

**Universidade de Brasília - UnB
Faculdade UnB Gama - FGA
Curso de Engenharia Aeroespacial**

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA À FADIGA EM ALTO
CICLO PARA UM AÇO DE CAIXA DE
TRANSMISSÃO EM HELICÓPTEROS**

**Autor: Lucas Brasileiro Cesar Leitão
Orientador: Prof. Dr. Sergio Henrique da Silva Carneiro**

**Brasília, DF
2018**



Lucas Brasileiro Cesar Leitão

**ESTUDO DA RESISTÊNCIA À FADIGA EM ALTO CICLO PARA UM AÇO DE
CAIXA DE TRANSMISSÃO EM HELICÓPTEROS**

Monografia submetida ao curso de graduação em Engenharia Aeroespacial da Universidade de Brasília, como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia Aeroespacial.

Orientador: Prof. Dr. Sergio Henrique da Silva Carneiro

**Brasília, DF
2018**

CIP – Catalogação Internacional da Publicação*

Brasileiro Cesar Leitão, Lucas.

Estudo da resistência à fadiga em alto ciclo para um aço de caixa de transmissão em helicópteros / Lucas Brasileiro Cesar Leitão. Brasília: UnB, 2018. 92 p.: il.; 29,5 cm.

Monografia Engenharia Aeroespacial – Universidade de Brasília
Faculdade do Gama, Brasília, 2018. Orientação: Sergio
Henrique da Silva Carneiro.

1. Fadiga De Alto Ciclo 2. Aço Martensítico 3. Acabamento Superficial 4. Camada Branca 5. Rugosidade I. da Silva Carneiro, Sergio Henrique. II. Estudo da resistência à fadiga em alto ciclo para um aço de caixa de transmissão em helicópteros.

CDU 02:141:005.6



**REGULAMENTO E NORMA PARA REDAÇÃO DE RELATÓRIOS DE
PROJETOS DE GRADUAÇÃO FACULDADE DO GAMA - FGA**

Lucas Brasileiro Cesar Leitão

Monografia submetida como requisito parcial para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia Aeroespacial da Faculdade UnB Gama - FGA, da Universidade de Brasília, em 10/09/2018 apresentada e aprovada pela banca examinadora abaixo assinada:

Prof. Sergio Henrique da Silva Carneiro, UnB/ FGA
Orientador

Prof. Dr. Artem Andrianov, UnB/ FGA
Convidado 1

Prof. Dr. Manuel Nascimento Dias Barcelos Júnior, UnB/ FGA
Convidado 2

Brasília, DF
2018

AGRADECIMENTOS

Parar para refletir sobre as pessoas mais relevantes no cumprimento desse longo capítulo acadêmico é algo desafiador. Foram muitos anos de mudanças nos percursos da vida tendo histórias a dividir que certamente poderiam compor um livro. Contudo, levando em consideração tantos personagens marcantes que chegaram e se foram após as páginas da vida passarem ano a ano, alguns permaneceram nessa história desde seu início. Posso mencionar com convicção essas constantes preciosas de meus dias, meus amados pais, Eliziário e Soyama Leitão, que me educaram e investiram suas energias, amor e dedicação desde meu nascimento. Igualmente aos meus irmãos, Marina e Mateus, pelo companheirismo e apoio em todas as fases dessa longa jornada. Agradeço profundamente ainda, à minha esposa Rafaela Tozetti que mais do que ninguém, esteve ao meu lado vivenciando cada desafio, conquista e sonho, com todo amor capaz de me forjar como um melhor ser humano, pai, marido e profissional. Presenteou-me com minha maior inspiração para alcançar longos voos, meu filho Henrique Tozetti Brasileiro Leitão, que me mostrou os lados do amor paternal e lembra-me diariamente o valor de uma família unida e feliz.

A todo o corpo docente do curso que me ensinou com excelência os caminhos da engenharia, sua dedicação foi inspiradora para a conclusão dessa graduação. Ao professor Sergio Carneiro agradeço profundamente todo conhecimento e conselhos compartilhados, igualmente pela paciência com minhas falhas. Gostaria de agradecer também ao Professor Sébastien Rondineau pelo apoio e orientação desde sua chegada na FGA, posteriormente sendo um guia para o desafio no projeto de engenharia na SUPAERO, em Toulouse. Sou profundamente grato ao Professor Olexiy Shynkarenko pela aposta em meu nome para a candidatura ao intercâmbio francês idealizado pela Airbus Defense and Space, tal oportunidade me elevou de patamar em todos os aspectos. Uma lembrança e agradecimento aos professores Domenico Simone, Artem Adrianov, Chantal Cappelletti, Manuel Barcelos, Tais Tognetti, Rafael Morgado, André Penna, Emmanuel Pacheco, Simone Battistini e todos que fizeram este sonho realidade.

Obrigado aos meus caros amigos Roni Vieira, Breno Braga, Igor Kinoshita, Matheus Ferraz, José Octavio Selegato, Marcos Velho, Marcelo Silveira, Tuane Fonseca, Argemiro Neto, Luan Henrique, Matheus Cabral, Ediane Neves, meu velho amigo Victor Hugo Ferreira, meu compadre Luiz Bezerra Neto e todos incontáveis amigos que dividiram de alguma forma essa história.

Por fim, deixo minhas sinceras lembranças e eterna gratidão aos neurocirurgiões Dr. Marcos Stavale e Dr. Benício Oton, e todos amigos que me ajudaram nos momentos de saúde delicada, estou vivo por cada um de vocês.

*Para pequenas
criaturas como nós, a
vastidão apenas é suportável
através do amor. – Carl Sagan*

RESUMO

Este trabalho faz parte de uma colaboração entre a *Airbus Helicopters* e o *Institut de Mécanique et d'Ingénierie (I2M)*, que visa melhorar o conhecimento do comportamento e da vida útil de um aço usado para produção de peças na indústria aeroespacial. O objetivo deste projeto é identificar os fatores responsáveis por uma dispersão nos valores de resistência a fadiga para peças produzidas sob os mesmos processos de fabricação e testadas em fadiga de alto ciclo em flexão rotativa. O material deste estudo é um aço martensítico de baixa liga, em estado temperado sem tratamentos químicos. Este aço é usado em engrenagens e eixos de transmissão de força, submetidos a esforços de flexão e torção muito elevados, abordando a resistência à fadiga de alto ciclo, processos de fabricação por usinagem, tratamento térmico e acabamento superficial. Através das observações feitas pelos microscópios óticos e de varredura e análises de rugosidade, pôde-se entender a natureza das rupturas dos corpos de prova testados. Novos corpos de prova foram usinados para serem testados em fadiga de alto ciclo de acordo com o método da escada e terem seus desempenhos analisados. Notou-se que os parâmetros de usinagem, como o desgaste da peça de corte, causam deformações plásticas indesejáveis na superfície da peça, elevando sua rugosidade e transformando as camadas externas, gerando uma frágil camada branca. Esses atributos quando em conjunto geram a iniciação de trincas e redução da resistência em fadiga do material, enquanto um bom acabamento superficial mesmo com a camada branca pode gerar alto desempenho do material.

Palavras-chave: Fadiga De Alto Ciclo, Aço Martensítico, Acabamento Superficial, Camada Branca, Rugosidade.

ABSTRACT

The present work is part of collaboration between Airbus Helicopters and the Institute of Mechanics and Engineering (I2M), which aims to improve knowledge of the behavior and lifespan of a steel used for the production of parts in the aerospace industry. The objective of this project is to identify the factors responsible for dispersion in the values of fatigue resistance for parts produced under the same machining processes and tested in rotating bending high cycle fatigue. The material of this study is a low alloy martensitic steel, in tempered state without chemical treatments. This steel is used in gears and power transmission shafts subjected to very high bending and twisting efforts, addressing high cycle fatigue resistance, machining processes, heat treatment and surface finishing. Through the observations made by optical and scanning electronic microscopes and analysis of roughness, the nature of the ruptures of the tested specimens could be understood. New specimens were machined to be tested in high cycle fatigue according to the staircase method and their performances were analyzed. It was noted that machining parameters such as wear of the cutting tool provoke undesirable plastic deformations on the workpiece surface, raising its roughness and transforming the outer layers, generating a fragile white layer. These attributes when together generate crack initiation and fatigue strength reduction of the material, while a good surface finish even with the white layer can generate high performance of the material.

Key words: High Cycle Fatigue, Martensitic Steel, Surface Finishing, White Layer, Roughness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Aeronave Boeing 737 da companhia aérea Aloha Airlines operou pouso de emergência após colapso da estrutura por corrosão e fadiga.	2
Figura 2 - Transformação de fase austenítica para martensítica..	7
Figura 3 - Definições de Integridade Superficial.....	8
Figura 4 - Direção de velocidade de corte, alimentação e movimentos efetivos no giro	9
Figura 5 - (a) Fontes de geração de calor na formação de cavacos e (b) distribuição de temperatura em uma ferramenta.....	10
Figura 6 - Micro estrutura abaixo da superfície de um aço martensítico, camada branca e zona de transição.	11
Figura 7 - Micro estrutura abaixo da superfície do aço 15-5PH após torneamento.	12
Figura 8 - Comparação da vida de fadiga no teste de rolamento de contato para o aço ABNT 52100.....	13
Figura 9 - Parâmetros de rugosidade selecionados (Ra, Rt, Rmax, Sm).	15
Figura 10 – Curva S-N para testes de flexão rotativa em corpos de prova de aço com o limite de fadiga determinado.....	17
Figura 11- Esquema da formação de microfissuras em áreas que se elevam acima (extrusão) ou caem abaixo (intrusão) na superfície do componente devido ao movimento do material ao longo dos planos deslizantes.....	20
Figura 12 - (a) Iniciação de uma microcarga de fadiga devido à formação de intrusões e extrusões na superfície livre; (b) Representação dos estádios I e II no crescimento transgranular de uma fenda microscópica por fadiga.	21
Figura 13 - Estrias de fadiga em uma liga de alumínio.	22
Figura 14 - Geometria do primeiro conjunto de testes de amostras em testes de fadiga de flexão rotativa.	24
Figura 15 - Novos corpos de prova para testes de fadiga de flexão rotativa.....	25
Figura 16 - Grupos B e A, série Tommasi em bolsos separados.	25
Figura 17 - Grupo C em bolsos separados.	25

Figura 18 - Nova geometria da amostra após a modificação do diâmetro na menor seção transversal	26
Figura 19 - Corpos de prova recebidos pelo I2M usinados pela Microrectif.	26
Figura 20 - Características gerais da fratura por fadiga	27
Figura 21- Imagem capturada por MEV do corpo de prova fraturado M-FLR-12 após teste de fadiga em flexão rotativa.	28
Figura 22 - Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO HD15, ENSAM.	28
Figura 23 - Amostras revestidas com resina KM-B, polidas e atacadas com reagente Vilella.....	30
Figura 24 - Micro estrutura abaixo da superfície no corpo de prova T-FLR-14, ampliada 100x.	31
Figura 25 - Microestrutura sob a superfície da amostra M-FLR-13.	32
Figura 26 - Ilustração esquemática de uma curva S-N (curva de Wöhler): a relação entre o nível de estresse (amplitude ou alcance) e o número de ciclos até a falha.....	34
Figura 27 - Máquina de teste de fadiga multiaxial na ENSAM.	36
Figura 28 - Composição das forças em flexão.	37
Figura 29 - Esquema da parte mecânica.	37
Figura 30 - O teste de fadiga resulta em 4 séries de corpos de prova sob flexão rotativa até 20×10^6 ciclos.	39
Figura 31 - Iniciação do trinca no diâmetro externo da amostra T-A7.....	41
Figura 32 – Método da escada para os novos testes da série <i>Tommasi</i>	42
Figura 33 - Método da escada para os novos testes da série <i>Microrectif</i>	42
Figura 34 - O corpo de prova T-FLR-8	43
Figura 35 - A amostra AD-5 apresentou uma iniciação de fratura “Olho de peixe”	44
Figura 36 - Após ataque, microestrutura do corpo de prova T-FLR-2.	45
Figura 37 - Microestrutura sob a superfície e centro da amostra M-FLR-2.	45
Figura 38 - Microestrutura sob a superfície e centro da amostra AD7.	45

Figura 39 - Modelo AD4, com os melhores valores de resistência à fadiga para a série Aubert & Duval.	47
Figura 40 - AD9, valores de resistência a fadiga ruins para a série Aubert & Duval	47
Figura 41 - T-FLR-7, os melhores valores de resistência à fadiga da série Tommasi.....	47
Figura 42 - T-FLR-15, os piores valores de resistência à fadiga da série Tommasi.....	48
Figura 43 - M-FLR-11, os melhores valores de resistência à fadiga para a série Microrectif.....	48
Figura 44 - M-FLR-2, os piores valores de resistência à fadiga para a série Microrectif.....	48
Figura 45 - (Ra) Evolução da rugosidade aritmética em relação ao número da amostra	50
Figura 46 - Perfis de superfície para T-FLR-7 e M-FLR-13.....	51
Figura 47 - Gráfico de coluna com rugosidade média total e máxima para as três séries e perfil de superfície para AD-9.	51
Figura 48 – Análise das medidas de rugosidade máxima (Rx) e aritmética (Ra) das series Tommasi e Microrectif.....	52
Figura 49 - Relação entre a resistência à fadiga mediana à rugosidade total/máxima.	52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Condições de uso do aço ABNT 52100	13
Tabela 2 – Resultados dos testes e valores de N, A e B para equação de resistência média em fadiga.	34
Tabela 3 - Valores médios e desvios padrão dos primeiros testes.	40
Tabela 4 - Lista de corpos de prova com a zona CB (Dmin) e Transição (Dmax).	46
Tabela 5 - Rt e Rmax Média/Mínima e Máxima, o número de corpos de prova analisados por série e o desvio padrão.	50

LISTA DE SÍMBOLOS

S_d	Valor da resistência média a fadiga
S_0	Tensão aplicada nos testes de fadiga
S_{fmin}	Tensão estimada para o material
N_f	Número de ciclos até falha em teste de fadiga
d	Amplitude de tensão por um valor degrau
s	Desvio padrão
N	Número de eventualidade menos frequente para testes da escada
i	Número de corpos de prova rompidos em testes de fadiga
n_i	Número de corpos de prova não rompidos em testes de fadiga
V_f	Velocidade de avanço por revolução
V_c	Velocidade de corte
A_p	Profundidade de corte
l_m	Região do perfil de rugosidade
S_m	Subregiões do perfil de rugosidade
R_a	Rugosidade aritmética
R_{max}	Altura máxima do perfil de rugosidade
R_t	Rugosidade total
$R\epsilon$	Geometria da ferramenta de corte

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1. INTRODUÇÃO	1
1. ASPECTOS GERAIS	1
1.1. CONTEXTUALIZAÇÃO DO ASSUNTO.....	1
1.2 OBJETIVO DO TRABALHO	3
1.3 SÍNTESE DA METODOLOGIA.....	3
1.4 ORGANIZAÇÃO DA MONOGRAFIA.....	4
CAPÍTULO 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2 VISÃO GERAL DO AÇO	5
2.1 GENERALIDADES DO AÇO	5
2.1.1 Martensita	5
2.1.2 A transformação martensítica	6
2.2 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DO AÇO.....	7
2.2.1 Usinagem.....	7
2.2.2 Integridade Superficial.....	7
2.2.3 Efeitos da usinagem na superfície	9
2.2.4 Martensita não revenida e Camada Branca (CB).....	12
2.2.5 Rugosidade	14
2.3 FADIGA	16
2.3.1 Conceitos gerais.....	16
2.3.2 Curvas de Tensão x Número de Ciclos (S-N)	16
2.3.3 Influência da microestrutura na resistência à fadiga	18

2.3.4 Propagação de micro-fissuras.....	19
CAPÍTULO 3. MATERIAIS E MÉTODOS	23
3.1 AÇO MARTENSÍTICO DE BAIXA LIGA	23
3.2 GEOMETRIAS DE AMOSTRAS.....	23
3.2.1 Primeiros corpos de prova testados	23
3.2.2 Nova geometria da amostra	24
3.3 ANÁLISES DE FRATURA DE FADIGA	27
3.5 ANÁLISES DE MICROESTRUTURA.....	29
3.5.1 Preparação de corpos de prova	29
3.5.2 Metalografia	30
3.5.3 Observações em MEV da microestrutura.....	31
3.6 TESTES DE FADIGA.....	32
3.6.1 Primeiros testes de fadiga	32
3.6.2 Determinação do regime de FAC com Método da Escada.	33
3.6.3 Novos testes de fadiga.....	33
3.6.4 Máquina multiaxial de teste de fadiga	35
3.6.4.1 Princípio mecânico desta máquina.....	37
CAPÍTULO 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	39
4 TESTE DE FADIGA	39
4.1 PRIMEIROS TESTES.....	39
4.1.1 Problemas nos novos corpos de prova	40
4.1.2 Novos testes de fadiga.....	41
4.2 OBSERVAÇÃO NO MEV DA SUPERFÍCIE DE FRATURA	43
4.3 OBSERVAÇÕES DA MICROESTRUTURA.....	44

4.3.1 Metalografia em microscópio óptico	44
4.3.2 Observações de microestrutura no MEV	46
4.4 RUGOSIDADE.....	49
4.4.1 Rugosidade média aritmética (Ra)	49
4.4.2 Rugosidade total (Rt) e máxima (Rmax ou Rx).....	50
4.4.2.1 Rugosidade total (Rt) e máxima (Rmax ou Rx) para novos corpos de prova	51
4.4.2.2 Efeitos da rugosidade máxima e total na resistência à fadiga.....	52
CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS	54
REFERÊNCIAS.....	55
ANEXOS	58

CAPÍTULO 1. INTRODUÇÃO

Este capítulo tem como objetivo uma apresentação inicial do presente trabalho, desde uma contextualização da problemática aqui envolvida até uma breve descrição dos objetivos desta monografia.

1. ASPECTOS GERAIS

1.1. CONTEXTUALIZAÇÃO DO ASSUNTO

A humanidade sempre vivenciou desafios para garantir sua sobrevivência e melhor adaptação às adversidades, a capacidade de inovação dos artefatos que dispunha, era aliada ao desenvolvimento de suas tarefas cotidianas. Desde o surgimento das primeiras ferramentas, usadas pelos nossos ancestrais, até o surgimento da ideia de máquina simples, pensada pelo filósofo grego Arquimedes, no século III a.C., que trouxe a concepção de alavanca, polia e parafuso. Essa progressiva inovação, proporcionou ao homem atingir voos mais altos no campo tecnológico, e assim desenvolver máquinas que pudessem lhe dar mais qualidade de vida e superar seus limites.

As máquinas a vapor, como as locomotivas e trens, vieram ganhar popularidade e importância com a revolução industrial no século XIX, permitindo o deslocamento de matérias primas para as fábricas com rapidez, assim como produtos confeccionados e os passageiros. Foram estes essenciais para unir populações, regiões, países e continentes, que antes eram separados por semanas ou até meses. Com isso pôde-se conhecer melhor o funcionamento de estruturas e materiais, principalmente os metais como o aço e o ferro, que viriam a apresentar falhas por seu uso contínuo, que custariam vidas e grandes perdas de econômicas (G. Béranger, G Henry, G. Sanz, 1999).

Tanto as máquinas de transporte ferroviário, como as ferrovias, são submetidas a carregamentos cíclicos, no qual a carga pode ser de amplitude constante ou não, e varia ao longo do tempo, causando tensões que eventualmente podem levar o colapso de um material. Esse fenômeno provoca o que é chamado de fadiga mecânica, uma ruptura progressiva de materiais sujeitos aos ciclos repetidos de tensão e deformação. Por desconhecimento na

época, o fenômeno teve tal nome por se dizer que o material “cansava” ou “fadigava”.

Muitos componentes estruturais são submetidos a esses esforços, que levam a falhas de fadiga, desde estruturas estáticas como trilhos ferroviários, a estruturas dinâmicas, como os motores e outros componentes automobilísticos, fuselagem de aviões e helicópteros. Esses materiais podem se fraturar após um determinado período devido a tensões cíclicas, mesmo quando muito inferiores à tensão crítica de fratura, que leva o colapso da estrutura rapidamente, como visto no voo do Boeing 737 em 1988 da companhia Aloha Airlines no Havaí que teve parte da estrutura colapsada em operação, após 19 anos de operação com mais de 89 mil voos registrados (Fig. 1). Sabendo que o fenômeno está envolvido em pelo menos 90% das falhas mecânicas, é necessário determinar a resistência à fadiga dos componentes e produtos antes da sua utilização, para garantir sua confiabilidade e evitar prejuízos (S. Suresh, 1998).



Figura 1 - Aeronave Boeing 737 da companhia aérea Aloha Airlines operou pouso de emergência após colapso da estrutura por corrosão e fadiga (Safe-Skies, Aloha Airlines Files).

1.2 OBJETIVO DO TRABALHO

Este trabalho tem como objetivo investigar os motivos que levaram um aço martensítico de baixa liga a obter performances diferentes, mesmo quando usinados no mesmo processo, em testes de resistência à fadiga de alto ciclo (FAC). Esse aço já é utilizado em diversos setores da indústria aeroespacial, seu melhor conhecimento poderia reduzir a massa das peças com mesma segurança operacional, assim como reduzir os custos de fabricação.

Sendo assim, o principal objetivo deste projeto é identificar os fatores responsáveis pela grande variabilidade de desempenho desse aço em fadiga de alto ciclo sob flexão rotativa, causas podem ser: inclusões no material, tensões residuais, defeitos de microestrutura, condição de superfície, endurecimento das camadas superficiais, entre outros. E por fim, também visa descobrir meios de reduzir o impacto negativo da usinagem no comportamento de fadiga de alto ciclo.

1.3 SÍNTESE DA METODOLOGIA

O estudo foi encomendado pela *Airbus Helicopters* com sede em Marseille e realizado no *Institut de Mécanique et d'Ingénierie (I2M)*, localizado na região metropolitana de Bordeaux, na França.

O projeto tem como etapa inicial fazer uma interpretação dos dados dos lotes já testados, enviados pela *Airbus Helicopters*. As peças testadas foram recebidas no I2M e passaram por investigações através da análise de fratura por microscópio eletrônico de varredura (MEV), teste de dureza Vickers, ataque com substâncias corrosivas em superfície cortada e polida na zona usinada útil, a fim de efetuar uma metalografia e observar os efeitos da usinagem na estrutura, como concentrações de tensão ou endurecimento da camada externa. Por fim, reproduzir testes similares de fadiga das novas peças fabricadas, de acordo com a necessidade de investigação e comparar com os resultados obtidos nos primeiros testes.

1.4 ORGANIZAÇÃO DA MONOGRAFIA

Este trabalho é estruturado em quatro capítulos, incluindo esta breve introdução no primeiro.

O capítulo 2 apresenta uma descrição dos fundamentos teóricos e da bibliografia do tema do projeto.

O capítulo 3 aborda os materiais e métodos usados para se alcançar os objetivos da investigação, entre eles diferentes testes e técnicas usuais no estudo de materiais.

Por último, o capítulo 4 apresenta os resultados e conclusões, indicando os possíveis fatores que levaram o material a obter os comportamentos citados acima.

CAPÍTULO 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo abordará os assuntos essenciais para a compreensão da investigação do desempenho de um aço martensítico de baixa liga nos testes de resistência em fadiga de alto ciclo.

2 VISÃO GERAL DO AÇO

2.1 GENERALIDADES DO AÇO

Tendo em vista as inovações tecnológicas e demandas constantes por materiais de alto desempenho no campo da engenharia, o aço endurecido tem assumido destaque nos meios industriais e acadêmicos por suas propriedades mecânicas. Componentes como engrenagens, rolamentos, eixos de transmissão, são aplicações para a usinagem de aço endurecido, como o aço martensítico de baixa liga, estudado neste trabalho. Porém quanto maior o conteúdo de carbono, mais frágil é o metal. Esse efeito pode ser atenuado quando se adiciona alguns tipos de liga, como cromo e vanádio, o tornando mais dúctil e ainda capaz de suportar tensões de alto valor (ASM Metals Handbook, 1985).

2.1.1 Martensita

Comercialmente, o maior volume de materiais a serem tratados termicamente para obter uma transformação martensítica são os aços de baixa liga, isto é, quando possui o percentual de outras ligas (além de ferro e carbono) entre 2% a 5% de sua composição. Estes combinam alta resistência e dureza com custo relativamente baixo. A dureza da martensita depende principalmente do seu teor de carbono. Como a estrutura martensítica é extremamente dura, porém frágil, ela precisa passar por um processo de aquecimento (recozimento) para aumentar sua ductilidade (Bramfit Metals Handbook, ASM International 1998).

A martensita é formada de aços tratados por resfriamento rápido (têmpera) na fase austenita, a uma taxa alta, até o ponto em que os átomos de

carbono não têm energia suficiente para difundir-se da estrutura cristalina em quantidades suficientemente expansivas para formar cementita (Fe_3C). A austenita é $\gamma\text{-Fe}$ (fase-gama), que é uma disposição de ferro e elementos de liga, e devido à têmpera, a austenita cúbica de face centrada muda para uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrada, a martensita, que é uma fase supersaturada com carbono (Baumeister, Avallone, 1998; Shewnon, 1969).

2.1.2 A transformação martensítica

A martensita tem importância mais prática, como vista em peças de máquinas, especialmente para aplicações que exijam alta resistência (H. Kitahara, R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino, 2006). A fase martensítica tem a mesma composição química que sua fase anterior, a austenítica. Sua transformação é rápida, não dando tempo para que os átomos individuais se movam. Na transformação martensítica, os cristais sofrem cisalhamento quando os átomos no limite de fase se movem para o mesmo caminho porque a fronteira de fase é coerente ou semi-incoerente, que é uma relação de orientação entre a nova fase (martensítica) e as formas da fase anterior (austenítica). A relação de orientação é mantida por distorções da organização molecular da estrutura, resultando em uma formação de células de deslocamento, o que reduz a energia do sistema (S. Kundu, A.K. Verma, and V. Sharma, 2012).

O grau de tetragonidade é definido pela quantidade de carbono no aço, uma vez que a transformação é não difundida e o carbono é preso, como se vê na Fig. 2. Assim, o parâmetro da estrutura do cristal de martensita varia com o conteúdo de carbono. Quando a fase austenítica (γ) tem estrutura cúbica de face centrada (fcc) nos aços, é rapidamente temperada em baixa temperatura, uma transformação de deslocamento forma uma nova fase com estrutura tetragonal de corpo centrada (bct) e cúbica de corpo centrada (bcc). A transformação e a fase resultante são chamadas de transformação martensítica e martensita, respectivamente (H. Kitahara, R. Ueji, N. Tsuji, and Y. Minamino, 2006). O cristal se torna um BCC (α) quando todos os cantos da estrutura cristalina martensítica têm a mesma dimensão, quando um lado é

mais longo ou mais curto que o outro, o cristal é um BCT (α') (Shewnon, 1969; Revista Matéria, 2004).

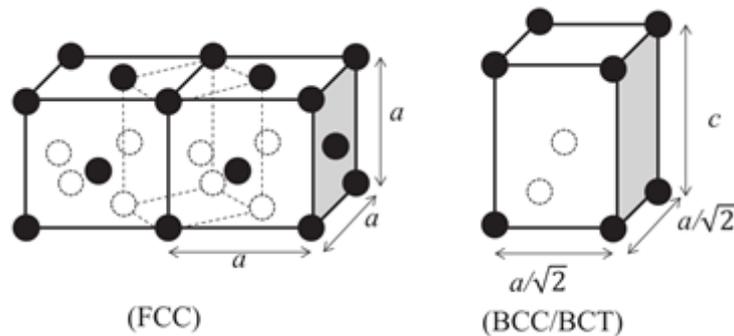


Figura 2 - Transformação de fase austenítica para martensítica. A linha tracejada mostra quais locais de átomos formam o cristal BCC/BCT. Os pontos negros representam os átomos de ferro. (Revista Matéria, 2004).

2.2 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DO AÇO

2.2.1 Usinagem

Usinagem é uma tecnologia envolvida em diversos tipos de processos de desbaste mecânico que remove parte de uma matéria bruta para fabricar peças. A aplicação da palavra usinagem limita-se aos métodos mecânicos utilizados para moldar precisamente uma peça, removendo dela parte de seu material com ferramentas de bordas afiadas e geometricamente precisas. Existem diversos processos de usinagem, como o aplainamento, fresamento, furação, brochamento, e o mais comum deles o torneamento (ASM Metals HandBook Desk Edition, 1985).

2.2.2 Integridade Superficial

A manufatura de peças por usinagem promove mudanças na superfície, que pode ser avaliada ao considerar sua topografia e efeitos plásticos decorrentes do corte, atributos que influenciam nas propriedades mecânicas da

peça. Pode-se considerar, por exemplo, casos de tensões residuais de tração e endurecimento da superfície externa, que favorecem o surgimento de trincas, diminuindo o desempenho mecânico (Dale W. Schwach, Y.B. Guo, 2005). Se alguém deseja classificar ou manufaturar uma superfície com alto grau de integridade é preciso considerar o uso de diversos tópicos como a metalurgia, usinagem e testes mecânicos. Os processos são criteriosamente selecionados e controlados com relação às avaliações de funcionalidade e necessidades específicas que a peça usinada precisa possuir.

Ao considerar a Integridade Superficial (IS) de uma peça, leva-se em conta a ligação entre seu desempenho e processo, podendo então indicar sua provável confiabilidade e aspecto de superfície manufaturada. Para quantificar a IS, têm-se grupos de definição para descrevê-la, assim podendo associá-la a seu desempenho em serviço (Fig. 3).

