



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM**  
**ENGENHARIA MECÂNICA**

**ESTUDO SOBRE A INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE**  
**REVESTIMENTOS DE AÇO BAIXA LIGA MnSi**  
**DEPOSITADOS SOBRE AÇO ABNT 1015**

**SANDRO DA COSTA SILVA**

**Belo Horizonte, 19 de fevereiro de 2021**

SANDRO DA COSTA SILVA

**ESTUDO SOBRE A INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE  
REVESTIMENTOS DE AÇO BAIXA LIGA MnSi  
DEPOSITADOS SOBRE AÇO ABNT 1015**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Manufatura e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão  
Universidade Federal de Minas Gerais

Coorientador: Prof. Dr. Marcelo Araújo Câmara  
Universidade Federal de Minas Gerais

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2021

S586e

Silva, Sandro da Costa.

Estudo sobre a integridade superficial de revestimentos de aço baixa liga MnSi depositados sobre aço ABNT 1015 [recurso eletrônico] / Sandro da Costa Silva. - 2021.

1 recurso online (xx, 152 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Alexandre Mendes Abrão.

Coorientador: Marcelo Araújo Câmara.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexos e apêndices: f. 141-152.

Bibliografia: f. 130-140.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Revestimentos - Teses.  
3. Tribologia - Teses. I. Abrão, Alexandre Mendes. II. Câmara, Marcelo Araújo. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia.  
IV. Título.

CDU: 621(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

### FOLHA DE APROVAÇÃO

#### **"ESTUDO SOBRE A INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE REVESTIMENTOS DE AÇO BAIXA LIGA MNSI DEPOSITADOS SOBRE AÇO ABNT 1015"**

**SANDRO DA COSTA SILVA**

Tese submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, constituída pelos Professores: Dr. Alexandre Mendes Abrão (orientador-Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Marcelo Araújo Câmara (coorientador-Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Paulo Cesar de Matos Rodrigues (Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Ariel Rodriguez Arias (Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Luiz Leite da Silva (Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear/CDTN) e Dr. Sandro Cardoso dos Santos (Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais-CEFET), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "**Doutor em Engenharia Mecânica**", na área de concentração de "Processos de Fabricação".

Tese aprovada no dia 19 de fevereiro de 2021.

Por:



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Mendes Abrao, Professor do Magistério Superior**, em 01/03/2021, às 08:56, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Marcelo Araujo Camara, Professor do Magistério Superior**, em 01/03/2021, às 12:27, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ariel Rodriguez Arias, Professor do Magistério Superior**, em 01/03/2021, às 16:20, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Paulo Cesar de Matos Rodrigues, Professor do Magistério Superior**, em 05/03/2021, às 23:11, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Luiz Leite da Silva, Usuário Externo**, em 06/03/2021, às 08:06, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

---



Documento assinado eletronicamente por **Sandro Cardoso Santos, Usuário Externo**, em 09/03/2021, às 09:06, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

---



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://sei.ufmg.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **0591717** e o código CRC **E3C2BA5C**.

---

Dedico este trabalho a Deus, à minha esposa Glorinha e meus filhos Mariana e Matheus.

## AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal de Minas Gerais, seu corpo docente e ao meu orientador, Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão e ao coorientador, Prof. Dr. Marcelo Araújo Câmara.

Ao Instituto Federal Minas Gerais - Campus Governador Valadares, pela flexibilização dos horários, pelo apoio financeiro conforme resolução 028/2012 e pelo afastamento no 1º semestre de 2018 concedido sob edital 01/2016.

Ao CEFET-MG - Campus II, pela flexibilização de horários concedidos nos anos de 2018 à 2020 .

Ao Prof. Dr. Paulo César de Matos Rodrigues pela atenção e ricas discussões sobre a caracterização dos materiais em estudo.

Ao Engº Fernando Zeferino (Diretor da SUPER Metal em Governador Valadares-MG), pelo apoio técnico e acompanhamento dos processos de fabricação e tratamentos dos recobrimentos dos mancais.

Ao Prof. Dr. Jean Carlo Cescon Pereira e ao técnico mecânico em usinagem Jasson Amaro Ribeiro da UNIFEI - Campus Itabira, pela disponibilidade do Laboratório de Processos de Fabricação e execução do corte dos corpos de prova por eletroerosão a fio.

Ao Prof. MSc. Klaus Higor e à microscopista Edilene Braga Carvalho da PUC-MG - Campus Coração Eucarístico, pelo apoio técnico e acompanhamento na microscopia óptica e eletrônica por varredura.

Ao Engº Artur Duarte, da Durochama Tratamentos Térmicos, pelo apoio técnico e realização dos tratamentos térmicos nos corpos de prova fabricados.

Ao MSc. Anderson Santos, do Laboratório de Usinagem e Automação da UFMG, pelo acompanhamento e execução dos processos de usinagem.

Ao Dr. Emerson Giovani Rabello, Dr. Luiz Leite da Silva e ao técnico em extensimetria Sr. Vlamir Caio Estanislau de Almeida do CDTN-CNEN, pelo apoio técnico e realização de medições de tensões residuais.

Ao CNPQ, CAPES e FAPEMIG pelos recursos disponibilizados para execução desse trabalho.

Meus sinceros agradecimentos.

*“O mundo é um lugar perigoso de se viver, não por causa daqueles que fazem o mal, mas sim por causa daqueles que observam e deixam o mal acontecer.”*

***Albert Einstein***



## RESUMO

Máquinas e equipamentos de manutenção rodoferroviária trabalham em ambientes abrasivos e estão sujeitos ao desgaste dos componentes e peças. A análise das etapas de fabricação dos componentes da socadora de lastro (máquina para manutenção ferroviária) permite identificar as regiões críticas sob condição de atrito, que são as superfícies de mancais planos reparados por deposição de revestimento e fresamento. Os processos de fabricação empregados produzem condições superficiais determinantes para desempenho dos mancais. Este estudo tem por objetivo analisar a integridade superficial de conjugados formados por revestimento de aço MnSi depositado sobre aço ABNT 1015, por meio da caracterização e correlação com o comportamento tribológico de revestimentos tratados termicamente por normalização, têmpera profunda e têmpera superficial, nas condições de contato a seco e na presença de lubrificante. A operação de fresamento frontal foi realizada após a deposição do revestimento pelo processo de soldagem a arco com gás de proteção. Medições de dureza, microdureza, rugosidade e do perfil de tensões residuais foram executadas. A dureza e microdureza foram avaliadas com o objetivo de verificar os efeitos dos tratamentos térmicos propostos e de se conhecer o comportamento de cada fase formada nas diferentes regiões do conjugado fabricado (revestimento, zona fundida, zona termicamente afetada e substrato). Foram realizadas medições dos parâmetros de rugosidade selecionados, a partir do agrupamento dos corpos de prova em dois conjuntos amostrais com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ . Já a medição dos perfis de tensões residuais visam à determinação das intensidades e tipo de tensões na superfície e subsuperfície induzidas pelos processos de fabricação. A caracterização microestrutural realizada por meio de microscopia óptica permitiu observar a morfologia dos grãos formados e, junto à microdureza, inferir sobre as fases presentes em cada conjugado; a revelação da martensita formada após têmpera foi obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV). As composições químicas do revestimento e do substrato foram obtidas pela associação de espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) e do determinador de carbono. Cálculos do índice de plasticidade e da espessura mínima do filme lubrificante foram executados para auxiliar na análise dos resultados dos ensaios tribológicos. Os revestimentos foram analisados quanto aos mecanismos de desgaste por meio de MEV e do cálculo da taxa de desgaste. Os resultados indicaram que o revestimento sob têmpera superficial reuniu as melhores condições para aplicação em relação aos revestimentos normalizado e sob têmpera profunda, associando os parâmetros de integridade superficial selecionados em função do conjugado fabricado, obtendo assim as menores taxas de desgaste influenciadas pelos maiores valores de dureza obtidos, principalmente na condição  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , situação em que foi encontrado um índice de plasticidade de 0,23 (valor que indica fluxo plástico permanente nas asperezas em contato), e coeficiente de regime de lubrificação de 6 (superior a três, valor de referência).

Palavras-chave: revestimento, caracterização, integridade superficial, tribologia.

## ABSTRACT

Machines and equipment for road and rail maintenance generally work in abrasive environments and are subject to severe wear. The analysis of the manufacturing stages of the components of the railway maintenance machine (ballast compressor) allowed to identify the critical points under in-service friction condition, which are the surfaces of flat bearings repaired by coating and milling. The manufacturing processes employed produce surface conditions, which are crucial for the performance of the bearings. The goal of this work is to analyze the surface integrity of pairs formed by MnSi steel coating deposited on AISI 1015 steel by characterizing and correlating the tribological behavior of thermally treated coatings by normalizing, full quenching and surface quenching conditions in the presence of lubricant. Face milling operation was performed after the deposition of the coating by gas metal arc welding. Measurements of the hardness, microhardness and residual stresses profile of the coated surface and below it were performed; the hardness and microhardness were evaluated in order to verify the responses of the conjugate subject to the proposed heat treatments and determine the hardness of each phase formed in the different regions of the conjugate (coating, recast layer, heat affected zone and substrate), the residual stresses profile aimed at the identifying intensity and nature of stresses induced by the manufacturing processes. Microstructural characterization, performed by means of optical microscopy, allowed to observe the morphology of the formed grains and, together with the microhardness values, infer on the phases present in each conjugate. Scanning electron microscopy was used to identify martensite formed after quenching, and energy dispersion X-ray spectroscopy provided data on the chemical composition of the alloy obtained and the substrate. Roughness measurements were performed prior to the start of pin on disc tests, gathering the specimens into two sample sets with  $R_a = 0.8 \mu\text{m}$  and  $R_a = 0.2 \mu\text{m}$ . Calculations of the plasticity index and the minimum thickness of the formed lubricant film were performed, aiding in the analysis of the results regarding the tribological tests. The coatings subjected to pin on disc tests were analyzed in relation to the wear mechanisms and the wear rate. For all pin on disc tests, a reduction of the coefficient of friction ( $\mu$ ) was observed in the presence of lubricant. The results indicated that the coating subject to surface hardening gathered the best conditions for application in relation to the normalized and deep hardened coatings, with regard to the selected surface integrity parameters, thus obtaining the lowest wear rates due to the highest hardness values, mainly in the  $R_a$  condition =  $0.2 \mu\text{m}$ , when best results were found for a plasticity index of 0.23 (indicating permanent plastic flow in the contact), and lubrication regime coefficient of 6 (greater than three, reference value).

Keywords: coating, characterization, surface integrity, tribology.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Pintura encontrada na tumba de Djehutihotep, El-Bersh-Bershed, 1800 a.c.	1
Figura 3.1: Máquina modelo integrada.....	7
Figura 3.2: Desvios geométricos e vazios do lastro sob dormente.....	10
Figura 3.3: Processo manual de socaria de lastro.....	10
Figura 3.4: (a) Máquina socadora de lastro. (b) Conjunto socador.....	11
Figura 3.5:(a) Lastro e dormente em conformidade, (b) Lastro e dormente com desvio geométrico. (c) início da correção geométrica pelas pontas do braço articulável da socaria, (d) finalização da correção geométrica (e) lastro e dormentes em conformidade após correção geométrica.....	11
Figura 3.6: (a) Braço articulável do conjunto socador com mancais usinados, (b) perspectiva em CAD do braço articulável.....	13
Figura 3.7: Mancais axiais do braço articulável.....	14
Figura 3.8: Evolução dos processos de soldagem.....	15
Figura 3.9: Descrição do processo de soldagem MIG.....	16
Figura 3.10: Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada....	17
Figura 3.11: Sentidos de corte durante o fresamento: (a) discordante e (b) concordante.....	18
Figura 3.12: Diagrama de equilíbrio Fe-C para aços hipoeutetóides.....	21
Figura 3.13: Diagrama de equilíbrio Fe-C para os aços eutetóides.....	22
Figura 3.14: Diagrama de equilíbrio Fe-C para os aços hipereutetóides.....	23
Figura 3.15: Transformação de fases e constituintes nos aços carbono.....	24
Figura 3.16: Modelo para as curvas TTT de resfriamento do aço eutetóide.....	25
Figura 3.17: Modelo para as curvas TRC de resfriamento contínuo.....	26
Figura 3.18: Intervalos de formação da martensita em ripas e em placas.....	27

Figura 3.19: (a) Característica formação de martensita durante a têmpera, (b) morfologia martensítica em placas durante a têmpera. ....	27
Figura 3.20: Classificação dos parâmetros de integridade superficial. ....	30
Figura 3.21: Região da interface ferramenta de corte - peça - cavaco .....	31
Figura 3.22: Exemplos do parâmetro $R_{sk}$ .....	33
Figura 3.23: Exemplos do parâmetro $R_{ku}$ .....	33
Figura 3.24: Modelo do parâmetro $R_{sm}$ em perfil de rugosidade .....	34
Figura 3.25: Substituição de dois corpos tridimensionais por dois corpos equivalentes unidimensionais .....	35
Figura 3.26: Relação entre $k$ e $R_a$ .....	36
Figura 3.27: Curva Abbott-Firestone e parâmetros da série $k$ .....	37
Figura 3.28: Impressões Vickers e Knoop. ....	41
Figura 3.29: Variação de coeficientes de atrito de aços. ....	45
Figura 3.30: Deformação elástica para um contato inicial entre superfícies rígidas.....	47
Figura 3.31: Deformação elástica para um contato completo entre superfícies rígidas..	47
Figura 3.32: Curva teórica para a área de contato real em função da força no modelamento para os aços.....	49
Figura 3.33: Força de atrito em função da força normal. ....	49
Figura 3.34: Dependência do coeficiente de atrito em função da força normal.....	50
Figura 3.35: Geometrias para testes de desgaste: (a) anel sobre anel, (b) face sobre face, (c) pino sobre disco, (d) pino sobre anel, (e) bloco sobre anel, e (f) pino sobre pista plana linear .....	51
Figura 3.36: a) Ensaio pino sobre disco à seco. (b) Ensaio pino sobre disco com lubrificante.....	52
Figura 3.37: (a) Mancais lineares (b) Mancais rotativos (c) Mancais de impulso axiais	53
Figura 3.38: Esquema da seção de um sistema de lubrificação hidrostática.....	55
Figura 3.39: Seção de um sistema de lubrificação hidrodinâmica: (a) Desenvolvimento de rolamento sob pressão hidrodinâmica, (b) Geometrias em deslizamento .....	56

Figura 3.40: Lubrificação elasto-hidrodinâmica: (a) contato não completo, (b) deformação elástica sem lubrificação e (c) filme lubrificante elasto-hidrodinâmico.....	57
Figura 3.41: Classificação do regime de lubrificação elasto-hidrodinâmica.....	58
Figura 3.42: Coeficientes de atrito em diferentes condições de lubrificação e a seco ....	59
Figura 3.43: Mecanismos de desgaste: (a) fadiga superficial, (b) abrasão, (c) reação triboquímica, (d) adesão. ....	60
Figura 4.1: Fluxograma de procedimentos experimentais.....	65
Figura 4.2: Revestimento liga MnSi sobre substrato aço ABNT 1015 .....	67
Figura 4.3: Fresamento do conjugado .....	68
Figura 4.4: Detalhe do corte dos pinos por EDM.....	69
Figura 4.5: Projeto do pino com topo esférico .....	69
Figura 4.6: (a) pinos cortados por EDM e (b) pino com topo esférico torneado e prisma cortado por EDM.....	70
Figura 4.7: (a) Medição da microdureza e (b) planejamento para medição da microdureza abaixo da superfície .....	73
Figura 4.8: Fluxograma das etapas do método do furo cego.....	75
Figura 4.9: (a) Medição das tensões residuais e (b) extensômetro sobre a superfície do recobrimento de MnSi .....	76
Figura 4.9: Esquema dos níveis para os ensaios de pino sobre disco.....	78
Figura 5.1: Regiões formadas durante deposição da liga MnSi sobre o substrato aço ABNT 1020 .....	79
Figura 5.2: Microestrutura do substrato observada ao MEV .....	81
Figura 5.3: Substrato sob malha gráfica para cálculo da porcentagem das fases presentes na microestrutura do aço ABNT 1015.....	81
Figura 5.4: Análise de espectro do substrato.....	82
Figura 5.5: Microestrutura do revestimento normalizado observada ao MEV .....	82
Figura 5.6: Revestimento normalizado sob malha gráfica para cálculo da porcentagem das fases presentes.....	83
Figura 5.7: Análise de espectro do revestimento normalizado.....	83

Figura 5.8: Microestrutura do revestimento sob têmpera profunda observada ao MEV .....	84
Figura 5.9: Revestimento sob têmpera profunda em malha gráfica para cálculo da porcentagem das fases presentes .....	84
Figura 5.10: Análise de espectro do revestimento sob têmpera profunda.....	85
Figura 5.11: Microestrutura do revestimento sob têmpera superficial observada ao MEV .....	85
Figura 5.12: Revestimento sob têmpera superficial em malha gráfica para cálculo da porcentagem das fases presentes .....	86
Figura 5.13: Análise de espectro do revestimento sob têmpera superficial .....	86
Figura 5.14: Variação da dureza em função da profundidade abaixo da superfície para os três tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS).....	87
Figura 5.15: Durezas médias por região para os três tratamentos térmicos dos conjugados: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS) .....	88
Figura 5.16: Perfis de microdureza do conjugado normalizado.....	89
Figura 5.17: Perfis de microdureza do conjugado sob têmpera profunda.....	89
Figura 5.18: Perfis de microdureza do conjugado sob têmpera superficial.....	90
Figura 5.19: Perfis de microdureza dos conjugados para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP), têmpera superficial (TS) .....	91
Figura 5.20: Imagens do conjugado normalizado: (a) revestimento, (b) ZF, (c) ZTA e (d) substrato .....	92
Figura 5.21: Imagens do conjugado sob têmpera profunda: (a) revestimento, (b) ZF, (b) ZTA, (c) substrato .....	94
Figura 5.22: Imagens do conjugado sob têmpera superficial: (a) revestimento, (b) ZF, (b) ZTA e (c) substrato .....	96
Figura 5.23: Medições das ripas martensíticas dos revestimentos sob têmpera: (a) têmpera profunda, (b) têmpera superficial .....	98

Figura 5.24: Resultados de $R_a$ e $R_q$ para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS).....	100
Figura 5.25: Resultados de $R_t$ para os tratamentos térmicos N, TP e TS .....	101
Figura 5.26: Resultados de $R_{sm}$ para os tratamentos térmicos N, TP e TS.....	102
Figura 5.27: Resultados de $R_{sk}$ para os tratamentos térmicos N, TP e TS .....	102
Figura 5.28: Perfil 2D para revestimentos: (a) normalizado com $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ , (b) normalizado com $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , (c) sob têmpera profunda com $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ , (d) sob têmpera profunda com $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , (e) sob têmpera superficial com $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ , (f) sob têmpera superficial com $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ ,.....	103
Figura 5.29: Tensões residuais para revestimento normalizado com $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ .....	105
Figura 5.30: Tensões residuais para revestimento normalizado com $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ .....	105
Figura 5.31: Tensões residuais para revestimento sob têmpera profunda com $R_a = 0,8$ $\mu\text{m}$ .....	106
Figura 5.32: Tensões residuais para revestimento sob têmpera profunda com $R_a = 0,2$ $\mu\text{m}$ .....	107
Figura 5.33: Tensões residuais para revestimento sob têmpera superficial com $R_a = 0,8$ $\mu\text{m}$ .....	107
Figura 5.34: Tensões residuais para revestimento sob têmpera superficial com $R_a = 0,2$ $\mu\text{m}$ .....	108
Figura 5.35: Influência da distância sobre o coeficiente de atrito para os tratamentos térmicos para $R_a=0,8 \mu\text{m}$ .....	110
Figura 5.36: : Influência da distância sobre o coeficiente de atrito para os tratamentos térmicos para $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .....	111
Figura 5.37: Resultados consolidados de coeficientes de atrito .....	112
Figura 5.38: Faixas de $\mu$ obtidos nos ensaios de pino sobre disco .....	112
Figura 5.39: Taxa de desgaste em função do tratamento térmico para rugosidade $R_a=0,8$ $\mu\text{m}$ : normalizado (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS) .....	114

Figura 5.40: Resultados para taxa de desgaste em função do tratamento térmico para rugosidade $R_a=0,2 \mu\text{m}$ : normalizado (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS).....	114
Figura 5.41: Conjugado normalizado e ensaio a seco: (a) pino $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pino com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ e (d) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .....	116
Figura 5.42: Conjugado sob têmpera profunda e ensaio a seco: (a) pino $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pino com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ e (d) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .....	117
Figura 5.43: Conjugado sob têmpera superficial e ensaio a seco: (a) pino $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pino com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ e (d) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .....	118
Figura 5.44: Conjugado normalizado e ensaio na presença de lubrificante: (a) pino $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ (ampliada); (d) pino com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (e) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (f) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ (ampliada) .....	119
Figura 5.45: Conjugado sob têmpera profunda e ensaio lubrificado: (a) pino $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ (ampliada); (d) pino com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (e) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (f) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ (ampliada).....	121
Figura 5.46: Conjugado sob têmpera superficial e ensaio lubrificado: (a) Pino $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pista $R_a=0,8 \mu\text{m}$ (ampliada); (d) pino com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (e) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (f) pista com $R_a=0,2 \mu\text{m}$ (ampliada). .....	122
Figura 5.47: Gráfico das médias para ensaios a seco .....	124
Figura 5.48: Gráfico das médias para ensaios na presença de lubrificante .....	125



## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Comprimento de amostragem em função de $R_a$ .....	34
Tabela 3.2: Comparação entre métodos de medições de tensões residuais.....	43
Tabela 3.3: Comparação de aplicação do grupo graxa em relação ao grupo óleo .....	54
Tabela 4.1: Composição química do substrato (% em massa) e dureza.....	62
Tabela 4.2: Composição química do revestimento (% em massa) e dureza.....	62
Tabela 4.3: Parâmetros de fresamento para desbaste e acabamento dos revestimentos..	67
Tabela 5.1: Composição química do substrato (% em massa) .....	80
Tabela 5.2: Composição química do revestimento (% em massa).....	80
Tabela 5.3: Microdureza por região e fases presentes no conjugado normalizado. ....	93
Tabela 5.4: Microdureza por região e fases presentes no conjugado sob têmpera profunda.....	95
Tabela 5.5: Microdureza por região e fases presentes no conjugado sob têmpera superficial. ....	97
Tabela 5.6: Espessura das ripas de martensita x dureza .....	98
Tabela 5.7: Microdureza e microestrutura para substrato e revestimentos. ....	99
Tabela 5.8: Parâmetros $R_{pk}$ , $R_k$ , $R_{vk}$ para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS).....	104
Tabela 5.9: Resultados para índice de plasticidade .....	108
Tabela 5.10: Resultados para $\lambda$ .....	109
Tabela 5.11: ANOVA para taxa de desgaste dos ensaios a seco.....	124
Tabela 5.12: ANOVA para taxa de desgaste para os ensaios com lubrificante. ....	125
Tabela A.V: Resultados das medições de rugosidade em relação a $R_a=0,8 \mu m$ . ....	151
Tabela A.VI: Resultados das medições de rugosidade em relação a $R_a=0,2 \mu m$ . ....	151
Tabela A.VII: Taxas de desgaste em $mm^3/m$ para ensaios a seco.....	152
Tabela A.VIII: Taxas de desgaste em $mm^3/m$ para ensaios sob lubrificação.....	152
Tabela A.IX: ANOVA: fator duplo com repetição para ensaios a seco.....	153
Tabela A.X: ANOVA: fator duplo com repetição para ensaios com lubrificante.....	154

## LISTA DE QUADROS

Quadro 3.1: Classificação das graxas segundo NGLI .....	54
Quadro 4.1: Características da graxa EP2 .....	63
Quadro 4.2: Especificações para a soldagem de deposição.....	66
Quadro 4.3: Especificações para EDM .....	68
Quadro 4.4: Parâmetros de rugosidade selecionados. ....	73
Quadro 4.5: Especificações para perfilometria de contato.....	74
Quadro A.I: Porcentagem das fases presentes no substrato.. ..	147
Quadro A.II: Porcentagem das fases presentes no revestimento normalizado.....	148
Quadro A.II: Porcentagem das fases presentes no revestimento sob têmpera profunda .....	149
Quadro A.IV: Porcentagem das fases presentes no revestimento sob têmpera superficial .....	150

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	Instituto Americano de Ferro e Aço ( <i>American Iron and Steel Institute</i> )
ANOVA	Análise de Variância
ANSI	Instituto para a Padronização Nacional Americana ( <i>American National Standardization Institute</i> )
ASM	Sociedade Americana para os Metais ( <i>American Society for Metals</i> )
ASTM	Sociedade Americana para Ensaio de Materiais ( <i>American Society for Testing And Materials</i> )
AWS	Sociedade Americana de Soldagem ( <i>American Welding Society</i> )
CCC	Cúbico de corpo centrada
CEFET	Centro Federal de Educação Tecnológica
CFC	Cúbico de face centrada
CDTN	Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear
DIN	Instituto Alemão para Normalização ( <i>Deutsches Institut für Normung</i> )
EDM	Eletroerosão ou usinagem por descargas elétricas ( <i>Electrical Discharge Machining</i> )
EDS/EDX	Espectroscopia de raios X por dispersão em energia ( <i>Energy Dispersive. X-Ray Spectroscopy</i> )
EHL/EHD	Regime de lubrificação Elasto-hidrodinâmica
GMAW	Soldagem a arco elétrico por eletrodo metálico com gás de proteção ( <i>Gas Metallic Arc Welding</i> )
GTAW	Soldagem a arco elétrico por eletrodo de tungstênio com gás de proteção ( <i>Gas Tungsten Arc Welding</i> )
HB	Dureza Brinell
HD	Regime de lubrificação Hidrodinâmica
HK	Microdureza Knoop
HRB	Dureza Rocwell - escala B
HRC	Dureza Rocwell - escala C
HV	Dureza Vickers

ISQ	Instituto de Soldadura e Qualidade de Portugal
ISO	Organização Internacional para Padronização ( <i>International Standardization for Organization</i> )
LASER	Luz por emissão estimulada de radiação ( <i>Ligth Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i> )
MAG	Processo de Soldagem de Metal em Gás Ativo ( <i>Metal Active Gas</i> )
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Processo de Soldagem de Metal em Gás Inerte ( <i>Metal Inert Gás</i> )
Mf	Temperatura final de transformação martensítica
Ms	Temperatura de início de transformação martensítica
NBR	Norma brasileira
NBR NM	Norma Brasileira nível Mercosul
NGLI	Instituto Nacional de Graxa Lubrificante ( <i>National Grease Lubricating Institute</i> )
PUC-MG	Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais
SAE	Sociedade de Engenheiros Automotivos ( <i>Society of Automotive Engineers</i> )
Tc	Temperatura crítica
Tf	Temperatura de fusão
Tp	Temperatura de pico
TIG	Processo de Soldagem por eletrodo de Tungstênio em Gás Inerte ( <i>Tungstenio Inert Gas</i> )
TS	Têmpera superficial
TT	Têmpera total
TTT	Curva de transformação, tempo e temperatura
TRC	Curva de transformação com resfriamento contínuo
UNIFEI	Universidade Feral de Itajubá
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

## NOMENCLATURA

$a_e$	Penetração de trabalho	[mm]
$a_p$	Profundidade de usinagem	[mm]
$C_{eq}$	Carbono equivalente	[%]
$E$	Módulo de elasticidade	[N/m <sup>2</sup> ] [Pa]
$F_a$	Força de atrito	[N]
$F$	Resultado do cálculo do teste F	Adimensional
$F_c$	Valor crítico para o teste F	Adimensional
$f_z$	Avanço por dente	[mm/min]
$h_{min}$	Espessura mínima do filme lubrificante	[ $\mu$ m]
H ou $\sigma_D$	Dureza	[kgf/mm <sup>2</sup> ]
$I$	Nível de confiança	[%]
$K$	Coefficiente de desgaste	[mm <sup>3</sup> /Nm]
$L$	Distância percorrida	[m]
$L_m$	comprimento de avaliação	[ $\mu$ m]
$M$	Massa	[g]
$Q$	Taxa de desgaste	[mm <sup>3</sup> /m]
$R$	Raio de contato entre as asperezas	[mm]
$R_a$	Desvio médio aritmético	[ $\mu$ m]
$R_k$	Parte intermediária da curva <i>Abbott</i> (região de desgaste)	[ $\mu$ m]
$R_{ku}$	fator de achatamento do perfil da superfície ( <i>Kurtosis</i> )	Adimensional
$R_{ms}$ ou $\sigma^*$	Integração dos desvios médios quadráticos de duas superfícies	[ $\mu$ m <sup>2</sup> ]
$R_{pk}$	Parte superior da curva <i>Abbott</i> (região de amaciamento)	[ $\mu$ m]
$R_q$	Desvio médio quadrático	[ $\mu$ m]
$R_{sk}$	fator de assimetria do perfil da superfície ( <i>Skewness</i> )	Adimensional
$R_{sm}$	largura média de uma elemento do perfil	[ $\mu$ m]
$R_t$	Altura total do perfil	[ $\mu$ m]
$R_{vk}$	Parte inferior da curva <i>Abbott</i> (sulcos e vales presentes)	[ $\mu$ m]
$R_z$	Altura máxima do perfil	[ $\mu$ m]
$U$	Velocidade de deslizamento	[m/s]
$V$	Volume de material removido	[mm <sup>3</sup> ]

$v_c$	Velocidade de corte	[m/min]
$v_f$	Velocidade de avanço	[mm/min]
$W$	Carga normal	[N]

#### Letras gregas

$A$	Nível de significância	[%]
$\eta_o$	viscosidade do lubrificante	[mm <sup>2</sup> /s]
$\sigma_D$ ou $H$	Dureza	[kgf/mm <sup>2</sup> ]
$\psi$	Índice de plasticidade	Adimensional
$\Lambda$	coeficiente do regime de lubrificação	Adimensional
$\mu$	Coeficiente de atrito	Adimensional
$\rho$	Densidade	[g/mm <sup>3</sup> ]
$\sigma^*$ ou $R_{ms}$	Integração dos desvios médios quadráticos de duas superfícies	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$\sigma_e$	Tensão de escoamento	[kgf/mm <sup>2</sup> ]
$\varnothing$	Diâmetro	[mm]

# SUMÁRIO

RESUMO .....	vii
ABSTRACT .....	viii
LISTA DE FIGURAS .....	ix
LISTA DE TABELAS .....	xv
LISTA DE QUADROS .....	xvi
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS .....	xvii
NOMENCLATURA.....	xix
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS.....	5
2.1 Objetivos Específicos.....	5
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
3.1 Desgastes nos equipamentos de mineração .....	6
3.2 Revestimentos metálicos em mancais no setor de mineração .....	8
3.3 Máquina socadora de lastro para manutenção ferroviária .....	9
3.4 Processos de fabricação de mancais .....	12
3.4.1 Deposição por soldagem e seus efeitos.....	14
3.4.2 Fresamento e seus efeitos.....	17
3.4.3 Tratamentos térmicos e seus efeitos.....	18
3.5 Integridade superficial .....	28
3.5.1 Rugosidade.....	31
3.5.2 Dureza e microdureza .....	37
3.5.3 Tensões residuais .....	41
3.6 Atrito entre superfícies metálicas.....	44
3.6.1 Medições de grandezas relacionadas ao atrito .....	50
3.7 Lubrificação de mancais .....	52
3.8 Considerações parciais.....	61
4 Procedimento experimental.....	62
4.1 Materiais .....	62
4.1.1 Substrato.....	62

4.1.2 Revestimento.....	62
4.1.3 Lubrificante.....	63
4.2 Equipamentos.....	63
4.3 Métodos.....	65
4.3.1 Processos de fabricação e tratamentos térmicos dos conjugados.....	66
4.3.2 Ensaios e medições.....	71
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	79
5.1 Microestrutura.....	79
5.1.1 Microestrutura do substrato.....	81
5.1.2 Microestrutura do revestimento normalizado.....	82
5.1.3 Microestrutura do revestimento sob têmpera profunda.....	83
5.1.4 Microestrutura do revestimento sob Têmpera superficial.....	85
5.2 Dureza e microdureza.....	87
5.2.1 Dureza.....	87
5.2.2 Microdureza.....	88
5.2.3 Microdureza e espessuras das ripas martensíticas.....	98
5.2.4 Análise da caracterização a partir da microestrutura, microdureza e composição química.....	99
5.3 Rugosidade.....	100
5.4 Tensões residuais.....	105
5.5 Resultados para $\psi$ e $\lambda$ .....	108
5.5.1 Índice de plasticidade ( $\psi$ ).....	108
5.5.2 Coeficiente para regime de lubrificação ( $\lambda$ ).....	109
5.6 Ensaios pino sobre disco.....	110
5.6.1 Ensaio de pino sobre disco para $R_a=0,8 \mu\text{m}$ .....	110
5.6.2 Ensaio de pino sobre disco para $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .....	111
5.6.3 Resultados consolidados para os ensaios de pino sobre disco.....	111
5.6.6 Taxas de desgaste.....	113
5.6.7 Mecanismos de desgaste atuantes nos ensaios a seco.....	115
5.6.8 Mecanismos de desgaste atuantes na presença de lubrificantes.....	118
5.6.9 Análise de variância para taxa de desgaste.....	123
6 CONCLUSÕES.....	126
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	129



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	130
ANEXOS .....	141
Anexo I Certificado de qualidade da composição química do aço 1015 .....	141
Anexo II Composição química do arame de deposição do revestimento .....	142
Anexo III Composição química do teor de carbono para o substrato - CS230.....	143
Anexo IV Composição química do teor de carbono para o revestimento - CS230 ...	143
Anexo V Curvas <i>Abbott-Firestone</i> - software HOMMELMAP .....	144
APÊNDICES .....	145
A.I Porcentagem das fases presentes no substrato.....	145
A.II Porcentagem das fases presentes no revestimento normalizado .....	146
A.III Porcentagem das fases presentes no revestimento sob t�mpera profunda .....	147
A.IV Porcentagem das fases presentes no revestimento sob t�mpera superficial ...	148
A.V Resultados das medi�es de rugosidade em rela�o a $R_a=0,8 \mu\text{m}$ .....	149
A.VI Resultados das medi�es de rugosidade em rela�o a $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .....	149
A.VII Taxas de desgaste em $\text{mm}^3/\text{m}$ para ensaios a seco .....	150
A.VIII Taxas de desgaste em $\text{mm}^3/\text{m}$ para ensaios sob lubrifica�o .....	150
A.IX ANOVA: fator duplo com repeti�o para ensaios a seco .....	151
A.X ANOVA: fator duplo com repeti�o para ensaios com lubrificante .....	152

## 1. INTRODUÇÃO

O estudo do desgaste por atrito de superfícies em serviço remonta longa data. Evidências da preocupação dos povos e comunidades antigos são observadas pelas grandes construções de milênios de anos, quando egípcios, sírios e babilônios, por exemplo, executavam projetos audaciosos com grandes composições estruturais para fundação, base e elementos de sustentação de palácios e templos suntuosos.

O grande desafio dessa época era deslocar os grandes blocos de pedra e também as grandes esculturas e colunas pré-fabricadas em outras regiões para o local definitivo de execução da obra, pois, além de a força aplicada ser elevadíssima por causa da massa, a força de atrito resultante do contato das superfícies dificultava o transporte do material e o degradava por desgaste rapidamente. O desgaste é uma consequência das condições de contato entre as superfícies, podendo ser minimizado por sistemas de rolamentos e de lubrificação. As soluções encontradas são registradas e confirmadas cientificamente pelo desenvolvimento e aplicação de métodos de rolamento e de lubrificação entre as superfícies em contato, diminuindo consideravelmente o atrito e a força a ser aplicada para o deslocamento. Na Figura 1.1, observa-se uma pintura rústica em parede que remete a aproximadamente 1800 a.C., registrando o trabalho de cerca de 172 homens para transportar uma imensa estátua com o auxílio de cordas para puxar a base que está sob lubrificação aplicada à frente da estátua pelo trabalhador atípico à formação.



Figura 1.1 Pintura encontrada na tumba de Djehutihotep, El-Bersh-Bershed, 1800 a.C. (MACDONALD, 1996)

Um dos pioneiros nos estudos sobre o atrito foi Leonardo da Vinci (1459-1519), que demonstrou que a força de atrito está diretamente relacionada à força normal aplicada sobre os corpos em deslizamento e independe da área de contato aparente. Estes estudos contribuíram para o conhecimento dos fenômenos que envolvem atrito e desgaste. Da Vinci conseguiu distinguir atrito de escorregamento de atrito por rolamento e investigou a influência do lubrificante na redução do atrito, sendo o

primeiro pesquisador a considerar um coeficiente de atrito proporcional à força normal. Ele também estudou o atrito em mancais e sugeriu experimentos com uma liga contendo 30% de cobre e 70% de estanho para mancais planos com o objetivo de reduzir o efeito do atrito a partir das propriedades mecânicas (físico-químicas) destes elementos (WILLIAMS, 1994).

Em sequência ao trabalho iniciado por Da Vinci, Guilherme Amontons (1663-1705) demonstrou e comprovou experimentalmente que a força de atrito depende da força normal e não da área aparente. Também confirmou que o uso de lubrificantes, como a gordura animal, cria uma barreira que impede o contato entre os corpos, sendo portanto reduzido significativamente o coeficiente de atrito entre superfícies, independentemente dos materiais utilizados.

Os mecanismos de desgaste desencadeiam a degradação superficial e subsuperficial de um determinado material, comprometendo o seu desempenho. Além dos elevados custos de manutenção, acarretam também custos de parada de máquina e de mão de obra da produção.

Vários fatores influenciam a depreciação de capital, sendo praticamente impossível definir um fator preponderante, mas quando segrega-se dessa depreciação os custos relacionados à manutenção de máquinas e equipamentos, o desgaste torna-se fator de importante relevância por sua significativa fração na dedução dos custos gerados. A otimização econômica dos processos de produção e a atenção a todos os fatores que interferem nos custos, na qualidade final do produto e no meio ambiente, têm demandado especial atenção por parte de gestores, engenheiros e técnicos.

O desgaste influencia diretamente os custos de produção devido às necessidades de reposição ou recuperação de peças e também os custos indiretos na produção, pela necessidade de superdimensionamento de componentes e pelas limitações na produção devido a equipamentos e máquinas deterioradas, além de interrupções indesejadas nas linhas de produção (GREGOLIN, 1990).

Tomando por referência o segmento da mineração, onde existe a maior concentração de máquinas e equipamentos utilizados em ambientes abrasivos, constata-se desgaste severo dos componentes (STACHOWIAK e BATCHELOR, 2002). Estudos realizados por Eyre (1978) estimaram que o mecanismo de desgaste por abrasão correspondia, no período analisado, a 50% das causas dos problemas apresentados pelas máquinas. Atualmente permanece esta proporção significativa de causa dos desgastes a partir do mecanismo de abrasão, inclusive em outros setores como o segmento de extração vegetal e o setor da construção civil, que também apresentam valores próximo de 50% (TOTTEN, 2006; LEITE, 2008; VIAFARA, 2009). O desgaste abrasivo é um resultado indesejado e depende desde os materiais selecionados até as condições ambientais de serviço a que estão sujeitos estes materiais; portanto, seu controle e minimização são essenciais e se fazem por meio da seleção adequada dos materiais, dos processos de fabricação dos componentes e das condições de serviço planejadas.

Dentre as várias soluções aplicadas para mitigar o desgaste abrasivo, a deposição de revestimentos possui ampla utilização na mineração. Neste caso, tem-se a deposição de uma liga na superfície sujeita à degradação por desgaste. Revestimentos podem ser obtidos pela aplicação de placas antidesgaste montadas sobre a superfície preparada

(para revestimentos com espessuras maiores que 10 mm) ou pela aplicação de cordões de solda com metais de adição (para revestimentos com espessuras entre 3 e 10 mm).

Para a aplicação em mancais, a simples deposição de revestimentos não é suficiente para garantir a disponibilização das máquinas de manutenção rodoferroviárias para o serviço. Faz-se necessária a geração de uma superfície projetada para propiciar o desempenho desejado com baixos coeficientes de atrito e, conseqüentemente, menores taxas de desgaste de material.

Nos processos industriais, existe uma grande diversidade de tecnologias e métodos para obtenção de novos produtos, os quais são controlados rigorosamente para entrada em uma nova etapa produtiva ou destinados ao consumo final. A usinagem de metais é considerada o processo de fabricação mais difundido e aplicado na produção industrial por ser praticamente a última etapa de uma cadeia produtiva (TRENT e WRIGHT, 2000). Ela está presente no processo de fabricação de peças com registros do início do século XVIII, as quais, antes, eram feitas em madeira por ferramentas em aço-carbono e que, a partir da Revolução Industrial e principalmente no período após a 2ª Guerra Mundial, desenvolveram-se significativamente a partir de novos e mais resistentes materiais para ferramental de corte (MACHADO *et al.*, 2009).

A importância dos revestimentos no campo de pesquisa e desenvolvimento tem resultado em uma grande quantidade e variedade de materiais para deposição, tornando cada vez mais complexa a seleção do metal de adição que apresente propriedades mecânicas para maior resistência ao desgaste. Uma análise cuidadosa das condições reais de trabalho e uma combinação das propriedades do revestimento, complementada pelo estabelecimento de dados confiáveis de testes em campo, apresentam-se ainda como o melhor método de seleção de aplicação de determinada liga. As técnicas de soldagem dos metais podem afetar as propriedades do material devido as variações do aporte térmico gerado, causando assim transformações metalúrgicas significativas nos materiais.

Os processos de soldagem de Metais em Gás Ativo (*MAG- Metal Active Gas*), de Metais em Gás Inerte (*MIG- Metal Inert Gas*) e de Tungstênio em Gás Inerte (*TIG- Tungstênio Inert Gas*) são os preferidos para a aplicação em materiais para revestimentos, entre as quais destacam-se pela ampla utilização os aços ao manganês. A obtenção de revestimentos pelo processo TIG é limitada pelas espessuras obtidas, que são geralmente menores que as deposições realizadas por meio dos processos MIG/MAG. A soldagem pelos processos de eletrodo revestido e MIG/MAG exige uma corrente elétrica mínima para evitar uma diluição insuficiente no substrato e também uma soldagem trançada, com movimento oscilatório, provocando uma maior largura do filete na execução da camada inicial. O efeito oposto, isto é, o amaciamento pela perda de liga durante deposição, é minimizado pela proteção do gás, sendo que o controle de temperatura do substrato é muito importante e não deve ser negligenciado, pois o mesmo pode sofrer alterações na microestrutura devido às variações de temperatura.

Durante a fabricação de uma superfície anti-desgaste faz-se necessária a obtenção de uma superfície de contato que apresente características de integridade superficial potencialmente suficientes para oferecer condições de serviço com baixas taxas de desgaste. A geração das superfícies dos corpos de prova projetados para estudo na

pesquisa proposta foi obtida após a seleção da operação de fresamento frontal para se usinar o revestimento de aço MnSi depositado sobre aço de baixo teor de carbono.

Posteriormente e complementarmente ao processo de revestimento por meio de deposição metálica pelo processo de soldagem e geração da superfície de contato por fresamento, podem ser executados tratamentos térmicos específicos no conjugado ou somente no revestimento com a finalidade de conferir propriedades mecânicas que aumentem a eficiência do desempenho dos componentes. Dentre essas propriedades, a elevação da dureza se destaca por aumentar consideravelmente a resistência ao desgaste. As propriedades mecânicas de um metal, bem como o seu desempenho em serviço, dependem da sua composição química, da estrutura cristalina, do histórico de processamento e dos tratamentos térmicos realizados, que podem ser descritos, em síntese, como ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento controlados em materiais metálicos que causam modificações em sua microestrutura.

O desgaste de um material pode ser medido pelo volume de material desgastado por unidade de distância percorrida. Esta relação depende da carga normal, da dureza e também pode ser influenciada pela resistência à tração de uma superfície. Segundo Hutchings (1995), é possível estabelecer uma relação dimensional entre o volume de material removido e a distância percorrida, que é influenciada pelas variações da carga normal e da dureza. A razão entre volume e distância também pode ser deduzida a partir da razão entre carga normal e dureza considerando ainda características específicas do desgaste em função das propriedades do material, sendo representativa para a área real de contato entre as asperezas totalmente plásticas.

O estudo desenvolvido sobre a integridade superficial de revestimentos de aço baixa liga MnSi depositados sobre substrato de aço ABNT 1020, se estabelece como importante referencial de caracterização e comportamento tribológico para superfícies revestidas que trabalham em condições de contato sob movimento relativo, temática ainda incipiente e pouco discutida pelo parque industrial minerador e segmentos adjacentes.

A análise das etapas de fabricação dos componentes da máquina para manutenção ferroviária conhecida como socadora de lastro permitiu identificar os pontos críticos sob condição de atrito em serviço, que são as superfícies revestidas e fresadas dos mancais do braço articulável da referida máquina. Após alcançar os limites de folga do conjunto socador, as superfícies dos mancais da máquina, apresentam desgaste abrasivo associado à de rotação do mancal, sendo necessário o reparo por revestimento e posterior fresamento da superfície desgastada. Este comportamento é recorrente nos mancais planos axiais aplicados aos demais equipamentos e máquinas do setor de mineração, rodoviário, e agropecuário.

## 2. OBJETIVOS

Este estudo tem por objetivo geral analisar a integridade superficial de conjugados formados por revestimentos de aço baixa liga MnSi depositados sobre substrato de aço ABNT 1015 e avaliar o comportamento tribológico dos revestimentos tratado termicamente por normalização, têmpera profunda em forno e têmpera superficial por indução eletromagnética nas condições de serviço a seco e na presença de lubrificante.

### 2.1 Objetivos Específicos

- Caracterizar as microestruturas do revestimento de aço baixa liga MnSi e do substrato utilizados na fabricação dos conjugados, por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura e analisar as características de integridade superficial (dureza, microdureza, transformações metalúrgicas, rugosidade e tensões residuais);
- Calcular o índice de plasticidade ( $\psi$ ) dos revestimentos, a espessura mínima do filme lubrificante ( $h_{min}$ ) formado e o parâmetro de referência para definição do regime de lubrificação ( $\lambda$ ); para respectivamente predizer em qual regime de fluxo (elástico ou plástico) se encontram as asperezas durante o contato entre as superfícies ( $\psi$ ); e para verificar a eficiência do filme lubrificante em função da resistência mecânica e do desvio médio quadrático do perfil de rugosidade dos materiais fabricados ( $h_{min}$  e  $\lambda$ ).
- Realizar ensaios de pino sobre disco e analisar as condições de atrito às quais está sujeito o revestimento (a seco e na presença de lubrificante) por meio da avaliação do coeficiente de atrito, taxa de desgaste e mecanismos de desgaste identificados;
- Comparar e avaliar os resultados dos testes de comportamento tribológico do revestimento sob as diferentes condições de serviço propostas (a seco e na presença de lubrificante), correlacionando estes resultados com a rugosidade gerada na superfície dos mancais em função dos tratamentos térmicos de normalização, têmpera profunda e têmpera superficial.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A revisão bibliográfica deste trabalho está fundamentada nos conceitos e princípios dos fenômenos associados ao atrito entre superfícies metálicas sob movimento relativo. Fez-se necessário abranger a revisão dos processos de fabricação e de tratamentos térmicos de superfícies planas de deslizamento para aplicação, principalmente, no setor de mineração, mas também se estendendo a todos os outros setores (agropecuário, rodoviário e construção civil) que fazem uso de equipamentos semelhantes. Os processos de fabricação envolvidos são a soldagem e o fresamento e os processos de tratamentos térmicos, a normalização, a têmpera profunda e a têmpera superficial.

#### 3.1 Desgaste em equipamentos de mineração

O desgaste é um processo de degradação de um material sujeito ao atrito sob movimento relativo. Está presente em diferentes situações onde ocorre a perda progressiva de material a partir da superfície, por contato e movimento relativo de um sólido em relação a outro sólido, líquido ou gás. Os equipamentos compostos de elementos móveis, como os mancais de deslizamento (planos ou cilíndricos), rotores de bombas, válvulas e outros diversos elementos, sofrem diferentes tipos de desgaste.

Segundo Zum Gahr (1943), desgaste é o dano gerado a uma superfície sólida, usualmente envolvendo perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre aquela superfície e uma ou mais substâncias. Existem somente dois modos de remover material de uma superfície: fraturado da superfície ou dissolvido desta, como em uma reação química.

Há diferentes mecanismos de desgaste que podem ocorrer em um material e levar à degradação da sua superfície. O desgaste por deslizamento, específico para superfícies de contato sob a condição de movimento relativo, acontece devido a mecanismos de desgaste originados pela interação entre as diversas variáveis do sistema tribológico (VIAFARA e SINATORA, 2013).

