

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

MATHEUS ZANCHETTA DE SOUZA FERNANDES

COMPORTAMENTO EM FADIGA DO AÇO SAE 300M

SÃO CARLOS
2017

MATHEUS ZANCHETTA DE SOUZA FERNANDES

COMPORTAMENTO EM FADIGA DO AÇO SAE 300M

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

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho.

SÃO CARLOS
2017

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

D363c de Souza Fernandes, Matheus Zanchetta
COMPORTAMENTO EM FADIGA DO AÇO SAE 300M / Matheus
Zanchetta de Souza Fernandes; orientador Waldek
Wladimir Bose Filho. São Carlos, 2017.

Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais e
Manufatura) -- Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, 2017.

1. Resistência à Fadiga. 2. Razão de carga. 3.
Curvas da/dN. I. Título.

FORMULÁRIO PARA RELATÓRIO DE DEFESA DE TCC

Relatório de defesa pública de Trabalho de Conclusão de Curso da Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo.

Nome: Matheus Zanchetta de Souza Fernandes		Nº USP: 8549181
Orientador: Waldek Wladimir Bose Filho		Nº USP: 2084975
Título do TCC: Comportamento em fadiga do aço SAE 300M		
Curso: Engenharia de Materiais e Manufatura		
Disciplina: SMM0325 - Trabalho de Conclusão		
Local da defesa: SMM	Data de defesa: 19/06/2017	Hora da defesa: 14:30:00

Após declarada aberta a sessão, o(a) Sr(a) Presidente passou a palavra aos examinadores para as devidas arguições. Em seguida, a Comissão Julgadora proclamou o resultado:

Membros da Comissão Julgadora	Vínculo	Sigla Unidade	Nota
Waldek Wladimir Bose Filho	SMM	EESC	8,0
Lauralice de C. F. Canale	SMM	EESC	7,0
Gualter Silva Pereira	SMM	EESC	7,5

Média= <i>7,5 (sete e meio)</i>		
Resultado final	<input checked="" type="checkbox"/> Aprovado	<input type="checkbox"/> Reprovado

Eu, *Ana M. G. Fabricio*, lavrei o presente relatório que assino com os(as) senhores(as). São Carlos, 19/06/2017.

<i>Lauralice de C. F. Canale</i> Lauralice de C. F. Canale	<i>Gualter Silva Pereira</i> Gualter Silva Pereira
<i>Waldek Wladimir Bose Filho</i> Waldek Wladimir Bose Filho	<i>Fabricio</i> Fabricio

FOLHA DE AVALIAÇÃO OU APROVAÇÃO

DEDICATÓRIA

Dedico meu trabalho à Deus, que por meio de meu pai e minha mãe me proporcionaram todas as oportunidades que poderia sonhar.

RESUMO

Fernandes, M. Z. **Comportamento em Fadiga do Aço SAE 300M**. 2017. 49f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017.

Em aplicações de alta tecnologia, como na indústria aeronáutica, automotiva e naval busca-se cada vez mais ganhos em propriedades mecânicas, como elevada resistência, tenacidade à fratura e resistência à fadiga. Como exemplo de aço com essas características tem-se o SAE 300M utilizado na indústria aeronáutica em peças estruturais, onde o conceito de projeto de prevenção de fadiga é empregado. Durante o estudo, determinou-se a dureza, os parâmetros de resistência a tração e as curvas $da/dN \times \Delta K$ para os estágios I (limiar) e II (Paris), sendo destas obtidos os valores de ΔK_{lim} , e as constantes C e m da equação de Paris. No ensaio de dureza, obteve-se 54 HRC, valor bem semelhante ao obtido para outros aços de ultra-alta resistência. Dos ensaios de tração foram obtidos as tensões de resistência e escoamento de 2012 e 1740 Mpa, respectivamente. Na comparação entre duas razões de carga, o aço apresentou para $R=0,1$, parâmetro $C=3,1 \cdot 10^{-8}$ [(mm/ciclo) /MPa. \sqrt{m}] e $m=2,65$, enquanto que, para $R=0,5$ apresentou $C=2,7 \cdot 10^{-8}$ [(mm/ciclo) /MPa. \sqrt{m}] e $m=2,85$, que para o aço SAE 300M a razão de carga tem pouca influencia na taxa de propagação de trinca, na Região II. Na análise fractográfica observou-se que o micromecanismo de propagação de trinca foi por deformação plástica localizada na frente da trinca (formação de estrias de fadiga). Além disso, comprovou-se com a observação da zona em que ocorre fratura catastrófica (Região III), que o aço estudado apresenta fratura por coalescência de microvazios, tratando-se, portanto, de uma fratura dúctil.

Palavras-chave: Resistência à Fadiga. Razão de carga. Curvas da/dN .

ABSTRACT

FERNANDES, M. Z. **Fatigue Resistance Behavior of 300M Steel**. 2017. 48f. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017.

In technology applications, as in aeronautical industry, each gain in mechanical properties are important: high resistance, fracture toughness and fatigue strength. The SAE 300M is an example of steel with those characteristics, which permits this steel to be used in structural parts. In this study, the hardness, the mechanical properties and the values for ΔK_{th} and the Paris constants, C and m, were obtained. The hardness obtained was 54 HRC and the resistance limit and the yield point were 2012 and 1740 MPa respectively, very similar to another steels in the same category. Comparing the two loading ratios, for R=0.1 it was obtained $C=3.1 \cdot 10^{-8}$ [(mm/ciclo) /MPa. \sqrt{m}] and m=2.65 and for R=0.5 it was obtained $C=2.7 \cdot 10^{-8}$ [(mm/ciclo) /MPa. \sqrt{m}] and m=2.85, proving that for the 300M steel the load ratio does not matter a lot in the crack ratio propagation. In the fractographic analysis it was observed that the micromechanism of crack propagation was plastic deformation. Besides that, it was comproved with the catastrophic fracture, in the third phase, that this steel is fractured by microbasin coalescence, ductile fracture.

Keywords: Resistance to fatigue. Ratio load. da/dN curve.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	10
2 OBJETIVOS.....	11
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	12
3.1 Fratura.....	12
3.2 Aço SAE 300M.....	23
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	26
4.1 Material e corpos de prova.....	26
4.2 Ensaio de Dureza.....	26
4.3 Ensaio de Tração.....	26
4.4 Ensaio de Propagação de trinca.....	27
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	33
5.1 Material e corpos de prova.....	33
5.2 Ensaio de Dureza.....	34
5.3 Ensaio de Tração.....	35
5.4 Ensaio de Propagação de Trinca.....	38
5.5 Fractografia.....	43
6 CONCLUSÃO.....	46
7 REFERÊNCIAS.....	47

INTRODUÇÃO

Em aplicações de alta tecnologia, como na indústria aeronáutica, automotiva, naval etc. busca-se cada vez mais ganhos em propriedades mecânicas, como elevada resistência mecânica, tenacidade a fratura e resistência a fadiga. Desta forma, o estudo de novos aços de ultra-alta resistência torna-se cada vez mais comum.

Como exemplo de aço de ultra-alta resistência tem-se o SAE 300M que foi desenvolvido no Brasil e consiste de uma modificação do aço AISI 4340, sendo amplamente utilizado na indústria aeronáutica em peças estruturais, como trens de pouso.

Os diversos componentes metálicos utilizados nas indústrias estão submetidos a diferentes tipos de esforços os quais, ao superar o limite de resistência do material, vão gerar algum tipo de fratura. Existem basicamente 4 modos de fratura: fadiga, clivagem, ruptura decoesiva e coalescência de microvazios ("dimples"). Cada modo possui seus micromecanismos próprios pelo qual a fratura se propaga. Um dos mecanismos de ruptura mais comum e relevante nos materiais metálicos é a fadiga, a qual é resultante da aplicação de carregamentos cíclicos.

2 OBJETIVOS

Este trabalho faz parte de um trabalho de pesquisa mais amplo, de Ronald (2016), abrangendo o estudo de aços de ultra alta resistência, em que as propriedades de resistência a propagação de trinca, de tenacidade ao impacto, tenacidade a fratura e vida de nucleação em fadiga foram estudados.

O presente trabalho ambicionou estudar a resistência a propagação de trinca por fadiga do aço SAE 300M, visando sua comparação com novos aços em desenvolvimento pela Villares Metals. Para isso, foram determinadas:

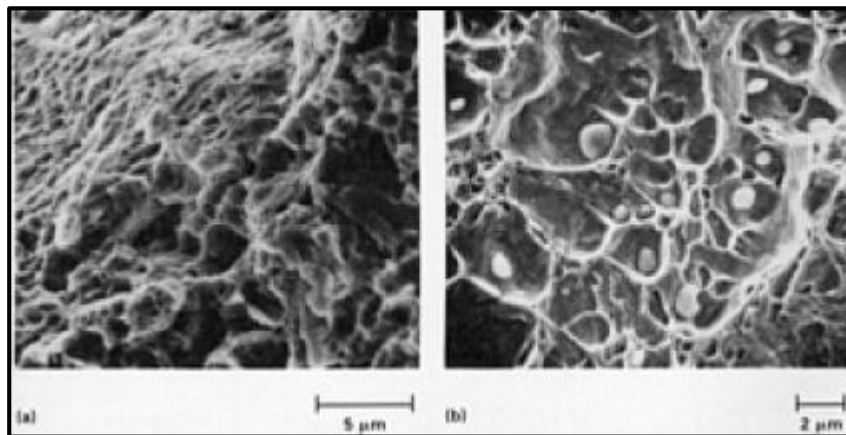
1. As curvas $da/dN \times \Delta K$ do aço SAE 300M para os estágios I (limiar) e II (Paris).
2. A influência da razão de carga, $R=0,1$ e $R=0,5$ nas curvas da/dN .
3. Os valores de ΔK_{lim} , e as constantes C e m da equação de Paris para as condições estudadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Fratura

Dos 4 tipos de fratura existentes, sabe-se que quando a sobrecarga é o principal fator a ser considerado para a fratura, em geral dois tipos de fraturas podem estar presentes: a fratura dúctil e/ou a fratura frágil. A fratura dúctil é derivada da coalescência de microvazios. O microvazio é nucleado em regiões com descontinuidade de tensão, sendo assim, normalmente associadas às partículas de segunda fase, inclusões e contornos de grão. Com o aumento da tensão, o microvazio aumenta seu diâmetro e coalesce, formando depressões em formato de copo, como podemos observar na Figura 1.

