

**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS**

Júlia Rosin Calegare

**Influência da variação da composição química na vida em
fadiga em flexão e torção de virabrequins de aço com
têmpera por indução**

São Carlos

2024

Júlia Rosin Calegare

Influência da variação da composição química na vida em fadiga em flexão e torção de virabrequins de aço com têmpera por indução

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 de Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. José Benedito Marcomini

São Carlos
2024

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

S856m R. Calegare, Júlia
Influência da variação da composição química na vida em fadiga em flexão e torção de virabrequins de aço com tempera por indução / Júlia Rosin Calegare ; orientador José Benedito Marcomini. – São Carlos, 2024.
63 p. : il. (algumas color.) ; 30 cm.

Monografia (Graduação em Engenharia de Materiais e Manufatura) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2024.

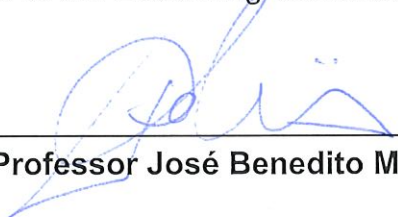
1. LaTeX. 2. abnTeX. 3. Classe USPSC. 4. Editoração de texto. 5. Normalização da documentação. 6. Tese. 7. Dissertação. 8. Documentos (elaboração). 9. Documentos eletrônicos. I. Marcomini, José Benedito, orient.. II. Título.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Candidato / Student: Júlia Rosin Calegare
Título do TCC / Title: Influência da variação da composição química na vida em fadiga em flexão e torção de virabrequins de aço com têmpera por indução
Data de defesa / Date: 25/06/2024

Comissão Julgadora / Examining committee	Resultado / Result
Professor José Benedito Marcomini (orientador)	APROVADO
Instituição / Affiliation: EESC - SMM	
Mestre Júnio Augusto Rodrigues Pasqual	Aprovado
Instituição / Affiliation: EESC - SMM	
Professor Roberto Ramon Mendonça	APROVADO
Instituição / Affiliation: IFSP -	

Presidente da Banca / Chair of the Examining Committee



Professor José Benedito Marcomini

*Este trabalho é dedicado aos meus pais, que sempre fizeram tudo para que eu pudesse
correr atrás dos meus sonhos.*

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Fábio e Renata, que são meus maiores exemplos. Obrigada por terem feito tudo para que eu pudesse chegar aonde estou hoje.

Aos meus irmãos, Luisa e Giordano, que se fazem presentes mesmo com toda a distância física que nos separa.

Ao meu companheiro de vida, João Matheus, que segurou minha mão ao longo de toda a graduação. Com você as coisas ficam mais fáceis.

Aos amigos que fiz na ESALQ e na EESC, principalmente Gabriel, Giordanna, Laura e Nayara: a amizade de vocês é um presente.

Aos meus colegas da Qualidade do Produto, do Laboratório MTC e demais áreas que fizeram meu estágio ser o melhor possível e que me ensinaram muito.

E, por fim, a todos os professores que tive ao longo da vida e que sempre me inspiraram e incentivaram a seguir em frente e buscar o melhor. Cada um tem um lugar perpétuo no meu coração.

“Eu sei que é um cético, mas abandone-se, sem raciocinar, à corrente da vida; ela o levará a qualquer parte. Aonde? Não se inquiete com isso; irá ter a um porto qualquer. Qual? Ignoro-o; creio somente que o senhor ainda tem muito tempo para viver.”

Fiódor Dostoiévski

RESUMO

R. Calegare, J. . 2024. 63p. Monografia (Trabalho de Conclusão de Curso) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2024.

Neste trabalho, foi estudada a importância da composição química de um virabrequim para atender todos requisitos necessários para assegurar a qualidade da peça e do motor onde será montada. Foram utilizados 4 virabrequins fornecidos por 2 fornecedores diferentes para as análises, todos sem nenhuma usinagem pós forjamento a quente. As quatro amostras passaram pelos mesmos processos de usinagem e tratamento térmico com têmpera superficial por indução e revenimento por calor remanescente. Foi feita a análise química para os dois fornecedores. Os resultados obtidos com as micrografias para visualização das inclusões, da microestrutura no núcleo da peça e da superfície temperada foram discutidos com base na composição química, além dos resultados para os ensaios mecânicos de tração e vida em fadiga em torção e flexão. Observou-se que as propriedades obtidas variaram de um fornecedor para o outro, com algumas amostras apresentando propriedades fora da especificação para o aço e, conseqüentemente, não atingindo resultados desejados nos ensaios mecânicos realizados.

Palavras-chave: Virabrequim, Composição química, Ensaio de flexão, Ensaio de torção, Ensaio de tração, Têmpera por indução.

ABSTRACT

R. Calegare, J. . 2024. 63p. Monograph (Conclusion Course Paper) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2024.

In this study, the importance of the chemical composition of a crankshaft was studied to meet all necessary requirements to ensure the quality of the part and the engine in which it will be assembled. Four crankshafts supplied by two different suppliers were used for the analyses, all without any post-hot-forging machining. The four samples underwent the same machining and heat treatment processes, with induction surface hardening and tempering by residual heat. Chemical analysis was performed for both suppliers. The results obtained with micrographs for visualization of inclusions, the microstructure in the core of the part, and the tempered surface were discussed based on the chemical composition, as well as the results of mechanical tests for tensile strength and fatigue life in torsion and bending. It was observed that the properties obtained varied from one supplier to another, with some samples presenting properties outside the specification for the steel and, consequently, not achieving the desired results in the mechanical tests conducted.

Keywords: Crankshaft, Chemical composition, Bending test, Torsion test, Tensile test, Induction hardening.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama Pressão-Volume de um motor aspirado 4 tempos ciclo Otto.	26
Figura 2 – Representação de um eixo virabrequim comum.	27
Figura 3 – Etapas importantes do processo de forjamento e usinagem de um virabrequim de aço.	27
Figura 4 – Representação dos carregamentos atuantes no sistema biela-virabrequim. (α) é o ângulo de rotação do virabrequim; (β) é o ângulo resultante entre os centros do virabrequim e do olhal menor da biela com a haste da biela; L equivale ao comprimento da haste da biela; r é o valor da excentricidade entre o mancal principal (munhão) e o mancal da biela (moente).	29
Figura 5 – Representação da solicitação de tração.	29
Figura 6 – Representação da solicitação de compressão	29
Figura 7 – Representação da solicitação de torção.	30
Figura 8 – Representação da solicitação de flexão.	30
Figura 9 – Comportamento de diferentes aços microligados quanto à temperatura de transição dúctil-frágil e à tensão de escoamento.	31
Figura 10 – Diagrama de equilíbrio ferro-carbono.	32
Figura 11 – Influência das velocidades de aquecimento e resfriamento na temperatura de transformação eutetóide.	33
Figura 12 – Efeito do aumento da velocidade de resfriamento para surgimento da martensita.	33
Figura 13 – Curva de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide. A: austenita; B: bainita; M: martensita; P: perlita.	34
Figura 14 – Representação ilustrativa do processo de têmpera por indução.	35
Figura 15 – Representação da distribuição das tensões residuais geradas pelo processo de soldagem entre duas chapas finas.	36
Figura 16 – Efeito de aumento da dureza e aumento das distorções na rede gerado pelo aumento da quantidade de carbono.	37
Figura 17 – Processo de reaquecimento da martensita. O aumento da energia térmica permite que a martensita retorne para as fases de equilíbrio $\alpha + Fe_3C$.	38
Figura 18 – Representação da aplicação cíclica de uma tensão máxima (σ_{max}) e mínima (σ_{min}).	38
Figura 19 – Três fases da ruptura por fadiga. 1ª fase: nucleação, 2ª fase: propagação, 3ª fase: fratura súbita.	39
Figura 20 – Superfície de fratura de um eixo de aço rotativo pós falha por fadiga. Pode-se observar as marcas de praia na imagem.	40

Figura 21 – Gráficos $\sigma - N$ para um material que possui limite de resistência à fadiga (a) e para outro material que não possui limite de resistência à fadiga (b).	40
Figura 22 – Designação dos componentes do virabrequim.	42
Figura 23 – Representação da distribuição dos valores de energia fornecido pelos indutores aos mancais. O ângulo 0° se encontra centralizado na região OT (mais externa).	44
Figura 24 – Representação do tipo de indutor utilizado no processo de têmpera dos virabrequins em estudo.	44
Figura 25 – Exemplo de máquina utilizada para a realização da têmpera por indução dos moentes e munhões dos virabrequins em estudo.	45
Figura 26 – Geometria dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração.	45
Figura 27 – Máquinas de torção e flexão utilizadas nos ensaios das amostras de virabrequins.	47
Figura 28 – Micrografias da Amostras 1 e 3 de virabrequins mostrando as inclusões não metálicas. Aumento em 100x.	50
Figura 29 – Micrografias da superfície pós-têmpera da região próxima do braço Pl3/Hl4 das Amostras 1 e 3 de virabrequins. Aumento em 100x.	51
Figura 30 – Micrografias do núcleo pós-têmpera da região próxima do braço entre Pl3/Hl4 das Amostras 1 e 3 de virabrequins. Aumento em 100x.	51
Figura 31 – Exemplo de ocorrência do micromecanismo alveolar de fratura em aço inoxidável ISO 5832-9 observado em MEV.	52
Figura 32 – Gráfico do ensaio de torção da amostra 1.	53
Figura 33 – Gráfico do ensaio de torção da amostra 3.	53
Figura 34 – Localização da nucleação das trincas pós ensaio de torção.	53
Figura 35 – Gráfico do ensaio de flexão da amostra 2.	54
Figura 36 – Gráfico do ensaio de flexão da amostra 4.	54
Figura 37 – Localização da nucleação da trinca na amostra 2 pós ensaio de flexão. Região do Pl4	54
Figura 38 – Observação da fratura ocorrida no Pl3 do virabrequim de amostra 3.	55
Figura 39 – Corte da peça fraturada para análise da microestrutura.	56
Figura 40 – Micrografia da região de nucleação da trinca causadora da fratura da amostra 3.	56
Figura 41 – Carregamento <i>versus</i> deformação de um cp de policarbonato com um entalhe: a) sem escoamento, b) escoamento localizado, c) deformação plástica completa.	57

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Tabela de especificação da composição química do aço 38MnVS6 (% em massa).	41
Tabela 2 – Amostras de virabrequims e secções utilizadas para análise metalográfica, ensaios em fadiga e número de corpos de prova (cp) utilizados no ensaio de tração.	42
Tabela 3 – Parâmetros de têmpera das quatro amostras de virabrequim	43
Tabela 4 – Valor da variação entre as energias fornecidas para cada amostra de virabrequim durante a têmpera, conforme curva de energia da Figura 23	44
Tabela 5 – Parâmetros do ensaio de tração das duas amostras de virabrequim . . .	46
Tabela 6 – Composição química das amostras 1, 2, 3 e 4 (% massa)	49
Tabela 7 – Resultado da análise de inclusões de acordo com a norma ASTM E-45.	50
Tabela 8 – Resultados de dureza superficial e do núcleo das amostras 1 e 3 de virabrequim	51
Tabela 9 – Resultados do ensaio de tração das duas amostras de virabrequim . . .	52
Tabela 10 – Tabela de especificação das propriedades mecânicas do aço 38MnVS6 . .	52
Tabela 11 – Resultado do ensaio de torção das amostras 1 e 3 de virabrequins. . . .	53
Tabela 12 – Resultado do ensaio de flexão das amostras 2 e 4 de virabrequins. . . .	54

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

CP	Corpo de prova
Hl	Munhão ou mancal principal
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
Pl	Moente ou mancal de biela
PMI	Ponto mecânico inferior
PMS	Ponto mecânico superior

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	23
1.1	Objetivo	24
1.1.1	Objetivo geral	24
1.1.2	Objetivo específico	24
1.2	Estrutura do trabalho	24
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1	Motores a combustão - ciclo Otto	25
2.2	Virabrequim	26
2.2.1	Esforços aplicados no virabrequim	28
2.2.2	Tração	28
2.2.3	Compressão	29
2.2.4	Torção	30
2.2.5	Flexão	30
2.3	Aços microligados	30
2.4	Tratamento térmico	32
2.4.1	Têmpera por indução	34
2.4.2	Tensões residuais após têmpera superficial	35
2.4.3	Revenimento	36
2.5	Fadiga	37
2.5.1	A curva $\sigma - N$	39
3	MATERIAIS E MÉTODOS	41
3.1	Materiais	41
3.2	Métodos	42
3.2.1	Análise química	42
3.2.2	Metalografia	42
3.2.3	Têmpera por indução	43
3.2.4	Dureza	44
3.2.5	Tração	44
3.2.6	Torção e flexão	46
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
4.1	Análise Química	49
4.2	Metalografia	49
4.3	Dureza	50

4.4	Ensaio de Tração	51
4.5	Ensaio de Torção e Flexão	52
4.5.1	Nucleação e crescimento da trinca por fadiga da amostra 3 de virabrequim .	55
4.6	Discussão	57
	REFERÊNCIAS	59
	ANEXOS	61
	ANEXO A – LISTA DE ESPECIFICAÇÕES DO AÇO 38MNV56	
	PELA NORMA EN 10267:1998.	63

1 INTRODUÇÃO

As indústrias do ramo automotivo, desde o início do século XX com a montagem seriada desenvolvida por Henry Ford, têm tido um crescimento em números e em termos de tecnologia. Esse crescimento torna as exigências de segurança ocupacional, bem-estar do cliente e meio ambiente, por exemplo, cada vez mais rígidas. Um resultado desse movimento é o surgimento da norma ISO série 9000, em 1987, uma tentativa de padronização dos sistemas de garantia de qualidade mundialmente. Para o ramo automobilístico, no entanto, essa norma não era suficiente, por não estar atrelada às exigências específicas do setor. Surgiram, então, normas como a QS-9000, criada pelas montadoras americanas Crysler, Ford e General Motors, e a norma VDA-6, criada pelas montadoras alemãs Volkswagen, Mercedes-Benz e Audi (HARO, 2001).