Os mecanismos de desgaste podem ocorrer simultaneamente em um sistema tribológico, porém, um se estabelece de forma dominante para um nível de desgaste correspondente. Aqueles que são identificados na situação de deslizamento entre superfícies metálicas são o desgaste adesivo, desgaste oxidativo e o desgaste abrasivo (ARCHARD e HIRST, 1956; BURWEL e STRANG, 1952). Hutchings (1995) denomina-os, desgaste por deformação plástica e desgaste oxidativo, sendo estes mecanismos responsáveis pelo desencadeamento dos desgastes abrasivo e erosivo, podendo ocorrer, ainda, desgaste por adesão e por fadiga superficial.

O desgaste por abrasão é considerado uma das principais causas dos problemas apresentados por máquinas (EYRE, 1978; TOTTEN, 2006; LEITE, 2008; VIAFARA, 2009). No segmento da mineração, onde existe a maior concentração de máquinas e equipamentos utilizados em ambientes abrasivos, constata-se desgaste em regime severo dos componentes (STACHOWIAK e BATCHELOR, 2002).

O desgaste abrasivo é indesejado e pode ser desencadeado por mecanismos predecessores como o adesivo e oxidativo, mas também é dependente das condições ambientais nas quais os materiais em contato estão inseridos. Como principal mecanismo de desgaste em superfícies sob movimento relativo, o seu controle torna-se essencial e pode ser executado por meio da seleção adequada dos materiais e dos processos de fabricação dos componentes (PETRICA *et al*, 2013). Na Figura 3.1 está representada uma máquina-modelo integrada com indicação das superfícies de contato sob movimento relativo sujeitas ao desgaste predominantemente abrasivo.

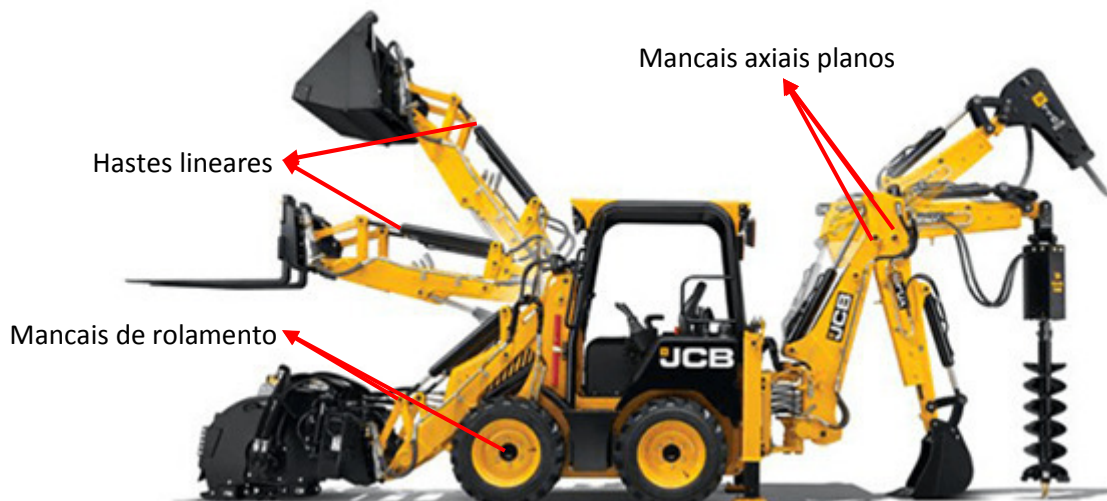


Figura 3.1 Máquina-modelo integrada (JCB, 2017).

Dentre as principais superfícies em movimento relativo e conseqüentemente sujeitas ao atrito, destacam-se as seguintes superfícies de contato que podem ser visualizadas em destaque na Figura 3.1:

- Mancais de rolamento, projetados para trabalhos sob regime de rotações e cargas elevadas;
- Hastes lineares dos atuadores hidráulicos, projetadas para comandar os dispositivos de captura e transporte de cargas;
- Mancais axiais planos, projetados com o objetivo de promover a articulação das alavancas de trabalho dos equipamentos acoplados.

Todos os equipamentos e máquinas do setor de mineração possuem elementos que estão em constante serviço sob a condição de contato e movimento relativo, seja na elevação e no transporte de cargas, na movimentação de trilhos ou na manutenção da malha ferroviária e de usinas de beneficiamento. O desgaste causado pelo atrito das superfícies de contato representa o custo mais elevado na parada de equipamentos por falha e na manutenção e reparo de componentes, conferindo assim, um fator de elevado impacto na gestão da produção e no controle do transporte de carga (STACHOWIAK e BATCHELOR, 2002).



### 3.2 Revestimentos metálicos em mancais no setor de mineração

Segundo Leite (2008), a deposição de revestimentos tem ampla utilização na mineração com o objetivo de mitigar o fenômeno abrasivo. Os revestimentos podem ser obtidos pela aplicação de placas antidesgaste montadas sobre a superfície pela aplicação de cordões de solda com metais de adição sobre o substrato.

Eutetic Castolin (2016) lista as principais soluções aplicadas com efeito antidesgaste sobre uma superfície:

- Soldagem: aplicação de solda via eletrodos revestidos ou arames;
- Metalização ou processo *Thermal Spray*: aplicação de aços-ligas ou cerâmicas;
- Polímeros: uso de polímeros de engenharia, como o Kevlar (fibra sintética de aramida muito resistente e leve);
- Placas antidesgaste: placas revestidas por soldagem, placas cerâmicas ou de carbetto de tungstênio.

As soluções mais utilizadas para revestimentos de superfícies de componentes de máquinas e equipamentos de mineração são, respectivamente, o revestimento por soldagem e a montagem de placas antidesgaste (LEITE, 2008; VIAFARA, 2009). Essa escolha é resultado da análise conjunta de todas as variáveis apresentadas de influência significativa sobre o processo de desgaste do material, em busca não só da condição ótima de máxima eficiência do sistema, mas também da viabilidade econômica da aplicação.

A escolha da solução a ser aplicada para minimizar os efeitos de desgaste depende principalmente da severidade do regime de desgaste, dos mecanismos envolvidos, da composição química do material, das condições de serviço, dos parâmetros de fabricação da superfície e dos parâmetros de operação da superfície.

O regime de desgaste tem significativa influência sobre a taxa de desgaste do material sob condições extremas, ou seja, em regime de desgaste severo, onde a intensidade da força de carregamento é elevada. Nesta situação, aumentam-se o coeficiente e a força de atrito, as asperezas da superfície são deformadas plasticamente com muita facilidade, também podendo ocorrer deformações por fratura frágil devido à rápida propagação de trincas em função de uma baixa capacidade de absorver energia sem se romper.

Quando o regime de desgaste se encontra em estágio brando, as consequências para a taxa de desgaste são menores, sendo que quando ocorrem deformações, estas se limitam à fase plástica e não há fratura frágil. Valores experimentais estimados para o coeficiente de desgaste são aproximadamente da ordem de  $10^{-2}$  a  $10^{-3}$  para regime de desgaste severo e de  $10^{-4}$  a  $10^{-5}$  para regime de desgaste brando (HUTCHINGS, 1995).

O desgaste é resultante de processos desencadeadores de perda de material conhecidos como mecanismos de desgaste. Estes mecanismos estão relacionados com as interações entre as superfícies de contato sob movimento relativo, causando assim a deformação e a remoção do material sobre uma superfície como resultado da ação mecânica da outra superfície em contato (RABINOWICZ, 1995).

A composição química, associada ao processamento do material, confere-lhe as propriedades mecânicas que influenciarão o seu desempenho em serviço e o estudo da microestrutura de um material permite analisar a influência de suas características sobre o seu comportamento.

A reprodutibilidade das condições ambientais de serviço a que estão sujeitas as superfícies de mancais de máquinas e equipamentos de mineração é um grande desafio para realizar a simulação necessária para o estudo e análise da influência do ambiente onde está inserido o material. É quase impossível obter-se em um laboratório as mesmas condições de um ambiente hostil e sobrecarregado de partículas de diferentes dimensões e propriedades. Por isso, por mais aprimorados que sejam os experimentos realizados em laboratório, deve-se considerar que o ambiente de serviço ainda é um campo essencial para avaliação do desempenho de um componente em serviço.

Sabe-se que as máquinas e os equipamentos que trabalham principalmente em ambientes abertos sujeitam-se a uma condição abrasiva mais significativa em relação aos que permanecem em ambientes fechados e controlados, estando portanto mais suscetíveis a uma degradação mais acentuada e rápida das superfícies em contato sob movimento relativo.

Os parâmetros de fabricação de superfícies de contato podem induzir tensões residuais sobre o material, comprometendo o seu desempenho, desde a ocorrência de trincas até fraturas catastróficas, interrompendo o funcionamento do equipamento. Além disso, os parâmetros operacionais são variáveis de direta relação com o processo de desgaste, uma vez que definem o carregamento sobre a superfície e as velocidades de deslocamento durante o serviço, considerando, inclusive, a viabilidade econômica da aplicação em função de dados como: investimento, retorno, periodicidade de manutenção, etc.

### **3.3 Máquina socadora de lastro para manutenção ferroviária**

No setor de mineração, existe uma grande variedade de máquinas e equipamentos para manutenção rodoferroviária com uma característica em comum: superfícies metálicas planas em contato sob movimento relativo.

Dentre todas as máquinas disponíveis e desenvolvidas para o setor, uma possui características peculiares para esta condição de contato devido a sua funcionalidade no processo de manutenção ferroviária: a socadora de lastro. A máquina socadora de lastro foi desenvolvida com a finalidade de assentar o lastro sob os trilhos e mordentes e, de forma simultânea a esta operação, executar o alinhamento e a correção geométrica da malha ferroviária (MATISA, 2016; PLASSER e THEURER, 2016).

Observa-se na Figura 3.2 os desvios geométricos e vazios recorrentes no lastro lateral e abaixo dos dormentes da malha ferroviária, que são irregularidades que podem causar o descarrilamento de uma composição.

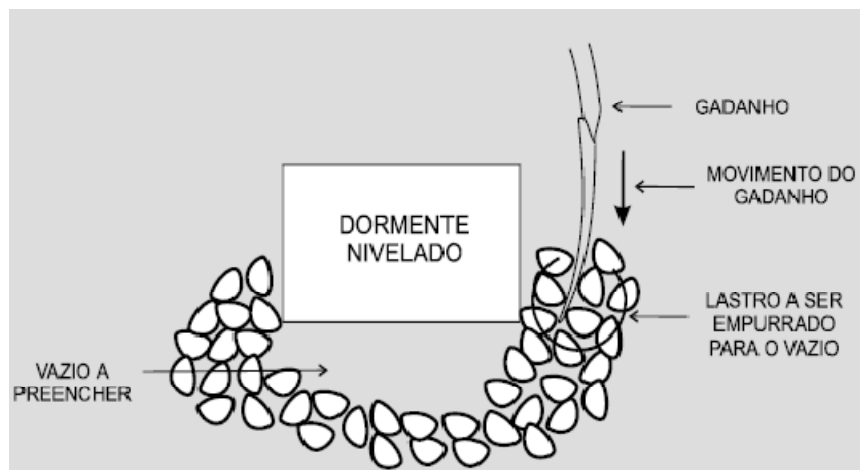


Figura 3.2- Desvios geométricos e vazios do lastro sob o dormente (SELIG e WATERS, 1994).

Um esboço de como é realizado o processo manual é apresentado na Figura 3.3. Este procedimento ainda é executado nos dias de hoje, porém apenas em pequenos trechos de manutenção. Os primeiros procedimentos de assentamento do lastro e correção geométrica dos trilhos eram realizados manualmente, mas o desenvolvimento tecnológico e industrial do setor de mineração, principalmente a partir do início do século XX, propiciaram a mecanização e automatização do processo.

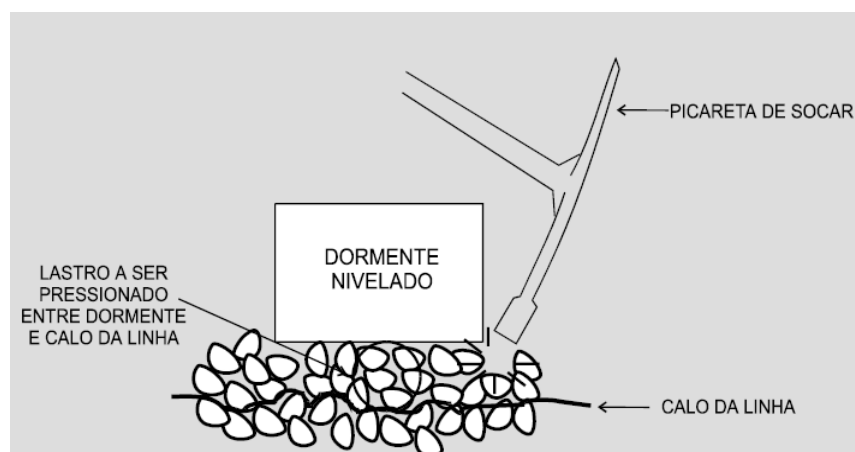


Figura 3.3- Processo manual de socaria de lastro (SELIG e WATERS, 1994).

No que se refere ao desempenho das superfícies planas dos mancais do conjunto de socaria, as principais características da operação pelo processo mecanizado com a aplicação da máquina socadora de lastro são:

- Baixa velocidade de deslizamento;
- Movimento rotativo alternado a cada 45° de giro;
- Força de carregamento relativa alta por se tratar de um mancal axial plano de deslizamento.

Na Figura 3.4(a) tem-se uma máquina socadora de lastro e na Figura 3.4(b), o conjunto socador, com destaque para os mancais axiais planos.

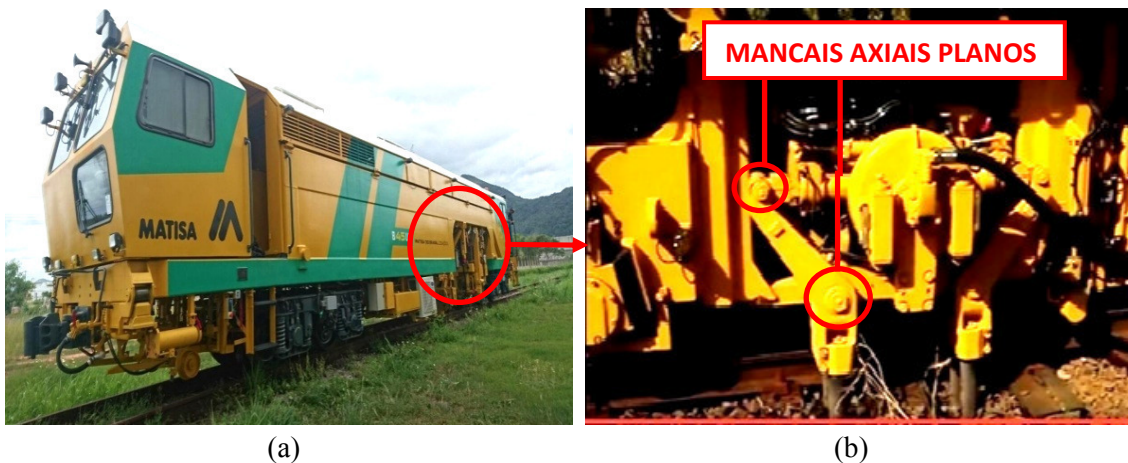


Figura 3.4 (a) Máquina socadora de lastro e (b) conjunto socador (MATISA, 2016).

Selig e Waters (1994) esboçaram o modelo de socaria mecanizada para correção geométrica do lastro da malha ferroviária, com destaque para a ponta socadora acoplada ao braço articulável por mancais axiais planos (Figura 3.5).

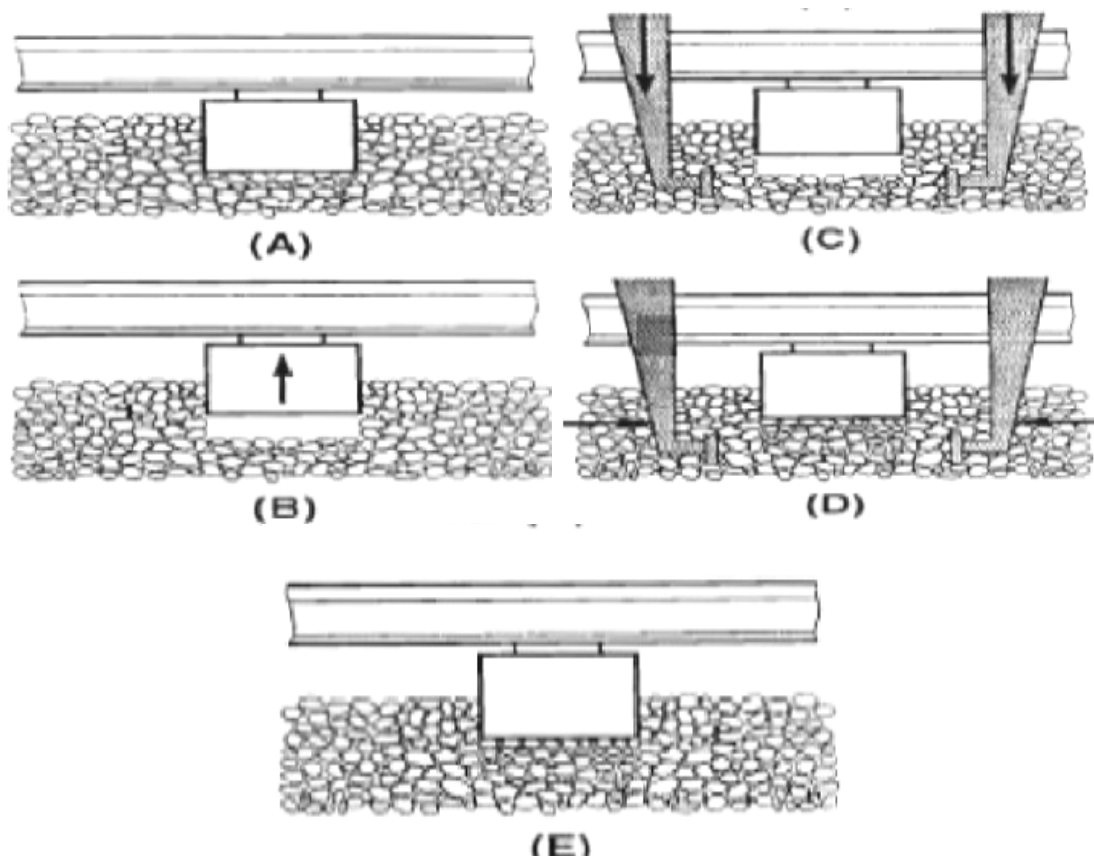


Figura 3.5: (a) Lastro e dormente em conformidade, (b) lastro e dormente com desvio geométrico, (c) início da correção geométrica pelas pontas do braço articulável da socaria, (d) finalização da correção geométrica e (e) lastro e dormentes em conformidade após correção geométrica (SELIG e WATERS, 1994).

A condição normal de acomodação do dormente do trilho ferroviário no lastro é ilustrada na Figura 3.5(a), onde pode ser visualizada a estabilidade do dormente dentro do lastro sem folgas no assentamento. Quando surgem folgas excessivas e vazios entre o dormente e o lastro, como representado na Figura 3.5(b), os desalinhamentos a partir do dormente e se propagando até os trilhos são inevitáveis. Nesta situação, surge a necessidade de se realizar a correção geométrica do conjunto e, como representado na Figura 3.5(c), a introdução dos braços articuláveis da socadora de lastro inicia este processo consolidado com movimentos de vibração abaixo do lastro e paralelo à superfície (Figura 3.5d). Por fim, observa-se na Figura 3.5(e) a recuperação da geometria normal do conjunto trilho, dormente e lastro.

A socadora de lastro é um equipamento automotivo sobre trilhos, classificado como rodoferroviário, que por meio de rolos que abraçam os boletos do trilho é capaz de erguer a linha para conduzi-la num alinhamento mais adequado, conferindo alinhamento longitudinal, transversal e elevação do material granulado (lastro), conformando-o e obtendo o rearranjo pela elevação ou rebaixamento da camada deste lastro quando necessário (OLIVEIRA, 2012).

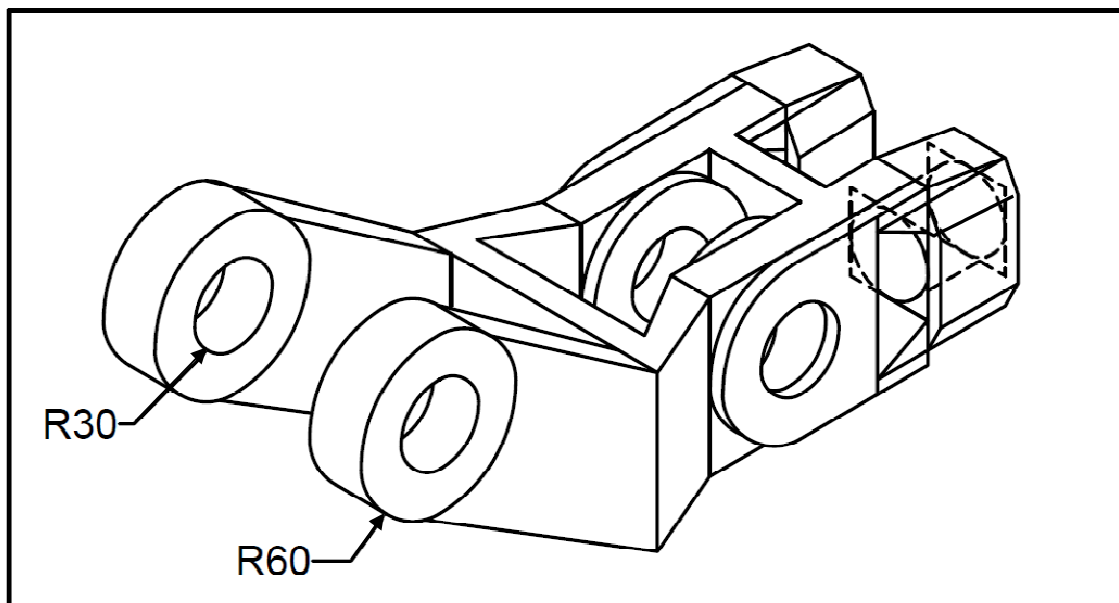
O princípio de socaria mecânica de ferrovias é uma invenção suíça de 1931. Em 1945 iniciou-se a produção em maior escala das primeiras socadoras, quando centenas de exemplares foram exportadas para todo o mundo (MATISA, 2016) e desde 1950 as primeiras socadoras niveladoras capazes de corrigir a geometria de ferrovias foram colocadas em serviço, seguidas das socadoras corretivas - máquinas sobre truques e com bancas de socaria (conjunto socador) duplas - também chamadas de unidades UB (MATISA, 2016; PLASSER e THEURER, 2016).

### **3.4 Processo de fabricação dos mancais**

Os mancais axiais de deslizamento das máquinas de manutenção rodoferroviária são superfícies geradas por fresamento. No caso da máquina socadora de lastro, eles são partes do elemento de máquina denominado braço articulável do conjunto socador. O braço articulável é uma peça de aço com baixo teor de carbono forjada a quente e com resfriamento ao ar (normalizada), representada na Figura 3.6(a). A geometria dos mancais de deslizamento é complexa, pois se constitui de duas partes integradas: a primeira é a superfície plana que tem a forma de uma coroa circular e a segunda, de um corpo cilíndrico que define o furo do mancal para montagem no eixo do cilindro hidráulico do conjunto socador, conforme pode ser visto na Figura 3.6(b).



(a)



(b)

Figura 3.6 (a) Braço articulável do conjunto socador com mancais usinados, (b) perspectiva em CAD do braço articulável (autoria própria, 2017).

Os mancais axiais passam por um processo de revestimento por soldagem com o objetivo de recuperar as dimensões originais de projeto, eliminando as folgas excessivas originadas a partir do desgaste. Observam-se na Figura 3.7 as superfícies planas dos mancais axiais após processo de fresamento de desbaste (à frente) e de acabamento (ao fundo).



Figura 3.7 Mancais axiais do braço articulável (autoria própria, 2014).

O conjunto de processos de fabricação influenciam diretamente a integridade superficial do material, especialmente a rugosidade, a dureza, a profundidade da camada deformada plasticamente, a microestrutura e as tensões residuais (ZANEZHAD, SARHAN e HAMDI, 2013; LEI, ZHANG e MA, 2000).

#### 3.4.1 Deposição por soldagem e seus efeitos

A seleção de uma liga para revestimento é guiada, primeiramente, pelo tipo de desgaste esperado e pelos custos. Contudo, outros fatores devem também ser considerados, tais como: substrato, processo de deposição, resistência ao impacto, corrosão, oxidação e requerimentos térmicos. Normalmente, o processo de revestimento já define quais as especificações do produto para o metal de adição e, de forma geral, as ligas para revestimento são disponíveis na forma de vareta nua, eletrodo revestido, arame sólido, arame tubular ou em pó.

Em situações onde uma combinação de resistência à abrasão e ao impacto é desejada e em aplicações onde a resistência ao impacto é extremamente importante, o aço austenítico ao manganês é o mais utilizado.

Segundo Santos (1993) os processos de soldagem, como toda tecnologia industrial, vêm passando por evoluções significativas nas últimas décadas, principalmente após a 2ª Guerra Mundial, com grande avanço tecnológico e científico. A evolução dos processos de soldagem ao longo dos dois últimos séculos é apresentada na Figura 3.8.

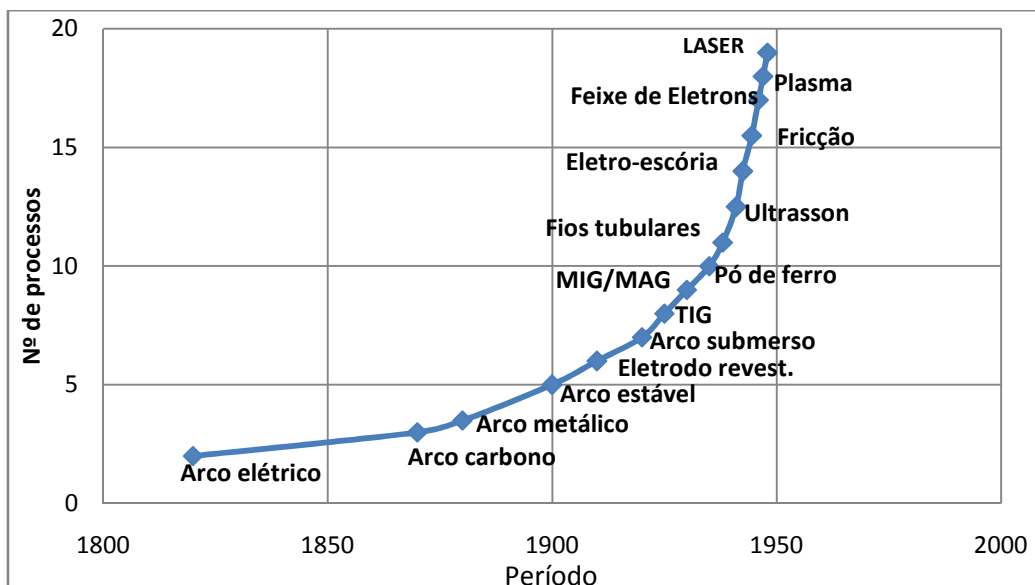


Figura 3.8 Evolução dos processos de soldagem (SANTOS, 1993; adaptado pelo autor)

A evolução tecnológica dos processos de soldagem é caracterizada principalmente pela introdução dos princípios da física do arco elétrico, que marcaram o salto dos processos de soldagem a gás e químicos utilizados no início do século XIX. As primeiras deposições de revestimento por soldagem foram executadas por meio de eletrodos revestidos, método que ainda é utilizado, porém, devido à sua baixa produtividade e difícil controle da estabilidade do arco e qualidade do cordão de solda, vêm sendo substituídos gradativamente pelos processos de soldagem a arco elétrico por eletrodo de tungstênio com gás de proteção (*GTAW- Gas Tungsten Arc Welding*) e de soldagem a arco elétrico por eletrodo metálico com gás de proteção (*GMAW- Gas Metal Arc Welding*).

Os processos *GTAW*, mais conhecidos industrialmente como *TIG (Tungsten Inert Gas)*, são executados mediante abertura do arco elétrico por um eletrodo de tungstênio não consumível, que é protegido por gases inertes (Ar ou Ar e He). No caso de revestimentos a partir deste processo, é necessário a inclusão de metal de adição por meio de arames especificados para obtenção da liga desejada. Este processo é considerado o mais controlável dos processos de soldagem a arco, porém sua limitação para revestimentos está nas espessuras obtidas, geralmente menores que nos processos de eletrodo revestido e *GMAW* (MARQUES *et al.*, 2009).

Segundo Modenesi *et al.* (2012), os processos *GMAW* são executados mediante abertura do arco elétrico por um eletrodo metálico consumível, que é protegido por um gás inerte (Ar) para o processo denominado *MIG (Metal Inert Gas)*, ou por um gás ativo ( $\text{CO}_2$ , ou  $\text{Ar} + \text{O}_2 + \text{CO}_2$ ) para o processo *MAG (Metal Active Gas)*. Estes processos possibilitam a obtenção de revestimentos com maiores espessuras em comparação ao processo *GTAW*, sendo portanto mais utilizados no campo de produção e manutenção industrial quando são demandas maiores volumes de deposição. Os processos de soldagem *MAG (Metal Active Gas)* e *MIG (Metal Inerte Gas)* pertencem à classe *GMAW* e são os mais utilizados para realizar deposição metálica em superfícies de deslizamento (MARQUES *et al.*, 2009; KEYVAN e NOBARZAD; 2017).



No caso da fabricação dos mancais do braço articulável, o processo MIG é o especificado em projeto para fabricação da superfície antidesgaste dos mancais axiais pela necessidade de uma espessura maior de deposição e também pela exigência de uma maior diluição do revestimento no substrato, resultado obtido em função da elevada corrente elétrica do processo e afinidade química entre revestimento e substrato com mínima influência do gás de proteção sobre a liga formada. O detalhe da abertura do arco elétrico e deposição do metal no processo MIG pode ser visualizado na Figura 3.9.

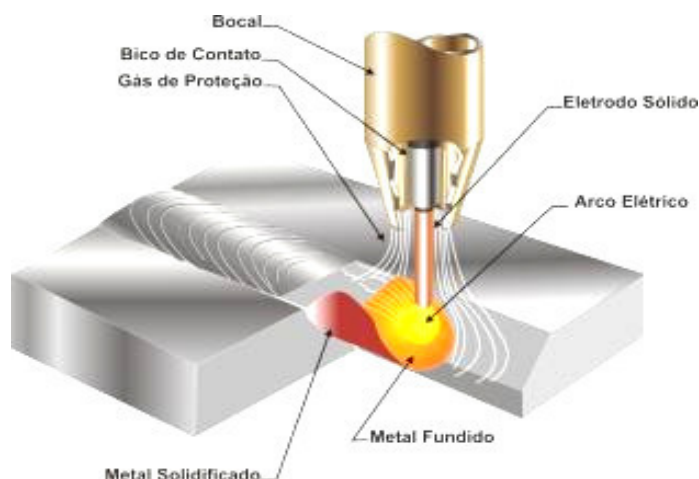


Figura 3.9- Descrição do processo de soldagem MIG (MARQUES *et al.*, 2009).

Devido à elevação da temperatura durante o processo de soldagem para deposição do revestimento e ao fato de a taxa de resfriamento também ser elevada, uma zona termicamente afetada (ZTA) é formada na região imediatamente abaixo da zona fundida (ZF), localizada abaixo do recobrimento, onde ocorre a diluição dos constituintes dos metais de deposição e do substrato por meio da fusão durante o processo de soldagem (MODENESI *et al.*, 2012).

A ZF é caracterizada por ter atingido temperaturas de pico superiores à temperatura de fusão do substrato e do metal de revestimento. A ZTA é a região não fundida do substrato, mas cuja microestrutura e propriedades foram alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. É importante salientar que as temperaturas de fusão são superiores a uma temperatura crítica característica do material, mas ficam abaixo da temperatura de pico do processo após abertura do arco elétrico (KEYVAN e NOBARZAD; 2017).

A disposição de cada uma das zonas resultantes em um processo de soldagem *GMAW* está representada esquematicamente na Figura 3.10. Verifica-se que a ZF (região A) está sob o efeito da temperatura de pico ( $T_p$ ), que é superior à temperatura de fusão ( $T_f$ ) dos materiais. Além disso, a ZTA (região B) está sob efeito de uma temperatura inferior à  $T_f$  e superior à temperatura crítica ( $T_c$ ), que é uma temperatura característica do substrato (região C).

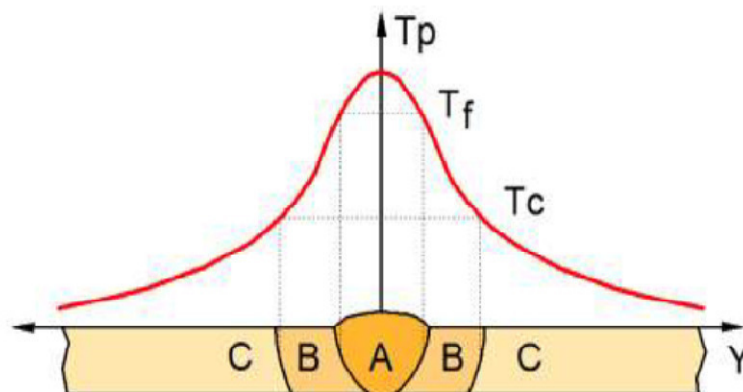


Figura 3.10 Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada; A: zona fundida, B: zona termicamente afetada e C: substrato;  $T_p$ : temperatura de pico,  $T_f$ : temperatura de fusão e  $T_c$ : temperatura crítica (MODENESI *et al.*, 2012).

### 3.4.2 Fresamento e seus efeitos

Nos processos industriais, há uma grande diversidade de tecnologias e métodos aplicáveis para obtenção de novos produtos ou reparo e manutenção de superfícies e de partes de componentes de máquinas e equipamentos, controlados rigorosamente para entrada em uma nova etapa produtiva ou destinados ao consumo final.

A usinagem é praticamente a última etapa de fabricação de peças, conferindo forma, dimensão e acabamento à superfície (TRENT e WRIGTH, 2000). Como qualquer operação de usinagem, o fresamento tem grande influência sobre as características da superfície, definindo a rugosidade final (controlada por meio dos parâmetros de corte e também pela geometria de corte da ferramenta). Além disso, o fresamento induz tensões residuais na superfície e abaixo dela e também gera uma camada fina na superfície onde o grão é refinado pelo encruamento do material, aumentando sua dureza (ASTAKHOV, 2006).

Segundo Ferraresi (1977), o fresamento é o "processo mecânico de usinagem destinado à obtenção de superfícies com o auxílio de ferramentas geralmente multicortantes. Para tanto, a ferramenta gira e a peça ou a ferramenta se deslocam segundo uma trajetória qualquer".

Para Machado *et al.* (2009), a operação de fresamento é reconhecida pela versatilidade na produção de geometrias diversas, além de garantir elevadas taxas de remoção de material, visto que a ferramenta possui múltiplas arestas de corte. Fica constatada a importância desse processo na fabricação de peças devido à sua versatilidade e possibilidade de confecção de modelos não obtidos em outros tipos de máquinas, como plainas, mandrilhadoras, tornos, etc.

Outro conceito também relevante é o apresentado por Altintas (2000), que considera o fresamento como uma operação intermitente de usinagem que utiliza uma ferramenta de corte com um ou mais dentes, denominada fresa. A fresa é fixada ao eixo árvore da fresadora, enquanto a peça é fixada à mesa, que se move longitudinalmente, enquanto a ferramenta de corte em regime de rotação atua sobre a peça. Em situações

especiais, a peça pode ficar estática enquanto a ferramenta executa todos os movimentos (MACHADO *et al.*, 2009).

Insertos de metal duro são amplamente utilizados como ferramentas de corte em operações de fresamento. O metal duro possui características de materiais frágeis, suportando melhor as solicitações de compressão do que as de tração. Estas solicitações se efetuam no fresamento em função do sentido de corte, que é uma variável importante e se diferencia por ser concordante ou discordante (Figura 3.11).

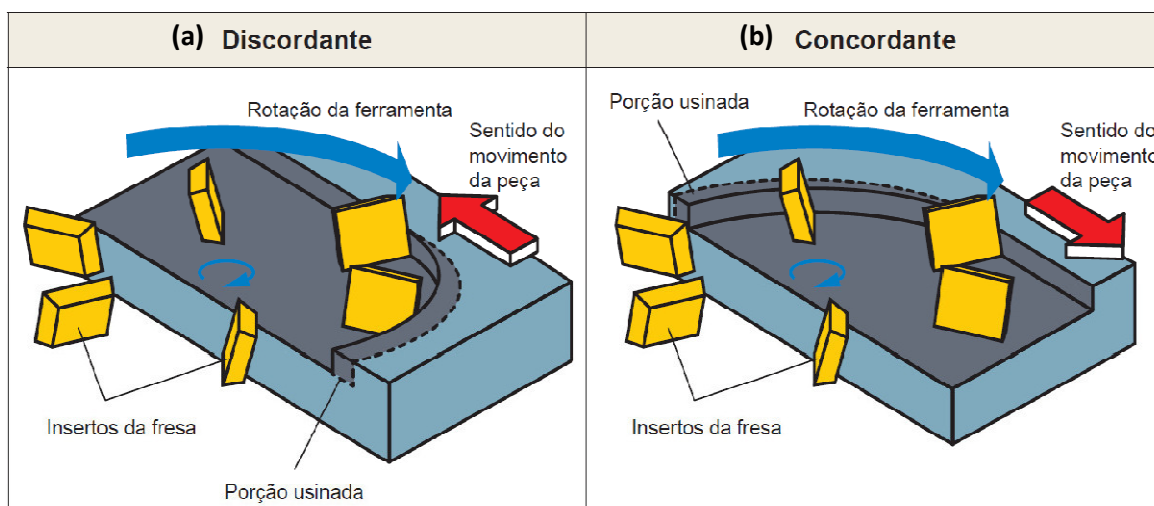


Figura 3.11 Sentidos de corte durante o fresamento: (a) discordante e (b) concordante (SANDVIK COROMANT, 1999).

Considerando o uso de metal duro com ou sem revestimento no fresamento de peças, é recomendado sempre que possível o corte concordante, pois a aresta de corte estará sujeita a tensões de compressão, enquanto que no fresamento discordante a aresta de corte será exposta principalmente a tensões de tração (SANDVIK COROMANT, 1999; SANTOS, 2003). Além disso, o acabamento da superfície fresada é melhor na operação concordante.

### 3.4.3 Tratamentos térmicos e seus efeitos

Qualquer tratamento térmico consiste de um ciclo de aquecimento e resfriamento realizado em metais com o objetivo de alterar as suas propriedades físicas e mecânicas, mas sem mudar a forma do produto, embora às vezes aconteça inadvertidamente como efeito colateral de um processo de fabricação que cause aquecimento ou resfriamento no metal, como nos casos de soldagem ou forjamento (SILVA e MEI, 2010).

Normalmente, o tratamento térmico é associado ao aumento da resistência do material, mas também pode ser usado para melhorar a usinabilidade, a conformabilidade e restaurar a ductilidade depois de uma operação a frio. Logo, é uma operação que pode auxiliar outros processos de manufatura, resultando na melhoria do desempenho de produtos, aumentando sua resistência ou alterando outras características desejáveis. Os aços são especialmente adequados para o tratamento térmico, uma vez que respondem

satisfatoriamente, em termos das características desejadas e em virtude de seu uso comercial superar o de todos os demais materiais.

Segundo autores como Reed-Hill (1982), Shackelford (2008) e Callister e David (2013), os aços são tratados para uma das finalidades abaixo:

- Amaciamento: visa a redução da dureza, remoção de tensões residuais, melhoria da tenacidade, restauração da ductilidade. As principais formas de amaciamento do aço são: recozimento de recristalização, recozimento pleno, recozimento de esferoidização e normalização.
- Recuperação da ductilidade ou remoção de tensões residuais: operação necessária quando uma grande quantidade de trabalho a frio foi executada.
- Endurecimento: visa aumentar a resistência mecânica, ao desgaste e à fadiga e é fortemente dependente do teor de carbono do aço. A presença de elementos de liga possibilita o endurecimento de peças de grandes dimensões, o que não seria possível utilizando-se aços ao carbono. Os tratamentos de endurecimento são: têmpera, austêmpera e martêmpera.
- Aumento da resistência ao desgaste por meio de endurecimento superficial. Pode-se assim proceder com uma têmpera superficial ou com um tratamento termoquímico, que consiste na alteração da composição química da superfície pela difusão de elementos como carbono, nitrogênio ou boro.
- Modificação das propriedades do material: o tratamento térmico, a rigor, é usado para modificar as propriedades dos materiais por alterar o comportamento dos aços de modo benéfico, maximizando a vida útil das partes (e.g., alívio de tensões) ou as propriedades de resistência (e.g., tratamento criogênico) ou ainda, alguma outra propriedade desejada (e.g., envelhecimento).

Os tratamentos são classificados em dois grupos: o primeiro é o grupo dos tratamentos termoquímicos, cujo objetivo é a alteração das propriedades mecânicas em uma fina camada superficial; o segundo grupo é o dos tratamentos termofísicos, cujo objetivo é alterar as propriedades do material como um todo e também com a possibilidade de alterações superficiais e subsuperficiais com profundidade controlada, porém com camadas mais espessas que dos tratamentos termoquímicos.

Os tratamentos termofísicos mais utilizados são a normalização, o revenimento, o recozimento e a têmpera (VAN VLACK, 1979; CALLISTER e DAVID, 2013). Na normalização, os procedimentos e os objetivos se equiparam ao recozimento quase que plenamente, porém na normalização a velocidade de resfriamento é um pouco maior. Este tratamento também é empregado antes da têmpera e do revenimento pois refina o grão, uniformiza a estrutura e diminui tensões e empenamentos no material.

No revenimento é possível controlar a dureza após tratamentos como a têmpera, quando se deseja a obtenção de maior resistência em função da aplicação. Este

tratamento é recomendado para se alcançar tanto as máximas quanto as mínimas dureza e resistência.

No recozimento, o material é submetido e mantido a uma temperatura elevada por um período prolongado. Em seguida, o resfriamento lento é necessário para se obter a alteração das propriedades mecânicas (dureza, ductilidade e tenacidade). Dessa forma, remove-se as tensões oriundas dos processos precedentes de conformação mecânica, tanto a frio quanto a quente.

Na têmpera, a temperatura deve ultrapassar a crítica, seguida de resfriamento rápido, geralmente em água, óleo ou salmoura. O principal objetivo da têmpera é aumentar a dureza e a estrutura obtida com elevada dureza produz o aumento do limite de resistência à tração. Porém, em decorrência disso, o material perde em maleabilidade e adquire tensões internas prejudiciais ao desempenho esperado.

Existem três processamentos de têmpera muito utilizados na indústria, em função dos bons resultados obtidos de aumento de dureza. O primeiro deles é a têmpera total ou profunda, em que o material é submetido à elevação de temperatura em forno visando ao aquecimento volumétrico total, atingindo desde a superfície do material até o seu centro de massa. O segundo é a têmpera por chama, que pode alcançar resultados próximos aos da têmpera profunda desde que as peças tenham dimensões reduzidas. Normalmente, é empregada para se obter elevação da dureza na superfície e, gradativamente, durezas menores à medida que se aproxima do centro de massa do material. O terceiro é a têmpera por indução, cujo objetivo é aumentar a dureza do material com um controle rigoroso de profundidade da camada temperada, sendo muito utilizado para tratar dentes de engrenagens e eixos de máquinas (BOYER, 1977).

A possibilidade de um controle exato da profundidade de têmpera na estrutura do material viabiliza o emprego desse importante e difundido tratamento térmico na indústria metal-mecânica. A construção geométrica diversificada das bobinas para indução permite tratar diversas peças independentemente da sua geometria, por mais complexa que seja, sendo possível, ainda, desenvolver projetos de bobinas específicos para novos componentes da indústria em função de novos produtos lançados no mercado (BOYER, 1977).

Durante o ciclo de aquecimento de um tratamento térmico, o aço, em um processo de mudança de fase em função das variações térmicas às quais está sujeito, pode atingir a região austenítica, onde sua estrutura atômica cúbica de corpo centrada (CCC) é reorganizada na forma de rede cristalina cúbica de face centrada (CFC). Depois de passar por esta transformação de fase, é possível fazer com que este mesmo aço tenha sua estrutura alterada de forma intencional por meio de resfriamento controlado, modificando também as suas propriedades mecânicas (CALLISTER e DAVID, 2013).

O diagrama de equilíbrio de fases Fe-C define, de forma padronizada, as fases presentes em um aço ou ferro fundido em função da composição e da variação de temperatura, mas desconsidera as variações na velocidade de resfriamento. Ou seja, este diagrama está em equilíbrio devido ao resfriamento muito lento e estável ao longo do tempo. Um ponto de importante função na engenharia é a relação para a composição de 0,77% C em 723° C, indicando o momento de menor energia demandada para transformação entre fases sólidas nos aços de austenita ( $\gamma$ ) para ferrita ( $\alpha$ ), perlita e/ou

cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Este ponto é denominado eutetóide, e é fundamental para a termodinâmica e a metalurgia.

Abaixo da referência eutetóide de 0,77% C, os aços são classificados como hipoeutetóides, ou seja, a fase austenítica é alcançada com elevação de temperatura acima de  $723^\circ\text{C}$  (Figura 3.12). Quanto menor a porcentagem de carbono, maior será a temperatura de austenitização. No resfriamento lento a austenita se transforma em ferrita proeutetóide nos contornos de grãos austeníticos e à medida que a temperatura abaixa ocorre uma segunda transformação de fase para ferrita perlita.

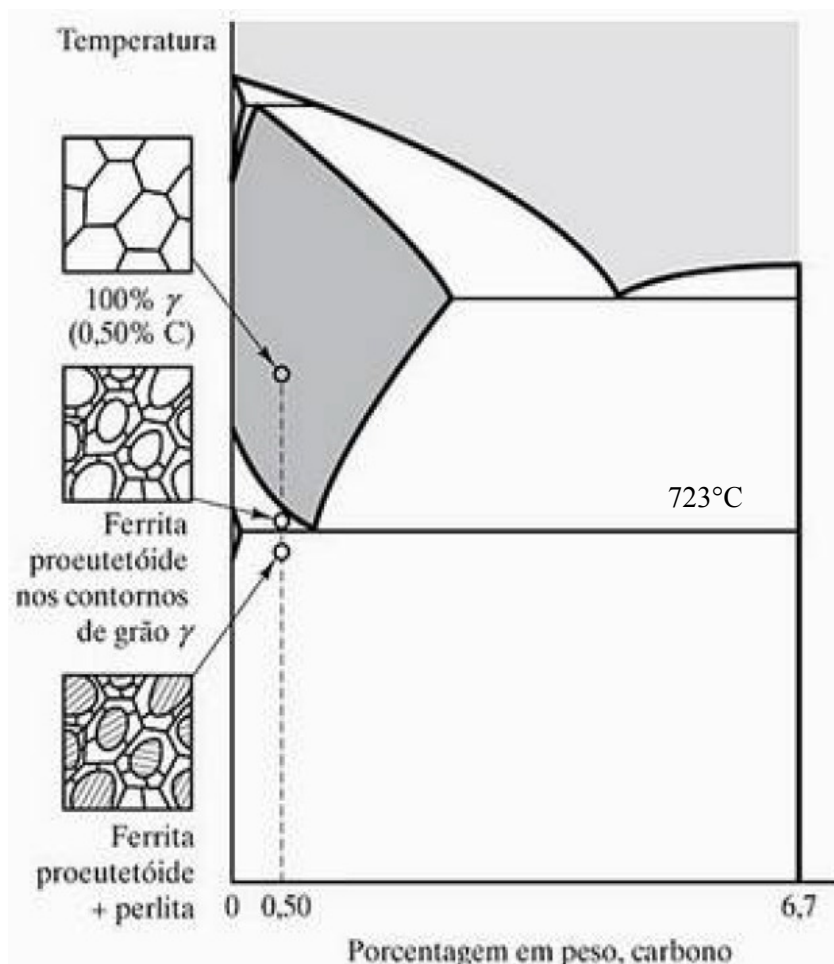


Figura 3.12 Diagrama de equilíbrio Fe-C com fases presentes para os aços hipoeutetóides (SHACKELFORD, 2008).