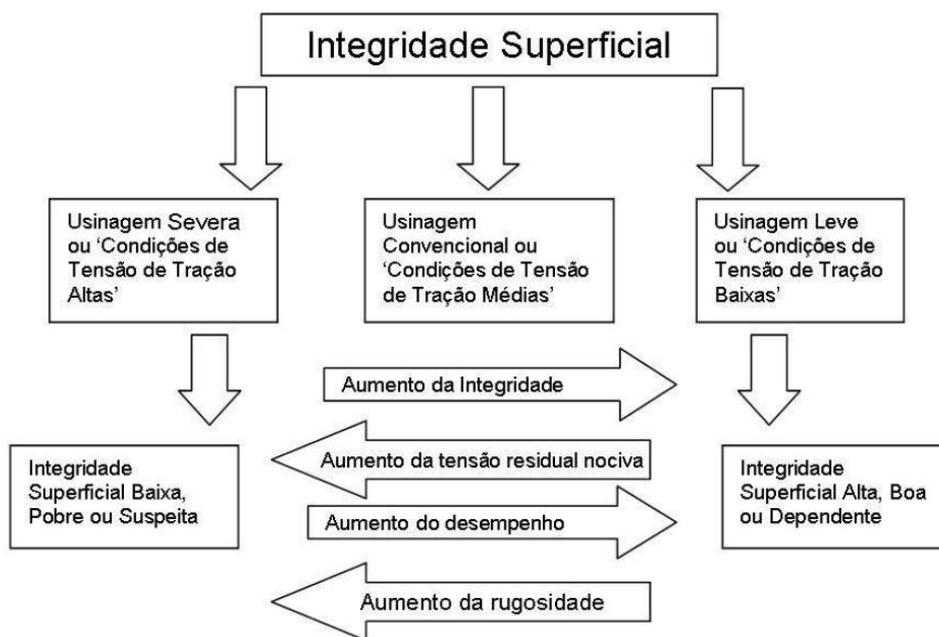


Figura 3 - Definições de Integridade Superficial (adaptado de B. Griffiths, 2001).

2.2.3 Efeitos da usinagem na superfície

A usinagem possui condições que podem variar significativamente, como a velocidade de corte (V_c), velocidade de avanço (V_f), profundidade de corte (A_p), estado da ferramenta de corte e lubrificação (Fig. 4). Essas condições podem afetar não somente a produção como a integridade superficial da peça. Para classificar os extremos de produção industrial, para grandes quantidades temos a produção alta, ou pequenas quantidades a produção baixa. Para os extremos casos relacionados a integridade superficial, considera-se sendo severa ou leve (B. Griffiths, 2001).

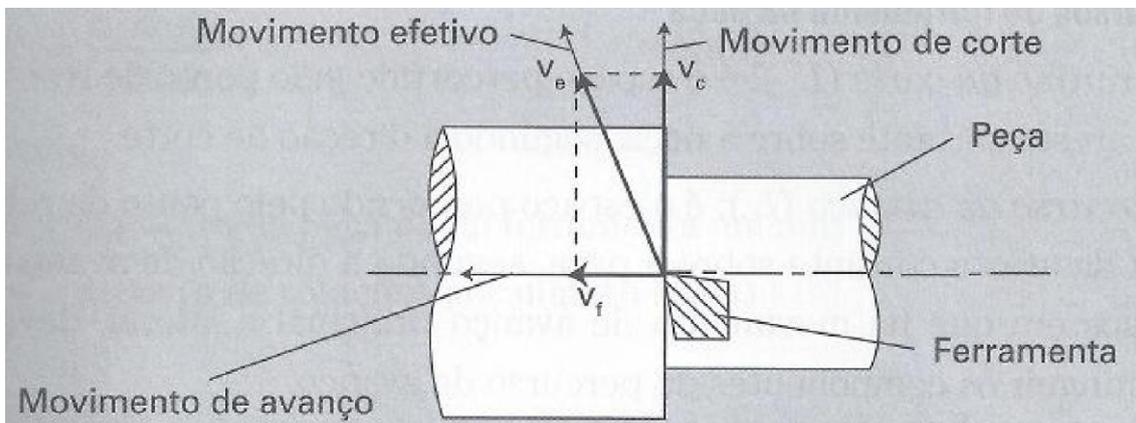


Figura 4 - Direção de velocidade de corte, alimentação e movimentos efetivos no giro (Machado, A. R.; Abrão, A. M.; Coelho, R. T.; Silva, M. B, 2005)

Ao pensar em peças que exijam alto rendimento, deve-se evitar a usinagem severa, pois ela geralmente está atrelada a altas velocidades de corte e avanço, também a profundidade de corte, ferramentas desgastadas e lubrificação inadequada, gerando calor, altas tensões e falhas superficiais. Por outro lado, o ideal para essas peças é a usinagem leve, que possui um extremo cuidado com as condições de produção, gerando pouco calor e mínimas alterações na superfície.

Usinagens leves geram pouco calor, e esse fator atrelado aos cuidados com as peças e procedimentos utilizados, permitem que os valores de tensão de tração sejam mínimos ou até inexistentes. Como o corte desempenha a

função de remover parte do material, sua intensidade influencia diretamente na rugosidade final.

Em 1798, o registro de experimentos em usinagem, enfatizando seu aspecto térmico, foi apresentado pela primeira vez na Academia Real de Londres, pelo Conde Rumford (Ferraresi, 1970). De acordo com os resultados, a energia térmica tem origem quase inteiramente da energia mecânica envolvida na usinagem.

O calor liberado na interface ferramenta/cavaco causa um aumento da temperatura na proximidade da ponta da ferramenta. Com esse aumento, a dureza, ou resistência ao cisalhamento do material da ferramenta, diminui. As fontes de geração de calor no processo de usinagem são mostradas na Fig. 5, tais como: deformação e cisalhamento do cavaco no plano de cisalhamento primário (região C), o atrito do cavaco com a ferramenta (região A) e o atrito da ferramenta com a peça (região B) (Diniz, A. E, 2014).

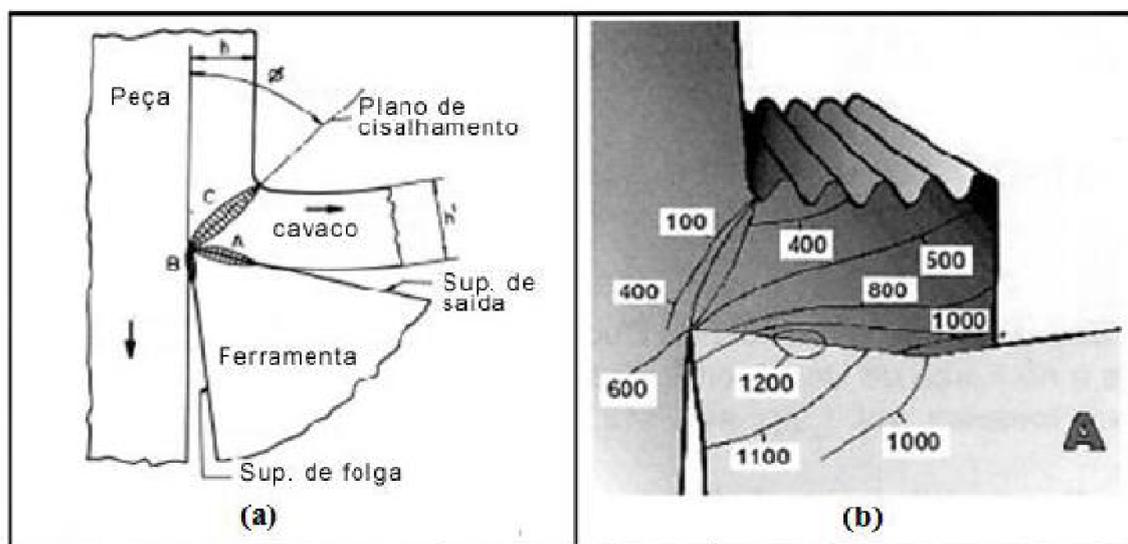


Figura 5 - (a) Fontes de geração de calor na formação de cavacos e (b) distribuição de temperatura em uma ferramenta (Bahia, A. L. H, 2010).

Deve-se considerar também que temperaturas mais altas na superfície de saída conduzem a mecanismos de desgaste da ferramenta, como a temperatura da superfície de folga que provoca alterações na microestrutura,

tensões residuais e nas propriedades do material, alterando também o desgaste do flanco junto à falha da ferramenta (Bahia, A. L. H, 2010).

Sabendo desses fatores, quando se considera operações de usinagem, realizadas com ferramentas distintas, em diferentes condições ou parâmetros de usinagem, pode-se ter efeitos muito diferentes no estado superficial da peça e com isso em suas propriedades mecânicas. Esses efeitos podem ter relação com modificações de rugosidade, transformações de fase, que podem danificar a estrutura do material usinado e devem ser criteriosamente consideradas antes de qualquer projeto, pois podem induzir processos indesejáveis, como um endurecimento superficial da peça, visto na forma de martensita não revenida (MNR) em aços, que provoca alta fragilidade e surgimento de trincas (ENSAM, 2005).

Poucos dos estudos realizados sobre as conseqüências da usinagem na integridade superficial abordaram detalhadamente as mudanças microestruturais geradas (Schwach, D. W; Guo, Y. B, 2005). Porém, em alguns deles pôde-se notar deformações plásticas geradas na usinagem, apontando o torneamento como responsável pela formação de uma zona frágil na superfície de peças, a "camada branca" (CB), no qual se estende por alguns micrômetros (Fig. 6).

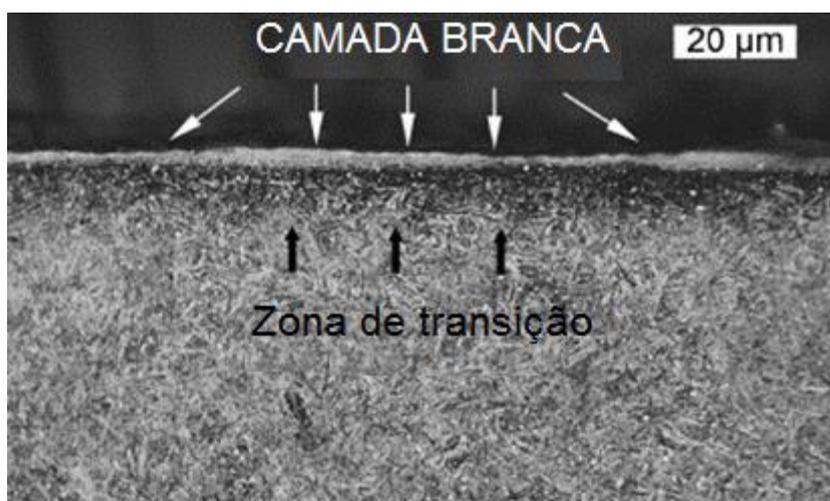


Figura 6 - Micro estrutura abaixo da superfície de um aço martensítico, camada branca e zona de transição (S. B. Hosseini, 2014).

Esta camada, cuja natureza é pouco conhecida, é seguida por uma zona de transição onde a microestrutura original do material aparece deformada, e seguindo então sua morfologia original até o centro da peça.

2.2.4 Martensita não revenida e Camada Branca (CB)

Os processos de usinagem podem gerar deformações plásticas nas regiões mais externas da peça, entre elas tem-se a Martensita não revenida (MNR), que é a conversão da martensita para o estado não revenido (Mondelin, A.; 2012), gerando camadas endurecidas nas zonas próximas à camada usinada, visto na Fig. 7. Já o termo genérico Camada Branca (CB) refere-se às camadas altamente endurecidas em relação às partes interiores da peça. Considera-se a CB como uma forma particular de MNR. A CB pode ser formada em alguns casos quando há processos de remoção de material com ferramenta afiada, como o torneamento.

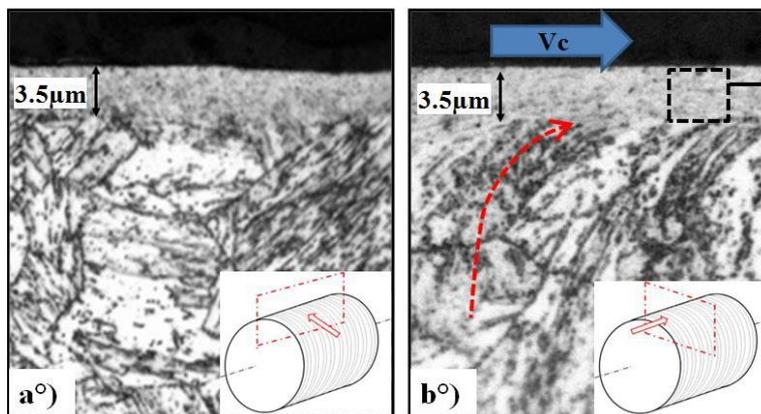


Figura 7 - Micro estrutura abaixo da superfície do aço15-5PH após torneamento (Mondelin, A.; 2012).

O processo de torneamento quando sob condições severas de desgaste, gera através de seu aquecimento a CB, e associadas a outros problemas de integridade superficial, como níveis de rugosidade não desejáveis, reduzem o desempenho da peça com respeito à resistência à fadiga.

Camadas termicamente afetadas podem piorar o desempenho da vida útil de um componente, representado na Fig. 8. No estudo de Schwach e Guo (2005) mostra-se a relação da queda da vida útil de uma peça de aço em teste de fadiga de contato em rolamento, nas seguintes condições apresentadas na Tab. 1.

Condições de corte	Sem camada #1 (FS-1)	Sem camada #2 (FS-2)	Camada branca #1 (CB-1)	Camada branca#2 (CB-2)
V (m/min)	106.8	106.8	169.2	169.2
f (mm/rev)	0.1016	0.0254	0.0254	0.0254
DoC (mm)	0.254	0.254	0.254	0.254
VB (mm)	0	0	0.7	0.4

Tabela 1 - Condições de uso do aço ABNT 52100 (B.L. Bramfit, 1998). CB é a peça com camada branca e a SC sem. Os índices 1 e 2 indicam a variação das condições de corte.

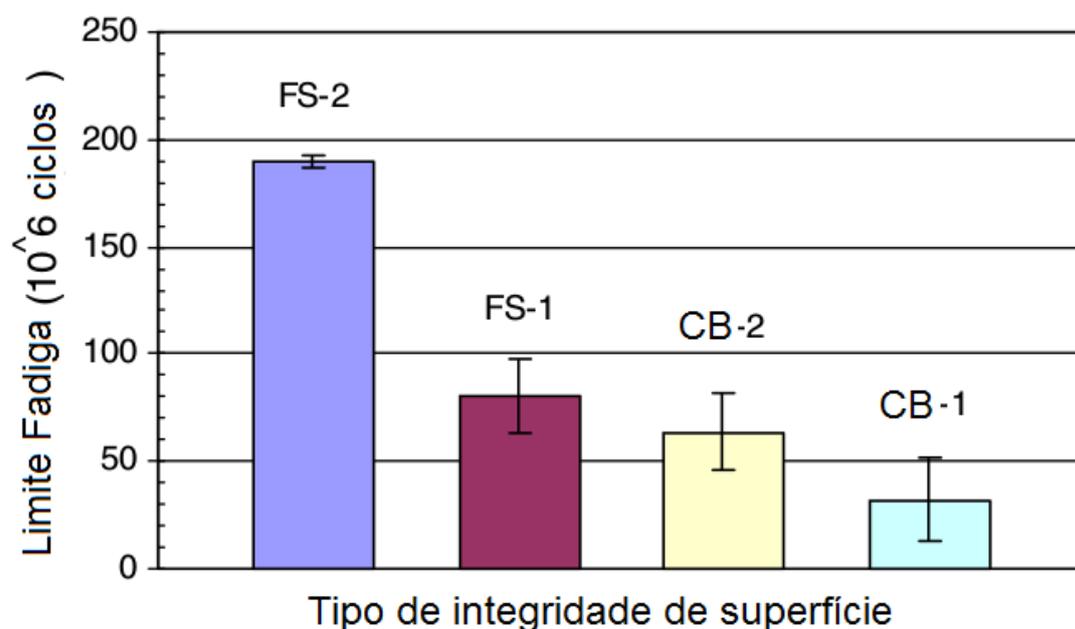


Figura 8 - Comparação da vida de fadiga no teste de rolamento de contato para o aço ABNT 52100 (CB representa o estado usinado com uma camada branca. FS é a condição usinada sem camada branca e índices 1 e 2 variação média das condições de corte) (Schwach, D. W).

Percebe-se pela Figura 8, uma relação das condições de torneamento sem camada branca e um desempenho superior às com camada branca. Igualmente, pode-se notar a influência dos parâmetros de corte na resistência à fadiga, mesmo na condição de ausência de camada branca. Dependendo das condições de produção das peças, os parâmetros de corte podem ser limitados, nem sempre podendo ter-se as condições ideais projetadas para o desempenho mecânico do material. Deve-se, portanto, considerar uma relação

entre bom desempenho de um componente com as condições de produção mais adequadas. Quando as condições de usinagem não forem as ideais, pode-se presenciar os defeitos de superfície, como abordado na seção 2.2.3, levando a peça a ter propriedades indesejáveis como uma alta rugosidade. Quando atrelada a superfícies frágeis, as qualidades mecânicas da peça no processo de fadiga são reduzidas, como mencionado na seção anterior.

2.2.5 Rugosidade

A importância da análise de rugosidade tem aumentado com o tempo, visto que ela exerce influência direta em muitas propriedades de um determinado componente. Podemos considerar que a resistência à corrosão, ao desgaste e à fadiga de uma determinada peça, por exemplo, podem ser alterados por sua integridade superficial como abordado nas seções anteriores (Marghalani, Hanadi Yousif, 2010). A rugosidade pode ser medida de forma mecânica ou óptica, dividindo-se a região medida (l_m) em subregiões (S_m) e calculando um linha média para o perfil (Fig. 9), para a qual a área dos picos acima e abaixo da linha é igual.

Dessas medidas, é possível calcular diversos parâmetros para representar a rugosidade da superfície, entre eles os mais relevantes são:

- Rugosidade média (R_a): Média aritmética dos valores absolutos das ordenadas de afastamento, dos pontos do perfil de rugosidade em relação à linha média, dentro da região medida (l_m). Esta grandeza pode ser representada como sendo a altura de um retângulo, cuja área é igual à soma absoluta das áreas delimitadas entre o perfil de rugosidade e a linha média, tendo por comprimento, o percurso de medição (l_m).

O parâmetro R_a é utilizado, quando for necessário o controle de rugosidade continuamente nas linhas de produção, devido à sua facilidade de obtenção. Nos casos de superfícies onde o acabamento apresenta os sulcos de usinagem bem orientados (torneamento, fresagem, etc.).

- Altura máxima do perfil de rugosidade (R_{max} ou R_x): Este é o valor máximo da rugosidade parcial, ou seja, em um determinado trecho da peça. Suas vantagens são que ele informa sobre a máxima deterioração da

superfície vertical da peça. É de fácil obtenção quando o equipamento de medição fornece o gráfico da superfície. Possui grande aplicação na maioria dos casos. Fornece informações complementares ao parâmetro Ra (que dilui o valor dos picos e vales).

- **Rugosidade total (Rt):** É definida como a distância vertical entre o pico mais alto e o vale mais profundo dentro do comprimento total de avaliação. Saber o Rt tem a vantagem por ser mais detalhista na avaliação que o Rmax, pois considera todo o comprimento de avaliação e não apenas um comprimento de amostragem como no caso do Rmax. O Rt informa a deterioração da superfície da peça e seu gráfico é de fácil obtenção.

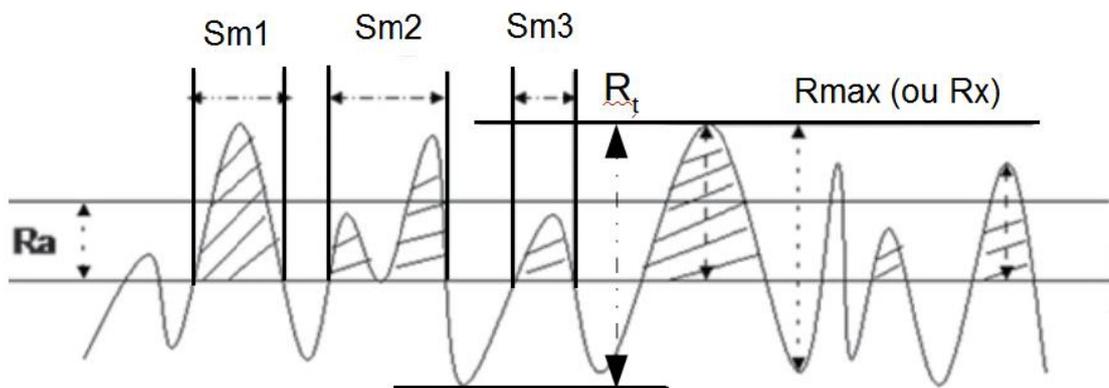


Figura 9 - Parâmetros de rugosidade selecionados (Ra, Rt, Rmax, Sm) (Marghalani, Hanadi Yousif, 2010).

A rugosidade gerada durante o torneamento tem relação direta com a geometria da ferramenta de corte ($R\epsilon$) e do avanço (Vf) por ciclo, de acordo com a fórmula presente na Eq. (1).

$$Ra \approx \frac{Vf^2}{18\sqrt{3R\epsilon}} \quad \text{Eq. (1)}$$

Pode-se concluir, que os tipos de rugosidade mais influentes no desempenho em fadiga são a rugosidade total (Rt) e a rugosidade máxima (Rmax ou Rx) (Josso, B.; Burton, David R.; Lalor, Michael J, 2002).

2.3 FADIGA

2.3.1 Conceitos gerais

Ao se observar os componentes de máquinas, veículos e estruturas mecânicas, percebe-se que em sua maioria são submetidos a tensões que se repetem, essas tensões cíclicas promovem deformações microscópicas acumulativas e são normalmente muito abaixo da tensão crítica de um determinado material. Esses danos microscópicos vão se acumulando em ciclo contínuo até que se transformem em microfissuras ou danos macroscópicos levando o material a uma falha catastrófica. Este processo de dano e falha devido ao carregamento cíclico é chamado de fadiga.

A origem e crescimento de microfissuras são de grande importância, por representarem a maior parte da resistência mecânica à fadiga de um componente. Como mencionado acima, o processo de falha por fadiga é iniciado pela formação dessas microfissuras nucleadas, que crescem e se propagam até a ruptura final ocorrer. Este tipo de falha é um fenômeno físico que depende do material em estudo e do tipo de carregamento aplicado, ao se considerar um regime de fadiga de alto ciclo (10^4 - 10^8 ciclos), a falha ocorre sem qualquer deformação plástica macroscópica aparente, não fornecendo uma indicação visual prévia de que a falha ocorrerá (S. Suresh, 1998).

2.3.2 Curvas de Tensão x Número de Ciclos (S-N)

Sabendo da relevância da aplicação de uma tensão cíclica em uma peça, testes que simulam esse processo são efetuados com corpos de prova de geometrias distintas para cada tipo de exigência mecânica de uma peça de engenharia. Esses testes normalmente estipulam um limite de ciclos de tensão aplicados que corpos de prova fabricados nas mesmas condições e mesmo material deverá suportar. Ao longo desses testes de fadiga os níveis de tensão podem ser alterados, no caso de uma elevação o número de ciclos até a falha tende a diminuir. Nesse sentido reduzindo-se o nível de tensão para outro

hidráulicas ou eletromagnéticas. Conseqüentemente, outros métodos foram desenvolvidos para reduzir o tempo e custos para o conhecimento das propriedades mecânicas de um material em fadiga, como o método da escada, que diminui a quantidade de corpos de prova e amplitudes a serem testadas.

2.3.3 Influência da microestrutura na resistência à fadiga

Como a fadiga é um processo de danos progressivo e localizado causado pela aplicação cíclica de tensões e deformações de um componente ou estrutura, uma ou mais rachaduras pequenas são geralmente nucleadas após certo número de ciclos, que depois se propagam até a ruptura completa do componente. Isso geralmente ocorre sob um nível de carga muito inferior à tensão admissível ou resistência da força deste material (Callister JR, W. D, 2008; Bahia, A. L, 2010).

As deformações por microfissuras e suas bandas deslizantes causam um aumento localizado de dureza pelo efeito de endurecimento por deformação plástica e proporcionam interações entre as novas superfícies geradas no material e o meio ambiente, que podem oxidar ou ter sua composição química alterada pelo fenômeno químico da adsorção. Esses fatores que atuam em conjunto fornecem a irreversibilidade dessas bandas deslizantes, tornando-as permanentes. Nesse caso, essas deformações reaparecem na superfície dos materiais mesmo após o polimento (Bahia, A. L. H, 2010; DoC Bing, A. E, 2014).

O comportamento sob fadiga em ligas metálicas é sensível à sua microestrutura, uma vez que a formação das bandas deslizantes mencionadas, bem como a forma de propagação inicial das microfissuras são sensíveis ao tamanho de grão, estrutura cristalina, textura do material e os obstáculos ao movimento de deslocações, como carbonetos precipitados e inclusões não metálicas (Bahia, A. L. H, 2010; Schijve, J, 2003). Embora os maiores benefícios para a resistência à fadiga residam na redução dos concentradores de carga (furos, entalhes e outros), na melhoria da qualidade dos acabamentos

de superfície e no uso de tensões superficiais como as de compressão (Bahia, A. L. H, 2010; DoC Bing, A. E, 2014).

A resistência à fadiga pode ser aumentada reduzindo a ductilidade, que é a capacidade do material de deformar plasticamente e, assim, evitar a formação de bandas de deslizamento persistentes. Ou seja, aumentar a dureza do material pode aumentar significativamente a resistência à fadiga. No entanto como já mencionado em seções anteriores, quanto maior a dureza do material, maior a sua sensibilidade aos defeitos de superfície e concentradores de estresse e inclusões não metálicas (Bahia, A. L. H, 2010; Chan, K, 2010). Essa relação da fadiga com a mecânica da fratura é direta, pois a primeira exerce influência direta na segunda, podendo acelerar ou retardar a falha de um material em ciclos repetitivos.

2.3.4 Propagação de micro-fissuras

As fissuras de fadiga começam em singularidades ou descontinuidades materiais que podem estar sobre ou próximas da superfície do componente. As singularidades podem ser estruturais, como inclusões, ou geométricas, tais como arranhões e entalhes devido ao desenho do projeto (buracos, bancos-chave e filetes de ombro), e podem estar presentes desde o começo ou se desenvolver durante a deformação cíclica, como formação de intrusões e extrusões em bandas deslizantes, visto na Fig. 11. Tais microfissuras são preferencialmente formadas em regiões deformadas por essas bandas de deslizamentos de superfície, porque a resistência ao movimento dessas bandas é menor nas superfícies externas do que no núcleo do material. O movimento dessas bandas causa deformações superficiais, chamadas de extrusões quando ocorrem de dentro para fora da amostra, e na direção oposta, quando entram no material, são intrusões (Fig. 11). Por esta razão, conclui-se que a fadiga é geralmente um fenômeno superficial, nos casos de até 10^7 ciclos (Callister JR, W. D, 2008; Schijve, J, 2003). As mudanças microestruturais podem ser exclusivamente responsáveis pela fissura ou

podem interagir com os defeitos estruturais existentes, como rugosidade total e máxima acima do esperado (Meyers, M.A.; ChaCBa, K.K, 1982).

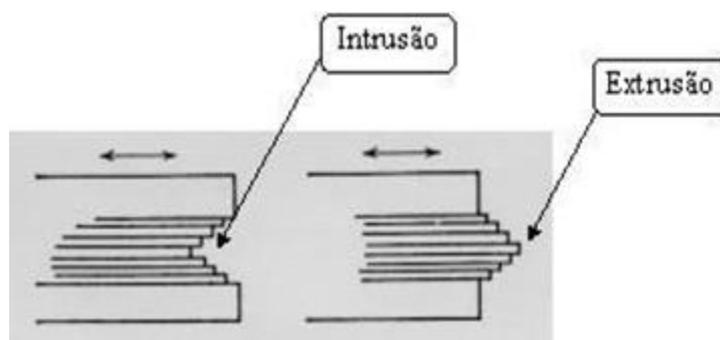


Figura 11- Esquema da formação de microfissuras em áreas que se elevam acima (extrusão) ou caem abaixo (intrusão) na superfície do componente devido ao movimento do material ao longo dos planos deslizantes (Mughrabi, H, 2015).

Observações sobre falhas de fadiga mostram que a nucleação de trinca ocorre ao longo de bandas deslizantes, limites de grãos ou inclusões (Narasaiah, N.; Ray, K.K, 2008). Uma vez que uma ou mais micro-fissuras estão presentes e há continuidade do carregamento cíclico, elas nucleiam e crescem até um comprimento crítico que é aproximadamente 5 a 10 vezes o tamanho do grão, então a fenda se propaga ao longo do plano de tensão de tração máximo. É por isso que a propagação pode ser dividida em duas etapas, o estágio I sendo o modo de cisalhamento e o estágio II no modo de tensão (Morris, E; CHUNG, Y.W, 1996). Inicialmente, uma fenda de fadiga nucleia na superfície e se propaga através de vários grãos a 45° em relação à direção da aplicação (estágio I). Nesta fase, a zona plástica da ponta da rachadura é confinada em alguns grãos e o crescimento ocorre predominantemente em cisalhamento simples, em direção ao primeiro sistema de deslizamento. Com o aumento da zona plástica na ponta da trinca, o fluxo de fuga alterna em um sistema de deslizamento, chamado estágio II, que apresenta um caminho de fenda perpendicular à tensão normal aplicada. A maioria das fissuras de fadiga cresce através dos grãos, como pode ser visto na Fig. 12. Contudo, as fissuras também podem crescer ao longo dos limites dos grãos (intergranulares), dependendo do material, da carga e das condições ambientais (Schijve, J, 2003; R.I. Stephens, A. Fatemi, R.R. Stephens, H.O. Fuchs, 2001).