Para integrar todas as normas criadas pelas montadoras, a especificação técnica ISO/TS 16949 foi criada pela *International Automotive Task Force* (IATF). O objetivo dessa norma é o de criar um sistema global de gerenciamento dando ênfase à redução de desperdícios dentro da cadeia produtiva, detalhando requisitos para a preparação dos colaboradores, para o desenvolvimento de projetos, produção e fornecimento de serviços, além do controle de equipamentos de medição, análise e melhoria contínua. Além disso, também reforçam a necessidade de se seguir os conceitos de *Lean Manufacturing* e da Qualidade Assegurada, que garante a responsabilidade do fabricante por qualquer falha do produto (ARNOSTI *et al.*, 2003).

Para garantir a Qualidade Assegurada, e principalmente a segurança de quem obtém um veículo, os componentes que irão compor o automóvel devem satisfazer uma série de requisitos técnicos e especificações. Um motor de combustão interna, por exemplo, peça chave para o correto funcionamento de um veículo, pode sofrer perdas de qualidade caso haja qualquer tipo de falha no seu processo de fabricação.

Neste trabalho, será estudada a importância da composição química de um virabrequim para que todas as especificações técnicas necessárias para assegurar a qualidade da peça e do motor onde será montada sejam atingidas. O virabrequim é responsável por transformar a energia química da combustão em energia mecânica, gerando um movimento de rotação (FERREIRA, 2008) que irá fazer todo o motor funcionar. Caso haja quebra ou um desgaste prematuro desta peça, todo o conjunto para de trabalhar. Os pistões não se movimentam, não há combustão e não há transformação de energia química em energia mecânica. Isso pode acarretar em falhas que vão desde a necessidade da troca de um motor, até acidentes mais graves.

1.1 Objetivo

1.1.1 Objetivo geral

Verificar a composição química de diferentes virabrequins utilizados em motores de 4 cilindros e estudar como a composição química influencia as propriedades mecânicas das peças, propondo uma especificação que garanta as propriedades definidas tecnicamente.

1.1.2 Objetivo específico

Estudar a influência da composição química do aço microligado médio-carbono DIN 38MnVS6 pela norma EN 10267:1998 (*SAE 1132*) de 2 fornecedores quanto à microestrutura após têmpera por indução e inclusões, ao comportamento no ensaio de tração e quanto à resistência em fadiga por flexão e torção. Para atingir esses objetivos, foram utilizadas 2 amostras de virabrequins de cada fornecedor que foram submetidos à análise química inicial e tratamento de têmpera superficial por indução com os mesmos parâmetros. Também foi realizada a análise metalográfica, ensaios de dureza, tração e ensaios de fadiga das amostras.

1.2 Estrutura do trabalho

A estrutura do trabalho está organizada em 4 capítulos, sendo que além desta introdução, os três seguintes capítulos são:

- **Capítulo 2 - Revisão bibliográfica:** Apresenta uma revisão da literatura acerca dos princípios de funcionamento de um motor a combustão interna, da importância do eixo virabrequim para o funcionamento dos motores, além de definir e explicar a relevância de alguns parâmetros importantes para o processo de manufatura do componente: forjamento, tratamento térmico, comportamento em fadiga do material e acabamento superficial.
- **Capítulo 3 - Desenvolvimento:** Apresenta os materiais e métodos necessários para realizar cada etapa deste trabalho: análise química e metalográfica depois da têmpera, medidas de dureza das peças, ensaios de tração, torção e flexão. Os parâmetros de todos os ensaios são detalhados, bem como o tipo de equipamento utilizado.
- **Capítulo 4 - Conclusão:** Apresenta os resultados obtidos em todos os processos realizados no Capítulo 3 e a comparação desses resultados, especificando as características das amostras que podem ter levado a esses comportamentos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O objetivo deste capítulo é apresentar uma revisão da literatura de motores à combustão e de etapas importantes de fabricação do virabrequim, peça fundamental do motor. Para isso, o capítulo é estruturado da seguinte forma: a seção 2.1 irá descrever o funcionamento de um motor à combustão, especificamente o tipo de motor onde os virabrequins estudados são aplicados. Compreendendo o modo de operação do motor, a seção 2.2 irá detalhar qual tipo de virabrequim está sendo estudado, sua geometria e esforços aplicados na peça. O tipo de aço utilizado para a fabricação das peças utilizadas nesses estudo será apresentado em detalhes na seção 2.3 e, em seguida, na seção 2.4, descreve-se o tipo de tratamento térmico pelo qual os virabrequins deste trabalho passaram e como os resultados do tratamento térmico impactam no ensaios de fadiga em flexão e torção, a serem definidos na seção 2.5.

2.1 Motores a combustão - ciclo Otto

Pode-se dizer que há dois tipos de motores de combustão interna: motores de 2 e 4 tempos, que se diferenciam pelo processo de queima de combustível, mas cujo princípio de funcionamento é o mesmo. O motor transforma a energia proveniente da reação química de queima do combustível na energia mecânica, que irá movimentar todos os componentes móveis do motor: pistões, bielas, virabrequins, volante e comando de válvulas (REIS, 2019).

Os motores de 2 tempos possuem dois ciclos. O primeiro consiste na abertura das válvulas de admissão, com a descida dos pistões, para permitir a entrada da mistura limpa de ar e combustível responsável por expulsar dos cilindros os gases de escape resultantes da queima. No segundo ciclo, o pistão sobe, fechando as válvulas para que haja a ignição da mistura ar-combustível. Com a ignição, os gases expandem e forçam o pistão para baixo, gerando trabalho e reiniciando o processo (REIS, 2019).

Os motores de 4 tempos, por sua vez, possuem 4 ciclos, denominadas: admissão, compressão, explosão e escape, que ocorrem nessa ordem. Durante o 1º ciclo, as válvulas de admissão se abrem para permitir a entrada de ar nos cilindros, que pode ou não já estar misturado com combustível, ao mesmo tempo que os pistões realizam o movimento de descida. No 2º ciclo, ocorre a compressão adiabática dos gases dos cilindros, que recebem calor a volume constante. O 3º ciclo é o de ignição, quando as velas produzem uma faísca nos cilindros, gerando a queima dos gases ricos em combustível e a consequente expansão dos mesmos. Por fim, no 4º ciclo, as válvulas de escape são abertas enquanto os pistões realizam a subida para que os cilindros sejam liberados (REIS, 2019).

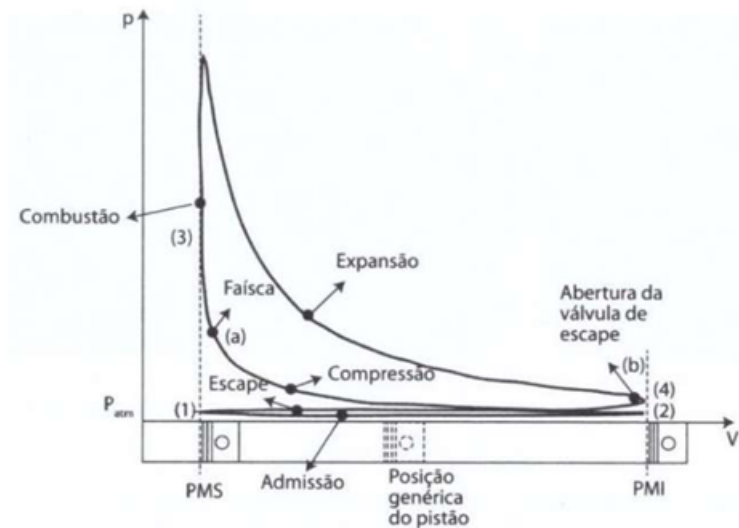
Resumidamente, a expansão dos gases gera uma força de compressão que empurra

o pistão, gerando uma força na biela que irá produzir torque no eixo do virabrequim. A pressão máxima (P_{max}) obtida pode ser calculada pela Equação 2.1. Sendo P_0 a pressão ao final da admissão, ψ o fator de aumento da pressão durante a combustão, t a taxa de compressão e γ a razão entre o calor específico molar e a pressão e volume constante do fluido, considerando $\gamma = 1,4$ para o ar (OLIVEIRA, 2022).

$$P_{max} = \psi P_0 t^\gamma \quad (2.1)$$

Em motores de ciclo Otto, o aumento da pressão ocorre bruscamente e com uma variação de volume quase nula, fazendo com que ψ seja aproximadamente igual a 3 (OLIVEIRA, 2022).

Figura 1 – Diagrama Pressão-Volume de um motor aspirado 4 tempos ciclo Otto.



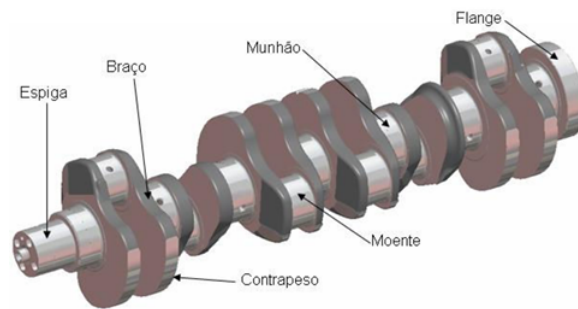
Fonte: (OLIVEIRA, 2022).

2.2 Virabrequim

O virabrequim, também conhecido por árvore de manivelas ou girabrequim, é uma peça de extrema importância para o funcionamento de diversos tipos de motores. Ele é responsável por transformar a energia química da combustão que ocorre nos cilindros em energia mecânica, convertendo um movimento linear em um movimento de rotação que irá ser transmitido aos componentes acoplados ao eixo, fazendo o motor funcionar (FERREIRA, 2008).

Pode-se observar pela Figura 2 que o virabrequim possui partes distintas. O moente, ou mancal de biela, é excêntrico ao eixo de rotação do virabrequim e onde a biela é fixada. O munhão, ou mancal principal, é a superfície do virabrequim que se apoia no

Figura 2 – Representação de um eixo virabrequim comum.



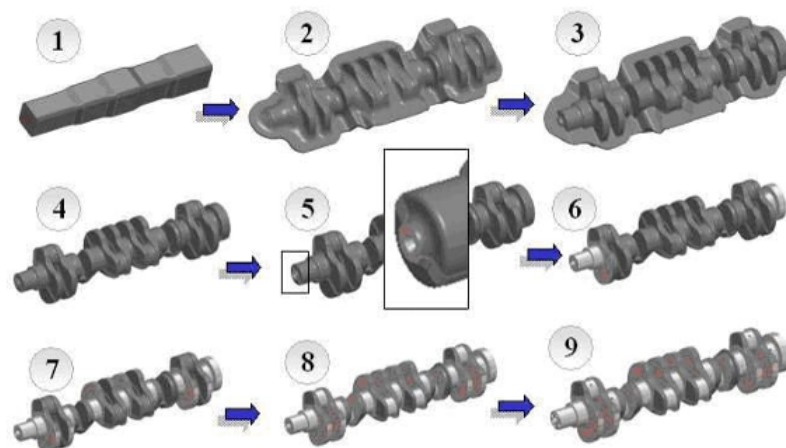
Fonte: (FERREIRA, 2008).

mancal fixo do bloco do motor e está no centro de rotação do eixo. Seu diâmetro deve ser calculado de maneira a suportar as cargas de flexão e torção do virabrequim. Os braços conectam os moentes e munhões do virabrequim. O contrapeso é responsável por gerar uma força centrípeta em oposição ao moente, gerando um equilíbrio de forças. Na espiga é montada a polia, e na flange se acopla, normalmente, o volante de inércia do motor, onde a embreagem será montada (CALEGARO, 2018).

Os virabrequins estudados neste trabalho são manufaturados por forjamento. Trata-se da conformação plástica do aço especificado em desenho técnico, passando por diversas etapas e subsequente usinagem (Figura 3) até que a forma desejada seja obtida (FERREIRA, 2008).

Definido o material, pode-se utilizar tanto de barras de aço com bitola quadradas ou redondas, que serão cortadas e aquecidas em um forno de indução (FERREIRA, 2008).

Figura 3 – Etapas importantes do processo de forjamento e usinagem de um virabrequim de aço.



Fonte: (FERREIRA, 2008).

As etapas que estão dentro do processo de forjamento vão de 1 a 4. Na etapa 1, é

comum que um rolo laminador faça a primeira conformação plástica, dividindo a barra de aço em volumes mais próximos do especificado tecnicamente. A etapa 2 ilustra a pré-forma do componente, e a etapa 3 as dimensões finais. Em seguida, na etapa 4, é feito o processo de rebarbação.

Nos processos de usinagem, o produto do forjamento irá passear por faceamentos e desbastes, furações, balanceamento e tratamento térmico. Na etapa 5, verifica-se o faceamento das extremidades, bem como a usinagem do furo de centro do virabrequim. Nessa fase é muito importante que o balanceamento seja feito de maneira correta para que a distribuição de massa do componente seja perfeita para garantir o correto funcionamento do motor. Nas etapas 6 a 8 são realizados os desbastes da espiga e da flange, dos munhões e contrapesos e dos moentes, respectivamente. Os furos de lubrificação são feitos após o tratamento térmico. Por fim, há os acabamentos superficiais, também críticos para o funcionamento da peça no motor (FERREIRA, 2008).

2.2.1 Esforços aplicados no virabrequim

É importante esclarecer quais forças atuam sobre o virabrequim no momento do funcionamento do motor, incluindo a parcela referente à inércia do conjunto e à resultante gerada pela combustão.

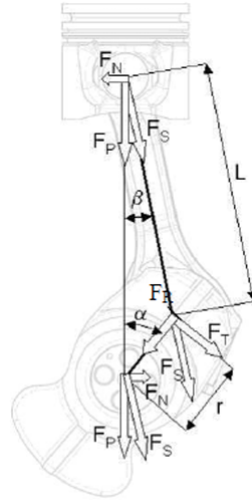
Pela Figura 4, observa-se que F_P representa a soma da força de combustão e força de inércia que atua sobre o pistão. F_N corresponde à força normal na direção horizontal devido ao movimento do conjunto. F_S é a proveniente da força de combustão no pistão que atua na direção do eixo da biela, sendo decomposta em uma força tangencial, F_T e em outra radial, F_R .