Na Figura 3.13 pode ser observado que os aços eutetóides se austenitizam sob temperaturas imediatamente acima de  $723^\circ\text{C}$  e no resfriamento transformam de fase para uma microestrutura eutetóide com camadas finas e alternadas de ferrita e cementita. O ponto de referência metalúrgico chamado eutetóide indica o momento exato de menor demanda de energia para se efetuar as mudanças de fases entre sólidos metálicos (no caso os aços), sendo portanto de extrema importância para a engenharia, tanto para as funções de viabilidade econômica, como também por ser parâmetro definidor das relações entre estrutura e propriedades das ligas metálicas do aço. A partir deste ponto, por exemplo, pode-se classificar os aços que possuem elevada dureza

relativa (acima de 0,7% C), conhecidos na indústria como aços extraduros, e em ordem decrescente os aços duros (entre 0,6 a 0,7% C), os aços de dureza intermediária (faixa transitória entre macio e duro de 0,3 a 0,6% C), até os aços doces ( $< 0,3\%$  C).

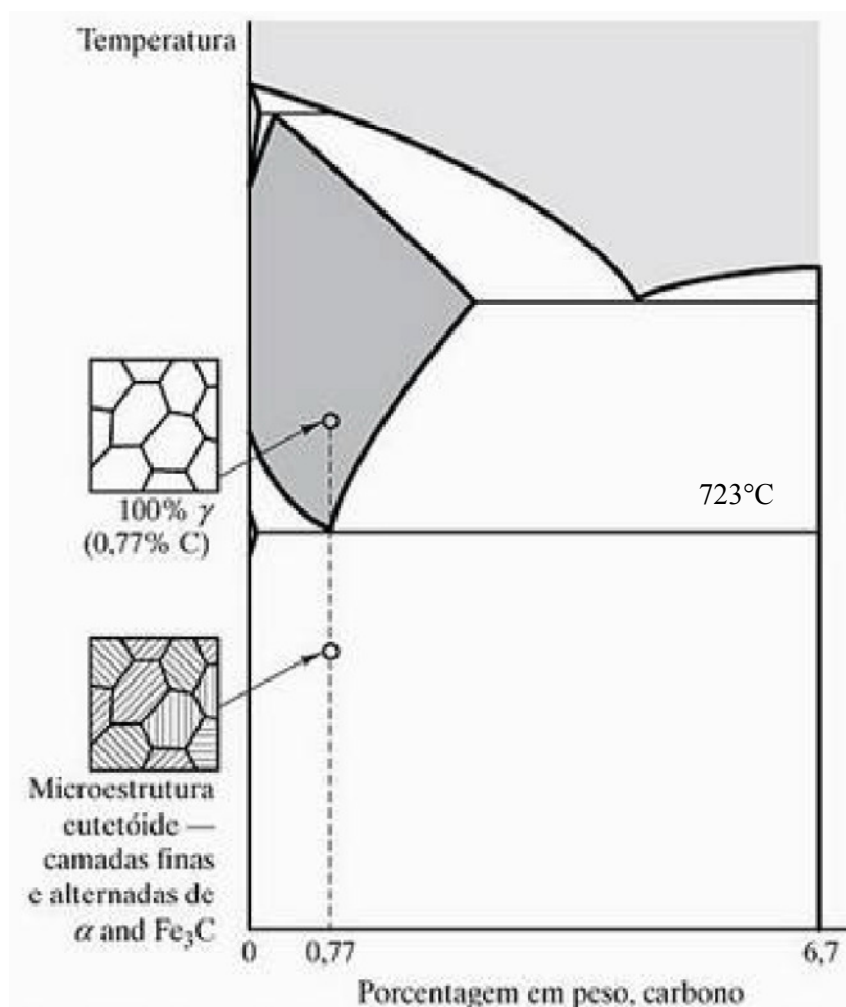


Figura 3.13 Diagrama de equilíbrio Fe-C com fases presentes para os aços eutetóides (SHACKELFORD, 2008).

Visualiza-se na Figura 3.14 o exemplo de um aço hipereutetóide com teor de carbono acima da referência eutetóide de 0,77% C, isto é, a fase austenítica é alcançada sob temperaturas maiores que 723° C. Quanto maior a porcentagem de carbono, maior a temperatura de austenitização. Durante o resfriamento, a austenita ( $\gamma$ ) se transforma em cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) nos contornos de grãos austeníticos e à medida que a temperatura abaixa ocorre uma segunda transformação de fase para cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) e perlita. Aços hipereutetóides geralmente são muito frágeis devido à elevada dureza, sendo comum, portanto, serem submetidos a tratamentos térmicos de normalização, recozimento ou revenimento de acordo com as características de composição química e propriedades da liga nesta condição, em função dos resultados que se deseja na obtenção do produto final.

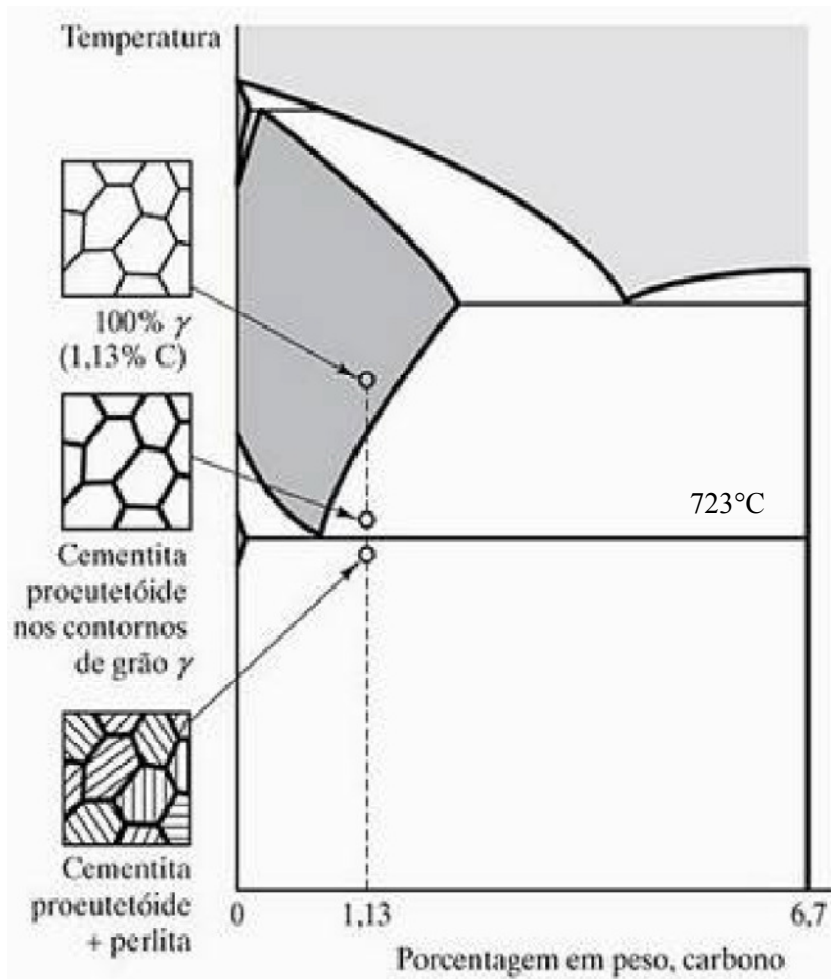


Figura 3.14 Diagrama de equilíbrio Fe-C com as fases presentes para aços hipereutetóides (SHACKELFORD, 2008).

A fase austenítica ( $\gamma$ ) é a mais importante para os tratamentos térmicos. No entanto, a manipulação e controle da velocidade de resfriamento é fundamental para que sejam produzidas as fases e as propriedades desejadas, sendo necessário, portanto, que ocorram transformações fora do equilíbrio. As fases obtidas nos aços em função do controle da velocidade de resfriamento após aquecimento até a fase austenítica ( $\gamma$ ) são apresentadas na Figura 3.15.



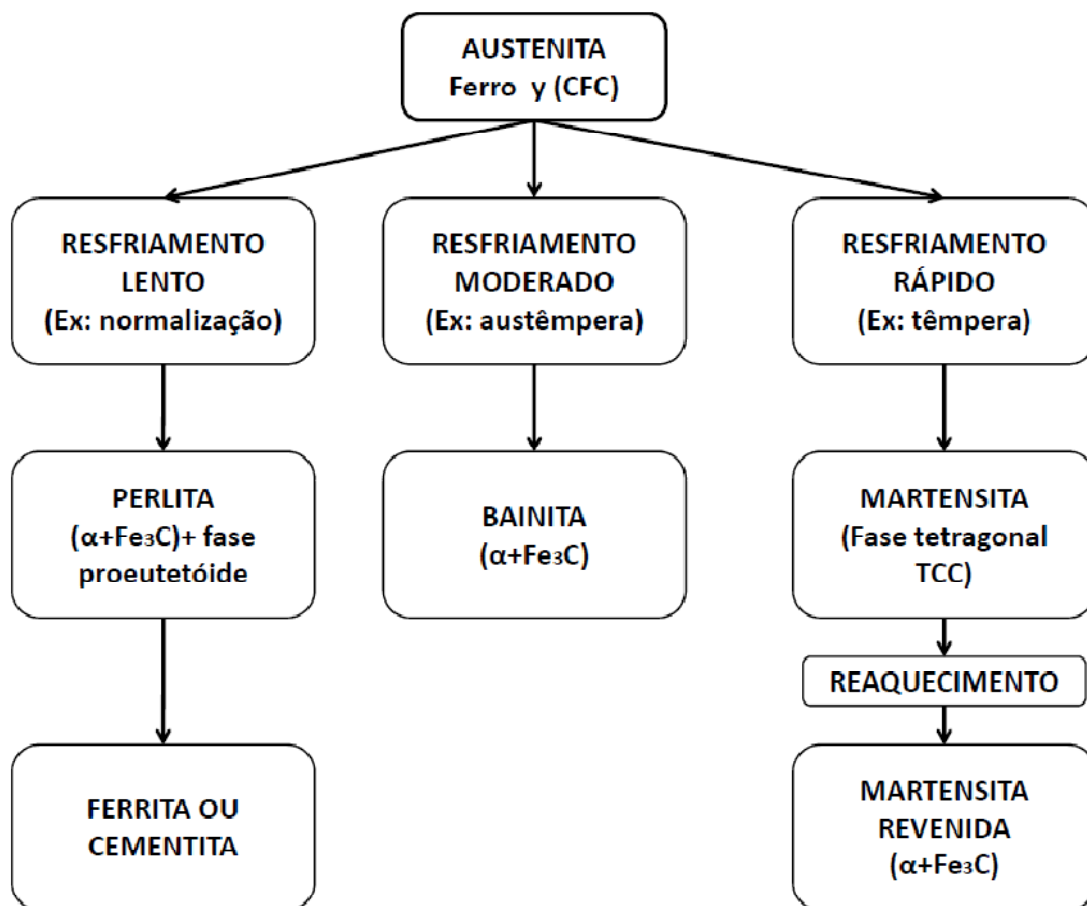


Figura 3.15 Transformações de fases e constituintes nos aços ao carbono. (CALLISTER e DAVID, 2013, adaptado pelo autor).

A instabilidade que deve ser gerada no diagrama de fases dos aços requer uma nova disposição do comportamento deste material face às mudanças de fases e de suas microestruturas. Para isso, foram elaboradas curvas TTT (relação entre transformação, tempo e temperatura) e TRC (transformações com resfriamento contínuo). A principal variável de desequilíbrio nas curvas TTT é o tempo demandado para se processar o resfriamento do aço aquecido. Para taxas de resfriamento baixas obter-se-á predominantemente o constituinte perlita em um processo onde a difusão ocorre naturalmente em função do tempo que é necessário para esta transformação de fase. Para taxas de resfriamento altas obter-se-á predominantemente a fase martensítica. Isto ocorre devido a uma velocidade suficientemente rápida para evitar as transformações perlíticas e bainíticas, sendo portanto adifusional. Para taxas de resfriamento moderadas, obter-se-á o constituinte bainita. O tempo neste caso, não é suficiente para transformar a austenita em perlita ou ferrita durante o resfriamento (SILVA e MEI, 2010).

Na Figura 3.16 é apresentado um diagrama TTT modelo para um aço eutetóide. Acima de  $727^\circ \text{C}$  a fase austenítica é estável e monofásica. À medida que se inicia o processo de resfriamento, a austenita se torna instável e colônias de perlita começam a ser formadas. Assim, o controle da taxa de resfriamento definirá quais serão as fases e constituintes presentes no aço, se será essencialmente martensítica (por meio de

resfriamento brusco, definido pela curva TRC), se bainítica (por meio do resfriamento moderado) ou se perlítica (por meio do resfriamento lento).

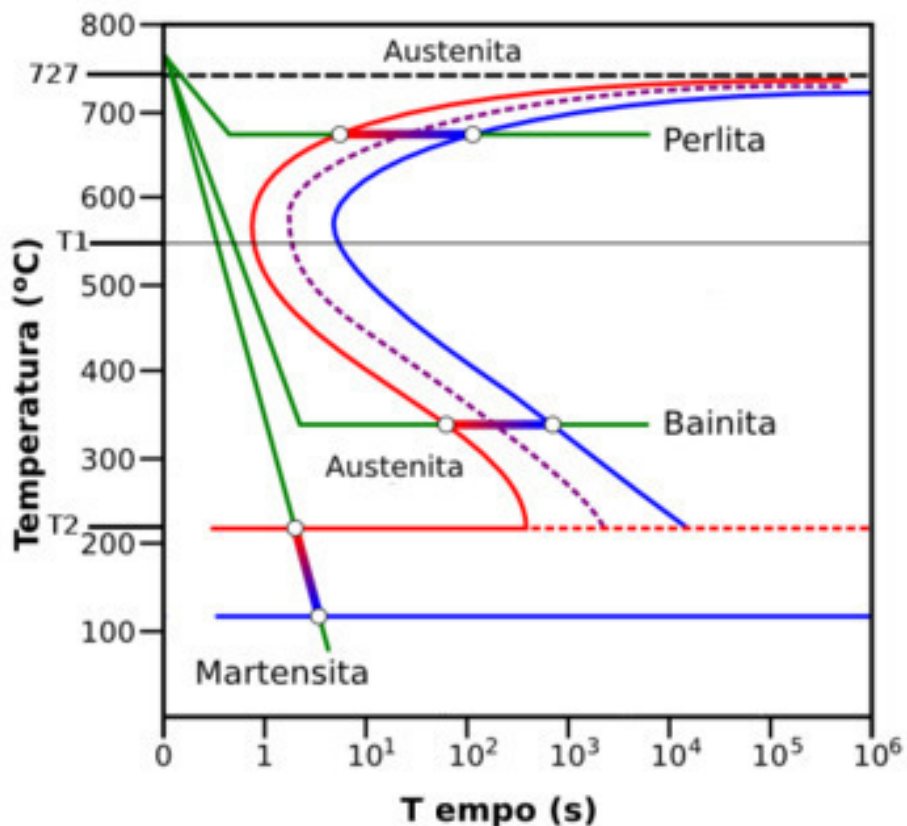


Figura 3.16 Modelo para as curvas TTT de resfriamento do aço eutetóide (SHACKELFORD, 2008; IES, 2017; adaptado pelo autor).

Observa-se ainda na Figura 3.16 que a martensita obtida não se processou isotermicamente (curva TTT), mas sim por meio de um resfriamento contínuo que não permite difusão atômica na transformação, sendo portanto um caso particular no gráfico apresentado que representa na verdade outro tipo de curva, que pode ser melhor observada na Figura 3.17, caracterizando a curva TRC para obtenção da martensita.

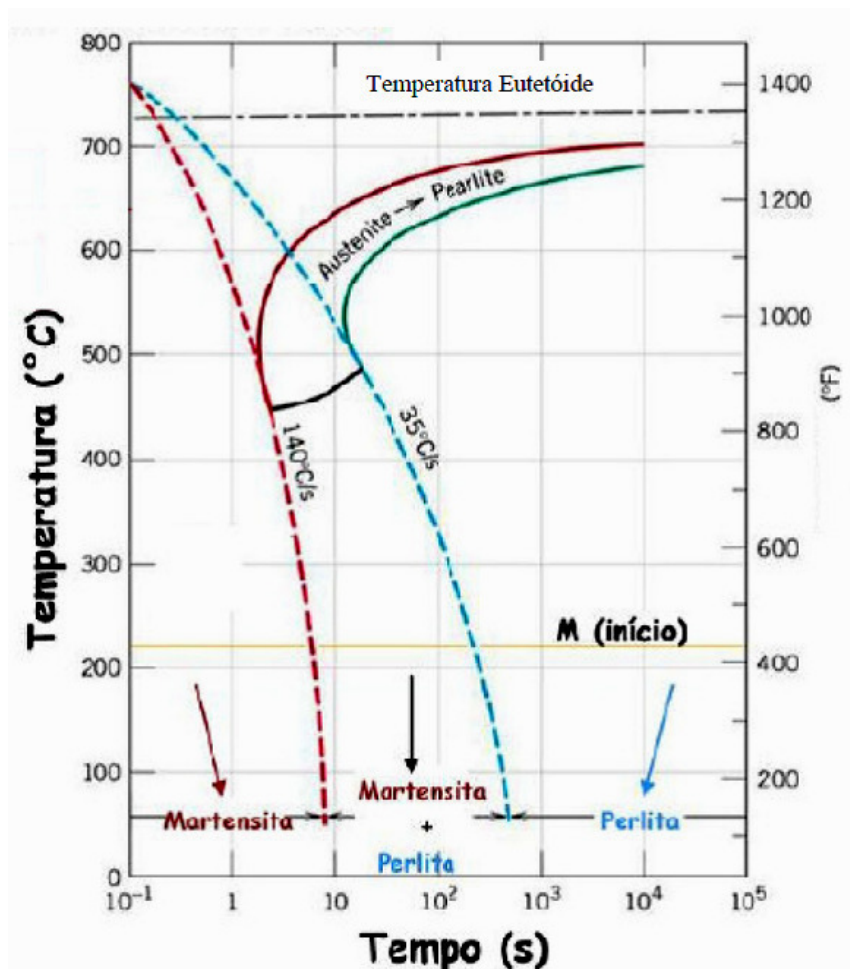


Figura 3.17 Modelo para as curvas TRC de resfriamento contínuo (SHACKELFORD, 2008; adaptado pelo autor).

Durante a têmpera, espera-se a formação da fase martensítica, cuja quantidade dependerá da composição química (principalmente da porcentagem de carbono no aço) e dos parâmetros de resfriamento adotados durante o procedimento (quanto mais elevada a taxa de resfriamento, maior a porcentagem de formação martensítica, que poderá ter forma de ripas ou lenticular (placas ou agulhas). A transformação martensítica mais conhecida é a que ocorre nos aços, na qual a austenita, que apresenta estrutura cúbica de faces centradas (CFC), se transforma em martensita, fase metaestável que apresenta uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), (SANTOS, 2006).

As diferentes morfologias dos grãos de martensita em função das variáveis de influência já citadas podem ser identificadas na Figura 3.18. A transformação martensítica acontece sem a necessidade de ocorrência de difusão em função da alta velocidade de resfriamento, ou seja, somente a temperatura iniciará a transformação martensítica em  $M_s$  e a finalizará em  $M_f$ . A porcentagem de carbono em peso atômico na liga definirá a morfologia da martensita, de forma que para concentrações inferiores a 0,6% C a martensita se formará em ripas, para concentrações superiores a 1,0% C a martensita produzida será em forma de placas e para concentrações intermediárias a formação da martensita será mista com morfologia de ripas e placas.

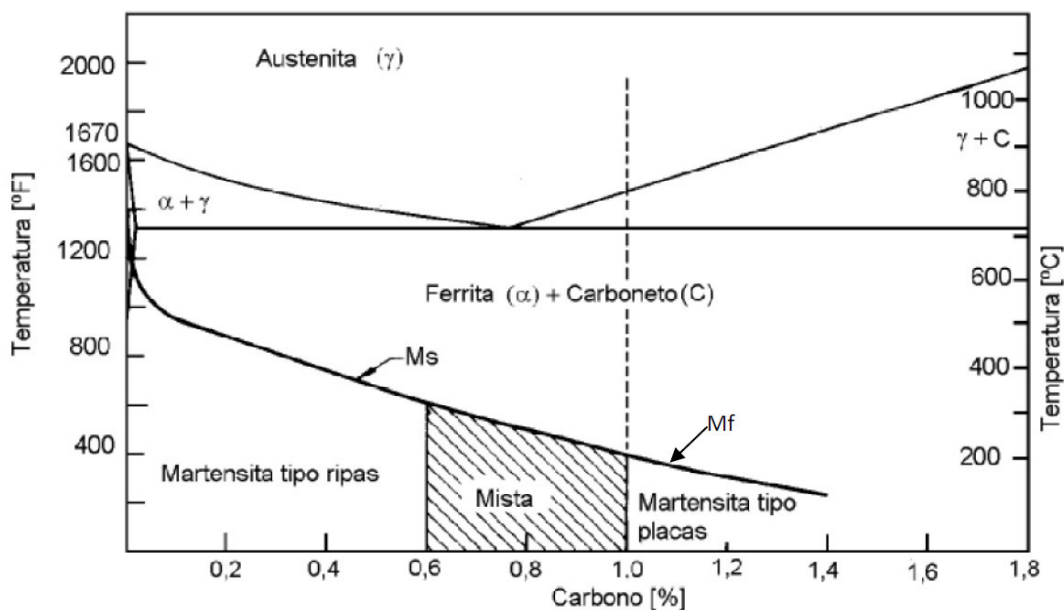


Figura 3.18 Intervalos de formação da martensita em ripas e em placas (KRAUSS, 1994).

A morfologia em ripas para a microestrutura esperada de uma fase martensítica após o processo de tratamento térmico por têmpera do aço com teor de carbono inferior a 0,6% C é mostrada na Figura 3.19(a). Para concentrações de carbono acima de 1,0% C, a morfologia da martensita é produzida com geometrias semelhantes a placas, como pode ser observado na Figura 3.19(b). A morfologia martensítica será influenciada principalmente pela quantidade em peso atômico de carbono no aço.

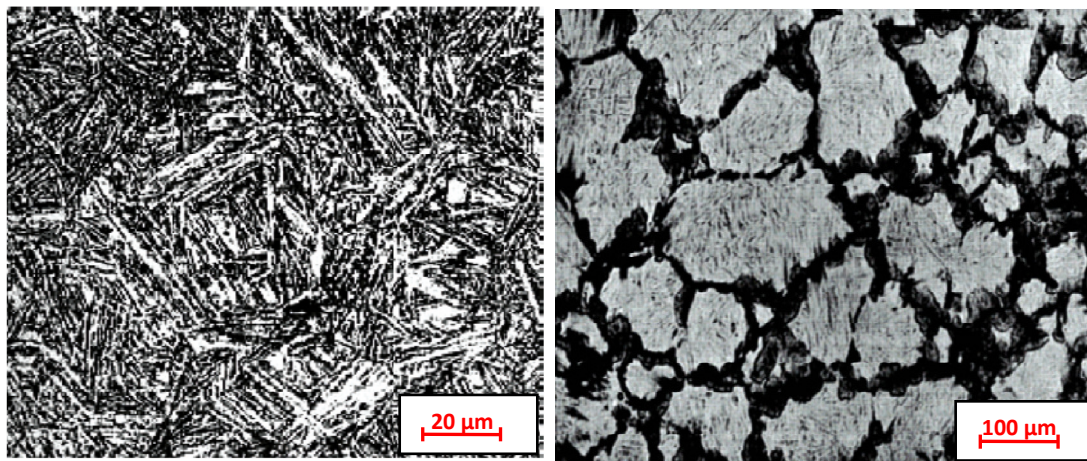


Figura 3.19 (a) Característica da formação de martensita em ripas durante a têmpera (HUME-ROTHERY apud STROHAECKER e FRAINER, 2003); (b) morfologia martensítica em placas durante a têmpera (OLIVEIRA, 2007).

Segundo Silva e Mei (2010), o aumento do teor de carbono diminui a temperatura para início e fim da formação martensítica e é primordial para o sucesso na execução do tratamento térmico por têmpera. O resfriamento do aço, após austenitização, deve ser

suficientemente rápido para evitar as transformações perlíticas e bainíticas no material. Deste modo, obtêm-se estrutura metaestável martensítica.

A transformação da austenita em martensita nos aços ocorre com aumento de volume, produzindo tensões internas que podem, dependendo das condições impostas para transformação, provocar trincas e distorções (RED-HILL, 1982).

O aquecimento do aço até a fase austenítica, seguido de resfriamento rápido, configura a execução do processo de tratamento térmico por têmpera (seja em forno, por chama ou por indução eletromagnética). A martensita obtida é uma fase metaestável do aço, não existindo seu campo de formação ou região no diagrama de equilíbrio de fases de um aço. A dureza da estrutura martensítica também é diretamente influenciada pelo aumento do teor de carbono. Esta importante propriedade mecânica que se correlaciona diretamente com a resistência ao desgaste, tem seus valores aumentados em função do aumento do teor de carbono (SILVA e MEI, 2010).

Os efeitos do teor de carbono em aços está associado também à influência de outros elementos na liga tais como Mn, Si, Cr, Mo, V, Cu e Ni. A adição de carbono e destes elementos tendem a aumentar a dureza, aumentar a temperabilidade e diminuir a soldabilidade. Cada um destes elementos influenciam a dureza e a soldabilidade do aço em diferentes magnitudes (LANCASTER, 1999). A esta associação determina-se por cálculo um valor quantitativo de carbono equivalente ( $C_{eq}$ ) que é considerado para processos de soldagem e de tratamentos térmicos. A Sociedade Americana de Soldagem (AWS), por meio da norma AWS D1.1/D1.1M:2015, estabelece esta relação para obtenção do carbono equivalente (EQ.3.1).

$$C_{eq} = \%C + \left(\frac{\%Mn + \%Si}{6}\right) + \left(\frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5}\right) + \left(\frac{\%Cu + \%Ni}{15}\right) \quad (3.1)$$

A elevação do teor de carbono associada a outros elementos de liga influentes na temperabilidade do material (como o Mn e o Si), aumenta a resistência ao desgaste com valores de dureza estimados empiricamente entre 460 HV para aproximadamente 0,23%  $C_{eq}$  até 800 HV para aproximadamente 0,8%  $C_{eq}$  (LANCASTER, 1999).

### 3.5 Integridade superficial

Os primeiros estudos sobre integridade superficial surgiram em 1964 e foram realizados por Field e Kahles, que posteriormente conceituaram esta importante área de estudos na geração de uma superfície como a condição inerente de uma determinada superfície obtida a partir de um processo de usinagem ou outra operação (FIELD e KAHLES, 1971). Segundo Griffiths (2001), "integridade superficial é o conjunto das características topográficas, mecânicas, químicas e metalúrgicas de uma superfície manufaturada e as relações com o desempenho funcional". A integridade superficial de um componente pode ser conceituada também como a descrição da qualidade de uma superfície considerando-se as alterações sofridas por ela durante seu processo de fabricação, em serviço e englobando também as alterações na camada abaixo da superfície (MACHADO *et al.*, 2009).

Os principais desafios relacionados à integridade superficial abrangem desde estudos sobre técnicas avançadas de fabricação e geração de superfície e a proposta de uma avaliação mais ampla da integridade superficial, como também o desenvolvimento adicional do desempenho preditivo, que pode ser modelado a partir da correlação dos vários parâmetros de controle (LEI *et al.*, 2016).

No início dos estudos científicos sobre integridade superficial, considerava-se suficiente a análise da textura superficial e sua forma. Porém, as condições finais de uma superfície gerada envolvem mais alterações além da dimensão e da forma estudada até então. Atualmente, o estudo da integridade superficial é constituído pela associação de importantes parâmetros de um componente resultante de um ou mais processos de fabricação, tais como: deformações plásticas, recuperação elástica, fratura, transformações metalúrgicas, tensões residuais, entre outros que se acumulam a estes em função das especificações de produção e serviço de determinado material (MACHADO *et al.*, 2009).

A definição de um padrão para integridade superficial é citado pela norma ANSI B211.1-1986, proposta pelo Instituto para a Padronização Nacional Americana. Segundo Brinksmeier *et al.* (2011), o padrão para integridade superficial pode ser compreendido como a relação entre propriedades do material, que reconhecidamente influenciam o desempenho funcional de componentes.

Fatores como coeficiente de atrito, desgaste e lubrificação são determinantes para especificar as condições de acabamento superficial desejadas. Estas especificações técnicas, definidas em projeto determinam, por exemplo, a baixa rugosidade que um calibrador precisa ter para assegurar baixo coeficiente de atrito. Já para um sistema de freio, o par tribológico de contato (disco e pastilha de freio) precisa ter uma superfície bem áspera, ou seja, com alta rugosidade, para obter um coeficiente de atrito maior (KALPAKJIAN, 1995).

Na Figura 3.20 observa-se a classificação da integridade superficial considerando-se as alterações superficiais e subsuperficiais. Nas alterações superficiais, são consideradas as características na textura da superfície do material que foi sujeito a um determinado processo de fabricação, sendo essencialmente de naturezas mecânicas. Nas alterações subsuperficiais são consideradas as condições de integridade estrutural do material abaixo da superfície e podem ser de natureza mecânica ou metalúrgica.

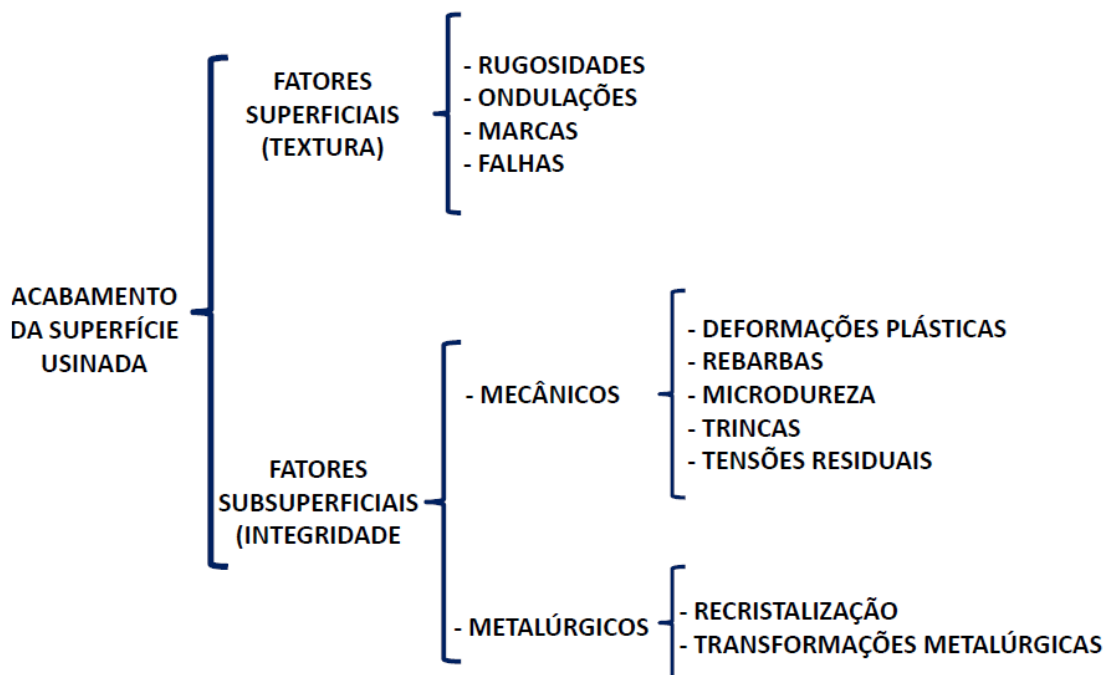


Figura 3.20 Classificação dos parâmetros de integridade superficial (MACHADO *et al.*, 2009; adaptado pelo autor).

As ondulações, falhas e rugosidade são características da superfície gerada ou sujeita a determinadas condições de serviço classificadas como acabamento, sendo que, em nível de manufatura e reparo de superfícies, a principal característica estudada e medida para controle é a rugosidade (SHAW, 1984; SCHAFFER, 1988).

As alterações de microdureza, presença de trincas e tensões residuais são as principais características causadas por fatores mecânicos abaixo da superfície, enquanto a recristalização e as transformações metalúrgicas são características causadas por fatores metalúrgicos nas referidas alterações subsuperficiais (MACHADO *et al.*, 2009).

Nos materiais metálicos, principalmente aços, o fresamento causa na superfície usinada deformações plásticas que associadas a efeitos térmicos notáveis, aos fenômenos de cisalhamento e remoção do material, refinam os grãos abaixo da superfície, gerando uma camada branca que é relativamente mais endurecida que o material imediatamente abaixo desta (BOSHEH e MATIVENGA, 2006; UMBRELLO e FILICE, 2009).

Durante o processo de usinagem, zonas distintas são geradas durante a formação do cavaco e da superfície usinada, a saber: a zona primária, onde o cisalhamento do material se efetua no início da formação de cavaco, a zona secundária, que apresenta uma aceleração no deslocamento do material removido (velocidade do cavaco), que é maior que a velocidade de cisalhamento do material, e por fim a zona terciária onde se encontra a superfície gerada durante a usinagem, que em função das intensas forças cisalhantes e aporte térmico durante o contato ferramenta-peça tem suas propriedades mecânicas significativamente alteradas pelos efeitos metalúrgicos sofridos.

Uma das principais alterações ocorridas nesta região é a elevação da dureza, que pode ter como causa a formação de uma camada branca, assim denominada na literatura

da engenharia de fabricação devido sua caracterização à microscopia óptica como uma faixa embranquecida imediatamente identificada abaixo da superfície usinada, representada na Figura 3.21 pela região denominada camada afetada.

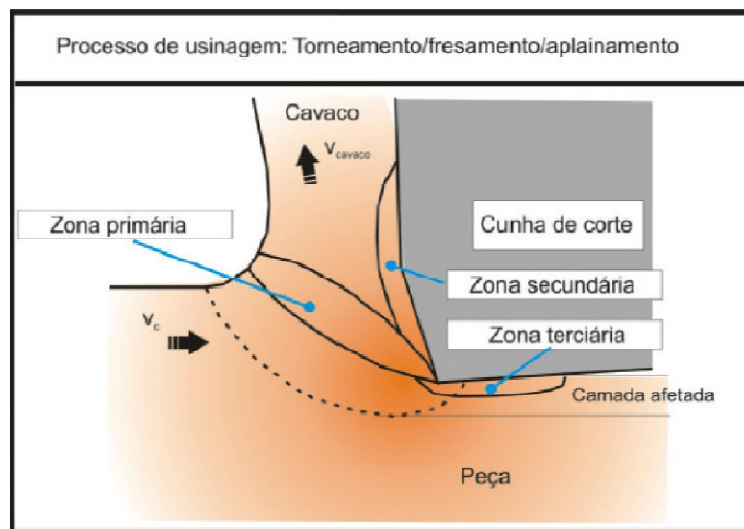


Figura 3.21 Região da interface ferramenta de corte - peça - cavaco (BETHKE, 1993).

As transformações metalúrgicas ocorrem em função do tamanho dos grãos que são refinados a partir da superfície usinada que pode por consequência destas transformações formar uma camada branca endurecida de espessura micrométrica ou nanométrica. A medida que se avança abaixo da superfície ocorre o aumento do grão em função do aporte térmico na usinagem que é elevado durante o cisalhamento do material e na formação do cavaco (ASTACHOV, 2006).

### 3.5.1 Rugosidade

Em relação às alterações superficiais, a rugosidade é, sem dúvida alguma, o principal parâmetro de avaliação das condições de uma superfície antes, durante e depois da execução de um processo de fabricação com remoção de material. Já a usinagem é o principal processo de fabricação onde se consegue um controle sobre este parâmetro dimensional. A rugosidade pode ser planejada em função dimensional principalmente pelo controle do avanço e pelo raio de ponta e da aresta de corte da ferramenta (SANTOS e SALES, 2007; DINIZ *et al.*, 2013).

Segundo a norma DIN 4760-1982, quando se observa a superfície de uma peça, mesmo que ela tenha uma aparência lisa, são encontradas regiões com maior ou menor planeza ao ser analisada por meio de um microscópio.

Sabe-se que a rugosidade ou topografia da superfície afeta o desempenho funcional de componentes usinados. Deve-se considerar, também, que as alterações provocadas pela usinagem abaixo da superfície são fundamentais para o desempenho daqueles (GRIFFITHS, 2001). A qualidade de uma superfície influencia diretamente a capacidade de resistência à corrosão, à fadiga, ao desgaste e ainda é parte fundamental



para o estudo e a definição do atrito. Para Nussbaum (1988), a avaliação de uma superfície deve ser realizada pelos seguintes métodos:

- Microscópios ópticos ou eletrônicos sobre o plano horizontal;
- Apalpadores num plano normal à superfície;
- Métodos de interferência óptica num plano oblíquo transversal.

Para o primeiro método é possível analisar a superfície gerada por meio das imagens obtidas no conjunto óptico de um microscópio metalográfico, ou com uma maior precisão e melhor resolução por meio das imagens geradas pela microscopia eletrônica de varredura, onde é possível obter imagens tridimensionais da superfície. Para o segundo método, são utilizados equipamentos denominados rugosímetros, que consistem basicamente num apalpador de ponta diamantada cônica ou piramidal, com ângulo normalizado em  $90^\circ$  e raio na ponta entre  $5\mu\text{m}$  e  $10\mu\text{m}$ , que se desloca em contato com a superfície da peça. No caso do terceiro método, utilizam-se perfilômetros, que permitem um mapeamento da topografia mais preciso em relação aos rugosímetros, uma vez que abrangem uma área da superfície em análise e não somente um comprimento amostral (MUMMERY, 1992).

Os parâmetros para a quantificação da rugosidade têm a função de avaliar as características topográficas da superfície que são afetadas por um número elevado de variáveis. Portanto, recomenda-se não utilizar apenas um parâmetro para avaliação da superfície, o que acaba sendo um erro recorrente.

Entre os parâmetros de rugosidade, o mais utilizado é o desvio médio aritmético ( $R_a$ ), amplamente empregado no controle de qualidade de produtos industrializados. A obtenção deste parâmetro está disponível nos instrumentos mais simples e, por representar um valor médio, consegue-se perceber variações importantes nos processos de fabricação, como desgaste de ferramentas de corte na usinagem. O parâmetro  $R_a$ , analisado de forma isolada, não é suficiente para identificar características diferentes entre perfis, pois superfícies geometricamente diferentes podem apresentar  $R_a$  próximos e estatisticamente iguais, mas desempenhos em serviços bem distintos (MACHADO *et al.*, 2009).

No contexto industrial, o segundo parâmetro de rugosidade mais utilizado é o desvio médio quadrático ( $R_q$ ), sendo que, nos EUA, é mais utilizado que o  $R_a$  no controle produtivo e científico. Este parâmetro acentua os efeitos dos valores do perfil que se afastam da média das medições amostrais em  $R_a$ . Segundo Totten (2006), é possível obter o valor de  $R_q$  por meio da relação na ordem aproximada de  $R_q \approx 1,33R_a$  para as operações de torneamento, fresamento e aplainamento, sendo o valor 1,33 obtido por meio da interação das variáveis que compõem a equação para  $R_q$ .

A altura máxima do perfil ( $R_z$ ) é definida pela soma da altura máxima dos picos e a maior das profundidades dos vales no comprimento de amostragem. Tem aplicação na avaliação das condições de superfícies de vedação, assentos de anéis de vedação e superfícies de deslizamento em que o perfil efetivo é periódico (NBR 4287, 2002).

A altura total do perfil ( $R_t$ ) corresponde à distância vertical entre o pico mais alto e o vale mais profundo no comprimento de avaliação. Ela considera todo o

comprimento de avaliação e, apesar da importância da medida obtida, deve ser analisada com cuidado e junto ao parâmetro  $R_{sk}$  (fator de assimetria, que será explicado a seguir) para se evitar dedução de resultados enganosos, como, por exemplo, a presença de vales profundos ou picos mais altos (NBR 4287, 2002). Além de ter as mesmas aplicações que o parâmetro  $R_z$ , é mais abrangente, pois é determinado considerando o comprimento total de avaliação.

O parâmetro  $R_{sk}$  (assimetria ou *skewness*) permite analisar a assimetria do perfil da superfície. Se o valor informado for menor que zero, considera-se que o perfil da superfície possui vales profundos e picos mais baixos e próximos da superfície nominal da leitura. Em contraste, quando este valor for maior que zero, consideram-se picos mais altos e vales rasos próximos à superfície nominal da leitura. Na Figura 3.22 observam-se os perfis para demonstração do parâmetro  $R_{sk}$ .

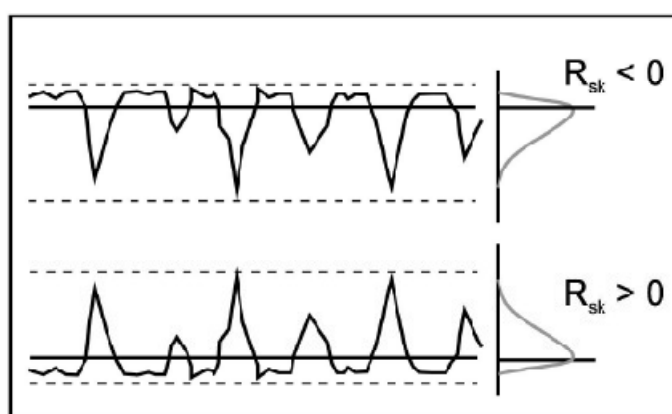


Figura 3.22 Exemplos do parâmetro  $R_{sk}$  (NBR 4287, 2002).

O parâmetro  $R_{ku}$  (achatamento ou *kurtosis*), possibilita a análise do fator de achatamento do perfil da superfície. Valores menores que três indicam que o perfil possui achatamentos evidentes no topo dos picos e no fundo dos vales, com características de platôs paralelos à linha média nominal da superfície. Quando o valor obtido for maior que três, considera-se que o perfil da superfície possui vales e picos sem achatamentos aparentes no topo dos picos e no fundo dos vales, com características de pontas mais agudas. Na Figura 3.23, visualizam-se exemplos do parâmetro  $R_{ku}$ .

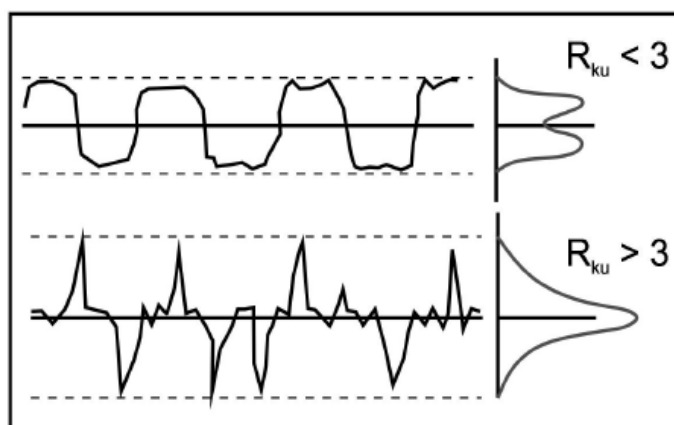


Figura 3.23 Exemplos do parâmetro  $R_{ku}$  (NBR 4287, 2002).

Estudo realizado por Ghosh e Sadeghi (2015) propõe um novo modelo para a aproximação dos efeitos dos parâmetros  $R_{sk}$  e  $R_{ku}$  de rugosidade no desgaste dos materiais, sendo que esta nova abordagem não contradiz os estudos já realizados até então, mas estende a compreensão de suas influências em um sistema tribológico por correlacionar estes parâmetros de rugosidade com o comportamento das superfícies em contato quanto à força de atrito, coeficiente de atrito e escoamento ou retenção de filme lubrificante entre as asperezas.

O parâmetro  $R_{sm}$  (Figura 3.24) informa a largura média de uma elemento do perfil, sendo importante se correlacionado a outros parâmetros, como  $R_{sk}$  e/ou  $R_{ku}$ . Em uma situação para análise de corrosão ou escoamento de fluidos, ele permite analisar a melhor condição superficial em função do espaçamento entre os elementos, uma vez que os parâmetros de amplitude podem informar valores semelhantes, porém com espaçamentos diferentes.

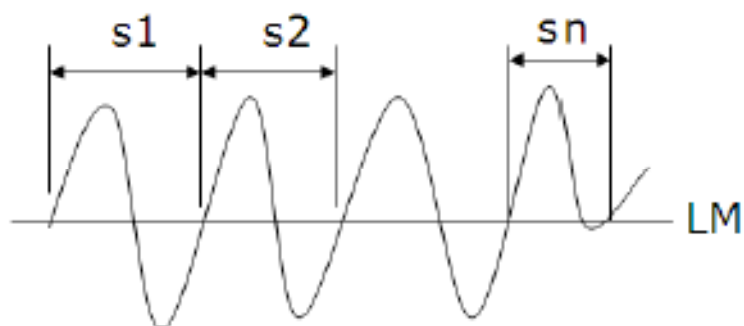


Figura 3.24 Modelo do parâmetro  $R_{sm}$  em perfil de rugosidade (NBR 4287, 2002).

A medição de parâmetros de rugosidade requer a definição do comprimento amostral do percurso do procedimento de medição (comprimento de avaliação). Essa determinação se faz necessária uma vez que influencia diretamente na leitura obtida, sendo o ajuste feito em função da faixa de rugosidade em que se encontra a superfície a ser analisada. Observa-se na Tabela 3.1 o comprimento de amostragem recomendado em função da rugosidade esperada.

Tabela 3.1 Comprimento de amostragem em função de  $R_a$

Rugosidade $R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	Mínimo comprimento de amostragem (mm)
De 0 até 0,1	0,25
Maior que 0,1 até 2,0	0,80
Maior que 0,1 até 2,0	2,50
Maior que 10	8,00

Fonte: Norma ISO 4288 (1996).

O comprimento de amostragem minimiza o efeito do desvio de forma na avaliação da rugosidade, sendo um importante filtro para obtenção de uma medição válida.

A produção de um perfil unidimensional, que é equivalente ao tridimensional de um corpo em sentido mecânico de contato, pode ser desenvolvido por um método

matemático de simulação de perfil. Para esta proposta, é possível aplicar o método de substituição a partir do trabalho realizado por GREENWOOD e WILLIAMSON (1966). Nesse método, os contatos individuais são considerados independentes um do outro e nestas condições, apenas a distribuição das alturas das asperezas e os raios de curvatura desempenham este papel modelador de referência. Assim, o objetivo é, primeiramente, gerar um sistema unidimensional, que tem informações suficientes para uma distribuição estatística das alturas e dos raios de curvatura. A Figura 3.25 exemplifica o perfil unidimensional da superfície a partir de um modelo computacional

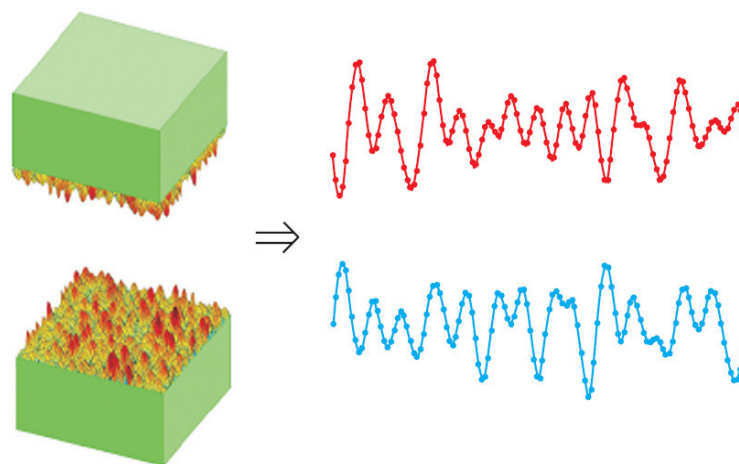


Figura 3.25 Substituição de dois corpos tridimensionais por dois equivalentes unidimensionais (POPOV, 2010).

A textura de uma superfície influencia o desempenho do componente em função das exigências solicitadas, sendo que um valor mais elevado de rugosidade aumenta progressivamente o desgaste sofrido por um material. Dedutivamente, espera-se que o inverso também seja válido, isto é, para uma rugosidade cada vez menor, espera-se taxas de desgastes cada vez menores.

Hutchings abordou este assunto ao apresentar os resultados obtidos por Downson *et al.* (apud Hutchings, 1995), nos quais foi observada uma mudança abrupta na tendência da taxa de desgaste quando polietileno sofreu atrito contra uma superfície metálica rugosa: para valores de  $R_a$  na faixa de  $10\ \mu\text{m}$  até aproximadamente  $0,1\ \mu\text{m}$ , a taxa de desgaste diminuiu praticamente de forma linear; porém, quando os valores de  $R_a$  ficam abaixo de  $0,1\ \mu\text{m}$ , os valores de taxa de desgaste começam a aumentar, inclusive mais progressivamente que a redução na primeira faixa de rugosidade citada. Os resultados encontrados por Downson *et al.* (apud Hutchings, 1995) são apresentados na Figura 3.26. Nota-se que para  $R_a$  maior que  $0,1\ \mu\text{m}$ , o coeficiente de desgaste aumenta, provavelmente devido ao aumento das asperezas em contato, que facilitam o processo de deformação plástica dos picos do perfil, e que para rugosidades menores que  $0,1\ \mu\text{m}$ , o coeficiente para uma taxa de desgaste ( $k$ ) de  $10^{-7}\ \text{mm}^3(\text{Nm})^{-1}$  também aumenta, provavelmente relacionado à maior área de contato real.