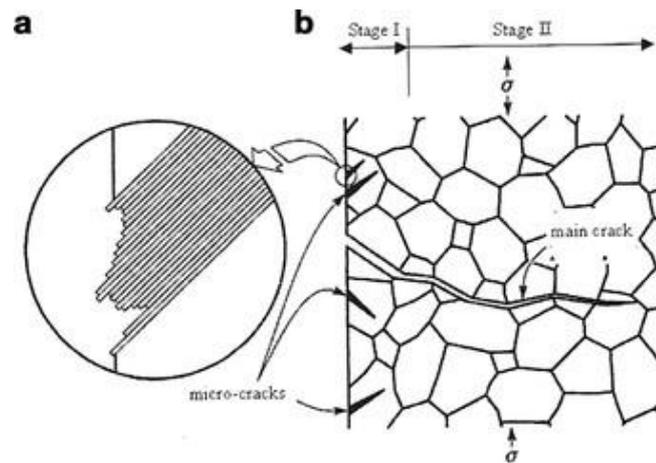


Figura 12 - (a) Iniciação de uma microcarga de fadiga devido à formação de intrusões e extrusões na superfície livre; (b) Representação dos estágios I e II no crescimento transgranular de uma fenda microscópica por fadiga (Ferraresi, D, 1970).

O requisito essencial para a propagação de fissuras é que a tensão na ponta da rachadura deve exceder a tensão limite teórica do material (Dieter, G. E, 1988; Meyers, M.A.; ChaCBa, K.K, 1982). Durante o estágio I, a taxa de propagação de fissuras é geralmente muito pequena, a partir da ordem de alguns angstroms por ciclo, quando comparada à taxa de propagação do estágio II, da ordem de alguns microns por ciclo (Dieter, G. E, 1988). A superfície de fratura do estágio I é plana e serrilhada, mas não tem uma morfologia característica, contrapondo a fratura do estágio II, que pode ter características marcantes, como as estrias de fadiga mostradas na Fig. 13. As estrias aparecem nas superfícies de fratura por fadiga de vários materiais, e são formadas perpendicularmente à frente da fenda (Gross, T.S.; Lampman, S, 1996; Hertzberg, R.W, 1996).

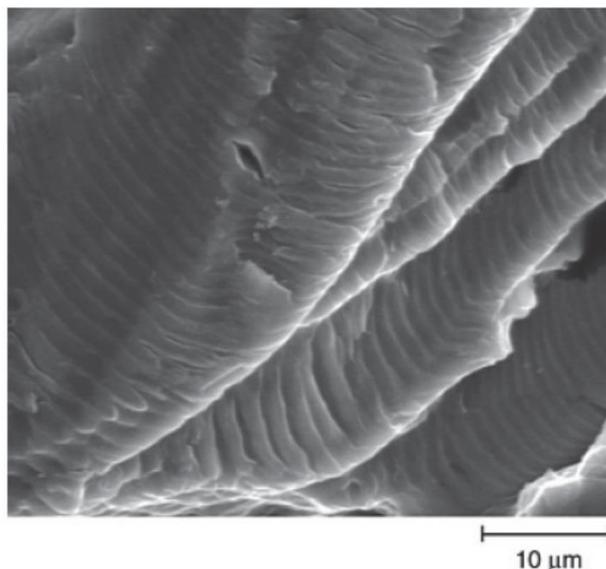


Figura 13 - Estrias de fadiga em uma liga de alumínio (Kerlins, V.; Phillips, A, 1992).

Cada estria representa um ciclo de carga, sendo formado pelo mecanismo de deformação plástica na ponta da rachadura durante a fase de carga e relaxamento do ciclo de fadiga. No entanto, esse mecanismo pode variar dependendo do material. A presença de estrias em uma superfície de fratura confirma que a falha ocorreu devido à fadiga, no entanto, sua ausência não exclui a fadiga como a possível causa da falha (Schijve, J, 2003; Callister JR, W. D, 2008).

A última fase do processo de ruptura de fadiga é a fratura, que corresponde à separação de um componente ou estrutura em duas ou mais partes. Esta fase começa no momento em que uma fenda atinge tamanho crítico para propagação instável e se estende até a seção restante do material não suportar tensões ou deformações, resultando em fratura súbita (Tonoli, C. S, 2009).

Capítulo 3. Materiais e Métodos

O presente trabalho propõe-se a realizar uma investigação dos motivos que levaram corpos de prova de um aço martensítico de baixa liga a ter resultados diferentes nos testes de fadiga de alto ciclo em flexão rotativa. Para atingir tal objetivo, foram utilizados os materiais e métodos descritos a seguir.

3.1 AÇO MARTENSÍTICO DE BAIXA LIGA

O aço martensítico de baixa liga utilizado no presente estudo possui uma combinação de propriedades para suportar cargas estruturais e tolerâncias de danos, proporcionando uma ótima eficiência para o desempenho de fadiga.

Esse aço possui uma alta resistência à fadiga térmica e alta condutividade térmica. Ele tem sido usado há décadas nos componentes mecânicos mais exigidos mecanicamente nas indústrias aeroespaciais, automobilísticas, de sistemas de injeção, de defesa, entre outras. Sua composição química e processo de fabricação não poderão ser apresentados por razões de segredo industrial da *Aibus Helicopters*.

3.2 GEOMETRIAS DE AMOSTRAS

3.2.1 Primeiros corpos de prova testados

Um primeiro conjunto de corpos de prova, não testados no *Institut de Mécanique et d'Ingénierie (I2M)*, foi enviado pela *Airbus Helicopters* para observações. Os testes de fadiga de flexão rotativa foram realizados por subcontratados da *Airbus Helicopters* em corpos de prova feitos desse aço martensítico e fabricados em material original em barras: 80 mm de diâmetro, comprimento 250 mm (A&D, lote 999). Esses corpos de prova têm um fator teórico de concentração de tensão (K_t) de 1,035 em flexão, sem tratamento superficial. Havia quatro fabricantes no total, três deles (*ECCL*, *Tommasi* e *Microrectif*) produzindo 15 corpos de provas de teste e *Aubert & Duval*

produzindo 10. São seções circulares com raio constante entre os lados paralelos, como mostrado na Fig. 14.

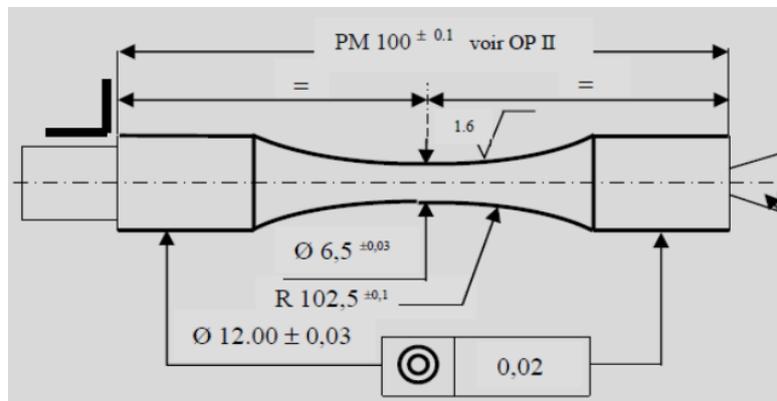


Figura 14 - Geometria do primeiro conjunto de testes de amostras em testes de fadiga de flexão rotativa (dimensões em mm).

As condições de rotação para o acabamento foram profundidade de corte ($A_p = 0,15\text{mm}$), velocidade de corte ($V_c = 60\text{m/min}$) e velocidade de avanço ($V_f = 0,06\text{ mm/rev}$), com uma placa DNMG 15 06 04 segundo a norma BEM 042 604.

3.2.2 Nova geometria da amostra

Para os novos testes de fadiga de flexão rotativa feitos nos laboratórios da ENSAM (*École Supérieure des Arts et Métiers*), novos corpos de prova foram usinados pelas fabricantes *Tommasi* e *Microrectif*. A geometria original tinha o diâmetro central de $11 \pm 0,02$, o externo $16\text{h}7\text{ mm}$ e comprimento de $120 \pm 0,1$ (Fig. 15).

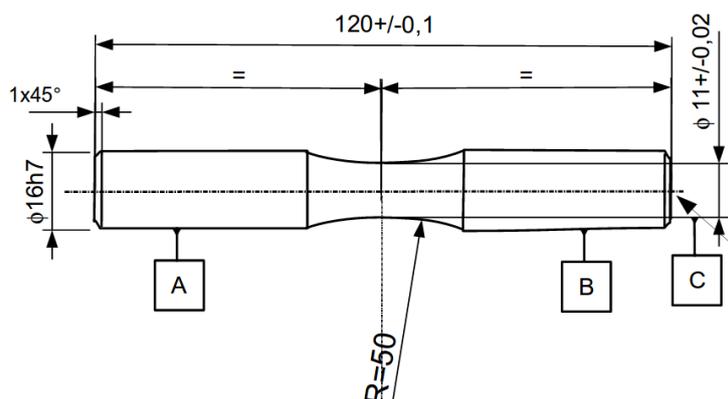


Figura 15 - Novos corpos de prova para testes de fadiga de flexão rotativa (dimensões em mm).

Duas novas séries de corpos de prova foram entregues a I2M em Talence para testes de fadiga de flexão rotativa com os equipamentos próprios da ENSAM. Os corpos de prova da Tommasi foram recebidos em Agosto de 2017, e os da Microrectif em Dezembro de 2017. Os usinados pela Tommasi chegaram separados em três partes, cada um deles com sete corpos de prova para flexão rotativa e dois para tração (Figuras 16, 17), referenciados em grupos A, B e C.



Figura 16 - Grupos B e A, série Tommasi em bolsas separadas.

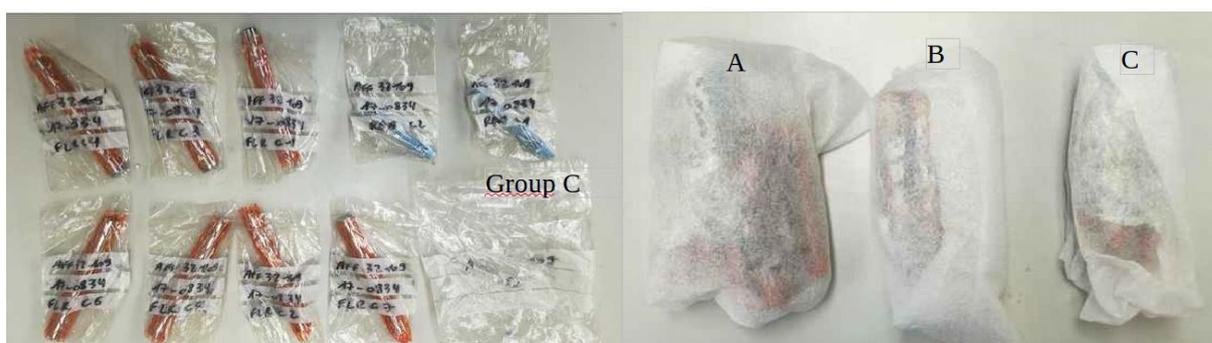


Figura 17 - Grupo C série Tommasi em bolsas separadas.

No entanto, durante alguns testes na *ENSAM* para FAC de até $5 \cdot 10^6$ ciclos, com os corpos de prova T-A1 e T-A7 (novo lote Tommasi), houve a interrupção do teste devido a uma inicialização de fratura detectada pela máquina através do detector de controle de amplitude. Após algumas análises em um microscópio óptico, foi possível ver as zonas de fissuração no diâmetro externo do corpo de prova (16 mm), para ambos os testes. Por conta do ocorrido, foi proposta uma remodelagem por usinagem para reduzir a seção de menor diâmetro de $\phi = 11 \pm 0,02$ para $\phi = 9 \pm 0,02$ (Fig. 18), de modo a evitar rachaduras fora da zona central.

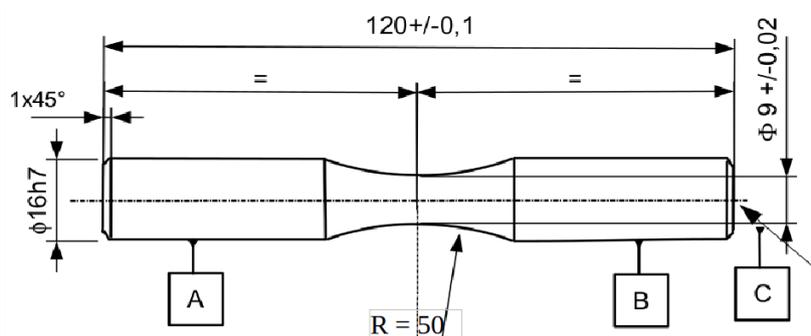


Figura 18 - Nova geometria da amostra após a modificação do diâmetro na menor seção transversal

Os corpos de prova usinados pela *Microrectif* vieram na nova geometria, foram recebidos em um grupo enumerado de 1 a 20. Porém, apresentaram estados de superfície heterogêneos em visualização sem magnificação (Fig 19), e obtiveram suas rugosidades testadas e não correspondidas ao esperado.



Figura 19 - Corpos de prova recebidos pelo I2M usinados pela *Microrectif*.

3.3 ANÁLISES DE FRATURA DE FADIGA

Ao examinarmos a superfície de ruptura de uma peça com ou sem magnificação, observa-se a existência de dois tipos de zonas. O primeiro tipo, de aparência suave e lisa, corresponde à ruptura progressiva por fadiga, enquanto o segundo, áspero e marcado, é devido a rupturas súbitas (frágeis), ambas as zonas são esquematicamente ilustradas na Fig. 20 (ASM Handbook Vol 11, 2002).



Figura 20 - Características gerais da fratura por fadiga (ASM Handbook Vol 11, 2002).

É possível compreender a natureza do carregamento e sua amplitude relativa com as posições e tamanhos dessas áreas. Especialmente, quando a normal no plano tangente da superfície de ruptura de falha está próximo da direção da tensão máxima aplicada. O exame da zona lisa possibilita distinguir, na maioria dos casos, a ruptura das linhas frontais, ou linhas de paradas sucessivas e concêntricas, que são o traço da frente de rachadura em diferentes momentos de propagação pela fadiga, como visto na Fig. 21, capturado pelo Microscópio eletrônico de Varredura (MEV). A natureza progressiva da fratura é demonstrada por essas linhas, e elas correspondem à interrupção de serviço ou alterações importantes no plano (G. Béranger, G Henry, G. Sanz, 1999).

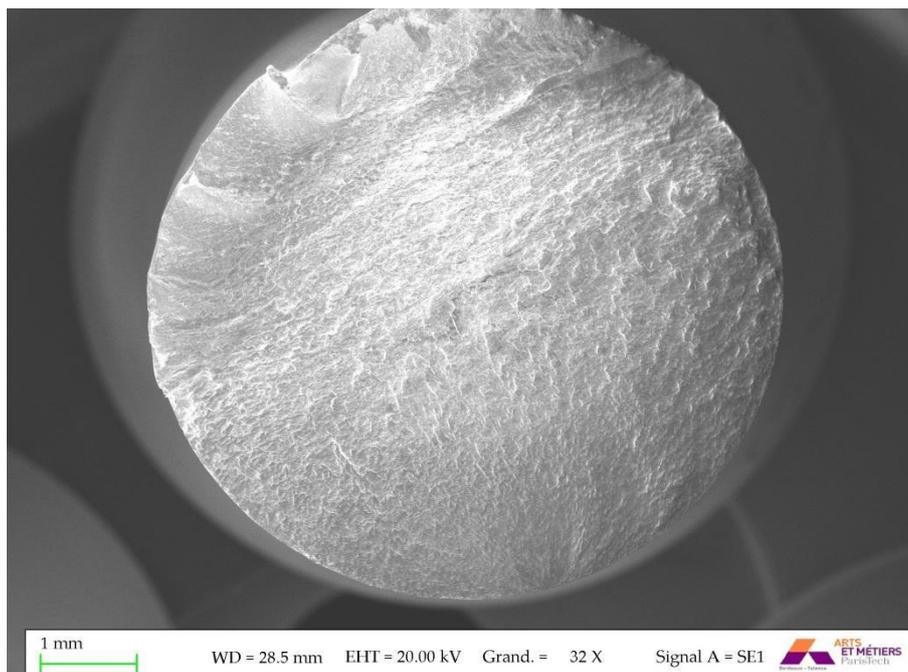


Figura 21- Imagem capturada por MEV do corpo de prova fraturado M-FLR-12 após teste de fadiga em flexão rotativa.

A fim de investigar os locais de iniciação da fratura, foram feitas observações no laboratório de materiais da *ENSAM*, com o MEV Zeiss EVO HD15 (Fig. 22).



Figura 22 - Microscópio eletrônico de varredura Zeiss EVO HD15, ENSAM.

3.5 ANÁLISES DE MICROESTRUTURA

3.5.1 Preparação de corpos de prova

As amostras selecionadas foram cortadas próximo ao menor diâmetro de cada corpo de prova, usando uma máquina manual de corte PRESI Mecatone T300, para então serem inseridas em um molde para revestimento com resina e polimento da superfície. A resina usada foi a KM-B (acrílico) da PRESI. O polimento foi realizado com uma máquina Planopol-3 Struers a uma velocidade de rotação de 150 rpm com papel abrasivo de carboneto de silício de grão 400, passando progressivamente para grãos 800, 1200, 2400, 4000. Por fim, polidos em suspensão de diamante monocristalino de granulometria em 6 μm , 3 μm e 1 μm .

Dois reagentes foram testados para realizar o ataque dos corpos de prova. Primeiro de Nital diluído para 4% e depois o reagente Vilella. Devido à sua menor agressão à corrosão, a solução 4% de Nital ficou em contato com uma amostra por 1 minuto. Uma observação com um microscópio óptico Olympus PMG3 não produziu imagens muito satisfatórias. O polimento foi então refeito para a amostra e depois atacado com o reagente Vilella durante 45 segundos. Durante as observações de microscopia óptica, pôde-se notar uma microestrutura martensítica de maior qualidade. Na Figura 23, dois corpos de prova são mostrados após o processo de preparação, o do lado esquerdo foi metalizado para observações MEV.

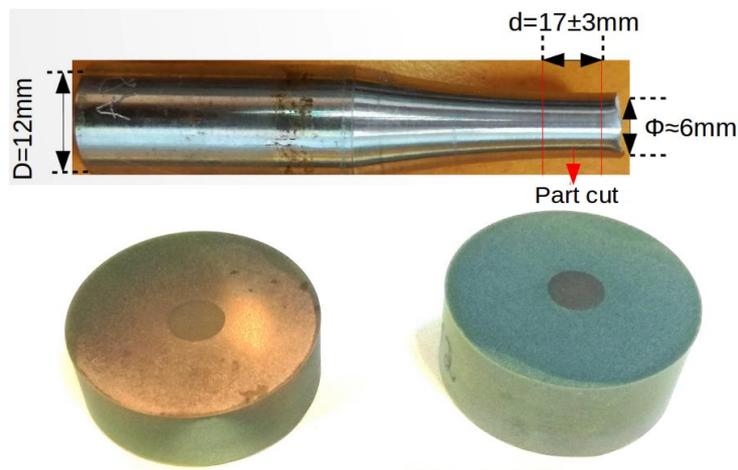


Figura 23 - Amostras revestidas com resina KM-B, polidas e atacadas com reagente Vilella.

3.5.2 Metalografia

Metalografia é o estudo da estrutura física e propriedades dos metais e suas ligas, geralmente com uso de microscopia. As observações da microestrutura foram iniciadas por um microscópio óptico Olympus PMG 3, com capacidade de zoom até 100x. Enquanto os corpos de prova foram observados, puderam-se notar suas características martensíticas regulares e uma zona de deformação plástica de baixa espessura ao redor do exterior de todas as unidades vistas (Fig. 24). O tamanho e as zonas plasticamente deformadas sob a camada mudam de acordo com cada zona e corpo de prova. Para manter um padrão e controle dessas zonas, elas foram divididas em quatro áreas principais: Norte, Leste, Sul e Oeste.

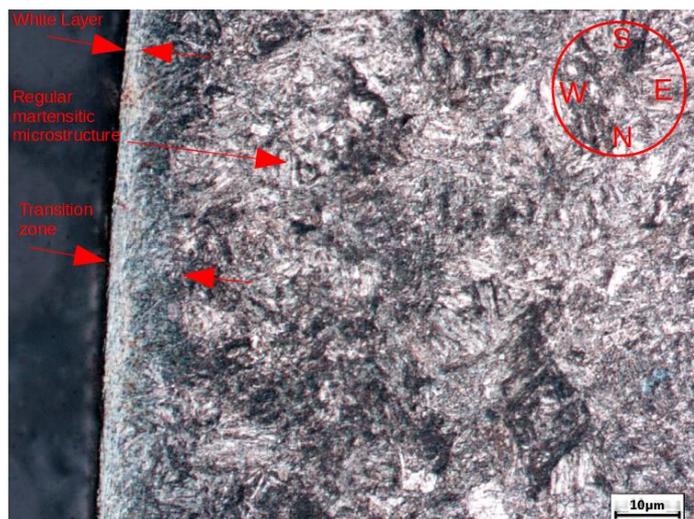


Figura 24 - Micro estrutura abaixo da superfície no corpo de prova T-FLR-14, ampliada 100x.

3.5.3 Observações em MEV da microestrutura

Após a detecção de deformações plásticas próximas às superfícies dos corpos de prova, foram necessárias observações com MEV para melhor compreensão do tamanho e orientação de grãos nessas áreas, conforme observado na Fig. 25. O principal objetivo da análise dessas zonas era ver se havia uma relação entre o desempenho do corpo de prova e sua deformação plástica próxima à superfície. Um número de 15 corpos de prova foi preparado para a investigação, cinco para cada fabricante (*Tommasi*, *Microrectif* e *Aubert & Duval*), escolhidos por maior ou menor desempenho nos testes de FAC.

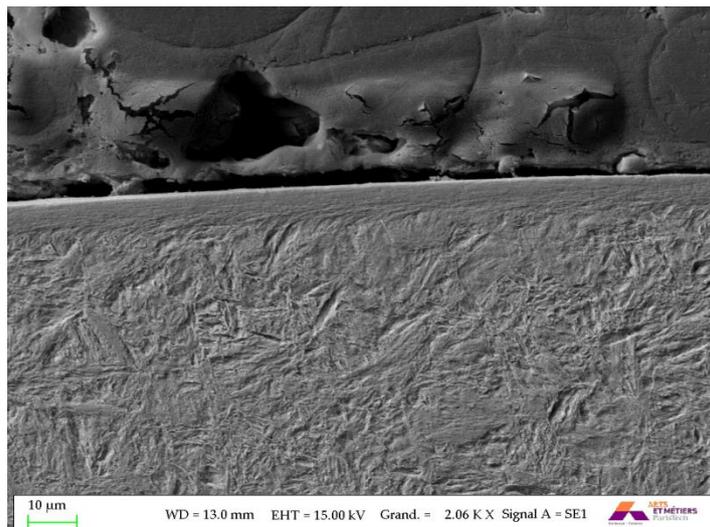


Figura 25 - Microestrutura sob a superfície da amostra M-FLR-13, apresentando a CB e zona de transição abaixo.

3.6 TESTES DE FADIGA

3.6.1 Primeiros testes de fadiga

Os primeiros testes de fadiga em flexão rotativa foram feitos pelo laboratório *Cofrac* em 2013, para os corpos de prova fabricados pela *Aubert & Duval*, sendo testados 10 corpos de prova com tensão mediana de $m = 762$ MPa, e frequência de rotação de 100 Hz. Os outros testes foram feitos pelo laboratório *ECCL* no ano seguinte, com corpos de prova manufaturados pela *Microrectif*, *Tommasi* e a própria *ECCL*, porém com frequência de rotação de 50 Hz.

Para cada um dos fabricantes, foram obtidos resultados diferentes para resistência à fadiga. Os valores de resistência à fadiga foram muito maiores do que o habitual para o mesmo material e as dispersões maiores que o esperado também. A série *Tommasi*, diferentemente das outras, mostra duas famílias de resultados: uma composta pelas amostras 3 a 11 ($m = 752$ MPa), e as restantes 1-2 e 12 a 15 ($m = 610$ MPa). Ao considerar que os processos de fabricação das peças seguiram as mesmas condições de usinagem, a diferença entre o melhor resultado (800 MPa por *Microrectif*) e o pior (610 MPa

por *Tommasi*), uma diferença de 31%, é bastante superior ao habitual para o mesmo cenário.

3.6.2 Novos testes de fadiga

Os testes foram feitos na *ENSAM* após a reusinagem do lote *Tommasi*, e o recebimento do lote *Microrectif*, em flexão rotativa e FAC até $5 \cdot 10^6$ ciclos, frequência de 50 Hz. O lote *Tommasi* teve 12 corpos de prova testados nas condições previstas, duas para análise de tensões residuais DRX e o restante foi usado para regulagens da máquina ou romperam com a geometria anterior. Os corpos de prova da *Microrectif*, apesar de apresentarem aparência heterogênea com defeitos de rugosidade conhecidos pelo próprio fabricante antes da entrega, foram autorizados pela *Airbus Helicopters* para serem testados. Esse lote teve 17 corpos de prova testados em FAC, 2 para análise de tensão DRX e 2 para análise de rugosidade pela metrologia BEA.

3.6.3 Determinação do regime de FAC com Método da Escada para os Novos Testes.

Uma vez que a maioria dos componentes metálicos são submetidos à fadiga de alto ciclo (FAC), as condições da tensão cíclica sendo baixas e as deformações macroscópicas sendo principalmente elásticas, o fenômeno destaca-se para os casos em que o número de ciclos até a falha é maior do que 10^4 (S. Suresh, 1998). Nos cenários de FAC, o desempenho do material pode ser avaliado através do método da escada.

Esse método consiste em perseguir por tentativa até um número de ciclos onde ocorre a fratura para uma determinada carga. No início um corpo de prova é escolhido e testado próximo à tensão estimada para o material (S_{fmin}), caso ele venha a romper até o limite estipulado (até 10^7 ciclos para FAC), diminui-se a tensão por um valor de grau (d) pré-estipulado antes dos testes e outro corpo de prova é testado. O processo é repetido até que um corpo de prova não frature antes dos ciclos limites do teste, então se eleva a tensão até atingir outro caso de ruptura e assim reverte-se o procedimento para

todos corpos de prova. Os valores obtidos são passados a uma tabela que avalia os testes por tensão S_0 (MPa), soma do número da eventualidade menos frequente (N) i ou n_i (ruptura ou não) e a obtenção de A ($i \cdot n_i$) e B ($i^2 \cdot n_i$), como mostrado na Fig. 26 e Tab. 2.

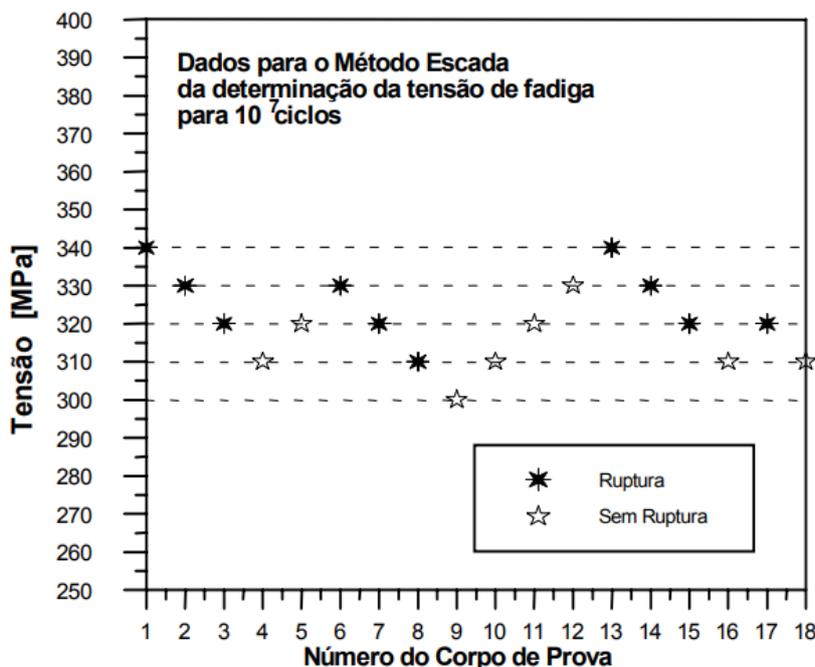


Figura 26 - Ilustração esquemática de uma curva S-N (curva de Wöhler): a relação entre o nível de estresse (amplitude ou alcance) e o número de ciclos até a falha (LOPES, Karina S. S.; SALES, Wisley Falco; PALMA, Ernani S.; 2008).

Tensão [MPa]	Corpos com ruptura, i	Corpos sem ruptura, n_i	$i \cdot n_i$	$i^2 \cdot n_i$
340	2	0	0	0
330	3	1	3	9
320	4	2	8	32
310	1	4	4	4
300	0	1	0	0
Total	-----	$N = 8$	$A = 15$	$B = 45$

Tabela 2 – Resultados dos testes e valores de N , A e B para equação de resistência média em fadiga.