Fica evidente que os *fillets* e os raios de concordância do virabrequim estão sujeitos a forças de tração e compressão alternada e continuamente enquanto o motor funciona e os componentes se movimentam entre o PMS (ponto mecânico superior) e o PMI (ponto mecânico inferior). Como há a transformação dessa movimentação em rotação, os munhões e moentes sofrem um esforço de torção, adicionalmente aos de tração e compressão, flexionando todo o conjunto - tratam-se de cisalhamentos longitudinais e transversais.

2.2.2 Tração

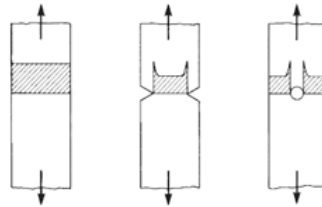
A tração é um tipo de solicitação que pode levar à falha caracterizada por ser uniforme ao longo da seção de ruptura. A ruptura em si se inicia no centro, propagando-se por linhas de cisalhamento inclinadas a 45°. A deformação plástica causada em materiais dúcteis provinda de esforços tracionantes apresenta-se como um alongamento e estricção. Já em materiais frágeis, que não suportam grandes deformações, a ruptura é perpendicular ao eixo de solicitação. A presença de descontinuidades ou concentradores de tensão aumentam a intensidade da solicitação (Figura 5) (CALEGARO, 2018).

Figura 4 – Representação dos carregamentos atuantes no sistema biela-virabequim. (α) é o ângulo de rotação do virabequim; (β) é o ângulo resultante entre os centros do virabequim e do olhal menor da biela com a haste da biela; L equivale ao comprimento da haste da biela; r é o valor da excentricidade entre o mancal principal (munhão) e o mancal da biela (moente).



Fonte: (CALEGARO, 2018).

Figura 5 – Representação da solicitação de tração.

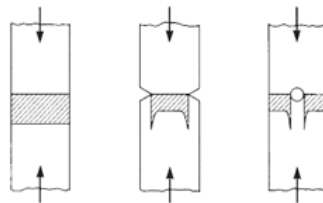


Fonte: (CALEGARO, 2018).

2.2.3 Compressão

A solicitação de compressão é perfeitamente oposta à solicitação de tração (Figura 6 (CALEGARO, 2018)).

Figura 6 – Representação da solicitação de compressão

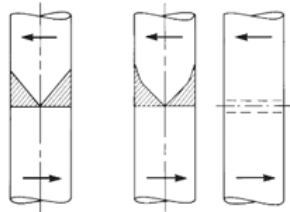


Fonte: (CALEGARO, 2018)

2.2.4 Torção

A torção é comum em eixos cilíndricos. A tensão máxima se apresenta na superfície e é igual a zero no eixo central. Assim como na solicitação de tração, caso haja presença de concentradores de tensão (furos transversais, entalhes, por exemplo), aumenta-se a intensidade da carga torcional (CALEGARO, 2018).

Figura 7 – Representação da solicitação de torção.

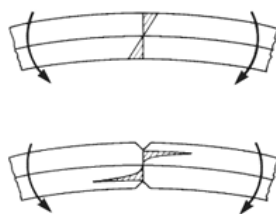


Fonte: (CALEGARO, 2018).

2.2.5 Flexão

A solicitação de flexão combina os esforços de tração e compressão. Pode-se citar o exemplo de um caso de flexão de 3 pontos: na face de atuação do momento fletor sofrerá compressão, enquanto a face oposta sofre tração. Descontinuidades e concentradores de tensão também aumentam a intensidade da solicitação nos casos de flexão (CALEGARO, 2018).

Figura 8 – Representação da solicitação de flexão.



Fonte: (CALEGARO, 2018).

2.3 Aços microligados

Conforme já foi citado, os virabrequins deste trabalho são forjados a partir do aço microligado 38MnVS6, cuja composição química especificada se encontra na seção 3.1. Esse tipo de aço é ideal para aplicações que demandam altas propriedades mecânicas e acabamentos superficiais muito bons. A esses aços são adicionados os elementos de liga, cuja principal função é aumentar a resistência mecânica por meio do refinamento dos grãos ferríticos e do endurecimento pela formação de precipitação de carbetos, nitretos e

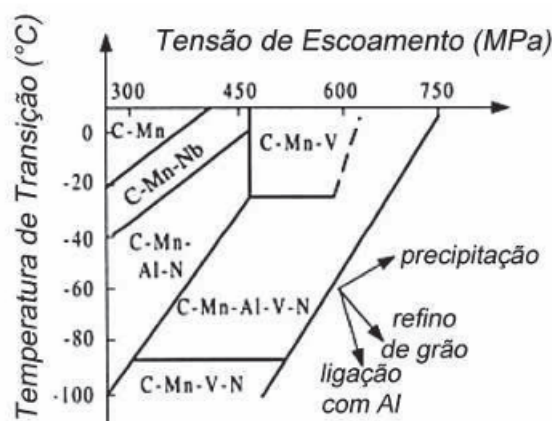
carbonitretos pelo mecanismo de solução sólida. De maneira geral, esses aços são compostos mais significativamente pelo elemento de liga manganês. Possuem baixo teor de carbono e alguns outros elementos, tais como *V*, *Nb*, *Ti*, *Al* e *N*, podem ser adicionados em pequenas quantidades, sendo denominados “microligantes” (OLIVEIRA, 2019).

O baixo teor de carbono faz com que esses aços apresentem bons resultados de conformação e boa soldabilidade, além de uma baixa temperatura de transição dúctil-frágil, algo no que o manganês também auxilia, tendo melhor resistência à fratura. Vanádio, titânio, nióbio e alumínio ajudam no refino do grão, sendo que os três primeiros formam carbeto e nitreto (OLIVEIRA, 2019).

Em relação à transformação de fase, os elementos de liga podem fazer com que a transformação austenita-ferrita ocorra a temperaturas mais baixas durante o resfriamento ao ar. Além disso, a adição de silício, cobre, níquel e fósforo favorece a formação de perlita fina (OLIVEIRA, 2019).

Na Figura 9 pode-se observar o comportamento de diferentes aços microligados com diferentes elementos de liga em relação à transição dúctil-frágil e à resistência mecânica.

Figura 9 – Comportamento de diferentes aços microligados quanto à temperatura de transição dúctil-frágil e à tensão de escoamento.



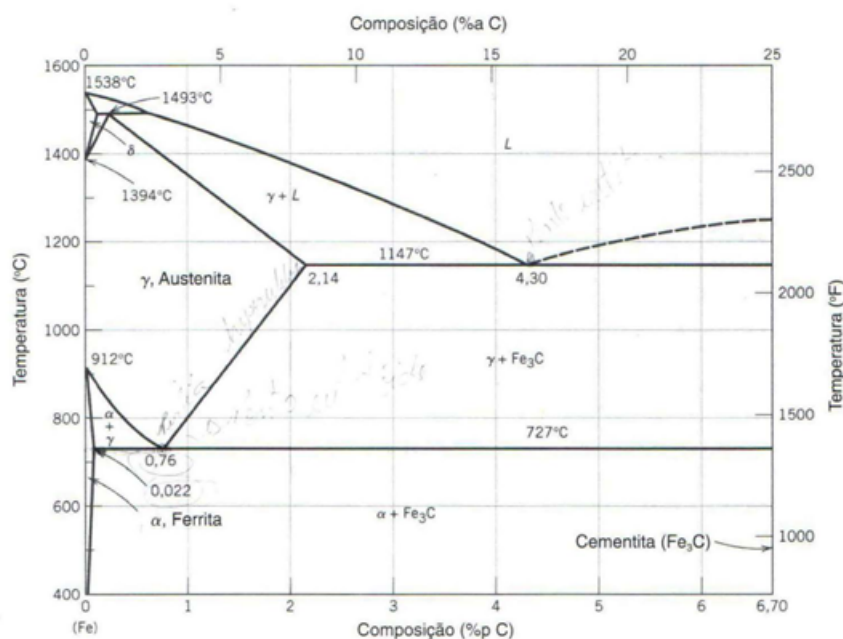
Fonte: (OLIVEIRA, 2019).

Com base nas diferenças entre as composições químicas dos virabrequins deste trabalho, é importante citar os efeitos que o enxofre e o molibdênio tem em aços microligados. *S* causa uma fragilização à quente, mas melhora a usinabilidade e aumenta a vida em fadiga quando o *MnS* reveste os óxidos presentes no aço. Por sua vez, o *Mo* melhora a temperabilidade e diminui o efeito do cobre sobre a absorção de hidrogênio. Além disso, aumenta a solubilidade do nióbio na austenita, facilitando a precipitação de *C* e *N* na ferrita (OLIVEIRA, 2019).

2.4 Tratamento térmico

Pode-se classificar como tratamento térmico o processo de aquecer um material até que se atinja a temperatura desejada e, após determinado tempo, resfriar para que sejam obtidas melhorias nas propriedades mecânicas. Para controlar-se o processo de tratamento térmico, é necessário definir com cuidado os parâmetros de temperatura de aquecimento e velocidade de resfriamento (PEREIRA; KITICE, 1960).

Figura 10 – Diagrama de equilíbrio ferro-carbono.

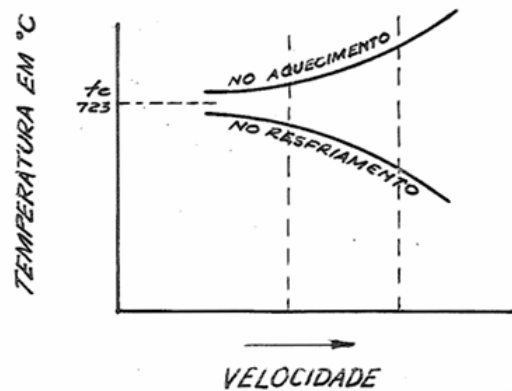


Fonte: (CALLISTER, 2008).

Ao se observar um diagrama de equilíbrio ferro-carbono (Figura 10), tem-se o equilíbrio metaestável, obtido com resfriamento lento. Alterando a velocidade de resfriamento ou de aquecimento do aço, as linhas de transformação irão se deslocar. Considerando a transformação eutetóide (austenita ↔ perlita), que no diagrama de equilíbrio acontece na temperatura de 723°C, esta passará a acontecer a uma temperatura mais elevada caso a velocidade de aquecimento aumente, ou irá diminuir caso a velocidade de resfriamento seja mais elevada (PEREIRA; KITICE, 1960). Esse comportamento está ilustrado na Figura 11.

Para o tratamento térmico do virabrequim, a alta velocidade de resfriamento se torna interessante, uma vez que existe uma velocidade V_1 a partir da qual há se favorece o surgimento da martensita (Figura 12). Esse constituinte se forma a temperaturas mais baixas e, através de um resfriamento rápido, a austenita ainda não transformada em perlita irá transforma-se em martensita. A velocidade crítica V_c , também representada na Figura 12, corresponde resfriamento extremamente rápido, que irá inibir a formação de

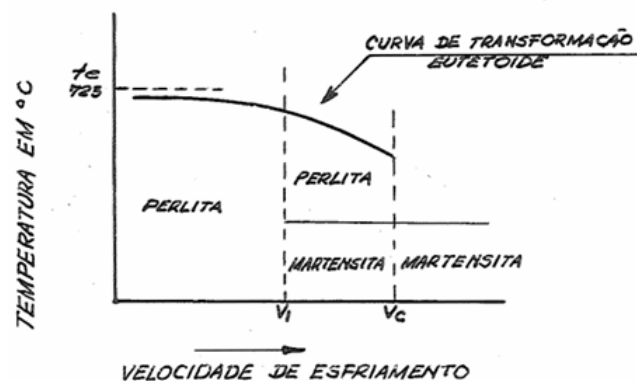
Figura 11 – Influência das velocidades de aquecimento e resfriamento na temperatura de transformação eutetóide.



Fonte: (PEREIRA; KITICE, 1960).

perlita, transformando toda a austenita em martensita. V_c é denominada por velocidade crítica de esfriamento do aço (PEREIRA; KITICE, 1960).

Figura 12 – Efeito do aumento da velocidade de resfriamento para surgimento da martensita.



Fonte: (PEREIRA; KITICE, 1960).

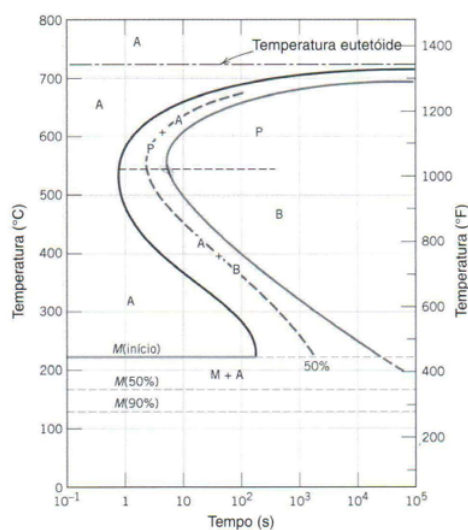
O surgimento da perlita por nucleação depende da velocidade de resfriamento “permitir” o surgimento dos núcleos perlíticos. Caso essa velocidade seja muito elevada, não há tempo para que haja a nucleação até que se atinja a temperatura mínima de formação da perlita, sendo assim, a austenita irá atingir a temperatura de formação da martensita sem que haja nucleação e formação de perlita (PEREIRA; KITICE, 1960).

A partir de estudos baseados no comportamento dos aços com variações nas velocidades de aquecimento e resfriamento, controlando-se o tempo em que a amostra fica em determinada faixa de temperatura, as Curvas TTT ou curvas de transformação isotérmicas, foram obtidas.