Figura 1: Fratura com coalescência de microvazios



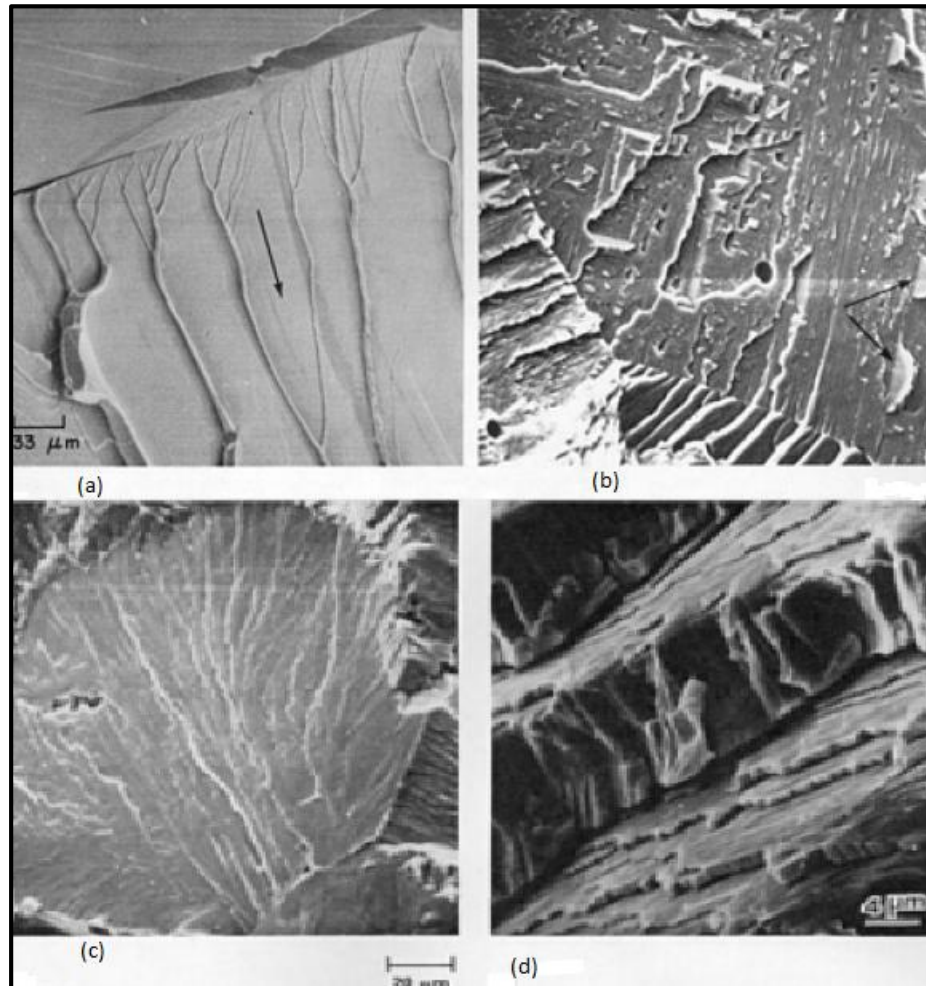
Fonte: ASM Handbook (1996)

O tamanho dos microvazios depende da nucleação dos mesmos, ou seja, quanto maior o número de sítios de nucleações, menos o microvazio consegue crescer e, portanto, menor será seu tamanho. Sendo que, a forma é determinada pelo estado de tensão no material enquanto existe o microvazio, podendo ser cônicos ou rasos. Além disso, outro tipo de fratura dúctil, é a que acontece por deformação plástica dependente do tempo, ou seja, fluência.

Além das dos tipos descrito à cima, a fratura pode ocorrer por clivagem. Segundo a ASM Handbook (1996), clivagem é uma fratura de baixa energia que propaga ao longo dos planos cristalográficos de baixo índice. Teoricamente este tipo de fratura deve proporcionar superfícies de fraturas complementares e planas. Entretanto devido a contornos de grãos e de sub-grãos, inclusões, discordâncias e outras imperfeições cristalinas que afetam a fratura por

clivagem, surgem características como degraus de clivagem, marcas de rios, marcas de penas e impressões de sargento, como na Figura 2 da ASM Handbook (1996).

Figura 2: Fratura por clivagem (a) degraus de clivagem e marcas de rio (b) línguas na superfície (c) padrão de pena (d) degraus de clivagem



Fonte: ASM Handbook (1996)

O principal modo de fratura a ser estudado neste trabalho é a fratura por fadiga. A American Society for Testing and Materials (ASTM, 2011) define fadiga como “um processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre em um material submetido a condições de carregamentos que produzem tensões e deformações flutuantes, em um ou mais pontos e que podem culminar em trincas ou fratura completa, após suficiente número de flutuações”. O processo é progressivo, localizado e acumulativo, desta forma o material é levado à falha por ser impossível sua recuperação após fadiga.

A vida em fadiga de um material corresponde à soma do tempo de nucleação da trinca com o tempo de propagação da mesma. Segundo Dowling (1999), uma falha por fadiga pode variar a partir de 10 até vidas acima de 10^8 ciclos, desta forma, pode-se classificar como fadiga de alto ciclo e fadiga de baixo ciclo. Assim, classifica-se como fadiga de alto ciclo quando o número de ciclos é superior à 10^5 , neste caso as deformações elásticas são muito superiores as plásticas. Classifica-se fadiga de baixo ciclo quando o número de ciclos é inferior à 10^5 , neste caso a trinca nucleia logo nos primeiros ciclos.

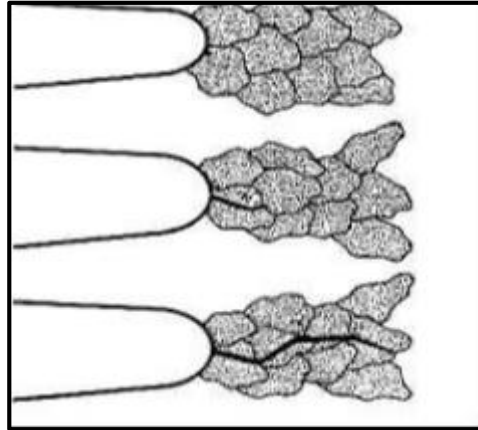
Pode-se dividir este tipo de fratura (fadiga) em três estágios:

- **Estágio I:** iniciação da trinca. Neste estágio ocorre a nucleação de uma ou mais microtrincas. Ocorre geralmente na superfície do material ou em regiões em que a tensão é máxima. Este estágio é fortemente influenciado pela presença no material de microtrincas, entalhes, riscos, inclusões e/ou precipitados de segunda fase. As trincas tendem a se deslocar ao longo dos planos de 45° , que possuem maior tensão cisalhante. Em materiais dúcteis, a nucleação ocorre devido a formação de bandas persistentes de deformação plástica, advindos de deformações plásticas nos grãos mais desfavoravelmente orientados. Em materiais frágeis e duros, como aços tratados de alta dureza, ocorre nucleação de trinca entre as inclusões existentes e a matriz, contornos triplos de grão, pois a matriz não se deforma plasticamente.

-**Estágio II:** propagação da trinca (estágio que será estudado). Este estágio está dividido em duas etapas:

1. Nesta etapa ocorre o crescimento da trinca a partir das bandas de deslizamento, e o aprofundamento da trinca segue a orientação do grão nos planos de alta tensão cisalhante. Em geral as trincas são transgranulares, possuem tamanho de 2 a 5 grãos, e segundo Forsyth (1969) a taxa de propagação é da ordem de angstroms. Pode-se observar esta etapa na Figura 3.

Figura 3: Primeira etapa da propagação

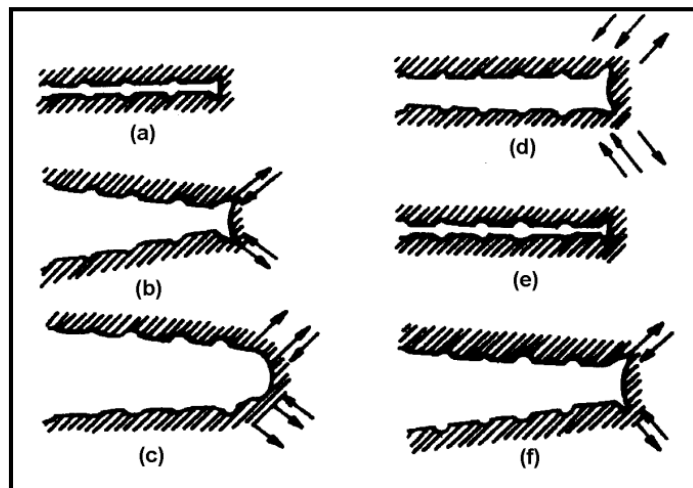


Fonte: Miller (1993)

2. Segundo Anderson (2005) a segunda etapa ocorre nos planos de alta tensão de tração, sendo que a cada ciclo ocorre o avanço da trinca, originando as estrias ou "marcas de praia", que são pequenas curvas perpendiculares na direção de propagação das trincas. Entretanto, segundo a norma ASM Handbook (1996) a direção das estrias pode ser alterada por variações na microestrutura e na tensão local por mudar o plano de fratura.

Laird (1978) propôs o mecanismo que é mais aceito para o surgimento dessas estrias, que se baseia em sucessivos arredondamentos e embotamentos na ponta da trinca, Figura 4.

Figura 4: Propagação de trinca por fadiga pelo modelo de Laird



Fonte: Laird (1978)

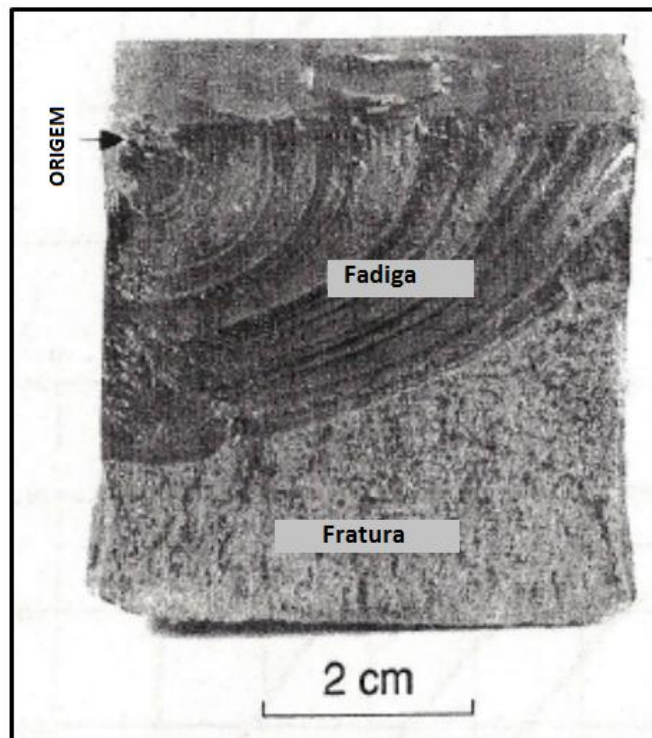
Como os materiais apresentam defeitos devido ao processo de fabricação e não podem ser considerados homogêneos, a vida em fadiga passa a depender da resistência a propagação

de trincas do material, pelo qual a resistência mecânica é diretamente proporcional a este estágio.

-**Estágio III**: fratura final, em que a trinca atinge seu tamanho crítico e devido a sua propagação rápida ocorre a fratura repentina e catastrófica do material.

Na Figura 5, pode-se observar três regiões na superfície de fratura por fadiga: observa-se o local de nucleação da trinca, a direção de propagação e a fratura final. A região de aspecto polido, liso e estrias corresponde a propagação estável. Entretanto, a fratura final apresenta aspecto grosseiro, irregular e texturizado.

Figura 5: Superfície de fratura por fadiga



Fonte: A. Madeyski (1978)

Segundo Callister (2006), embora possam ser tomadas medidas para minimizar a possibilidade de falha por fadiga, trincas e sítios de nucleação sempre existirão em componentes estruturais. Sob a influência de tensões cíclicas, essas trincas irão inevitavelmente se formar e crescer, sendo que este processo, se não for combatido, pode levar à fratura. Os resultados de estudos de fadiga mostraram que a vida de um componente estrutural pode ser relacionada à taxa de crescimento da trinca.

A partir dos ensaios de fadiga podem ser construídas as curvas de taxa de propagação de trinca da/dN x ΔK . Na região inicial da curva em que a taxa é crescente, denomina-se região limiar e a região secundária, em que a taxa de propagação da trinca apresenta relação linear com o fator de intensidade de tensão (ΔK), onde a equação de Paris e Erdogan pode ser aplicada (Equação 1), denomina-se região de Paris.