Os valores obtidos na tabela são então inseridos na Eq. 2 para por fim se obter o valor da resistência média a fadiga (S_d) do material testado.

$$S_d = S_0 + d \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right) \quad \text{Eq. (2)}$$

Quando o evento menos frequente for uma ruptura, temos $(A/N - 1/2)$, caso seja a não ruptura temos $(A/N + 1/2)$. E por fim, a estimativa do desvio padrão s (Eq. 4) é possível apenas se na Eq. 3 o valor for superior a 0,3.

$$\frac{NB-A^2}{N^2} > 0,3 \quad \text{Eq. (3)}$$

$$s = 1,62 \cdot d \left[\frac{NB-A^2}{N^2} + 0,029 \right] \quad \text{Eq. (4)}$$

A resistência à fadiga sofre influência das condições de teste e estados de amostra, do tipo de carga aplicada (tensão, torção, flexão plana ou rotativa, flexão combinada e torção), tensão média, temperatura de teste, geometria da amostra (liso ou com entalhes), condição da superfície, propriedades mecânicas do material que são fortemente influenciadas por variáveis metalúrgicas, tais como dureza, resistência máxima à tração, tamanho de grão, microestrutura (fases, inclusões não metálicas e defeitos de fundição), e pureza (S.H. Park, S.G. Hong, Y.S. Chun, Y.H. Lee, C.S. Lee, 2012).

Existe quase uma relação direta entre a resistência à fadiga e a resistência mecânica dos metais. No caso do aço martensítico, o aumento da resistência mecânica pode ser obtido pela adição de elementos de liga e redução do tamanho dos grãos em sua estrutura (Narasaiah, N.; Ray, K.K, 2008).

3.6.3 Máquina multiaxial de teste de fadiga

Para os novos corpos de prova usinados pela *Tommasi* e *Microrectif*, os testes de fadiga em flexão rotativa ocorreram na *ENSAM* pelo *I2M*. Para esses testes, utilizou-se uma máquina de teste de fadiga multiaxial, abaixo na Fig. 27.



Figura 27 - Máquina de teste de fadiga multiaxial na ENSAM.

Esta máquina de teste foi projetada para aplicar dois ou mais modos de tensão (rotação ou flexão plana e torção), em fase ou não, para determinar as propriedades dos metais sob tensões biaxiais. Tem a geração do momento de flexão aplicada ao corpo de prova com base na transposição em termos mecânicos do princípio dos campos rotativos, Fig. 28. O corpo de prova diferentemente do observado em máquinas similares, não gira, por conta de dois macacos hidráulicos que impõem dois momentos de flexão plana em dois planos perpendiculares. A carga de flexão resultante (mais de quatro pontos de suporte) pode ser flexão plana, flexão rotativa ou flexão rotativa dissimétrica. Para o nosso caso de estudo, usamos a flexão rotativa, onde dois momentos de flexão plana têm um valor médio nulo e uma diferença de fase de 90° (T. Palin-Luc, Serge Lasserre, 1994).

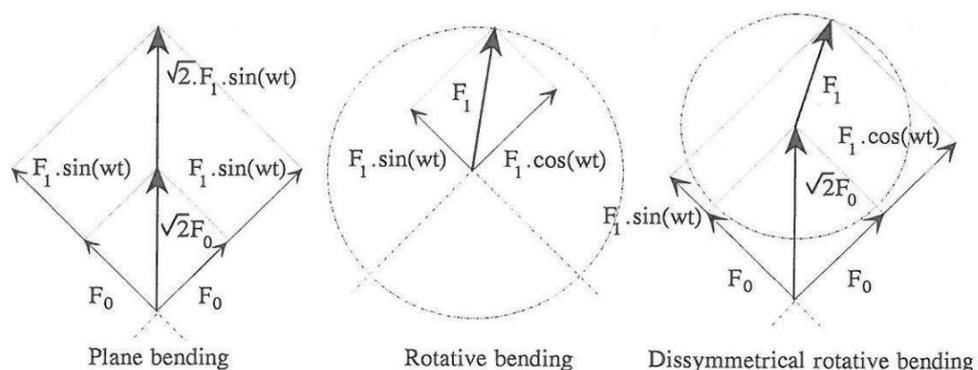


Figura 28 - Composição das forças em flexão (T. Palin-Luc & Serge Lasserre 1994).

3.6.3.1 Princípio mecânico desta máquina

Conforme apresentado na Fig. 29, o equipamento consiste em uma viga central com o corpo de prova (1) firmemente preso a dois componentes tubulares (2) e (2') juntamente com sensores de momento. Esse feixe é introduzido em cada extremidade com moldes em aço flexível (3) e (3'). As forças de flexão $F_A(t)$ e $F_B(t)$ são aplicadas aos componentes tubulares através de outros moldes de aço (5) e (5'). No componente (4), aplica-se o momento de torção, que é guiado ao girar dentro do molde (0) por dois rolamentos de contato oblíquo pré-esforçados (T. Palin-Luc & Serge Lasserre 1994).

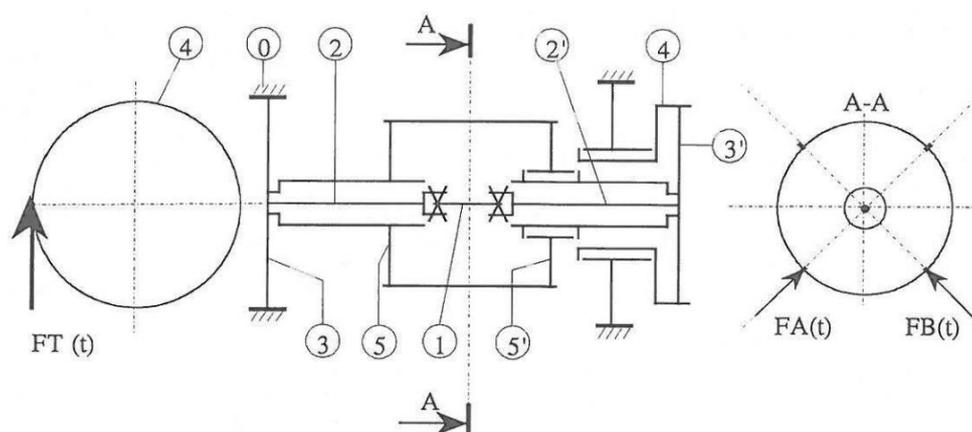


Figura 29 - Esquema da parte mecânica (T. Palin-Luc, Serge Lasserre, 1994).

As forças de transmissão $FA(t)$, $FB(t)$ e $F(t)$, entre os macacos hidráulicos e os componentes mecânicos, são garantidas por barras flexíveis. A viga possui quatro apoios; Os componentes para medir os momentos e a amostra são constantes. As extremidades dos corpos de prova são primeiramente posicionadas dentro de duas peças tubulares divididas e parafusadas, o que permite espalhar a tensão do grampo e adaptar o diâmetro e a forma do corpo de prova à presilha (T. Palin-Luc, Serge Lasserre, 1994).

O critério de parada do teste de fadiga para esta máquina é o número máximo de ciclos atingindo o seu objetivo (valor exigido) ou o corpo de prova sofrendo uma fratura de fadiga, detectada por monitoramento ao diminuir sua rigidez. Normalmente, uma diminuição de rigidez em 20% é usada para detectar uma fissura de cerca de 1 mm de profundidade.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4 TESTE DE FADIGA

4.1 PRIMEIROS TESTES

Quatro séries de corpos de prova lisos feitos de aço martensítico de baixa liga foram usinados por quatro fabricantes subcontratados da *Airbus Helicopters* e testados em flexão rotativa. Conforme ilustrado na Fig. 30, há uma dispersão muito grande entre seus resultados. A diferença entre a maior tensão média do limite de resistência a fadiga (800 MPa) e a menor (685 MPa) para testes com ciclos até 20×10^6 é de 16,78%, enquanto todos os parâmetros de fabricação são os equivalentes: mesmo material, ferramenta e procedimento de usinagem (velocidade de rotação, velocidade de corte e avanço).

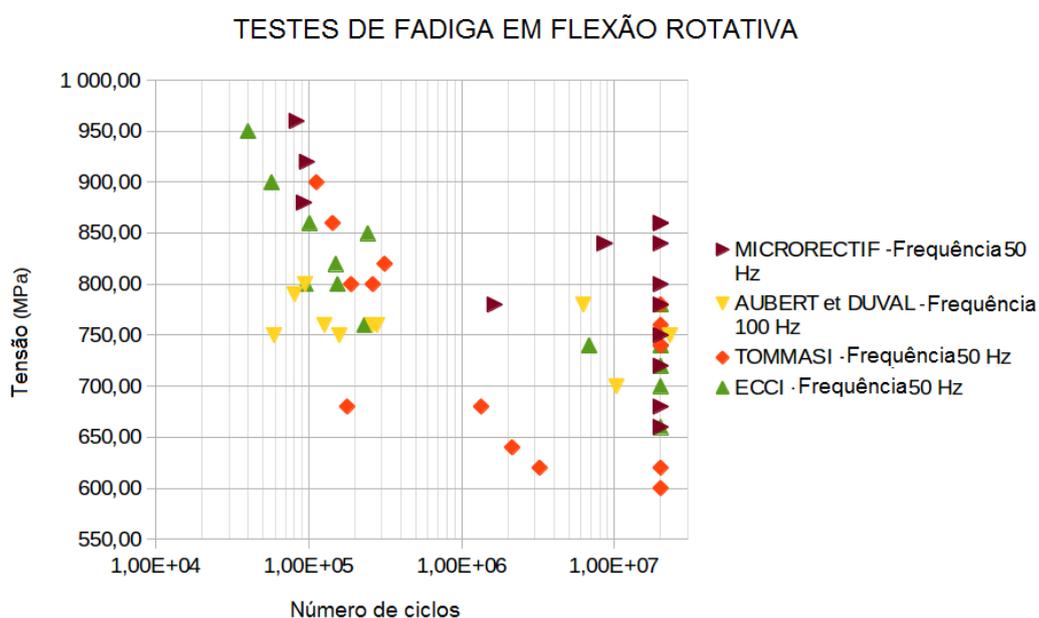


Figura 30 - O teste de fadiga resulta em 4 séries de corpos de prova sob flexão rotativa até 20×10^6 ciclos.

Os resultados para cada série foram reunidos a fim de se obter um valor médio da resistência à fadiga e seu desvio padrão. Para a série *Aubert et Duval*, isso não foi possível devido a um número muito baixo de corpos de prova (10 no total) e por 80% deles fraturarem antes do fim dos ciclos de teste. Os valores médios e os desvios padrão são mostrados na tabela a seguir.

Serie	Valor médio (MPa)	Desvio padrão (MPa)
Tommasi	643	18,94
Microrectif	800	73,8
ECCI	740	9,04
Aubert et Duval	Não possível	Não possível

Tabela 3 - valores médios e desvios padrão dos primeiros testes.

4.1.1 Problemas nos novos corpos de prova

No início deste projeto, foi planejado que o *I2M* testaria duas séries de corpos de prova com a mesma geometria da amostra (abordado no Capítulo 3, seção 3.2), mas usinadas por dois fabricantes, a fim de estudar se a resistência à fadiga apresentaria a mesma dispersão, como visto na Fig. 31.

Dois corpos de prova (referência T-A7 e T-A5) da série *Tomasi* recebidos no *I2M* foram testados em flexão rotativa, ambos com tensão de 620 MPa ($R = -1$) na frequência de 50 Hz. Os testes pararam após $0,67 \cdot 10^6$ ciclos para T-A7 e $0,23 \cdot 10^6$ ciclos para o T-A5. Esses dois corpos de prova tiveram uma inicialização de fratura no diâmetro externo da peça, ao invés de seu centro, como se vê na Fig. 31. Espera-se que fraturas se iniciem nas zonas mais finas, pois é a região de maior concentração de tensão durante os testes de flexão rotativa. Conseqüentemente, foi decidido modificar a geometria da amostra de acordo com o explicado na seção 3.2.2 do Capítulo 3.

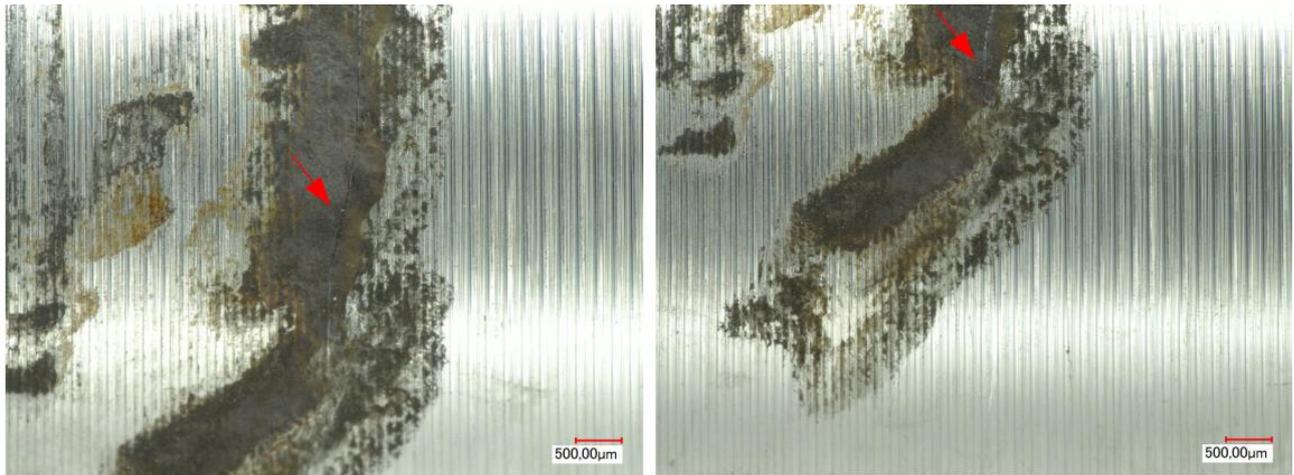


Figura 31 - Iniciação do trinca no diâmetro externo da amostra T-A7, setas indicam a trinca.

4.1.2 Novos testes de fadiga

Na série *Tommasi*, entre os 12 corpos de prova testados metade apresentou surgimento de trincas pela máquina antes de completar os $5 \cdot 10^6$ ciclos. Suas amplitudes de tensão nos testes foram de 600 MPa, 650 MPa e 700 MPa, tendo resultado de resistência média a fadiga de 658 MPa e desvio padrão $s = 20,3$ MPa. Esses valores foram obtidos pelo método da escada, apresentado na Fig. 32.

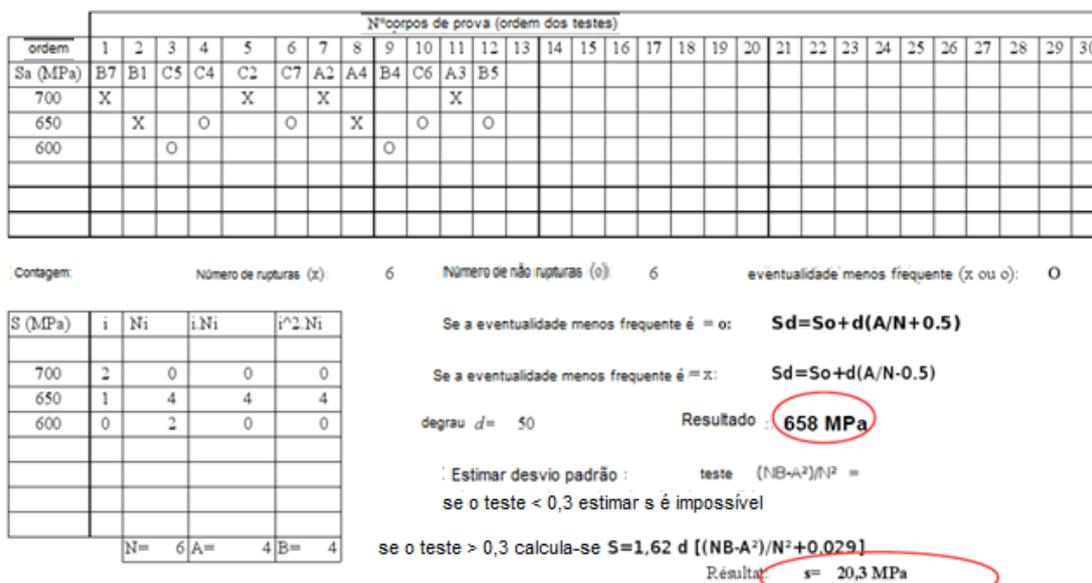


Figura 32 – Método da escada para os novos testes da série *Tommasi*.

A série *Microrectif* apresentou uma má integridade superficial ao que foi esperado, fato tal se refletiu nos testes de fadiga. Dos 17 corpos de prova testados, 11 falharam antes dos 5.10⁶ ciclos. As amplitudes testadas pelo método da escada foram de 700 MPa a 550 MPa, tendo cada degrau de amplitude (d) de 25 MPa. Sua resistência média a fadiga foi 607,5 MPa e seu desvio padrão não pôde ser calculado. A Figura 33 apresenta os testes e valores obtidos pelo método da escada.

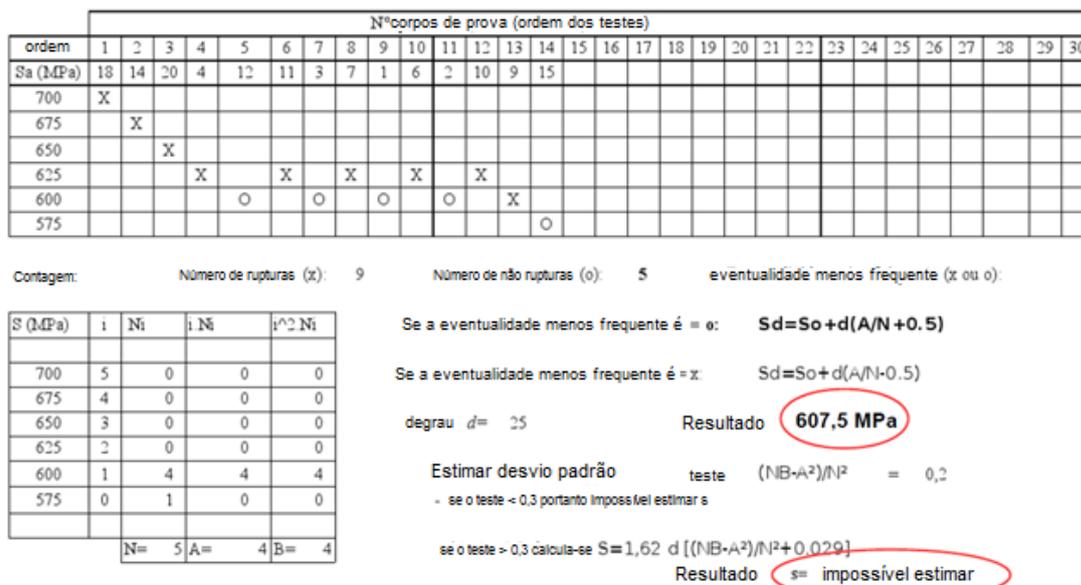


Figura 33 - Método da escada para os novos testes da série *Microrectif*.

4.2 OBSERVAÇÃO NO MEV DA SUPERFÍCIE DE FRATURA

O primeiro conjunto de corpos de prova tinha dois grupos distintos, os que romperam ou não antes de $20 \cdot 10^6$ ciclos. Para as observações de MEV apenas os fraturados poderiam ter a superfície analisada, e como mostrado na literatura em regime de fadiga de alto ciclo, as iniciações de trinca vieram da superfície. Isto pode ser visto na Fig. 34, originados a partir do mecanismo de extrusão/intrusão de bandas deslizantes. Entretanto, o corpo de prova AD5, foi o único a apresentar um local de iniciação de trinca diferente. Uma inclusão gerou uma iniciação de fissura "olho de peixe", que geralmente ocorre em regimes de fadiga em ciclos acima dos 10^7 (Gross, T.S.; Lampman, 1996), visto na Fig. 35. Pôde-se concluir que para os corpos de prova observados o local de iniciação de fissuras é a superfície.

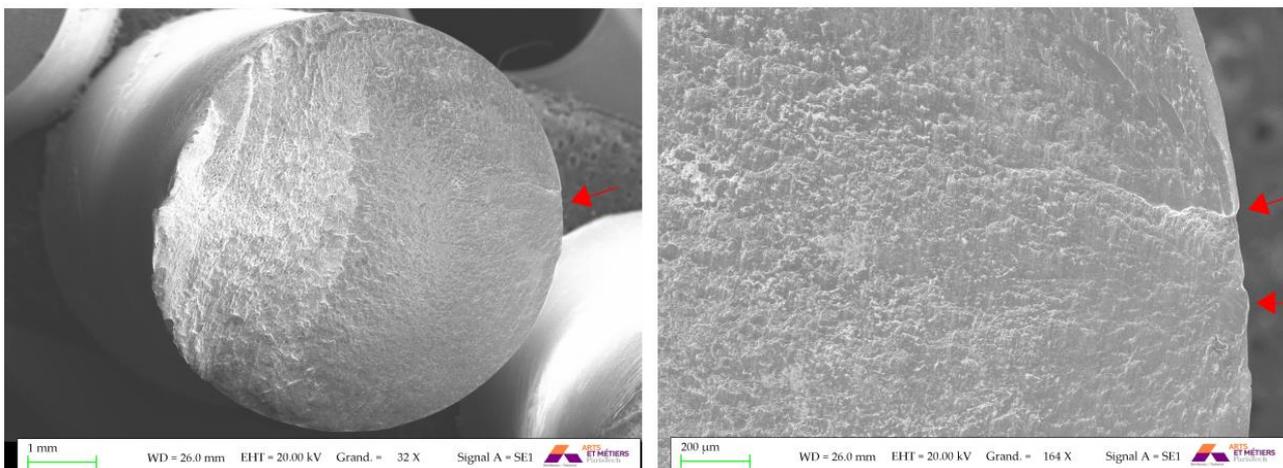


Figura 34 - O corpo de prova T-FLR-8 apresentou um início de fissura na superfície, setas indicam início de trinca.

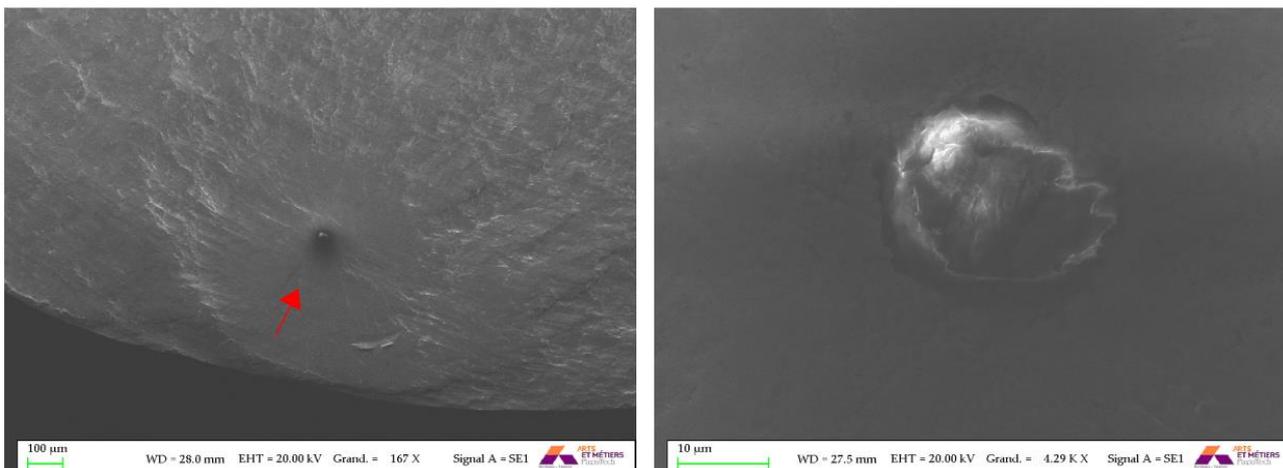


Figura 35 - A amostra AD-5 apresentou uma iniciação de fratura “Olho de peixe” por uma inclusão.

4.3 OBSERVAÇÕES DA MICROESTRUTURA

Cada uma das três séries de corpos de prova testados sob fadiga de flexão rotativa (*Microrectif, Tommasi, Aubert et Duval*) tiveram quatro corpos de prova selecionados para observações com microscópio óptico e MEV. Conforme mencionado no capítulo anterior, as superfícies passaram por ataque com reagente Vilella e ter a microestrutura exposta.

4.3.1 Metalografia em microscópio óptico

As observações em microscópio óptico mostraram além da estrutura martensítica, as camadas brancas e as zonas plasticamente deformadas em cada corpo de prova, para cada uma das séries, apresentaram algumas variações em seus tamanhos e formas dependendo da zona e da amostra observada (apresentada nas figuras 36, 37 e 38). Essas observações foram importantes para detectar essas áreas plasticamente deformadas, mas não podiam fornecer uma microestrutura muito detalhada, por isso estes corpos de prova foram observados em MEV.

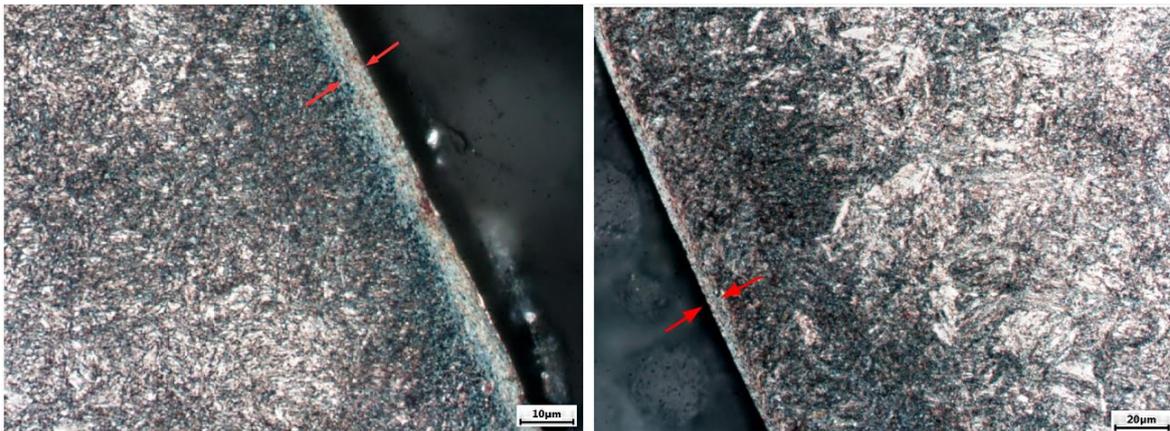


Figura 36 - Após ataque, microestrutura do corpo de prova T-FLR-2 na área com menor diâmetro, as imagens aumentaram 100x e 50x, respectivamente, setas indicam camada branca.

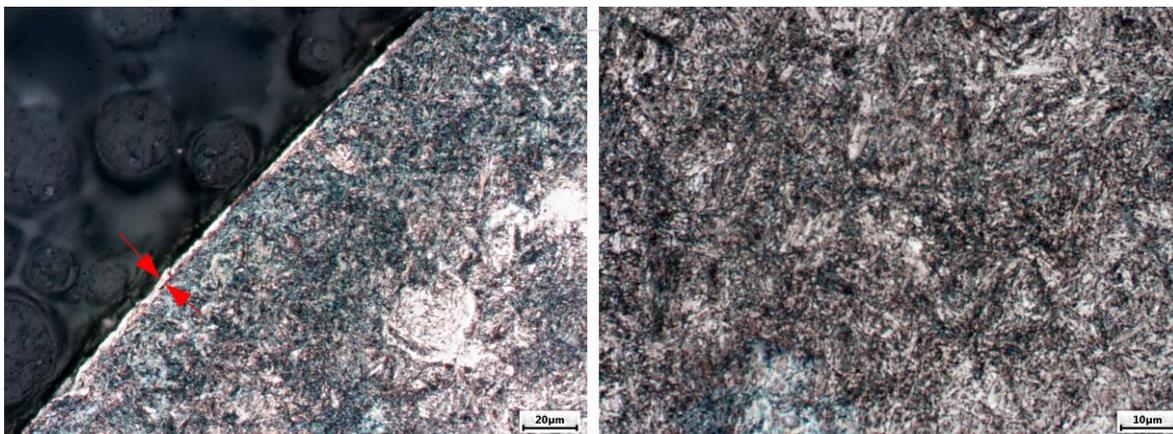


Figura 37 - Microestrutura sob a superfície e centro da amostra M-FLR-2, imagens ampliadas 50x e 100x, respectivamente, setas indicam camada branca.

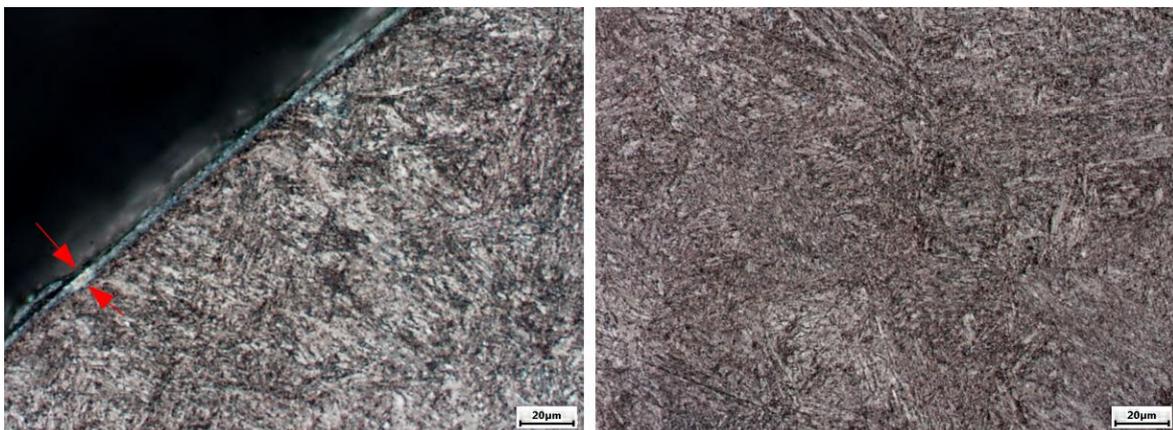


Figura 38 - Microestrutura sob a superfície e centro da amostra AD7, imagens ampliadas 50x, setas indicam camada branca.