Para determinar a Curva TTT (Figura 13, aquece-se um número de corpos de prova

a uma temperatura a ser mantida por determinado tempo para que os corpos tornem-se totalmente austeníticos (temperatura acima da zona crítica) e, em seguida, resfria-se os corpos de prova rapidamente até a temperatura ambiente. A partir da observação da estrutura obtida. A Curva TTT será construída a partir das temperaturas observadas em que há transformação total da austenita T_f , e das temperaturas em que se inicia a transformação T_i , ambas em razão ao tempo de transformação (PEREIRA; KITICE, 1960).

Figura 13 – Curva de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono de composição eutetóide. A: austenita; B: bainita; M: martensita; P: perlita.



Fonte: (CALLISTER, 2008).

Observando na Figura 13, tem-se a representação da transformação da austenita para martensita. Essa transformação não ocorre por difusão, e sim de maneira instantânea, sem depender do tempo. Sendo assim, é representada com uma linha horizontal $M_{início}$ e outras duas M_{50} e M_{90} , correspondentes ao início da transformação e às porcentagens correspondentes de martensita formada. As temperaturas de $M_{início}$, M_{50} e M_{90} variam conforme a composição do aço, mas devem sempre ser baixas para que a difusão de carbono seja a mínima possível (CALLISTER, 2008).

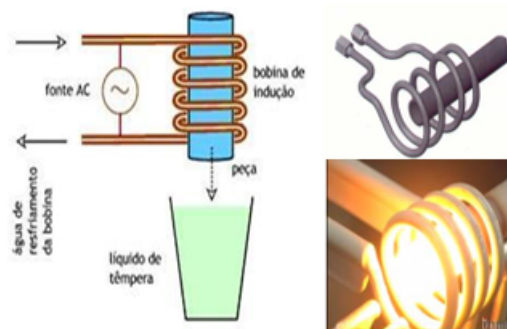
2.4.1 Têmpera por indução

Neste trabalho, o processo de têmpera por indução será estudado mais a fundo, uma vez que é o processo de tratamento térmico utilizado nos virabrequins em estudo. Este método é amplamente utilizado em várias áreas e aplicações de engenharia, em especial na indústria automotiva, por ser muito efetivo na obtenção dos resultados desejados. Além disso, esse processo não utiliza forno, é limpo e rápido e pode ser incorporado na linha de montagem sem afetar o tempo de produção (tacto). A gama de parâmetros torna a têmpera por indução muito flexível e controlável.

Os virabrequins foram termicamente tratados através do processo de têmpera por indução rotativa, seguido por um revenimento por calor remanescente. O intuito é o de se obter uma superfície de alta dureza e resistência, enquanto o núcleo da peça se mantém dúctil e tenaz, permitindo que o virabrequim resista aos esforços aos quais estará sujeito durante o funcionamento do motor.

A têmpera por indução necessita de um conversor fornecendo uma corrente alternada de alta frequência para um indutor (bobina), que irá induzir uma corrente parasita na superfície do componente e gerar o aquecimento desejado através do Efeito Joule, proveniente da resistência elétrica do material. A temperatura alcançada depende da potência do indutor e do tempo de aquecimento ao qual a peça fica exposta. Já a espessura da camada afetada pela têmpera é determinada pela frequência de alternância do campo magnético, sendo menos profunda quanto maior a frequência (TENÓRIOA *et al.*, 2015). Na Figura 14 ilustra-se o processo.

Figura 14 – Representação ilustrativa do processo de têmpera por indução.



Fonte: (TENÓRIOA *et al.*, 2015).

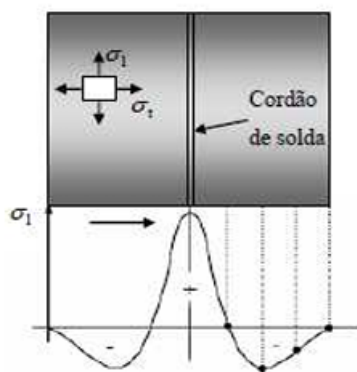
2.4.2 Tensões residuais após têmpera superficial

Denomina-se por tensão residual a tensão presente em um corpo sólido sem que haja a aplicação de forças externas ou gradientes térmicos. Sendo assim, a soma de todas as forças resultantes e dos momentos produzidos é igual a zero. As tensões residuais podem ser geradas por mecanismos térmicos, químicos ou mecânicos, e é inerente ao processamento de materiais. É importante estudar esse tipo de tensão pois, ao combiná-las com carregamento externos, pode-se ultrapassar o limite de resistência do material, levando-o até a falha. As tensões residuais não ultrapassam em módulo o valor do limite de escoamento do material (SANTOS, 2010).

Quanto à área de abrangência, as tensões residuais podem ser classificadas como macroscópicas, microscópicas e sub-microscópicas. As tensões macroscópicas irão afetar grandes regiões volumétricas quando comparadas com o tamanho de grão do material. Normalmente são causadas por processos de deformação mecânica superficial (retificação,

usinagem), ou por processos de tratamento térmico. Como exemplo, pode-se citar as tensões residuais longitudinais macroscópicas encontradas em chapas finas pós soldagem (Figura 15), que ocorrem devido à deformação plástica não uniforme decorrente dos processos térmicos da solda. Há uma tensão de tração cujo valor máximo está próximo ao cordão de solda e cujo módulo decai à medida que se afasta da zona afetada termicamente, tornando-se uma tensão de compressão para manter o equilíbrio dos carregamentos internos (SANTOS, 2010).

Figura 15 – Representação da distribuição das tensões residuais geradas pelo processo de soldagem entre duas chapas finas.



Fonte: (SANTOS, 2010).

As tensões residuais microscópicas, por sua vez, são geradas por estruturas cristalinas heterogêneas, ou seja, quando há presença de diferentes fases e/ou tamanhos de grão na rede cristalina do material. Já as tensões sub-microscópicas, ou microtensões localizadas, ocorrem quando o material metálico passa por processos que geram descontinuidades na rede cristalina (vazios, impurezas, falhas de empilhamento) (SANTOS, 2010).

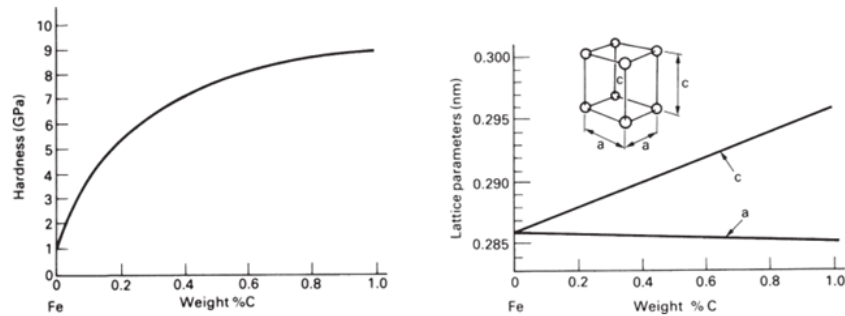
Quanto às tensões residuais geradas após o tratamento de têmpera superficial, a transformação de austenita para martensita após um resfriamento brusco aumenta a dureza da superfície sem alterar a microestrutura do núcleo. Como o núcleo não sofre modificações significativas, irá estar sujeito às restrições mecânicas que irão gerar tensões de compressão na superfície é modificada que passou por uma transformação de fases, algo que por si só também gera tensões na peça (SANTOS, 2010).

2.4.3 Revenimento

Após o processo de têmpera, a estrutura martensítica obtida na superfície da peça gera um aumento da dureza superficial, mas também pode gerar fragilidade e acúmulo de tensões. É sabido que a martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro. Considerando que o ferro puro em temperatura ambiente teria uma estrutura cúbica de corpo centrado (c.c.c.), a supersaturação de carbono distorce a rede, tornando-a tetragonal. Essas distorções aumentam conforme se aumenta a quantidade de carbono

dissolvida e, conseqüentemente, aumenta-se também a dureza (ASHBY; JONES, 1998). Esse comportamento está ilustrado na Figura 16.

Figura 16 – Efeito de aumento da dureza e aumento das distorções na rede gerado pelo aumento da quantidade de carbono.



Fonte: (ASHBY; JONES, 1998).

Uma característica da martensita não muito desejada é sua fragilidade. Uma maneira de se restituir sua resistência, mesmo que perdendo um pouco da dureza, é através do processo de revenimento. Reaquecendo a martensita a temperaturas de 190-200°C, fornece-se energia térmica suficiente aos átomos de carbono para que eles reajam com o ferro formando pequenas aglomerações de precipitados de cementita (Fe_3C). A rede irá retornar para a estrutura de equilíbrio c.c.c., fazendo com que a ductilidade aumente, ao mesmo tempo que as partículas de cementita irão manter a dureza da estrutura (ASHBY; JONES, 1998). A figura Figura 17 explica esse processo.

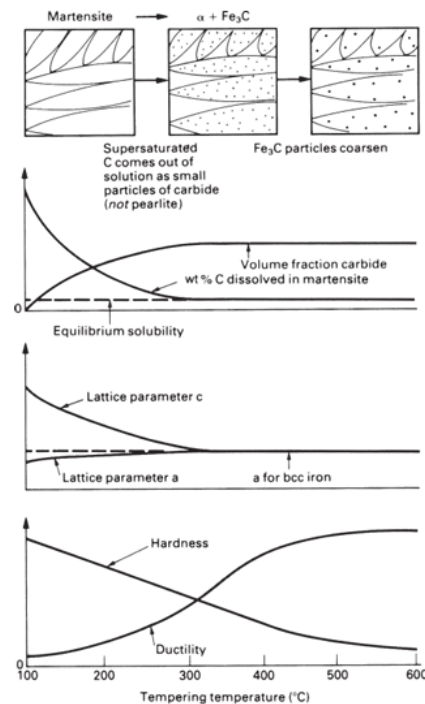
O tipo de revenimento utilizado nesse trabalho é conhecido por “revenimento por calor remanescente”, o que significa que os virabrequins não são resfriados até a temperatura ambiente imediatamente pós têmpera. Resfria-se até a temperatura de revenimento, continuando o processo deste ponto, sem necessidade de reaquecimento da peça.

2.5 Fadiga

Quando uma estrutura ou componente estão sujeitos por longos períodos de tempo a solicitações cíclicas (quando se aplica um ciclo de aplicação da tensão máxima e mínima, repetidamente, dentro de uma amplitude de tensão) e repetidas, pode haver o surgimento de microtrincas dos materiais do componente. Mesmo quando o nível de carregamento é baixo, o acúmulo cíclico dessas microtrincas pode levar a uma trinca macroscópica súbita e, conseqüentemente, à falha (DOWLING, 2013).

Atualmente, pode-se estudar a fadiga por meio de três abordagens: através da fadiga controlada pela tensão, quando a análise é feita com base na tensão nominal aplicada na região afetada, ou seja, os critérios de falha se baseiam no limite de escoamento do

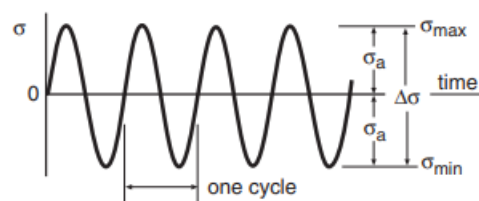
Figura 17 – Processo de reaquecimento da martensita. O aumento da energia térmica permite que a martensita retorne para as fases de equilíbrio $\alpha + Fe_3C$.



Fonte: (ASHBY; JONES, 1998).

material, por exemplo; fadiga controlada pela deformação, quando a análise é guiada pela deformação e escoamento que podem acontecer com aumento de tensão em carregamentos cíclicos; e fadiga controlada pela mecânica da fratura, quando a análise irá focar no crescimento das trincas utilizando-se as ferramentas de estudo de mecânica de fraturas (DOWLING, 2013). Os ensaios deste trabalho são controlados pela tensão.

Figura 18 – Representação da aplicação cíclica de uma tensão máxima (σ_{max}) e mínima (σ_{min}).

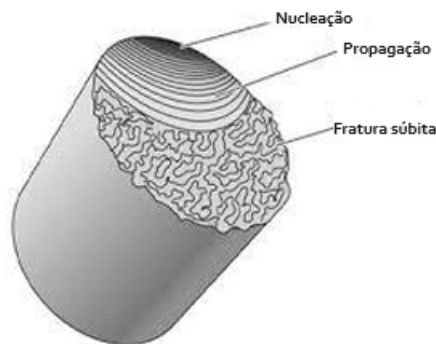


Fonte: (DOWLING, 2013).

Se um componente submetido a esforços cíclicos possuir uma pequena falha, é provável que, por menor que seja, essa falha se transforme em uma trinca que irá crescer e gerar uma fratura frágil. Na maior parte das vezes, a fratura gerada por fadiga é súbita e catastrófica (DOWLING, 2013).

Cabe citar que a ruptura ocorre em 3 fases. Na primeira, ocorre a nucleação de

Figura 19 – Três fases da ruptura por fadiga. 1ª fase: nucleação, 2ª fase: propagação, 3ª fase: fratura súbita.



Fonte: (CALLISTER, 2008).

trincas em regiões do material que contenham algum ponto de concentração de tensão (ângulos vivos, riscos superficiais, rasgos de chaveta). A segunda fase é a de propagação dessas trincas ao longo de seus comprimentos. A última fase é a de fratura súbita. As 3 fases estão ilustradas na Figura 19. Ao observar a morfologia de cada fase, pode-se verificar que a nucleação não apresenta características tão marcantes quanto às demais fases. Durante a propagação, por exemplo, é nítida a presença das estrias de fadiga e/ou marcas de praia (Figura 20), paralelas à direção de propagação da trinca (FARIA *et al.*, 2021).