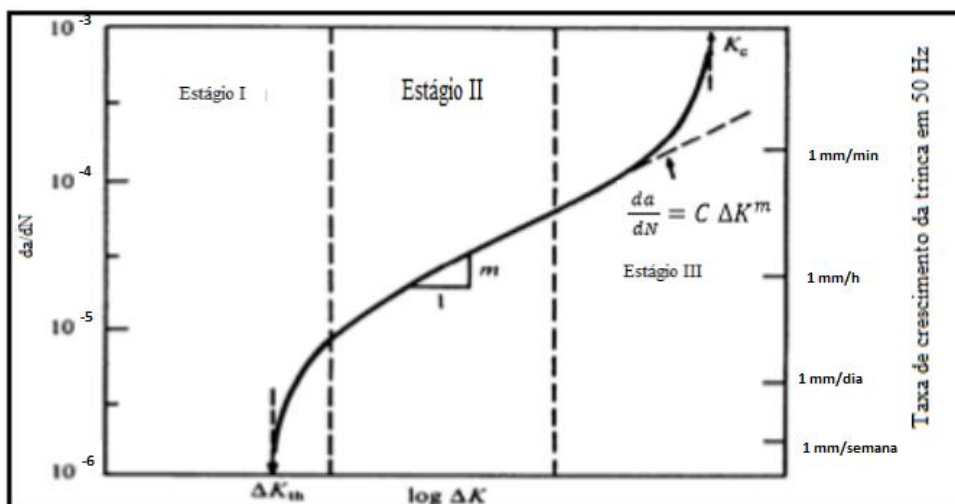
$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (1)$$

em que C e m são constantes do material.

Williams (1957), criou o fator de intensidade de tensão (K) com o objetivo de descrever o estado de tensão e, portanto, de deformação em torno de uma trinca. Quando o fator K atinge um valor crítico K_{ic} , denominado de tenacidade à fratura, ocorre falha do material. Esse fator determina a estabilidade de uma trinca durante o processo de fratura e é utilizado para estimar a propagação de trincas que são solicitadas ciclicamente.

Para determinar a curva da/dN vs ΔK é necessário primeiramente obter por meio dos ensaios a curva de tamanho de trinca versus número de ciclos. A Figura 6, apresenta um exemplo de curva da/dN vs ΔK .

Figura 6: Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão



Fonte: Anderson (2005)

Observam-se os três estágios de propagação da trinca. No estágio I ocorre um fator de intensidade de tensão mínimo, denominado limiar, que representa o menor valor para que haja

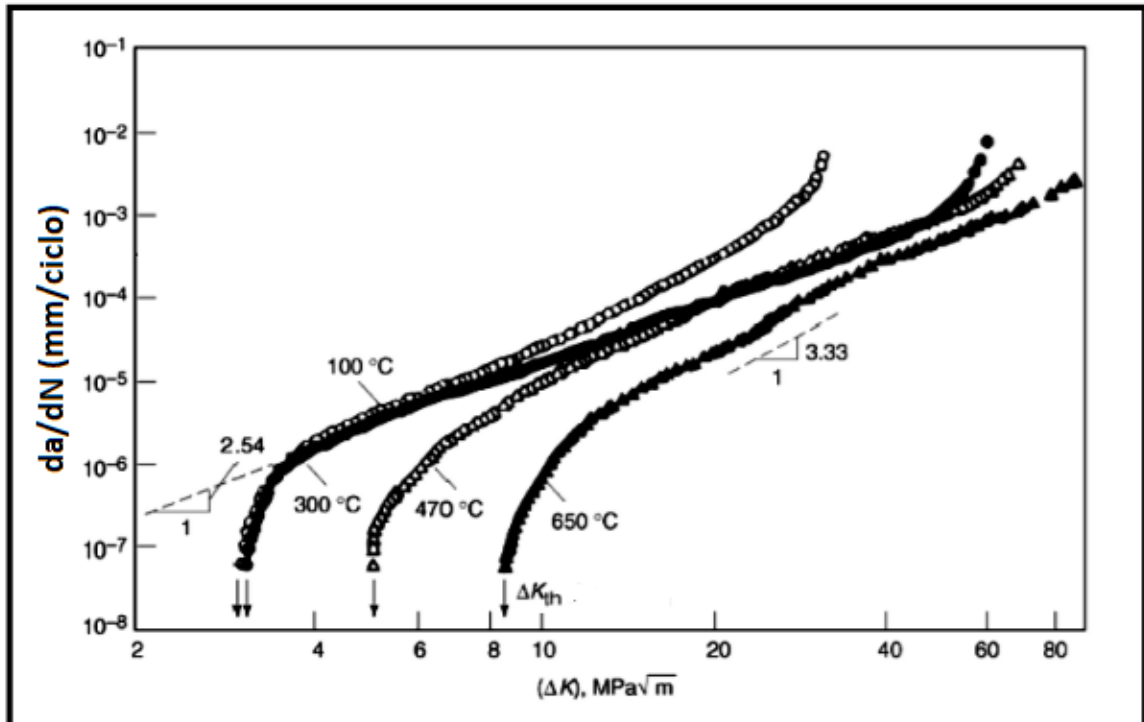
comprimento de trinca mensurável. O crescimento da trinca a partir desse limiar ocorre por sistema de deslizamentos no metal sem a presença de clivagem e com superfície de fratura plana. De acordo com ASM Handbook (1985) a trinca caminha por planos cristalográficos definidos e altera sua direção quando se depara com um obstáculo, tendendo a aumentar ao longo dos planos cristalográficos. Outro fator relevante é o tamanho de grão, sendo que, quanto menor o tamanho do mesmo, maior a densidade de contornos de grão, o que impedem o deslizamento das bandas, o evitam a propagação. O limite presente nessa região é fortemente influenciado pela tensão média, pela microestrutura, pelo ambiente e pela frequência.

Na região II a curva é linear, a Equação 1 é válida e a taxa de propagação varia de 10^{-6} a 10^{-3} mm/ciclo, sendo que esta é influenciada pela microestrutura e por propriedades monotônicas.

Na região III, devido a ação da fadiga em conjunto com a mecânica da fratura, ocorre o aumento brusco da taxa de propagação. Quando o valor de K_{Ic} do material é alcançado, a propagação é determinada pela coalescência de microvazios e/ou pela clivagem levando a ruptura do material.

A Figura 7 a seguir apresenta as curvas de propagação de trinca por fadiga para o aço 300M, com variação de temperatura de revenido, obtidas na literatura para fins de comparação. O aço em questão foi austenitizado a 870 °C e temperado em óleo, e posteriormente ensaiado com $R=0,05$ em ambiente laboratorial e a temperatura ambiente.

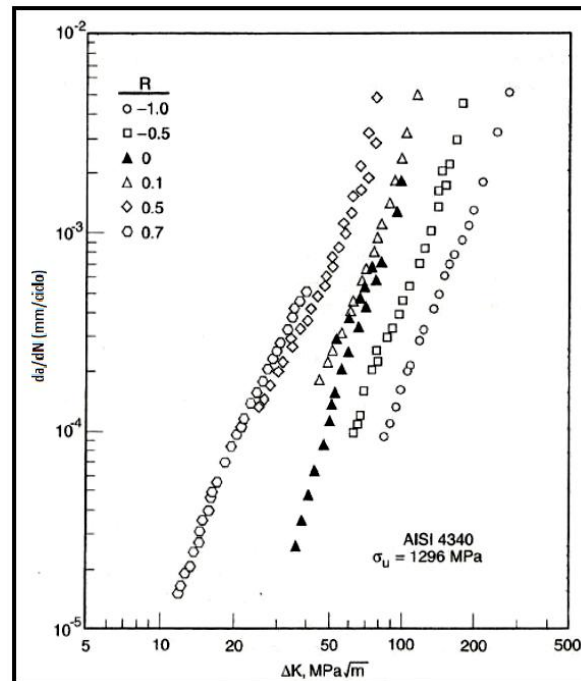
Figura 7: Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, para aço 300M



Fonte: ASM Handbook (1996)

Diversos fatores influenciam no crescimento da trinca por fadiga, referentes à microestrutura, ao processamento utilizado no material, à geometria do componente, às taxas de deformação, aos meios corrosivos e à temperatura. Entretanto, a razão de carga R , a frequência e o ambiente são fatores que influenciam drasticamente na taxa de propagação. Em geral, como podemos ver na Figura 8, para um ΔK constante, a taxa de propagação da/dN é maior, quanto maior for o valor da razão de carga.

Figura 8: Influência d-a razão R na taxa de propagação de trinca por fadiga



Fonte: Dennis (1986) apud Downing (1999, p. 566)

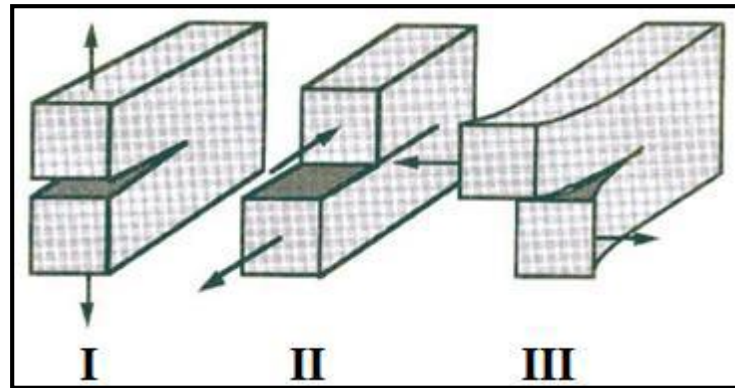
Segundo a norma ASTM E647 existem dois tipos de ensaios de fadiga para obtenção das regiões I e II: ensaio de amplitude constante em que K é crescente e em que K é decrescente. Utiliza-se K crescente para propagação de trincas com taxas maiores que 10^{-8} mm/ciclo , no entanto considerações em relação a pré trinca por fadiga tornam sua aplicação difícil para taxas mais baixas. Para obtenção de ΔK_{lim} , utiliza-se K decrescente, em que ocorre diminuição da amplitude de carregamento até alcançar o gradiente de K negativo, gerando carregamentos que apresentam extensa zona plástica, o que retarda o crescimento da trinca.

Existem basicamente três tipos de carregamento que a trinca pode sofrer como é explicitado na Figura 9, cada um dos três modos é descrito a seguir.

- Modo I: carregamento em tração, sendo que a direção de deslocamento das superfícies da trinca são perpendiculares a si mesmas.
- Modo II: carregamento em cisalhamento (escorregamento), sendo que as direções de deslocamento das superfícies da trinca são paralelas a si mesmas e perpendiculares à frente de propagação.

- Modo III: carregamento em cisalhamento (rasgamento), sendo que as direções de deslocamento das superfícies da trinca são paralelas a si mesmas e à frente de propagação.

Figura 9: Modos de carregamento para abertura de trinca



Fonte: Anderson (1995)

Os corpos de prova do tipo C(T), que serão estudados no trabalho, alinhados e pré trincados por fadiga devem ser submetidos a carregamento cíclico no Modo I, utilizando-se carga trativa e amplitude constante, sendo que o tamanho da trinca deve ser medido periodicamente por extensometria ou por método visual. Desta forma a curva de crescimento é simultaneamente traçada. No início a trinca cresce lentamente, porém com seu crescimento, a velocidade de propagação aumenta rapidamente levando à ruptura final.