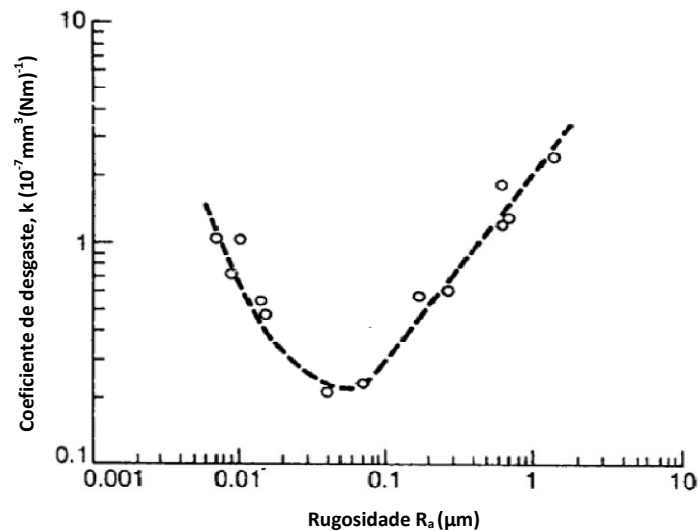


Figura 3.26 Relação entre  $k$  e  $R_a$  (DOWNSON *et al.*, apud HUTCHINGS, 1995).

Considerando o atrito entre superfícies sob movimento relativo, uma análise inicial e válida está relacionada diretamente com a área de contato entre as asperezas das superfícies, que configura a área de contato real, a qual, em detrimento da área superficial da seção da região em contato (área de contato aparente), é uma das principais influências sobre a taxa de desgaste.

À medida que as saliências das asperezas (picos do perfil superficial) se sobrepõem a uma linha de referência da superfície (geralmente uma linha média entre picos e vales) com uma amplitude cada vez maior, representando o que se pode entender como uma superfície com maior rugosidade relativa a outra que não possua estas características, é configurada uma condição propícia ao travamento mecânico entre as muitas asperezas salientes e resistentes ao deslocamento relativo entre as superfícies em contato.

Conforme essas asperezas diminuem a tal ponto que se aproximem de forma infinitesimal a zero (em relação às medidas dos parâmetros de rugosidade), ocorre uma mudança de comportamento com a diminuição acentuada de desgaste para um aumento mais acentuado da taxa de desgaste sofrida pelo material (POPOV, 2010).

Dessa forma, configura-se uma nova condição de contato na qual a área real (contato entre as asperezas das superfícies) aumenta, quase se equiparando ao que seria a área aparente, que pode ser definida pela área superficial considerando as dimensões limítrofes da seção em contato. Inevitavelmente, espera-se assim o aumento da taxa de desgaste, uma vez que maior porção do material da superfície estará em contato e a partir do momento em que mecanismos, tendo como deformação plástica, cisalhamento e abrasão sejam iniciados, porções significativas de material serão removidos se comparada ao contato com uma área real menor (RABINOWICZ, 1995).

Uma abordagem que permite uma análise mais completa do comportamento de uma superfície de contato em serviço pode ser obtida por meio da geração da curva *Abbott-Firestone*, isso é possível a partir da razão de material da superfície do perfil em função da profundidade, esta curva possui os limites entre 0% e 100% (WHITEHOUSE, 2010). Um dos métodos mais eficientes para obtenção da curva é por

meio da perfilometria de contato. Os parâmetros que podem ser obtidos por meio desta curva são conhecidos como parâmetros  $k$ , localizados ao longo da curva (Figura 3.27).

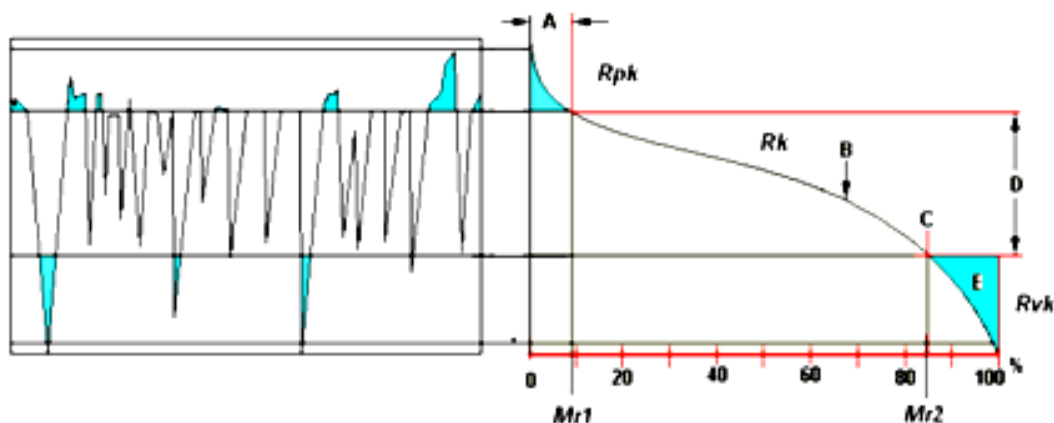


Figura 3.27 Curva de *Abbott-Firestone* e parâmetros da série  $k$  (Taylor Robson, 2000).

O parâmetro  $R_{pk}$  está associado à região que sofre o desgaste inicial quando o processo de contato entre superfícies é desencadeado, este contato se restringe aos picos que se quebram e/ou deformam-se plasticamente. O parâmetro  $R_k$  é delimitado pela parte intermediária da amplitude da rugosidade observada (entre  $Mr1$  e  $Mr2$ ) e influencia diretamente o desempenho da superfície, este parâmetro quantifica a taxa de desgaste das superfícies de contato. O parâmetro  $R_{vk}$  está relacionado aos sulcos (vales) que estão presentes na superfície, está diretamente relacionado com a capacidade da superfície em reter fluido (MUMMERY, 1992).

### 3.5.2 Dureza e microdureza

A dureza é uma propriedade mecânica com influência diretamente incidente sobre o desgaste superficial de um material, principalmente quando o mecanismo de desgaste se encontra em regime moderado. Para regimes severos, devem ser consideradas outras variáveis, tais como velocidade e carga.

Dureza é a resistência superficial à deformação plástica localizada (HUTCHINGS, 1995), portanto, não pode ser quantificada como um valor de deformação válido para toda uma sessão de superfície, mas sim um valor a ser mapeado em vários pontos distribuídos sobre uma área.

Segundo Callister e David (2013), a dureza é uma propriedade mecânica relacionada à deformação plástica localizada em função de um carregamento por penetração, também podendo ser definida como a resistência que o material oferece a impressões e riscos sobre a superfície.

Um material com grande resistência à deformação plástica permanente também será resistente ao desgaste, ao corte e ao risco, ou seja, será considerado com dureza relativa maior em qualquer dessas situações. A dureza tem boa correlação com a resistência ao desgaste (ASKELAND e PHULÉ, 2011).

Os ensaios de dureza estão bem difundidos atualmente, pois o conhecimento e o desenvolvimento acumulados nas últimas décadas evidenciam a importância dos estudos realizados com o objetivo de caracterizar os materiais a partir desta propriedade mecânica. Existem vários métodos de medição de dureza, dentre os principais destacam-se Brinell, Rockwell, Vickers, Knoop, Shore e Janka.

A primeira escala científica para dureza foi baseada em ensaio de risco, em que os minerais são classificados em função da capacidade de riscar outro material com uma dureza relativa menor. Esta escala foi concebida pelo mineralogista Friedrich Mohs em 1822. Depois disso, novos procedimentos foram desenvolvidos com o intuito de verificar a dureza dos materiais (principalmente os industrializados, e não apenas considerando o grupo dos minerais), nos quais a penetração de um indentedor sob condições controladas de carga e velocidade resultou em valores que correspondiam à deformação plástica sofrida no local de aplicação (CALLISTER e DAVID, 2013).

O indentedor (ou penetrador) é projetado com a ponta de ensaio normalmente esférica, cônica ou piramidal, dependendo do ensaio a ser realizado. Obrigatoriamente, o material do indentedor deve ser mais duro que o do corpo de prova, sendo os materiais mais utilizados o aço endurecido (geralmente aço temperado), o carbetto de tungstênio e o diamante (SHACKELFORD, 2008).

Os principais ensaios de dureza normalizados aplicados aos metais são:

- Dureza Brinell (NBR NM ISO 6506-1:2010);
- Dureza Rockwell (NBR NM ISO 6508-1:2005);
- Dureza Vickers (NBR NM ISO 6507-1:2005);

Os primeiros estudos e experimentos para padronização dos tipos de geometrias de projeto para cada penetrador a ser aplicado em um ensaio de dureza são oriundos da área metal-mecânica (HAYDEA, MOFFATT e WUFF apud SHACKELFORD, 2008).

Um dos primeiros ensaios realizados com sucesso utilizando a metodologia de penetração foi o ensaio Brinell, no qual eixos de grandes motores ferroviários e náuticos eram verificados. No ensaio Brinell, o penetrador esférico é de aço endurecido ou de carbetto de tungstênio e possui diâmetro de 10 mm. As cargas variam de 500 a 3000 kg, com incrementos de 500 kg e o tempo de carregamento varia de 10 a 30 s. A dureza Brinell é resultado da carga aplicada com a relação entre as dimensões da impressão. A carga é determinada em função da proporção entre o diâmetro de impressão e o diâmetro da esfera. O ensaio Brinell não é recomendado para durezas superiores a 600 HB, pois, a partir deste valor, inicia-se um processo de deformação elástica e plástica do penetrador que, conseqüentemente, influenciará a forma da indentação (ASM, 1992).

O ensaio de dureza Rockwell é amplamente utilizado na indústria pois permite uma leitura rápida da propriedade mecânica do material relativa à sua dureza na superfície, sendo o resultado obtido imediatamente após o ensaio, diretamente no mostrador acoplado ao cabeçote da máquina. Ele elimina o tempo necessário para a medição demandada no ensaio Brinell, tornando-o bem mais rápido para uma linha de controle de qualidade.

Segundo Askeland e Phulé (2011), o principal diferencial do ensaio de dureza Rockwell em relação aos ensaios Brinell e Vickers está no procedimento direto de leitura, devido à parametrização dimensional óptica das dimensões da impressão formada durante o ensaio. Esta diferença justifica a maior difusão do ensaio Rocwell no meio industrial.

Os penetradores utilizados nos ensaios Rocwell podem ter ponta esférica em aço temperado para corpos de prova com durezas abaixo de 20 HRC, registrados, na maioria dos resultados, na escala HRB. Além disso, podem ter ponta cônica de diamante com 120° para corpos de prova com dureza maior acima de 20 HRC (ASTM E-18).

O ensaio de dureza Vickers também emprega o princípio da indentação do material a ser testado. O penetrador tem dimensões reduzidas em relação aos métodos Brinell e Rocwell, sua ponta é de diamante com forma geométrica de uma pirâmide de base quadrada com ângulo de 136°, a qual é forçada contra a superfície do corpo de prova. As impressões provocadas pelo penetrador possuem similaridade geométrica, independentemente da carga aplicada, que deve ser selecionada em decorrência da dureza a ser medida (CALLISTER e DAVID, 2013).

O ensaio Vickers é amplamente utilizado na área de pesquisa científica e, em comparação aos ensaios Brinell e Rocwell, possui a vantagem de abranger um conjunto de materiais com diferentes durezas devido à sua ampla escala e possibilidade de uma maior quantidade de diferentes magnitudes de carregamentos, em proporções abaixo das menores cargas possíveis nos outros ensaios.

Segundo POPOV (2010), os ensaios de dureza como o Brinell e Vickers são importantes para caracterizar os materiais quanto a sua resistência ao desgaste, uma vez que determinam, por aproximação, qual é o momento de deformação plástica perfeitamente plástico de um material. Teórica e também experimentalmente pode-se comprovar a relação entre a dureza do material e a tensão de escoamento do material (TABOR, 1951; HUTCHINGS, 1995). Na EQUAÇÃO 3.2, pode-se observar a relação matemática entre a dureza ( $\sigma_D$ ) e a tensão de escoamento ( $\sigma_e$ ).

$$\sigma_D \text{ (HV)} \approx 3\sigma_e \text{ N/mm}^2 \quad (3.2)$$

Esta aproximação é um parâmetro de referência importante para a caracterização tribológica dos materiais, porque os processos tribológicos são essencialmente definidos por meio das interações entre as microasperezas, que são semelhantes ao ensaio de dureza (POPOV, 2010).

A dureza do material não deve ser analisada isoladamente quando se quer estudar as interações tribológicas entre as superfícies e a influência desta propriedade no sistema, sendo necessário, portanto, correlacionar os resultados para a deformação plástica localizada (dureza) com outras propriedades mecânicas. Entre as principais, citam-se o módulo de elasticidade, o coeficiente de expansão térmica e a energia superficial (RABINOWICZ, 1995).

A conversão entre as diversas escalas de dureza (ASTM E-140), é uma atividade recorrente, principalmente no meio industrial, porém tecnicamente não se recomenda este tipo de tratamento de dados para ensaio de durezas. O ideal é que o valor obtido no



ensaio de dureza, na escala adotada, seja o valor válido para as fases posteriores de análise e cálculo a partir do valor obtido, o que minimiza os erros associados aos métodos de conversão adotados.

A tendência de erros amplificados durante a medição pode ocorrer caso o corpo de prova seja muito fino e as impressões realizadas durante os ensaios estejam muito próximas umas das outras ou da borda do corpo de prova. A norma NBR 6508-2005 recomenda que a espessura mínima do corpo de prova seja 17 vezes maior que a profundidade atingida pelo penetrador. Recomenda-se que seja respeitado um espaçamento mínimo de três vezes o diâmetro de impressão entre o centro de uma impressão realizada até o centro de outra a ser efetuada. Essa distância mínima também é recomendada entre uma impressão e a borda do corpo de prova (CALLISTER e DAVID, 2013).

A definição do perfil da microdureza de um material estende a medição obtida por meio do ensaio de dureza superficial, uma vez que são geradas impressões de ordem micrométricas que tornam possível conhecer a resistência à deformação plástica em fases e grãos formados, o que não é possível com os métodos de ensaio de dureza que geram impressões macroscópicas.

Os principais métodos de medição de microdureza são o Knoop e Vickers. Para cada ensaio, um penetrador de diamante muito pequeno, com geometria piramidal, é forçado contra a superfície do corpo de prova. As cargas aplicadas são muito menores do que para os ensaios Rockwell e Brinell, variando entre 1 e 1000 g. Para realização destes ensaios é necessária uma preparação cuidadosa da superfície do corpo de prova (lixamento e polimento), a fim de assegurar uma impressão bem definida, que possa ser medida com precisão. Os números de microdureza Knoop e Vickers são designados por HK e HV, respectivamente, e as escalas para ambas as técnicas são aproximadamente equivalentes.

O método Knoop é usado para analisar a microdureza de materiais frágeis como a cerâmica, enquanto o método Vickers abrange praticamente todos os materiais, sendo mais aplicado nos metais (CALLISTER e DAVID, 2013). Como pode ser observado na Figura 3.28, a principal diferença entre o método Vickers e o método Knoop está nas dimensões das diagonais obtidas após as impressões realizadas pelos penetradores (de diamante para ambos os ensaios). Este desenho diagonal das impressões são resultantes da geometria específica de cada penetrador que ao deformar plasticamente a superfície possibilita por meio do método de cálculo de cada ensaio a resistência a esta deformação, isto por uma função matemática dependente das dimensões das diagonais integrada às variáveis de interesse.

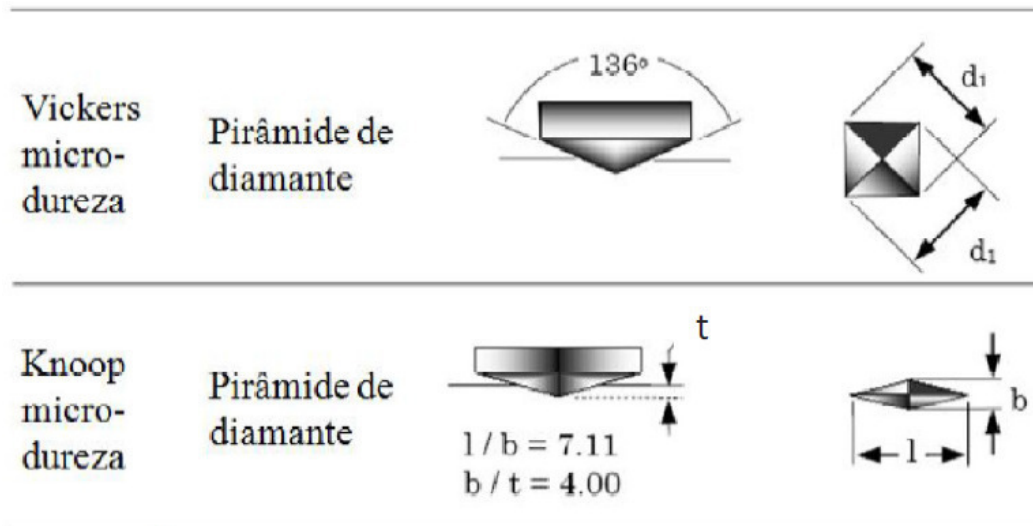


Figura 3.28 Impressões Vickers e Knoop (CALLISTER e DAVID, 2013), adaptada pelo autor.

### 3.5.3 Tensões residuais

Segundo Macherauch e Kloos (1987), as tensões residuais são tensões autoequilibradas existentes nos materiais em condições de temperatura homogênea e sem carregamento externo. As tensões residuais originam-se a partir de processamentos térmicos e/ou mecânicos (LU, 2002). Tensões residuais estão predominantemente no estado plástico existentes em um corpo, considerando-se a inexistência de qualquer tipo de carregamento externo ou de gradientes de temperatura provenientes do processamento do material. Elas são produzidas no decorrer do beneficiamento dos materiais, em componentes mecânicos, durante a fabricação, nos mais diversos processos industriais, sendo que todos os processos de manufatura introduzem tensões residuais.

Dentre as principais causas de aparecimento das tensões residuais evidenciam-se aquelas a partir de deformações plásticas na superfície dos materiais causadas pelos processos de usinagem, das transformações metalúrgicas devido aportes termodinâmicos nos processos de deposição de material por soldagem, originando camadas temperadas e das transformações de fases durante os processos de tratamentos térmicos ocorridas ao longo da seção de uma peça.

Existem dois tipos de tensões residuais: as trativas e as compressivas. Quando um componente com tensões residuais trativas na superfície sofre carregamento de tração, este material será sobrecarregado localmente pelas tensões residuais trativas existentes na superfície do componente reduzindo sua vida útil. O inverso ocorre quando um componente com tensões residuais compressivas na superfície sofre carregamento trativo: as tensões residuais compressivas irão subtrair as tensões trativas, aumentando o desempenho desse componente em serviço (NOYAN e COHEN, 1987).

A resistência à fadiga dos componentes metálicos pode ser diretamente correlacionada às tensões residuais induzidas nas camadas superficiais. As tensões

residuais compressivas têm efeito benéfico sobre a vida em fadiga, resistência à corrosão sob tensão, minimização da possibilidade de ruptura pela inibição da nucleação e na propagação de trincas. As tensões tratativas podem se somar às tensões de trabalho e provocar a ruptura prematura do componente, sendo assim indesejadas no material após sua produção e fabricação, principalmente para aplicação em condições de atrito com carregamentos sob esforços de compressão e de tração.

Os processos de soldagem, meio pelo qual se obtém a maioria dos revestimentos por deposição metálica em mancais de equipamentos rodoferroviários, são determinantes na indução de tensões no material devido à complexidade termodinâmica da liga obtida na zona de fusão entre metal de deposição e o substrato. Além disso, as transformações metalúrgicas que ocorrem tanto na zona termicamente afetada (abaixo da zona fundida), quanto na camada do recobrimento superficial possuem diferentes picos térmicos e diferentes velocidades de resfriamento (MODENESI, 2012). Essas variações são importantes pelo fato de estarem entre as principais causas das transformações metalúrgicas sofridas pelo material após os processos de fabricação que o conceberam.

Na usinagem, as deformações plásticas provenientes do processo e o intervalo de tempo em que a superfície da peça permanece em altas temperaturas (entre 650°C e 1100°C) constituem as principais fontes de tensões residuais (MAHDI e ZHANG, 1998). Os parâmetros de corte, principalmente a velocidade de corte e o avanço, influenciam de forma decisiva as propriedades superficiais das peças usinadas, tais como dureza, tensões residuais e rugosidade (GRUM, 2001; JIANG *et al.*, 2005). As tensões residuais são consideradas o parâmetro mais complexo da integridade superficial de um material e apesar de se poder intencionalmente induzir o tipo de tensão que se deseja ao final da usinagem (se compressiva ou tratativa), é praticamente impossível controlar os valores quantitativos que terão estas tensões no material (M'SAOUBI *et al.*, 2008; MACHADO *et al.*, 2009); JAWAHIR *et al.*, 2011).

Os tratamentos térmicos são procedimentos que realizam a transformação de fases e alterações significativas nas propriedades dos materiais metálicos, principalmente nos aços, onde são amplamente aplicados para este fim. O complexo ciclo termodinâmico dos tratamentos induz tensões que podem ser tratativas, conforme resultados apresentados por MACHERAUCH e KLOOS (1987) após realizarem ensaios em aço ao carbono submetido ao tratamento térmico de têmpera com resfriamento ao óleo, mas também pode induzir tensões compressivas, de acordo com os resultados apresentados por REIS *et al.* (2010) em ensaios em aço AISI 4340 após têmpera também com resfriamento ao óleo. Hipoteticamente, deduz-se que a composição química e o processo de produção do material podem influenciar a indução de tensões residuais diferentes para um mesmo processamento posterior, uma vez que os materiais possuem características diferentes.

Dentre os tratamentos térmicos termofísicos, a têmpera é considerada o de maior influência na indução de tensões residuais. Para a têmpera de aços com baixo teor de carbono (abaixo de 0,2% C), é verificado um comportamento particular em relação à estrutura cristalina atômica a ser formada, não obedecendo portanto a relação esperada de que, quanto maior o teor de carbono, maior a tetragonalidade da martensita com uma morfologia granulométrica em placas Assim esse aço baixo carbono apresenta uma

estrutura cristalina CCC, o que justifica a morfologia dos grãos em ripas ou agulhas (KRAUSS, 1999).

A seleção do método de medição de tensões residuais depende de uma matriz de variáveis de interesse que não obrigatoriamente se resume a Tabela 3.2, sendo esta apenas uma referência para iniciar esta seleção. Os critérios de seleção do melhor método de medição de tensão residual em função da aplicação devem considerar variáveis como tamanho do grão, tipo do material, processo de fabricação, tratamento térmico, entre outros que podem ser listados de acordo com as características do material em estudo.

Tabela 3.2 Comparação entre métodos de medições de tensões residuais

<b>Descrição</b>	Furo cego	Difração de raio X	Ultrassom	Magnético
Problemas para estruturas com grãos maiores	Não	Sim	Sim	Sim
Sensibilidade à deformação ao encruamento	Baixa	Alta	Alta	Alta
Análise em material de múltipla fase	Tensão média em todas as fases	Tensão diferente em cada fase	Tensão média em todas as fases	Tensão média em todas as fases ferromagnéticas
Medidas de materiais amorfos	Possível	Impossível	Possível	Possível em fases ferromagnéticas
Medidas em partes com baixo raio de curvatura	Possível, $r > 5$ mm	Possível, $r > 5$ mm	Difícil, necessidade de sensor especial	Possível, $r > 5$ mm
Medidas em camadas (espessuras da camada)	Maior que 50 $\mu$ m	Todas as espessuras	0,1 a 3 mm	0,01 a 1 mm

Fonte: LU (2002), adaptado pelo autor.

Segundo Whitters e Bhadeshia (2001), a medição de tensões residuais pode ser realizada por métodos não destrutivos ou destrutivos. Em busca da melhor técnica para análise das tensões residuais de um material, vários fatores devem ser considerados. Entre os principais, destacam-se a precisão e a confiabilidade dos resultados e os custos demandados com equipamento, laboratório e corpo técnico especializado (que pode ser substituído por contratação de um laboratório certificado) - os quais são elevados, por mais simples que seja a metodologia escolhida.

Kandil et al. (2001) classificam os diferentes métodos (destrutivos e não destrutivos) em função de sua abrangência de aplicação no campo industrial e científico, em que todos os fatores supracitados são determinantes para a maior ou menor aplicação dos métodos referenciados. Segundo estes autores, o método mais utilizado na indústria é o de furo cego (30 %), seguido pelo método de difração de raios X (26 %), difração de nêutrons (19 %), remoção de camada (16 %), e outros métodos, entre os quais listam ultrassom, magnético e Barkhausen (9 %).

As técnicas de furo cego e difração de raios X somadas representam aproximadamente metade de todas as metodologias de medição de tensões residuais, devido ao fato de sua confiabilidade em comparação aos outros métodos (MACHERAUCH e KLOOS, 1986).

O procedimento para execução do furo cego é realizado por meio da usinagem em operação de microfuração com diâmetro na faixa de 0,8 a 3,2 mm conforme descrito na norma ASTM-E-837. O procedimento para realização das medições das tensões por difração de raios X efetua-se sobre a variação das distâncias entre os planos atômicos, conforme descrito na norma SAE-J784a.

As tensões residuais desempenham importante papel na aplicação da superfície dos equipamentos de manutenção e movimentação de carga, uma vez que todas as etapas de fabricação do revestimento sobre o substrato (deposição, usinagem e tratamento térmico) induzem tensões residuais, sendo portanto imprescindível a mensuração deste parâmetro de integridade superficial, principalmente na última etapa de fabricação do material, pelo fato de ser este o momento de fabricação de maior influência e determinação no tipo e quantidade das tensões induzidas, relevando-se ainda que as tensões residuais induzidas pelos processos anteriores não devem ser desconsideradas, pois se acumulam e influenciam as tensões finais, tanto pelo somatório ou subtração dos valores induzidos pelo processo final (NOYAN e COHEN, 1987).

### **3.6 Atrito entre superfícies metálicas**

A primeira teoria sobre atrito no campo industrial (considerando o período após 1940) foi a teoria de aderência por atrito, trabalho seminal para o desenvolvimento da tribologia (BOWDEN e TABOR, 1950 e 1964). Esta teoria tornou-se a base e a inspiração de grande parte do trabalho em tribologia que se seguiu.

A influência de lubrificantes entre as superfícies (já em estudo antes da teoria da aderência) foi o próximo passo a ser incorporado a esta teoria, a partir das condições de uma lubrificação limítrofe que se definia pelo menor filme lubrificante resistente possível entre duas superfícies (HARDY, 1936).

Segundo Hutchings (1995), o coeficiente de atrito ( $\mu$ ) entre aços tem variação considerável em função da composição química, microestrutura e carga. A composição química das superfícies em atrito influencia  $\mu$  devido às diferentes respostas elásticas e plásticas dos materiais sujeitos a diferentes carregamentos. Além disso, a microestrutura é determinante quanto às propriedades mecânicas que envolvem as condições de desgaste do material, sendo que a força de atrito ( $F_a$ ) é diretamente proporcional à carga ( $W$ ), conforme está descrito na Primeira Lei de Atrito de Coulomb. A EQUAÇÃO (3.3)

relaciona o coeficiente de atrito ( $\mu$ ) com a carga normal ( $W$ ) para determinar o valor da força de atrito ( $F_a$ ).

$$F_a = \mu \cdot W \quad (3.3)$$

Em geral, o coeficiente de atrito é bem menor para ligas em comparação a metais puros pois os metais puros possuem restritas características em suas propriedades em função de sua estrutura atômica e quando em contato apresentam elevada adesão devido à afinidade química próxima de 100% entre os mesmos metais puros em atrito. Observa-se na Figura 3.29 o comportamento tribológico de aços em contato sem lubrificação (HUTCHINGS, 1995). Nota-se a variação do coeficiente de atrito em função da força normal para aço deslizando contra aço ao ar, sem lubrificação. Esta variação inicialmente não esperada é justificada pela formação de óxidos na superfície ( $Fe_3O_4$ ,  $FeO$  ou  $Fe_2O_3$ ) que se encontra sem proteção (ausência de um filme lubrificante), propiciando assim alteração no coeficiente de atrito ( $\mu$ ) em função do aumento da força normal ( $W$ ), até que a camada de óxido seja rompida e novamente seja estabelecida a relação coerente entre  $\mu$  e  $W$ .

Os resultados são mostrados para dois diferentes aços ao carbono, com 0,4 % (linha contínua) e 0,3 % (linha tracejada) de carbono. Observa-se que à medida que aumenta-se a carga normal, o coeficiente de atrito diminui, porém para o aço com 0,4% C esta redução inicia-se com uma carga normal maior em relação ao aço com 0,3% C em parte em função da dureza mais elevada devido ao maior teor de carbono daquele, o que aumenta a resistência ao desgaste da superfície.

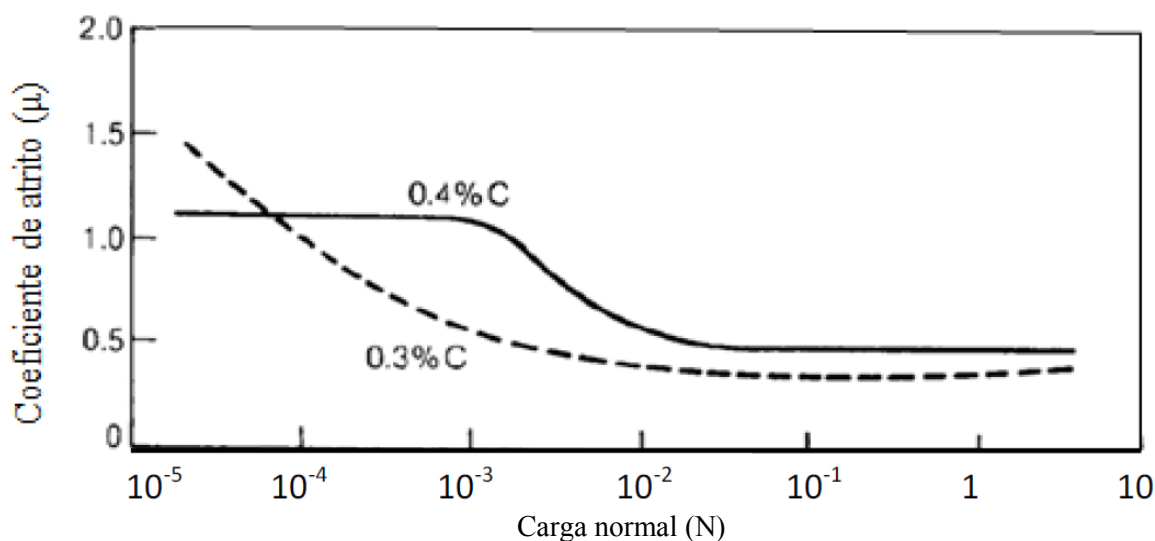


Figura 3.29 Variação de coeficientes de atrito de aços (HUTCHINGS, 1995; adaptado pelo autor, 2017).

Em contrapartida a esta relação direta de que quanto maior a dureza de um material menor será o coeficiente de atrito, estudos realizados por Bressan e Comeli (2007) encontraram coeficientes de atrito menores para ensaios de desgaste de aços

normalizados em relação a aços temperados e nitretados. A primeira justificativa apresentada pelos autores baseia-se no fato de o aço normalizado passar por um processo de encruamento no início do ensaio de desgaste (período conhecido como *running in*), o que eleva a dureza da superfície devido o aumento acentuado e repentino do coeficiente de atrito neste período inicial de teste. A segunda justificativa apresentada cogita a hipótese de ter ocorrido a remoção de uma camada superficial de menor dureza e revelação de camada mais interna de maior dureza.

Cada par de materiais em contato sob movimento relativo formará um sistema tribológico distinto, com características bem particulares devido ao tipo de material em estudo e das variáveis consideradas, como carga, velocidade de deslizamento, rugosidades, dureza, contaminantes e presença ou não de lubrificantes.

Ao se considerar um par tribológico formado pelo mesmo material para as duas superfícies em contato, deve-se levar em conta três importantes fatores: adesão, asperezas e contaminação (ARCHARD, 1986). Estes fatores são determinantes para a definição do coeficiente do atrito entre as superfícies em contato e, na maioria dos casos, contribuem para a elevação de  $\mu$  à medida que as dimensões relativas do par também são aumentadas (CURI *et al.*, 2017). Consequentemente, ao se estudar os fenômenos do atrito, o conhecimento sobre o desgaste sofrido pela superfície durante o contato pode ser pesquisado e analisado, pois os efeitos do atrito remetem-se à remoção do material durante o tempo de contato e/ou à distância percorrida entre as superfícies.

A EQUAÇÃO 3.4 conhecida como equação de desgaste de Archard, determina o volume do material desgastado por unidade de distância percorrida no ensaio (HUTCHINGS, 1995).

$$\frac{V}{L} = \frac{KW}{H} \quad (3.4)$$

Onde,

V/L	: volume desgastado pela unidade de distância percorrida	[ mm <sup>3</sup> /mm ]
K	: coeficiente de desgaste específico do material	[ mm <sup>3</sup> /Nm ]
W	: carga normal	[ N ]
H	: dureza	[ HV ]

Um ponto fundamental diz respeito ao fato do volume de material desgastado por unidade de distância percorrida depender da carga normal e da dureza (considerando a resistência ao escoamento da superfície de menor dureza relativa). Segundo Hutchings (1995), esta é a única relação correta dimensional possível entre V/L (que possui as dimensões da área de contato), W e H; onde é estabelecida uma relação entre o volume de material removido e a distância percorrida, que é influenciada pelas variações da carga normal e da dureza. A razão entre volume e distância também pode ser deduzida a partir da razão entre carga normal e dureza considerando ainda características específicas do desgaste em função das propriedades do material, sendo representativa para a área real de contato entre as asperezas totalmente plásticas. Portanto, entende-se a partir dessas relações que o coeficiente de desgaste (K) pode ser interpretado como a

razão entre estas duas áreas; e a razão entre  $K$  e a carga normal pode ser relacionada à massa perdida durante o contato entre as superfícies, além de representar a área de suma importância no processo de contato: a área real de contato para as asperezas totalmente plásticas. Portanto,  $K$  também pode ser interpretado como o raio formado pelo contato entre as duas áreas das superfícies em atrito. A razão entre  $K$  e  $W$  pode ser relacionada à massa perdida durante o contato entre as superfícies.

Popov (2010) propõe dois modelos para a adesão entre superfícies sob a influência da rugosidade que, inicialmente, devem ser considerados no regime elástico face à possibilidade iminente de recuperação do perfil das asperezas a partir da retirada do carregamento sobre as mesmas. O primeiro modelo proposto para contato parcial médio entre superfícies rígidas está representado na Figura 3.30. Este estudo da recuperação elástica da área real de contato entre duas superfícies é relevante pelo fato de ser uma situação ausente de desgaste de material, evidenciando sua importância para o aumento da longevidade do componente.

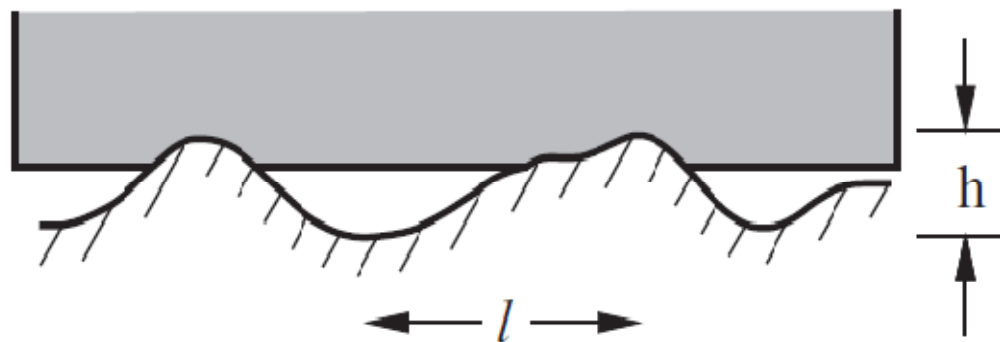


Figura 3.30 Deformação elástica para um contato inicial entre superfícies rígidas (POPOV, 2010).

O segundo modelo proposto (Figura 3.31) considera o contato total entre superfícies rígidas uma vez que estão sujeitas a um carregamento capaz de acomodar as asperezas, deformando-as a ponto de se configurar um sistema próximo ao limite de escoamento dos materiais, o que, até este limite, ainda não permite considerar a possibilidade de início de desgaste entre as partes.

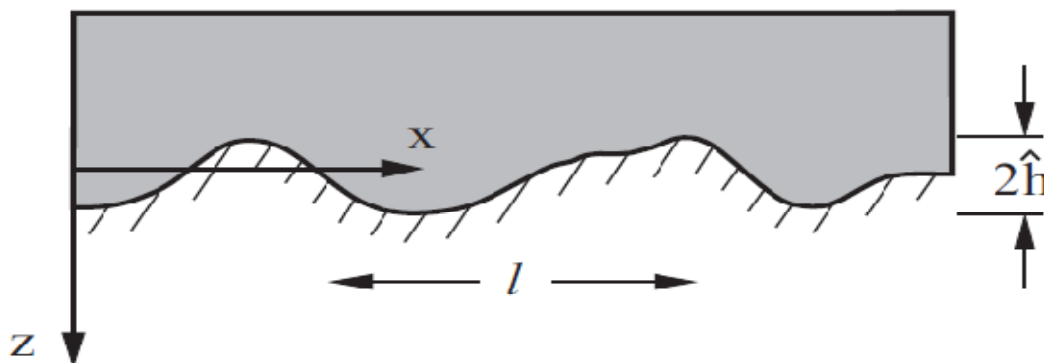


Figura 3.31 Deformação elástica para um contato completo entre superfícies rígidas (POPOV, 2010).



Um coeficiente importante a ser considerado quando é estudado o contato entre superfícies é o índice de plasticidade ( $\psi$ ). Com base na teoria de Greenwood e Williamson (1966), por meio deste índice é possível prever o fluxo plástico das asperezas a partir do contato que inicialmente é considerado puramente elástico, correlacionando propriedades do material como módulo de elasticidade ( $E$ ) e dureza ( $H$ ) com parâmetros de integridade superficial obtidos pela integralização dos desvios médios quadráticos das rugosidades ( $\sigma^* = R_{ms}^2$ ). Também deve ser considerado o raio de contato entre as superfícies. A EQUAÇÃO 3.5 representa a correlação entre estas propriedades e parâmetros supracitados.

$$\psi = \frac{E}{H} \left( \frac{\sigma^*}{r} \right)^{1/2} \quad \text{EQ.3.5}$$

Onde,

$\psi$	: índice de plasticidade	[ adimensional ]
$E$	: módulo de elasticidade equivalente entre as superfícies	[ 1 GPa = $10^{-3}$ N/mm <sup>2</sup> ]
$H$	: dureza	[ 1 HV = $9,8 \times 10^{-3}$ GPa ]
$r$	: raio de contato	[ mm ]
$\sigma^*$	: integral das funções quadráticas das rugosidades	[ $1 \mu\text{m} = 10^{-3}$ mm ]

sendo que:

$$E = \frac{1}{\left( \frac{1-\nu_1^2}{E_1} \right) + \left( \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right)} \quad \text{EQ. 3.6}$$

Onde,

$E$	: módulo de elasticidade equivalente entre as superfícies	[ 1 GPa = $10^{-3}$ N/mm <sup>2</sup> ]
$\nu_1$	: coeficiente de Poisson da 1ª superfície de contato	[ adimensional ]
$\nu_2$	: coeficiente de Poisson da 2ª superfície de contato	[ adimensional ]
$E_1$	: módulo de elasticidade da 1ª superfície	[ 1 GPa = $10^{-3}$ N/mm <sup>2</sup> ]
$E_2$	: módulo de elasticidade da 2ª superfície	[ 1 GPa = $10^{-3}$ N/mm <sup>2</sup> ]

e :

$$\sigma^* = R_{ms}^2 = (R_{q1})^2 + (R_{q2})^2 \quad \text{EQ.3.7}$$

Onde,

$\sigma^* = R_{ms}^2$	: integral das funções quadráticas das rugosidades	[ $\mu\text{m}$ ]
$R_{q1}$	: desvio médio quadrático da 1ª superfície de contato	[ $\mu\text{m}$ ]
$R_{q2}$	: desvio médio quadrático da 2ª superfície de contato	[ $\mu\text{m}$ ]

Para superfícies metálicas, o valor de  $\psi$  pode variar de 0,1 a 100 em função das características do material associadas ao acabamento da superfície (HUCHINGS, 1995). Resultados dos estudos de Greenwood e Williamson (1966) e Tabor (1972), sugerem que índices de plasticidade de 0,1 a 1 indicam ocorrência de regime elástico

para a deformação das asperezas em contato, e a partir de  $\psi = 1$  ocorre a mudança do regime elástico para o plástico.

A curva teórica para a verdadeira área de contato em função da força normal aplicada é representada na Figura 3.32, obtida pelos resultados encontrados no modelamento no contato entre superfícies metálicas (neste caso específico para aço plano) proposto por Greenwood e Williamson (1966).

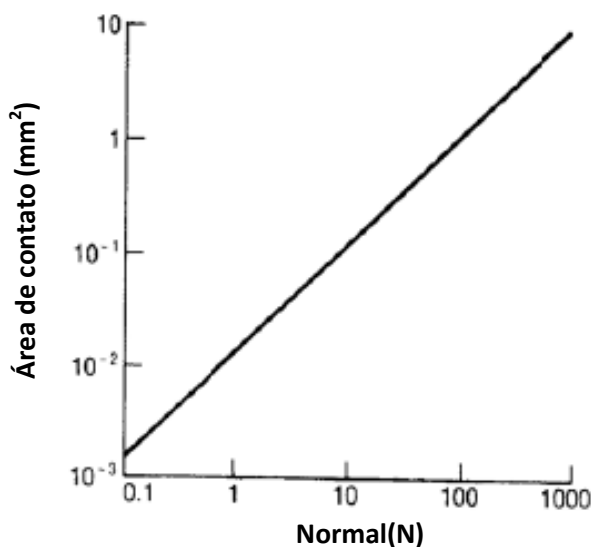


Figura 3.32 Curva teórica para a área de contato real em função da força no modelamento para os aços (GREENWOOD E WILLIAMSON, 1966).

Estudos realizados a partir de resultados de experimentos de Thompson *et al.* (apud Rabinowicz, 1995) e de Pascoe e Tabor (apud Rabinowicz, 1995) apresentam a relação de dependência e de proporcionalidade direta entre a força de atrito e a força normal de carregamento para superfícies em contato, vide Figura 3.33.

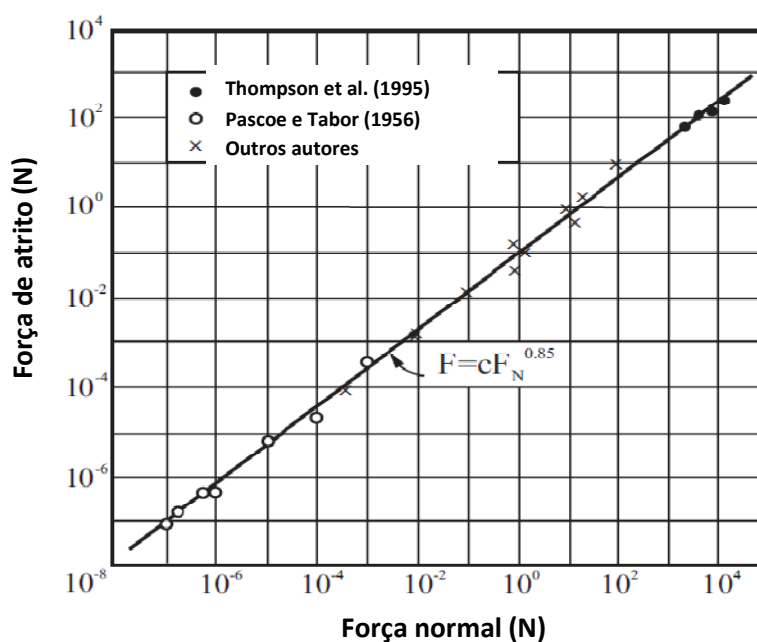


Figura 3.33 Força de atrito em função da força normal (RABINOWICZ, 1995).

Quando a relação entre o coeficiente de atrito e a força normal é analisada, o comportamento do sistema tribológico é diferente do que acontece com a força de atrito. O coeficiente de atrito apresenta um comportamento linear, enquanto a área de contato real for compatível com a área de contato aparente (POPOV, 2010). Na Figura 3.34, observa-se que não existe influência da força normal sobre o coeficiente de atrito.

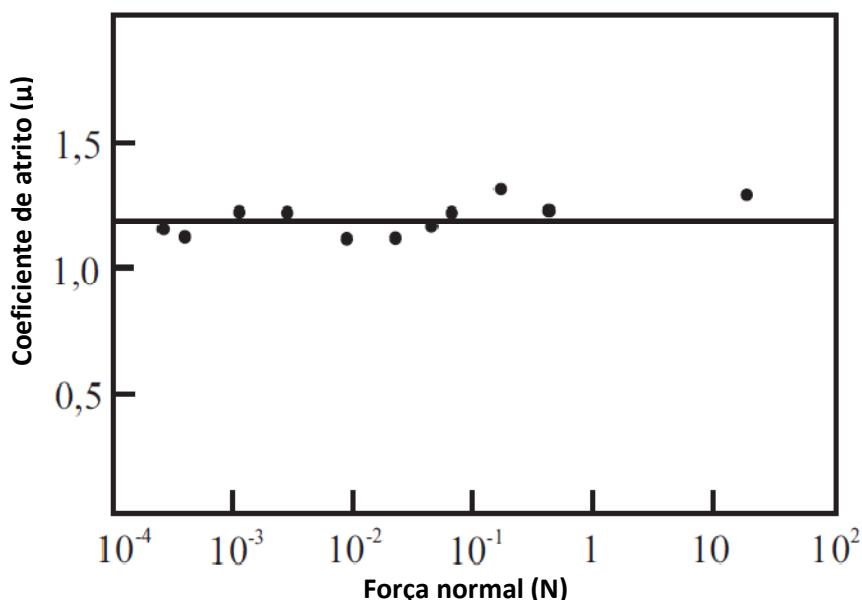


Figura 3.34 Dependência do coeficiente de atrito em função da força normal (POPOV, 2010).

### 3.6.1 Medição de grandezas relacionadas ao atrito

Existem diferentes métodos para realização das medições das grandezas relacionadas ao atrito. São denominadas testes de desgaste por deslizamento (*sliding wear tests*) e devem ser selecionados inicialmente em função da disposição das superfícies em contato no sistema tribológico em situação real de serviço. A Figura 3.35 apresenta diferentes geometrias para testes de desgaste, que são definidas primordialmente em função da disposição do par tribológico em serviço.

Segundo Hutchings (1995), os arranjos simétricos não costumam ser usados para estudar o desgaste, mas existem os seguintes métodos desenvolvidos: representado na Figura 3.35(a) está o dispositivo anel-sobre-anel (ou dois discos), com contato em uma linha, ou face a face como pode ser visualizado na Figura 3.35(b). Tais dispositivos são verdadeiramente simétricos apenas se ambos os componentes girarem. As plataformas de teste assimétricas são as mais comuns para testes de desgaste, podendo empregar a face plana de um pino pressionada contra um disco (Figura 3.35c) ou na borda (Figura 3.35d). Os dispositivos assimétricos também podem ter outros arranjos como pode ser visualizado na Figura 3.35(e), com um bloco carregado contra um anel, ou um pino em um plano sob movimento linear alternativo, como representado na Figura 3.35(f).