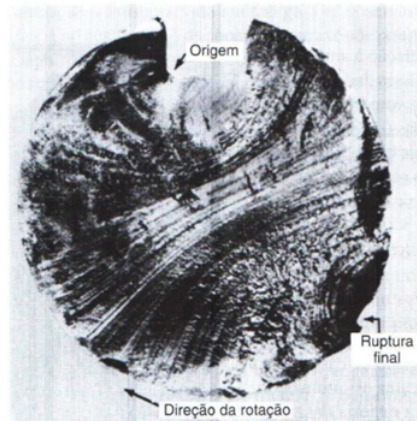
Existe uma importante diferença entre as *estrias* e as *marcas de praias*: estas últimas são macroscópicas e podem ser observadas a olho nu, enquanto que podem existir milhares de estrias dentro de uma só marca de praia, visíveis apenas através de um microscópio eletrônico. Cada estria é uma frente de avanço da trinca durante um ciclo de aplicação de carga, e cada marca de praia representa um período de crescimento da trinca, quando há interrupções na propagação da mesma (FARIA *et al.*, 2021).

2.5.1 A curva $\sigma - N$

Ao tratar-se de falhas por fadiga, é importante esclarecer o número de ciclos de carregamento que levam à fatura. Essa quantidade pode variar na ordem de 10^1 até 10^8 ciclos, e depende da intensidade de solicitação (cargas maiores possuem amplitude de carga, frequência e vida em fadiga menores, por exemplo) (REIS, 2019).

Pode-se determinar o número de ciclos que leva à falha de um componente através de ensaios que submetam corpos de prova a ciclos de tensões de compressão e tração através da aplicação de dobramento e rotação simultâneos. Começa-se o ensaio e utiliza-se de uma grande amplitude de tensão máxima σ_{max} , contando-se o número de ciclos até a falha. Esse procedimento é realizado para vários corpos de prova variando-se σ_{max} , para obter-se um gráfico de tensão σ em função do número de ciclos até a falha (N) para cada

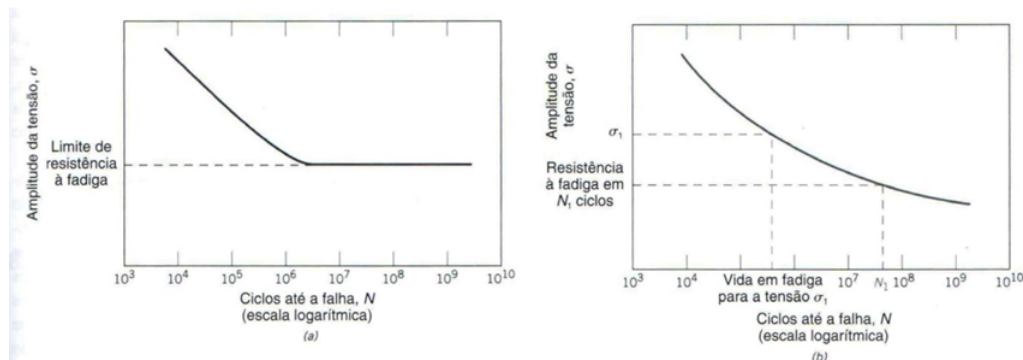
Figura 20 – Superfície de fratura de um eixo de aço rotativo pós falha por fadiga. Pode-se observar as marcas de praia na imagem.



Fonte: (CALLISTER, 2008).

corpo de prova (Figura 21) (CALLISTER, 2008).

Figura 21 – Gráficos $\sigma - N$ para um material que possui limite de resistência à fadiga (a) e para outro material que não possui limite de resistência à fadiga (b).



Fonte: (CALLISTER, 2008).

Podem ser obtidos dois tipos de comportamento: a depender do tipo de liga em questão, a curva do gráfico se torna horizontal (Figura 21 (a)). Esse patamar corresponde ao *limite de resistência à fadiga*, e abaixo dele não haverá ruptura por fadiga. Sendo assim, o limite de resistência corresponde ao maior valor de tensão que o material suporta em um número infinito de ciclos sem que haja falha. Normalmente, esse valor para os aços corresponde de 35-60% do valor do limite de resistência à tração (CALLISTER, 2008).

Grande parte das ligas não-ferrosas exibirão uma curva $\sigma - N$ semelhante à da Figura 21 (b), não possuindo limite de resistência à fadiga definido, mas um comportamento decrescente conforme N aumenta. Ou seja, a fadiga irá ocorrer sem depender do valor da tensão, caracterizando uma *resistência à fadiga* definida pelo nível de tensão de ruptura para um número específico de ciclos (CALLISTER, 2008).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, o objetivo é expor os materiais e métodos para realização de análise química, metalográfica, de dureza e ensaios de tração, flexão e torção de amostras de virabrequins de dois fornecedores diferentes, ambos utilizados no mesmo tipo de motor 4 cilindros.

3.1 Materiais

Os virabrequins utilizados nesse trabalho são forjados a quente a partir do aço microligado médio-carbono DIN 38MnVS6 pela norma EN 10267:1998 (*AISI/SAE 1132*) e fornecidos em estado “bruto” pós forjamento. Foram utilizados 4 virabrequins no total, sendo dois de cada fornecedor.

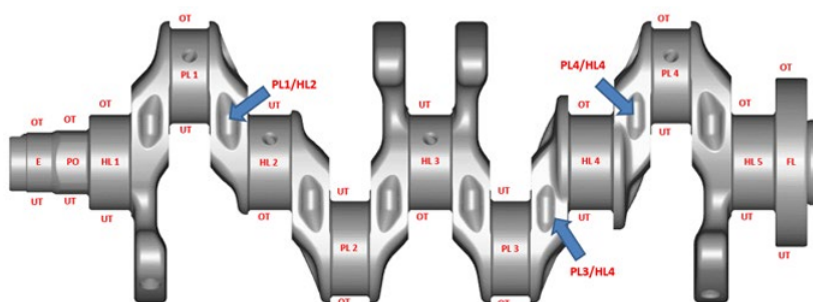
As amostras 1 e 3 foram utilizadas para se obter a microestrutura sem ataque químico para análise de inclusões e a microestrutura pós têmpera. A região analisada para verificar inclusões foi o braço entre o moente (Pl) 1 e o munhão (Hl) 2 (Pl1/Hl2). Para a análise da microestrutura depois da têmpera superficial, foi utilizada a região do braço entre moente 3 e munhão 4 (Pl3/Hl4). Os corpos de prova, 1 da amostra 1 e outro da amostra 3, foram cortados da região da espiga (E). Ambos os virabrequins 1 e 3 foram utilizados inteiros no ensaio de torção. As amostras 2 e 4 foram cortadas na região do braço entre munhão 4 e moente 4, e entre munhão 5 e flange (Fl) para o ensaio de flexão do moente 4. A numeração das secções do virabrequim se inicia a partir da espiga e aumenta no sentido flange (Figura 22).

Na Tabela 2, esquematizou-se a relação de secções e amostras utilizadas para cada etapa do trabalho.

Tabela 1 – Tabela de especificação da composição química do aço 38MnVS6 (% em massa).

C%	0,34-0,41	± 0,03
Si%	0,15-0,80	± 0,05
Mn%	1,20-1,60	± 0,06
P% (max)	0,025	± 0,005
S%	0,020-0,060	± 0,005
Cr% (max)	0,30	± 0,05
Mo% (max)	0,08	± 0,02
N%	0,010-0,020	± 0,002
V%	0,08-0,20	± 0,02

Figura 22 – Designação dos componentes do virabrequim.



Fonte: (KATAYAMA, 2015)

Tabela 2 – Amostras de virabrequims e secções utilizadas para análise metalográfica, ensaios em fadiga e número de corpos de prova (cp) utilizados no ensaio de tração.

Ensaio	Fornecedor 1		Fornecedor 2	
	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
Microest. sem ataque	Pl1/HL2	-	Pl1/HL2	-
Microest. pós têmpera	Pl3/HL4	-	Pl3/HL4	-
Tração	espiga (01 cp)	-	espiga (01 cp)	-
Torção	peça inteira	-	peça inteira	-
Flexão	-	Pl4	-	Pl4

3.2 Métodos

3.2.1 Análise química

A análise química foi realizada no laboratório do Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais (CCDM-UFSCar). O método de abertura utilizado em ambas as amostras foi por digestão total assistida por radiação micro-ondas (CEM da MarsXpress). O meio reacional foi água régia. Através da espectrometria de emissão ótica com plasma acoplado indutivamente (ICP-OES - iCAP 6000 Thermo Scientific) foram determinados os teores de cromo (*Cr*), níquel (*Ni*), manganês (*Mn*), fósforo (*P*), cobre (*Cu*), silício (*Si*), cobalto (*Co*) e molibdênio (*Mo*). Os teores de carbono (*C*) e enxofre (*S*) foram determinados por combustão direta e quantificados por infravermelho através do equipamento LECO CS-844.

3.2.2 Metalografia

As amostras foram cortadas, embutidas, lixadas, polidas e atacadas com o reagente Nital 3% para visualização da microestrutura e tamanho de grão. O microscópio óptico Olympus BX41M-LED foi utilizado para a visualização da metalografia. A análise de inclusões foi realizada conforme a norma ASTM E-45.

3.2.3 Têmpera por indução

Os virabrequins foram temperados e revenidos em uma máquina de têmpera por indução multi-indutores da marca alemã Alfing e modelo AKWH. A máquina possui duas estações. Uma para têmpera dos moentes e a outra para os munhões, além de uma esteira para revenimento. O meio de têmpera é uma solução de água com polímero em torno de 15%. A janela de temperatura de resfriamento é de mínimo de 22°C e máximo de 35°C.

A máquina irá determinar a potência, corrente elétrica, frequência e tensão necessárias para fornecer a energia determinada pelo responsável pelo processo. Para os virabrequins em estudo, existe uma janela de distribuição de energia que irá compensar a geometria assimétrica do virabrequim. Em regiões de maior massa, onde a dissipação de calor é mais difícil, fornece-se menos energia do que nas regiões em que não há interferência da massa dos contrapesos (regiões mais externas da peça). Essa curva de energia só é feita para os moentes (conforme Figura 23).

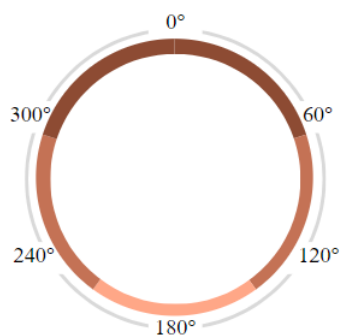
Os parâmetros de tempo de aquecimento, rotação, tempo de resfriamento estão definidos para os moentes, munhões, espiga e flange conforme Tabela 3. A diferença entre a rotação dos moentes para os munhões se dá porque os munhões são concêntricos e estão no centro do eixo, enquanto os moentes não são concêntricos e deve-se considerar rotação dos mesmos, e não do eixo central.

Tabela 3 – Parâmetros de têmpera das quatro amostras de virabrequim

Designação	Aquecimento (s)	Resfriamento (s)	Rotação (rpm)
Moentes Amostras 1 e 2	12s	8s	30 rpm
Munhões Amostras 1 e 2	12s	8s	60 rpm
Flange Amostras 1 e 2	6,5s	4s	30 rpm
Espiga Amostras 1 e 2	6s	6s	30 rpm
Moentes Amostras 3 e 4	10s	8s	30 rpm
Munhões Amostras 3 e 4	10s	6s	60 rpm
Flange Amostras 3 e 4	6,3s	4s	30 rpm
Espiga Amostras 3 e 4	6s	6s	30 rpm

Os parâmetros da máquina são definidos empiricamente através de testes de diversas amostras. Em relação às quatro amostras deste estudo, por serem de dois fornecedores diferentes, cada uma possui uma “receita” de têmpera já testada e aprovada. Sendo assim, há uma pequena variação de parâmetros. A distribuição de energia fornecida também se diferencia pela mesma razão. Não é possível divulgar o valor de energia fornecido para cada virabrequim devido ao sigilo industrial, mas cabe aqui mostrar a variação do processo para cada amostra.

Figura 23 – Representação da distribuição dos valores de energia fornecido pelos indutores aos mancais. O ângulo 0° se encontra centralizado na região OT (mais externa).



Fonte: A autora, 2024.

Tabela 4 – Valor da variação entre as energias fornecidas para cada amostra de virabrequim durante a têmpera, conforme curva de energia da Figura 23

Moentes	Variação de Energia (J) entre as amostras
Energia máxima fornecida	0 J
Energia mínima fornecida	2 J

Figura 24 – Representação do tipo de indutor utilizado no processo de têmpera dos virabrequins em estudo.



Fonte: (DOYON; RUDNEV; MAHER, 2014).

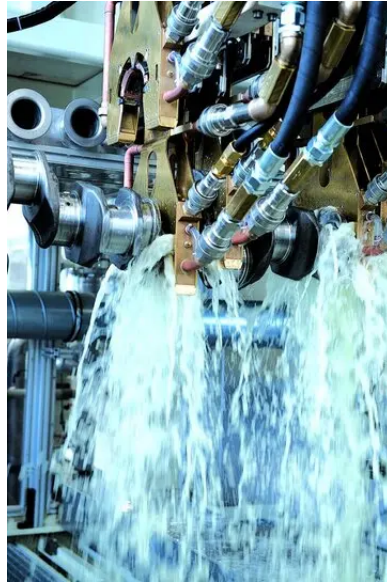
3.2.4 Dureza

As medidas de dureza foram obtidas utilizando-se a carga de 500-gf (HV) no equipamento SHIMADZU - HVM2 com sistema C.A.M.S. (*Computer Assisted Microhardness System*), sendo a norma ASTM E92 - 23 (‘Standart Test Method fo Knoop and Vickers Hardness of Materials).

