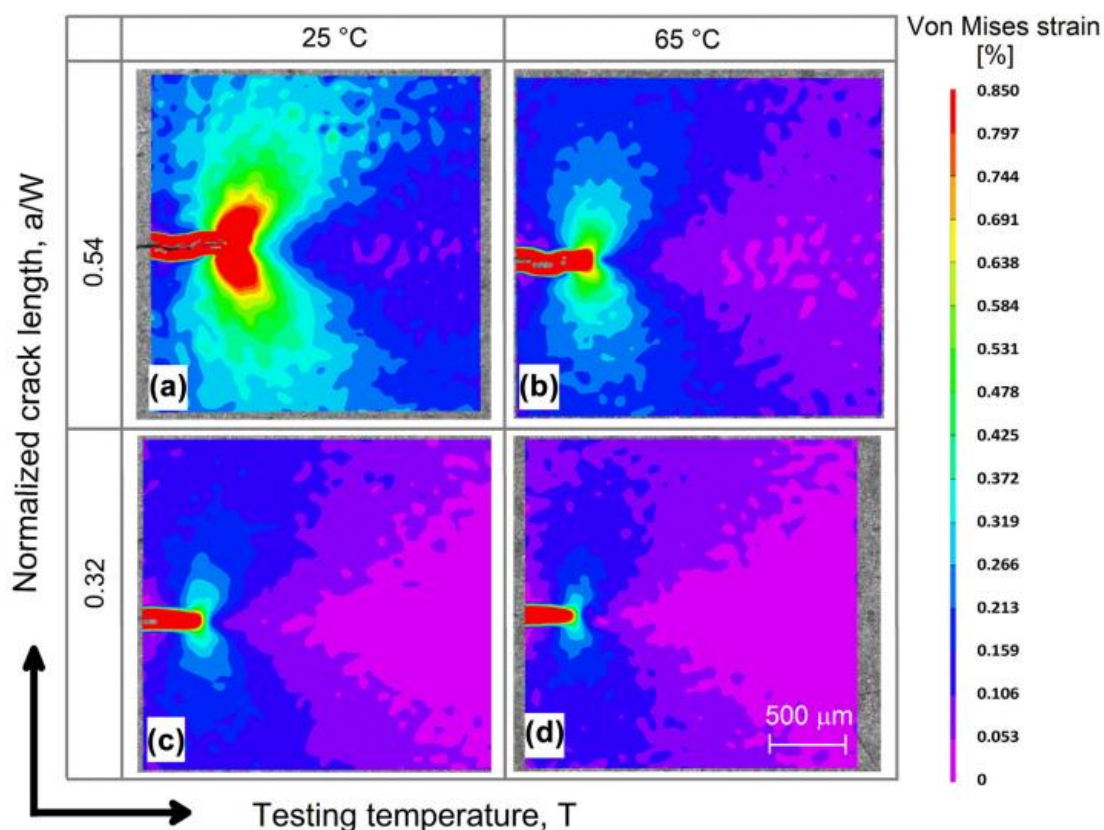
Figura 21 - Gráfico do crescimento de trinca em função do número de ciclos para as 3 diferentes temperaturas. Fonte: (SGAMBITTERRA et al, 2019).



A partir do gráfico nota-se que o aumento da temperatura promove uma resistência ao crescimento da trinca estendendo a vida em fadiga da amostra (Sgambitterra et al, 2015).

Neste estudo também foi avaliado a relação da zona de transformação com o tamanho de trinca normalizado em diferentes temperaturas. A Figura 22 relaciona a deformação de Von Misses. Nota-se uma redução considerável na deformação de Von Misses na trinca de maior comprimento quando a temperatura da amostra é elevada para 65 °C. O efeito é menos intenso na amostra de menor trinca. A amostra de maior comprimento de trinca a 25 °C apresenta uma maior zona de deformação comparada com a amostra de menor comprimento de trinca (Sgambitterra et al, 2015).