4.3.2 Observações de microestrutura no MEV

Com o MEV, os grãos podem ser vistos, mostrando com maior precisão as dimensões e características gerais da microestrutura de cada série de corpos de prova. A camada branca e uma zona deformada logo abaixo foram medidas e analisadas, para ver se havia um padrão para cada série e uma relação entre a espessura e natureza da camada branca com a resistência à FAC.

Os corpos de prova foram selecionados pelo seu desempenho nos testes. Eles estavam basicamente divididos em dois grupos, os que fraturaram ou não antes dos $20 \cdot 10^6$ ciclos, foram seis corpos de prova para cada série. As próximas imagens são os corpos de prova com melhor e pior desempenho em cada série, a fim de apresentar suas diferenças se houver. Os corpos de prova da Microrectif e Aubert & Duval apresentam uma espessura mais fina e mais regular da camada branca (CB), conforme apresentado na Tab. 4.

CORPO DE PROVA	Tensão	Nb M ^c ciclos :	CB (μm)	
	MPa		Dmin	Dmax
M-FLR-2	680,00	20,00	3±0,5	5±1
M-FLR-10	880,00	0,09	3,5±0,5	7±1
M-FLR-11	860,00	20,00	3,5±0,5	7±1
M-FLR-12	960,00	0,08	3,5±0,5	6,5±1
M-FLR-13	860,00	20,00	3,5±0,5	5±1
T-FLR-2	620,00	20,00	3±0,5	5±1
T-FLR-4	820,00	0,31	6±1	7,5±1
T-FLR-7	760,00	20,00	3,5±0,5	5±1
T-FLR-9	800,00	0,26	2,5±0,5	5,5±1
T-FLR-14	600,00	20,00	4±1	8±1
T-FLR-15	620,00	3,23	3,5±0,5	Impossível
AD1	750,00	0,06	2,7±0,3	5,5±1
AD3	700,00	10,27	2±0,5	4±1
AD4	750,00	23,00	1,8+-0,3	4±1
AD5	780,00	6,24	3,5±0,5	5,5±1
AD9	760,00	0,26	2,5±0,5	5,5±1

Tabela 4 - Lista de corpos de prova com suas tensões e ciclos nos testes de FAC em fexão rotativa e suas respectivas médias de CB (Dmin) e zonas de transição (Dmax).

A série *Tommasi*, por outro lado, apresentou camadas brancas espessas e/ou de formato heterogêneo, visto nas próximas figuras (39 a 44).

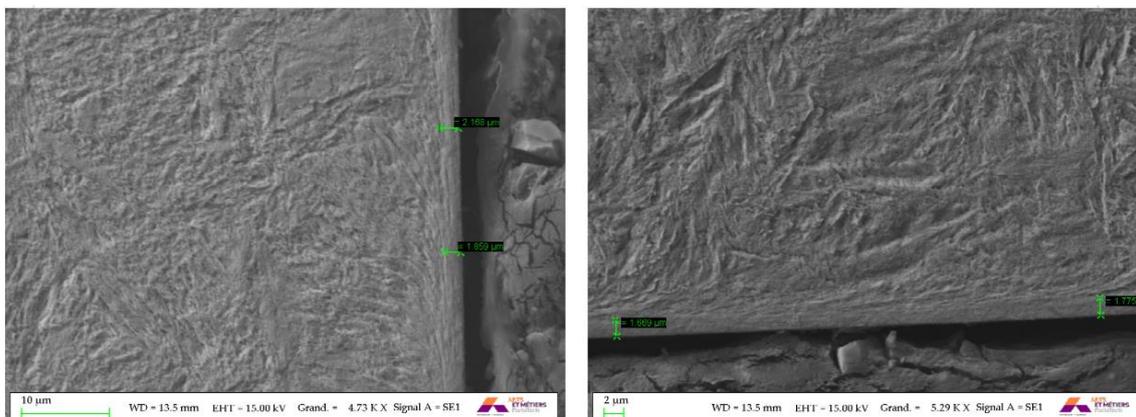


Figura 39 - Modelo AD4, com os melhores valores de resistência à fadiga para a série *Aubert et Duval*. A espessura da CB é geralmente inferior a 2 µm e a zona de transição pequena.

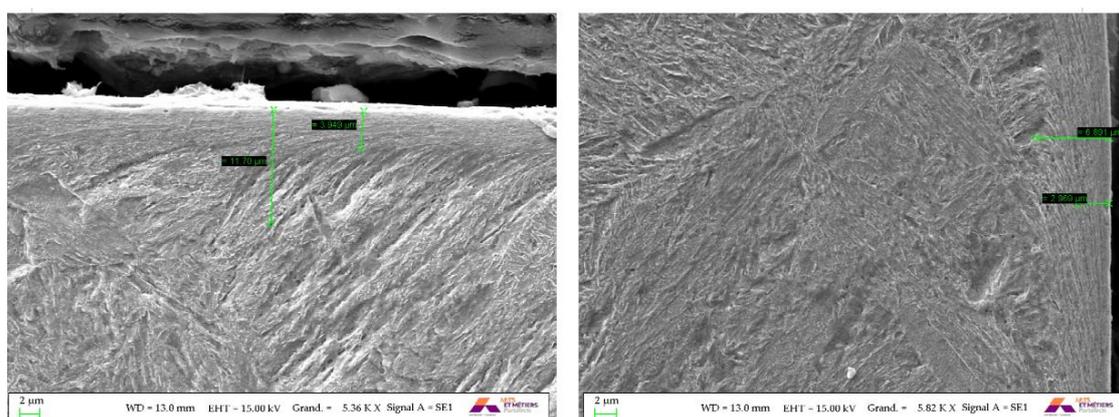


Figura 40 - AD9, valores de resistência a fadiga ruins para a série *Aubert et Duval*. A CB geralmente superior a 3 µm, e zona de transição com muita variação em tamanho e forma.

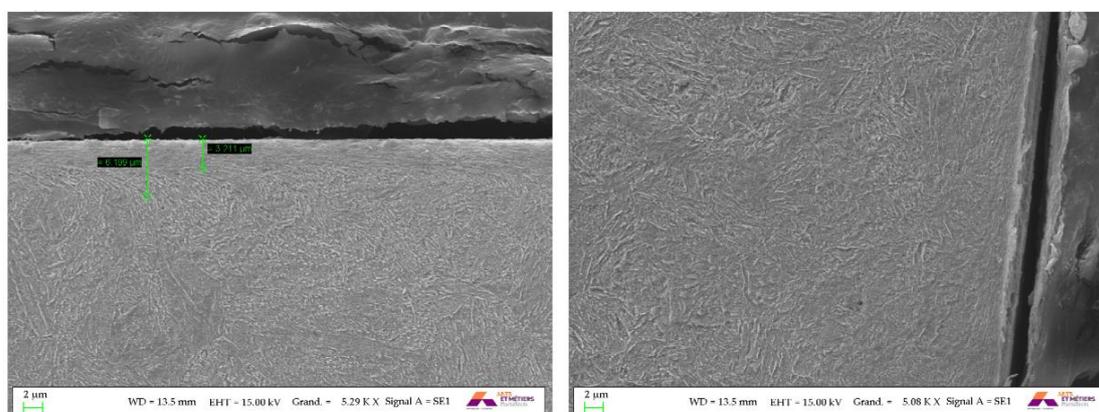


Figura 41 - T-FLR-7, os melhores valores de resistência à fadiga da série *Tommasi*. A CB é de cerca de 3 µm e a zona de transição é bastante pequena. Tem uma pequena deformação plástica na superfície.

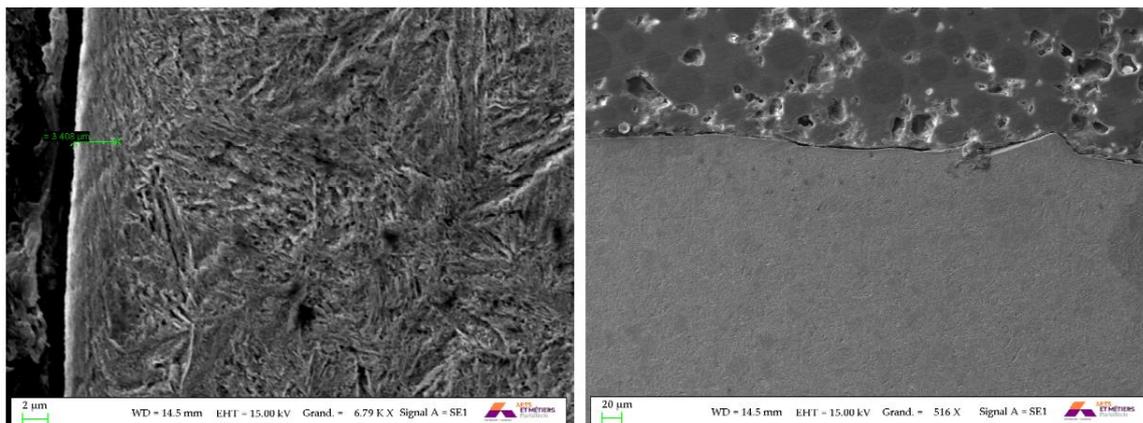


Figura 42 - T-FLR-15, os piores valores de resistência à fadiga da série Tommasi. A CB mal formada com cerca de $3,5 \mu\text{m}$ e uma zona de transição difícil de medir. Sua superfície possui muitas deformações plásticas em todas as zonas.

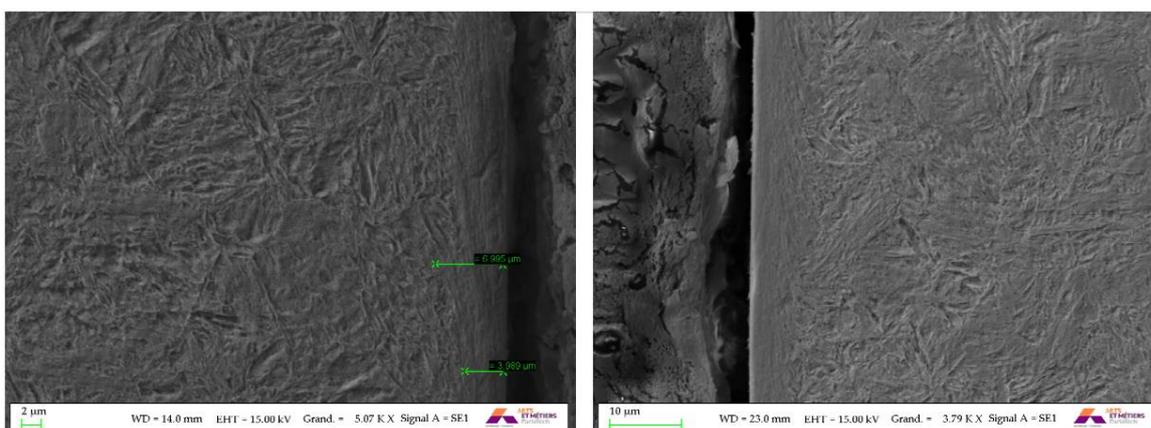


Figura 43 - M-FLR-11, os melhores valores de resistência à fadiga para a série Microrectif. A CB com um tamanho entre 3 e $4 \mu\text{m}$, e zona de transição pequena e bem distribuída.

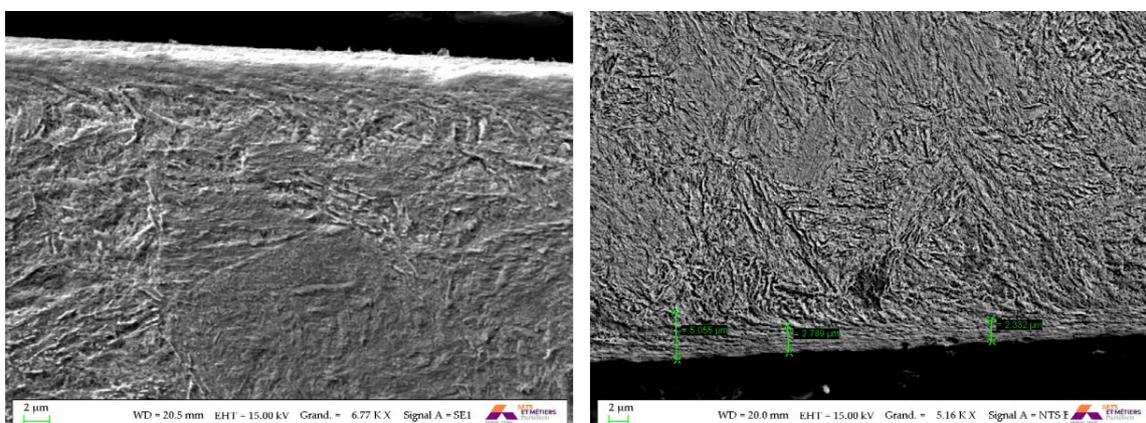


Figura 44 - M-FLR-2, os piores valores de resistência à fadiga para a série Microrectif. A CB com um tamanho entre $2,5$ e $3,5 \mu\text{m}$, e zona de transição difícil de medir devido à sua não homogeneidade.

A natureza das deformações plásticas sob a superfície parece diferir de acordo com a série e o desempenho da amostra. Como visto nas imagens anteriores, os corpos de prova com a melhor resistência à fadiga, geralmente mostram uma camada branca mais homogênea e ligeiramente fina. Por outro lado, os piores apresentam uma camada branca e zona de transição mais espessa e/ou mal formada (isto é, espessura irregular). É importante notar que isso pode ser um fator importante para a criação de tensões residuais abaixo da superfície. Essas tensões podem melhorar a resistência à fadiga se as tensões residuais forem de compressão, para o nosso caso, quando aliado a um bom acabamento superficial. No entanto, o contrário pode ter uma má influência no desempenho da amostra, devido à natureza frágil da camada branca e zona de transição. Para as próximas etapas da investigação, seria importante analisar as tensões residuais. Além disso, tentamos analisar por difração de elétrons retrodifundidos EBSD a orientação cristalográfica do material na camada branca e abaixo, o que não foi possível devido aos grãos muito finos da CB e sua região plasticamente deformada.

4.4 RUGOSIDADE

4.4.1 Rugosidade média aritmética (Ra)

A rugosidade aritmética (Ra) foi medida pelos laboratórios ECCI para AH em cada corpo de prova da série ECCI, Tommasi e Microrectif. Conforme apresentado em um gráfico na Fig. 45, eles mostram claramente uma progressão à medida que a mesma ferramenta é usada para usinar a série de corpos de prova. Apesar desse aumento progressivo, eles estão abaixo dos valores Ra exigidos no projeto do corpo de prova ($Ra < 1,6 \mu m$). Como a rugosidade aritmética é um valor médio, conseqüentemente sabe-se que este não é um parâmetro representativo da integridade superficial em relação à resistência à FAC de um componente. Sendo assim melhor se obter a rugosidade total (R_t) e a rugosidade máxima (R_{max} ou R_x).

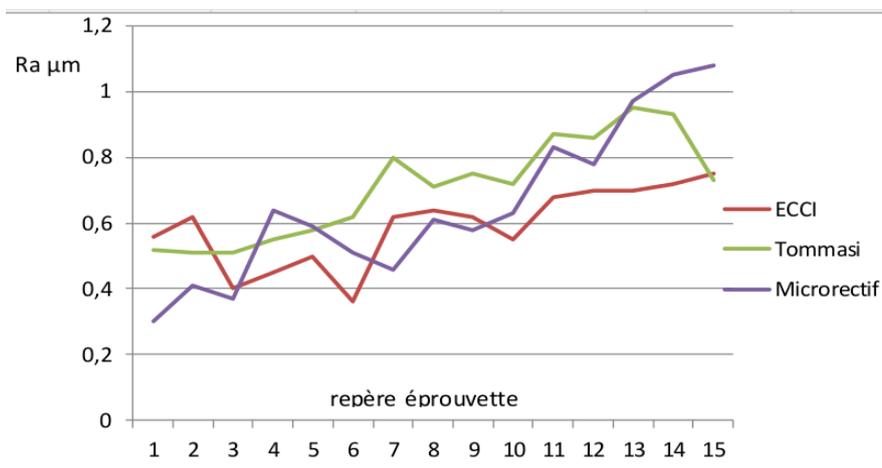


Figura 45 - (Ra) Evolução da rugosidade aritmética em relação ao número da amostra (1 é a 1ª amostra usinada com uma nova ferramenta e 15 a última amostra com a mesma ferramenta).

4.4.2 Rugosidade total (Rt) e máxima (Rmax ou Rx)

Alguns corpos de prova foram escolhidos de acordo com a Ra e desempenho de resistência à fadiga para ter seu Rt e Rmax (ou Rx). Estes valores mudam consideravelmente da série Tommasi para as outras (Tab. 5). A série Tommasi teve de longe os maiores valores para esse tipo de rugosidade, em contradição a Aubert & Duval e Microrectif que apresentaram menor variação e valores para Rt e Rmax. As próximas figuras (Fig. 46 e 47) mostram os perfis de superfície dos corpos de prova T-FLR-13, M-FLR-13, AD-9 e um gráfico de colunas com rugosidade total e máxima média para as três séries, as imagens ampliadas dos perfis de rugosidade de todos corpos de prova analisados se encontram nos anexos.

Series	Max/Min Rt (μm)	Max/Min Rmax (μm)	Média Rt (μm)	Média Rmax (μm)	Número Especimens	Desvio Padrão (Rt)/(Rmax)
Tommasi	25,2 / 14,9	25,2 / 14,9	21,00 μm	20,11 μm	6	2,99 / 2,98
Microrectif	19,10 / 5,07	15,81 / 5,07	11,33 μm	10,37 μm	7	4,3 / 2,90
Aubert & Duval	17,19 / 8,53	16,6 / 6,18	14,21 μm	11,97 μm	5	5,05 / 4,62

Tabela 5 - Rt e Rmax Média/Mínima e Máxima, o número de corpos de prova analisados por série e o desvio padrão.

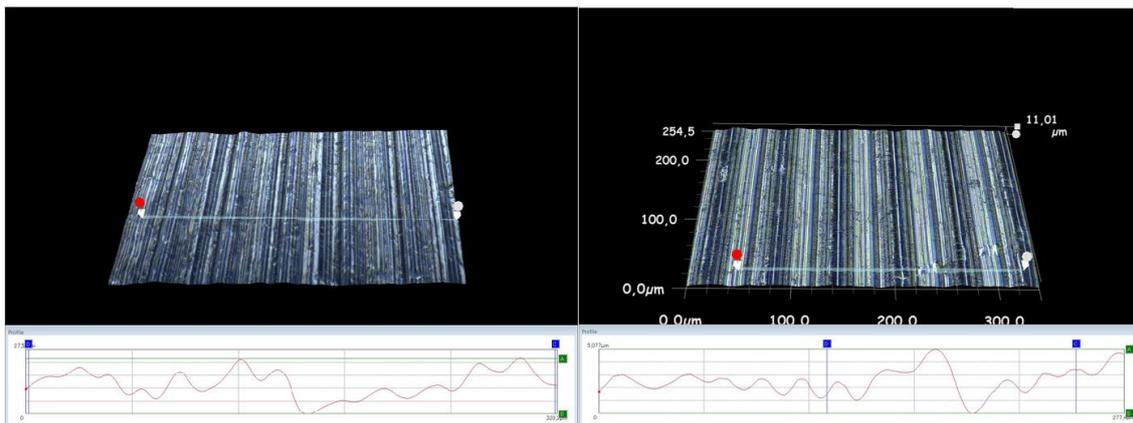


Figura 46 - Perfis de superfície para T-FLR-13 ($R_x = 23,86 \mu\text{m}$) e M-FLR-13 ($R_x = 5,077 \mu\text{m}$).

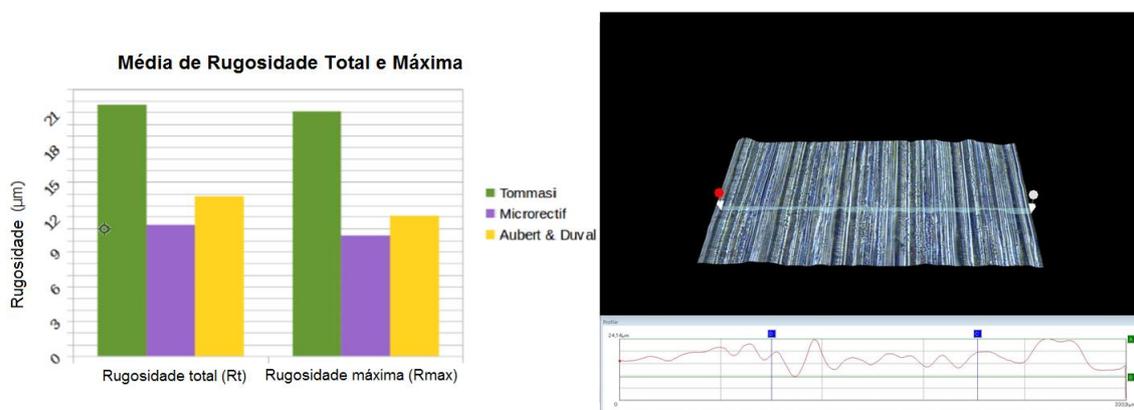


Figura 47 - Gráfico de coluna com rugosidade média total e máxima para as três séries e perfil de superfície para AD-9 ($R_x = 15,05 \mu\text{m}$).

4.4.2.1 Rugosidade total (R_t) e máxima (R_{max} ou R_x) para novos corpos de prova

As séries Tommasi e Microrectif tiveram cada uma 6 corpos de prova que não não fraturados durante os testes separados para avaliação de rugosidade por metrologia BEA. Pôde-se observar que a série Microrectif teve dois grupos com rugosidade de natureza diferentes e não respeitou a $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ como mostrado na Fig. 48. Já a série Tommasi respeitou as especificações de IS e manteve sua rugosidade regular.

4.4.2.2 Efeitos da rugosidade máxima e total na resistência à fadiga

Ao comparar a resistência à fadiga média com os valores médios da rugosidade total e máxima em cada série, é notável que quanto maior a rugosidade, menor a resistência à fadiga (Fig. 49). Estes resultados enfatizam a importância de um bom acabamento da superfície durante o processo de usinagem.

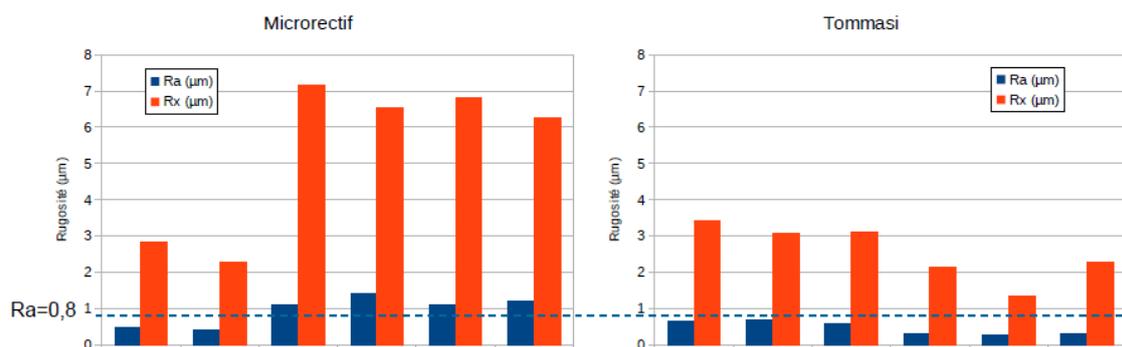


Figura 48 – Análise das medidas de rugosidade máxima (Rx) e aritmética (Ra) das series *Tommasi* e *Microrectif*.

É possível, portanto perceber que a grande dispersão dos valores dos testes em FAC deste aço é devido à sua intergridade superficial, tendo o principal atributo a rugosidade. Os motivos pelos quais a rugosidade varia tanto de uma série para a outra, enquanto os parâmetros de usinagem foram fixados pela Airbus, devem ser investigados em um estudo futuro.

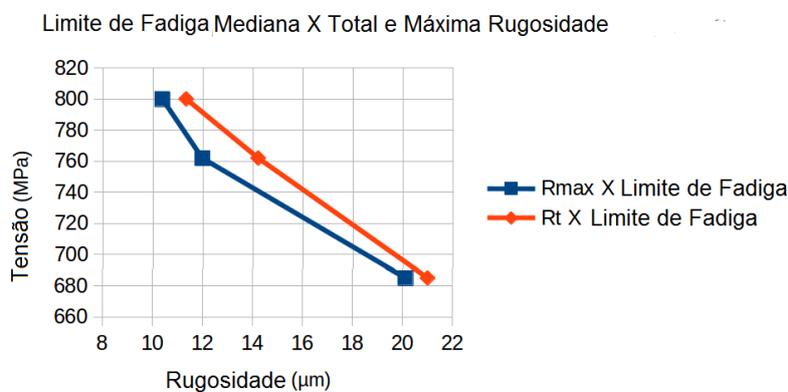


Figura 49 - Relação entre a resistência à fadiga mediana à rugosidade total/máxima.

Ao se constatar a presença de CB em todos corpos de prova, quando em conjunto com má integridade superficial, justifica portanto o mal desempenho de alguns corpos de prova. Os padrões de usinagem das peças da forma atual provocam deformações plásticas que podem ser também de tensões residuais de tração ou compressão, a segunda opção justificaria uma o excelente desempenho da série Microrectif, que possuía excelente integridade superficial mesmo com a camada branca.

CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS

A investigação feita sobre os corpos de prova testados para fadiga em flexão rotativa levou a uma melhor compreensão da relação entre o processo de usinagem e a resistência à FAC do aço martensítico estudado. Demonstrou-se que a sua resistência está correlacionada com a rugosidade total e máxima. O desgaste da ferramenta para cada fabricante exerce um papel importante no desempenho dos corpos de prova. Assim, a descoberta da camada branca, que torna a superfície mais dura e frágil, juntamente a um mal acabamento superficial, reduz a resistência à fadiga. Por outro lado, uma boa integridade superficial mesmo com esta camada endurecida e frágil pode aumentar a resistência à fadiga quando se tem um bom acabamento superficial, como visto nos primeiros testes da série *Microrectif*, provavelmente por conta de tensões residuais compressivas, que não podem ser avaliadas com os corpos de prova após os testes feitos, apenas antes.

Os novos testes de fadiga em flexão rotativa feitos no *Institut de Mécanique et d'Ingénierie* (I2M) apresentaram valores similares aos primeiros para a série Tommasi, mas a análise foi insatisfatória para a série *Microrectif* que fabricou corpos de prova com má integridade superficial, tendo seus testes com resultados muito abaixo dos primeiros feitos. Mesmo com as condições dos corpos de prova não correspondendo ao esperado, esses testes reafirmam a importância de uma boa integridade superficial e indica possíveis deformações plásticas abaixo da superfície podendo igualmente reduzir a resistência à fadiga de alto ciclo.

As suspeitas que a integridade superficial dos corpos de prova e as deformações plásticas abaixo da superfície exercem influência no desempenho do material foram confirmadas com a continuação da investigação. A perspectiva futura para o estudo é tentar encontrar um processo de usinagem ideal, que reduza ou extinga a camada branca, preservando uma boa integridade superficial, levando o material a obter melhores propriedades mecânicas.

REFERÊNCIAS

ASM Metals HandBook Desk Edition. ASM, 1985. p. 1294

ASM Handbook Vol 11 – Failure analysis prevention. A. R. Lund – *Fatigue Fracture Appearances*, International, 2002, p.627

ASTM Standard E466-82, *Practice for Conducting Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*, ASTM, Philadelphia, 1987.

B. Griffiths; *Manufacturing Surface Technology: Surface Integrity and Functional Performance*, 2001. p.109-147.

B.L. Bramfitt. Metals Handbook Desk Edition, Second Edition. ASM International, 1998.

BAUMEISTER, Avallone. "6". Marks' Standard Handbook for Mechanical Engineers, 8th ed. McGraw Hill. pp.17, 18, 1978.

BAHIA, A. L. H. *Torneamento da liga de níquel Pyromet® 31V (N07032) comferramentas de metal duro*. 2010. 158f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

CALLISTER JR, W. D. *Ciência e engenharia de materiais: uma introdução*. 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2008. 705p.

CHAN, K. *Changes in fatigue life mechanism due to soft grains and hard particles*. International Journal of Fatigue 32, 526p – 534p, 2010.

CHOMIENNE, Vincent., 2014, *Étude de l'influence de l'intégrité de surface en tournage de l'acier 15-5PH sur la tenue en fatigue en flexion rotative*. PhD thesis, INSA, Lyon, France

DALE W. SCHWACH, Y.B. GUO; *A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue*. Department of Mechanical Engineering, The University of Alabama, 2005.

DIETER, G.E. *Mechanical Metallurgy (SI metric edition)* . 3.ed. Singapore: McGraw-Hill Book Company, 1988. 751p.

Diniz, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI , N. L. *Tecnologia da usinagem dos metais*. 8 ed. São Paulo: Artiliber, 2014. 270 p.

DOCBING, N.E. *Mechanical behavior of materials: Engineering methods for deformation, fracture and fatigue* . EUA: Prentice-Hall International, 1993. p.773

FERRARESI, D. *Fundamentos da usinagem dos metais*. São Paulo: Edgard Blücher, 1970. 751 p.