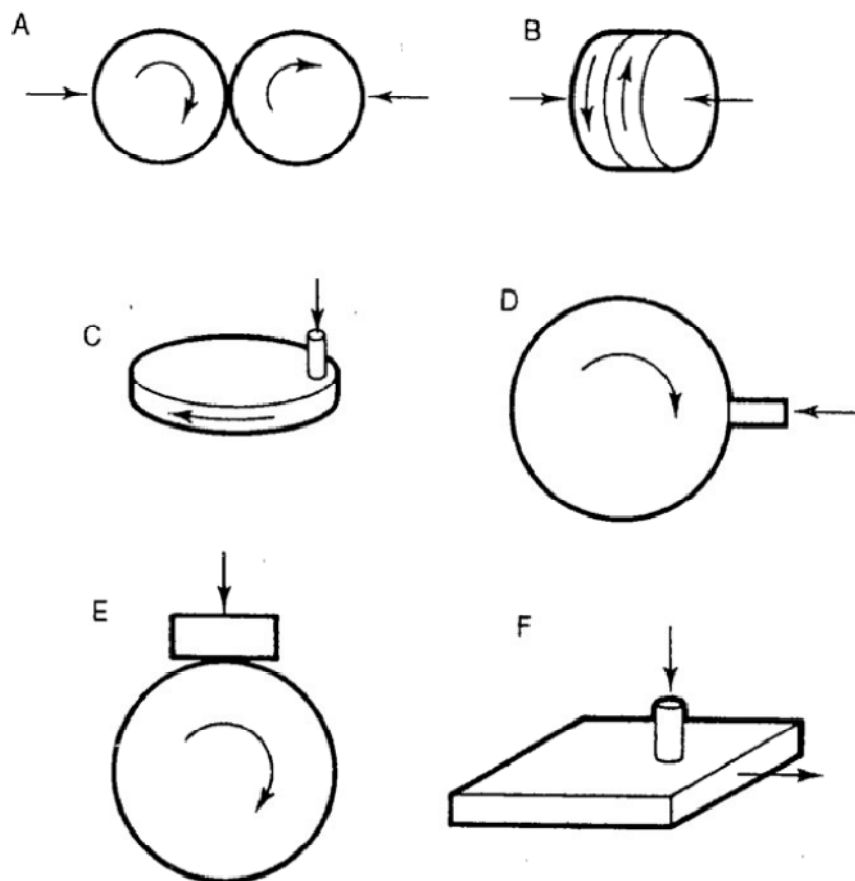


Figura 3.35 Geometrias para testes de desgaste: (a) anel sobre anel, (b) face sobre face, (c) pino sobre disco, (d) pino sobre anel, (e) bloco sobre anel, e (f) pino sobre pista plana linear (HUTCHINGS, 1995)

O atrito pode ser analisado entre superfícies em contato e movimento relativo por meio da realização do ensaio de pino sobre disco, onde os procedimentos experimentais estão descritos pela norma ASTM G-99. As grandezas força de atrito e coeficiente de atrito são as principais medidas obtidas por este ensaio.

Na Figura 3.36(a) visualiza-se a pista formada por um ensaio pino sobre disco entre superfícies metálicas na condição a seco e a Figura 3.36(b) mostra a pista formada por ensaio pino sobre disco na condição de presença de um filme lubrificante entre as superfícies de contato. Observa-se que no ensaio a seco o desgaste da pista foi acentuado, deformando plasticamente toda a rugosidade compreendida dentro da seção da pista formada. Já para o ensaio com lubrificante, apesar de se perceber a formação de uma pista no sentido de deslocamento entre pino e disco, a rugosidade superficial não foi afetada e praticamente não há indícios de desgaste na superfície.

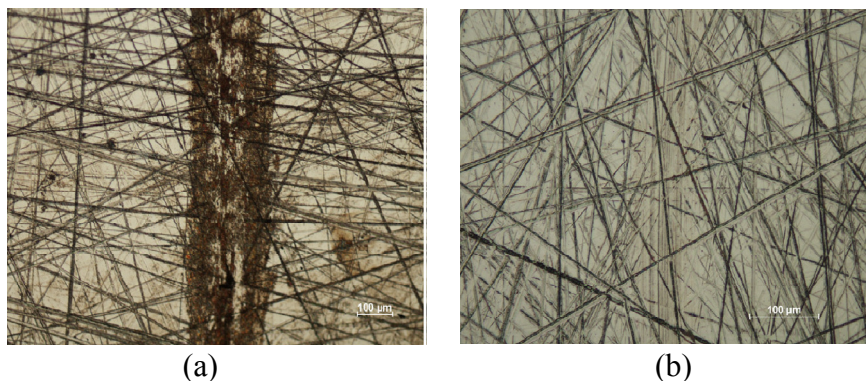


Figura 3.36 Ensaio pino sobre disco: (a) a seco e (b) ensaio pino sobre disco com lubrificante (SEDLACEK, PODGORNIK, VIZINTIN, 2012).

Os resultados dos ensaios de pino sobre disco realizados por Sedlacek, Podgornik e Vizintin (2012) para o par tribológico aço carbono (disco) e aço AISI 52100 (esfera) foram obtidos considerando as seguintes texturas superficiais: para a condição a seco (Figura 3.36a) o ensaio foi realizado com rugosidade  $R_a = 0,11 \mu\text{m}$ , e para a condição na presença de lubrificante (Figura 3.36b) o ensaio foi realizado com rugosidade  $R_a = 0,13 \mu\text{m}$ . O objetivo do ensaio foi verificar e analisar os danos causados pelo desgaste nas asperezas da superfície em contato, sendo mantidas as mesmas velocidades de deslizamento e carregamento. Os resultados indicaram um coeficiente de atrito próximo de 0,9 para o ensaio a seco e de 0,13 na presença de lubrificante (redução de aproximadamente 86%), o que, conseqüentemente, reduziu os valores para o volume de material removido por deslocamento e a taxa de desgaste no regime lubrificado.

### 3.7 Lubrificação de mancais

Uma das principais soluções industriais para minimizar os efeitos causados pelo atrito entre superfícies é a aplicação de lubrificantes entre elas com o objetivo principal de se formar um filme interfacial de proteção contra o desgaste, reduzindo consideravelmente a força e o coeficiente de atrito e, conseqüentemente, reduzindo significativamente a taxa de remoção do material por desgaste (SEDLACEK, PODGORNIK, VIZINTIN, 2012).

Os equipamentos e máquinas do setor da mineração possuem diversas peças, componentes e sistemas que se desgastam ao longo do tempo em serviço. Dentre esses muitos componentes, podem ser citados os rolamentos, as buchas e os eixos como principais focos na prevenção do desgaste por atrito. Destacam-se também os mancais, que são elementos que apesar de intervenções técnicas e científicas, continuam sendo os mais sujeitos a desgaste devido à sua aplicação e exposição ao ambiente.

Estima-se que os custos anuais envolvidos com a ausência de práticas tribológicas adequadas girem em torno de bilhões de dólares. Entre as principais práticas, destacam-se a seleção dos materiais, a especificação das condições de movimentação, o carregamento das superfícies e a lubrificação entre superfícies (BHUSHAN, 2013).

Pode-se observar na Figura 3.37 o esboço do sistema básico de disposição dos mancais em função da aplicação destes componentes. Os modelos representam apenas

uma pequena fração das inúmeras combinações e projetos de mancais disponíveis nos diversos seguimentos industriais. A seleção apresenta os tipos de mancais de deslizamento mais comuns nos elementos de máquinas industriais e veículos de transporte de carga e manutenção de vias. A Figura 3.37(a) apresenta o modelo para mancal linear, disposição muito utilizada para executar deslocamentos de conjuntos e cargas sobre um plano e também pode ser aplicada para comandos de máquinas por barramentos. Na Figura 3.37(b) observa-se o modelo para mancal rotativo, com ampla aplicação industrial para transmissão de movimentos rotativos, de torque e também como elementos de máquinas importantes no deslocamento de veículos por meio da redução significativa do atrito. Na Figura 3.37(c) é representado o modelo para mancal de impulso axial, disposição presente em todos os tipos de veículos e máquinas que operam com sistemas de alavancas para elevação e movimentação de materiais e produtos. Estas três disposições básicas de mancais coexistem em praticamente todos os equipamentos dos setores de mineração e agricultura e nos transportes rodoviários, ferroviários, náuticos e aeronáuticos.

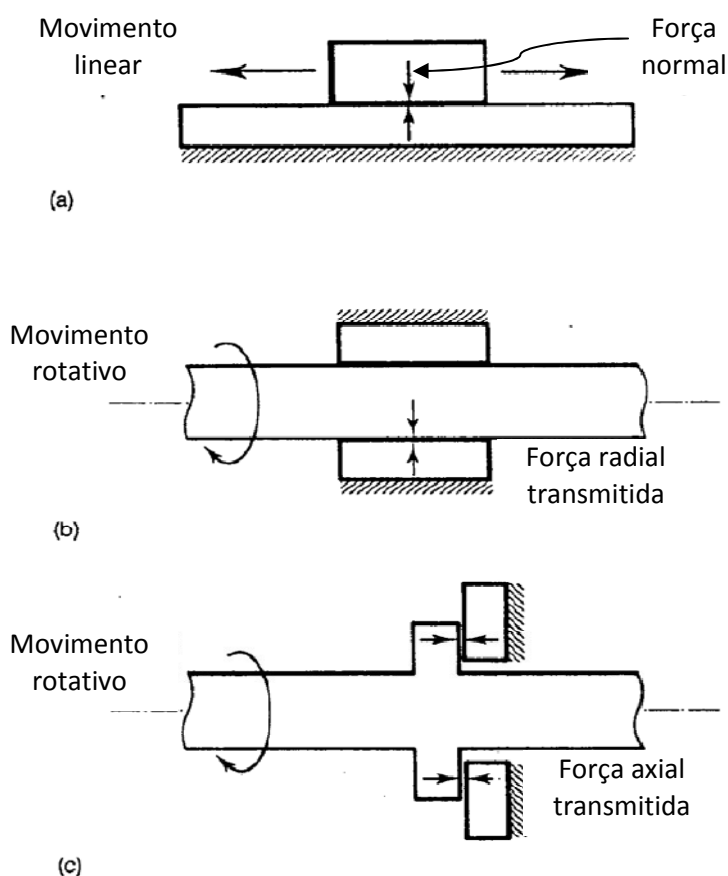


Figura 3.37 (a) Mancais lineares, (b) mancais rotativos e (c) mancais de impulso axiais (HUCHTINGS, 1995).

Os dois principais grupos de lubrificantes utilizados nas indústrias estão relacionados quanto às suas características físico-químicas e aplicação. São eles: o grupo dos óleos lubrificantes (de menor viscosidade relativa e, portanto, maior fluidez)

e o grupo das graxas (de maior viscosidade relativa e, dessa forma, menor fluidez), vide Tabela 3.3.

Tabela 3.3 Comparação de aplicação do grupo graxa em relação ao grupo óleo

Método / Em relação	Lubrificação com graxa	Lubrificação com óleo
Manutenção	<b>A</b>	<b>C</b>
Confiabilidade	<b>B</b>	<b>A</b>
Refrigeração	<b>D</b>	<b>B</b>
Vedação	<b>B</b>	<b>C</b>
Força	<b>B</b>	<b>B</b>
Contaminação	<b>B</b>	<b>C</b>
Altas rotações	<b>D</b>	<b>B</b>

**A:** muito bom    **B:** bom    **C:** razoável    **D:** ruim

Fonte: TOTTEN (2006), adaptado pelo autor.

Os mancais em estudo nesta pesquisa utilizam o lubrificante do grupo das graxas por causa da sua exposição ao ambiente externo e abrasivo, e também pelo regime de atrito contínuo entre as superfícies de contato, exigindo uma maior adesividade do filme lubrificante na interface superficial, característica comum em lubrificantes com maior viscosidade. O Instituto Nacional de Graxa Lubrificante (*NGLI -National Grease Lubricating Institute*) define e normaliza as classes das graxas lubrificantes em função da sua consistência (conforme especificado nas normas DIN 51 818 e DIN 51 804/1), que está relacionada como a maior ou menor mobilidade da graxa.

Observam-se no Quadro 3.1 as classes normalizadas para as graxas em uso na indústria, onde a especificação da penetração trabalhada está diretamente relacionada à fluidez do lubrificante. Em geral as principais aplicações destinam-se as engrenagens (graxas de maior fluidez), mancais de rolamento e deslizamento (graxas com fluidez intermediária) e para vedação em labirinto (graxas com menos fluidez e maior viscosidade).

Quadro 3.1 Classificação das graxas segundo NGLI

Classe NLGI / DIN 51818	Penetração / DIN 51804 / 1(0,1 mm)	Estrutura	Aplicação geral
000	445 - 475	Extremamente fluida	Engrenagens
00	400 - 430	Fluida	
0	355 - 385	Quase fluida	
1	310 - 340	Muito macia	Mancais
2	265 - 295	Macia	
3	220 - 250	Média	
4	175 - 205	Dura	
5	130 - 160	Muito dura	Vedação-labirinto
6	85 - 115	Extremamente dura	

Fonte: RAND (2003), adaptado pelo autor.

Segundo Shigley (1984), os regimes de lubrificação podem ser classificados em cinco tipos distintos: filme sólido, limite ou limítrofe, hidrostático, hidrodinâmico (*HD*), e elasto-hidrodinâmico (*EHL* ou *EHD*). Esta classificação se deve principalmente ao comportamento relacionado ao sistema tribológico no qual está inserido.

A lubrificação por filme sólido está relacionada ao tipo de lubrificante a ser utilizado (como exemplo, o grafite e o bissulfeto de molibdênio) para uma situação de operação em temperaturas elevadas e, geralmente, em ambientes abertos e suscetíveis ao escoamento pela gravidade ou movimento relativo, sendo necessário um fluido de alta viscosidade, no caso um lubrificante sólido (SHIGLEY, 1984; MANG et al., 2011)

A lubrificação limítrofe ocorre quando a formação de uma película lubrificante é insuficiente para cobrir e proteger as asperezas em contato entre duas superfícies, que pode ter como possíveis causas: redução de quantidade de lubrificante, aumento da carga e temperatura e área de contato restrita ou insuficiente (MANG *et al.*, 2011). As asperezas de maior altura entre vale e pico (na rugosidade medida obtida pelo parâmetro  $R_t$ ) serão separadas por uma película lubrificante que é formada a partir de agrupamentos moleculares, protegendo a superfície parcialmente dos efeitos do atrito (SHIGLEY, 1984).

A lubrificação hidrostática ocorre pela inserção do lubrificante na interface superficial da região de carregamento dos mancais, geralmente em regime de alta pressão, sendo mais comum para os casos onde o fluido lubrificante está na forma gasosa (ar) ou líquida (água). Quando óleo é utilizado, vide Figura 3.38, a ausência de movimento relativo entre as superfícies não influenciará o comportamento do lubrificante na película formada devido à alta pressão relativa do sistema (SHIGLEY, 1984; HUTCHINGS, 1995 e LUDEMA 1996).

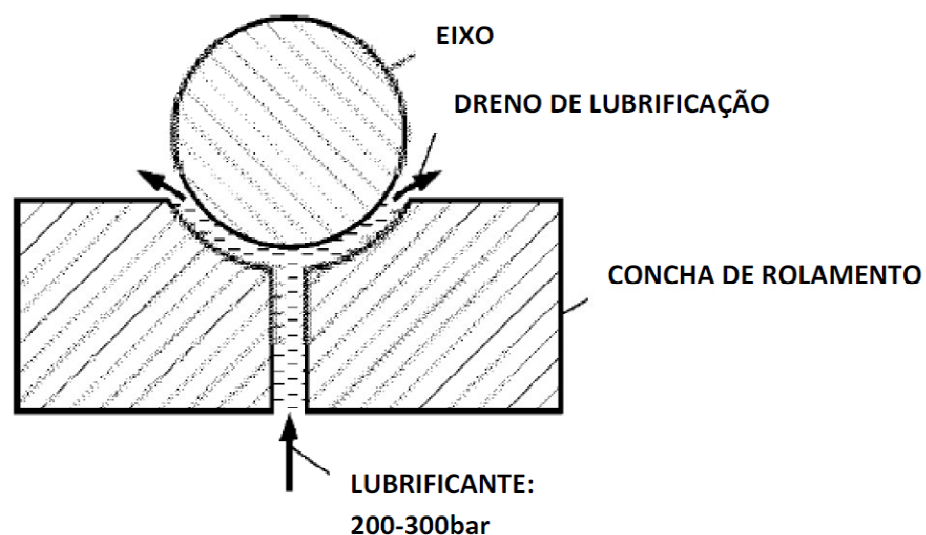


Figura 3.38 Esquema da seção de um sistema de lubrificação hidrostática ( MANG et al., 2011).

A lubrificação hidrodinâmica (*HD*) é explicada pelas leis da mecânica dos fluidos, portanto, não depende da inserção do lubrificante sob pressão (como é o caso da lubrificação hidrostática), pois a pressão da película lubrificante (geralmente óleos e



graxas) é gerada pelo movimento relativo entre as superfícies de contato sobre o filme lubrificante formado (HUTCHINGS, 1995; TOTTEN, 2006).

A película a ser formada é espessa de modo a prevenir o contato metal-metal e proteger as superfícies do desgaste causado pelo atrito. Na Figura 3.39(a) é mostrado como o lubrificante é deslocado para uma zona convergente, também chamada de cunha de óleo, associada a uma velocidade alta o suficiente para pressurizar o sistema em função do carregamento efetuado (SHIGLEY, 1984). Um modelo geométrico para um sistema de lubrificação hidrodinâmica é apresentado Figura 3.39(b), onde o próprio sentido de rotação do eixo promove o deslocamento do lubrificante que adere à superfície e permanece sobre ela mesmo quando parte da superfície em rotação perde o contato com a concha de óleo.

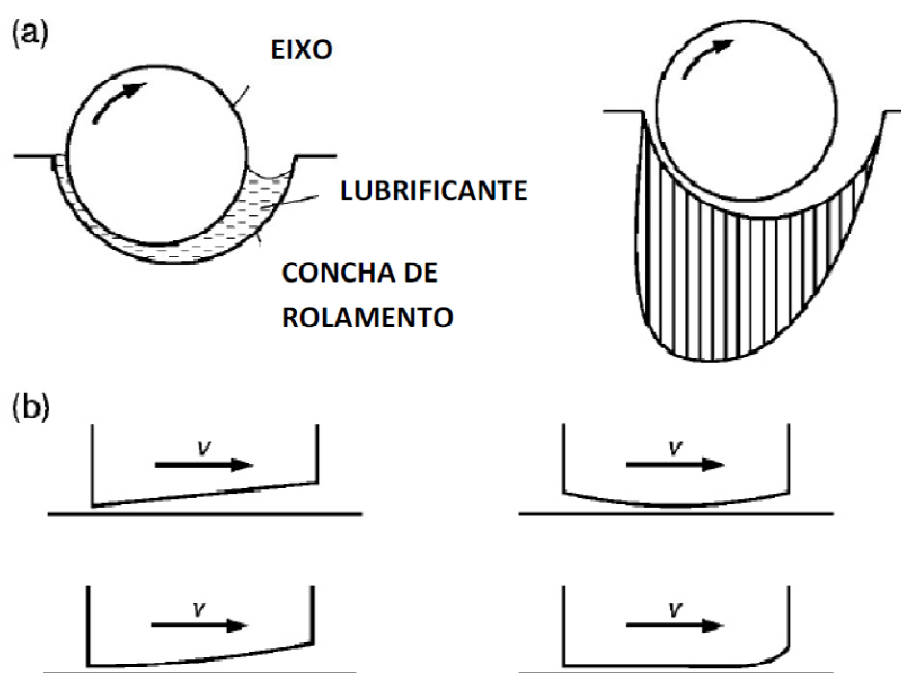


Figura 3.39 Seção de um sistema de lubrificação hidrodinâmica: (a) rolamento sob pressão hidrodinâmica, (b) geometrias em deslizamento (MANG et al., 2011).

A lubrificação elasto-hidrodinâmica (*EHL* ou *EHD*) ocorre quando existe um contato mínimo admitido sobre uma superfície plana ou não, descaracterizando um sistema pressurizado pelo movimento relativo superficial. O entendimento do comportamento elasto-hidrodinâmico na lubrificação requer o desenvolvimento da teoria de Hertz para o modelamento matemático necessário (HUTCHINGS, 1995; LUDEMA, 1996). Apresenta-se na Figura 3.40 um modelo para um sistema de lubrificação elasto-hidrodinâmica, onde um filme lubrificante comprimido permanece entre as superfícies de contato, protegendo as mesmas dos efeitos do atrito.

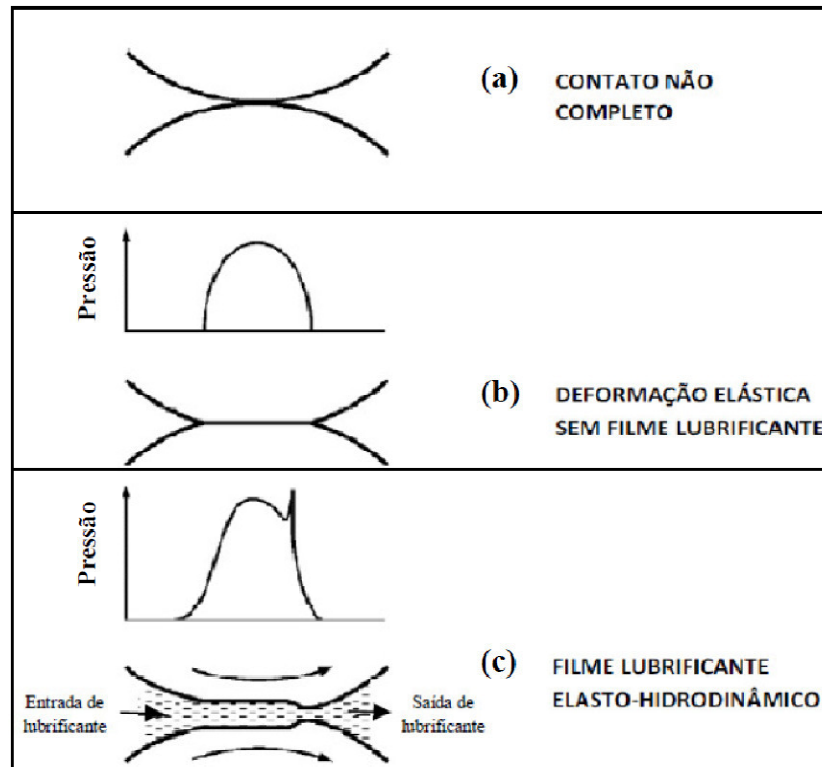


Figura 3.40 Lubrificação elasto-hidrodinâmica: (a) contato não completo, (b) deformação elástica sem lubrificação e (c) filme lubrificante elasto-hidrodinâmico (MANG et al., 2011).

Segundo Hutchings (1995), é possível definir a espessura mínima do filme lubrificante para um sistema de lubrificação elasto-hidrodinâmico por meio da EQ. 3.8, que relaciona o raio de contato formado entre as superfícies com a viscosidade do lubrificante, o módulo de elasticidade reduzido entre as superfícies de contato ( $E$ ) obtido pela EQ.3.6 já definida na pag. 48, e o carregamento do sistema.

$$h_{min} = 2,8R^{0,77}\eta_0^{0,65}U^{0,65}E^{-0,44}W^{-0,21} \quad (3.8)$$

Onde,

$h_{min}$	: espessura mínima do filme lubrificante	[ $\mu\text{m}$ ]
$R$	: raio de contato entre superfícies	[ mm ]
$\eta_0$	: viscosidade do lubrificante	[ cSt ]
$U$	: velocidade de deslizamento	[ m/min ]
$E$	: módulo de elasticidade reduzido entre as superfícies de contato	[ GPa ]
$W$	: carga normal	[ N ]

A partir da obtenção do  $h_{min}$ , é possível associar o filme lubrificante às asperezas em contato por meio dos valores de  $\bar{\sigma}^* = R_{ms}^2$  (EQ.3.7), que é a integral dos desvios médios quadráticos das rugosidades das superfícies em contato ( $R_{q1}$  e  $R_{q2}$ ) em ambas as superfícies de contato. A Equação 3.9 descreve a relação para obtenção de um importante coeficiente (identificado na tribologia por  $\lambda$ ) para estimar as condições em que se encontra o filme lubrificante sob o qual está sujeito o sistema tribológico em estudo.

$$\lambda = h_{min} / \sigma^* \quad (3.9)$$

Onde,

$\lambda$	: coeficiente do regime de lubrificação	[ adimensional ]
$h_{min}$	: espessura mínima do filme lubrificante	[ $\mu\text{m}$ ]
$\sigma^*$	: a integral das funções quadráticas das rugosidades	[ $\mu\text{m}$ ]

O valor calculado para  $\lambda$  indica qual regime de lubrificação é predominante no sistema elasto-hidrodinâmico. Para  $\lambda > 3$ , um filme fluido completo separa as superfícies de um sistema tribológico sob lubrificação elasto-hidrodinâmica, logo, o contato entre as asperezas não existirá e, conseqüentemente, o atrito e o desgaste serão baixos. Para um coeficiente intermediário entre  $1 < \lambda < 3$ , é considerado um sistema elasto-hidrodinâmico parcial e, nestas condições, espera-se uma pequena fração de contato entre as asperezas. Quando  $\lambda < 1$  pode ocorrer severos danos as superfícies de contato, uma vez que a lubrificação está na condição limitada com rompimento do filme lubrificante e transição para o regime seco no contato, em consequência o coeficiente de atrito aumenta consideravelmente. Na Figura 3.41 podem ser observados os regimes de lubrificação elasto-hidrodinâmica correlacionados a  $\mu$  e ao  $k$ . O coeficiente  $k$  apresentado por Hutchings (1995) indica uma condição de desgaste moderado entre superfícies de contato metálicas, influenciada pela presença de lubrificantes e no caso de sistemas não-lubrificadas pode ser admitido para regimes de baixas velocidades de deslizamento.

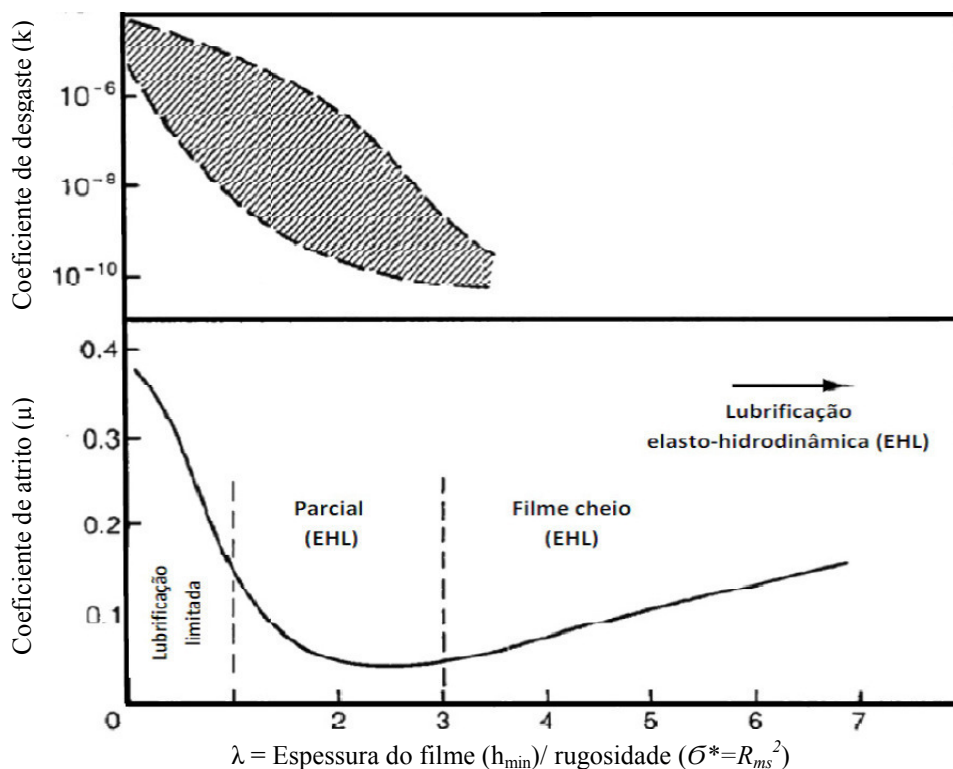


Figura 3.41 Classificação do regime de lubrificação elasto-hidrodinâmica (CZICHOS e HABIG; DOWSON *et al.*, apud HUTCHINGS, 1995).

Os coeficientes de atrito serão diferentes para cada condição de lubrificação apresentada e a ausência do filme lubrificante prejudicará significativamente o desempenho da superfície de contato, uma vez que os valores aumentarão substancialmente devido ao contato direto entre os metais. Diferentes coeficientes de atrito - para cada condição lubrificante e na ausência de lubrificante - estão demonstrados na Figura 3.42. No regime HD (hidrodinâmico), observa-se a faixa de coeficiente de atrito mais baixa entre os regimes em estudo com um valor médio aproximado de  $10^{-3}$ . No regime EHD (elastrohidrodinâmico), o coeficiente de atrito médio aumenta para  $10^{-2}$ . Isto ocorre devido à diminuição da espessura do filme lubrificante que está comprimido entre as superfícies de contato.

No regime chamando de camada limite, o valor médio de  $\mu$  aumenta para  $10^{-1}$ , porém com uma faixa de variação bem reduzida em relação aos regimes HD e EHD. Para o regime não-lubrificado, o coeficiente de atrito aumenta consideravelmente para valores médios em torno de 1, o que já pode ser considerado um coeficiente de atrito alto entre metais, tendendo para um sistema de desgaste com características de severidade.

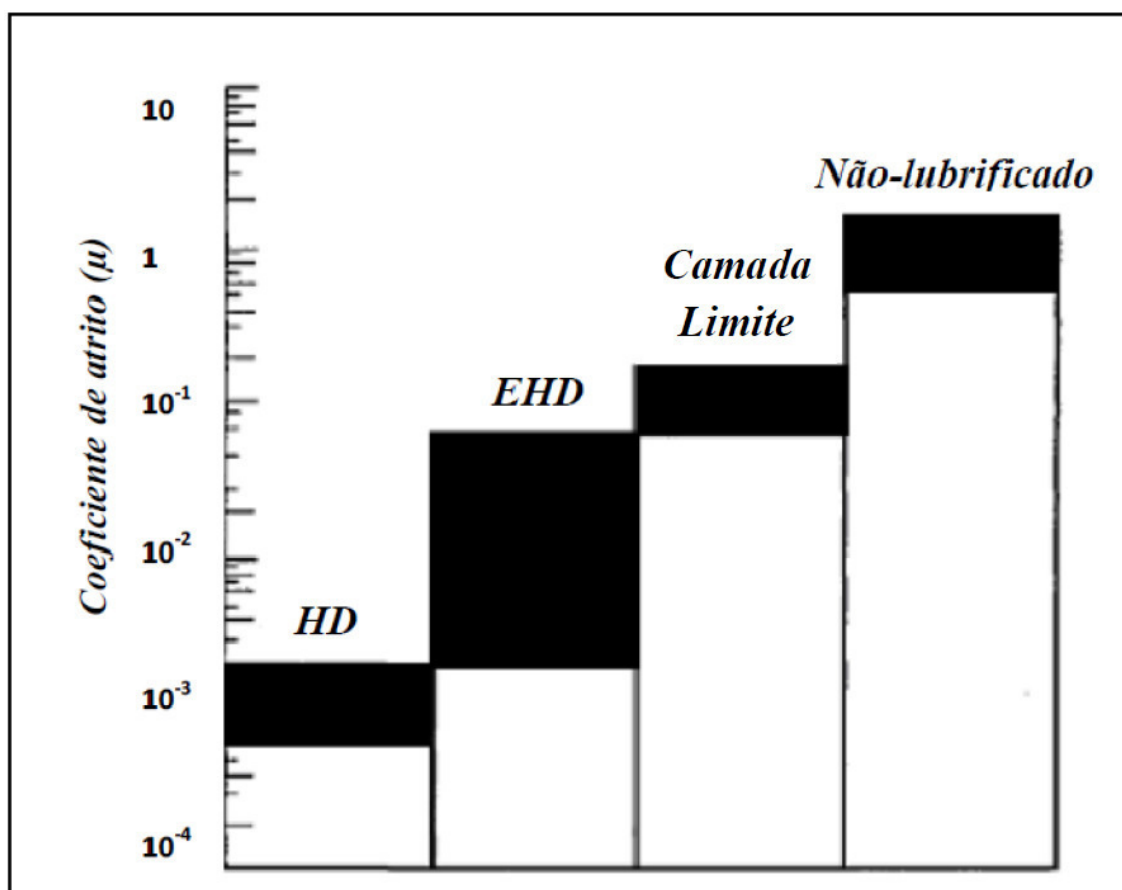


Figura 3.42 Coeficientes de atrito em diferentes condições de lubrificação e a seco (VIEIRA, 2010; adaptado pelo autor, 2017).

Uma situação indesejada é a perda total do filme lubrificante entre as superfícies de contato, configurando uma situação de regime de contato seco sem a presença de

uma película protetora antidesgaste. As consequências podem envolver processos de desgastes que serão acelerados por meio de mecanismos que se desenvolverão em função do atrito acentuado que ocorrerá pela falta do filme e, em uma situação mais grave, pode ocorrer falha por colapso do material, como trincas acentuadas e fraturas. Observam-se na Figura 3.43 os principais mecanismos de desgaste que são acelerados na ausência de lubrificantes.

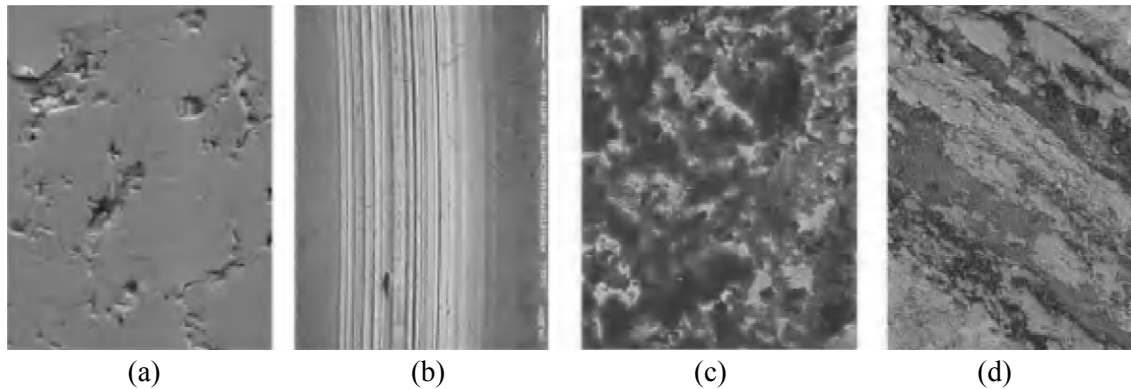


Figura 3.43 Mecanismos de desgaste: (a) fadiga superficial, (b) abrasão, (c) reação triboquímica e (d) adesão (MANG *et al.*, 2011).

O mecanismo de desgaste por fadiga superficial (Figura 3.43a) é caracterizado pela formação de várias crateras na superfície causadas pela remoção de frações do volume do material, resultado da ação de tensões internas que com o passar do tempo levam o material ao colapso, desprendendo porções de massa que conseqüentemente culminam em crateras e trincas. Nesta condição, se o componente não for imediatamente substituído a fratura será inevitável. O desgaste por abrasão (Figura 3.43b) pode ser identificado pelas ranhuras e sulcamentos gerados na superfície. A principal consequência deste mecanismo é a perda de massa, resultando em aumento progressivo das folgas entre as superfícies, causando baixa eficiência no desempenho do componente em serviço. O mecanismo desencadeado por uma reação triboquímica (Figura 3.43c) causa uma deterioração superficial resultante das interações entre os elementos de liga das superfícies em contato. Assim como a abrasão, compromete seriamente o desempenho do material devido aumento das folgas. Por fim, pode ser verificado na Figura 3.43(d) o desgaste de uma superfície por adesão que se desenvolveu pelo emperramento ou pela adesão local em estado sólido. A causa mais frequente é a perda de folga para deslizamento por erro de projeto (dilatações) ou por crescimento de partícula de desgaste entre as superfícies de contato (HUTCHINGS, 1995). Uma das soluções mais recomendada para esta situação é o uso de folgas adequadas para a montagem dos elementos de máquinas e a lubrificação especificada conforme norma ou estudos realizados sobre o sistema tribológico em análise.

### 3.8 Considerações parciais

A revisão bibliográfica estudada e apresentada nesta seção contribuiu para a construção de uma descrição cronológica (breve, mas concisa) do conhecimento consolidado até o momento em relação ao estado da arte quanto aos mecanismos de desgaste em equipamentos cujos componentes e peças estão sujeitos ao atrito, especificamente quanto ao contato entre superfícies sob movimento relativo. Os processos de revestimentos de superfícies compõem importante meio de recuperação de componentes que apresentam falha ou fim de vida após desgaste.

Os processos de fabricação de conjugados para recuperação de superfícies desgastadas geram, conseqüentemente, várias alterações nas propriedades do revestimento obtido e no substrato onde é depositado. O estudo da integridade superficial destes conjugados tem importante papel para a preparação, experimentação e avaliação do comportamento mecânico das superfícies recuperadas em retorno ao campo de aplicação. A integridade superficial é a qualidade de uma superfície, porém, para mensurar esta qualidade é necessário entender que a integridade superficial não é um dado a ser medido e valorado, mas sim a composição de vários fatores (parâmetros) que caracterizam uma superfície. Entre os diversos parâmetros atribuídos a integridade superficial, para este trabalho foram selecionados os seguintes parâmetros em função da fabricação do conjugado e sua aplicação final: microestrutura, dureza, microdureza, rugosidade e tensões residuais. Associados aos parâmetros de integridade superficial também são fatores de influência a considerar os índices de plasticidade, espessura mínima de filme lubrificante e regimes de lubrificação classificados em lubrificação limítrofe, intermediária e cheia.

Conclui-se, a partir da revisão bibliográfica realizada, que a integridade superficial pode ser estudada em sua totalidade, principalmente quando se quer caracterizar de forma pormenorizada um componente fabricado, mas também pode ser estudada a partir da seleção de parâmetros afins ao comportamento mecânico esperado durante a aplicação de determinado material. Dentre todos os parâmetros estudados, um deles requer atenção especial, as tensões residuais, pois este parâmetro, diferentemente dos demais, é resultado das heranças de todas as etapas de fabricação, sendo portanto considerado um dos principais parâmetros a ser estudado para a caracterização e análise de um material.

## PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental adotado para esta pesquisa é descrito a seguir por meio da apresentação dos materiais selecionados para o desenvolvimento do trabalho e posteriormente são pormenorizadas as etapas de execução dos experimentos descritos nos métodos, subdivididos em dois grupos: processos de fabricação (deposição, fresamento e tratamento térmico dos conjugados), caracterização e ensaios de desgaste do conjugado. Concomitantemente à descrição dos experimentos, também são apresentadas as máquinas e os equipamentos de medição e controle dos parâmetros selecionados para análise.

### 4.1 Materiais

Os materiais para fabricação dos corpos de prova foram selecionados a partir das características conhecidas do substrato e do revestimento já empregados na aplicação dos mancais do braço articulável da máquina socadora de lastro.

#### 4.1.1 Substrato

O substrato sobre o qual é feita a deposição do revestimento durante a fabricação do mancal é o aço ABNT 1015 com limite de escoamento ( $\sigma_{esc}$ ) de 325 MPa, resistência a tração ( $\sigma_r$ ) de 385 MPa e módulo de elasticidade (E) de 205 GPa. Observam-se na Tabela 4.1 e no ANEXO I os principais elementos da composição química e a dureza do aço usado como substrato.

Tabela 4.1 Composição química do substrato (% em massa).

<b>Elemento</b>	<b>Fe</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>
Concentração	98,80	0,14	0,85	0,21

*Fonte:* Certificado de qualidade da composição química (ANEXO I)

#### 4.1.2 Revestimento

A composição química do arame maciço com  $\varnothing 1$  mm utilizado no processo de deposição do revestimento utilizado é apresentada na Tabela 4.2 e no ANEXO II.

Tabela 4.2 Composição química do revestimento (% em massa).

<b>Elemento</b>	<b>Fe</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>
Concentração	97,52	0,08	1,50	0,90

*Fonte:* Catálogo de consumíveis (ANEXO II)

No mesmo catálogo de consumíveis é caracterizado as propriedades mecânicas do revestimento com limite de escoamento ( $\sigma_{esc}$ ) de 470 MPa, resistência a tração ( $\sigma_r$ ) de 560 MPa.

### 4.1.3 Lubrificante

O lubrificante recomendado para aplicação nas interfaces dos mancais axiais de deslizamento é a graxa à base de sabão de lítio com aditivo extrema pressão (EP) da classe NGLI2, específica para mancais, rolamentos e eixos que trabalham em ambientes hostis sob carregamentos elevados. Graxas à base de sabão de cálcio e de lítio são hidrorrepelentes, além de serem eficientes na proteção contra o desgaste. Considerando as recomendações técnicas dos fabricantes de equipamentos com mancais planos, dentre os lubrificantes disponíveis no mercado a graxa à base de sabão de lítio EP2 reúne as melhores características e propriedades (EP e hidrorrepelência) para os experimentos propostos, sendo esta a justificativa para a seleção deste lubrificante. As características técnicas da referida graxa estão no Quadro 4.1.

Quadro 4.1- Características da graxa EP2

Parâmetro	Especificação	Descrição
Carregamento	EP	Extrema pressão
Classe	NGLI2	Lubrificação de mancais.
Cor/base	Âmbar/lítio	Aspecto visual
Penetração trabalhada	1/10mm = 265 a 295	Ensaio conforme NBR 11345
Ponto de gota	190°C	Ensaio conforme NBR 6564
Ponto de soldagem	315kgf	Ensaio conforme ASTM D 2509
Viscosidade (a 40°C)	80,5 cSt	Ensaio conforme NBR 10441

Fonte: *NGLI-National Grease Lubricating Institute* (DIN 51818, 1981).

## 4.2 Equipamentos

A deposição do revestimento sobre o substrato foi executada na empresa SuperMetal (Governador Valadares, MG), por meio de uma máquina de soldagem MIG semi-automatizada ESAB modelo Smashweld 266X (corrente máxima de 250A).

O fresamento dos revestimentos foi executado em um centro de usinagem ROMI modelo Discovery 560 com potência de 9,0 kW e rotação máxima de 7500 RPM, equipado com comando numérico Siemens 810D. Foi utilizada uma fresa Mitsubishi Carbide código ASX445-050A03R ( $\varnothing$  50 mm, 3 dentes) juntamente com insertos Mitsubish classe P30 código JM-MP6120 revestidos com TiNAl, formando nos planos de corte a seguinte geometria de corte: ângulo de posição  $\chi_r = 45^\circ$ , ângulo de ponta  $\epsilon_r = 90^\circ$ , ângulo de posição secundária  $\chi'_r = 45^\circ$ , ângulo de folga  $\alpha_o = 20^\circ$ , ângulo de cunha  $\beta_o = 70^\circ$ , ângulo de saída  $\gamma_o = 0^\circ$  e ângulo de inclinação  $\lambda_s = 13^\circ$ .

O corte dos corpos de prova para os ensaios de pino sobre disco foi executado no Laboratório de Usinagem da UNIFEI, Campus Itabira MG, em uma máquina de eletroerosão a fio (EDM) EUROSTEC com tensão de entrada de 220V, frequência de 50-60 Hz e potência calculada de 4,5 kVA, com fio de molibdênio submerso em sais minerais ionizantes.

Os tratamentos térmicos foram realizados na empresa Durochama (Betim, MG). A têmpera profunda foi realizada em forno a gás e a têmpera superficial foi realizada



por indução eletromagnética por meio de uma bobina eletromagnética ajustada para cobrir toda a seção do revestimento sobre o substrato. A temperatura mínima de austenitização de 850 °C foi rigorosamente referenciada para garantir as transformações de fases desejadas. O resfriamento foi executado em recipiente estanque com água, acoplado próximo ao forno e a banca da bobina eletromagnética.

O acabamento final das superfícies revestidas foi obtido em uma politriz lixadeira metalográfica PL02 ETD. A politriz foi utilizada para três processos de acabamento em função da finalidade: o primeiro para geração da superfície com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  (lixa grana # 120), o segundo para superfície com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  (lixa grana # 220) e o terceiro para polimento da superfície para análise metalográfica (pasta de diamante com granulometria de 3  $\mu\text{m}$ ).

Para as medições de rugosidade foram utilizados os rugosímetros Mitutoyo SURFTEST-301 com resolução de 0,006  $\mu\text{m}$  e Taylor-Hobson Surtronic 25 com resolução de 0,01  $\mu\text{m}$ . Ambos equipamentos apresentam 2% de erro admissível na medição, filtros gaussiano e ISO-2CR. Para obtenção da curva *Abbott-Firestone* foi utilizado o perfilômetro de contato HOMMELWERKE modelo ETAMIC-T8000 integrado ao *software* de varredura *Turbowave* versão 7.55.

Os ensaios de dureza Rocwell foram realizados no Laboratório de Metrologia do IFMG, Campus Governador Valadares-MG, em um durômetro analógico de bancada Digmess MRS-400.005. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados no Laboratório de Metrologia da UFMG em um microdurômetro digital de bancada Mitutoyo MVK-H1, equipado com penetrador de diamante piramidal de base quadrada com 136° de ponta sob carga de 5 N e tempo de aplicação 5 s.

As medições de tensões residuais foram realizadas no Laboratório de Extensimetria do CDTN utilizando um sistema de furação equipado com um conjunto eletropneumático Vishay modelo RS-200, integrado a um multímetro digital Agilent modelo 3440A para aquisição de dados. O tratamento dos dados foi realizado por meio do *software* H-DRILL.

Para caracterização da microestrutura dos conjugados, foram utilizados os métodos de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por dispersão de energia (EDS). Estes procedimentos foram executados nos Laboratórios de Microscopia da PUC-MG, Campus Coração Eucarístico. Foi utilizado um microscópio óptico Zeiss AX10 SCOPE.A1 com câmera AX10 CAM ICc3 acoplada. O microscópio eletrônico de varredura utilizado foi o MEV/EDS LEO Electron Microscopy/Oxford.

A quantificação dos teores de carbono no substrato e no revestimento foi realizada por meio do equipamento *CS230 (Carbon/Sulfur Determinator- Determinador de Carbono e Enxofre)*, da *LECO Corporation*, no CDTN.

Para realização dos ensaios de pino sobre disco foi utilizado o tribômetro Micro Test modelo MT do Laboratório de Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG. As medições da massa antes e após os testes foram realizadas em uma balança analítica Shimadzu AX200 (faixa de operação de 0,01 a 200 g e resolução de 0,0001g).

### 4.3 Métodos

O planejamento experimental foi dividido em duas etapas: fabricação e tratamento térmico dos conjugados, seguidos de ensaios e medições. O fluxograma com a descrição deste planejamento está representado na Figura 4.1.

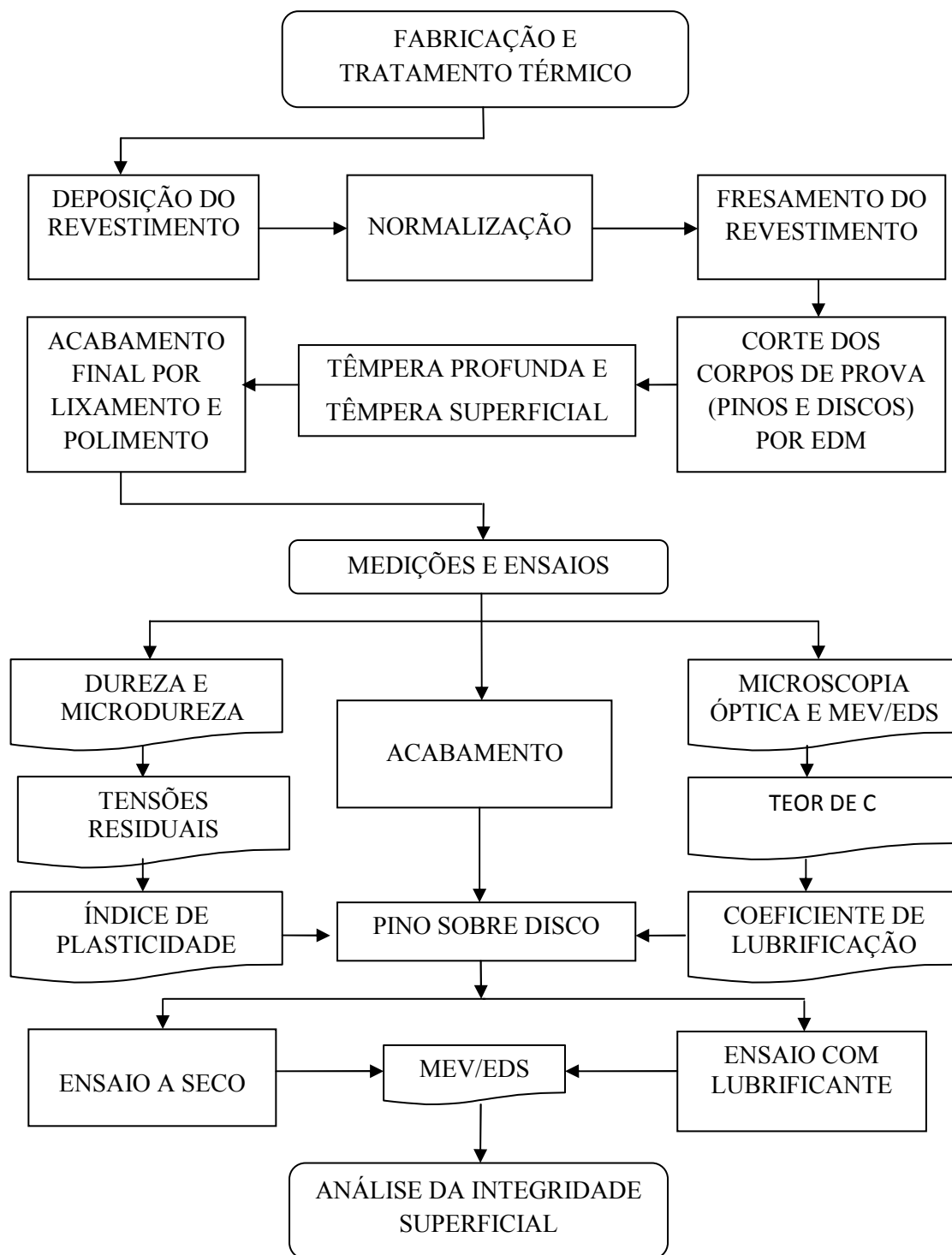


Figura 4.1 Fluxograma dos procedimentos experimentais (autoria própria, 2018).