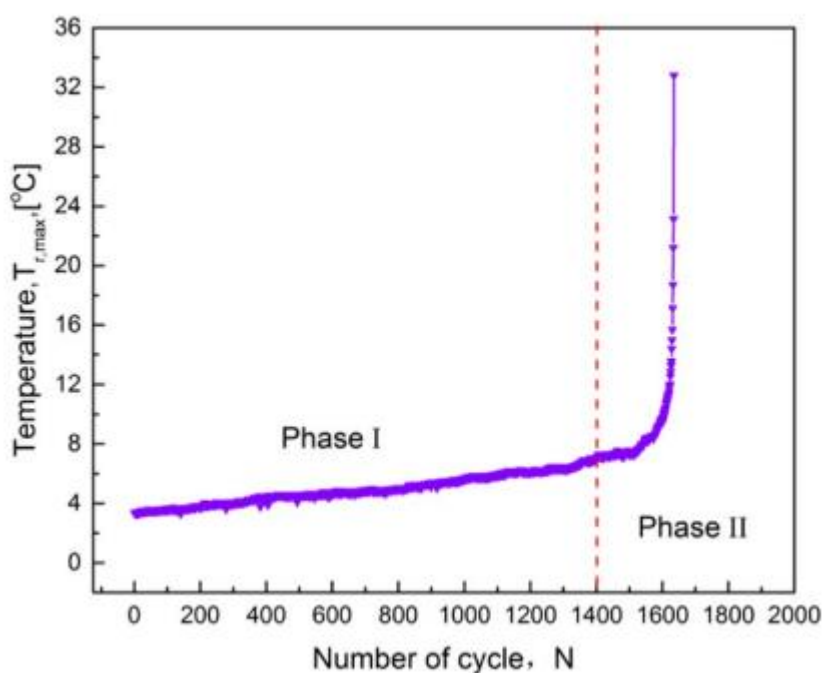
Figura 22 - Mapa de deformação de von Mises em função do tamanho de trinca normalizada e da temperatura. Fonte: (SGAMBITTERRA et al, 2019).



4.5.5 Efeito da frequência do carregamento

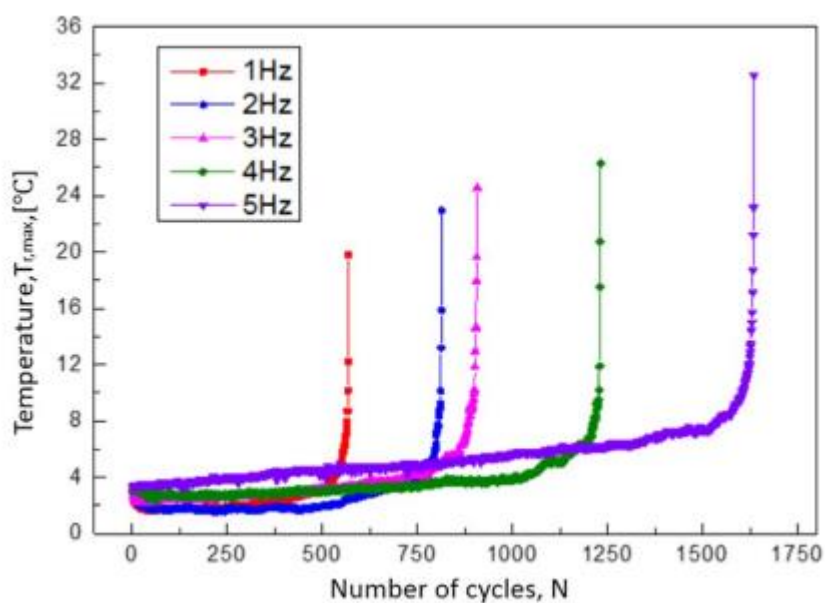
A frequência do carregamento cíclico também exerce influência conforme observado por You et al, 2017. Em seu experimento, foi utilizado uma liga de NiTi (50 %at) a partir da qual foram obtidos corpos de prova com um entalhe na borda. Foram produzidas pré trincas de fadiga por meio da aplicação de carga de 500 N a uma frequência de 5 Hz durante 1500 ciclos. Após este procedimento, as amostras foram submetidas ao teste de fadiga onde variou-se a frequência entre 1, 2, 3, 4 e 5 Hz a uma carga de 1000 N. Foi medido o aumento de temperatura local provocado pela transformação de fase martensítica que ocorre na ponta da trinca, uma vez que esta transformação promove liberação de calor. Este comportamento é exemplificado na Figura 23. Nela nota-se 2 fases distintas, a primeira onde tem-se o aumento linear da temperatura até que seja atingido um valor de 1400 ciclos. A partir deste valor, tem-se uma rápida propagação da trinca que é deflagrada pelo aumento significativo de temperatura.