G. BÉRANGER, G HENRY, G. SANZ. *Le livre de l'acier* - Editeurs Scientifiques. SOLLAC chapter 8-11, 1999.

GROSS, T.S.; LAMPMAN, S. *Fatigue Failure in Metals* . In: *Fatigue and Fracture ASM Handbook*. 1.ed. EUA: ASM International, v.19, p. 104-148, 1996.

H. KITAHARA, R. UEJI, N. TSUJI, and Y. MINAMINO. *Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel*. *Acta Materialia*, 54(5):1279–1288, 2006.

HERTZBERG, R.W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials* . 4.ed. New York: John Wiley & Sons, 1996. 786p.

JOSSO, Bruno; BURTON, David R.; LALOR, Michael J. *Frequency normalised wavelet transform for surface roughness analysis and characterisation*. *Wear*, v. 252, n. 5, p. 491-500, 2002.

LOPES, Karina S. S.; SALES, Wisley Falco; PALMA, Ernani S.; *Influence of machining parameters on fatigue endurance limit of AISI 4140 steel*. *J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng.*, Rio de Janeiro , v. 30, n. 1, p. 77-83, 2008.

KERLINS, V.; PHILLIPS, A. *Modes Of Fracture* . In: *Fractography ASM Handbook*. 2ed. Eua: ASM International, V.12, P. 33-140, 1992.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; Coelho, R. T.; Silva, M. B. *Teoria Da Usinagem Dos Materiais*. 3 Ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2015. 407 P.

Marghalani, Hanadi Yousif. *Effect of filler particles on surface roughness of experimental composite series*. *J. Appl. Oral Sci.*, Bauru, v. 18, n. 1 p. 59-67, 2010.

MEYERS, M.A.; CHACBA, K.K. *Princípios De Metalurgia Mecânica* . São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 1982. p. 505

MORRIS, E.; CHUNG, Y.W. *Fatigue Failure in Metals* . In: *Fatigue and Fracture ASM Handbook*. 1.ed. EUA: ASM International, v.19, p. 148-171, 1996.

MONDELIN, A.; *Modélisation de l'intégrité des surfaces usinées : Application au cas du tournage finition de l'acier inoxydable 15-5PH*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2012

MUGHRABI H., *Microstructural mechanisms of cyclic deformation, fatigue trinca initiation and early trinca growth*. *Phil.Trans.R.Soc.A373:20140132*, 2015.

NARASIAH, N.; RAY, K.K. *Initiation And Growth Of Micro-Trincas Under Cyclic Loading*. *Materials Science and Engineering* , v. A474, p. 48-59, 2008.

NORMAN E. DOWLING; *Mechanical Behaviour of Materials. Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue*. Fourth Edition 2013. p.416-441

R.I. STEPHENS, A. FATEMI, R.R. STEPHENS, H.O. FUCHS, *Metal Fatigue in Engineering*, 2nd ed., John Wiley & Sons, Inc, New York, 2001.

Revista Matéria, v. 9, n. 3, pp. 169 – 183, 2004

S.H. PARK; S.G. HONG; Y.S. CHUN; Y.H. LEE; C.S. LEE, *Mater. Sci. Eng. A* 550 (2012) p.118–124

S. KUNDU, A.K. VERMA, AND V. SHARMA. *Quantitative analysis of variant selection for displacive transformations under stress*. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43A:2552–2565, 2012.

S. SURESH, *Fatigue of Materials*, 2nd ed., Cambridge University Press, New York, 1998

Safe Skies Files - <http://www.safe-skies.com/files/04-28-88%20Aloha%20Airlines.pdf>

SCHIJVE, J. *Fatigue Of Structures And Materials In The 20th Century And The State Of The Art*. *International Journal Of Fatigue* , V.25, P.679-702, 2003.

SHEWNON, *Transformations in Metals*, McGraw Hill 1969 p 322 – 345

TONOLI, C.S. *Estudo sobre os efeitos de tensões residuais na vida em fadiga da liga de alumínio 6013-T6, em perfil tubular, submetida a Shot Peening* – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2009.

SCHWACH, D. W.; GUO, Y. B. *A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue*. *Transactions of NAMRI/RI/SME*, 33, 2005, pp. 541-548.

T. PALIN-LUC & SERGE LASSERRE. *Multiaxial fatigue testing machine under variable amplitude loading of bending and torsion*. LAMEF, ENSAM-CER de Bordeaux, Talence, France, 1994.

ANEXOS

Esta seção apresenta dados mais completos sobre os corpos de prova, incluindo os perfis de todos estudados e tabelas para cada uma das séries recebidas pelo *I2M*, cada uma com os principais dados coletados de toda a investigação realizada e a última parte com um detalhado perfil de geometria de cada corpo de prova usado.

Parte I.

As tabelas apresentadas abaixo contêm a identificação da amostra, a tensão aplicada durante os testes de fadiga, o número de ciclos até o limite desejado (10×10^6 ciclos), a rugosidade média (R_a), a rugosidade total (R_t), o máximo rugosidade (R_{max}) e a espessura média da camada branca (D_{min} para CB e D_{max} para a zona de transição).

MICRORECTIF – Frequencia 50 Hz							
Espécime	Tensão	Num Mciclos	Ra (μm)	Rt (μm)	Rmax (μm)	CB (μm)	
	MPa					Dmin	Dmax
M-FLR-1	680,00	20,00	0,30	19,10	14,10	--	--
M-FLR-2	780,00	1,64	0,41	10,28	9,50	3 \pm 0,5	5 \pm 1
M-FLR-3	840,00	8,64	0,37	--	--	--	--
M-FLR-4	920,00	0,10	0,64	--	--	--	--
M-FLR-5	720,00	20,00	0,59	--	--	--	--
M-FLR-6	660,00	20,00	0,51	--	--	--	--
M-FLR-7	660,00	20,00	0,46	--	--	--	--
M-FLR-8	750,00	20,00	0,61	8,81	7,90	--	--
M-FLR-9	800,00	20,00	0,58	--	--	--	--
M-FLR-10	880,00	0,09	0,63	--	--	3,5 \pm 0,5	7 \pm 1
M-FLR-11	860,00	20,00	0,83	11,17	11,17	3,5\pm0,5	7\pm1
M-FLR-12	960,00	0,08	0,78	8,56	8,56	3,5 \pm 0,5	6,5 \pm 1
M-FLR-13	860,00	20,00	0,97	5,07	5,07	3,5\pm0,5	5\pm1
M-FLR-14	780,00	20,00	1,05	--	--	--	--
M-FLR-15	840,00	20,00	1,08	15,81	15,81	--	--

Tabela A1 - Dados gerais da série *Microrectif*.

TOMMASI – Frequencia 50 Hz							
Espécime	Tensão	Num Mciclos	Ra (μm)	Rt (μm)	Rmax (μm)	CB (μm)	
	MPa					Dmin	Dmax
T-FLR-1	680,00	1,34	0,52	25,00	22,00	--	--
T-FLR-2	620,00	20,00	0,51	20,66	20,66	3 \pm 0,5	5 \pm 1
T-FLR-3	740,00	20,00	0,51	--	--	--	--
T-FLR-4	820,00	0,31	0,55	--	--	6\pm1	7,5\pm1
T-FLR-5	740,00	20,00	0,58	--	--	--	--
T-FLR-6	800,00	0,19	0,62	--	--	--	--
T-FLR-7	760,00	20,00	0,80	14,90	14,90	3,5 \pm 0,5	5 \pm 1
T-FLR-8	900,00	0,11	0,71	18,17	16,35	--	--
T-FLR-9	800,00	0,26	0,75	--	--	2,5 \pm 0,5	5,5 \pm 1
T-FLR-10	780,00	20,00	0,72	--	--	--	--
T-FLR-11	860,00	0,14	0,87	--	--	--	--
T-FLR-12	680,00	0,18	0,86	--	--	--	--
T-FLR-13	640,00	2,14	0,95	25,20	25,20	--	--
T-FLR-14	600,00	20,00	0,93	--	--	4\pm1	8\pm1
T-FLR-15	620,00	3,23	0,73	21,52	21,52	3,5 \pm 0,5	--

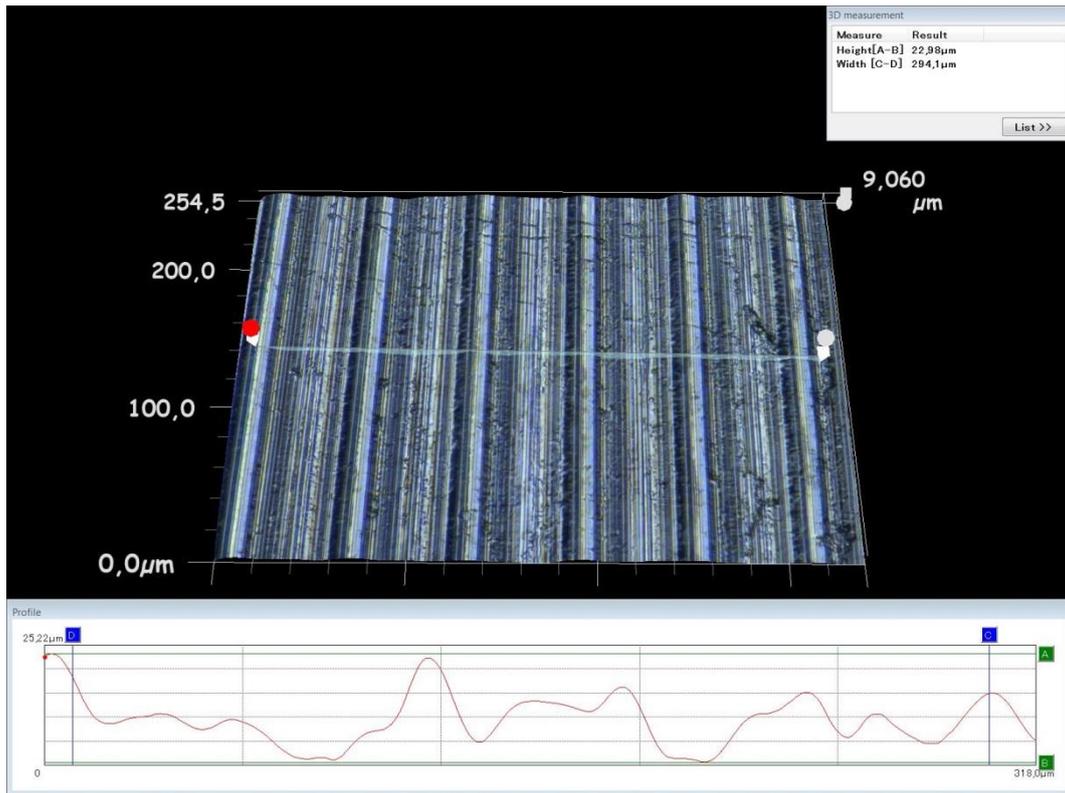
Tabela A2 - Dados gerais de *Tommasi*.

AUBERT et DUVAL – Frequencia 100 Hz						
Espécime	σ (MPa)	Num Mciclos	Rt (μm)	Rmax (μm)	CB (μm)	
					Dmin	Dmax
AD1	750,00	0,06	15,04	15,04	2,7 \pm 0,3	5,5 \pm 1
AD2	800,00	0,09	--	--	--	--
AD3	700,00	10,27	--	--	2\pm0,5	4\pm1
AD4	750,00	23,00	8,53	6,18	1,8\pm0,3	4\pm1
AD5	780,00	6,24	14,28	10,00	3,5 \pm 0,5	5,5 \pm 1
AD6	790,00	0,08	--	--	--	--
AD7	760,00	0,13	--	--	--	--
AD8	760,00	0,28	--	--	--	--
AD9	760,00	0,26	17,19	16,60	2,5 \pm 0,5	5,5 \pm 1
AD10	750,00	0,16	16,05	12,30	--	--

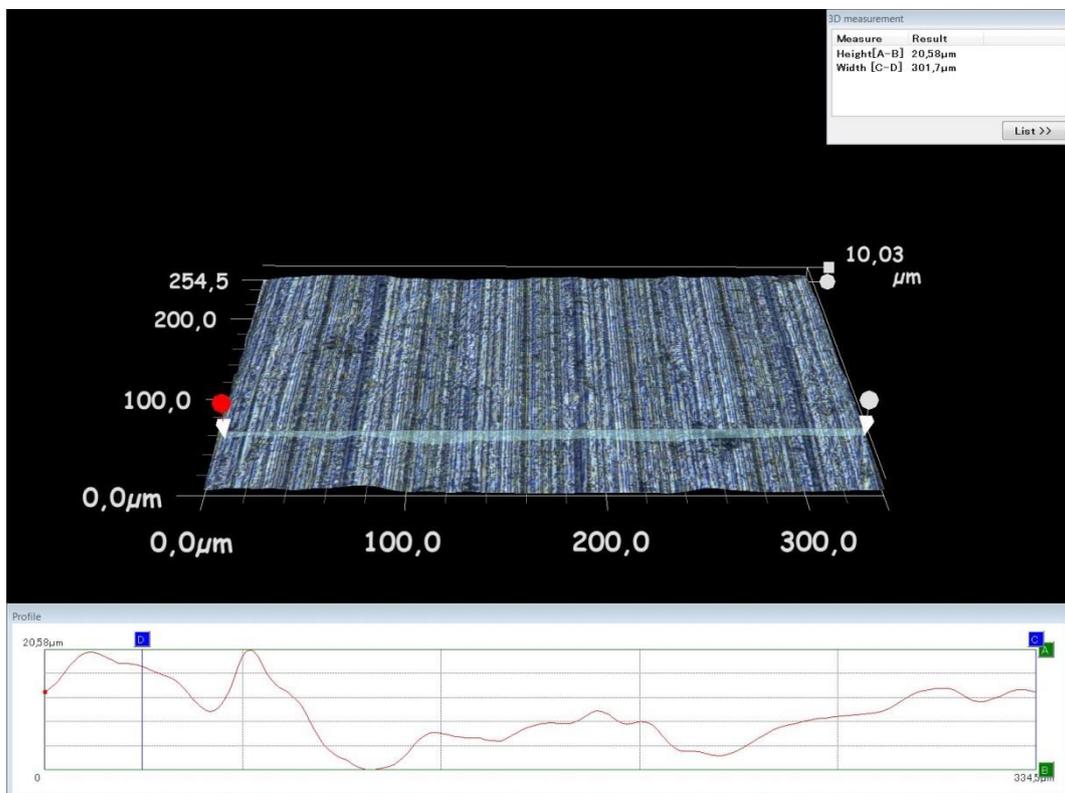
Tabela A3 - Dados gerais de *Aubert et Duval*.

Parte II.

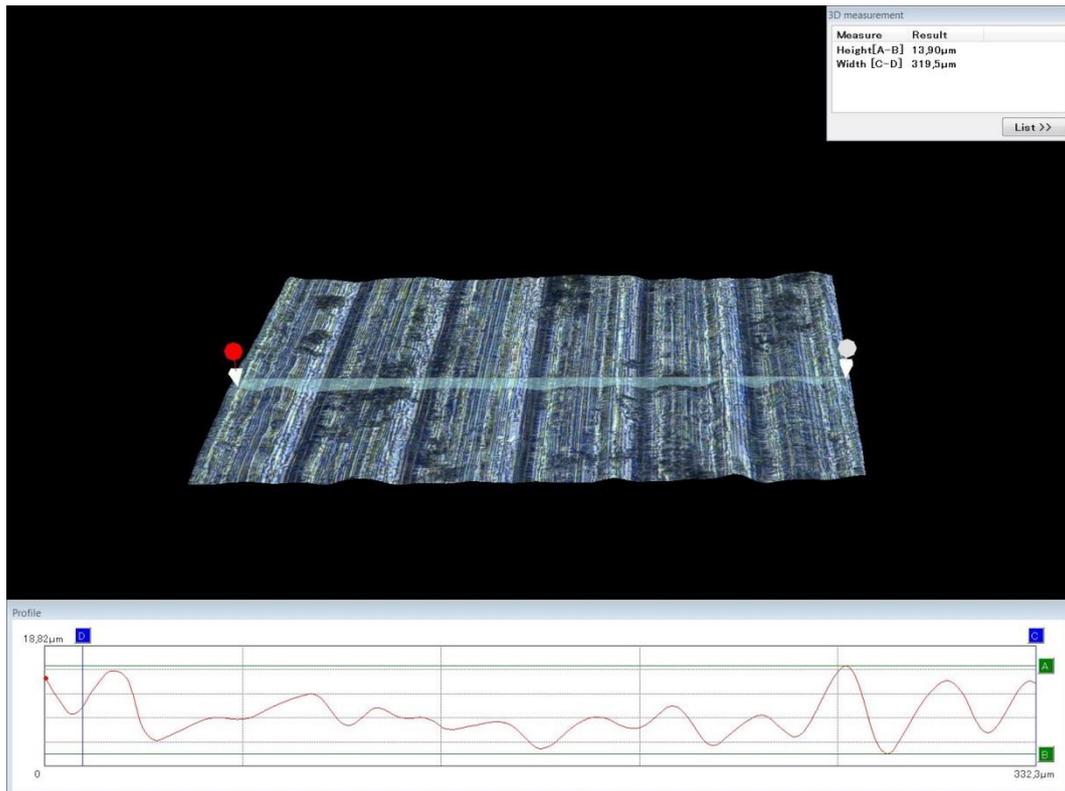
Os corpos de prova foram escolhidos de acordo com o Ra e desempenho de resistência à fadiga para ter seu Rt e Rmax (ou Rx) avaliados. Esses valores mudam consideravelmente da *Tommasi* para as outras séries, como visto nas tabelas anteriores. As próximas figuras mostram os perfis de superfície de todos os corpos de prova listados das séries *Tommasi*, *Microrectif* e *Aubert et Duval*, respectivamente.



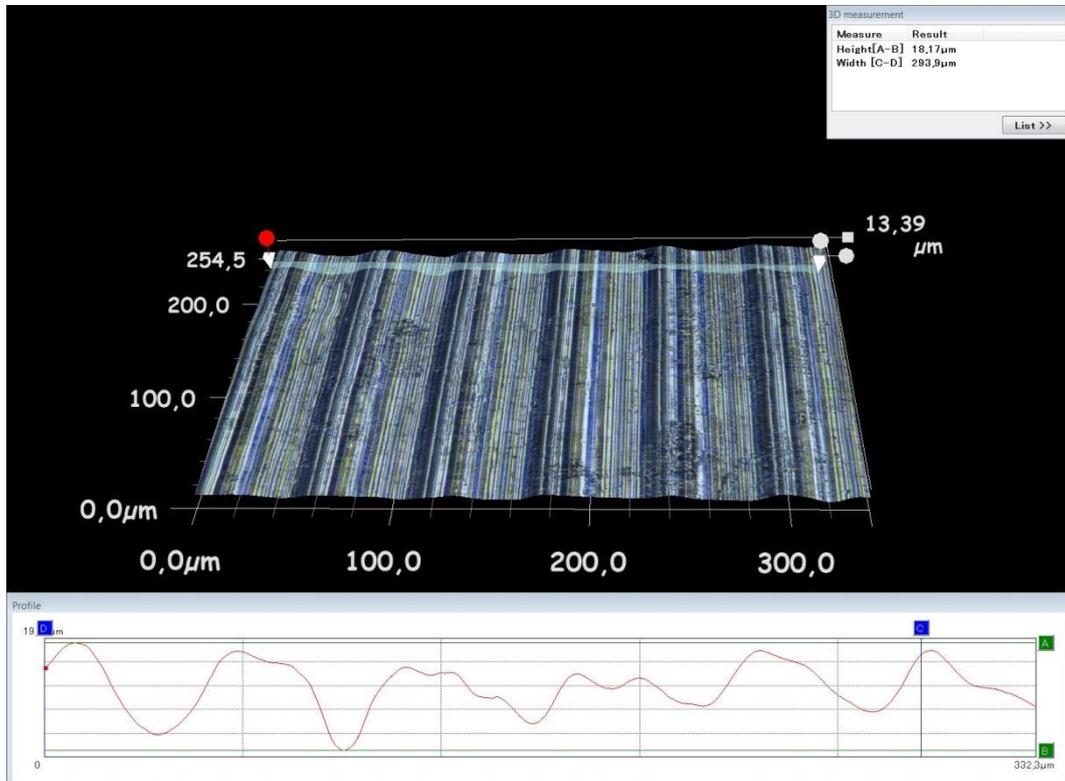
Parte II - Figura 1 - Perfil de superfície para T-FLR-1



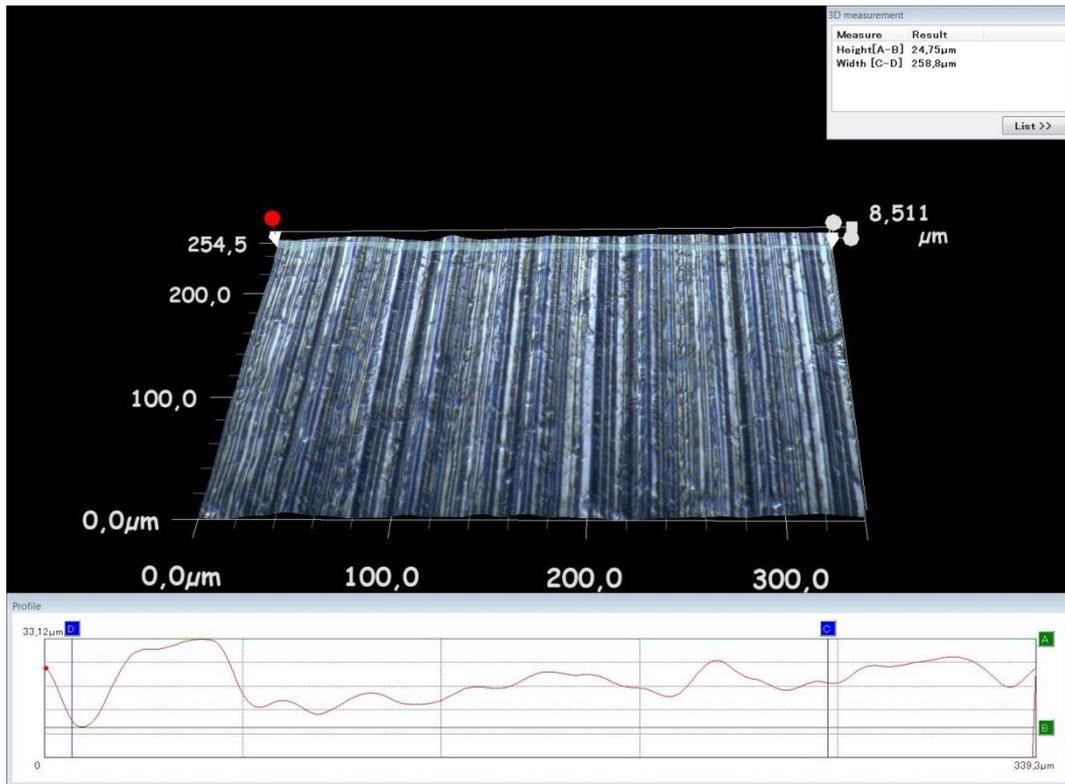
Parte II - Figura 2 - Perfil de superfície para T-FLR-2



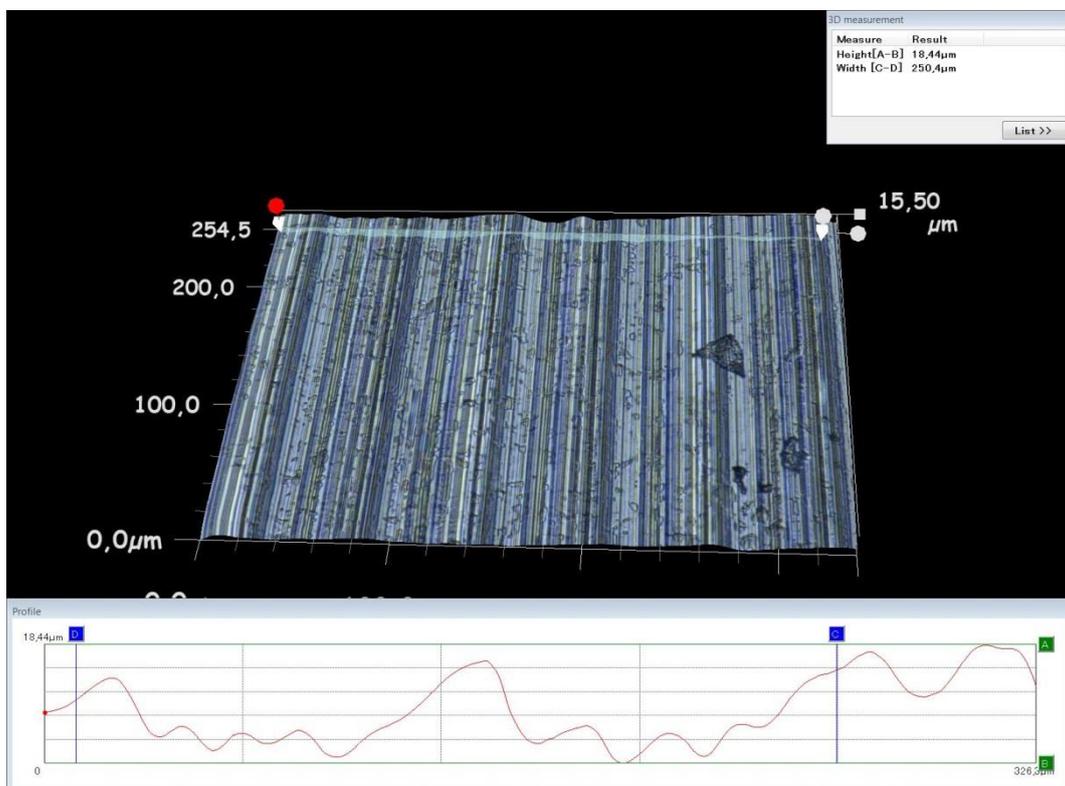
Parte II - Figura 3 - Perfil de superfície para T-FLR-7



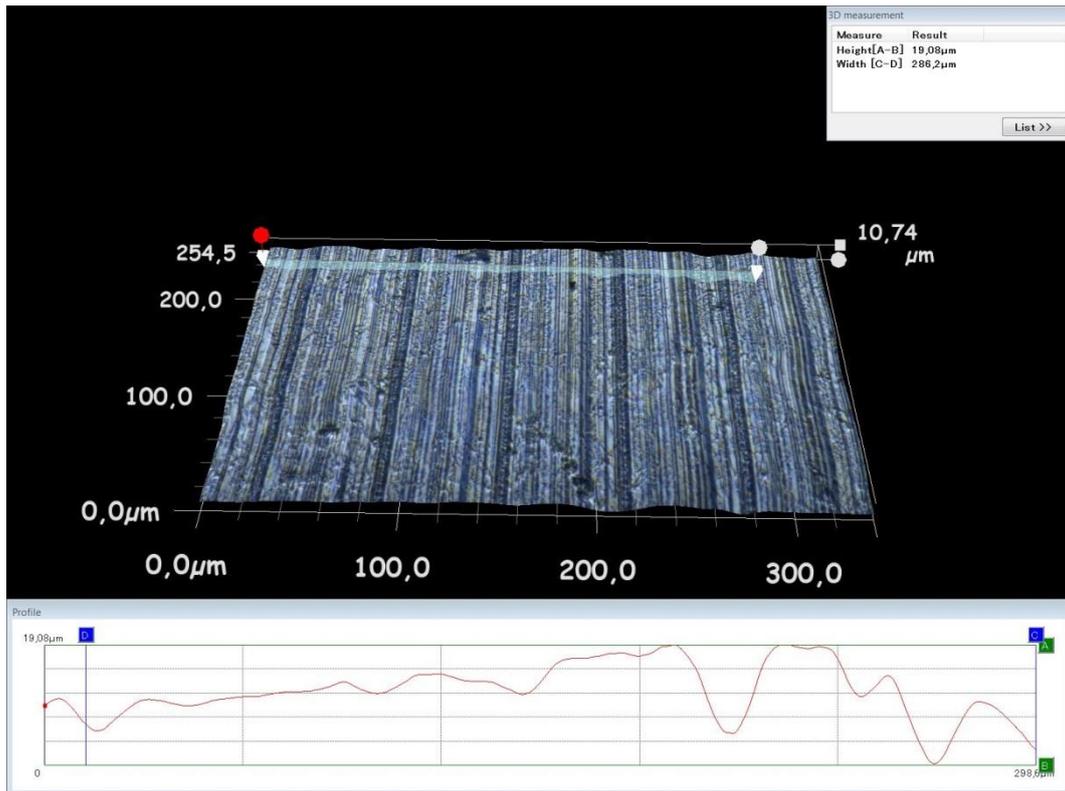
Parte II - Figura 4 - Perfil de superfície para T-FLR-8