Com o aumento de ΔK no crescimento da trinca a uma amplitude de tensão constante, como da/dN depende de ΔK , a taxa de crescimento não é constante. Pode-se então, utilizar um método de integração para obter a vida em crescimento da trinca em fadiga. A taxa de crescimento em fadiga da/dN para um material e razão R é dada em função de ΔK , como pode-se ver na Equação 2.

$$da/dN = f(\Delta K, R) \quad (2)$$

Tendo em vista isso, a vida em ciclos para fratura pode ser calculada resolvendo a seguinte integral, Equação 3.

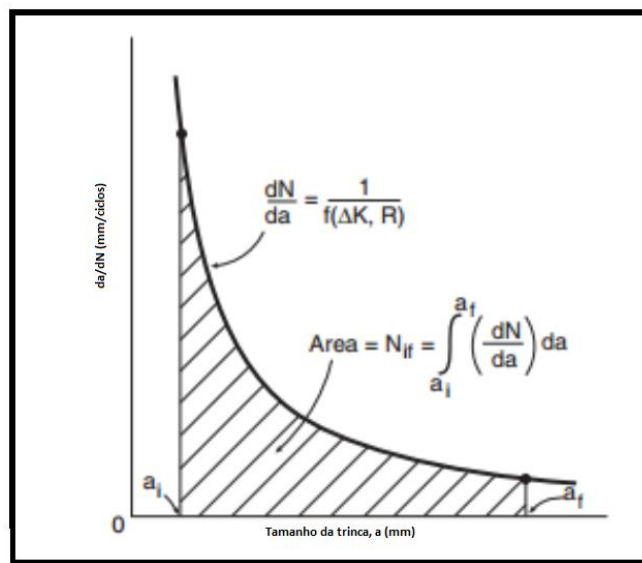
$$\int_{N_i}^{N_f} dN = N_f - N_i = N_{if} = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, R)} \quad (3)$$

Em que, a_i é o tamanho inicial da trinca no ciclo N_i e a_f é o tamanho final da trinca no ciclo N_f . Também pode-se escrever a Equação 4.

$$dN/da = \frac{1}{\frac{da}{dN}} = 1/f(\Delta K, R) \quad (4)$$

Com isso, pode-se calcular a vida N_{if} como sendo a área em baixo da curva, entre a_i e a_f , na Figura 10.

Figura 10: Curva de vida em fadiga



Fonte: Dowling (1999)

Utilizando-se a aproximação, temos a Equação 5.

$$C = C_0/(1 - R)^{m(1-gama)} \quad (5)$$

E assumindo que a amplitude de tensão é constante, obtém-se a Equação 6.

$$N_{if} = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C (\Delta K)^m} = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C (F \Delta S \sqrt{\pi a})^m} = \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{C (F \Delta S \sqrt{\pi})^m} \frac{da}{a^{m/2}} \quad (6)$$

Por último, sendo C , $F \Delta S$ e m constante, consegue-se a Equação 7.

$$N_{if} = \frac{a_f^{1-m/2} - a_i^{1-m/2}}{C (F \Delta S \sqrt{\pi})^m (1 - m/2)} \quad (m \neq 2) \quad (7)$$

3.2 Aço SAE 300M

Os aços pertencem a categoria dos materiais metálicos e são amplamente utilizados por seu custo relativamente baixo de manufatura, produção em grande escala e por propriedades específicas precisas. Além disso, apresentam boa combinação de propriedades mecânicas como resistência à fadiga, resistência mecânica, tenacidade à fratura e ductilidade.

Segundo Callister (2006) os aços são ligas de Fe-C e outros elementos, sendo o carbono o mais comum deles. O teor de carbono pode variar entre 0,002 e 2,1 %, além disso outros elementos são acrescentados em menores concentrações com o objetivo de se obter as propriedades desejadas, tais elementos são denominados elementos de liga. Estes apresentam forte influência sobre a microestrutura do aço, alterando parâmetros de resistência, tenacidade e resistência a oxidação e corrosão. Encontra-se resumidamente na Tabela 1 abaixo os efeitos que certos elementos químicos proporcionam nos aços:

Tabela 1: Efeitos dos elementos químicos nos aços

Elemento	Função
Carbono	Aumenta sua temperabilidade, porém seu teor deve ser mantido baixo, pois pode acarretar em decréscimo da tenacidade.
Silício	Aumenta temperabilidade e sustenta a formação de solução sólida (re-endurecimento após o revenimento), no entanto é desfavorável para a formação de carbonetos.
Manganês	Aumento da temperabilidade, porém em aços austeníticos reduz propriedades mecânicas e de fabricação.
Cromo	Aumenta temperabilidade, e aumento da resistência à corrosão e mecânica à altas temperaturas.
Níquel	Aumento de tenacidade para aços perlítico-ferríticos, aumenta temperabilidade e torna austeníticas as ligas inoxidáveis de Fe-Cr.

Molibdênio	Proporciona endurecimento por precipitação, aumenta temperabilidade com formação de carbonetos e fornece dureza secundária no revenimento.
Cobalto	Provoca endurecimento da ferrita.
Vanádio	Aumenta endurecimento secundário por precipitação, promove refino do grão e possui tendência de formação de carbonetos.

A busca de melhorias nas propriedades dos aços, como aumento da tenacidade à fratura, da resistência mecânica e da resistência à fadiga levou ao desenvolvimento de novos aços de ultra-alta resistência, uma classe de aços que passou a ser utilizada em uma série de aplicações de alta responsabilidade, como na indústria aeronáutica.

O aço de ultra -alta resistência a ser estudado, SAE 300M, que apresenta alta resistência mecânica, boa tenacidade a fratura e é largamente utilizado na indústria aeronáutica em peças estruturais, e consiste de uma modificação do aço AISI 4340 com teores de carbono e molibdênio mais elevados (1,6% Si) e adição de vanádio.

O aço 300M, após um tratamento de têmpera intercrítica, adquire uma estrutura martensítica refinada e entrelaçada com traços de ferrita distribuídas aleatoriamente, alta temperabilidade, endurecimento secundário e baixa concentração de descontinuidades internas que proporcionam uma maior tenacidade e resistência mecânica.

A alta temperabilidade está relacionada com a quantidade de carbono e com a presença de elementos de liga, que em conjunto de um resfriamento menos severo, como ao óleo, proporciona a formação de uma martensita mais homogênea.

O endurecimento secundário é proporcionado pela formação de uma quantidade maior de carbonetos devido a presença de silício. Desta forma, o aumento da resistência mecânica em conjunto com uma estrutura martensítica mais homogênea proporciona ao aço 300M, uma resistência à fadiga superior ao aço 300M quando comparado ao aço AISI 4340. Segundo PHILIP (1978) o aço apresenta resistência a tração entre 1860 e 2070 MPa e melhor resistência mecânica que o aço AISI 4340 a altas temperaturas.

O tratamento térmico representa uma importante etapa no beneficiamento do aço 300M. Existem diferentes formas de tratamento térmico para este aço, entre elas segundo NICOLETTI (2004):

-Normalização: aquecimento entre 915 e 940 °C por tempo variável, segundo o tamanho da peça e resfriamento ao ar.

-Tempera: austenitização entre 860 e 885 °C, com resfriamento ao óleo até abaixo de 70 °C. Pode-se ainda realizar um processo de martempera, em que o resfriamento é feito em banho de sal entre 200 e 210 °C. Neste caso, aço é mantido por 10 minutos no banho, seguindo de resfriamento ao ar até abaixo de 70 °C.

-Revenimento: aquecimento por 2 a 4 horas entre 260 e 315 °C. É recomendado duplo revenimento. Este procedimento produz a melhor combinação de alta tensão de escoamento e altas propriedades de impacto.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material e Corpos de Prova

Os corpos de prova foram usinados a partir de um tarugo de aço SAE 300M cedido pela Villares Metals, que foi fundido em um forno elétrico a arco e refundido sob vácuo, também a arco. Com os corpos de prova usinados, os mesmos foram tratados termicamente da seguinte forma:

- Foram temperados sob vácuo: austenitização a 870 °C por 45 minutos, com resfriamento em óleo (temperatura do óleo mantida entre 30 e 50 °C).

- Posteriormente foram revenidos a 300 °C por 2 horas, com resfriamento ao ar, sem proteção especial.

- Por último novamente revenidos a 300 °C por 2 horas com resfriamento ao ar, sem proteção especial.

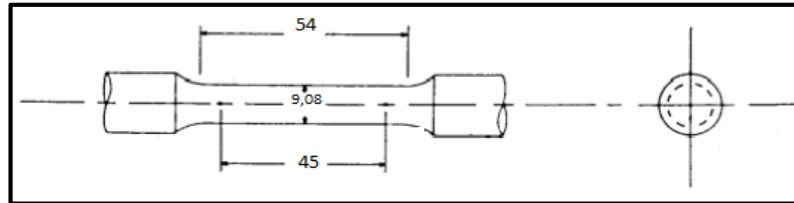
4.2 Ensaio de dureza

No ensaio de dureza foi utilizada a norma ASTM E18-14 para obtenção da dureza Rockwell nas amostras metálicas. O equipamento utilizado foi um durometro marca Leco, modelo RT – 240. Foi utilizada uma carga de 150kgf e penetrador de diamante. A dureza Rockwell C (HRC) foi obtida a partir da média de 5 medidas.

4.3 Ensaio de Tração

No ensaio de tração foram utilizados 5 corpos de provas usinados na direção longitudinal de acordo com a norma ASTM E8M. Os corpos de prova foram ensaiados em equipamento da Villares Metals. A Figura 11 abaixo mostra as dimensões dos corpos de prova utilizados.

Figura 11: Dimensões do corpo de prova de tração



Fonte: ASTM E8M

4.4 Ensaio de Propagação de Trinca

As curvas da dN vs ΔK , ou seja, taxa de propagação de trinca por fadiga, que é função do número de ciclos, versus variação do fator de intensidade de tensão, foram obtidas por ensaios de fadiga com carregamentos de amplitude constante segundo a norma ASTM E647 (2011), sob controle de carga e em ambiente laboratorial. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, utilizando-se onda senoidal com frequência constante de 15 Hz e utilizando-se dois valores de razão de carga, 0,1 e 0,5. A Tabela 2 abaixo mostra como foram divididos os corpos de prova.

Tabela 2: Divisão dos corpos de prova

Razão de carregamento	Números de corpos de prova
0,1	3
0,5	3

Os ensaios foram realizados em uma máquina universal MTS 100 KN de capacidade, Figura 12, do departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura da Escola de Engenharia de São Carlos.

Figura 12: Máquina universal MTS

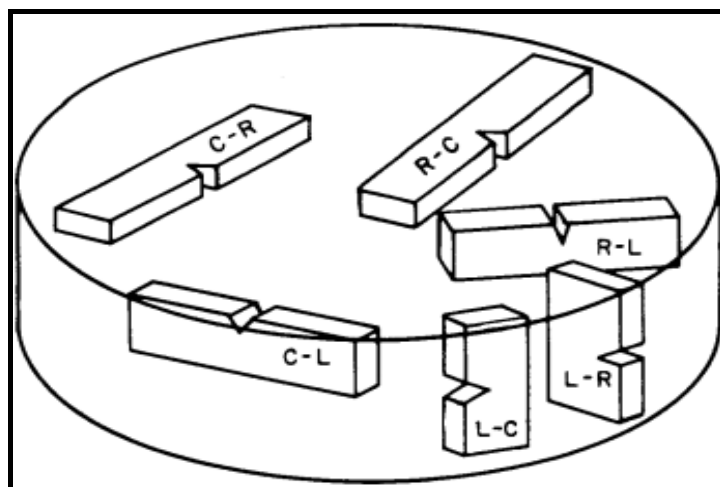


Fonte: Autor

Os dados obtidos nos ensaios de fadiga foram armazenados em microcomputadores e posteriormente por meio de programas gráficos específicos obteve-se o “limiar” da região I e os parâmetros C e m da equação de Paris da região II para cada ensaio realizado.