Figura 23 - Evolução da temperatura em função do número de ciclos para frequência de carregamento de 5 Hz. Fonte YOU et al 2017



A Figura 24 indica a relação da frequência com a quantidade de ciclos necessários para que a trinca aumente sua velocidade de propagação. Nota-se que o aumento da frequência de carregamento retarda o estágio de rápida propagação da trinca que, por consequência, aumenta a vida em fadiga do material.

Figura 24 - Evolução da temperatura em função do número de ciclos para diferentes frequências de carregamento. Fonte YOU et al 2017



5 CONCLUSÃO

As ligas de memória de forma são uma nova classe de materiais que têm despertado grande interesse tanto no ambiente acadêmico quanto no ambiente de diversas indústrias como por exemplo a indústria automobilística, aeroespacial, robótica e médica. Esse interesse tem relação direta com as propriedades de efeito de memória de forma e superelasticidade que decorrem de uma transformação de fase reversível em função de tensão e variação de temperatura.

Assim como as ligas metálicas convencionais, componentes de LMF também estão sujeitas à fratura por vida em fadiga, isto é, fratura catastrófica do componente metálico sob solicitações cíclicas em níveis de tensões inferiores ao limite de escoamento.

Entretanto, devido à transformação martensita-austenita ser reversível e desencadeada por variações de temperatura e/ou aplicação de tensões a maneira pela qual a trinca se propaga no interior do componente é consideravelmente mais complexa em comparação às ligas convencionais. Dentre os efeitos estudados neste trabalho, a temperatura e frequência de carregamento apresentam influências consideráveis na taxa de propagação da trinca. Também é válido ressaltar que o tamanho de grão é um fator que pode ser facilitador ou um fator que dificulta o crescimento da trinca dependendo das condições nas quais os componentes de LMF estão inseridos.

Este mecanismo de propagação de trinca foi abordado neste trabalho onde se avaliou alguns fatores que interferem no crescimento da trinca até que seja atingido um valor de intensificação de tensão crítico que cause a fratura catastrófica do material. A compreensão da propagação de trincas é essencial para que sejam elaborados materiais e projetos com maior eficiência e vida em fadiga. Devido à complexidade do processo de propagação de trincas nesta classe de materiais, a quantidade de estudos tem aumentado nos últimos anos visando o desenvolvimento de novos materiais, tecnologias de fabricação e processos de tratamento térmicos, desenvolvimento de diretrizes de novos designs e aplicações de ligas de memória de forma e evolução dos modelagem computacional (MOHD JANI *et al.* 2014).