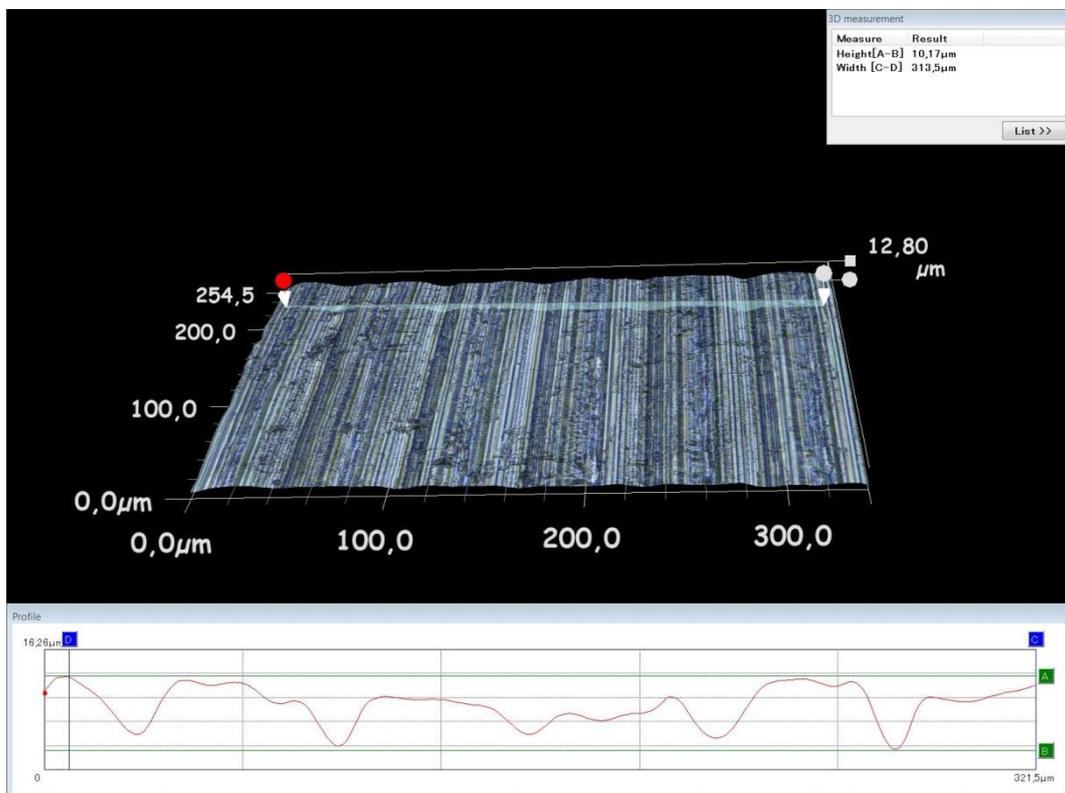
Parte II - Figura 5 - Perfil de superfície para T-FLR-13



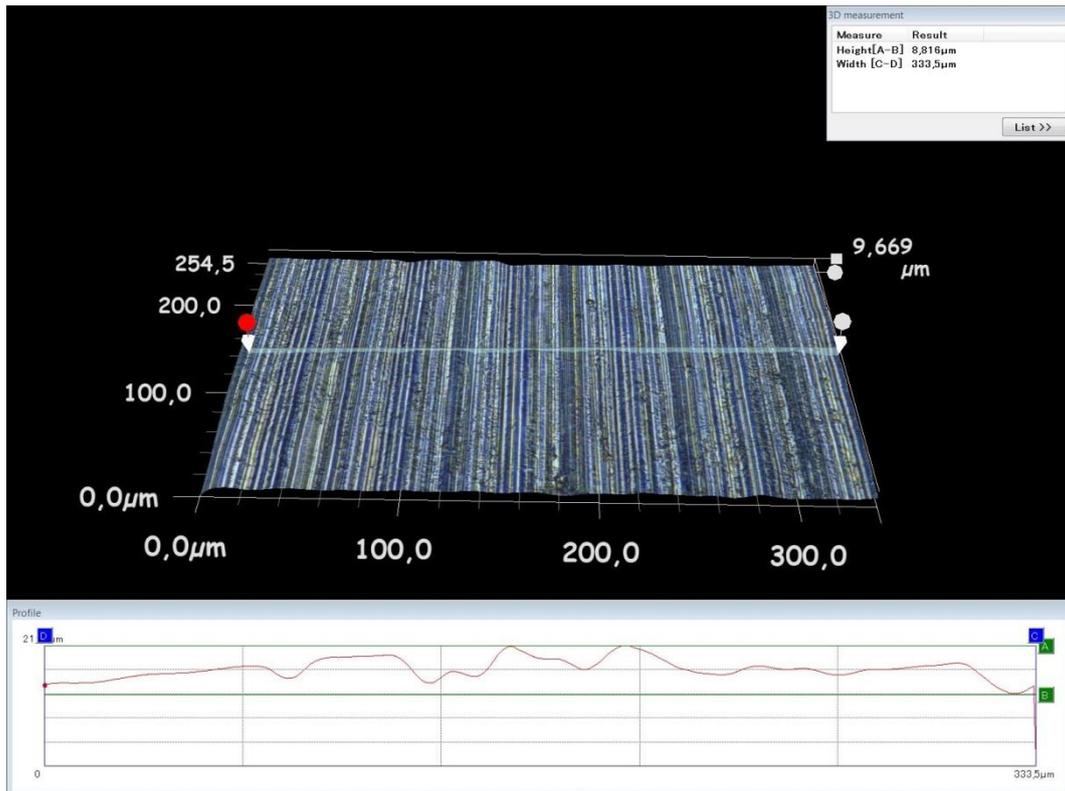
Parte II - Figura 6 - Perfil de superfície para T-FLR-15



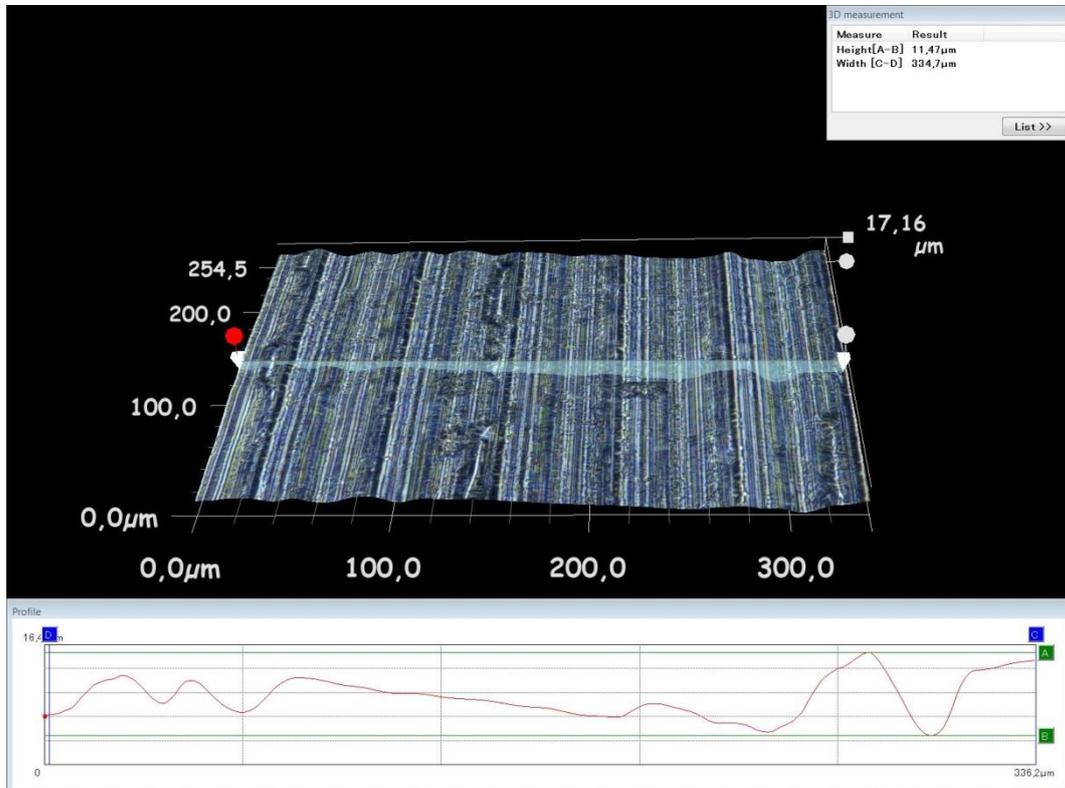
Parte II - Figura 7 - Perfil de superfície para M-FLR-1



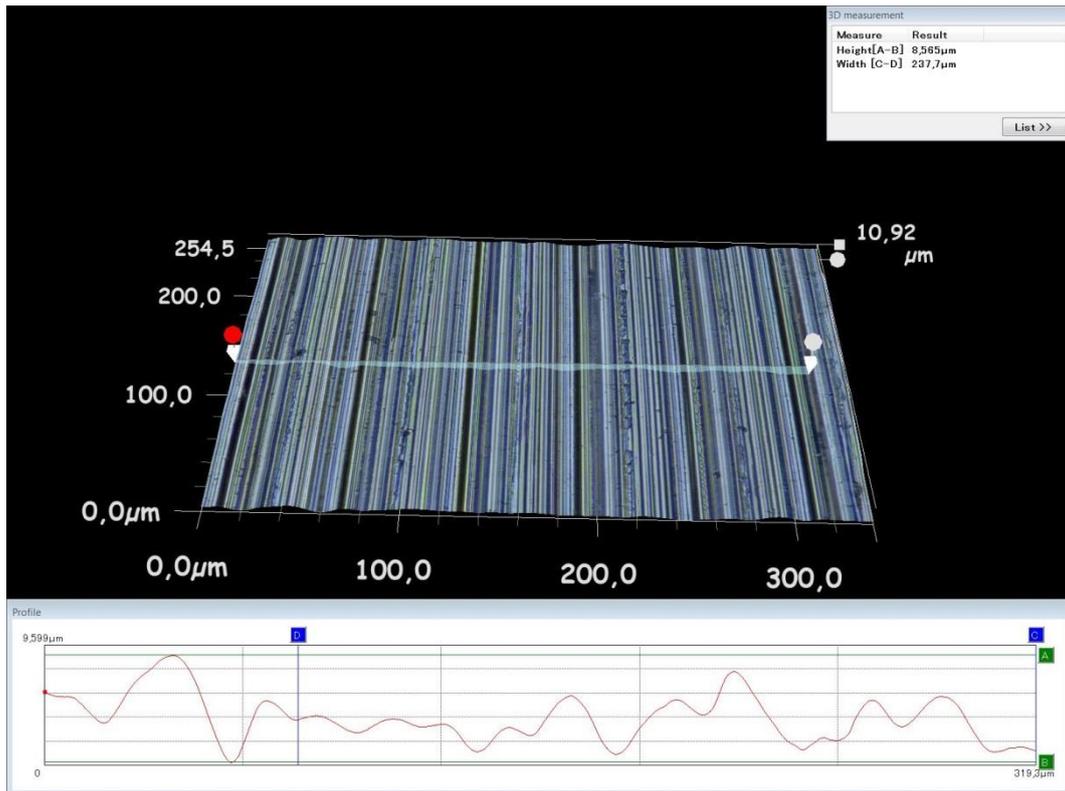
Parte II - Figura 8 - Perfil de superfície para M-FLR-2



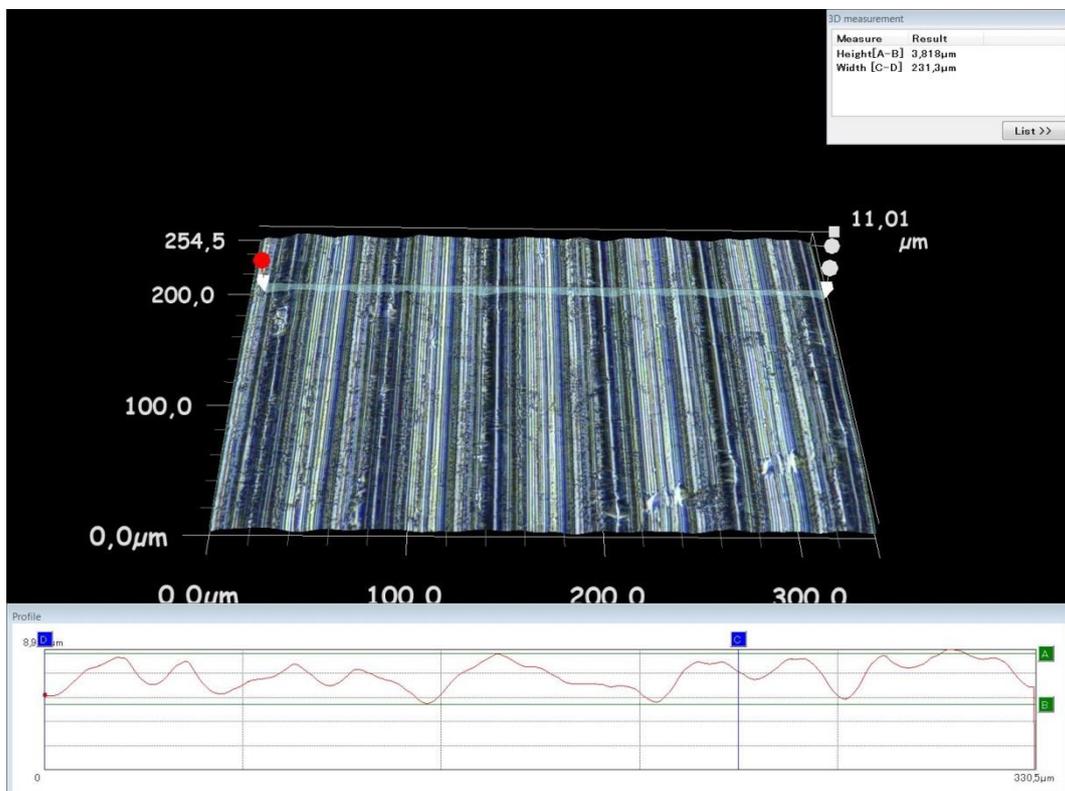
Parte II - Figura 9 - Perfil de superfície para M-FLR-8



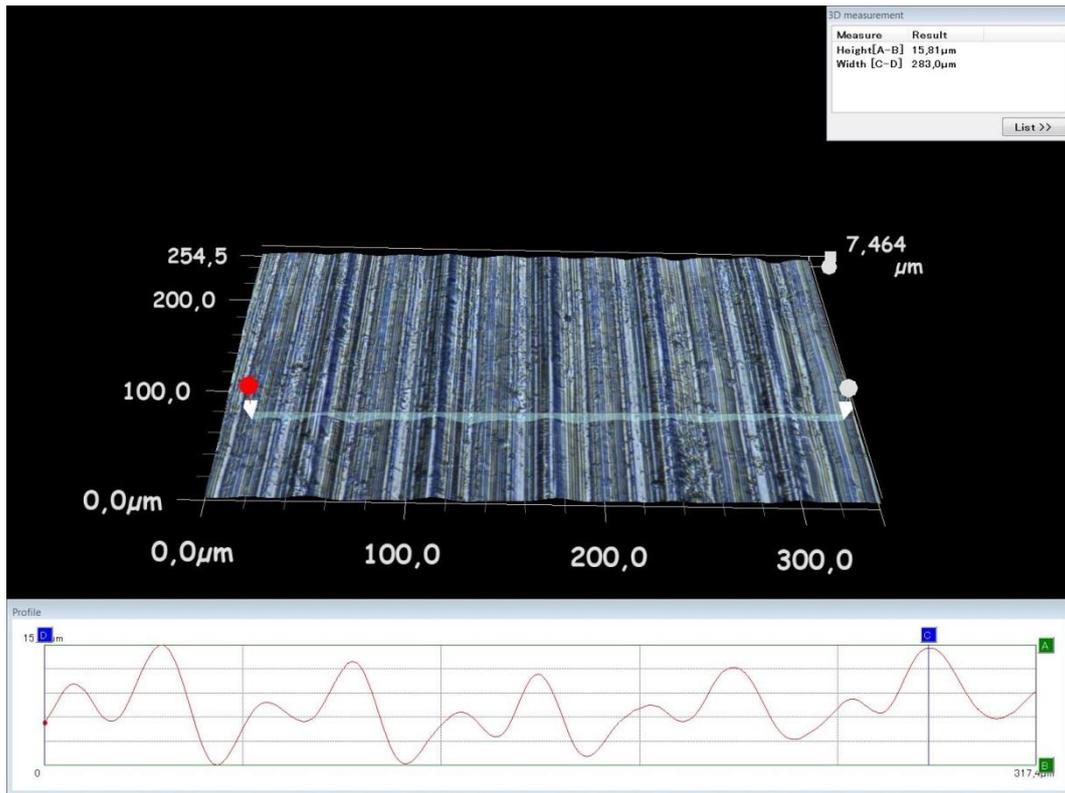
Parte II - Figura 10 - Perfil de superfície para M-FLR-11



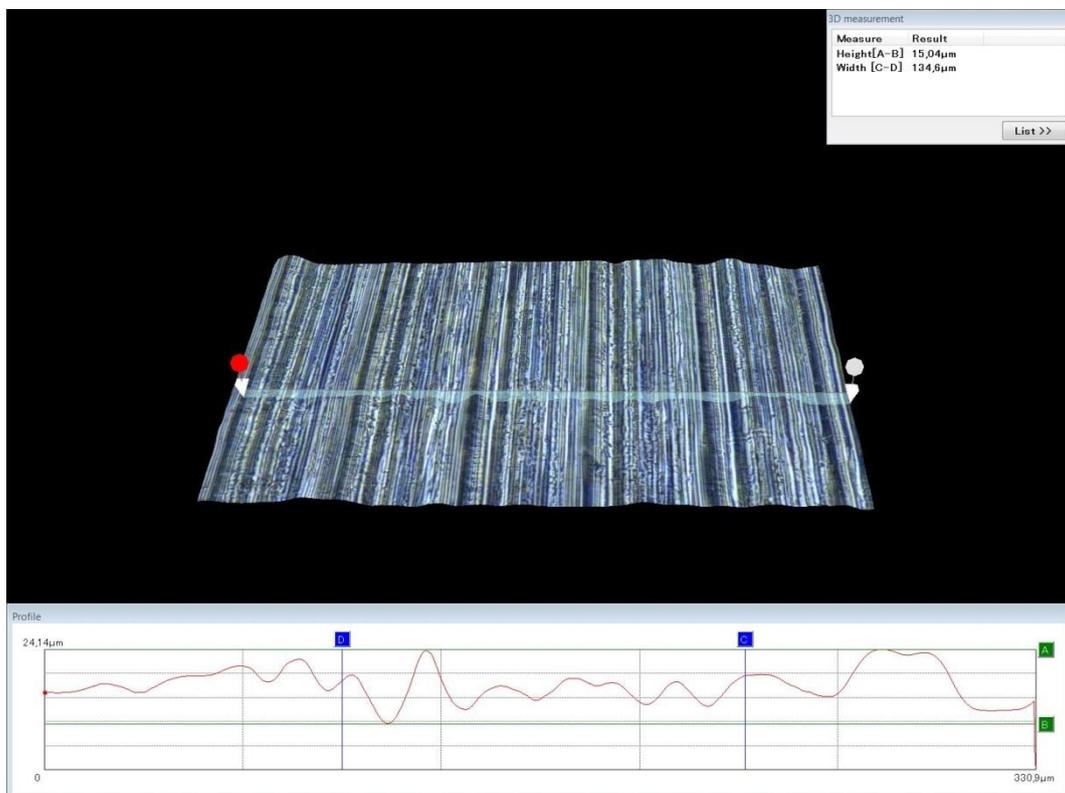
Parte II - Figura 11 - Perfil de superfície para M-FLR-12



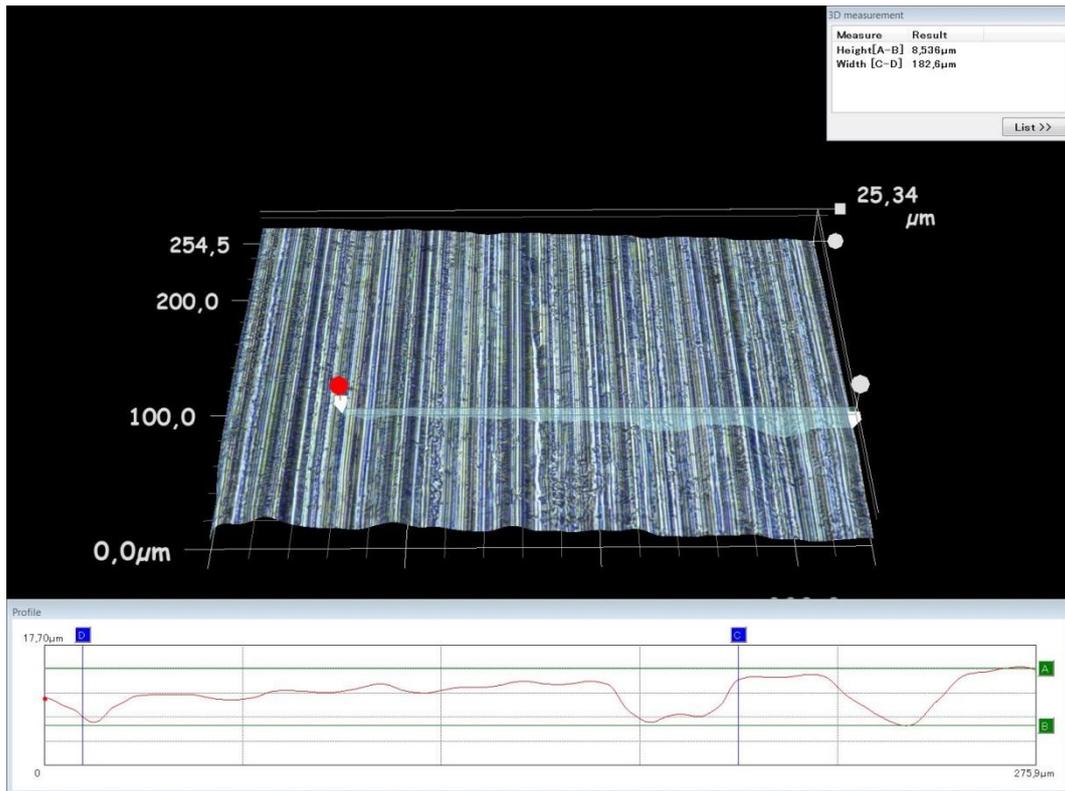
Parte II - Figura 12 - Perfil de superfície para M-FLR-13



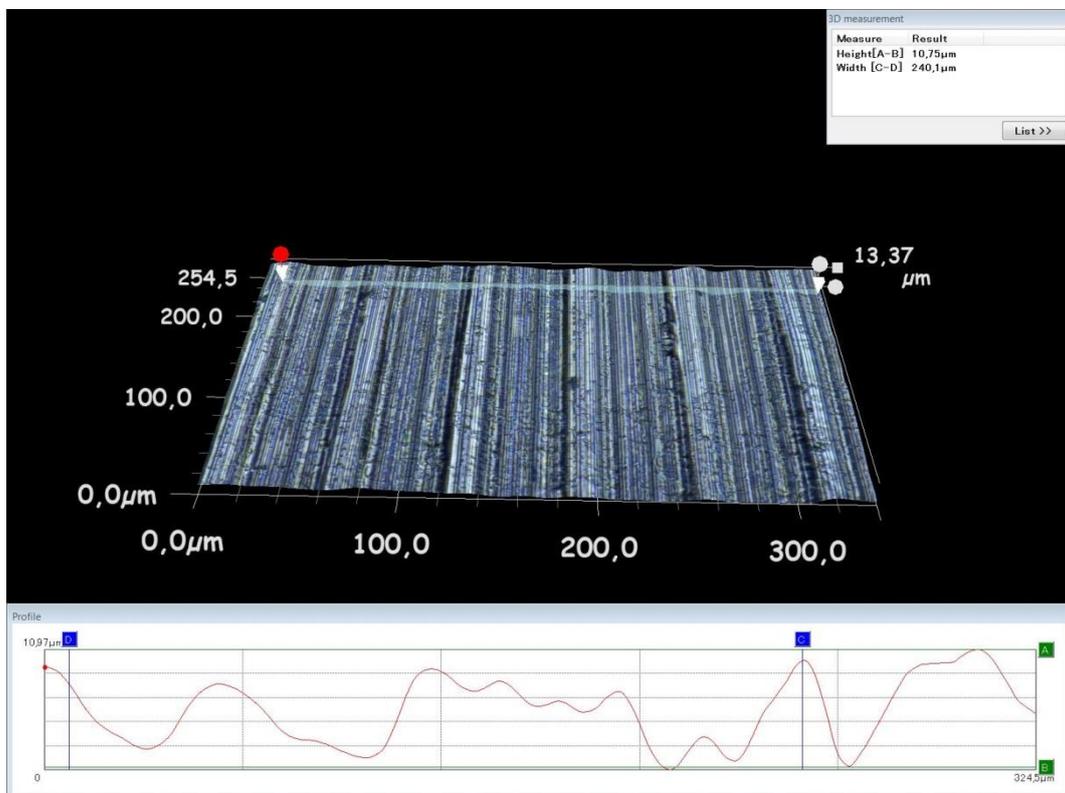
Parte II - Figura 13 - Perfil de superfície para M-FLR-15



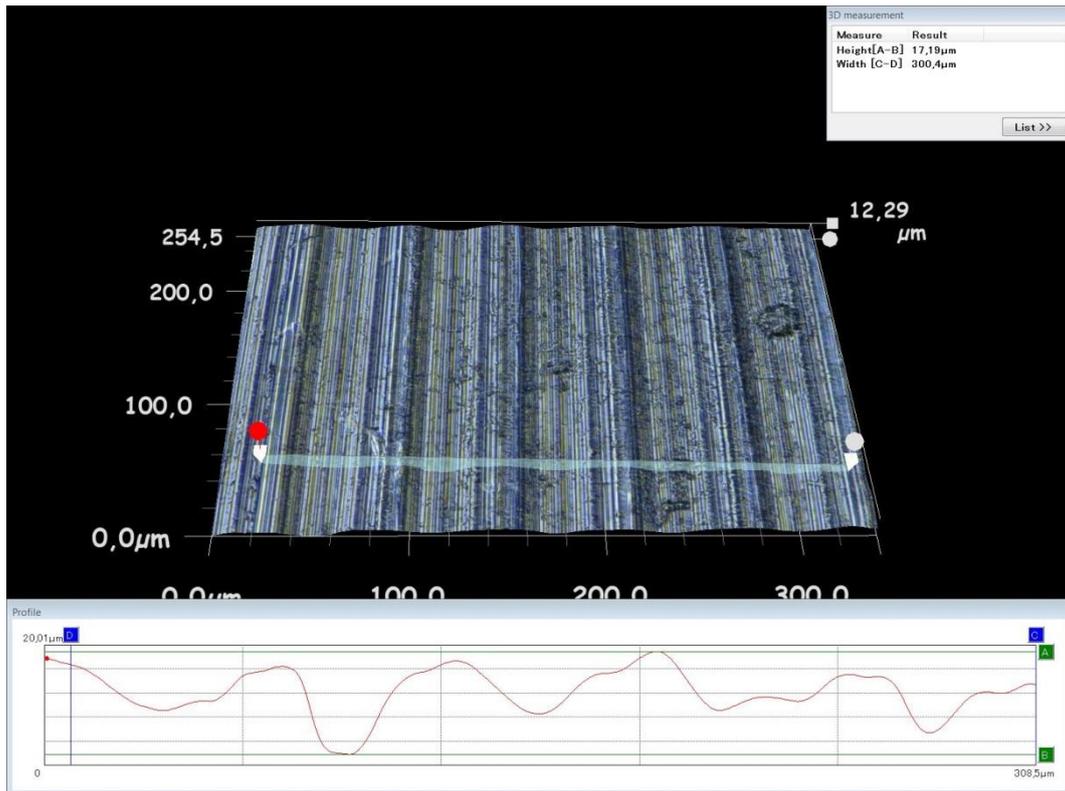
Parte II - Figura 14 - Perfil de superfície para AD-1



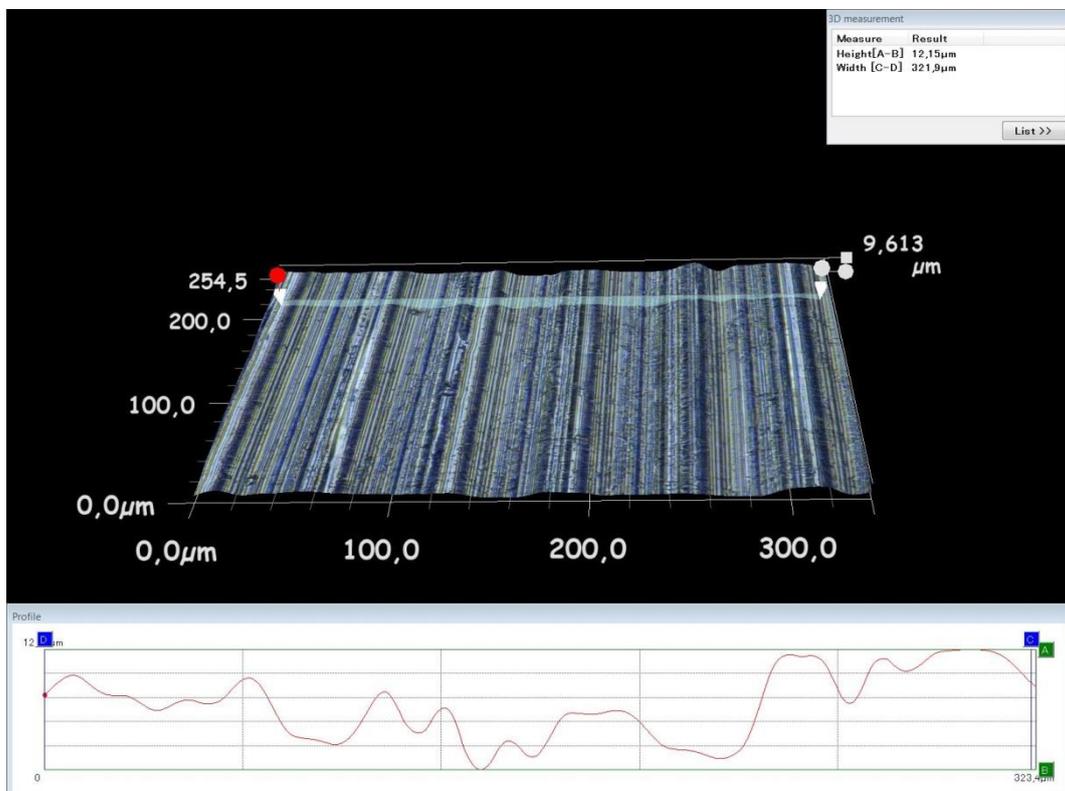
Parte II - Figura 15 - Perfil de superfície para AD-4