#### 4.3.1 Processo de fabricação e tratamentos térmicos dos conjugados

O processo de fabricação proposto neste trabalho reproduz as condições de obtenção do revestimento normalizado do mancal do braço articulável da máquina socadora de lastro com a seguinte sequência de operações: deposição do revestimento (com altura estimada entre 10 e 15 mm) sobre uma base metálica de dimensões 100 x 200 x 25 mm (substrato), normalização do revestimento com resfriamento controlado ao ar e, por fim, fresamento e lixamento do revestimento em processo de desbaste e acabamento. Especificamente para os ensaios de pino sobre disco, fez-se necessária a execução de um processo de usinagem por eletroerosão para obtenção do corpo de prova com Ø6 mm para fabricação do pino de topo esférico.

Para os tratamentos térmicos de têmpera profunda em forno e têmpera superficial por indução (executados após o fresamento), novamente foi necessária a intervenção da usinagem para que a rugosidade especificada no planejamento experimental fosse mantida, uma vez que as deformações plásticas no material geradas pelo ciclo térmico alteraram a rugosidade. Para tanto, foi selecionado o processo de lixamento em politriz, conferindo à superfície o acabamento final planejado para os experimentos, principalmente em função de  $R_{sk}$ , como é justificado no subcapítulo 4.2.2.3 Parâmetros de rugosidade.

##### 4.3.1.1 Deposição do revestimento

A deposição do revestimento foi realizada por meio do processo MIG de adição do metal de arame maciço. Os parâmetros utilizados durante a deposição podem ser observados no Quadro 4.2.

Quadro 4.2 Especificações para a deposição pelo processo MIG

Parâmetros	Valores/unidades
Tensão (fonte e saída)	380 V / 26,3 V
Corrente	32 A
DBCP (distância bico-peça)	8-12 mm
Velocidade do arame	8 m/min
Vazão do gás	28 l/min
Gás	Ar + 20% CO <sub>2</sub>
Arame	ASME SFA-5.18 Ø1 mm
Resfriamento	Ao ar (normalização)

Fonte: SuperMETAL (2016) e ESAB (2017).

A mistura de 80% de argônio com 20% de dióxido de carbono propicia excelente estabilidade ao arco e permite trabalhar com maiores velocidades de deposição, com um significativo equilíbrio entre incidência de respingos e penetração. Na Figura 4.2 tem-se uma imagem do conjugado (substrato e revestimento depositado).



Figura 4.2 Revestimento da liga MnSi sobre substrato de aço ABNT 1015 (200 mm x 100 mm x 15 mm), (autoria própria, 2017).

Como o revestimento precisa ter espessura entre 3,5 e 5,5 mm (dependendo do desgaste do mancal a ser reparado), é necessário que a deposição seja realizada com sobremetal suficiente, o qual é obtido com tecimentos longitudinais em dois passes sobrepostos.

#### 4.3.1.2 Fresamento do revestimento

O processo de remoção do sobremetal após a deposição foi o fresamento frontal a seco. Apesar de ser viável e recomendada a geração da rugosidade final desejada durante o fresamento (na produção e reparo do mancal), é necessária uma segunda intervenção após os tratamentos térmicos de têmpera, pois foi verificada uma alteração na rugosidade inicialmente medida. Para o caso dos corpos de prova normalizados, dispensou-se esta operação. Os parâmetros de fresamento para obtenção das rugosidades especificadas podem ser vistos na Tabela 4.3 e pode ser observado na Figura 4.3 a operação de fresamento de um dos corpos de prova.

Tabela 4.3- Parâmetros de fresamento para desbaste e acabamento dos revstimentos

Rugosidade		$v_c$ (m/min)	$f_z$ (mm/rev.)	$a_p$ (mm)	$a_e$ (mm)
$R_a=0,8 \mu\text{m}$	Desbaste	125	0,06	1	35
	Acabamento	315	0,02	0,05	35
$R_a=0,2 \mu\text{m}$	Desbaste	125	0,06	1	35
	Acabamento	1020	0,09	0,05	35

Fonte: Autoria própria (2017).

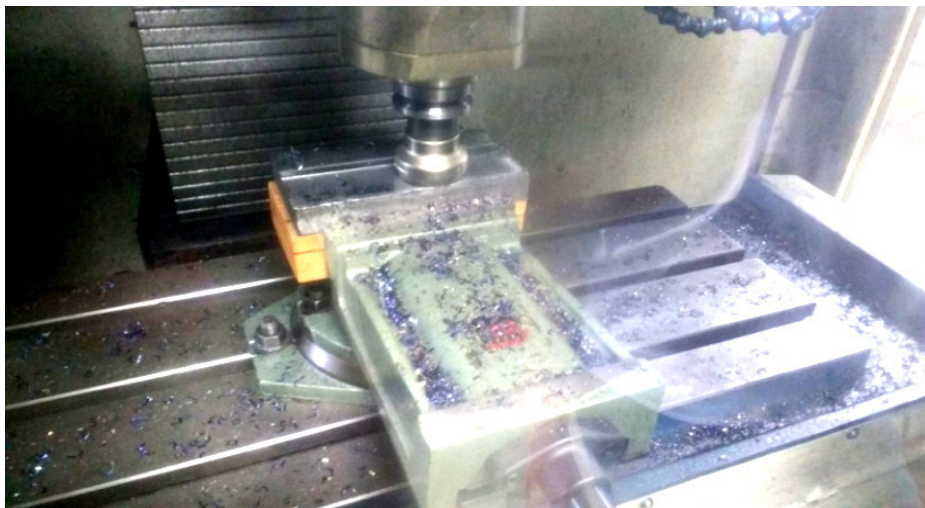


Figura 4.3 Fresamento do conjugado (autoria própria, 2017).

Para obtenção da rugosidade média de  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  empregou-se aumento do parâmetro de fresamento avanço por dente ( $f_z$  de 0,06 para 0,09 mm/rev) entre desbaste e acabamento, sendo que o esperado seria justamente o contrário (medida de rugosidade aritmética média relativamente maior). Shaw (1984) justifica que este fenômeno pode ocorrer em função de influência de velocidades de corte relativamente altas e também em função de geometrias específicas da ferramenta de corte e arranjos de dispositivos de usinagem com maior rigidez. Todos estes fatores associados contribuem para geração de superfícies de melhor acabamento mesmo com avanços mais elevados.

#### 4.3.1.3 Corte dos corpos de prova para os testes de pino sobre disco

Os parâmetros utilizados durante o corte por eletroerosão a fio são apresentados no Quadro 4.3. A seleção deste processo fez-se necessária pela preservação do pino fabricado para os ensaios, pois seu tamanho ( $\varnothing 6 \text{ mm}$ ) tornou impossível depositar o revestimento no topo sem deformar plasticamente todo o pino

Quadro 4.3 Especificações para EDM

<b>Parâmetros</b>	<b>Valores/unidades</b>
Tensão elétrica	60 V
Corrente elétrica	3,5 A
Material do fio máquina	Molibdênio
$v_f$	4 mm/min
ângulo de inclinação do fio	90°
Fluido	Sais solúveis em água (1:40)

Fonte: Autoria própria (2017)

Na Figura 4.4 vê-se o detalhe do corte dos pinos por eletroerosão a fio (EDM) e observa-se na Figura 4.5 o desenho final do pino de topo esférico fabricado por eletroerosão a fio, torneamento, lixamento e polimento com a superfície esférica de contato para o ensaio pino sobre disco (ASTM G99). Na Figura 4.6 vê-se o detalhe do corte dos pinos por eletroerosão a fio.



Figura 4.4 Detalhe do corte dos pinos por EDM (autoria própria, 2017).

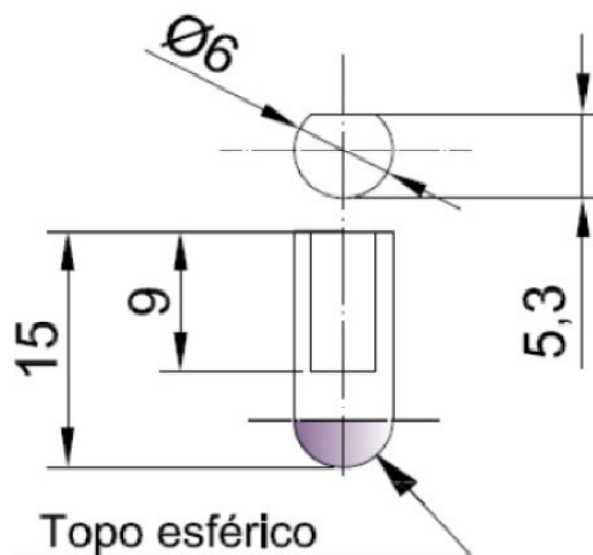


Figura 4.5 Projeto do pino com topo esférico (CÂMARA, 2014).

Observa-se na Figura 4.6(a) os pinos fabricados a partir do processo EDM. O pino com topo esférico confeccionado por torneamento, removendo da superfície revestida qualquer possível influência térmica do processo EDM, está representado na Figura 4.6(b) juntamente com o prisma usado como contracorpo de deslizamento, também cortado por EDM.

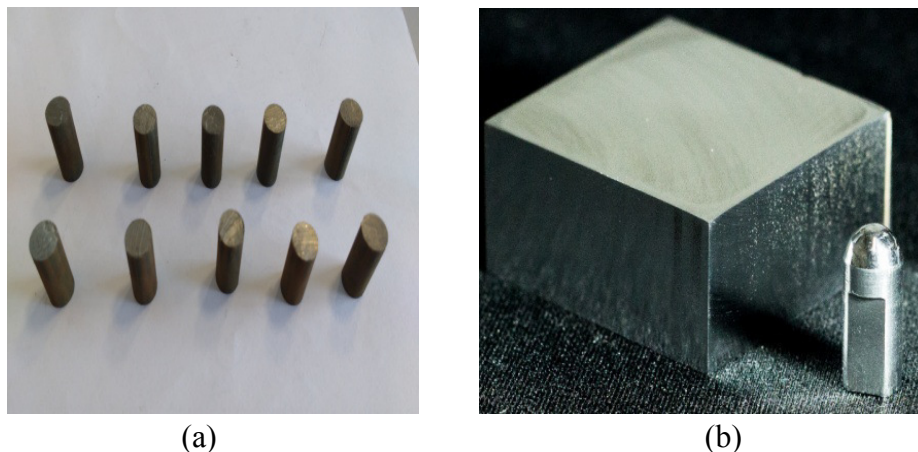


Figura 4.6 (a) Pinos cortados por EDM e (b) pino com topo esférico torneado e prisma cortado por EDM (autoria própria, 2017).

#### 4.3.1.4 Tratamentos térmicos

O primeiro tratamento térmico realizado foi a normalização, executada de forma integrada ao processo de deposição do revestimento, uma vez que o aporte térmico do processo MIG atinge temperatura acima de 728 °C, sendo que na fusão e na diluição dos metais no revestimento e na zona fundida, consegue-se a normalização do material com um resfriamento lento ao ar. A baixa velocidade de resfriamento durante a normalização garante um significativo alívio das tensões geradas no processo, evitando a formação de trincas e falhas comuns à operações de soldagem.

O segundo tratamento térmico (têmpera profunda) foi realizado em forno com aquecimento por injetores de gás na forma de chamas multidirecionadas sobre os corpos de prova, aquecendo-os a temperatura de austenitização dos aços ao carbono (aproximadamente 925 °C por 35 min) e resfriados bruscamente em água.

O terceiro tratamento térmico (têmpera superficial) foi realizado em bancada para aquecimento por indução eletromagnética por meio de bobinas que, quando energizadas, convertem energia elétrica em térmica. A profundidade da camada temperada por indução é determinada pela frequência utilizada e pela composição química do material. Por sua vez, a temperatura depende da potência disponível e do tempo de aquecimento, que neste caso é menor que o tempo demandado na têmpera por forno, estimado entre 15 e 20 min em função da profundidade de têmpera desejada, alcançando na região abrangida aproximadamente 925 °C. O resfriamento brusco em água garante a transformação da austenita em martensita e/ou o refinamento dos grãos e a formação de colônias de perlita.

Após os tratamentos térmicos, o acabamento final das superfícies para os ensaios de pino sobre disco foi obtido por meio de lixamento, visando à padronização qualitativa dos valores do parâmetro  $R_{sk}$  menor que zero, que indicam uma predominância de vales sobre picos, essencial para retenção do filme lubrificante. O lixamento foi realizado a uma rotação de 600 rpm, utilizado água como fluido

refrigerante e lixas de granulometria #120 e #220 para obtenção, respectivamente, das rugosidades  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ .

#### 4.3.2 Ensaio e medições

Nesta 2ª etapa desenvolveu-se a realização e registro do conjunto de medições e ensaios com a finalidade de caracterizar o conjugado fabricado nas diferentes condições planejadas e avaliar a integridade superficial: microestrutura, dureza e microdureza, tensões residuais, rugosidade, índice de plasticidade, coeficiente de regime de lubrificação, coeficiente de atrito, taxa de desgaste e mecanismos de desgaste.

##### 4.3.2.1 Microestrutura dos conjugados

Amostras foram preparadas conforme procedimentos de metalografia descritos na norma ASTM E-140. Após fresadas e tratadas termicamente, as amostras foram embutidas a frio com composto de resina e reagente acrílico. As superfícies a serem analisadas foram lixadas e polidas até que o espelhamento fosse alcançado, condição mínima para o início da análise metalográfica. Foram utilizadas lixas na seguinte sequência (grana): 120, 220, 320, 400, 600 e 1200. A pasta micro abrasiva aplicada na última etapa de preparação metalográfica foi a base de diamante com granulometria de  $3 \mu\text{m}$ . Como última etapa de preparação, foi realizado o ataque químico (com Nital a 10%) da superfície e do perfil entre revestimento e substrato.

A caracterização da microestrutura dos conjugados foi realizada por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por dispersão de energia (EDS), a partir da definição da posição de perfil transversal em relação ao depósito dos cordões de solda do revestimento no metal base. O microscópio óptico foi utilizado com ampliações de 25, 50, 100 e 200 vezes (para análise das medições de microdureza), e de 200, 500 e 1000 vezes (para análise da microestrutura formada durante a fabricação). O microscópio eletrônico de varredura foi utilizado com o objetivo de identificar as características dos materiais, associá-las às análises de microscopia óptica e definir os pontos de análise da composição química das diferentes fases e regiões formadas durante a fabricação por meio do EDS integrado ao MEV.

Após a obtenção das imagens, foi utilizado o *software* IMAGE J sob a norma ASTM E-112 com o objetivo de tratamento gráfico e estatístico a partir dos contornos de grãos revelados no ataque químico, com vistas à obtenção de imagem binária para facilitar a identificação e quantificação das fases presentes. A concentração das fases presentes no substrato foi calculado a partir de uma malha gradeada com linhas e colunas dispostas em uma matriz de  $15 \times 19$  sobre a imagem metalográfica obtida por microscopia eletrônica de varredura. O cálculo é baseado nas frações da fase escolhidas para contagem dos interceptos (nós) em linha, obtendo-se ao final a média e desvio padrão das 15 camadas.

Para o cálculo das concentrações das fases presentes em cada camada considera-se a razão entre o número dos interceptos (nós) referentes a cada fase identificável por microscopia óptica ou de varredura e o total de nós da camada.



#### 4.3.2.2 Teores de carbono

Os teores de carbono do conjugado foram obtidos de três fontes: certificado/catálogo de fornecedores dos materiais; por meio do medidor de carbono e enxofre (CS230-LECO); cálculo do carbono equivalente a partir dos dados obtidos das duas primeiras fontes.

O certificado do ANEXO I fornece de forma pormenorizada a composição química do aço ABNT 1015 obtido após lingotamento da corrida siderúrgica na produção do aço, composição esta que se refere ao substrato apresentado na relação de materiais selecionados. O ANEXO II fornece os teores de C, Mn e Si que compõem o arame maciço utilizado no processo de soldagem MIG para obtenção do revestimento.

Por meio do EDS obtêm-se os teores de elementos de liga tais como Fe, Mn e Si, porém para quantificação da fração de carbono o EDS não tem confiabilidade em função da camada eletrônica K do carbono ser muito baixa, não sendo obtida resposta no processo de varredura do MEV.

O determinador de carbono processa de forma confiável a medição da fração de carbono na liga, possibilitando uma inferência válida ao associar e analisar o resultado junto aos outros métodos utilizados.

O cálculo de carbono equivalente foi realizado por meio da equação 3.1, a qual é amplamente aplicada para avaliar a soldabilidade e temperabilidade dos aços.

#### 4.3.2.3 Dureza e microdureza

Para caracterização da resistência mecânica do conjugado, realizaram-se ensaios de medição de dureza e microdureza, sendo definido o perfil da seção transversal do tecimento dos cordões de solda do revestimento para esta medição. A dureza Rockwell na escala B foi realizada sob a norma ASTM E-18. Os ensaios foram realizados com penetrador de esfera com  $\varnothing 1/16"$  e carga de 100 kgf. Realizaram-se três impressões na superfície do revestimento, três abaixo da superfície na região do revestimento (ZF1: primeira zona fundida), três na região da zona fundida interfacial (ZF2: segunda zona fundida), três na ZTA e mais três impressões no substrato para cada condição de tratamento térmico.

Para a elaboração do gráfico dos resultados de dureza, foi necessário utilizar a conversão de escalas - característica intrínseca dos ensaios por penetração Rockwell que possui, por definição, várias escalas que conseguem abranger todos os materiais metálicos. Devido às variações de dureza percebidas nos diferentes tratamentos térmicos, foi necessário padronizar os resultados na escala HRB, que contempla durezas limítrofes na faixa superior para o material normalizado e do material com têmpera superficial abaixo da ZF e durezas limítrofes na faixa inferior em HRC para o material com têmpera profunda e superficial acima da ZTA sendo, portanto, necessário nesta última situação estimar o valor em HRB para efeito de comparação.

Para fins comparativos também foi introduzida a escala Vickers conforme a norma ASTM E-140, obtendo assim equivalência para comparação entre os resultados

de dureza com os resultados de microdureza, o que permite um entendimento melhor dos resultados encontrados.

Foi proposto o mapeamento da microdureza do material com dois objetivos: conhecer a dureza das diferentes fases presentes no material nas três condições de tratamento térmico e também obter o perfil de microdureza a partir da superfície, passando pelo revestimento, ZF, ZTA e, finalmente, chegando ao substrato. Propôs-se a medição de microdureza Vickers (norma NBR 6705-1) com carga de 5 N e tempo de aplicação de 5 s (Figura 4.7a). Foram realizadas medições por fase identificada nos revestimentos em cada condição (três impressões por fase). Para o mapeamento da microdureza do revestimento a partir da superfície até o substrato, foram realizadas três colunas com 48 medições em cada uma (Figura 4.7b).

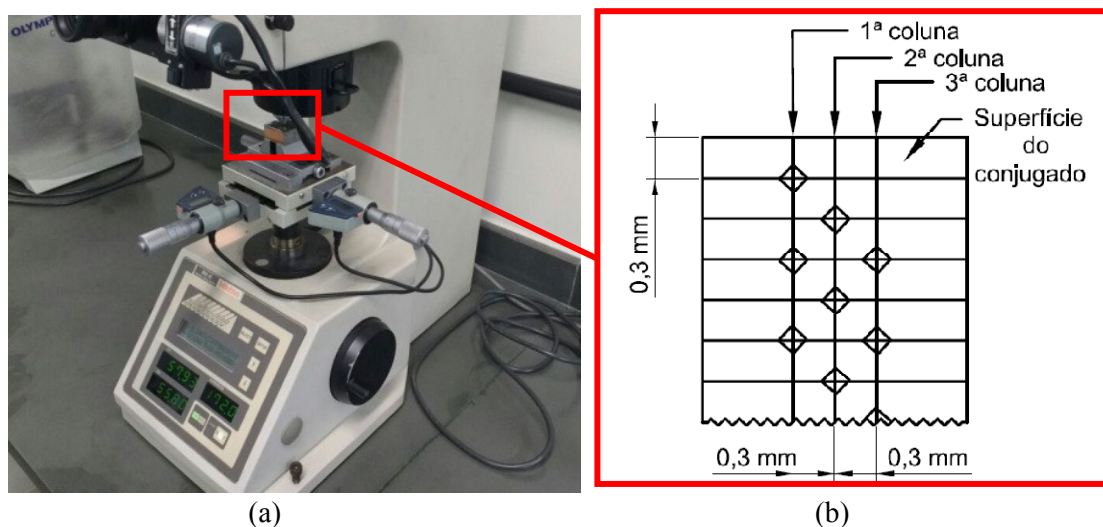


Figura 4.7 (a) Medição da microdureza (b) planejamento para medição da microdureza abaixo da superfície (autoria própria, 2017).

#### 4.3.2.4 Rugosidade do revestimento

No Quadro 4.4 é apresentada a relação de parâmetros de rugosidade selecionados em razão da análise da integridade superficial proposta.

Quadro 4.4 Parâmetros de rugosidade selecionados

Parâmetros	Finalidade
$R_a$	Referência do controle de qualidade da fabricação dos mancais
$R_q$	Diminui os desvios gerados em $R_a$ , parâmetro para cálculo do $h_{min}$
$R_t$	Inferê sobre o contato; indica maior valor da altura do perfil analisado
$R_{sk}$	Indicativo do fator de assimetria (picos e vales); associa-se ao $R_t$
$R_{sm}$	Influencia o escoamento de fluidos; associa-se ao $R_{sk}$
$R_{pk}$	Associado à região de desgaste inicial no primeiro contato
$R_k$	Associado ao desempenho da superfície em serviço
$R_{vk}$	Associado à capacidade da superfície em reter fluido

Fonte: NBR 4287 (2002) e MUMMERY (1992).

Como as faixas de medição das rugosidades se encontram dentro do intervalo de  $R_a = 0,1$  a  $2,0 \mu\text{m}$ , o comprimento de amostragem selecionado foi de  $0,8 \text{ mm}$  para ambas as condições de rugosidade.

O parâmetro  $R_{sk}$  tem suma importância na definição do processo de acabamento final. Deseja-se obter uma faixa estimada de  $R_{sk}$  menor que zero, que caracteriza uma situação de assimetria superficial com formação predominante de vales sobre picos, condição favorável para depósitos de filmes lubrificantes sobre a superfície. Nos resultados preliminares de preparação dos corpos de prova, observou-se que durante o fresamento  $R_{sk}$  apresentou valores maiores que zero e durante o lixamento os valores obtidos foram menores que zero, sendo portanto o parâmetro definidor da seleção do processo de lixamento para o acabamento. O parâmetro  $R_{sm}$  associa-se à análise de  $R_{sk}$ , uma vez que fornece a distância entre um pico e o seguinte, influenciando o escoamento do fluido pela superfície.

Os parâmetros  $R_{pk}$ ,  $R_k$  e  $R_{vk}$ , obtidos a partir da curva *Abbott-Firestone*, permitem entender melhor o comportamento de superfícies de contato sob presença de lubrificante. A curva *Abbott-Firestone* foi gerada por meio de perfilômetro e *softwares*. As condições estão descritas no Quadro 4.5.

Quadro 4.5 Especificações para perfilometria de contato

<b>Parâmetros</b>	<b>Valores/unidades</b>
Comprimento de avaliação	5 mm
Distância entre aquisições	1 $\mu\text{m}$
Velocidade de apalpação	0,5 mm/s
<b>Instrumento</b>	<b>Código</b>
Apalpador	TKU 300/600

Fonte: Autor (2018)

#### 4.3.2.5 Tensões residuais

Para realização das medições de tensões residuais, o método adotado foi o de furo cego incremental executado sob norma ASTM-E-837-13a. O método consiste na utilização de extensômetros elétricos para determinar o estado plano de tensões no material (superfície e abaixo da superfície até  $1 \text{ mm}$  de profundidade), fornecendo medições pontuais pela porção de material retirado do espécime. A medida que porções do material são removidas microdeformações são lidas pelo equipamento utilizado, tratadas e verificadas se estão abaixo de 80% do limite de escoamento do material em análise, para evitar erros significativos na obtenção das tensões residuais.

As etapas necessárias para a execução do procedimento completo de medição são descritas sequencialmente no fluxograma representado na Figura 4.8.

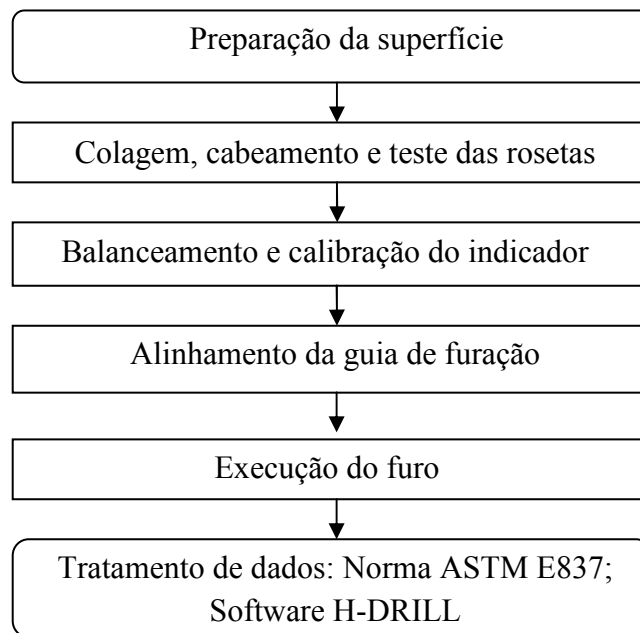


Figura 4.8 Fluxograma das etapas do método do furo cego.

A preparação da superfície é a primeira etapa do procedimento e de suma importância, considerando que impurezas e resíduos sobre a superfície podem comprometer a fixação da roseta (extensômetros) no recobrimento e também influenciar significativamente nos resultados a partir de propagação de erros por interferência na captação de dados do extensômetro sobre a superfície metálica. Portanto a limpeza da superfície deve garantir remoção dos contaminantes em depósito sobre o material a ser medido. Foi utilizada lixa #220 para remoção de camadas de óxidos e álcool etílico para remoção dos detritos.

Os extensômetros foram colados na superfície do recobrimento com a cola Loctite 496 (um adesivo à base de cianoacrilico). A posição de fixação dos extensômetros foi determinada pelos seguintes critérios: na direção longitudinal (posição X do extensômetro) foi considerado como referência o sentido do tecimento do cordão de solda e de avanço do fresamento e na direção transversal (posição Y) a direção perpendicular a posição X. O cabeamento dos extensômetros foi fixado por meio de soldagem elétrica com deposição metálica para garantir a condutividade entre os materiais empregados (cabos, terminais e ponte). Para verificar a condutância, as três resistências entre os cabos ligados aos extensômetros foram medidas e comparadas com o valor de referência fornecido pelo fabricante do extensômetro (120  $\Omega$ ), a resistência entre a superfície e a roseta deve ser maior que 200 M $\Omega$  e por fim foi testado o isolamento entre o cabeamento e a superfície.

Após verificação de condutância e isolamento, os três extensômetros foram conectados às pontes do condicionador de sinais. O balanceamento das pontes e terminais foi realizado juntamente com a calibração do indicador do condicionador Vishay com o auxílio de uma resistência padrão.

O alinhamento da guia de furação é ajustado pela montagem de um suporte com três pontos de apoio, com o auxílio de uma lupa e a mesa de movimentação acoplados ao suporte foi aferida a posição concêntrica da guia de furação com a roseta, o que garante a centralização para início do processo de furação.

Com a devida centralização da guia a lupa é retirada para que seja feita a montagem de uma fresa cônica invertida de metal duro FG37 para realizar furos com 1 mm de profundidade em intervalos de 0,05 mm para aquisição de dados por meio de extensômetros EXCEL modelo PA-06-2RE-120-L.

O software H-DRILL foi utilizado para tratamento de sinais de resistência elétrica da superfície e subsuperfície analisada em tensões herdadas dos processos de fabricação do revestimento. As tensões residuais foram medidas a partir do seguinte critério de posição: no sentido longitudinal (posição X do extensômetro nº 1) foi considerado como referência o sentido do tecimento do cordão de solda e de avanço do fresamento e no sentido transversal (posição Y do extensômetro nº 3) a direção perpendicular a posição X. O extensômetro de nº 2 se refere ao eixo Z.

Na Figura 4.9a observa-se o momento de aquisição de dados no conjunto preparado para realização do furo cego no corpo de prova. Na Figura 4.9b visualiza-se a aplicação do extensômetro sobre a superfície do recobrimento do corpo de prova.

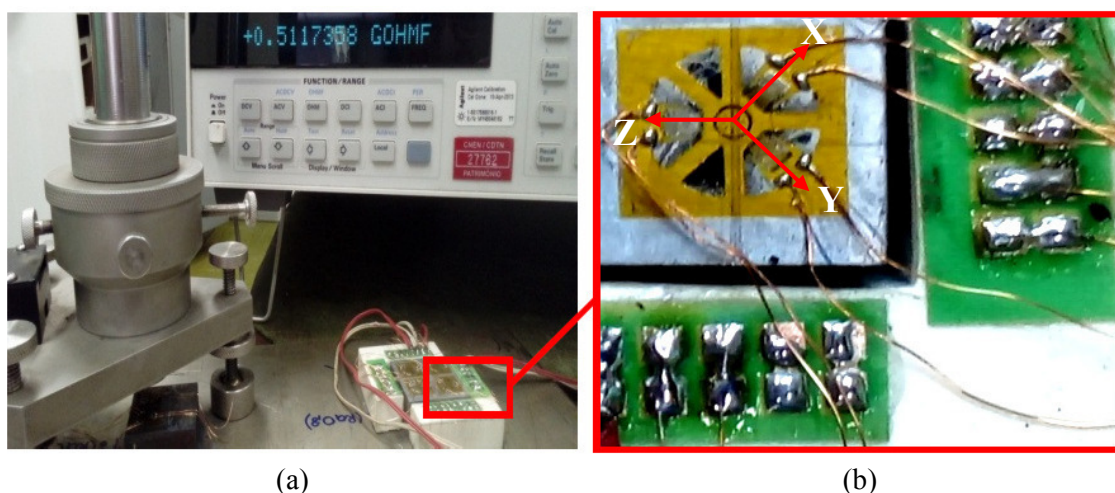


Figura 4.9 (a) Medição das tensões residuais e (b) extensômetro sobre superfície do recobrimento de MnSi (autoria própria, 2018).

Após a realização dos furos cegos, os dados registrados no equipamento Vishay e multímetro Agimelent foram utilizados para alimentar a planilha do software H-DRILL (utilizado para o tratamento de dados). As informações referentes as dimensões da roseta e das propriedades do recobrimento (aço baixa liga MnSi) também foram utilizadas para alimentar às configurações de entrada do H-DRILL para a realização das transformações das microdeformações lidas em tensões residuais.

#### 4.3.2.6 Cálculos do índice de plasticidade e do coeficiente do regime de lubrificação

O cálculo do índice de plasticidade ( $\psi$ ) foi executado por meio da EQ. 3.5 com o objetivo de analisar o comportamento do revestimento em relação a capacidade das asperezas da superfície em deformarem-se elástica e plasticamente, contribuindo também para avaliação da resistência ao desgaste.

O cálculo do coeficiente do regime de lubrificação ( $\lambda$ ) foi executado por meio da EQ. 3.9, com o objetivo de se obter a menor espessura que precedesse o rompimento do filme lubrificante entre as superfícies em contato, de tal modo a prever a eminência do início de condição de contato a seco entre as superfícies.

#### 4.3.2.7 Ensaio de pino sobre disco

Os ensaios de pino sobre disco foram realizados sob a norma ASTM G-99 e empregando os seguintes parâmetros: carga de 2N, velocidade de deslizamento de 0,04945 m/s, tempo de 30 min e distância percorrida de 89 m. Estes parâmetros foram selecionados com a intenção de simular uma condição próxima da condição real de serviço da máquina socadora de lastro.

Com os dados de força de atrito e coeficiente de atrito associados à perda de massa durante o teste é possível calcular a taxa de desgaste para cada condição pela equação de Archard (EQ.3.4). A taxa de desgaste também foi calculada por meio da EQ. 4.1 .

$$Q = \frac{V}{d} \quad (4.1)$$

Onde:

$Q$	: taxa de desgaste	[mm <sup>3</sup> /m]
$V$	: volume	[ mm <sup>3</sup> ]
$d$	: distância percorrida	[ m ]

Os ensaios de pino sobre disco foram realizados em 12 níveis nos quais os três primeiros níveis foram estabelecidos a partir dos tratamentos térmicos propostos (normalização, têmpera profunda, e têmpera superficial). Em sequência, foram definidos os próximos dois níveis nos quais os corpos de prova foram submetidos ao lixamento para atingir  $R_a = 0,8\mu\text{m}$  e  $R_a = 0,2\mu\text{m}$  e, finalmente, os próximos dois níveis nos quais foram definidas as condições de ensaio a seco ou na presença de lubrificante. No esquema da Figura 4.9, visualizam-se todos os 12 níveis propostos para a realização dos ensaios de pino sobre disco.

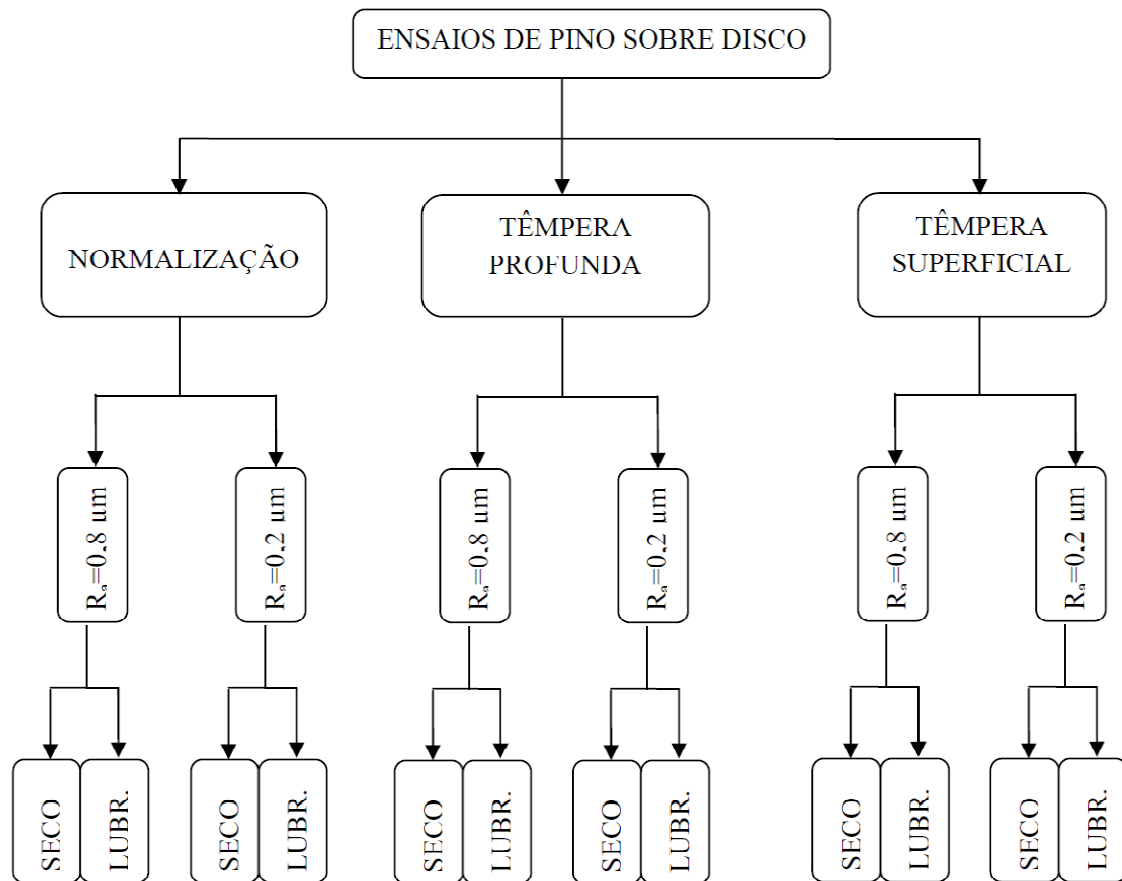


Figura 4.9 Esquema das condições para os ensaios de pino sobre disco (autoria própria, 2017).

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados e discussão da análise microestrutural, das medições de dureza e microdureza, medição dos teores de Mn, Si e carbono e cálculo dos teores de carbono equivalente, medição de rugosidade e de tensões residuais, cálculos de índice de plasticidade, espessura mínima de filme lubrificante e do regime de lubrificação, e dos ensaios de pino sobre disco.

### 5.1 Microestrutura

As diferentes regiões formadas durante a deposição do revestimento de aço MnSi sobre substrato de aço ABNT 1015 podem ser vistas na Figura 5.1. A primeira zona fundida a considerar identifica-se o metal de solda, que é tratada neste trabalho por "revestimento" com profundidade de 4 a 5 mm a partir da superfície, após a região de revestimento ocorre a transição para a região da segunda zona fundida, que é tratada neste trabalho como "ZF" (uma zona fundida interfacial entre metal de solda e metal base) com refinamento de grão que se mantém uniforme entre 5 e 7,5 mm da superfície. A partir daí os grãos se modificam com características de coquilhamento e colunas coaquixiais originando a região da zona termicamente afetada (ZTA), que por consequência do ciclo térmico gerado compreende uma faixa entre 7,7 e 10 mm da superfície, quando então observa-se o substrato com grãos aumentados e achatados característicos do processo de conformação por laminação.

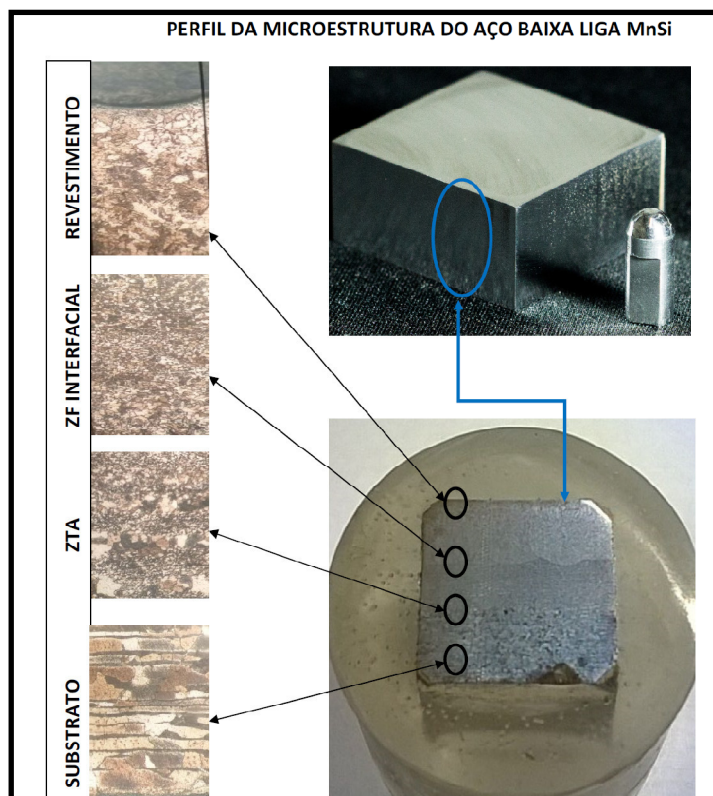


Figura 5.1 Regiões formadas durante deposição do aço MnSi sobre substrato de aço ABNT 1015 (autoria própria, 2017).



As amostras preparadas para metalografia por microscopia óptica também foram submetidas a MEV e EDS, utilizados neste momento para complementar a análise metalográfica com a verificação dedutiva (amparada pela microdureza e morfologia perceptível) das prováveis fases presentes. A composição química de seções de cada um dos conjugados foi realizada por análise quantitativa dos principais elementos químicos presentes no revestimento (C, Mn e Si), que influenciam a microestrutura formada.

Pode ser visualizado na tabela 5.1 a comparação dos dados de composição para o substrato informados pela Açoliver com as medições dos teores de carbono, manganês, silício e o carbono equivalente. Observa-se que os teores de carbono informados pelo fornecedor e obtido experimentalmente são semelhantes, mesma consideração adotada para os teores de Mn e Si do fornecedor e do EDS. O carbono equivalente ( $C_{eq}$ ) calculado resultou em 0,32% (com dados do fornecedor) e 0,33% (com dados experimentais), aumentando a capacidade de temperabilidade e apesar de reduzir a soldabilidade não compromete o processo de revestimento considerando que o valor de referência de até 0,35% classifica a soldabilidade como excelente, ou seja a melhor possível (AWS, 2015).

Tabela 5.1 Composição química do substrato (% em massa).

Fonte	Fe	C	Mn	Si	$C_{eq}$
Catálogo	98,80	0,14	0,85	0,21	0,32
Experimental	98,84	0,16	0,70	0,30	0,33

Fonte: Certificado de qualidade da composição química (AçoLiver, 2016; ANEXO I); teores de C (obtidos experimentalmente; ANEXO III) e Mn e Si obtidos no EDS;  $C_{eq}$  calculado (AWS, 2015), (autoria própria, 2019).

Na Tabela 5.2 observa-se a comparação dos dados de composição para o revestimento informados pelo fornecedor do arame com as medições realizadas e o carbono equivalente calculado. Os teores de carbono informados pelo fornecedor para o arame de deposição e os teores experimentais são semelhantes. O carbono equivalente calculado resultou em 0,48% (dados do fornecedor) e 0,37% (dados experimentais). Considerando os dados do fornecedor ocorre o aumento a temperabilidade e redução da soldabilidade que segundo é classificada como razoável podendo propiciar a formação de trincas na ZTA (AWS, 2015). Considerando os dados medidos experimentalmente com a elevação do C também ocorre aumento da temperabilidade e redução da soldabilidade, porém comparada aos dados de fornecedor a soldabilidade é reclassificada de razoável para muito boa, sem riscos de formação de trincas na ZTA (AWS, 2015).

Tabela 5.2 Composição química do revestimento (% em massa).

Fonte	Fe	C	Mn	Si	$C_{eq}$
Catálogo	97,52	0,08	1,50	0,90	0,48
Experimental	98,21	0,09	1,10	0,60	0,37

Fonte: Catálogo de consumíveis (ESAB, 2013; ANEXO II); teores de C (obtidos experimentalmente; ANEXO IV) e Mn e Si obtidos no EDS;  $C_{eq}$  calculado (AWS, 2015), (autoria própria, 2019).

### 5.1.1 Microestrutura do substrato

A imagem do substrato gerada pelo MEV é mostrada na Figura 5.2. Observam-se grãos de ferrita (pontos **A**) e colônias de perlita comprimidas equiaxialmente (pontos **B**) em função do processo de laminação.

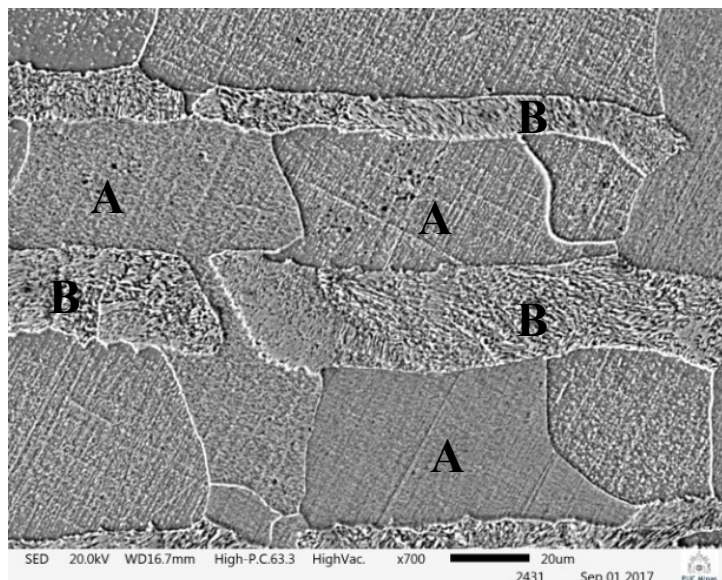


Figura 5.2 Microestrutura do substrato observada ao MEV: (A) grãos de ferrita e (B) colônias de perlita (autoria própria, 2017).

Na Figura 5.3 pode ser vista a imagem do substrato após o tratamento realizado por meio do software IMAGE J em malha gradeada padronizada, conforme recomendado pela norma ASTM E-562-11 para cálculo da porcentagem das fases. Com base nos cálculos efetuados (Apêndice I), constatam-se a fase predominante de ferrita ( $66,7\% \pm 6\%$ ) e a fase perlita ( $33,3\% \pm 6\%$ ).

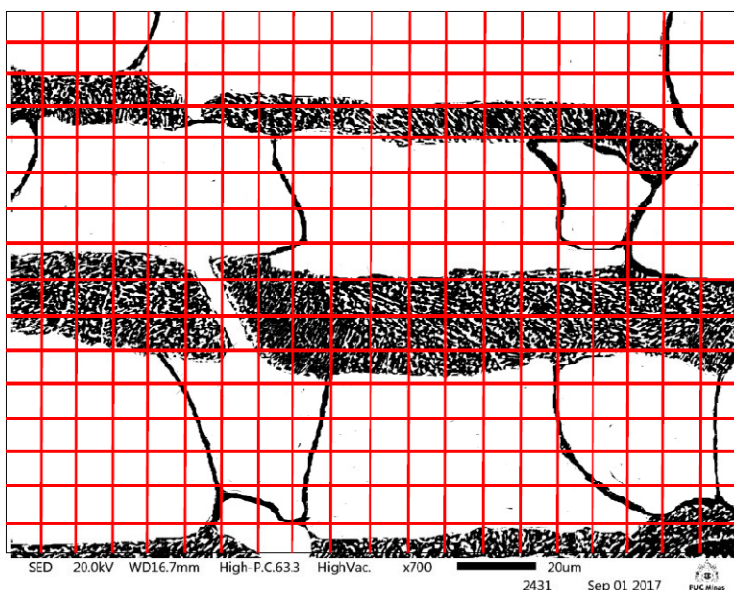


Figura 5.3 Substrato sob malha gráfica para cálculo da porcentagem das fases presentes na microestrutura do aço ABNT 1015 (autoria própria, 2017).

A Figura 5.4 mostra o espectro da seção do substrato analisada por EDS, de onde os percentuais dos elementos Mn ( $0,7\% \pm 0,1\%$ ) e Si ( $0,3\% \pm 0,0\%$ ) foram extraídos para tratamento de dados comparativos entre os materiais em estudo correlacionando os mesmos a microdureza e fases presentes identificadas. Os teores de Mn e Si obtidos a partir de dados informados pelo fornecedor do substrato indicam diferenças respectivas de aproximadamente  $0,05\%$  e  $0,09\%$ , percentuais estes que se considerados não tem significância e influência nos cálculos de carbono equivalente.