3.2.5 Tração

O ensaio de tração foi realizado para se determinar as propriedades mecânicas das amostras conforme a norma ASTM E8/E8M-22 (*Standart Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*), à temeperatura ambiente e em uma máquina de ensaios

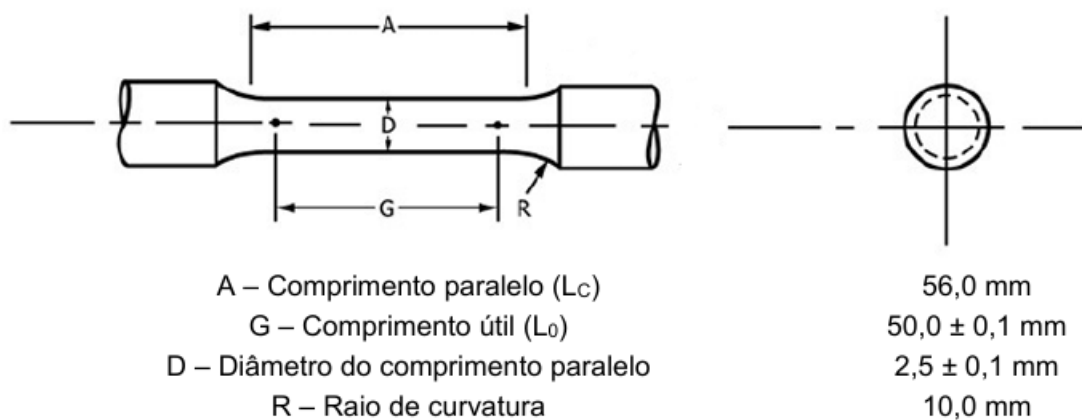
Figura 25 – Exemplo de máquina utilizada para a realização da têmpera por indução dos moentes e munhões dos virabrequins em estudo.



Fonte: Maschinenfabrik Alfing Kessler GMBH, 2024.

modelo 5585H - INSTRON. O corpo de prova (CP) de cada amostra foi obtido na região da flange, conforme Figura 26.

Figura 26 – Geometria dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração.



Fonte: Adaptado de ASTM E8/E8M-22.

As propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração foram: tensão de escoamento (Equação 3.1), limite de resistência à tração (Equação 3.2 e alongamento percentual total na fratura (Equação 3.3).

1. Tensão de escoamento σ_{esc} :

$$\sigma_{esc} = \frac{F_{esc}}{A} \quad (3.1)$$

Sendo F_{esc} a força de escoamento e A a área da seção transversal.

2. Limite de resistência à tração:

$$\sigma_{LRT} = \frac{F_{máx}}{A} \quad (3.2)$$

Sendo $F_{máx}$ a carga máxima atingida e A a área da seção transversal.

3. Alongamento percentual total na fratura:

$$A = 100 \cdot \left(\frac{l_f - l_0}{l_0} \right) \quad (3.3)$$

O alongamento total é a medida do percentual de deformação axial após ensaio em relação ao comprimento útil inicial do corpo de prova.

Os parâmetros utilizados para o ensaio de tração estão listados na Tabela 5. D corresponde ao diâmetro do comprimento útil dos corpos de prova.

Tabela 5 – Parâmetros do ensaio de tração das duas amostras de virabrequim

Parâmetro	Valor empregado
Comprimento útil L_0	4D
Comprimento paralelo L_C	50 mm
Taxa de tensionamento até escoamento	0,8mm/min
Taxa de dformação após o escoamento	8,0mm/min

3.2.6 Torção e flexão

Para ambos os ensaios de fadiga em flexão e torção, utilizou-se máquinas da Sincotec. Para o teste de torção, a máquina foi preparada com células de carga calibradas para aplicar um carregamento considerado de carga baixa, com 2000Nm de torque. A frequência é de 32Hz aproximadamente.

Para o teste de flexão, as células de carga são calibradas para aplicar um carregamento de 1000Nm a uma frequência de 24Hz aproximadamente.

Figura 27 – Máquinas de torção e flexão utilizadas nos ensaios das amostras de virabrequins.



Fonte: Adaptado pela autora (SINCOTEC, 2024).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise Química

A mostra os resultados de composição obtidos através da análise química descrita na subseção 3.2.1 das quatro amostras de virabrequins.

Tabela 6 – Composição química das amostras 1, 2, 3 e 4 (% massa)

Elemento	Amostras 1 e 2	Amostras 3 e 4
C	0,360	0,370
Mn	1,328	1,420
Si	0,544	0,610
P	0,012	0,012
S	0,056	0,083
Cr	0,146	0,140
Mo	0,018	0,049
V	0,084	0,091
Ni	0,056	0,058
Al	0,009	0,009
Cu	0,012	0,040

As maiores variações entre os dois virabrequins estão nas porcentagens em massa de Mn e Si, seguidas por Mo, Cu e S. No entanto, a maior influência é a diferença em porcentagem de massa entre *Mo*, que melhora a temperabilidade e *S*, que melhora a usinabilidade e aumenta a vida em fadiga. Também sabe-se que o silício é adicionado para aumentar o endurecimento e a resistência por solução sólida, além de melhorar a temperabilidade (OLIVEIRA, 2019). Nas amostras 1 e 2, o teor de *Si* está relativamente alto e pode favorecer resultados piores da vida em fadiga, mas aumenta a resistência do material a quente.

Conforme especificação, Apêndice A, o único parâmetro que está fora do desejado é a % em massa de *S* para amostra 3 do fornecedor 2, que deveria estar abaxio de $0,060 \pm 0,005$.

4.2 Metalografia

Utilizou-se a região Pl1/Hl2 para obter-se a micrografia das inclusões não metálicas das amostras 1 e 3 de virabrequim (Figura 28). Não houve ataque metalográfico para avaliação das inclusões.

De acordo com a norma ASTM E-45, observa-se os seguintes resultados para as inclusões (Tabela 7):

Figura 28 – Micrografias das Amostras 1 e 3 de virabrequins mostrando as inclusões não metálicas. Aumento em 100x.

(a) Amostra 1.



(b) Amostra 3.



Fonte: A autora, 2024.

Tabela 7 – Resultado da análise de inclusões de acordo com a norma ASTM E-45.

Amostra	Série fina				Série grossa			
	A	B	C	D	A	B	C	D
1	3	3	1	3	1	1	0	1
3	1	0,5	1,5	0	2,5	1	0	0

A amostra 1, 28a, possui mais inclusões série fina: sulfetos (A), alumina (B), silicatos (C) e óxidos globulares (D). Já a amostra 3, 28b, apresentou um maior nível de sulfeto (A) série grossa devido ao seu maior teor de enxofre.

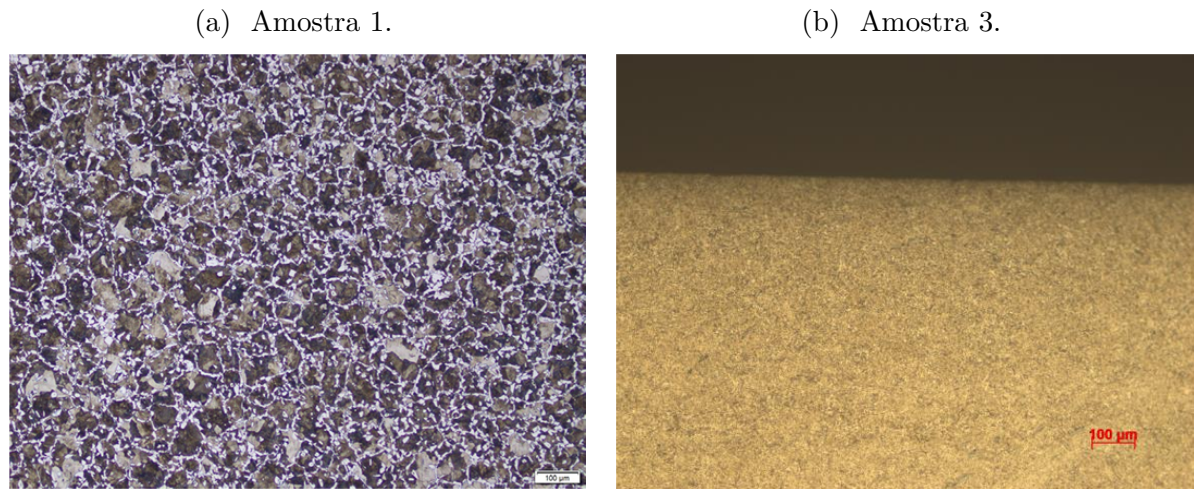
Para a visualização da microestrutura na região temperada, fez-se o corte na região do braço Pl3/Hl4. Essa foi a região escolhida devido ao grande número de virabrequins de teste que quebraram nessa região.

A superfície de ambas as amostras apresenta certo refinamento da microestrutura próxima à superfície (Figura 29) quando comparada à microestrutura do núcleo da peça (Figura 30). Observa-se também nos dois virabrequins uma matriz perlítica com ferrita pró-eutetóide nos contornos de grão e dispersa pela matriz no núcleo.

4.3 Dureza

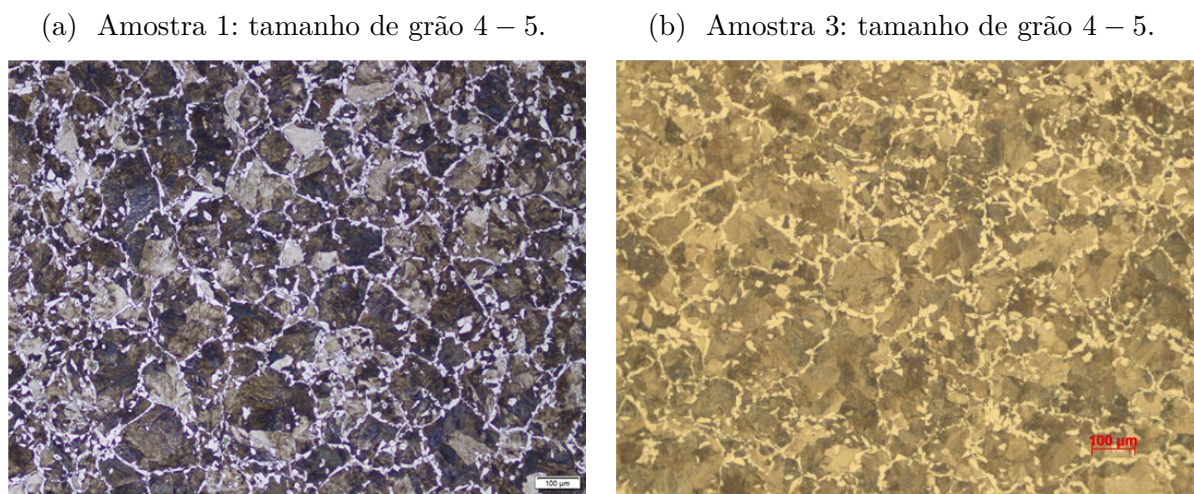
Mediu-se a dureza superficial da região temperada e a dureza do núcleo de ambas as peças. Foram feitas 5 medições em pontos distintos da região Pl4/Hl4 e os resultados apresentados são as médias desses valores.

Figura 29 – Micrografias da superfície pós-têmpera da região próxima do braço Pl3/Hl4 das Amostras 1 e 3 de virabrequins. Aumento em 100x.



Fonte: A autora, 2024.

Figura 30 – Micrografias do núcleo pós-têmpera da região próxima do braço entre Pl3/Hl4 das Amostras 1 e 3 de virabrequins. Aumento em 100x.



Fonte: A autora, 2024.

Tabela 8 – Resultados de dureza superficial e do núcleo das amostras 1 e 3 de virabrequim

Amostra	Região Temperada (HV)	Núcleo (HV)
Amostra 1	581	283
Amostra 3	580	257

4.4 Ensaio de Tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração estão representados na Tabela 9. Ambas as amostras foram ensaiadas à temperatura de 24°C.

O limite de resistência à tração (R) e o alongamento mínimo (A) da amostra 3 está

Tabela 9 – Resultados do ensaio de tração das duas amostras de virabrequim

Amostra	Tensão de Escoamento	Limite de Resistência à Tração	Alongamento
Amostra 1	713 MPa	1017 MPa	16,7%
Amostra 3	651 MPa	877,9 MPa	12,3%

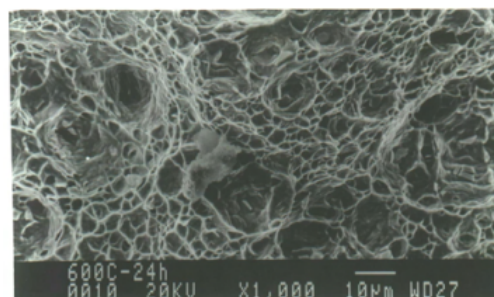
Tabela 10 – Tabela de especificação das propriedades mecânicas do aço 38MnVS6

R	RP	A%
N/mm^2	N/mm^2 min.	min.
800-950	520	12

dentro do especificado pela norma EN 10267:1998, no entanto, a amostra 1 apresentou um limite de resistência à tração maior do que o especificado (Tabela 10). Quanto ao limite de escoamento, ambos estão acima do mínimo de 520 MPa especificado. (Verificar Apêndice A).

É evidente que há uma grande diferença entre as amostras. Isso pode ser explicado ao se considerar que a amostra 1 apresenta uma maior quantidade de precipitados que, além de aumentar a dureza do núcleo da peça, também aumenta o limite de resistência à tração. Normalmente, para esse tipo de material, o micromecanismo de fratura é o alveolar (*dimples*), que independe da estrutura cristalina e composição química, mas se caracteriza pela sua nucleação, crescimento e coalescência de microvazios acontecerem a partir da “decoesão” entre as inclusões e a matriz. Estes microvazios irão funcionar como concentradores de tensões, crescendo e coalescendo através de um mecanismo interno de estrição que irá formar os alvéolos (SOKEI *et al.*, 2012).

Figura 31 – Exemplo de ocorrência do micromecanismo alveolar de fratura em aço inoxidável ISO 5832-9 observado em MEV.



Fonte: (SOKEI *et al.*, 2012).