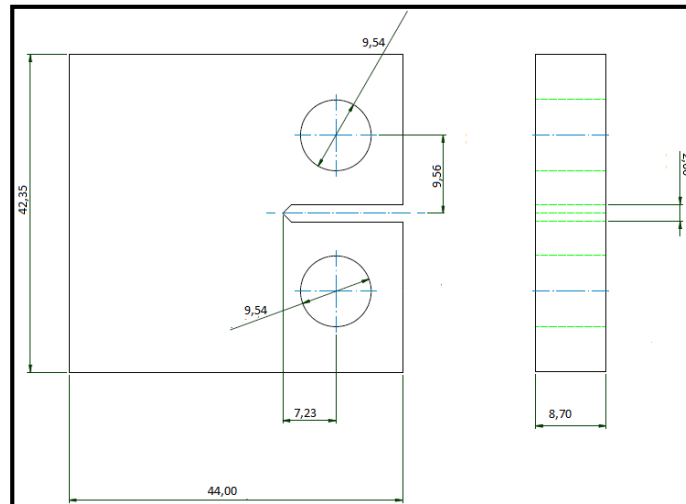
Os corpos de prova de aço ASTM 300M utilizados foram do tipo C(T), e retirados na direção longitudinal-radial (L-R), Figura 13, e seguindo o padrão da norma ASTM E 647 (2011). A Figura 14 apresenta as dimensões do corpo de prova.

Figura 13: Direções do Tarugo



Fonte: Norma ASTM E399-90

Figura 14: Dimensões do corpos de prova (mm).



Fonte: Autor

Os seis corpos de prova foram preparados de acordo com a técnica de metalografia convencional seguindo a norma ASTM E3 (2011): com o lixamento desde lixas de água 80, devido a dureza desse aço, até lixas 2000 e com posterior polimento com pasta de diamante de $0,5 \mu\text{m}$. Para o facilitar a visualização do crescimento da trinca, o corpo de prova foi riscado com a ajuda de um riscador. Os riscos foram perpendiculares à direção de propagação da trinca e possuíam espaçamento de 1 mm entre si. Para facilitar a fixação do extensômetro colou-se como indicado na Figura 15, duas pastilhas popularmente conhecidas como “facas”. Observe um corpo de prova após as etapas descritas na figura.

Figura 15: Corpo de prova C(T) polido e com riscos perpendiculares.



Fonte: Autor

Para realização do ensaio, foi feita uma pré-trinca por fadiga de 1 à 2 mm, utilizando-se K decrescente, nos corpos de prova seguindo a norma ASTM E 647 (2011). Parâmetros como tamanho da trinca, taxa de propagação da trinca, fator intensidade de tensão e força máxima e mínima foram obtidos por monitoramento computacional e pela utilização de um extensômetro Clip Gauge MTS, como mostra a Figura 16.

Além disso, utilizou-se o método da variação da flexibilidade elástica (compliance) para monitoramento da trinca que foi validado visualmente com o auxílio de uma luneta.

Figura 16: Corpo de prova instrumentado com extensometria do tipo clip on Gauge

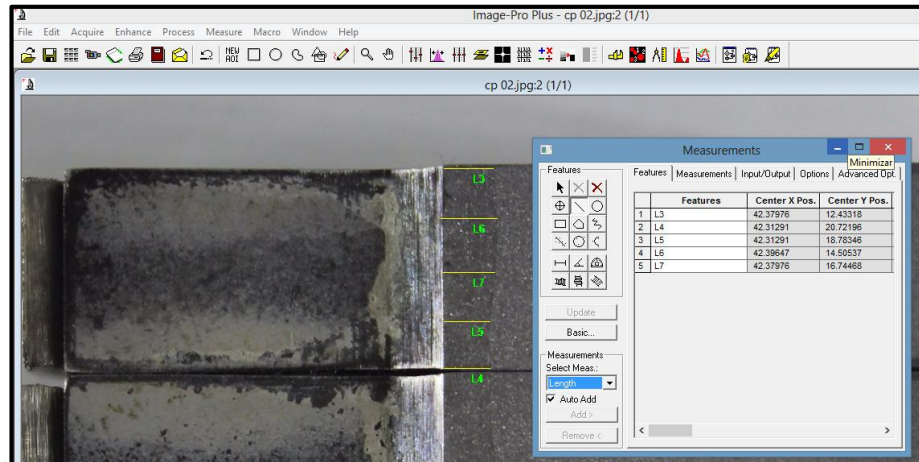


Fonte: Autor

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados em triplicata, variando-se a razão de tensão para dois valores, com controle de carga para determinação da curva $da/dN \times \Delta K$ com predominância de estado de tensão plana. Os corpos de prova foram fraturados após o ensaio para posterior análise e medição da trinca.

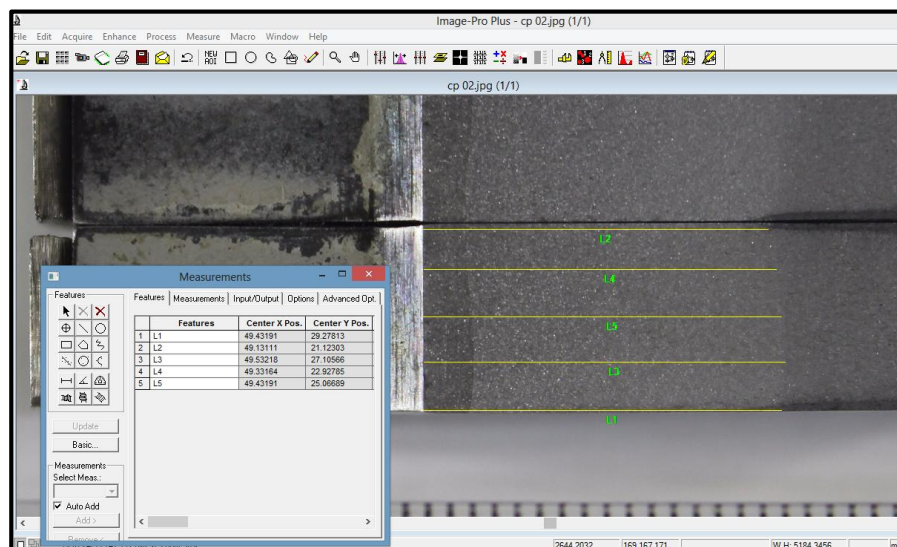
Com os dados obtidos, através de programas específicos e cálculos, foi possível obter a curva $da/dN \times \Delta K$ na região I e II. As curvas obtidas foram corrigidas pelo programa utilizado pela MTS, após a correção da trinca feita no programa IPWin4 segundo a norma ASTM E 647, utilizou-se um programa de análise de imagens em que o tamanho real da pré-trinca e da trinca final foram determinados para construção das curvas $da/dN \times \Delta K$. Figura 17 e 18.

Figura 17: Medição do tamanho real da pré-trinca



Fonte: Autor

Figura 18: Medição do tamanho final da trinca após ensaio de propagação



Fonte: Autor

As tabelas, gráficos e dados obtidos nos ensaios de fadiga foram armazenados no computador e posteriormente trabalhados em programas como o Excel e o Origin. Através desses programas, utilizou-se as curvas obtidas em ensaio sob carga constante para obtenção dos parâmetros C e m , da equação de Paris, enquanto que para determinar-se o valor de ΔK_{lim} do material utilizou-se as curvas obtidas em ensaio sob controle de ΔK .

Posteriormente, os corpos de prova ensaiados foram rompidos e preparados para análise fractográfica, para analisar o comportamento do material do ponto de vista dos modos de fratura.

Para a análise, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura da marca FEI e modelo Impec 50 pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos. Foram selecionados dois corpos de prova para análise, um ensaiado com razão de carga de 0,1 e o outro de 0,5. Posteriormente, para facilitar a visualização de estrias de fadiga no MEV, cortou-se o corpo de prova, a fim de melhorar o foco do microscópio e diminuir a interferência do campo magnético do material.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Material

A composição química apresentada pela Villares Metals para o aço SAE 300M pode ser encontrada e comparada com os valores fornecidos pela norma SAE ASM (2011) na Tabela 3.

Tabela 3: Composição nominal x fornecida do aço 300M (% em peso)

Elemento	Composição (Villares)	Composição Nominal
C	0,42	0,4 a 0,46
Si	1,75	1,45 a 1,80
Mn	0,84	0,65 a 0,90
P	0,006	
V	0,06	0,05 min
Ni	1,81	1,65 a 2,00
Cr	0,85	0,70 a 0,90
Mo	0,39	0,30 a 0,45
Al	0,016	0,03
Cu	0,04	0,15
W	0,02	
Ti	0,0024	0,004

Fonte: SAE ASM (2011)

Comprova-se portanto que o material fornecido pela Villares Metals segue quase que por completo, a composição exigida pela norma SAE.

4.2 Ensaio de Dureza

Após as seis medições de dureza, Tabela 4, obteve-se como média 53,5 Rockwell C (HRC) para o aço em estudo. Na Tabela 5 encontra-se uma comparação com o aço VART 100 estudado por De Paula (2014) e com o aço SAE 300M estudado por Allen e Boardman (2005).

Tabela 4: Medidas do ensaio de Dureza Rockwell C

Corpo de prova	HRC
1	53,2
2	53,6
3	53,9
4	53,2
5	53,6
6	53,5
Média	53,5
Desvio Padrão	0,27
Erro Padrão	$\pm 0,11$

Fonte: Próprio autor.

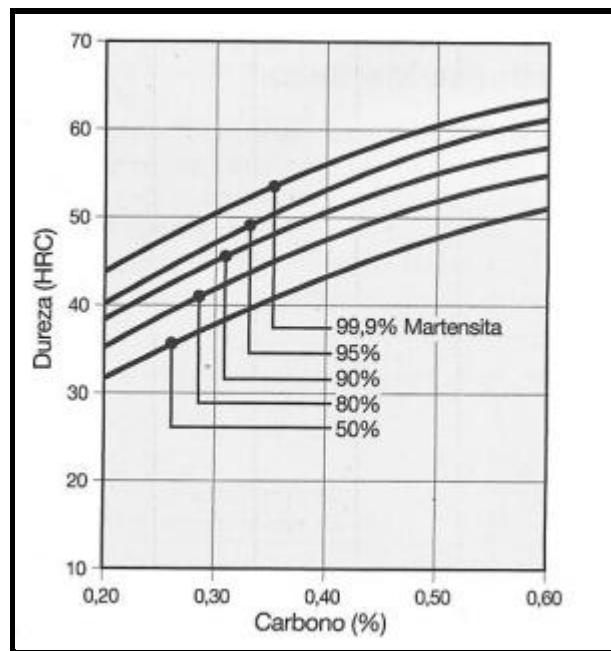
Tabela 5: Dureza Rockwell C.

Aço	300M L-R	300M (Allen e Boardman, 2005)	VART 100 (De Paula, 2014)
HRC	54	53	52

Observa-se pela comparação que o material utilizado para ensaio, apresenta dureza muito semelhante a esperada pela literatura e a de seu concorrente, o aço VART 100. Além disso, a martensita é o constituinte que proporciona a maior dureza da microestrutura, sendo

esta dependente da porcentagem de carbono presente no material, como pode ser observado na Figura 19. Desta forma, para um material de dureza 53 HRC e com porcentagem de 0,42% de carbono, pode-se considerar uma quantidade de martensita no material de 96% aproximadamente.