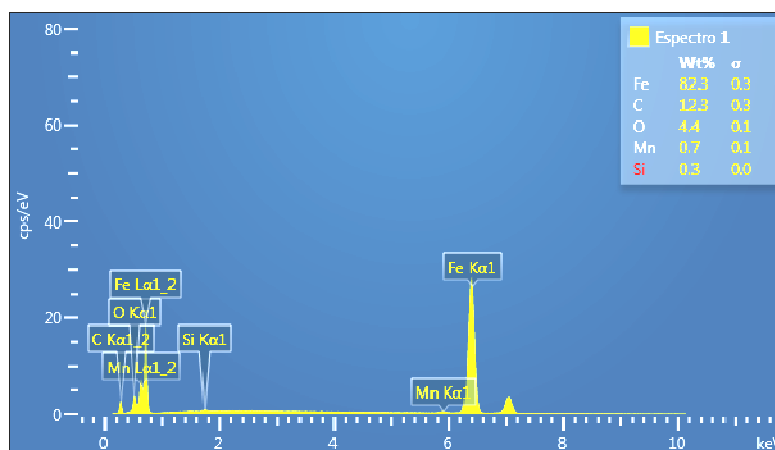


Figura 5.4 Análise de espectro do substrato (autoria própria, 2017).

### 5.1.2 Microestrutura do revestimento normalizado

Na Figura 5.5 pode ser vista a imagem do revestimento normalizado gerada pelo MEV. Observa-se um processo de formação de grãos relativamente menores em relação aos grãos do substrato, o que, inicialmente, justifica a dureza maior do revestimento em relação ao substrato observada no gráfico da Figura 5.3.

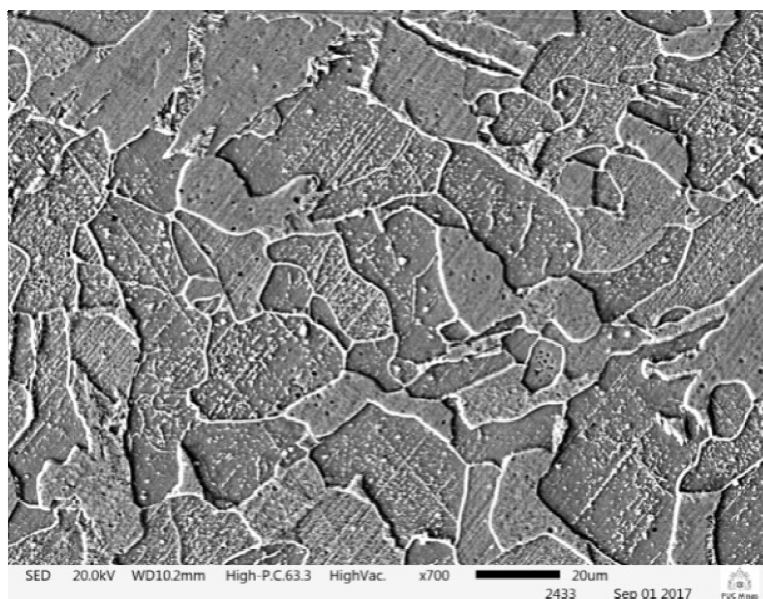


Figura 5.5 Microestrutura do revestimento normalizado observado ao MEV (autoria própria, 2017).

Pode-se visualizar na Figura 5.6 a imagem do revestimento normalizado sob a malha gradeada. Com base nos cálculos efetuados (Apêndice II), são detectadas a fase de colônias de perlita com percentual maior ( $57,5 \pm 16\%$ ) e a fase de ferrita com percentual menor ( $42,5\% \pm 16\%$ ), porém considerando a dispersão dos dados pode-se inferir que as frações das fases são semelhantes.

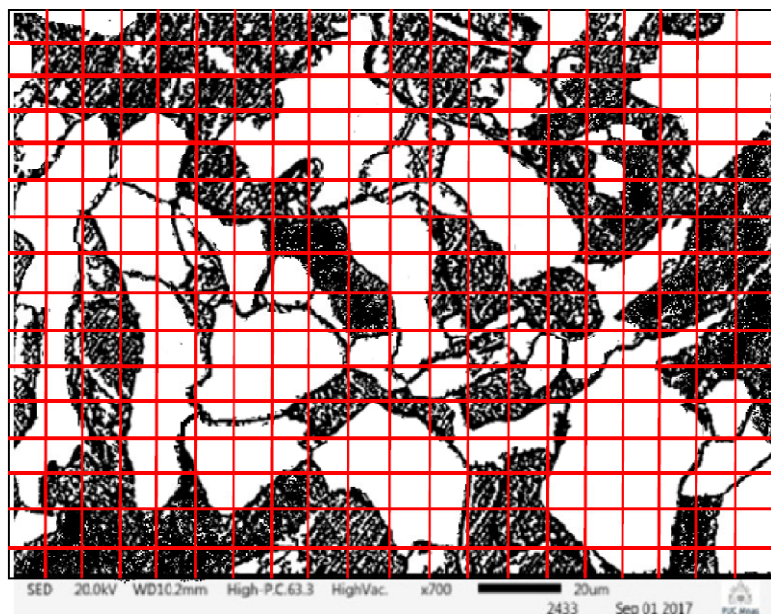


Figura 5.6 Revestimento normalizado sob malha gráfica para cálculo da porcentagem das fases presentes (autoria própria, 2017).

A Figura 5.7 mostra o espectro da seção do revestimento analisada por EDS, com Mn ( $1,1\% \pm 0,1\%$ ) e Si ( $0,6\% \pm 0,0\%$ ), o que representa um aumento significativo do teor de Mn em 57% e de Si em 100% em relação aos teores observados no substrato.

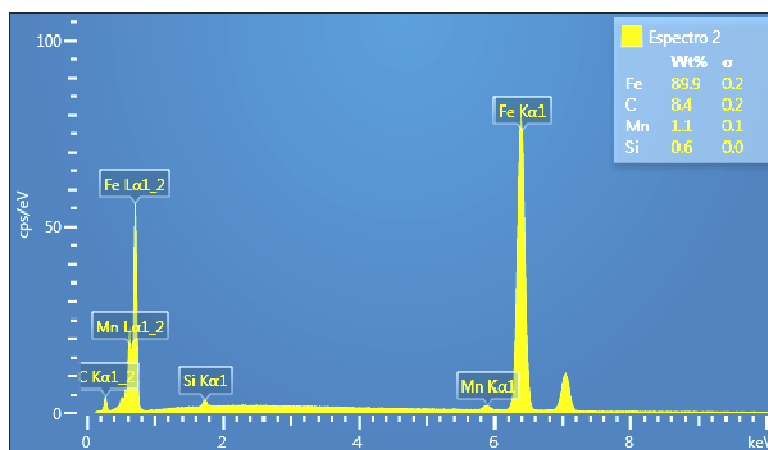


Figura 5.7 Análise de espectro do revestimento normalizado (autoria própria, 2017).

### 5.1.3 Microestrutura do revestimento sob têmpera profunda

A imagem gerada ao MEV para o revestimento sob têmpera profunda está representada na Figura 5.8. Verifica-se um processo de formação de martensita em

ripas, o que, inicialmente, justifica a significativa elevação de microdureza por fase presente na região (o dobro da dureza obtida no revestimento normalizado) observada comparativamente nas Tabelas 5.1 e 5.2.

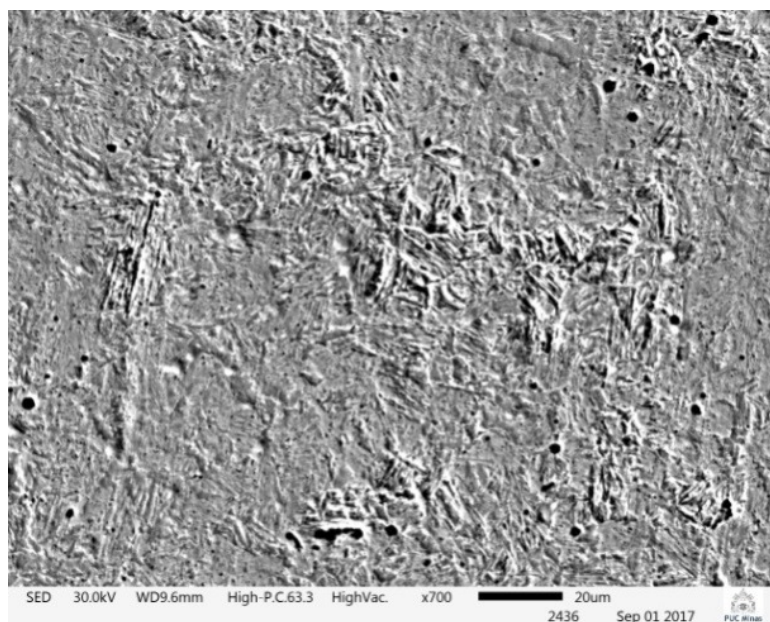


Figura 5.8 Microestrutura do revestimento sob têmpera profunda observada ao MEV (autoria própria, 2017).

A imagem do revestimento sob têmpera profunda em malha gradeada, usada para cálculo da porcentagem da martensita, é apresentada na Figura 5.9. Para o revestimento sob efeito da têmpera profunda, com base nos cálculos efetuados (Apêndice III) estima-se que aproximadamente  $83,2\% \pm 7,7\%$  são formações de fase martensítica com morfologia em ripas (característica comum as ligas de baixo carbono).

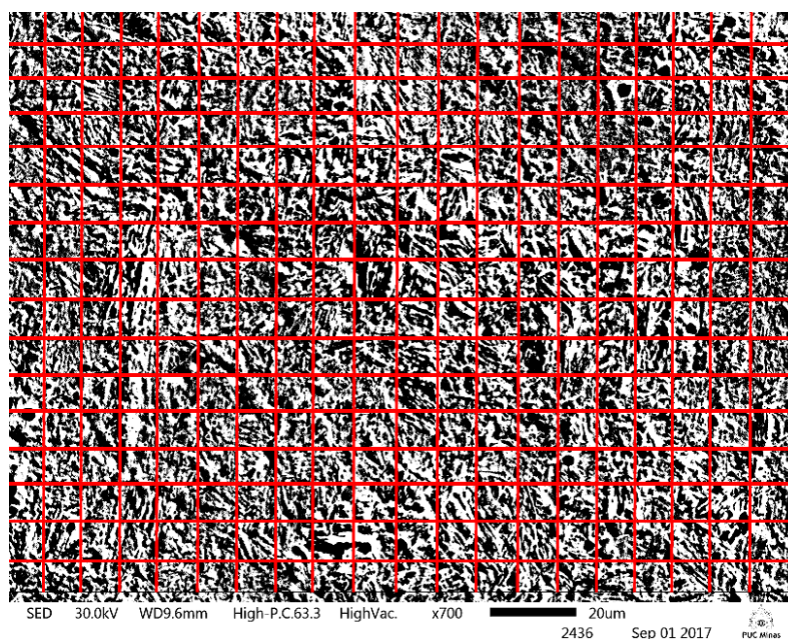


Figura 5.9 Revestimento sob têmpera profunda em malha gráfica para cálculo da porcentagem das fases presentes (autoria própria, 2017).

Na Figura 5.10, vê-se o espectro da seção do revestimento analisada pelo EDS com percentuais de  $0,9\% \pm 0,1\%$  para Mn e  $0,7\% \pm 0,0\%$  para Si. Observa-se um aumento do teor de Mn em 29% e de Si em 133% em relação aos teores observados no substrato. Comparando o revestimento sob têmpera profunda com o normalizado, encontra-se uma redução no teor de Mn de 18% e um aumento no teor de Si de 17%.

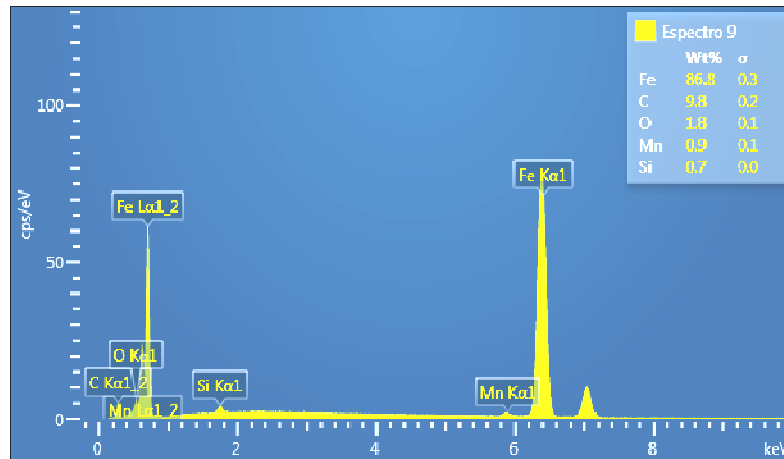


Figura 5.10 Análise de espectro do revestimento sob têmpera profunda (autoria própria, 2017).

#### 5.1.4 Microestrutura do revestimento sob têmpera superficial.

A imagem gerada no MEV para o revestimento sob têmpera superficial pode ser visualizada na Figura 5.11. Um processo de formação de martensita em ripas, semelhante ao resultado alcançado com a têmpera profunda é evidente.

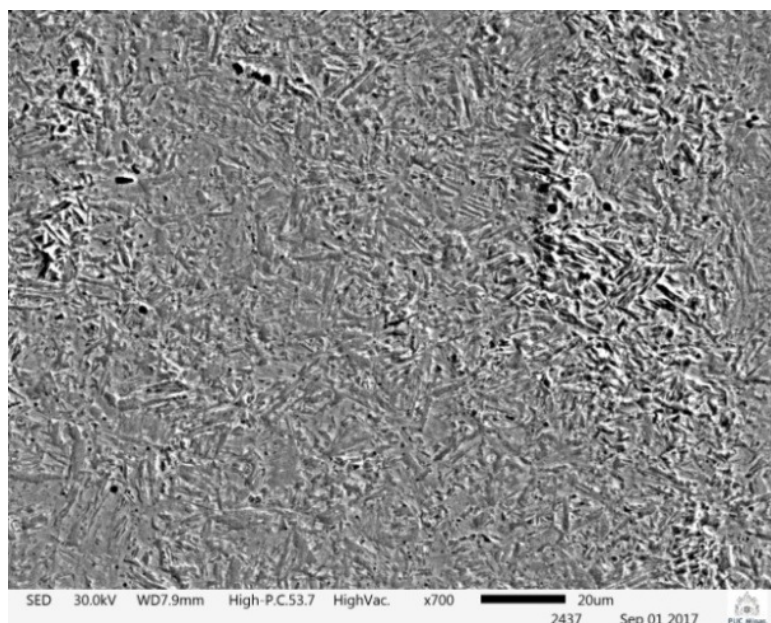


Figura 5.11 Microestrutura do revestimento sob têmpera superficial observada ao MEV (autoria própria, 2017).

Na Figura 5.12, observa-se a imagem do revestimento sob têmpera superficial em malha gradeada para cálculo da porcentagem da martensita. Para o revestimento sob efeito da têmpera superficial, com base nos cálculos efetuados (Apêndice IV), estima-se que  $85,6\% \pm 9,6\%$  são forma es de fase martensítica em ripas.

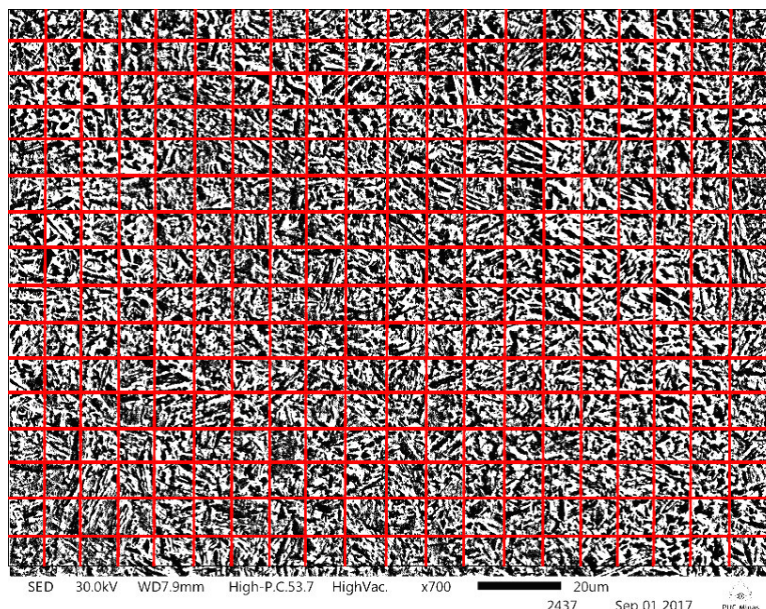


Figura 5.12 Revestimento sob têmpera superficial em malha gráfica para cálculo da porcentagem das fases presentes (autoria própria, 2017).

O espectro da se o do revestimento sob têmpera superficial foi analisada pelo EDS e apresentou  $0,8\% \pm 0,1\%$  para Mn e  $0,6\% \pm 0,0\%$  para Si (Figura 5.13). Comparativamente, observa-se um aumento do teor de Mn em 14% e de Si em 100% em rela o aos teores observados no substrato. Comparando o revestimento sob têmpera superficial com o normalizado, encontra-se uma redu o no teor de Mn de 27% e teor de Si com mesmos percentuais. Os teores de Mn e Si em rela o   têmpera profunda apresentaram, respectivamente, redu es de 11% e de 14%.

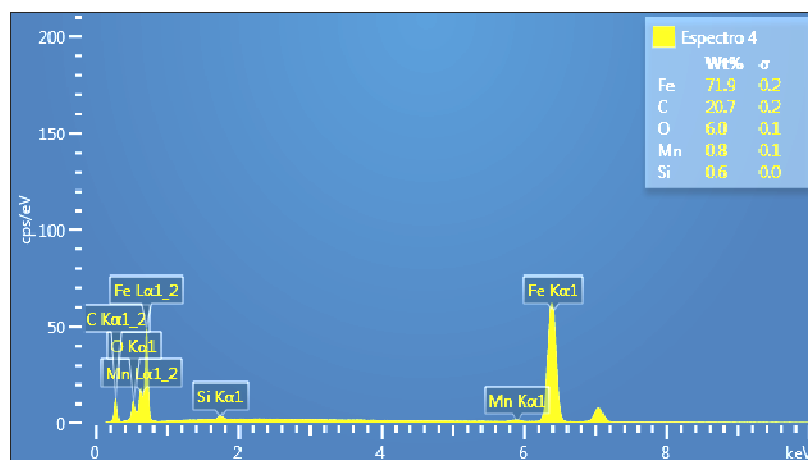


Figura 5.13 Análise de espectro do revestimento sob têmpera superficial (autoria própria, 2017).

## 5.2 Dureza e microdureza

Os resultados de dureza e microdureza foram obtidos em sequência a caracterização microestrutural do conjugado em normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS), considerando sempre a seção transversal do tecimento dos cordões de solda para todos os conjugados.

### 5.2.1 Dureza

Na Figura 5.14 são apresentados os resultados de dureza nas escalas HRB e HV dos conjugados para cada tratamento térmico realizado: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS).

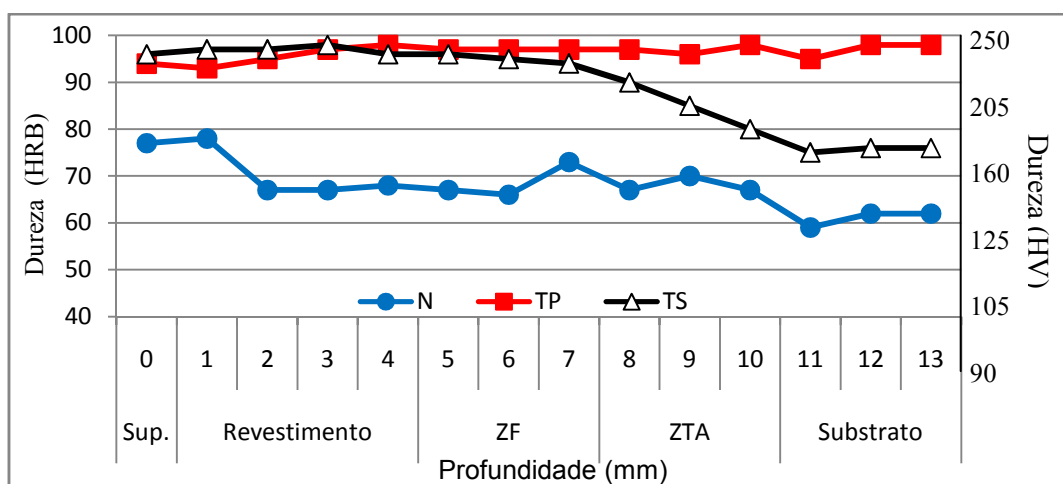


Figura 5.14 Variação da dureza em função da profundidade abaixo da superfície para os três tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS).

O material normalizado apresentou dureza mais baixa que aços ao carbono para todas as regiões analisadas devido à baixa concentração de carbono (em torno de 0,08 %). Seu perfil de dureza apresentou um comportamento esperado, com maior dureza no revestimento (média de 71 HRB) e um decréscimo para as demais regiões.

O material sob têmpera profunda apresentou elevação da dureza em relação ao material normalizado em todas as regiões, isto em função do tratamento térmico, que apesar de baixa concentração de C elevou a dureza pela presença de outros elementos que influenciam a temperabilidade do material, ou seja, os principais componentes da liga do revestimento (Mn e Si), também presentes em menor concentração no substrato.

O material temperado superficialmente apresentou valores de dureza semelhantes as medições obtidas no revestimento sob têmpera profunda. Após alcançada a profundidade de têmpera planejada (entre 4 e 5 mm, onde se encontra aproximadamente a profundidade do revestimento), a dureza começa a decrescer até o substrato, resultando em um núcleo menos duro que o revestimento e mais tenaz. Tal condição beneficia o desempenho do material por absorver as cargas em serviço, retardando possíveis falhas. As médias das durezas podem ser observadas na Figura 5.15.



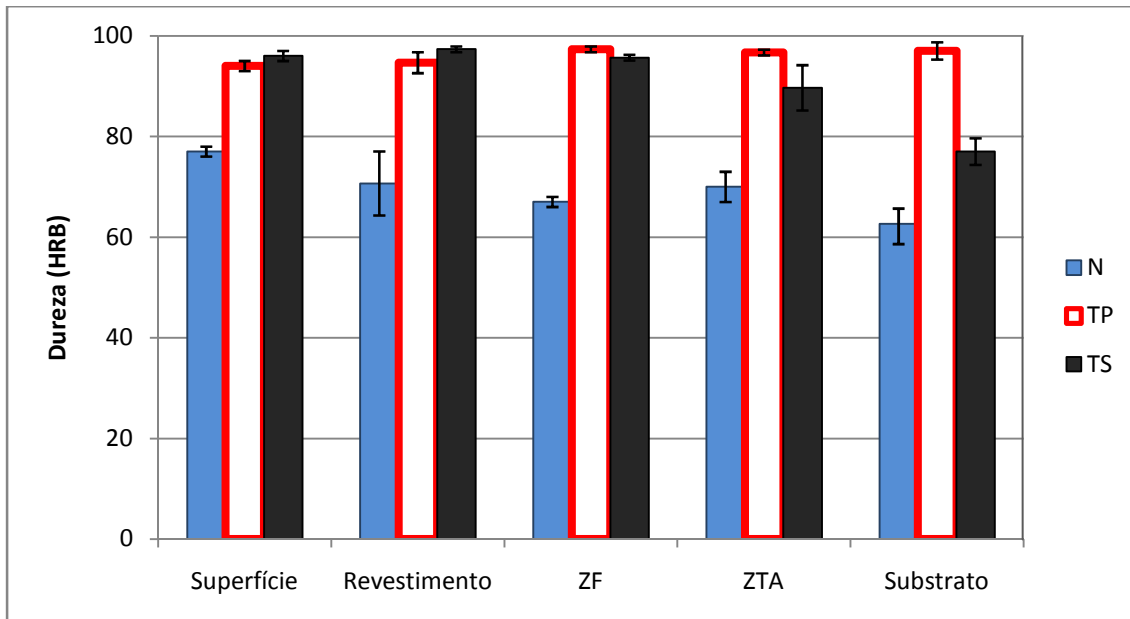


Figura 5.15 Dureza média por região para os três tratamentos térmicos dos conjugados: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS) (autoria própria, 2017)

De forma geral, nota-se que os tratamentos térmicos de têmpera elevaram a dureza do revestimento em média em 35% em relação ao estado normalizado. A condição de normalização não tem por objetivo o aumento de dureza e sim o alívio de tensões provenientes do processo de deposição. Nota-se também que a têmpera superficial apresentou dureza ligeiramente superior à têmpera profunda, tanto na superfície (em 2%) quanto no revestimento abaixo da superfície (em 4%), considerando a escala de dureza HRB.

### 5.2.2 Microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados visando a determinação desta propriedade nas distintas regiões formadas no material, a saber: superfície revestida, revestimento abaixo da superfície, zona fundida interfacial (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e substrato, para os três tratamentos térmicos. O ensaio de microdureza também permite inferir sobre as fases formadas pelos tratamentos térmicos, uma vez que as faixas de dureza das possíveis fases presentes são previamente conhecidas.

Os resultados de três medições dos perfis de microdureza para o material normalizado são apresentados na Figura 5.16. Verifica-se que não houve diferenças significativas entre as regiões. No revestimento, o processo de normalização apresentou melhoria no comportamento mecânico do material, com redução na variação da dureza dentro desta região, com dispersão da ordem de 30 HV, sendo que a ZF também apresentou o mesmo comportamento. A partir da ZTA, observa-se um aumento da variação de microdureza, com dispersão da ordem de 60 HV, caracterizando a influência do ciclo térmico durante a deposição do revestimento e, posteriormente, durante a normalização, sobre as mudanças metalúrgicas mais acentuadas em relação ao

revestimento, que é considerada para classificação a zona fundida do metal de solda e à zona fundida interfacial entre revestimento e metal base (ZF).

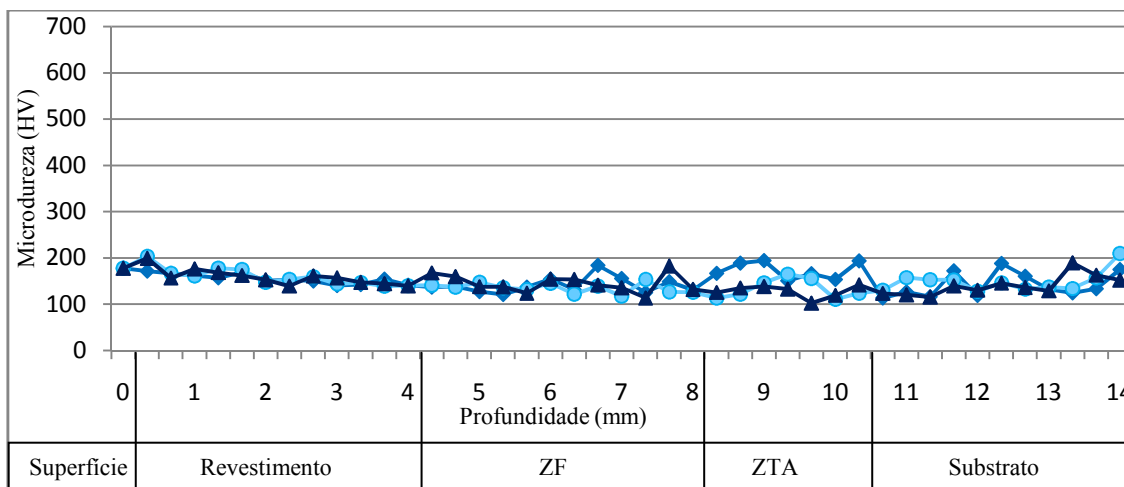


Figura 5.16 Perfis de microdureza do conjugado normalizado (autoria própria, 2017).

Os resultados obtidos para as três amostras preparadas sob têmpera profunda podem ser vistos na Figura 5.17. Nota-se o aumento de dureza na região do revestimento, com pequena variação de dureza abaixo da superfície. A partir da ZF houve um aumento significativo na variação de microdureza, que mantém-se durante toda a ZTA e também no substrato. Estes resultados eram esperados para a elevação da dureza em todas as regiões analisadas (pelo fato de a têmpera ser profunda), no entanto, as variações foram expressivamente elevadas a partir da ZF, na ZTA e no substrato. Este resultado pode ser justificado pelo fato do teor de C ser maior no substrato em relação ao revestimento associado também aos efeitos térmicos sofridos pela deposição do revestimento que após 4,3 mm de deposição de material são geradas nas regiões posteriores (ZF, ZTA e substrato) alterações metalúrgicas significativas, que modificam o refino do grão obtido na normalização para um crescimento posterior destes mesmos grãos e consequentemente comprometem a estabilidade microestrutural da liga no que diz respeito ao seu comportamento mecânico.

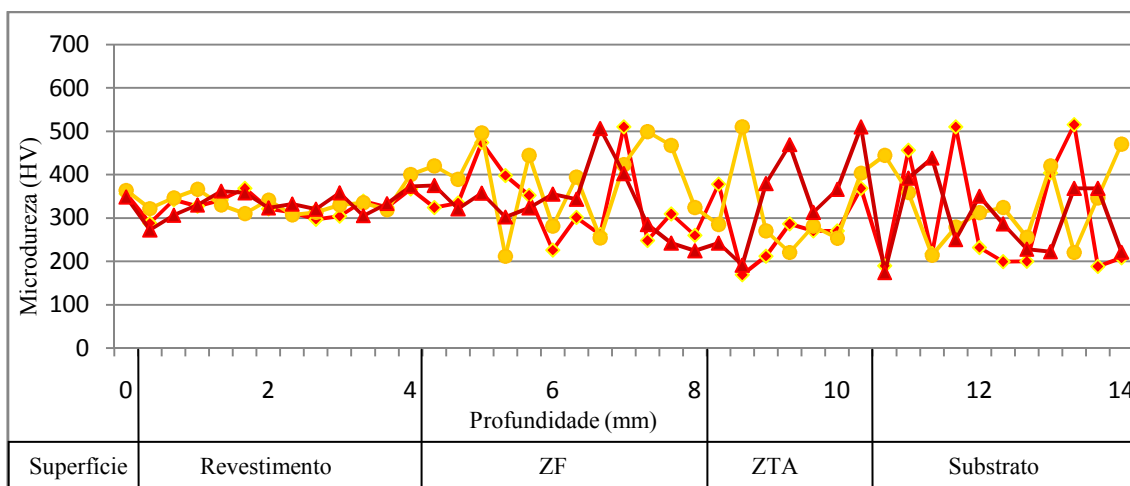


Figura 5.17 Perfis de microdureza do conjugado sob têmpera profunda (autoria própria, 2017).

Na Figura 5.18 são apresentados os resultados dos perfis de microdureza para as três amostras sob têmpera superficial. Percebe-se o aumento de dureza na região do revestimento, com valores acima daqueles obtidos por têmpera profunda, mas com uma variação maior.

A dureza decresce a partir do final da ZF, com redução significativa da variação na ZTA, que é uma região termicamente afetada pelos tratamentos anteriores e que, no caso da têmpera superficial, demonstrou um comportamento mecânico próximo dos efeitos de uma normalização não intencional, mas que beneficiou esta propriedade nesta região, com menor dureza relativa, menor variação e, conseqüentemente, maior tenacidade relativa desejada abaixo do revestimento.

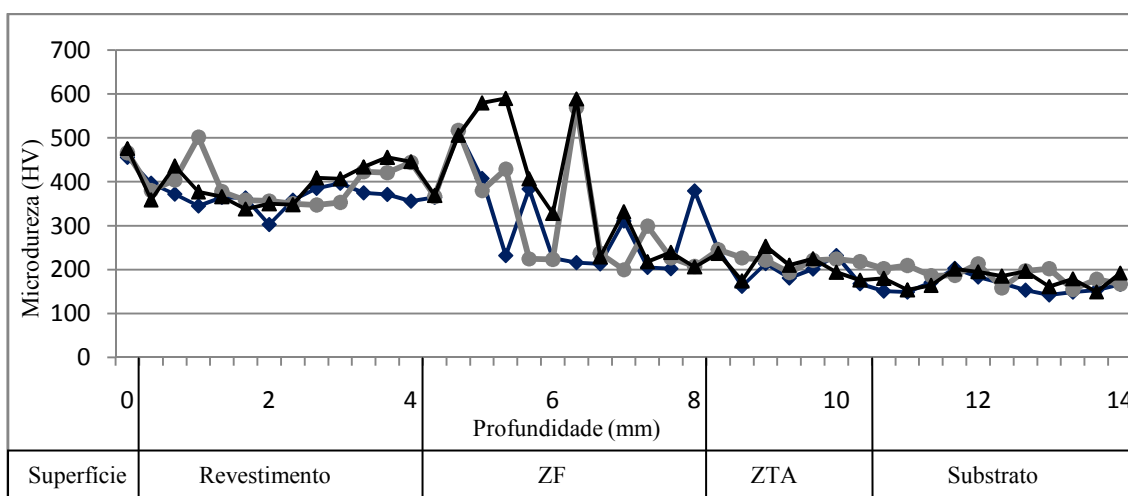


Figura 5.18 Perfis de microdureza do conjugado sob têmpera superficial (autoria própria, 2017)

Na Figura 5.19 estão compilados os valores médios com respectivos desvios-padrão de microdureza para as amostras nas três condições de tratamento térmico. Comparativamente, observa-se a elevação da microdureza do revestimento após os tratamentos de têmpera em relação à normalização, com uma taxa média de aumento aproximada de 75%.

Pormenorizando os resultados em nível de revestimento e comparando os tratamentos por têmpera, encontram-se melhores resultados relativos para o tratamento de têmpera superficial em relação à têmpera profunda, principalmente entre a superfície e até 1 mm de profundidade, com dureza relativa maior em aproximadamente 28,5%. A variação observado nos valores de microdureza são maiores em relação às medições de dureza devido à maior sensibilidade das microimpressões sob baixa carga no ensaio Vickers.

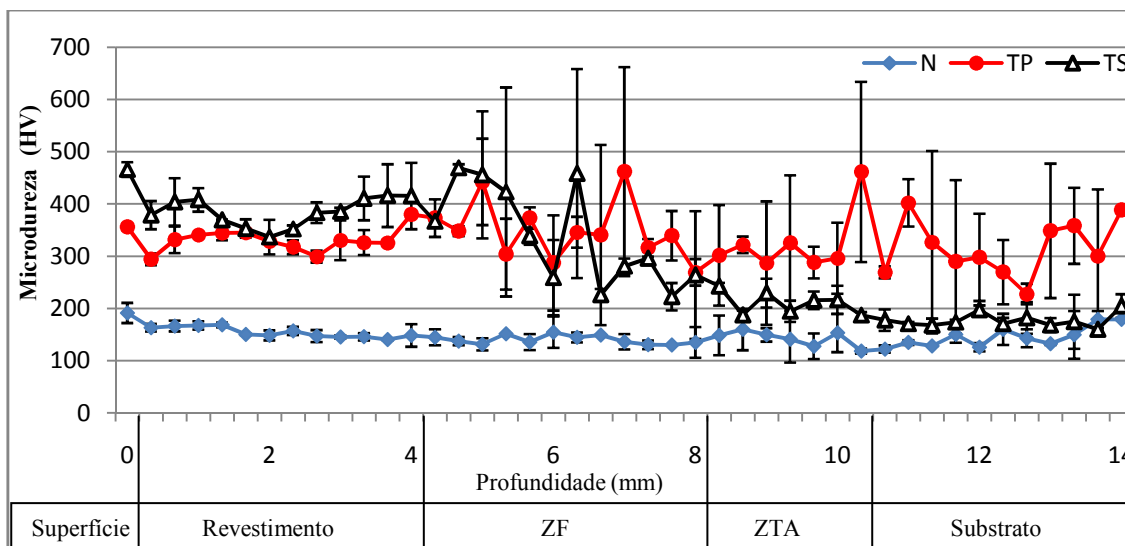


Figura 5.19 Perfis de microdureza dos conjugados para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP), têmpera superficial (TS) (autoria própria, 2018).

Os resultados encontrados para as medições de microdureza na região do revestimento dos diferentes conjugados apresentaram as menores taxas de variação em relação às demais regiões analisadas, com dispersão máxima de 50 HV no revestimento normalizado e de 100 HV nos revestimentos sob têmpera.

A variação de dureza na ZF tanto para a têmpera profunda quanto para a têmpera superficial foi alta, encontrando-se resultados com dispersão máxima de 267 HV para o material sob têmpera total (a 6,9 mm da superfície, entre ZF e ZTA) e de 265 HV para o material sob têmpera superficial (a 6,3 mm da superfície - ZF). A partir da ZTA, a variação de dureza continua maior para a têmpera profunda (com dispersão de 130 HV) até o substrato (com variação na ordem máxima de 201 HV). Porém, para a têmpera superficial, observa-se uma redução significativa dessa taxa na ZTA e no substrato, beneficiando o comportamento tenaz deste material, associado à redução da dureza em relação ao revestimento e à ZF.

Para efeitos comparativos, a variação de microdureza do conjugado normalizado foi maior na ZTA, com variação observada entre 45 HV e 60 HV a 9,3 mm da superfície. No entanto, ao comparar a ZTA do conjugado normalizado com a ZTA dos temperados, observa-se que a variação da dureza é relativamente menor, com redução na ordem de 83%.

#### 5.2.2.1 Microdureza das fases presentes no conjugado normalizado

Na Figura 5.20 é possível visualizar as imagens geradas pelo microscópio óptico para o material normalizado, considerando as diferentes regiões formadas no processo de fabricação: revestimento (Figura 5.20a), ZF (Figura 5.20b), ZTA (Figura 5.20c) e substrato (Figura 5.20d).

Pode ser constatado pelas impressões geradas nas medições de microdureza que o conjugado fabricado é caracterizado por valores de microdurezas relativamente iguais

para todas as regiões analisadas mesmo no revestimento com grãos menores (Figura 5.20a) e na ZF com grãos ainda mais refinados (Figura 5.20b).

Na região da ZTA observam-se grãos maiores de ferrita em disposição colunar e colônias horizontais de perlita equiaxial comprimida pela ferrita colunar e apesar destas características diferentes as dimensões das impressões não apresentaram diferenças significativas (Figura 5.20c).

O substrato está preservado diante da normalização após deposição do revestimento, podem ser observados grãos de ferrita e perlita e dimensões das impressões sem alterações dimensionais significativas observadas a microscopia óptica (Figura 5.20d).

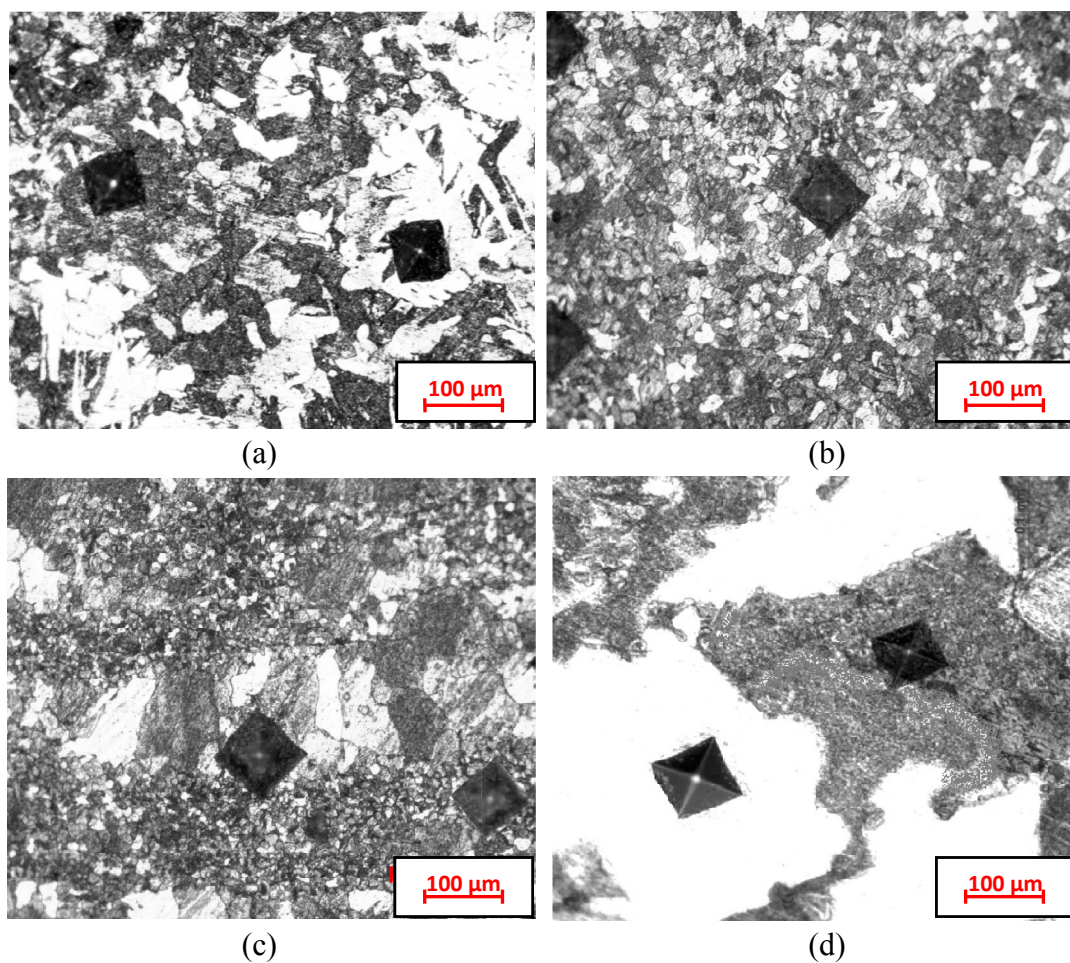


Figura 5.20 Imagens do conjugado normalizado: (a) revestimento, (b) ZF, (c) ZTA e (d) substrato (autoria própria, 2017).

Os resultados de microdureza obtidos em função da morfologia dos grãos e matrizes reveladas nas regiões do conjugado normalizado e correlacionadas às faixas de dureza, conhecidas por fase presente, são apresentados na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 Microdureza por região e fases presentes no conjugado normalizado

Região	Morfologias reveladas	Microdureza média (HV)	Desvio padrão	Inferência para a fase: morfologia e microdureza	Faixa de dureza por fase
Revestimento	Grãos refinados claros	140	$\pm 3$	Ferrita	90 - 150
	Grãos refinados escuros	173	$\pm 14$	Perlita	150 - 250
Zona fundida	Grãos refinados claros	122	$\pm 3$	Ferrita	90 - 150
	Grãos refinados escuros	160	$\pm 13$	Perlita	150 - 250
Zona termicamente afetada	Grãos maiores claros colunares	112	$\pm 6$	Ferrita	90 - 150
	Grãos refinados escuros coequiaxiais	185	$\pm 12$	Perlita	150 - 250
Substrato	Grãos maiores claros compactos	115	$\pm 6$	Ferrita	90 - 150
	Grãos maiores escuros	176	$\pm 13$	Perlita	150 - 250

Não foram percebidas diferenças significativas entre as medições de microdureza por fase presente para cada região analisada, apesar das mudanças metalúrgicas ocorridas durante o processo de revestimento. Quanto à morfologia de cada fase, notou-se o refinamento dos grãos na ZF em relação às demais regiões e no revestimento em relação ao substrato. Na ZTA, formaram-se grãos maiores de ferrita em disposição colunar e colônias horizontais de perlita equiaxial comprimida pela ferrita colunar. Porém, não foi constatada mudança de fase perceptível à microscopia óptica.

Analiticamente, pode-se inferir sobre a variação das medições que aumentam a partir da ZTA. Este comportamento justifica-se pela presença de grãos colunares maiores na ZTA (ferrita) e grãos menores escurecidos (perlita grosseira), além de matriz encerrada escura, formada internamente por colônias de perlita com grãos relativamente menores que a ferrita e a perlita mais grosseira.

#### 5.2.2.2 Microdureza das fases presentes no conjugado sob têmpera profunda

As imagens geradas pelo microscópio óptico para o material sob têmpera profunda considerando as diferentes regiões formadas no processo de fabricação podem ser vistas na Figura 5.21: revestimento (Figura 5.21a), ZF (Figura 5.21b), ZTA (Figura 5.21c) e substrato (Figura 5.21d). As amostras preparadas para análise da condição sob

têmpera profunda reproduziram os mesmos procedimentos para as amostras normalizadas. Constatou-se, após duas tentativas de obter amostras de melhor qualidade superficial para metalografia, que aquelas ficaram comprometidas pelos efeitos severos da têmpera em forno sobre a superfície. As impressões resultantes das medições de microdureza indicam que o conjugado apresentou elevação de dureza mais uniforme no revestimento e na ZF pelas dimensões observadas nas impressões, que são menores e com pouca variação entre as diagonais (Figuras 5.21a e 5.21b). As regiões da ZTA e do substrato, apesar de também apresentarem elevação de microdureza, mostraram grande variabilidade entre as medições, o que pode ser constatado pelas diferenças das dimensões entre diagonais das impressões geradas (Figura 5.21c e 5.21d).

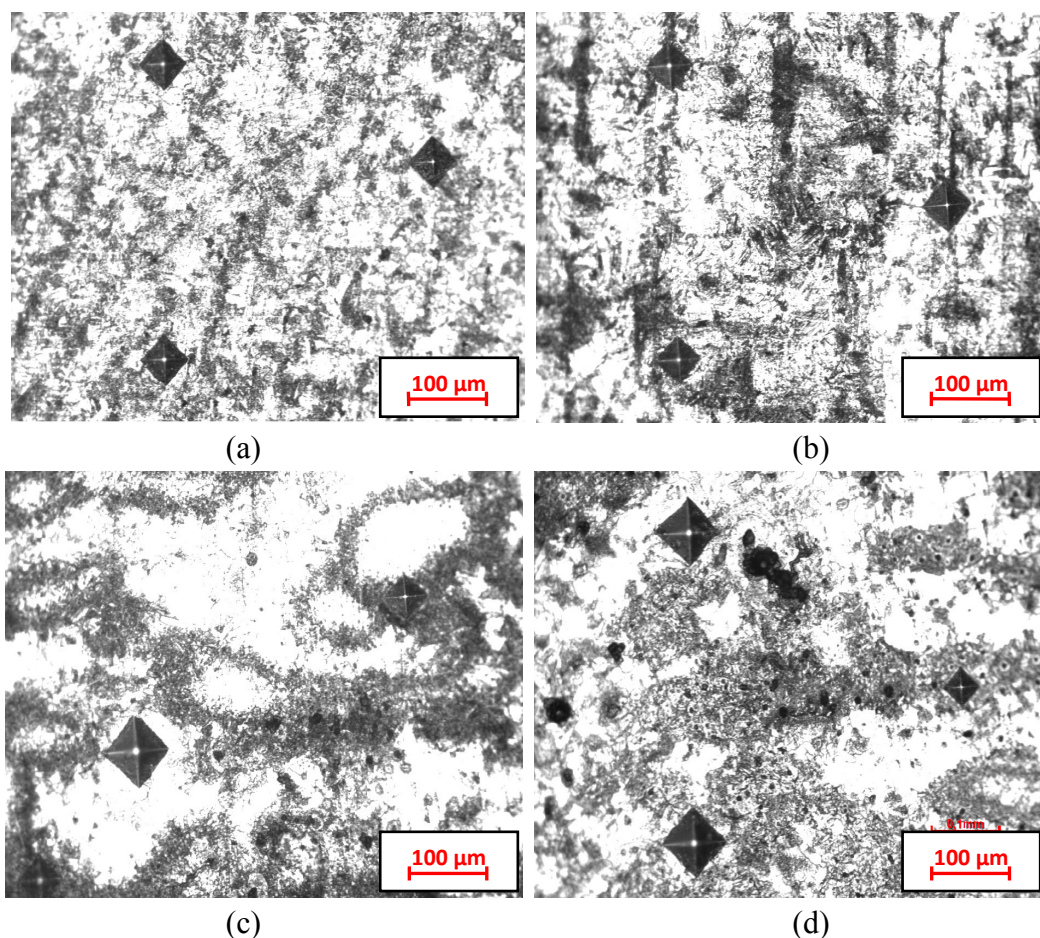


Figura 5.21 Imagens do conjugado sob têmpera profunda: (a) revestimento, (b) ZF, (c) ZTA, (d) substrato (autoria própria, 2017).

Na Tabela 5.4 são apresentados os resultados para os valores de microdureza obtidos em função da morfologia dos grãos e matrizes revelados nas regiões do conjugado sob têmpera profunda e correlacionadas às faixas de dureza, conhecidas por fase presente.