4.5 Ensaio de Torção e Flexão

Os ensaios de torção realizados nos virabrequins deste estudo levaram à ruptura de ambas as peças. Sendo assim, para o ensaio de flexão, utilizou-se virabrequins “irmãos”, ou seja, peças que passaram pela linha de usinagem com apenas 1 e 2 minutos das amostras

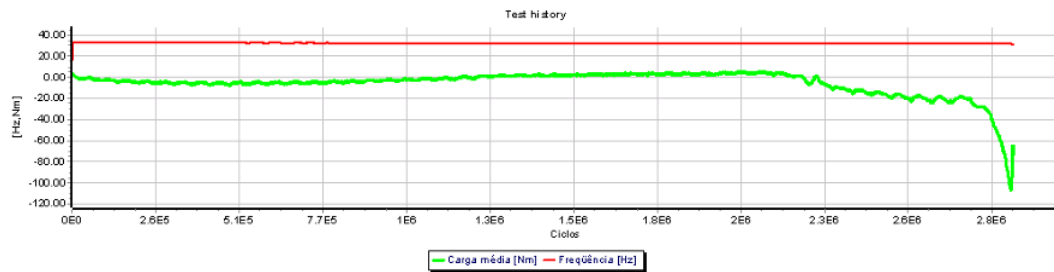
3 e 1 respectivamente, com comprovação e rastreabilidade de que a matéria prima é do mesmo lote. As amostras 1 e 2 são “irmãs”, assim como as amostras 3 e 4.

O ensaio de torção foi realizado com carga baixa de $2000Nm$ e frequência de, aproximadamente, $32Hz$. Os resultados estão em seguida.

Tabela 11 – Resultado do ensaio de torção das amostras 1 e 3 de virabrequins.

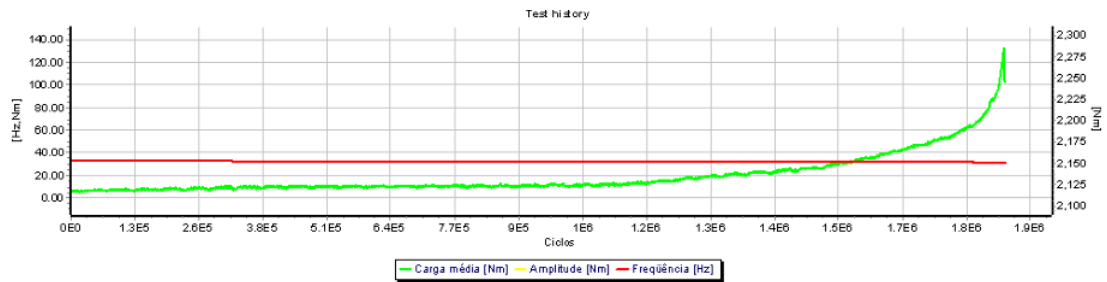
Amostra	Nº de ciclos	Tempo de Teste
1	2.881.241	24:32:01
3	1.868.586	15:58:28

Figura 32 – Gráfico do ensaio de torção da amostra 1.



Fonte: A autora, 2024.

Figura 33 – Gráfico do ensaio de torção da amostra 3.

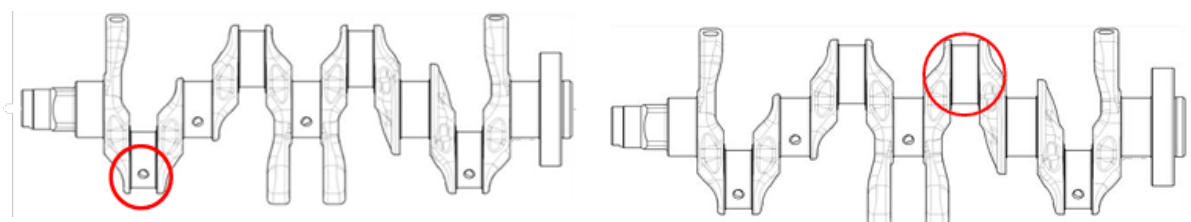


Fonte: A autora, 2024.

Figura 34 – Localização da nucleação das trincas pós ensaio de torção.

(a) Amostra 1.

(b) Amostra 3.



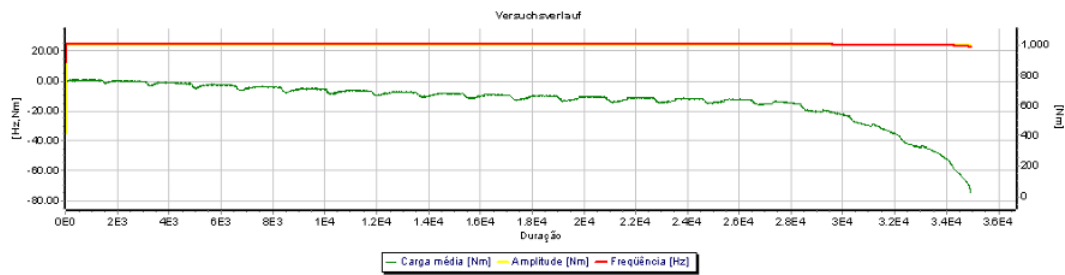
Fonte: A autora, 2024.

O ensaio de flexão foi realizado com carga de $1000Nm$ e frequência de, aproximadamente, $24Hz$. Somente o virabrequim “irmão” da amostra 1 se rompeu. Os resultados estão em seguida.

Tabela 12 – Resultado do ensaio de flexão das amostras 2 e 4 de virabrequins.

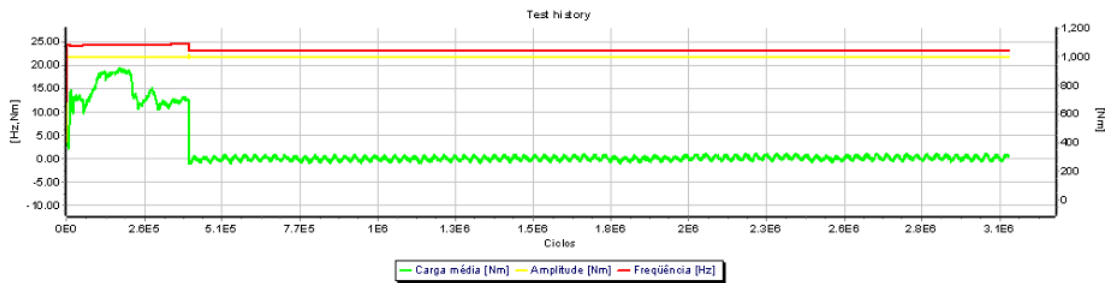
Amostra	Nº de ciclos	Tempo de Teste
2	870.019	09:42:35
4	3.100.012	36:57:49

Figura 35 – Gráfico do ensaio de flexão da amostra 2.



Fonte: A autora, 2024.

Figura 36 – Gráfico do ensaio de flexão da amostra 4.



Fonte: A autora, 2024.

Figura 37 – Localização da nucleação da trinca na amostra 2 pós ensaio de flexão. Região do Pl4



Fonte: A autora, 2024.

As trincas por torção ocorreram sempre na região do furo de alívio de massa do virabrequim. a fratura na amostra 1 ocorreu no furo de alívio de massa do Pl1, enquanto

que da amostra 3 ocorreu no furo de alívio de massa do Pl3. Considera-se que a região do *fillet* próxima ao furo é crítica, uma vez que este pode funcionar como concentrador de tensões e essa se torna uma região propensa à nucleação das trincas.

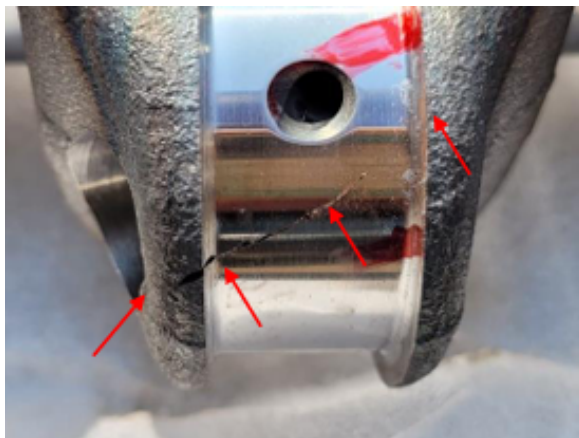
No ensaio de flexão, a fratura da amostra 2 ocorreu na região do braço entre o munhão 4 e o moente 4 (Pl4/Hl4), cuja geometria também é considerada crítica, uma vez que o rebaixo ali presente também funciona como um concentrador de tensões, e essa trinca normalmente irá se propagar no sentido do *fillet*, podendo alcançar o furo de lubrificação.

4.5.1 Nucleação e crescimento da trinca por fadiga da amostra 3 de virabrequim

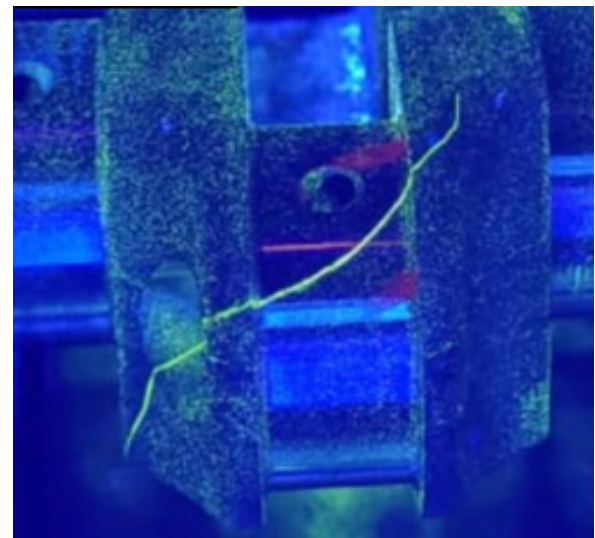
Para a amostra 3, foi possível aprofundar a análise da região da fratura ocorrida no ensaio de torção. Em primeiro lugar, observou-se a peça através de ensaio de partícula magnética fluorescente na máquina Magnaflux (Figura 38b) para certificar a trinca. Este é um ensaio não destrutivo utilizado para a identificação de trincas e falhas em materiais metálicos (MAGNAFLUX, 2024).

Figura 38 – Observação da fratura ocorrida no Pl3 do virabrequim de amostra 3.

(a) Observação pós ensaio de torção.



(b) Observação na Magnaflux.

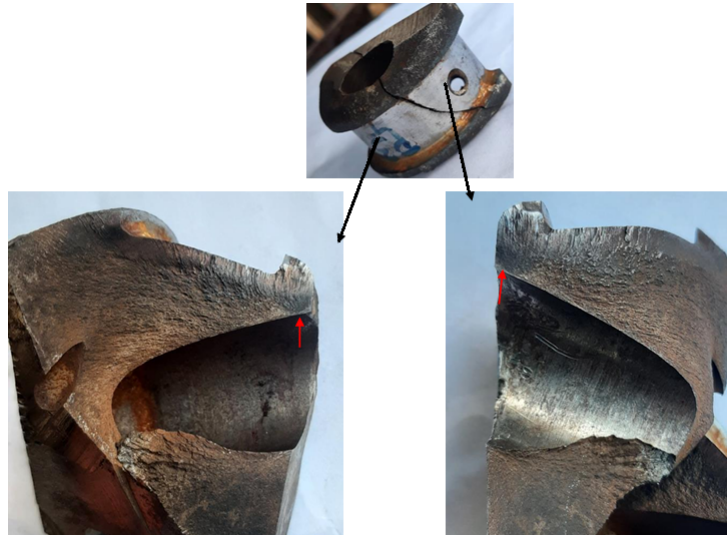


Fonte: A autora, 2024.

Em seguida, cortou-se a peça para que fosse possível fazer a micrografia da região da fratura. Esta região não está temperada e revenida, uma vez que a profundidade da camada temperada da amostra 3 é de, no máximo, 4mm . Pode-se identificar a região de nucleação da trinca e as marcas de propagação da fratura, que ocorrem quando a trinca muda de direção ou plano. Também nota-se uma camada de deformação plástica com uma espessura próxima de $12\mu\text{m}$ próxima ao furo de alívio de massa do virabrequim. É provável que essa deformação tenha sido causada por uma rebarba do processo de furação, e que o furo tenha funcionado como um ponto concentrador de tensão para o início da

fratura. Nesse caso, não houve influência da têmpera quanto à vida em fadiga no ensaio de flexão.

Figura 39 – Corte da peça fraturada para análise da microestrutura.

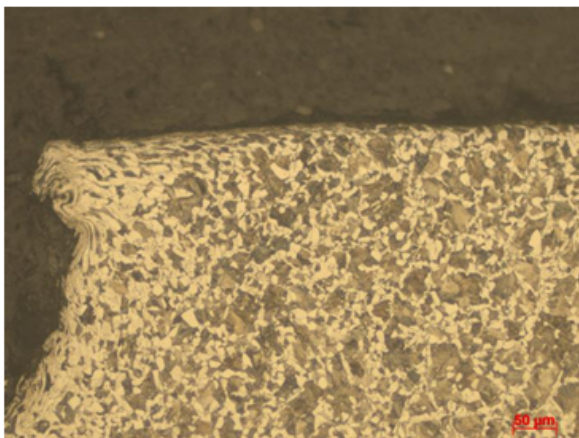


Fonte: A autora, 2024.

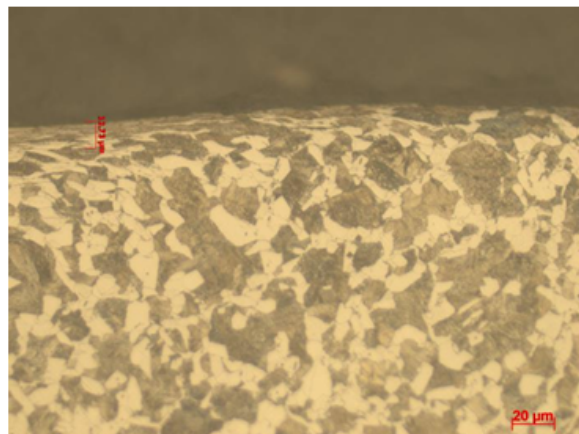
No detalhe da Figura 39, a imagem do lado esquerdo aponta para a região onde se realizou a micrografia e constatou-se ser a região da nucleação da trinca. A camada de deformação plástica também se faz nítida.

Figura 40 – Micrografia da região de nucleação da trinca causadora da fratura da amostra 3.

(a) Aumento de 200x.



(b) Aumento de 500x com medida da camada de compactação.