Figura 19: Porcentagem de martensita atingida após a tempera em função do teor de carbono e da dureza obtida.



Fonte: Colpaert (2008)

4.2 Ensaio de Tração

O ensaio em tração foi realizado como descrito na seção 3 e os resultados obtidos podem ser observados na Tabela 6.

Tabela 6: Resultados do ensaio de tração para o aço SAE 300M

Corpo de Prova	Al (%)	RA (%)	E (Gpa)	Limite de Resistencia (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)
1	10,60%	47,26%	203,0	2016	1749
2	9,64%	46,12%	202,5	2031	1756
3	9,76%	47,79%	205,4	2002	1736
4	9,00%	48,71%	203,4	2014	1740
5	10,51%	50,78%	203,6	1984	1719
Valores Médios	10,00%	48,13%	204	2010	1740
Desvio Padrão	0,01	0,02	1,10	17,48	14,18
Erro Padrão	±0,004	±0,008	±0,49	±7,87	±6,34

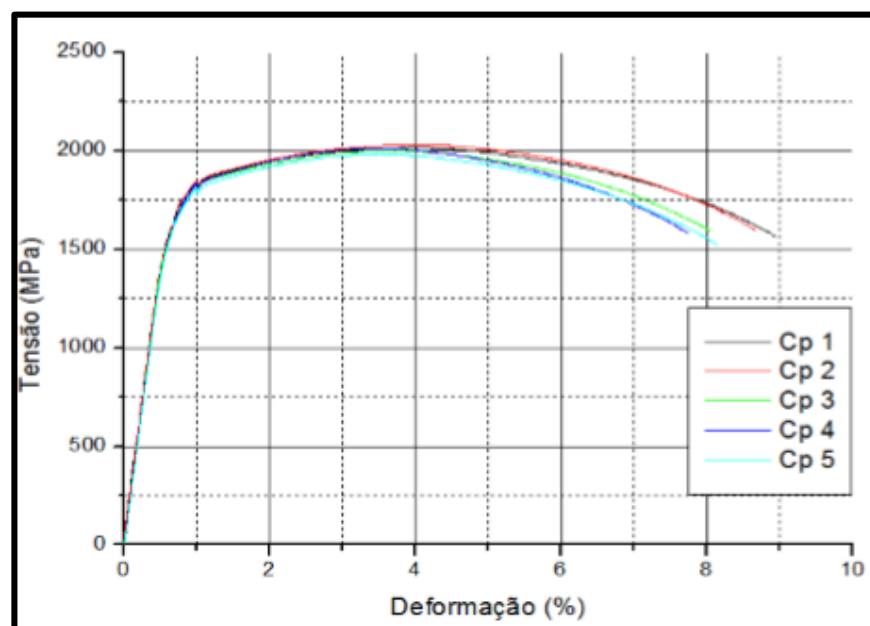
Observa-se pelos dados obtidos que houve pouca variação dos resultados. Além disso, pode-se pela Tabela 7 comparação material ensaiado, com o seu concorrente, VART 100, e pelo valor fornecido para o aço 300M estudado por Allen e Boardman (2005).

Tabela 7: Comparação dos resultados do ensaio de tração

	300M L-R	300M (Allen e Boardman, 2005)	VART 100 (De Paula, 2014)
E (GPa)	204	199	189
Limite de Resistencia (MPa)	2010	2010	1911
Limite de escoamento (MPa)	1740	1610	1676
AL (%)	10	10	19
RA (%)	48	31	64

Com a Tabela 7 pode-se observar a semelhança do aço estudado frente aos dois outros aços em relação as propriedades mecânicas, entretanto com maior módulo elástico e parâmetros de ductilidade inferiores na comparação com o aço VART 100. E por último, com as informações obtidas no ensaio, pode-se construir a curva tensão x deformação, Figura 20.

Figura 20: Curva tensão x deformação do aço SAE 300M

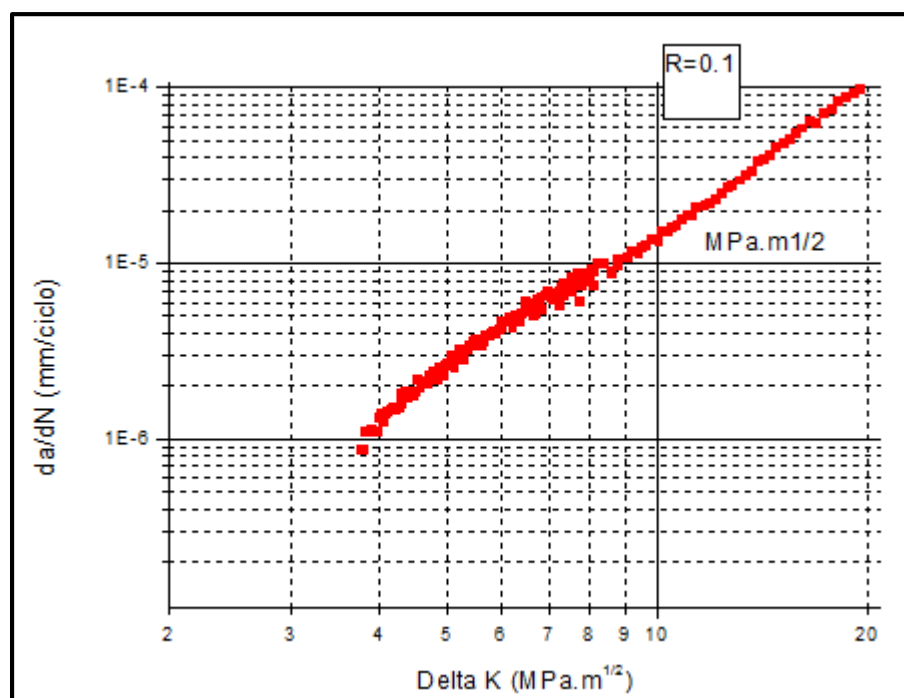


Fonte: Ronald (2016)

4.3 Ensaio de propagação de trinca por fadiga

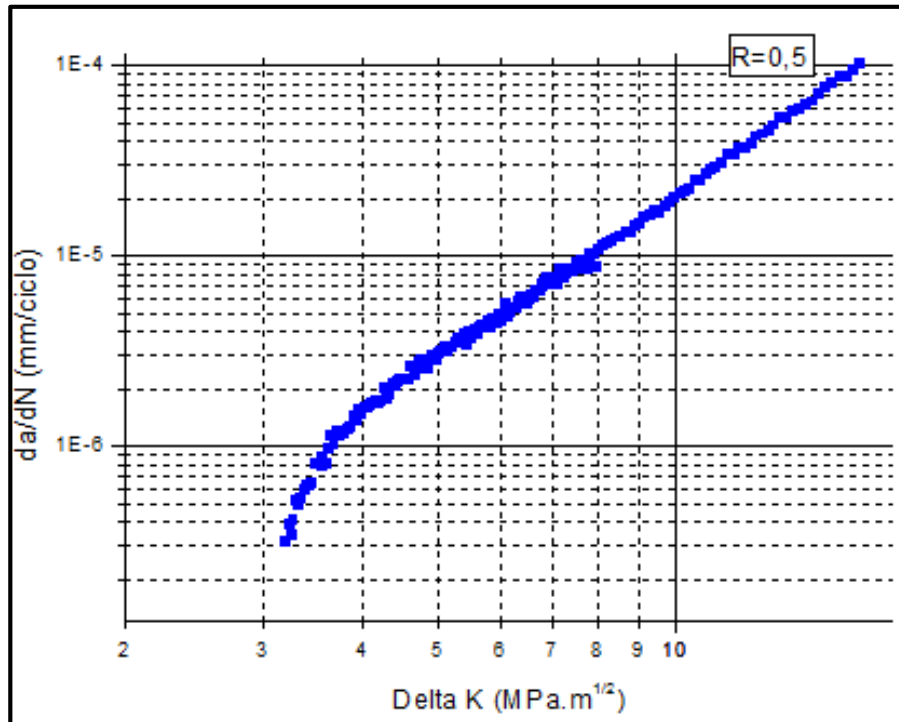
Nos ensaios de propagação de trinca por fadiga foram determinados os valores dos parâmetros C , m e ΔK_{lim} . Desta forma, foram obtidas experimentalmente as curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN) para os dois valores de razão de tensão R . Nas Figuras 21 e 22 podemos observar a curva da/dN nos dois primeiros estágios, obtidas para $R=0,1$ e $R=0,5$, utilizando apenas um corpo de prova para cada razão de carregamento.

Figura 21: Curva $da/dN \times \Delta K$ para corpo de prova ensaiado com razão de carga igual a 0,1



Fonte: Autor

Figura 22: Curva da/dN x ΔK para corpo de prova ensaiado com razão de carga igual a 0,5



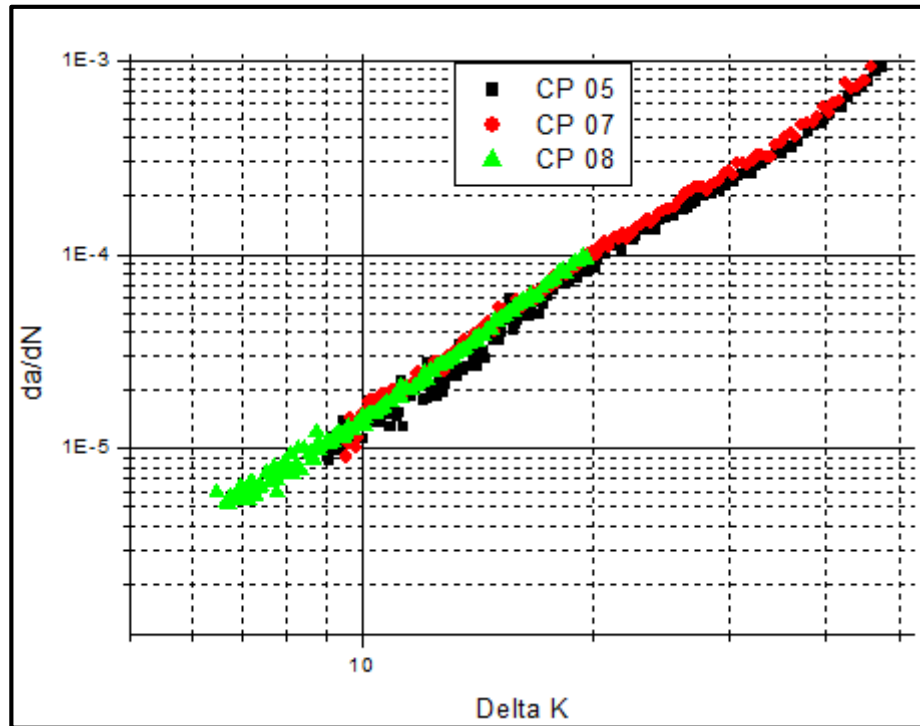
Fonte: Autor

Pelas duas figuras, pode-se observar que o aço 300M não apresenta grande sensibilidade na variação da razão de tensão nas curvas de propagação de trinca, o que é comum em algumas classes de aços. Percebe-se que com o aumento de R a taxa de propagação de trinca por fadiga torna-se pouco superior à de $R=0,1$.