Parte II - Figura 16 - Perfil de superfície para AD-5



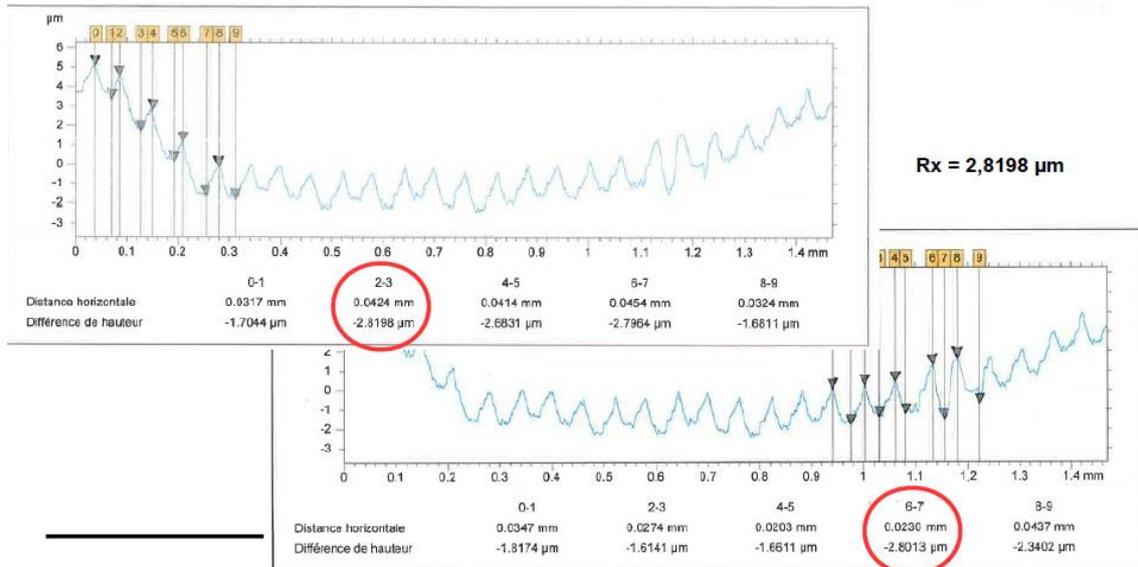
Parte II - Figura 17 - Perfil de superfície para AD-9



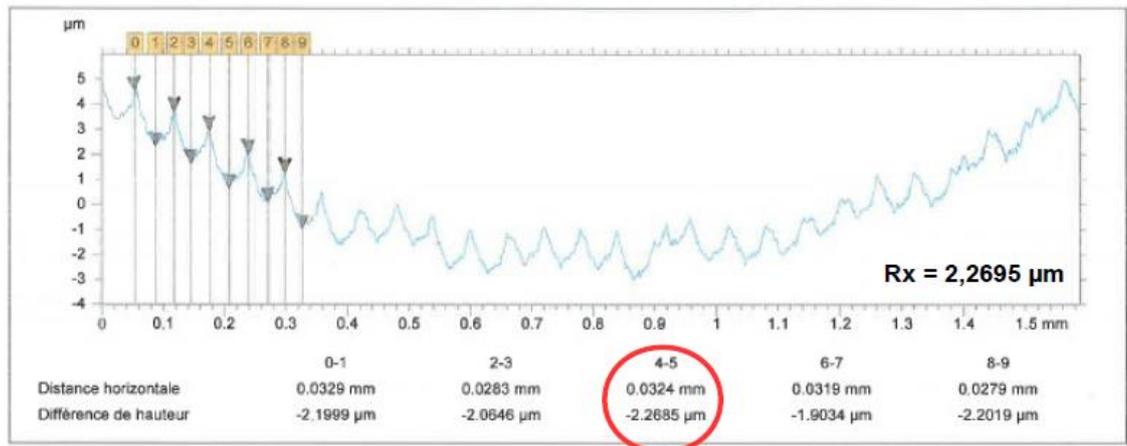
Parte II - Figura 18 - Perfil de superfície para AD-10

Parte III.

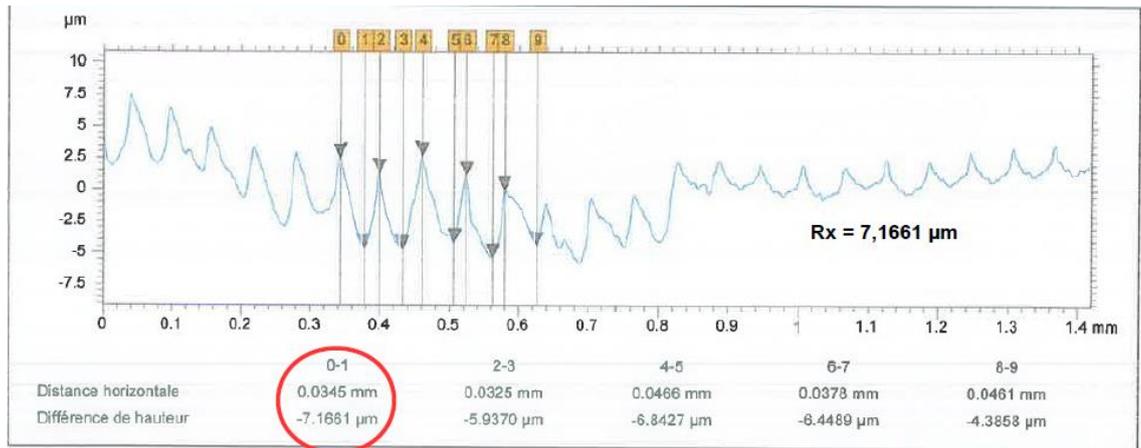
Esta parte apresenta os perfis de rugosidade dos novos lotes recebidos pelo *I2M*, usinados por *Microrectif* e *Tommasi*.



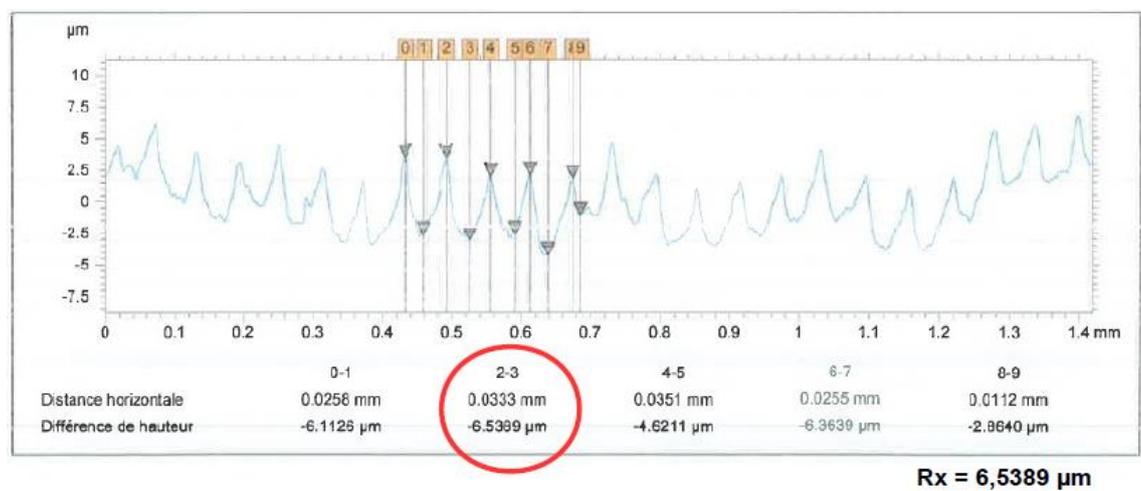
Parte III - Figura 19 – Rugosidade do corpo de prova *Microrectif* n° 1



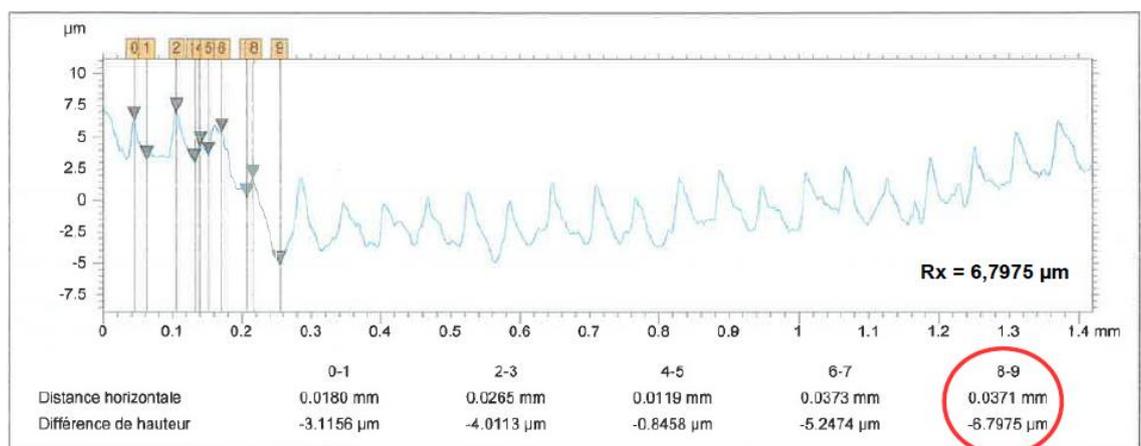
Parte III - Figura 20 – Rugosidade do corpo de prova *Microrectif* n° 2



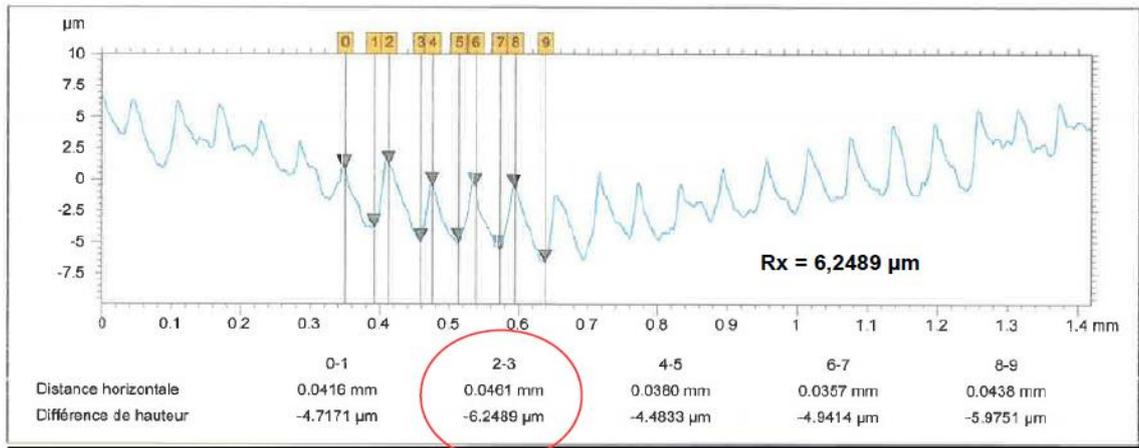
Parte III - Figura 21 – Rugosidade do corpo de prova *Microrectif* n° 5



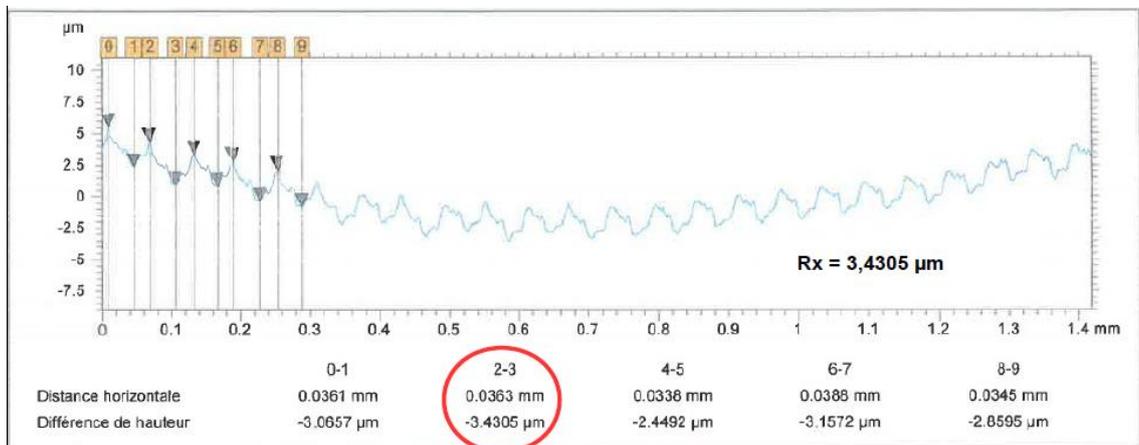
Parte III - Figura 22 – Rugosidade do corpo de prova *Microrectif* n° 12



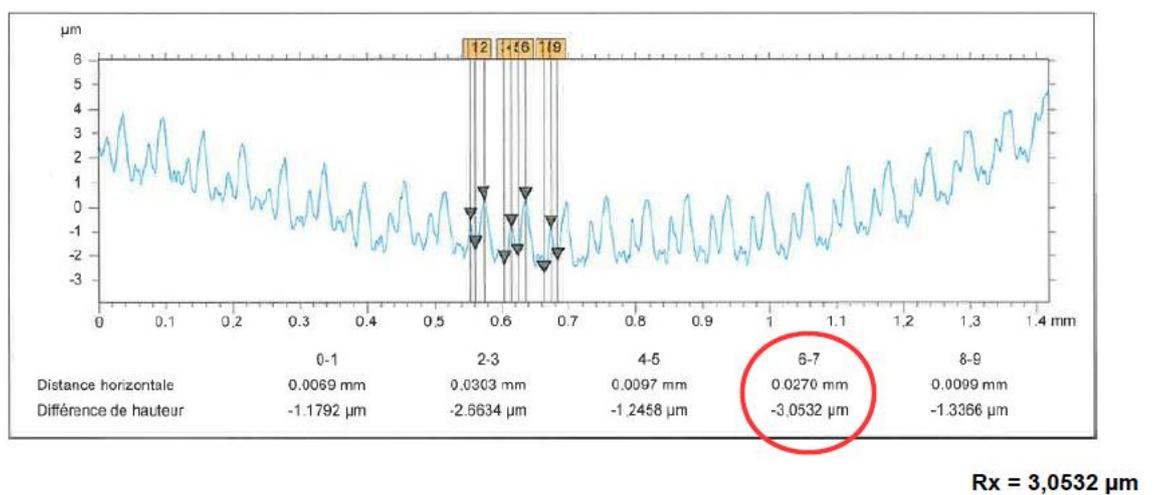
Parte III - Figura 23 – Rugosidade do corpo de prova *Microrectif* n° 15



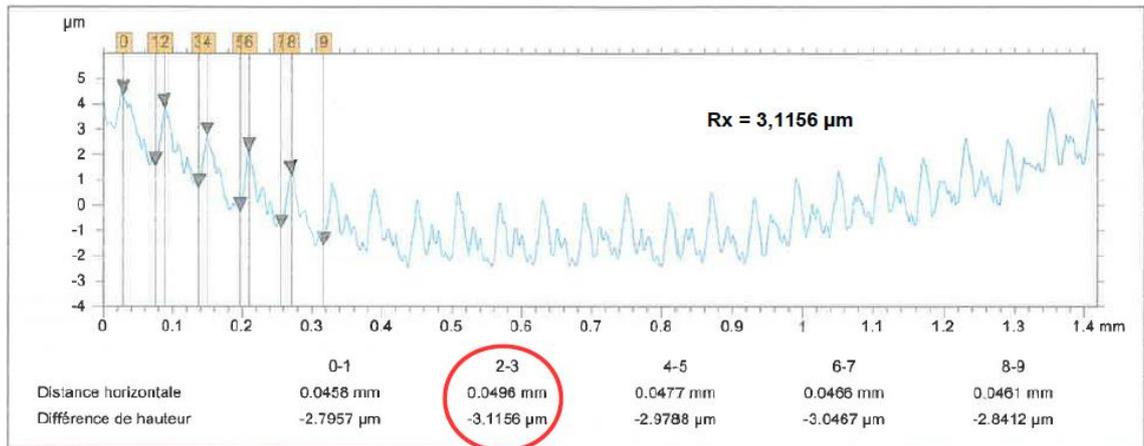
Parte III - Figura 24 – Rugosidade do corpo de prova *Microrectif* n° 17



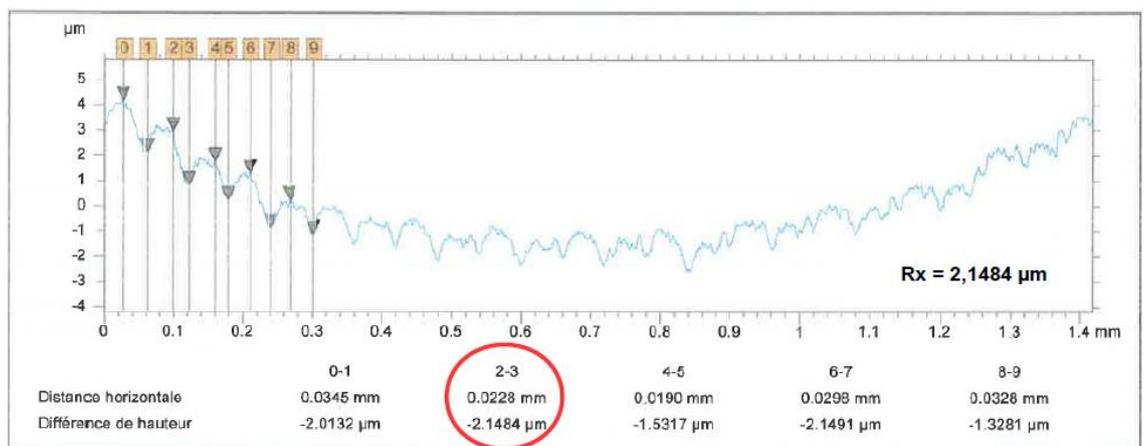
Parte III - Figura 25 – Rugosidade do corpo de prova *Tommasi* n° B4



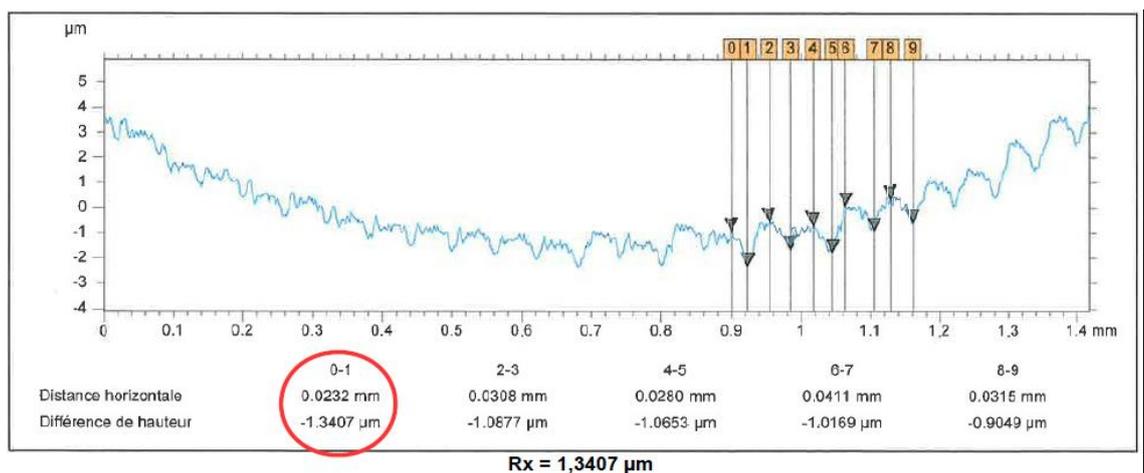
Parte III - Figura 26 – Rugosidade do corpo de prova *Tommasi* n° B5



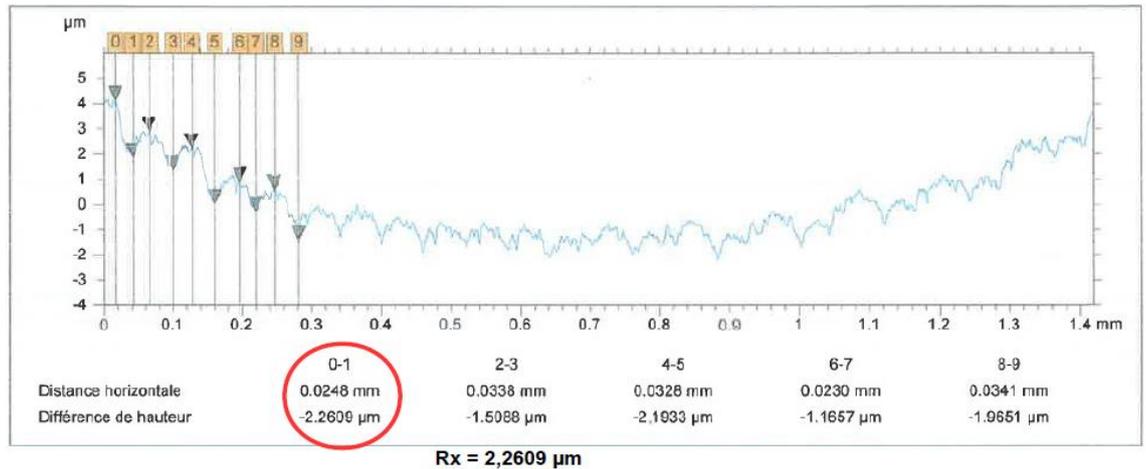
Parte III - Figura 27 – Rugosidade do corpo de prova *Tommasi* n° B5



Parte III - Figura 28 – Rugosidade do corpo de prova *Tommasi* n° C4



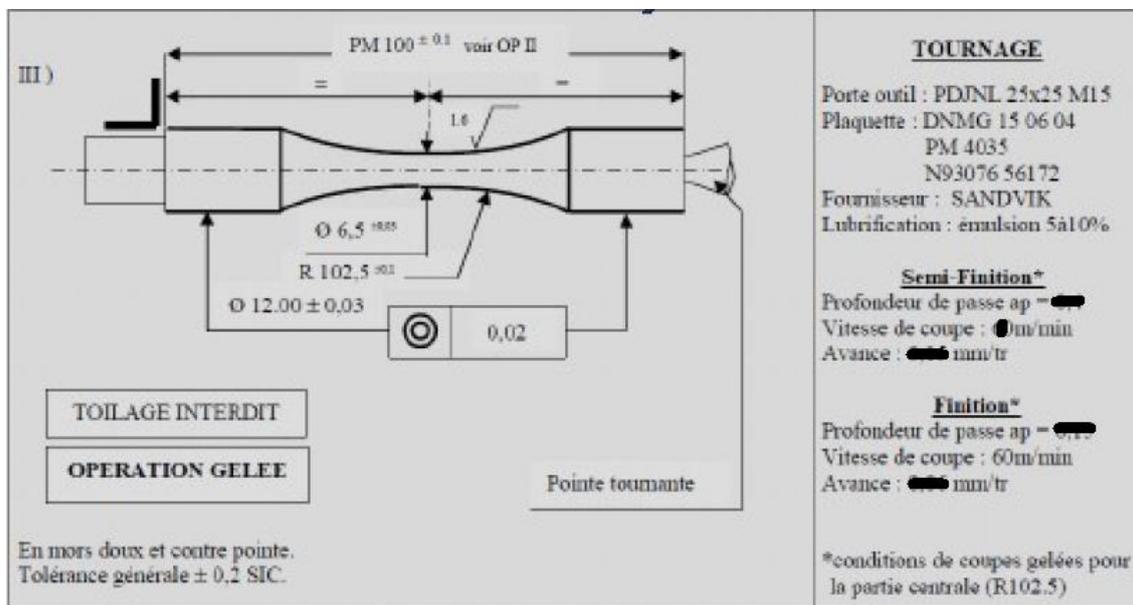
Parte III - Figura 29 – Rugosidade do corpo de prova *Tommasi* n° C5



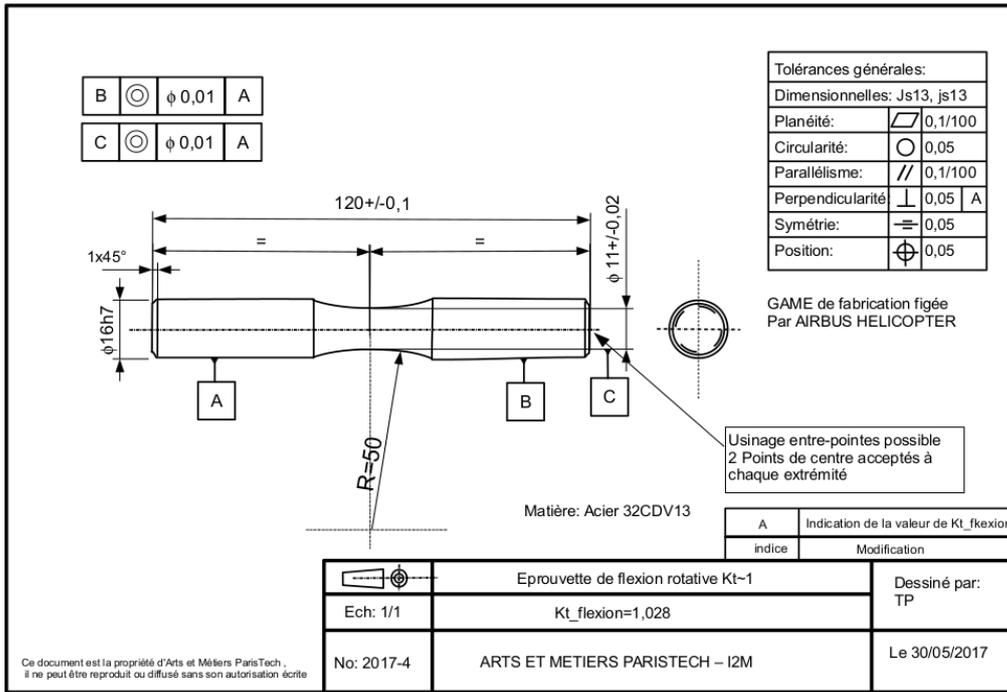
Parte III - Figura 30 – Rugosidade do corpo de prova Tommasi n° C7

Parte IV.

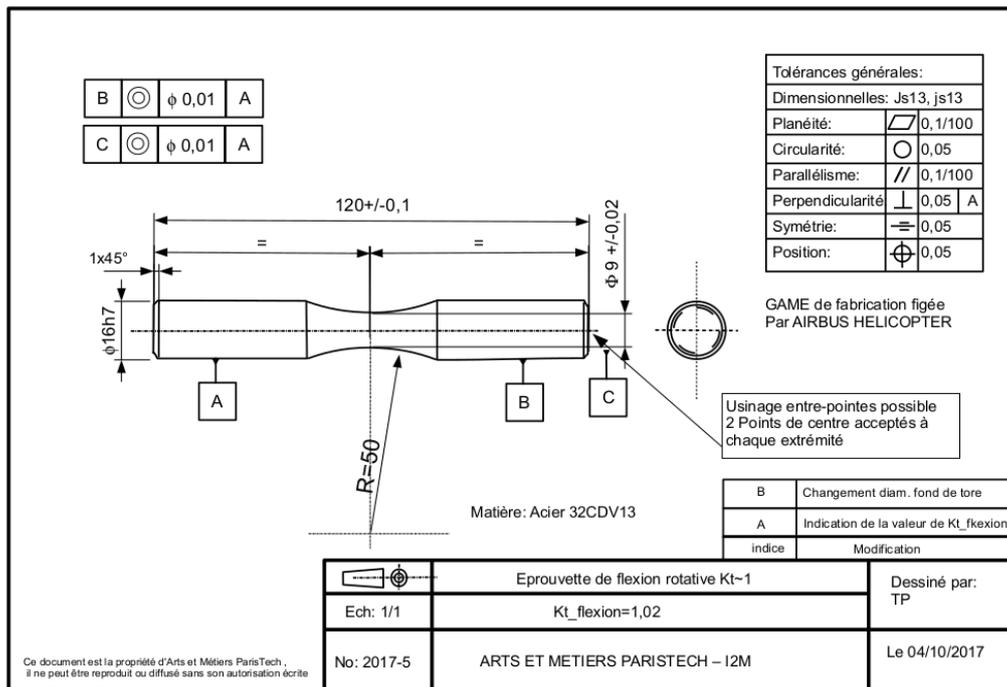
Esta é a parte final dos anexos, ela apresenta os perfis de geometria dos corpos de prova utilizados. Conforme explicado no Capítulo 2, o primeiro perfil de amostra é dos primeiros testes de fadiga encomendados pela *Airbus Helicopters*, os outros dois são os mesmos corpos de prova, mas antes e depois de um segundo processo de usinagem.



Parte IV - Figura 31 - Geometria completa do primeiro conjunto de corpos de prova em testes de fadiga de flexão rotativa por subcontratados da *Airbus Helicopters* (dimensões em mm)



Parte III - Figura 20 - Geometria completa da nova série de corpos de prova entregues a AMVALOR - I2M.



Parte III - Figura 21 - Nova geometria após a modificação do diâmetro na menor seção transversal.