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ARDAKANI, S Hatefi; AHMADIAN, H; MOHAMMADI, S. Thermo-mechanically coupled fracture analysis of shape memory alloys using the extended finite element method. **Smart Materials and Structures**, v. 24, n. 4, p. 045031, 2015.
- CALLISTER, William D.; RETHWISCH, David G. **Materials science and engineering: An introduction**. [s.l.]: Wiley, 2013.
- CHEN, Junyu; YIN, Hao; SUN, Qingping. Effects of grain size on fatigue crack growth behaviors of nanocrystalline superelastic NiTi shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 195, p. 141–150, 2020.
- DA SILVA, Isaac Ambrosio. **CONCEPÇÃO E PROJETO DE UMA BANCADA PARA CARACTERIZAÇÃO DE FADIGA FUNCIONAL EM LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA**. 2016.
- DA SILVA, KARLA CAROLINA ALVES. **ESTUDO DE FADIGA EM SENSORES/ATUADORES DE NI-TI COM MEMÓRIA DE FORMA**. 2018.
- DE AQUINO, Alberdan Santiago. **Repositório Institucional da UFPB: Controle de vibração de um sistema sob desbalanceamento rotativo utilizando atuador de liga com memória de forma**. Disponível em: <<https://repositorio.ufpb.br/jspui/handle/tede/5310>>.
- DIAS, Rogério Fonseca. **EFEITO DA DEFORMAÇÃO CÍCLICA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA NÍQUEL-TITÂNIO SUPERELÁSTICA**. UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS , 2005.
- DOWLING, Norman E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. [s.l.: s.n.], 1999.
- EGGELER, G.; HORNBOGEN, E.; YAWNY, A.; *et al.* Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 378, n. 1–2, p. 24–33, 2004.
- FRENZEL, Jan. On the importance of structural and functional fatigue in shape memory technology. **Shape Memory and Superelasticity**, v. 6, n. 2, p. 213–222, 2020.
- GIL, A.C. **Métodos e técnicas de pesquisa social**. 5 ed. São Paulo: Atlas, 1999. 200p.
- GIL, A.C. **Como elaborar projetos de pesquisa**. 4 ed. São Paulo: Atlas, 2007. 175p.

- GOLLERTHAN, S.; YOUNG, M.L.; BARUJ, A.; *et al.* Fracture mechanics and microstructure in NiTi shape memory alloys. **Acta Materialia**, v. 57, n. 4, p. 1015–1025, 2009.
- LEPAGE, William S.; SHAW, John A.; DALY, Samantha H. Effects of texture on the functional and structural fatigue of a NiTi shape memory alloy. **International Journal of Solids and Structures**, v. 221, p. 150–164, 2021.
- MOHD JANI, Jaronie; LEARY, Martin; SUBIC, Aleksandar; *et al.* A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 56, p. 1078–1113, 2014.
- MOHD JANI, Jaronie; LEARY, Martin; SUBIC, Aleksandar; *et al.* A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 56, p. 1078–1113, 2014.
- NARESH, C; BOSE, P S C; RAO, C S P. Shape memory alloys: A state of art review. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 149, p. 012054, 2016.
- RAMOS, Allysson Daniel de Oliveira. **ESTUDO DO COMPORTAMENTO DE FIOS DE LIGA NiTi COM MEMÓRIA DE FORMA EM REGIME SUPERELÁSTICO: AVALIAÇÃO DE FADIGAS FUNCIONAL E ESTRUTURAL**. UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE , 2018.
- ROESLER, Joachim; HARDERS, Harald; BAEKER, Martin. **Mechanical behaviour of engineering materials: Metals, ceramics, polymers, and composites**. [s.l.]: Springer Science & Business Media, 2007.
- SGAMBITTERRA, E.; MALETTA, C.; MAGARÒ, P.; *et al.* Effects of Temperature on Fatigue Crack Propagation in Pseudoelastic NiTi Shape Memory Alloys. **Shape Memory and Superelasticity**, v. 5, n. 3, p. 278–291, 2019.
- SGAMBITTERRA, Emanuele; MALETTA, Carmine; FURGIUELE, Franco. Investigation on crack tip transformation in niti alloys: Effect of the temperature. **Shape Memory and Superelasticity**, v. 1, n. 2, p. 275–283, 2015.
- SHILEI, Zhao; KUN, Zhao; FUWEN, Wang. Microstructure and phase transition characteristics of niti shape memory alloy. **Journal of Physics: Conference Series**, v. 1653, n. 1, p. 012045, 2020.
- WU, Y.; OJHA, A.; PATRIARCA, L.; *et al.* Fatigue crack growth fundamentals in shape memory alloys. **Shape Memory and Superelasticity**, v. 1, n. 1, p. 18–40, 2015.
- YIN, Hao; HE, Yongjun; MOUMNI, Ziad; *et al.* Effects of grain size on tensile fatigue life of nanostructured NiTi shape memory alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 88, p. 166–177, 2016.

YOU, Yajun; ZHANG, Yahui; MOUMNI, Ziad; *et al.* Effect of the thermomechanical coupling on fatigue crack propagation in NiTi shape memory alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 685, p. 50–56, 2017.