Entretanto ao determinar os dois valores de ΔK_{lim} , nota-se que como esperado o parâmetro sofre uma influência maior do valor de R, sendo que para $R=0,5$ ΔK_{lim} vale $2,10(\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}})$ enquanto que para $R=0,1$ vale $3,35(\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}})$.

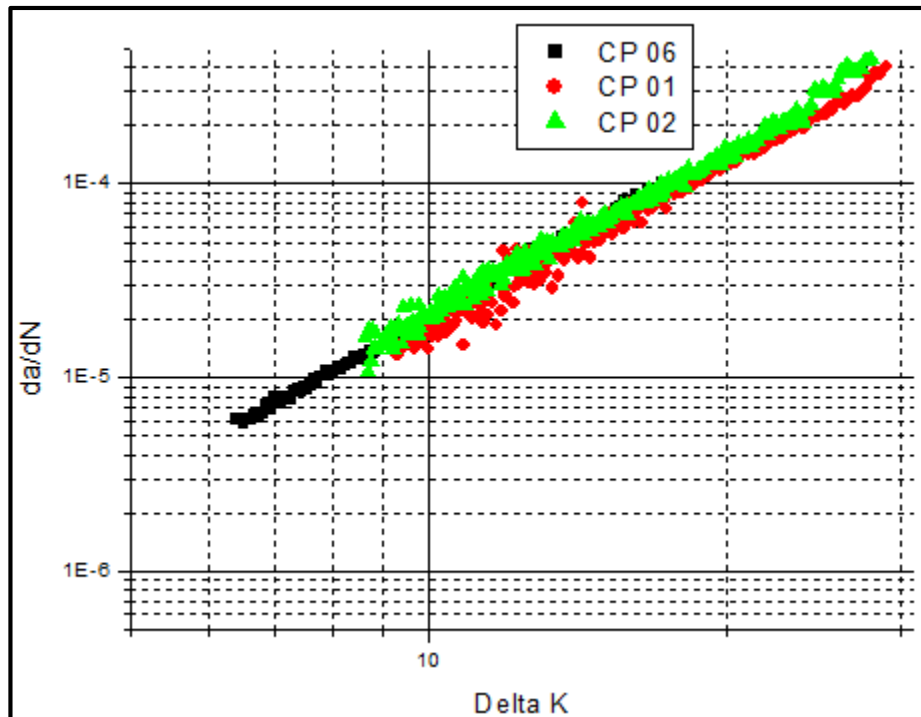
Nas Figuras 23 e 24 podem ser observadas as curvas de propagação de trinca para todos os corpos de prova ensaiados somente na região de Paris.

Figura 23: Curvas de Paris para R=0,1



Fonte: Autor

Figura 24: Curvas de Paris para R=0,5



Fonte: Autor

Utilizando-se as curvas a cima, pode-se calcular os valores dos parâmetros C e m de Paris, para o material sob as razões de carregamento ensaiadas, e obter a Tabela 8.

Tabela 8: Valores de C e m para as R=0,1 e R=0,5

Razão de carregamento	m	C [mm/ciclo) /MPa.m ^{1/2}]
R=0,1	2,65	3,1.10 ⁻⁸
R=0,5	2,85	2,7. 10 ⁻⁸

Pode-se notar pela tabela que mesmo com a variação da razão de tensão, os valores dos parâmetros determinados não variaram de forma considerável.

Observa-se que quanto maior o m, maior será a variação da taxa de propagação com ΔK e quanto maior o C, mais elevada é a taxa de propagação. Logo quando comparamos as duas razões de carga estudadas percebe-se que para R=0,1 a variação da taxa de propagação é levemente inferior, o que pode-se concluir tanto pelas constantes calculadas, como pelo gráfico. Entretanto, no que diz respeito a constante C, a mesma apresenta valor superior para R=0,1, ou seja, para valores inferiores de ΔK , a taxa de propagação é superior com R=0,1, enquanto que após um valor de intersecção, a taxa de propagação passa a ser maior para R=0,5.

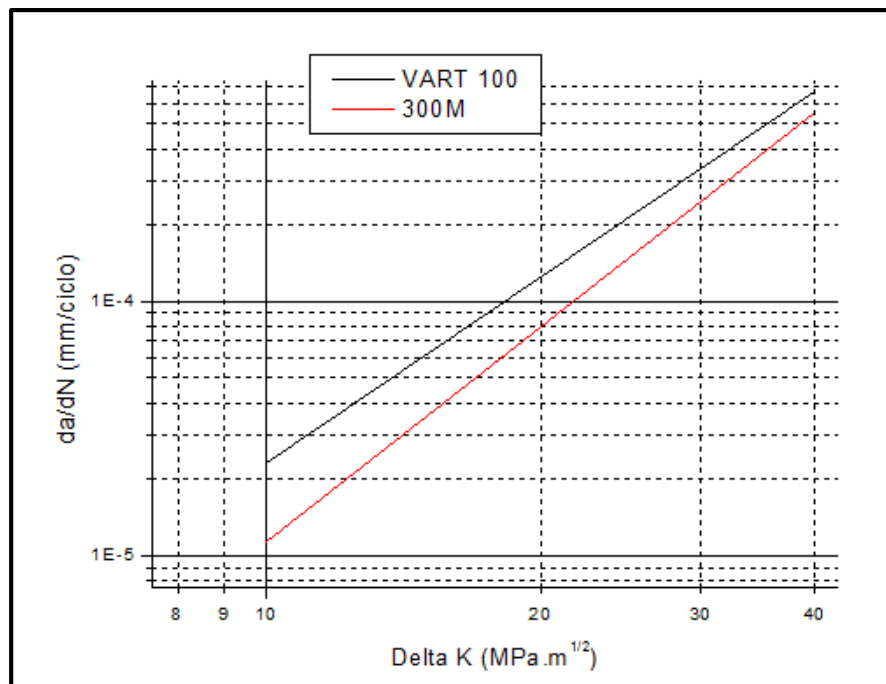
Desta forma, pode-se comparar os resultados obtidos nos ensaios do aço 300M com os resultados obtidos por De Paula (2014) com o aço VART 100 em R=0,1 e do próprio aço 300M segundo a literatura. A Tabela 9 mostra a comparação.

Tabela 9: Diferentes valores de ΔK_0 , C e m para: aço 300M ensaiado, aço 300 M de Allen e Boardman, aço Vart 100 L-R e aço Vart 100 R-C

	300M (R=0,1)	L-R (R=0,5)	300M L-R (R=0,5)	300M (Allen e Boardman, 2005)	VART 100 L-R (R=0,1)	VART 100 RC (R=0,1)
ΔK limite (MPa.m ^{1/2})	3,35	2,1	5,0	2,84	3,37	
C [mm/ciclo] /MPa.m ^{1/2}	3,1. 10 ⁻⁸	2,7. 10 ⁻⁸	2,29 10 ⁻⁸	1,0 10 ⁻⁸	6,03 10 ⁻⁸	
m	2,65	2,85	2,54	2,45	2,58	

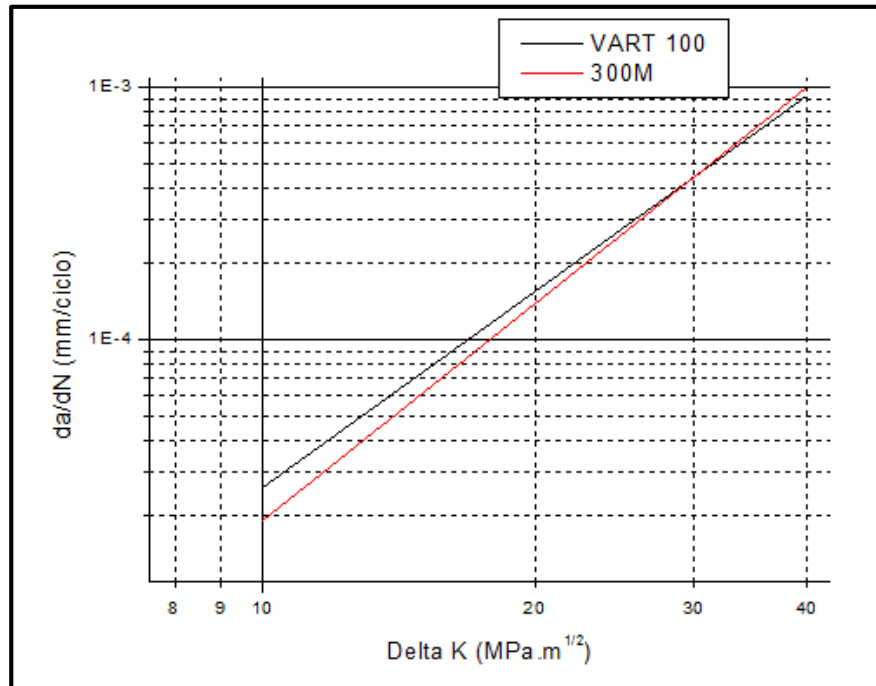
Para facilitar a visualização, pode-se comparar as duas curvas da/dN x ΔK na região de Paris obtidas por De Paula (2014), a partir dos valores de C e m, com os resultados obtidos nos ensaios para o aço SAE 300 M nas Figura 25 e 26.

Figura 25: Comparação das curvas da/dN x ΔK do aço Vart 100 com o aço 300M para R=0,1



Fonte: Autor

Figura 26: Comparação das curvas $da/dN \times \Delta K$ do aço Vart 100 com o aço 300M para $R=0,5$



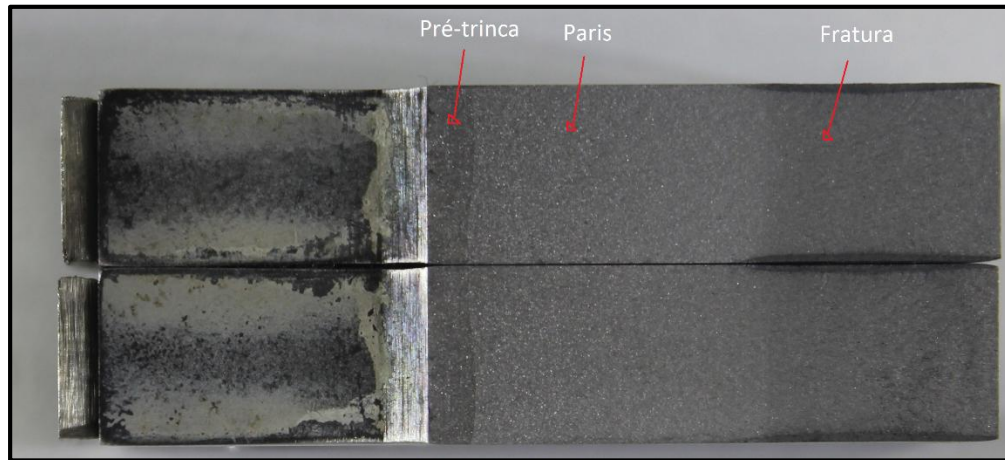
Fonte: Autor

Observa-se que os valores de ΔK limite obtidos nos ensaios é semelhante se comparado com os valores obtidos para o aço Vart 100 em duas direções de propagação, L-R e R-C, apresentando comportamento ainda superior, ou seja, valor de ΔK limite maior, quando a razão de carga foi de 0,1. Além disso, para as duas razões de carga, o aço estudado se mostrou muito inferior em relação aos valores apresentados pela literatura.