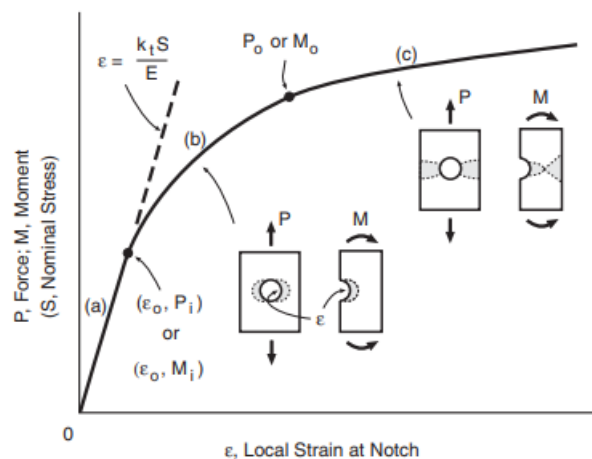


Fonte: A autora, 2024.

É sabido que em componentes com furos, é necessário utilizar-se de um coeficiente de segurança suficiente para evitar sobrecarga do material. Em baixos carregamentos, o comportamento do material na região do furo é elástico mas, uma vez que a tensão no

furo ultrapassa o limite de escoamento do material, incia-se a deformação plástica que se espalhará cada vez mais pela região conforme o carregamento aplicado também aumenta, até que toda a secção transversal do componente tenha sofrido escoamento. É possível observar o comportamento descrito através da Figura 41 que representa uma amostra de policarbonato plástico com um entalhe (DOWLING, 2013).

Figura 41 – Carregamento *versus* deformação de um cp de policarbonato com um entalhe: a) sem escoamento, b) escoamento localizado, c) deformação plástica completa.



Fonte: (DOWLING, 2013).

4.6 Discussão

Conforme já citado na seção 4.2, de acordo com a norma ASTM E-45, a amostra 1 apresentou uma maior quantidade de inclusões série fina do tipo sulfetos (A), alumina (B), silicatos (C) e óxidos globulares (D). A amostra 3 possui uma quantidade de sulfetos (A) série grossa maior, resultado de seu maior teor de sulfeto (0,083% em massa, enquanto que a amostra 1 possui 0,056%). Ambas as amostras possuem um alto teor de silício, o que contribui para a formação dos silicatos. Todas as amostras de virabrequins estão com a composição de silício dentro do especificado, mas as amostras do fornecedor 2 possuem 0,023% de enxofre acima do permitido.

Quanto à camada temperada das amostras, Figura 29, a amostra 3 quase não apresenta contorno de grão (29b), algo que se atribui ao teor mais alto de Mo , que tem o efeito de deslocar as curvas TRC para a direita por ser um elemento substitucional que irá alterar a atividade do carbono, estabilizando a austenita indiretamente, já que o carbono fica solubilizado (KRAMER; SEIGEL, 1946), (CRAFTS; LAMONT, 1944). Assim, tem-se uma transformação martensítica mais eficaz na amostra 3. Também pode-se citar o maior teor de Cu dessa amostra como elemento de melhoria da temperabilidade e da resistência à corrosão, como outra consequência.

A dureza da região temperada das amostras está muito semelhante. Pode-se justificar esse resultado devido à ação das diversas partículas de segunda fase precipitadas (carbonetos e carbonitretos) da amostra 1, 29a, e à transformação martensítica da amostra 3. Os precipitados da amostra 1 também podem ter feito com que a dureza da região central se apresente maior que da amostra 3, além de ter dado à amostra 1 um maior Limite de Resistência à Tração, posto que a fratura em tração ocorre a partir do centro do cp, onde ocorre o estado triaxial de tensões e, para materiais dúcteis, o micromecanismo da fratura é, geralmente, alveolar e envolve a presença de precipitados na matriz.

No que se diz respeito à fadiga por torção, sabe-se que esta envolve o cisalhamento cíclico que, por sua vez, envolve diretamente a tensão de cisalhamento que leva à deformação plástica. Essa solicitação em cisalhamento puro leva a tensões principais em 45° , e a trinca tende a se propagar seguindo esse ângulo (Figura 38). Quanto à amostra 3, sua vida em fadiga torcional foi menor devido à nucleação da trinca ter ocorrido na parte interna do furo de alívio de massa que não sofreu têmpera e ainda apresenta uma microestrutura de ferrita e perlita (Figura 40). Observando ainda a Figura 39, nota-se que a trinca é subsuperficial, podendo também ter sofrido nucleação a partir de uma inclusão de sulfeto (conforme análise de inclusões realizada na seção 4.2 na Tabela 7). Pode-se atribuir a maior vida em fadiga torcional da amostra 1 à presença de precipitados de alta dureza combinada à tensão residual de compressão gerada pela têmpera superficial.

Os resultados da vida em fadiga por flexão terem sido mais satisfatórios para a amostra 4 se devem, possivelmente, à camada de martensita mais uniforme, sem muitos precipitados e contornos de grão. Esses fatores dificultam a deformação plástica localizada e também a formação de intrusões e extrusões que levam à nucleação de trinca de fadiga controlada pela tensão, uma vez que as tensões envolvidas estão abaixo do limite de escoamento e não envolvem cisalhamento puro. A trinca da amostra 2, por sua vez, pode ter sido nucleada subsuperficialmente devido ao maior número de inclusões.

Para esclarecer melhor os resultados obtidos, seria importante fazer a análise das superfícies de fratura em MEV, de maneira a determinar os micromecanismos da fratura e fornecer a análise das tensões residuais depois da têmpera por indução. Também seria interessante verificar a geometria e a rugosidade das peças.

Ademais, as comparações feitas entre as composições químicas e os resultados obtidos de microestrutura, dureza pós têmpera, ensaio de tração e vida em fadiga das amostras cumpriram com os objetivos do trabalho.

REFERÊNCIAS

- ARNOSTI, J. C. M. *et al.* Iso/ts 16949 - ganhos e vantagens da certificação na indústria automobilística. *In: ENCONTRO NACIONAL DE ENGENHARIA DE PRODUÇÃO*, 18., 2013, Salvador. [S.l.: s.n.], 2003.
- ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. **Engineering Materials 2: An introduction to microstructures, processing and design**. 2th. ed. [S.l.: s.n.]: Butterworth-Heinemann, 1998. ISBN 0 7506 4019 7.
- CALEGARO, A. B. **Análise de falha de um Eixo Virabrequim**. 2018. Trabalho de Conclusão de Graduação — Universidade Federal de Juiz de Fora, 2018.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 7th. ed. [S.l.: s.n.]: John Wiley Sons Ltd., 2008. ISBN 978-85-216-1595-8.
- CRAFTS, W.; LAMONT, J. L. **Effect of some elements on hardenability**. [S.l.: s.n.]: TransAIME, 1944. 386-389 p.
- DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering methods for deformation, fracture, and fatigue**. 4. ed. [S.l.: s.n.]: Pearson Education Limited, 2013. 1-977 p. ISBN 0-273-76455-1.
- DOYON, G.; RUDNEV, V.; MAHER, J. Induction Hardening of Crankshafts and Camshafts. *In: Induction Heating and Heat Treatment*. ASM International, 2014. ISBN 978-1-62708-167-2. Disponível em: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v04c.a0005865>.
- E8/E8M-22, A. **E8/E8M 22 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1**. 2022. Disponível em: <https://standards.iteh.ai/catalog/standards/sist/ae933fa0-998a-425f-9c8d-bb351f92c8f6/astm-e8-e8m-22>.
- FARIA, G. M. D. *et al.* Análise de falha estrutural em um eixo virabrequim. 2021. Disponível em: <https://repositorio.animaeducacao.com.br/handle/ANIMA/18857>.
- FERREIRA, P. H. R. **Projeto e otimização de árvores de manivelas**. 4 2008. Dissertação (Mestrado) — Universidade de São Paulo, 4 2008.
- GMBH, M. A. K. **INDUKTOREN**. 2024. Disponível em: <https://mafade.alfing.de/produkte/haertemaschinen/induktoren>.
- HARO, D. G. **Sistemas da Qualidade na Indústria Automobilística: Uma proposta de auto-avaliação unificada**. 2001. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2001.
- KATAYAMA, H. S. **Avaliação da influência de parâmetros do tratamento térmico sobre variações geométricas de dureza em virabrequins submetidos à têmpera por indução**. 2015. Trabalho de Conclusão de Graduação — Universidade Federal de São Carlos, 2015.
- KRAMER, I. R.; SEIGEL, S. **Factors for the calculation of Hardenability**. [S.l.: s.n.]: Metals Tech, 1946. 2740-2744 p.

MAGNAFLUX. **Ensaio de partícula magnética fluorescente**. 2024. Disponível em: <https://magnaflux.com.br/br/blog/como-fazer-ensaio-particula-magnetica-fluorescente/>.

OLIVEIRA, B. F. de. **Estrutura, Textura e Propriedades Mecânicas de Aços Microligados ao Nióbio com Baixo e Alto Teor de Manganês**. 2019. 155 p. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) — Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, 2019.

OLIVEIRA, F. J. M. **Análise e dimensionamento de biela de motor de combustão interna ciclo otto 4 tempos**. 12 2022. Trabalho de Conclusão de Graduação — Centro Universitário da Serra Gaúcha - FSG, 12 2022. Disponível em: <https://repositorio.cruzeirodosul.edu.br/jspui/handle/123456789/4991>.

PEREIRA, R. L.; KITICE, T. **Tratamentos térmicos dos metais**. EESC-USP, 1960. 1-141 p. Disponível em: <http://repositorio.eesc.usp.br/handle/RIEESC/7302>.

REIS, V. dos. **Análise da vida em fadiga de virabrequins 171cr-Ni6,6 por ensaio de flexão rotativa**. 2019. Trabalho de Conclusão de Graduação (Engenharia de Materiais) — Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2019. Disponível em: <http://hdl.handle.net/10183/211382>.

SANTOS, C. Z. **Estudo da tensão residual através de difração de raios x**. 2010. Trabalho de Conclusão de Graduação — Universidade Federal do Espírito Santo, 2010.

SINCOTEC. **Prüfstände für Motorbauteile**. 2024. Disponível em: <https://www.sincotec.de/pruefstand/bauteilspezifisch/motorbauteile/#Torsionswechselpruefstand>.

SOKEI, C. R. *et al.* Micromecanismos da fratura decorrentes da ruptura por impacto de um aço inoxidável iso 5832-9. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 20., 2012, Joinville. [S.l.: s.n.], 2012.

TENÓRIOA, J. G. *et al.* Têmpera por indução eletromagnética aplicada em virabrequim de motocicleta. **HOLOS**, Instituto Federal de Educacao, Ciencia e Tecnologia do Rio Grande do Norte (IFRN), v. 3, p. 82–92, 7 2015.

ANEXOS

**ANEXO A – LISTA DE ESPECIFICAÇÕES DO AÇO 38MNV56 PELA NORMA
EN 10267:1998.**

Chemical composition																	
C%		Si%		Mn%		P% max		S%		Cr% max		Mo max		N%		V%	
0,34-0,41		0,15- 0,80		1,20-1,60		0,025		0,020-0,060		0,30		0,08		0,010-0,020		0,08-0,20	
± 0.03		± 0.05		± 0.06		+ 0.005		± 0.005		+ 0.05		+ 0.02		± 0.002		± 0.02	
Product deviations are allowed																	
The steel must be killed																	
Temperature °C																	
Hot-forming		Thermomechanical hardening				Quenching +Q				Tempering +T				Stress-relieving +SR			
1200-1000		forced air from 1000 to 500 °C				860-890 oil or polymer				540-650 air				50° under the temperature of tempering (max 600 °C)			
Soft annealing +A		Annealing +S				Full annealing				Pre-heating welding				Stress-relieving after welding			
680-700 air		slow cooling 20-40 °C/h after hot forming (HB max 255)				880-895 furnace cooling to 660 after air				not allowed				not allowed			
										Ac1		Ac3		Ms		Mf	
										-		-		-		-	
Mechanical properties																	
Hot-rolled, precipitation hardening +P EN 10267: 1998 (for products in bars intended for the mechanical processing)																	
size mm		Testing at room temperature (longitudinal)															
		R		Rp 0.2		A%		Z%		Kv +20 °C		Kv 0 °C		Kv -20 °C		HB	
from	to	N/mm²		N/mm² min.		min.		min.		J min.		J min.		J min.			
30	120	800-950		520		12		25		-		-		-		240-286	
Forged, precipitation hardening +P EN 10267: 1998 (for hot-forged products after precipitation hardening)																	
size mm		Testing at room temperature (longitudinal)															
		R		Rp 0.2		A%		Z%		Kv +20 °C		Kv 0 °C		Kv -20 °C		HB	
from	to	N/mm² min.		N/mm² min		min.		min.		J min.		J min.		J min.		min.	
		800-1000		520		12		25		-		-		-		240-300	
Table of tempering																	
HB	421	421	409	409	400	390	622	344	319	286	258	247	237				
HRC	45	45	44	44	43	42	39	37	34	30	26	24	22				
R N/mm²	1480	1480	1430	1430	1390	1340	1220	1140	1050	950	860	820	790				
Tempering °C	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650				
Hardenability test, for information																	
mm	1,5	3	5	7	9	11	13	15	Distance from quenched end								
HRC	52	46	39	38	34	28	24	22	Hardness								
Thermal Expansion		10 ⁻⁶ • K ⁻¹				►		11.1	12.1	12.8	13.5						
Mod. of Elasticity		longitudinal				GPa		202									
Poisson number		ν				0.28											
Specific Electric Resistivity		Ω • mm²/m				0.19											
Electrical Conductivity		Siemens • m/mm²				5.26											
Specific Heat Capacity		J/(Kg • K)				470											
Density		Kg/dm³				7.67											
Thermal Conductivity		W/(m • K)				42.6											
°C						20		100	200	300	400						
The symbol ► indicates temperature between 20 °C and 100 °C, 20 °C and 200 °C ...																	