4.4 Fractografia

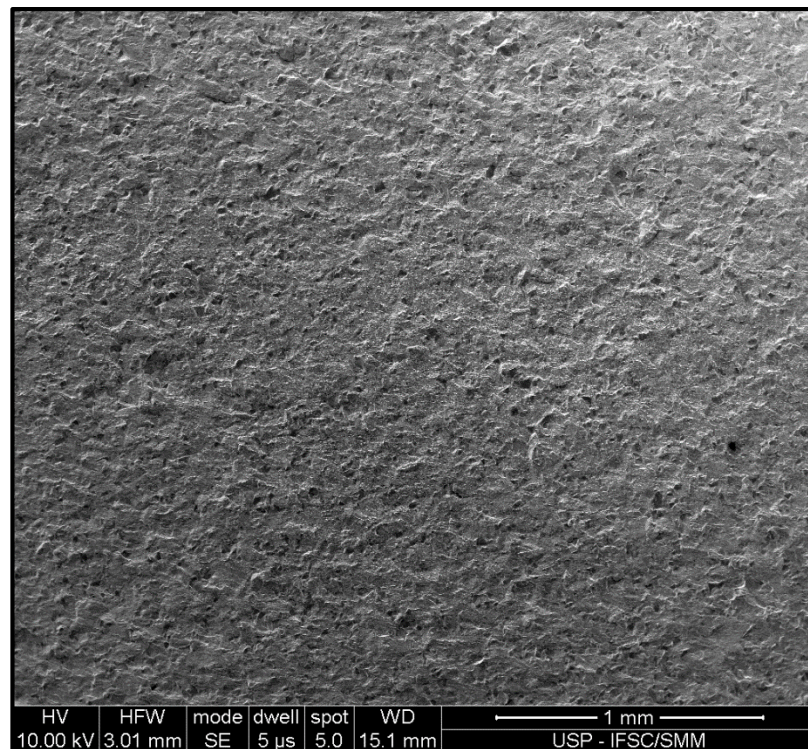
Na Figura 27 pode-se observar o corpo de prova utilizado para análise fractográfica. Nele é possível definir as três regiões: pré-trinca, região linear de Paris e a região resultante da fratura final. Enquanto que na Figura 28 pode-se observar a imagem obtida por meio do MEV para a região de propagação da trinca do aço estudado.

Figura 27: Regiões no Corpo de prova fraturado



Fonte: Autor

Figura 28: Imagem obtida por meio do MEV resultante da propagação da trinca por fadiga no aço SAE 300M

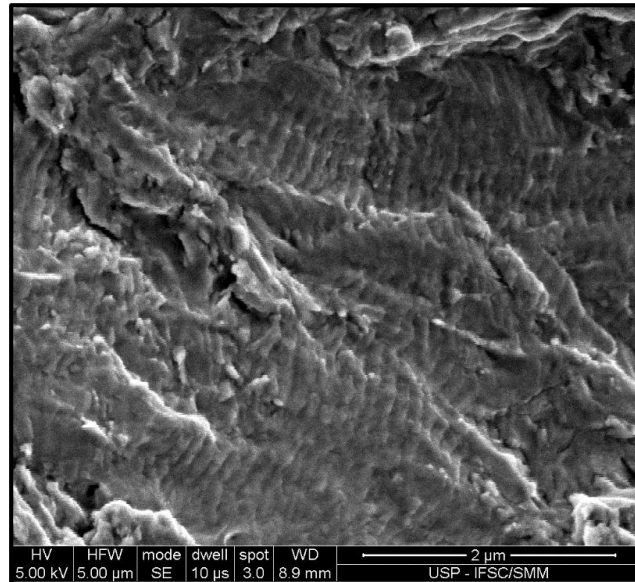


Fonte: Autor

Devido à alta dureza, e conseqüente resistência a deformação plástica na ponta da trinca, torna-se bastante difícil no aço estudado a observação das estrias de fadigas, resultantes do embotamento e aguçamento da ponta da trinca, conforme o micromecanismo proposto por

Laird (1978). Entretanto, realizando o procedimento experimental descrito na seção três pode-se observar em algumas regiões o aparecimento dessas estrias, como na Figura 29.

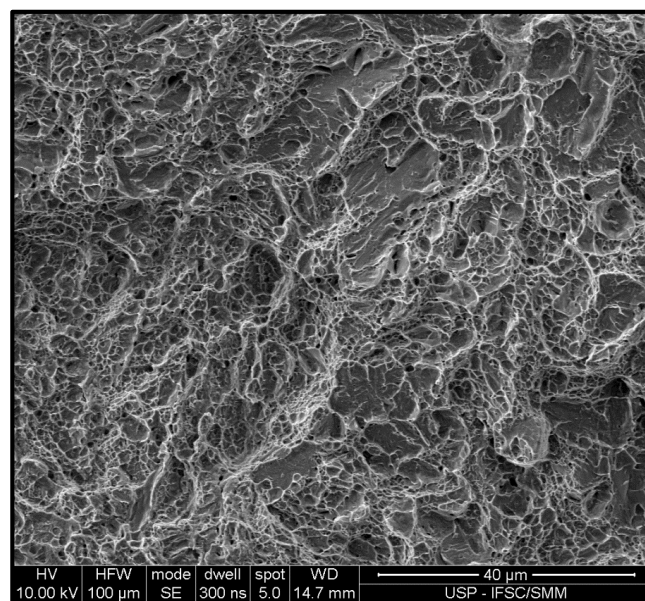
Figura 29: Estrias por fadiga observadas no MEV



Fonte: Autor

Foi constatado que na região da fratura catastrófica, o que predomina é a fratura dúctil, visto que, como pode-se ser observado na Figura 30 ocorre a formação evidente de microvazios.

Figura 30: Microvazios observados na região de fratura catastrófica



Fonte: Autor

5 CONCLUSÃO

A dureza Rockwell obtida para o material ensaiado está de acordo com os valores esperados para os aços de ultra-alta resistência. Além disso, quanto aos parâmetros relacionados com a resistência mecânica observou-se para o aço SAE 300M, valor do módulo de elasticidade, do limite de escoamento e do limite de resistência similares ao do aço VART100, porém com menor ductilidade do 300M.

Após a realização dos ensaios, observou-se a região de Paris, e com a determinação dos parâmetros C e m, conclui-se que o aço SAE 300M é um material pouco afetado pela mudança da razão de carregamento R, visto que tanto os corpos de prova com R=0,1 e R=0,5 apresentaram curvas $da/dN \times \Delta K$ na região de Paris, bastante próximas. Além disso, no que diz respeito a comparação entre duas razões de carga, o aço apresentou para R=0,1, valores do parâmetro C de $3,1 \cdot 10^{-8}$ [mm/ciclo) /MPa. $m^{1/2}$] e de m=2,65 enquanto que para R=0,5 apresentou C de $2,7 \cdot 10^{-8}$ [mm/ciclo) /MPa. $m^{1/2}$] e m de 2,85, comprovando-se que para o aço 300M a razão de carga pouco influencia na curva de Paris.

Na região do limiar, região que tende a sofrer mais com a influência da razão de tensão e da microestrutura, o valor de ΔK_{lim} para R=0,5 foi pouco inferior ao de R=0,1, sendo 2,1 contra 3,4, respectivamente.

A vida em fadiga do aço SAE 300 M no que diz respeito a etapa de propagação da trinca é muito semelhante ao aço Vart 100, ambos produzidos pela Villares Metals S.A..

Na análise fractográfica observou-se que o micromecanismo de propagação de trinca por fadiga foi por deformação plástica localizada na frente da trinca (formação de estrias de fadiga). Dada a resistência a deformação plástica do aço, teve-se grande dificuldade de se observar o aparecimento das estrias de fadiga, o que é comum em aços de ultra-alta resistência. Além disso, comprovou-se com a observação da zona em que ocorre fratura catastrófica, que o aço estudado é fraturado por coalescência de microvazios, tratando-se, portanto, de uma fratura dúctil.

6 REFERÊNCIAS

ALLEN, C. M.; BOARDMAN, B. Properties and Selection : Irons , Steels , and High Performance Alloys. ASM International, v. 1, p. 1618, 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **E1823-10a**: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. West Conshohockem, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **E3-11**: Standard guide for preparation of metallographic specimens. West Conshohockem, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **E647-13**: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. West Conshohockem, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **E399-90**: Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. 1997.

ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics fundamentals and applications**. 2ed. Boca Raton: CRC Press. 1995.

ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. 3 ed. Boca Raton: CRC Press. 2005.

ASM HANDBOOK. Ohio: ASM International, 1985. v.1.

ASM HANDBOOK. Ohio: ASM International, 1996 v.12.

BONAZZI, L.H.C. **Comportamento em fadiga da liga Al-Li AA2050**. 2013. Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2013.

CALLISTER JR., WILLIAM D., **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**, 1ed. Engenharia dos Materiais, Rio de Janeiro, LTC, 2006.

CHEMIN, A.E.A. **Avaliação de Propagação de Trinca Associada à Corrosão da Liga 7475 T7351 Submetida a Carregamentos de Voos Simulados**. 2012.173f. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderurgicos comuns** **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, 2008.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behaviour of materials, Engineering Methods for Deformation, fracture and fatigue**. (2. ed.). Upper Saddle River, NJ : Prentice Hall, c1999. London : Prentice Hall International, c1999.

FORSYTH, P.J.E. **The Physical Basis of Metal Fatigue**. American Elsevier. New York. 1969.

GAMBONI, O. C. **Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de Al de grau aeronáutico**. 2011.163f. Dissertação de Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2011.

GANGLOFF, R. P. **ENVIRONMENT SENSITIVE FATIGUE CRACK TIP PROCESSES**. Disponível em:

<<http://www.virginia.edu/ms/faculty/gangloff/ICF2002PaperNewScans.pdf>>. Acesso em: 18 abr. 2017.

HERTZBERG R. W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. 4.ed. Hoboken: Wiley, 1995.

LAIRD, C. **Mechanisms and Theories of Fatigue: Fatigue and Microstructure**. ASM Materials Science Seminar. St. Louis. 1978.

MADEYSKI, A. and Albertin, L. **Fractographic Method of Evaluation of the Cycle Stress Amplitude in Fatigue Failure Analysis**. 1978.

MIL-HDBK-5J Metallic materials and elements for aerospace vehicle structures. revised ed., 2003.

NICOLETTI, J. C. **Caracterização microestrutural e mecânica de aços bifásicos de ultra-alta resistência com médio teor de carbono**. 2004. 144f. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

PAULA, G. **Comportamento em fratura do aço VART 100**. 2014. 99f. Dissertação de Mestrado em Ciências - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2014.

PHILIP, T.V. **Ultrahigh-Strength steels, metals handbook properties and selection: iron and steels**. 9th ed. ASM, 1978.v.1.

RUCHERT, C.O. F. T. **Estudo da Interferência de Carregamento em Histórias de Vôos Simulados na Liga de Al Aeronáutico SAE – AMS 7475 T7351**. 2007. 222f. Doutorado em Ciência e Engenharia dos Materiais - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2007.

SAE.**AMS6417G**: steel, bars, forgings, and tubing, 1.6si - 0.82cr - 1.8ni - 0.40mo - 0.08v (0.38 - 0.43c), consumable electrode vacuum remeltedaerospace material specification. 2011. Disponível em: <standards.sae.org/ams6417g/>.Acessoem: 18 abr. 2017.

SILVA, A.L.C.; MEI, P.R. **Aços e ligas especiais**. 2.ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

STEPHENS, R. I., et al. **Metal Fatigue in Engineering**, 2nd.ed.New York. Wiley Inter-Science, 2001.

WILLIAMS, M. L. **On the stress distribution at the base of a stationary crack**. 1957.