Tabela 5.4 Microdureza por região e fases presentes no conjugado sob têmpera profunda

Região	Morfologias reveladas	Microdureza média (HV)	Desvio padrão	Inferência para a fase ( morfologia e microdureza)	Faixa de dureza por fase
Revestimento	Fase clara encerrada em matriz cinza (<%)	280	$\pm 21$	Compostos de ferrita e cementita	250 - 300
	Fase clara encerrada em matriz cinza perdom. (>%)	356	$\pm 12$	Martensita-perlita degenerada	250 - 400
Zona fundida	Fase clara encerrada em matriz cinza (<%)	264	$\pm 17$	Compostos de ferrita e cementita	250 - 300
	Fase clara encerrada em matriz cinza perdom. (>%)	487	$\pm 12$	Martensita	400 - 650
Zona termicamente afetada	Grãos claros maiores em matriz cinza	185	$\pm 13$	Ferrita em perlita	150 - 250
	Grãos escuros em matriz lamelar	473	$\pm 56$	Martensita	400 - 650
Substrato	Grãos claros maiores em matriz cinza	214	$\pm 10$	Ferrita em perlita	150 - 250
	Grãos escuros em matriz lamelar	491	$\pm 30$	Martensita	400 - 650

O tratamento térmico de têmpera profunda causou significativas mudanças metalúrgicas em todas as regiões analisadas, tendo sido encontradas diferenças consideráveis entre os valores de microdureza por fase presente para cada região analisada. Pela morfologia e pela sua correlação com a microdureza, pode-se inferir que no revestimento não ocorreu transformação total de austenita em martensita, mas somente uma fração desta foi transformada após a têmpera em função da baixa concentração de carbono. Porém, o aumento de dureza foi significativo dentro de uma faixa considerada para martensita. A partir da ZF, surpreendentemente a dureza aumentou gradualmente a sua variação até o substrato. Notou-se também um aumento significativo na variação de microdureza em todas as regiões em relação ao material normalizado (aproximadamente em 200%), crescente do revestimento até o substrato, caracterizando maior instabilidade na têmpera por forno em relação à normalização.



### 5.2.2.3 Microdureza das fases presentes no conjugado sob têmpera superficial

Na Figura 5.22 estão as imagens geradas pelo microscópio óptico para o conjugado sob têmpera superficial considerando as diferentes regiões formadas: revestimento (Figura 5.22a), ZF (Figura 5.22b), ZTA (Figura 5.22c) e substrato (Figura 5.22d). As amostras preparadas para análise da condição sob têmpera superficial também foram submetidas à reprodução dos mesmos procedimentos para preparação das amostras normalizadas e sob têmpera profunda. Constatou-se também o mesmo comprometimento da qualidade das amostras que sofreram têmpera profunda, porém em um grau de menor intensidade sobre o perfil da amostra. Pelas dimensões das impressões constata-se que o conjugado apresentou elevação de dureza mais uniforme somente no revestimento pelas dimensões observadas nas impressões, que são menores e com pouca variação entre as diagonais (Figuras 5.22a). Na região da ZF observou-se redução da microdureza média em função do aumento das diagonais das impressões geradas na região (Figura 5.22b). As regiões da ZTA e do substrato apresentaram baixos valores relativos de microdureza em função das diagonais de dimensões maiores (Figura 5.22c e 5.22d), caracterizando assim preservação das microestruturas das regiões que não foram afetadas pelo ciclo térmico do tratamento térmico realizado.

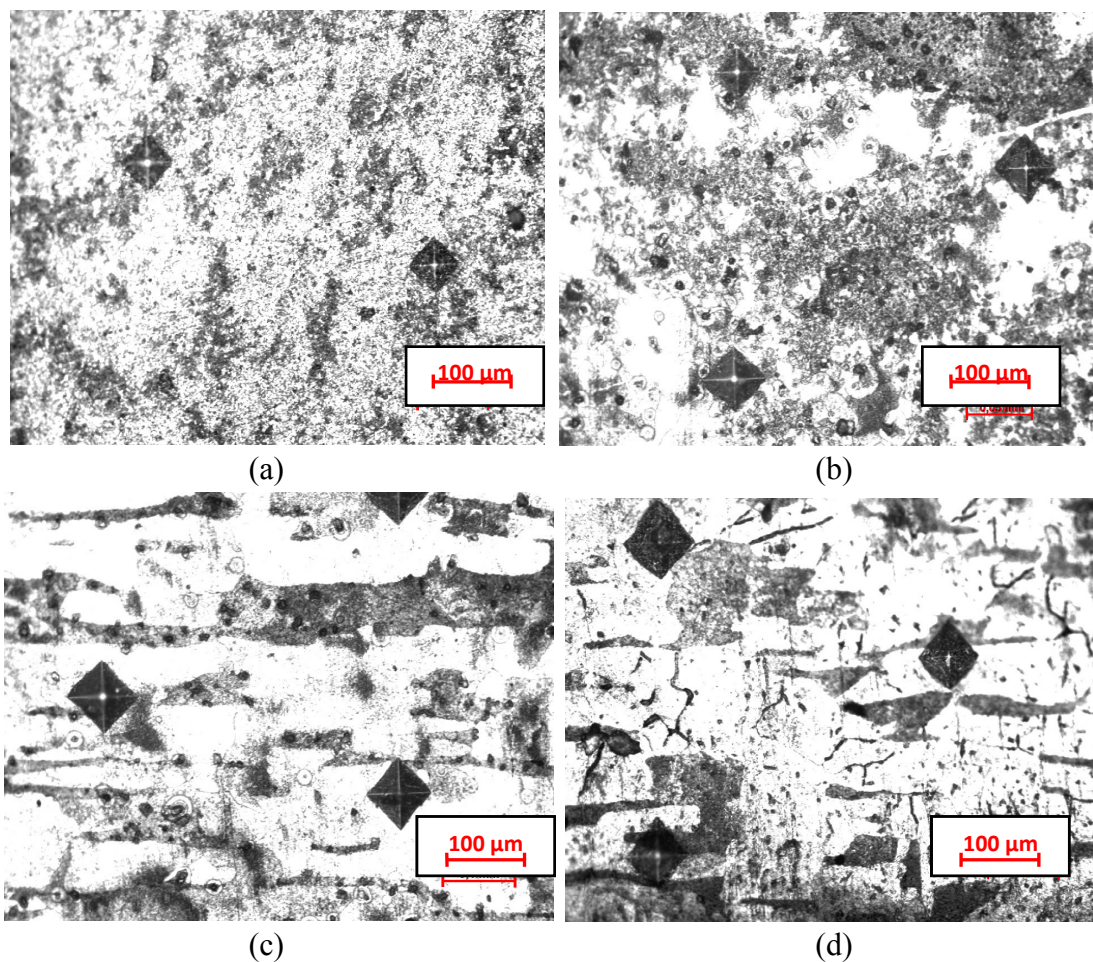


Figura 5.22 Imagens do conjugado sob têmpera superficial: (a) revestimento, (b) ZF, (c) ZTA e (d) substrato (autoria própria, 2017).

Na Tabela 5.5 são apresentados os resultados tratados estatisticamente para os valores de microdureza obtidos em função da morfologia dos grãos e matrizes revelados nas regiões do conjugado sob têmpera superficial correlacionados às faixas de dureza, conhecidas por fase presente.

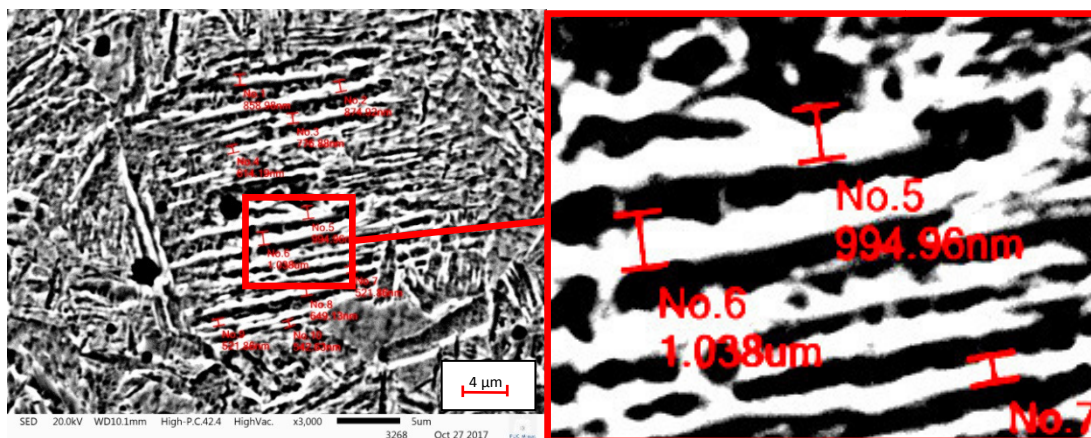
Tabela 5.5 Microdureza por região e fases no conjugado sob têmpera superficial

Região	Morfologias Reveladas	Microdureza média (HV)	Desvio padrão	Inferência para a fase em função da morfologia e microdureza	Faixa de dureza por fase
Revestimento	Fase clara (<%) em matriz escura	329	$\pm 23$	Martensita e Compostos de ferrita e cementita	250 - 400
	Fase cinza clara em matriz cinza escura	466	$\pm 29$	Martensita	400 - 650
Zona fundida	Grãos claros maiores	227	$\pm 3$	Ferrita em perlita	150 - 250
	Fase cinza clara em matriz cinza escura	568	$\pm 30$	Martensita	400 - 650
Zona termicamente afetada	Grãos claros maiores em matriz cinza	189	$\pm 20$	Ferrita em perlita	150 - 250
	Grãos escuros em matriz lamelar	253	$\pm 26$	Ferrita em perlita	250 - 400
Substrato	Grãos claros maiores em matriz cinza	154	$\pm 8$	Ferrita em perlita	150 - 250
	Grãos escuros em matriz lamelar	219	$\pm 9$	Ferrita em perlita	150 - 250

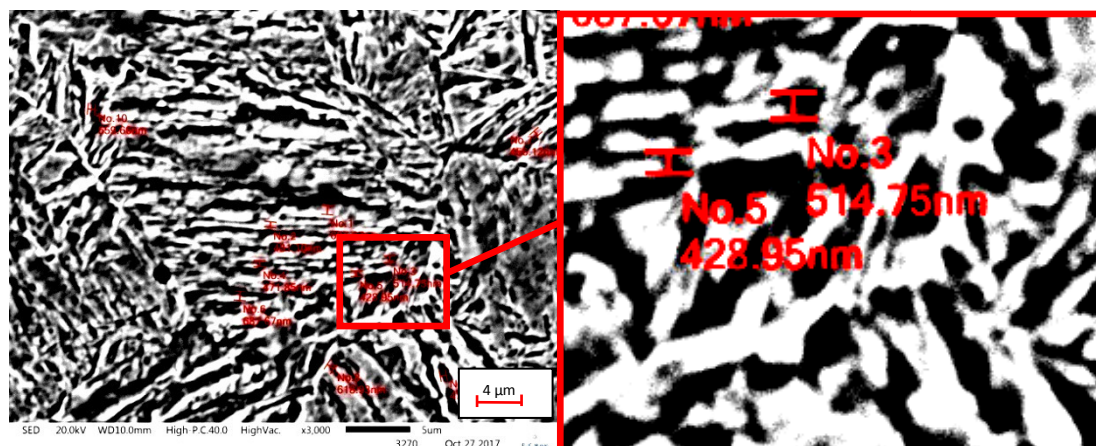
O tratamento térmico de têmpera superficial causou significativas mudanças metalúrgicas nas amostras, principalmente no revestimento, com aumento de dureza em torno de 75% em relação ao revestimento normalizado, caracterizando a mudança de fase durante austenitização, com morfologia indicando formação de colônias de perlita e ripas de martensita e, provavelmente, austenita retida em função da dureza encontrada entre 300 e 350 HV. Pela morfologia e pela sua correlação com a microdureza, pode-se inferir que no revestimento foi formada martensita após o tratamento de têmpera em função do aumento da dureza, variando de bainita a martensita tanto no revestimento quanto no início da ZF. No fim da ZF, a dureza relativa começa a decrescer até o substrato, no entanto, ocorre uma influência na ZTA e no substrato devido à propagação do calor produzido pela indução eletromagnética no revestimento, que eleva a dureza dessas regiões em relação ao material normalizado em torno de 36% para a fase ferrítica e 22% para a fase perlítica. Apesar da diferença na dureza não ocorreu mudança de fase.

### 5.2.3 Microdureza e espessuras das ripas martensíticas

Complementando a análise microestrutural associada as medições de microdureza, foi realizado para os revestimentos sob têmpera as medições de espessuras das ripas de martensita. Os revestimentos sob têmpera com fase martensítica apresentaram morfologia em ripas. Com ampliações na ordem de 3000 vezes foi possível fazer a medição da espessura destas ripas. Na Figuras 5.23 podem ser observadas as ripas dos materiais e as medições por MEV para a TP (Figura 5.23a) e TS (Figura 5.23b).



(a)



(b)

Figura 5.23 Ripas martensíticas dos revestimentos sob têmpera: (a) têmpera profunda, (b) têmpera superficial (autoria própria, 2018).

Na Tabela 5.6 estão os resultados das medições e cálculos para as espessuras das ripas de martensita dos dois tratamentos térmicos em questão.

Tabela 5.6 Espessura das ripas de martensita x dureza.

Revestimento	Espessura média (nm)	Dureza média (HV)
Têmpera profunda	$908,75 \pm 106$	$356 \pm 12$
Têmpera superficial	$477,47 \pm 47$	$466 \pm 29$

Fonte: autoria própria, 2018.

Comparativamente, observa-se que as espessuras de ripas no revestimento sob têmpera profunda são em média aproximadamente duas vezes maiores que as ripas do revestimento sob têmpera superficial ao passo que a dureza medida   menor em torno de 24% da dureza medida para o revestimento sob têmpera superficial. Pode-se inferir, com base nas medi es obtidas, que   medida que as espessuras das ripas diminuem ocorre a eleva o da dureza, resultado este coerente com a rela o de eleva o de dureza em fun o de refinamento de grãos (REED-HILL,1982, SHACKELFORD, 2008 e CALLISTER e DAVID, 2013), considerando a redu o da espessura da ripa como um processo semelhante ao refinamento de um grão perlítico por exemplo.

#### 5.2.4 Análise da caracteriza o a partir da microestrutura, microdureza e composi o química

Os resultados obtidos nos ensaios de microdureza e microestrutura para o substrato de aço ABNT 1015 e para o revestimento MnSi nas três condi es de tratamento térmico realizadas são mostrados na Tabela 5.7. Percebe-se que o revestimento com 0,08% de C na condi o normalizada depositado sobre o substrato com 0,14% de C gera uma liga de maior dureza em rela o ao substrato. Considerando-se que ambos são classificados como aços de baixo carbono, comparando os teores de Mn e Si do revestimento em rela o ao substrato encontram-se valores aumentados tanto para o Mn (em 57%), quanto para o Si (em 100%). Neste caso, os elementos Mn e Si influenciam a liga como agente endurecedor (Mn) e como agente de dissolu o de ferrita (Si).

Tabela 5.7 Microestrutura e microdureza para substrato e revestimentos.

Par�metros	Substrato	Normalizado	T�mpera Profunda	T�mpera superficial
Microdureza (ferrita)	115±6	140±3	----	----
Microdureza (perlita)	176±13	173±14	280±21*	329±23*
Microdureza (martensita)	-----	-----	356±12	466±29
% Ferrita	66,7±6	42,5±16	----	----
% Perlita	32,3±6	57,5±16	16,8±7,7*	14,4±9,6*
% Martensita	-----	-----	83,2±7,7	85,6±9,6
Ripas de martensita	-----	-----	908±106 nm	477,47±47 nm
% Mn	0,7±0,01	1,1±0,01	0,9±0,01	0,8±0,01
%Si	0,3±0,00	0,6±0,00	0,7±0,00	0,6±0,00

\*Microdureza e porcentagem de perlita degenerada não transformada em martensita.

Quanto aos materiais temperados, observa-se a transforma o ocorrida nos constituintes de ferrita e perlita, primeiro em austenita (após eleva o da temperatura para têmpera) e, posteriormente, em martensita (após resfriamento rápido), deduzida

pela morfologia da microestrutura revelada ao ataque químico e pela elevação da dureza em mais de 100% em relação à dureza do substrato e do revestimento normalizado, que foi causada pela influência já citada do Mn e Si e também pelo fator de temperabilidade destes elementos na ordem de quatro vezes, para o Mn, e uma vez e meia para o Si. A fase martensítica obtida no revestimento sob têmpera superficial apresentou microdureza maior em relação ao revestimento sob têmpera profunda (diferença em torno de 49 HV representando um percentual de 15%). Apesar da obtenção de mesmas fases entre os tratamentos de têmpera adotados, inclusive com frações semelhantes de martensita e perlita, foram constatadas diferenças entre as medidas de espessura das ripas de martensita conforme resultados apresentados na Tabela 5.6, o que justifica a diferença da microdureza medida nos revestimentos.

### 5.3 Rugosidade

Os parâmetros de rugosidade  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  foram fixados como referência para preparação dos corpos de prova para ensaio pino sobre disco. A partir destes valores, foram medidos os parâmetros  $R_q$ ,  $R_t$ ,  $R_{sk}$  e  $R_{sm}$ . Os parâmetros  $R_{pk}$ ,  $R_k$  e  $R_{vk}$ , foram obtidos após a geração da curva *Abbott-Firestone*. Os resultados para todos os parâmetros de rugosidade estão compilados nos Apêndices V e VI.

Na Figura 5.24 são apresentados os resultados obtidos de  $R_a$  e  $R_q$  para as referências, nas três condições de tratamentos térmicos: normalizado (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS). Observa-se que os resultados apresentados para  $R_a$  e  $R_q$  com referência em  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  são considerados semelhantes sem necessidade de testes para esta validação, ou seja, tanto os valores médios quanto os valores de desvio padrão são muito próximos uns dos outros para as três condições de tratamento. Com base nos resultados apresentados para a referência em  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ , pode ser verificado um comportamento muito semelhante aos resultados obtidos nos corpos de prova com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ .

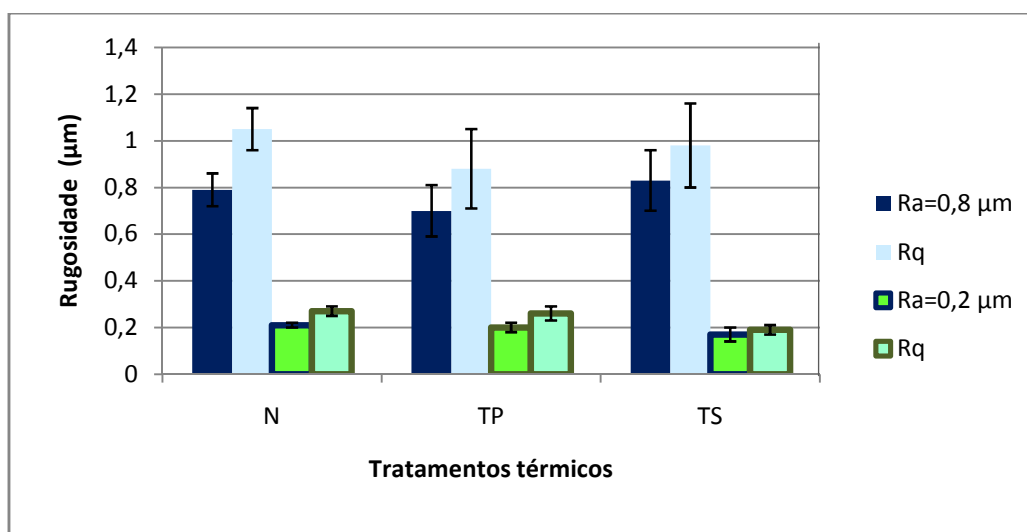


Figura 5.24 Resultados de  $R_a$  e  $R_q$  para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS), (autoria própria, 2017).

Na Figura 5.25 são apresentados os resultados das medições do parâmetro  $R_t$ , onde para a referência  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  a semelhança nos resultados é mantida para os corpos de prova sob têmpera profunda e superficial, porém para o material normalizado observou-se valores maiores em aproximadamente 26% em relação aos materiais sob têmpera, que pode ser justificado pelo fato da dureza do revestimento ser menor, propiciando maior deformação plástica na topografia da superfície durante o fresamento e lixamento.

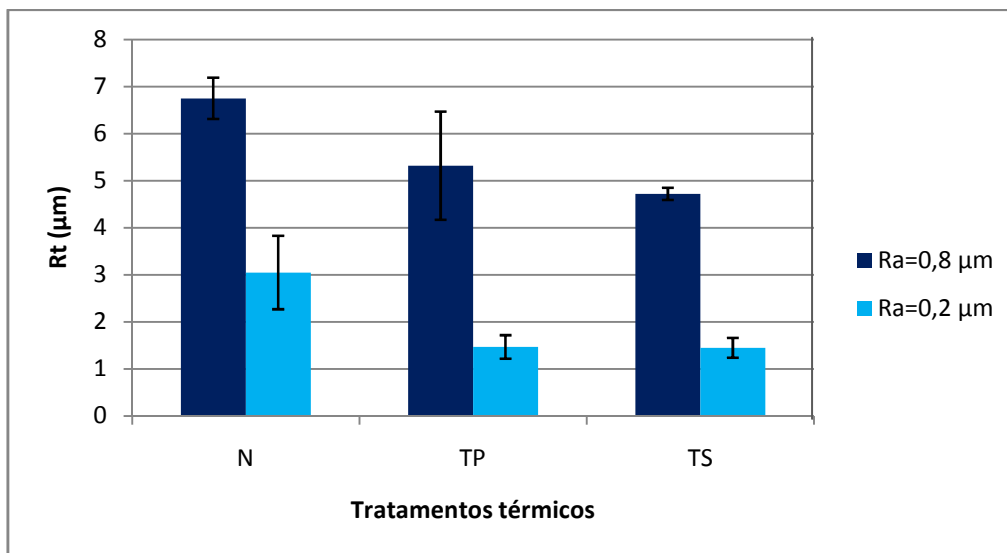


Figura 5.25 Resultados de  $R_t$  para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS), (autoria própria, 2017).

Os valores de  $R_{sm}$  para  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  podem ser observados na Figura 5.26. Considerando os resultados obtidos para  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ , pode ser verificado que somente para a condição de têmpera superficial o resultado foi diferente dos demais, acima em aproximadamente 41%. As faixas de rugosidade média obtidas para o espaçamento medido ficou entre  $45 \mu\text{m}$  e  $85 \mu\text{m}$ , caracterizam a textura superficial com espaçamentos maiores em relação a profundidade máxima ( $R_t$ ), condição esta que favorece o escoamento do lubrificante sobre a superfície. Os valores de  $R_{sm}$  para a referência  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  também podem ser verificados pelos resultados obtidos com faixas de rugosidade média para o espaçamento obtido (entre  $65 \mu\text{m}$  e  $110 \mu\text{m}$ ). Além de maiores que a profundidade das cavidades por  $R_t$ , também são maiores em relação aos valores obtidos para  $R_{sm}$  para referência  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ , com exceção do resultado para TS que em média é menor, porém possui dispersão que torna o valor a ser considerado semelhante ao  $R_{sm}$  para referência  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ .

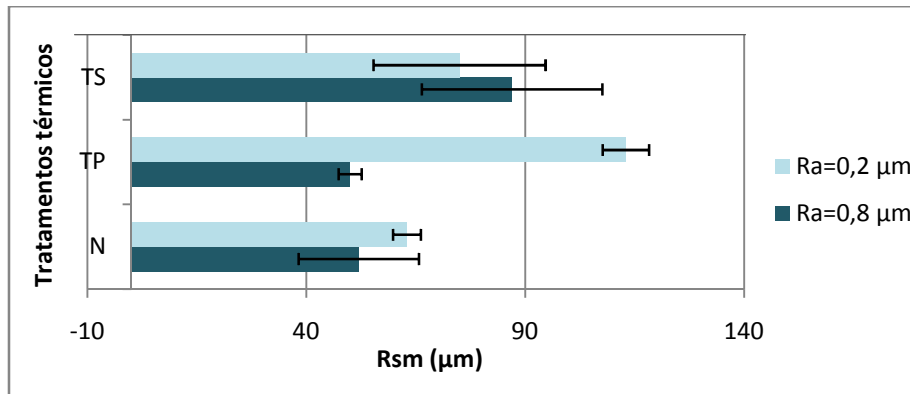


Figura 5.26 Resultados de  $R_{sm}$  para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS), (autoria própria, 2017).

Na Figura 5.27 podem ser verificados os valores negativos de  $R_{sk}$  para as referências  $R_a = 0,8 \mu m$  e  $R_a = 0,2 \mu m$ , que indicam um perfil com forma predominante de vales sobre picos, condição favorável para deposição e retenção de filme lubrificante, o que se espera para retardar o rompimento do filme formado, impedindo assim a mudança do sistema tribológico de lubrificado para seco. O revestimento normalizado apresentou os menores valores para  $R_{sk}$ , porém com maior dispersão entre os dados.

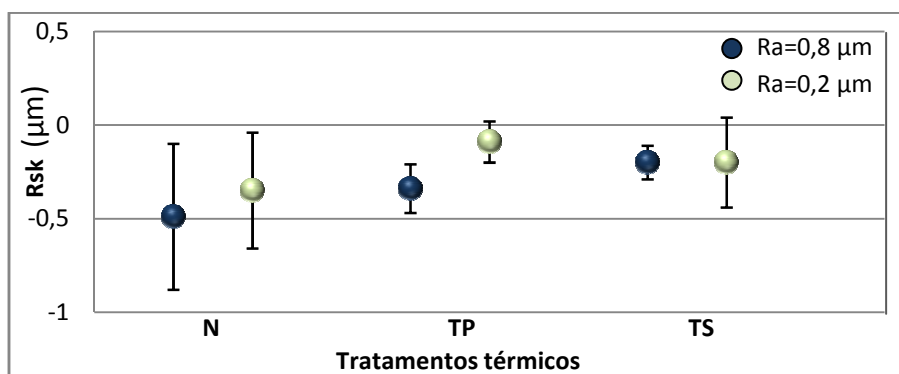


Figura 5.27 Resultados de  $R_{sk}$  para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS), (autoria própria, 2017).

Na Figura 5.28 observam-se os perfis bidimensionais das rugosidades das superfícies em estudo. A Figura 5.28(a) representa o perfil da superfície do revestimento sob normalização com  $R_a = 0,8 \mu m$  e é caracterizada por uma amplitude relativamente maior em relação aos perfis em  $R_a = 0,2 \mu m$ , comparação que também é válida para as mesmas condições de rugosidade para os revestimentos em têmpera profunda (Figura 5.28c) e têmpera superficial (Figura 5.28e).

No caso específico dos perfis gerados para os revestimentos com  $R_a = 0,2 \mu m$ , observa-se que o perfil normalizado tem amplitude maior que os perfis sob têmpera. Para estes perfis de superfície gerados foram encontradas diferenças somente entre o revestimento normalizado com  $R_a = 0,2 \mu m$  em relação aos dois revestimentos sob têmpera na mesma rugosidade  $R_a$ , observa-se para esta relação que a amplitude entre picos e vales é maior comparando com as outras condições apresentadas. As curvas *Abbott-Firestone* podem ser visualizadas no ANEXO V.

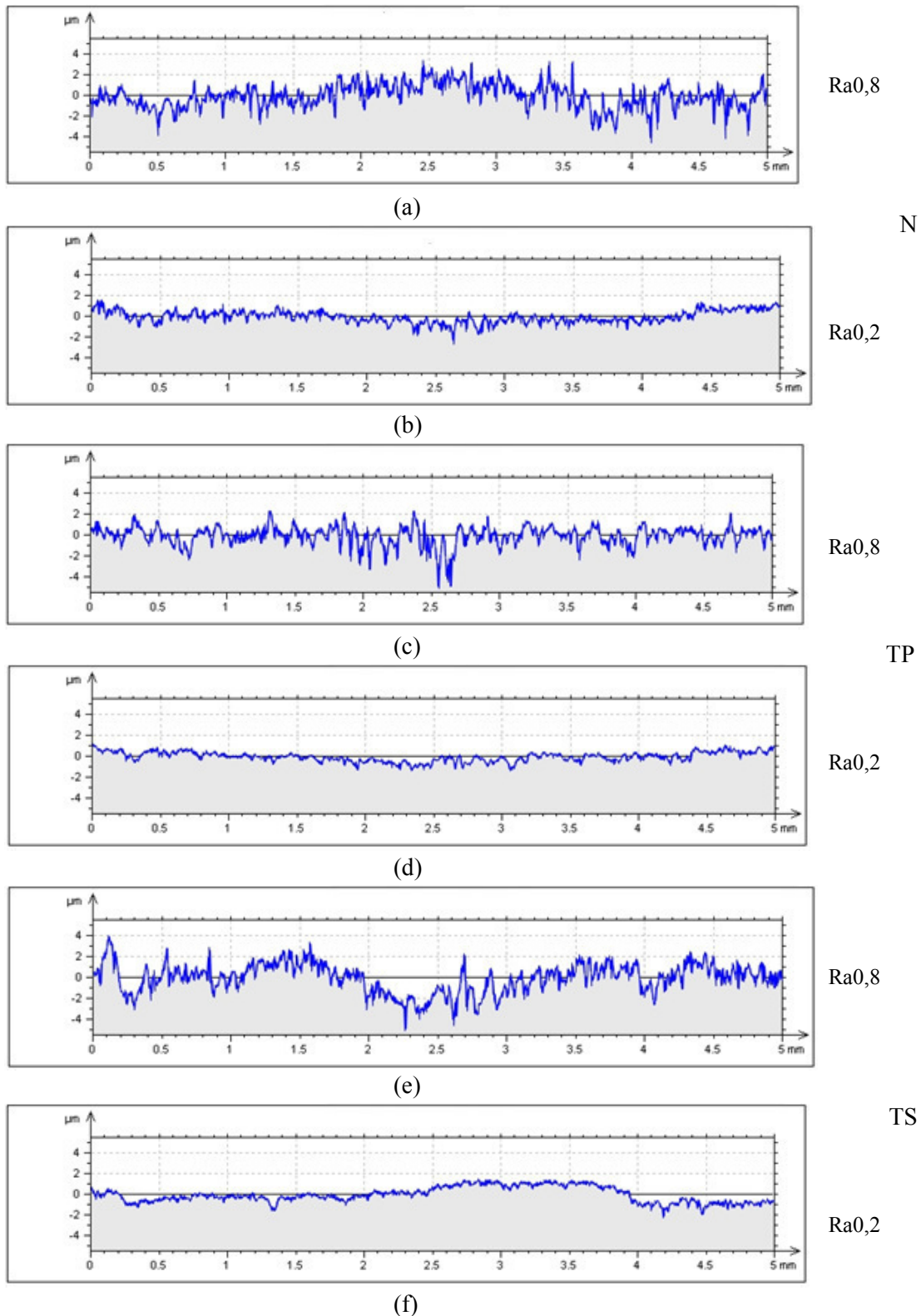


Figura 5.28 Perfil para os revestimentos: (a) normalizado com  $Ra = 0,8 \mu\text{m}$ , (b) normalizado com  $Ra = 0,2 \mu\text{m}$ , (c) têmpera profunda com  $Ra = 0,8 \mu\text{m}$ , (d) têmpera profunda com  $Ra = 0,2 \mu\text{m}$ , (e) têmpera superficial com  $Ra = 0,8 \mu\text{m}$ , (f) têmpera superficial com  $Ra = 0,2 \mu\text{m}$  (autoria própria, 2019).



Os parâmetros obtidos por meio da curva *Abbott-Firestone* ( $R_{pk}$ ,  $R_k$ ,  $R_{vk}$ ) são apresentados na Tabela 5.8. Os resultados acusam a diferença esperada entre os dois grupos definidos pela geração das superfícies nas referências em  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  onde, de uma forma geral, os parâmetros são em média de 60% a 80% maiores para  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  em relação a  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ . Considerando que a diferença entre os parâmetros em  $R_a$  é de aproximadamente 75%, não foi observado nenhum resultado atípico entre os dois grupos. O revestimento sob normalização em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  apresentou medidas para os parâmetros  $R_{pk}$ ,  $R_k$  e  $R_{vk}$  relativamente maiores em comparação com os revestimentos sob têmpera em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ . Em função dessa condição espera-se desempenho diferente entre o contato das superfícies sob normalização em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , que apesar da consequência de deformações plásticas no início do contato das superfícies ser mais acentuado (em função de  $R_{pk}$  maior), obter-se-á melhor desempenho (em função do  $R_k$  maior) e melhor retenção do filme lubrificante na superfície, quando aplicado, reduzindo as taxas de desgaste e aumentando a longevidade da superfície em serviço (em função do  $R_{vk}$  maior).

Tabela 5.8 Parâmetros  $R_{pk}$ ,  $R_k$ ,  $R_{vk}$  para os tratamentos térmicos: normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS).

Rugosidade Tratamentos Térmicos	$R_a 0,8 \mu\text{m}$			$R_a 0,2 \mu\text{m}$		
	$R_{pk}$	$R_k$	$R_{vk}$	$R_{pk}$	$R_k$	$R_{vk}$
Normalização	0,86	2,11	1,16	0,31	0,84	0,48
Têmpera profunda	0,81	1,95	1,27	0,17	0,67	0,36
Têmpera superficial	0,88	2,12	0,93	0,17	0,55	0,47

Fonte: autoria própria, 2019.

Os resultados apresentam a diferença esperada entre os dois grupos definidos pela geração das superfícies nas referências em  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , onde, de uma forma geral e aproximada, os parâmetros são em média de 60% a 80% maiores para  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  em relação a  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ . Considerando que a diferença entre os parâmetros em  $R_a$  é de aproximadamente 75%, não foi observado nenhum resultado atípico entre os dois grupos. O revestimento sob normalização em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  apresentou medidas para os parâmetros  $R_{pk}$ ,  $R_k$  e  $R_{vk}$  relativamente maiores em comparação com os revestimentos sob têmpera em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , em função desta condição espera-se desempenho diferente entre o contato das superfícies sob normalização em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , que apesar da consequência de deformações plásticas no início do contato das superfícies ser mais acentuado (em função de  $R_{pk}$  maior), obter-se-á melhor desempenho (em função do  $R_k$  maior) e melhor retenção do filme lubrificante na superfície, quando aplicado, reduzindo as taxas de desgaste e aumentando a longevidade da superfície em serviço (em função do  $R_{vk}$  maior).

#### 5.4 Tensões residuais

As tensões residuais medidas após a deposição e para as três condições de tratamento térmico são apresentadas nas Figuras 5.29 a 5.34. Na Figura 5.29 observa-se que o revestimento normalizado com rugosidade  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  apresentou tensões residuais de compressão de baixa intensidade na região imediatamente abaixo da superfície somente na direção transversal de usinagem e de tecimento de solda (aproximadamente  $-15 \text{ MPa}$ ). A partir de  $0,3 \text{ mm}$  de profundidade as tensões são nulas nas duas direções. A nulidade das tensões na maior parte da profundidade analisada provavelmente é consequência dos efeitos da normalização que tem entre suas finalidades o alívio de tensões herdadas de processos anteriores.

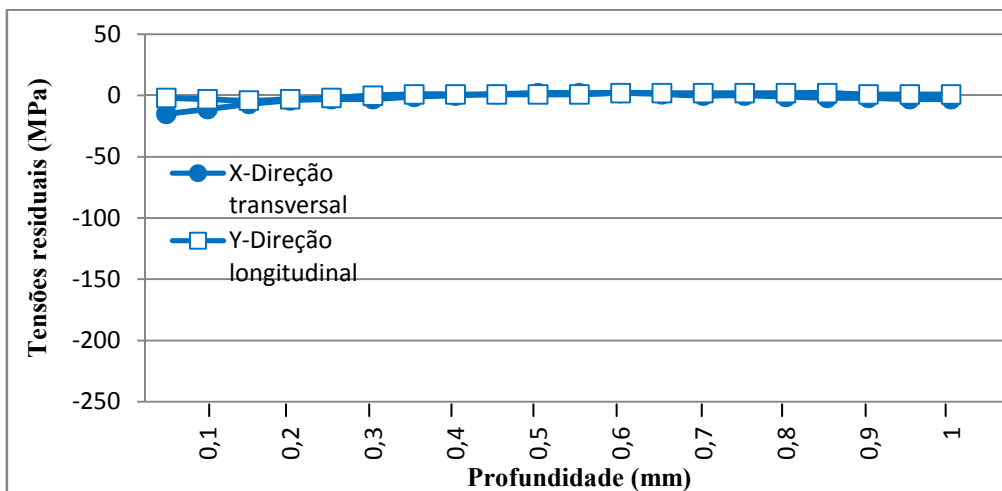


Figura 5.29 Tensões residuais para o revestimento normalizado ( $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ ).

Na Figura 5.30 observa-se que o revestimento normalizado com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  apresentou tensões de natureza compressiva na região imediatamente abaixo da superfície. As tensões de compressão partem da superfície com intensidade média em torno de  $-50 \text{ MPa}$  e tendem a zero aproximadamente  $0,2 \text{ mm}$  de profundidade.

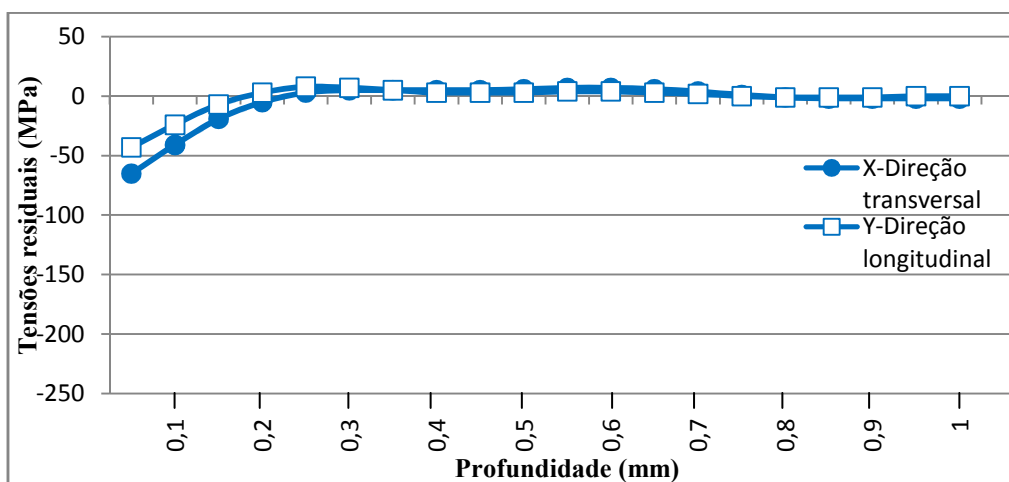


Figura 5.30 Tensões residuais para o revestimento normalizado com ( $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ ).

Na Figura 5.31 observa-se que o revestimento sob têmpera profunda com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  está sujeito a tensões de natureza compressiva imediatamente abaixo da superfície de alta intensidade (de -160 a -250 MPa), sendo que as tensões na direção longitudinal são mais intensas em relação à direção transversal com um incremento aproximado de 150 MPa até se tornarem praticamente nulas em 0,45 mm. Nesta região é iniciado um ciclo de alternância entre tensões de compressão e de tração de baixas intensidades, com incrementos também alternando entre um ciclo e outro de aproximadamente 25 MPa, caracterizando alto grau de instabilidade do material, influência provavelmente causada pela propagação do calor no interior do material e seu resfriamento brusco ocorrido em função da têmpera.

Neste caso, a têmpera profunda apresenta-se um processo instável em relação aos demais estudados, uma vez que não é observado um comportamento convergente nas duas direções analisadas, pois ora as tensões aumentam de intensidade, ora diminuem ao longo da profundidade de 1 mm analisada e também observa-se que a partir 0,4 mm de profundidade há alternância nas intensidades por direção na mesma camada de material removida por furo cego, ou seja, ora a tensão é maior na direção transversal, ora na direção longitudinal.

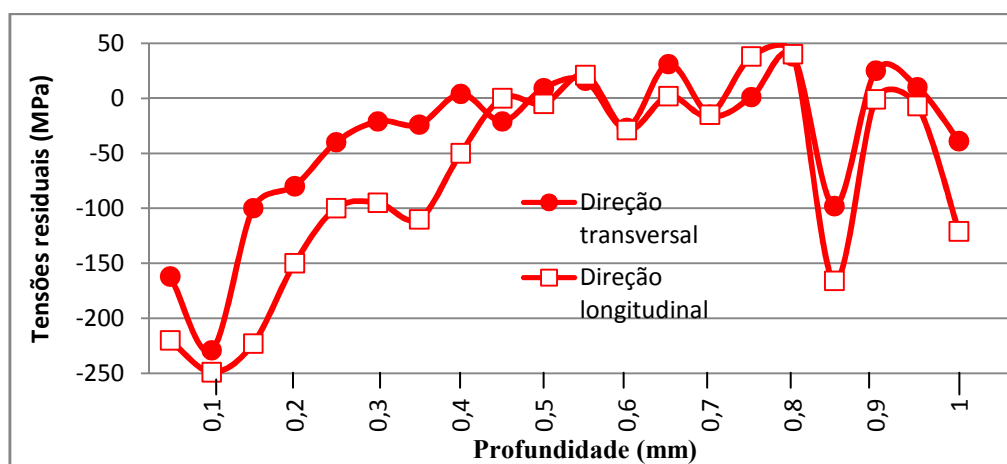


Figura 5.31 Tensões residuais para o revestimento sob têmpera profunda ( $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ ).

Na Figura 5.32 observa-se que o revestimento sob têmpera profunda com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  apresentou tensões de natureza compressiva praticamente em toda profundidade analisada, com intensidade na superfície em torno de -70 MPa diminuindo até 1 mm de profundidade. A elevação de dureza e as tensões residuais compressivas na superfície e abaixo dela caracterizam a inibição da nucleação de trincas e maior resistência ao desgaste em relação ao recobrimento normalizado. A intensidade da tensão residual medida na direção longitudinal é maior até a profundidade de 0,5 mm e após esta profundidade, as intensidades na direção transversal e longitudinal se equiparam até 0,8 mm, quando as intensidades mudam de comportamento, ou seja, na direção longitudinal é aumentada em relação a direção transversal que permanece nula.

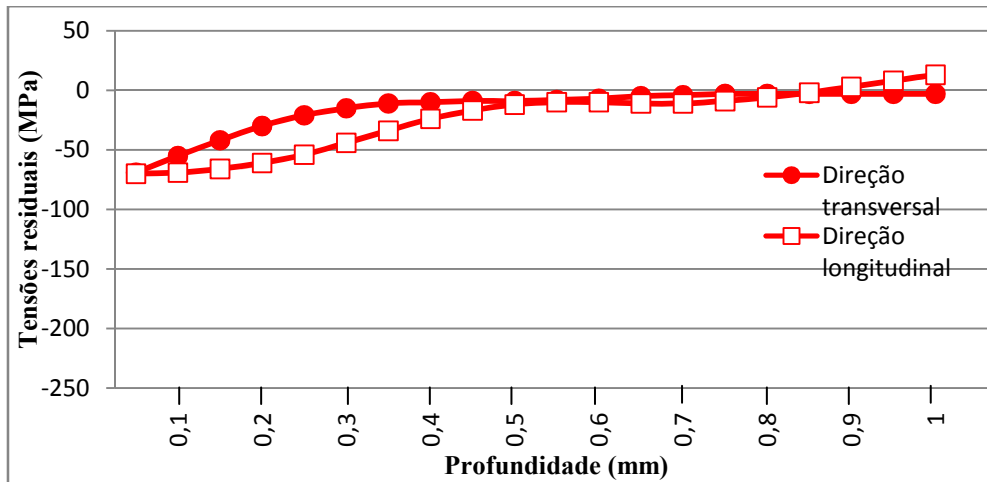


Figura 5.32 Tensões residuais para o revestimento sob têmpera profunda ( $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ ).

No recobrimento sob têmpera superficial com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  as tensões residuais medidas são de compressão até a profundidade de 0,8 mm, com intensidade na superfície em torno de -150 MPa. A partir de 0,8 mm as tensões passam a ser de tração com intensidade em torno de 50 MPa até 1 mm de profundidade (Figura 5.33)

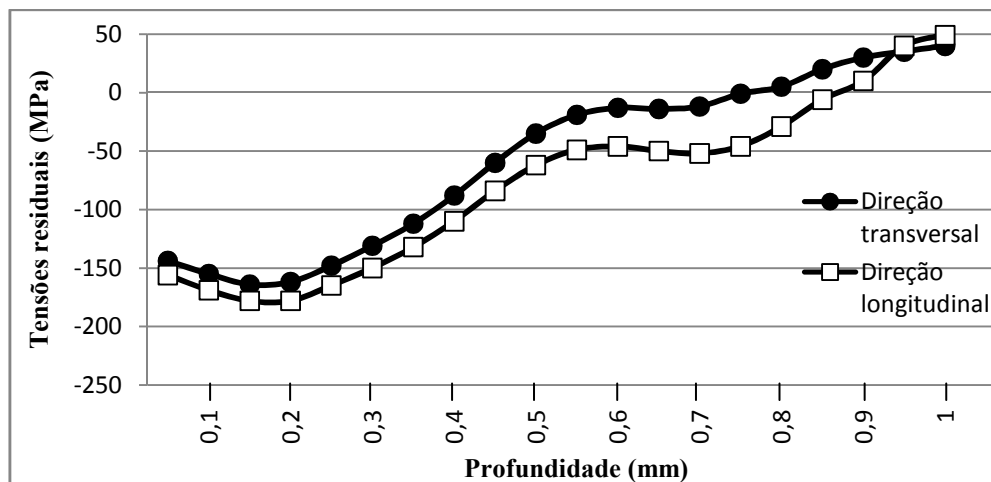


Figura 5.33 Tensões residuais para o revestimento sob têmpera superficial ( $R_a = 0,8 \mu\text{m}$ ).

O recobrimento sob têmpera superficial com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  apresentou tensões de natureza compressiva em toda profundidade analisada, com intensidade na superfície em torno de -150 MPa reduzindo para aproximadamente -80 MPa até a profundidade final de ensaio em 1 mm (Figura 5.34). A dureza deste recobrimento é a maior dentre os tratamentos térmicos realizados e as tensões residuais compressivas na superfície e abaixo dela são de elevada intensidade em toda seção avaliada. Espera-se, portanto, para esta condição melhor desempenho em relação à condição inicial sob normalização e de tratamento térmico de têmpera profunda. A intensidade da tensão residual medida na direção transversal é maior em relação à direção longitudinal em toda extensão do ensaio realizado (com um incremento médio em torno de 50 MPa), com um comportamento convergente e muito regular em relação aos outros tratamentos,

caracterizando assim uma melhor condição para aplicação da superfície analisada em função dos resultados apresentados após as medições de tensões residuais.

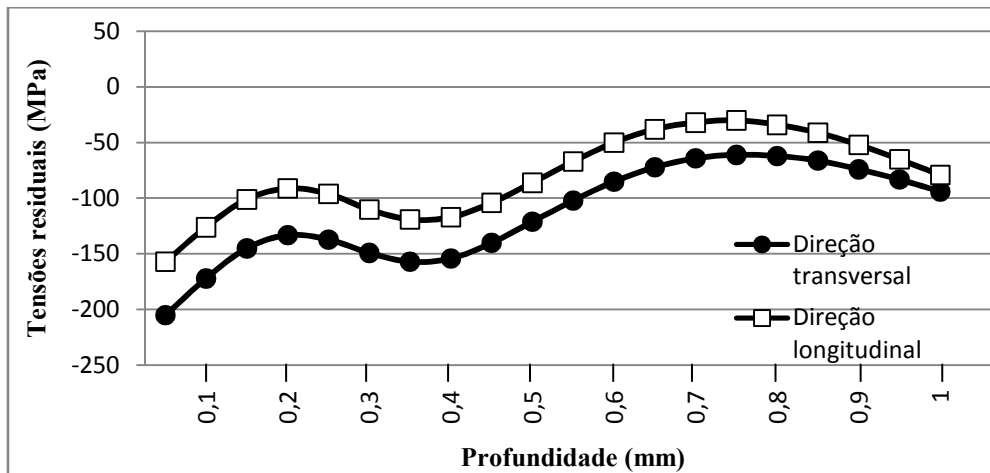


Figura 5.34 Tensões residuais para o revestimento sob têmpera superficial ( $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ ).

## 5.5 Índice de plasticidade ( $\psi$ ) e coeficiente de regime de lubrificação ( $\lambda$ )

Os resultados dos cálculos do índice de plasticidade, espessura mínima do filme lubrificante e limite de transição dos regimes de lubrificação são apresentados a seguir.

### 5.5.1 Índice de plasticidade ( $\psi$ )

Os resultados do cálculo de  $\psi$  por meio da EQ. 3.5 são apresentados na Tabela 5.9. Observa-se de forma geral coerência para os tipos de materiais em estudo, uma vez que para a classe das ligas espera-se valores entre 0,1 e 100 (HUCTCHINGS, 1995).

Tabela 5.9 Resultados para índice de plasticidade para os tratamentos térmicos.

Rugosidade	$R_a 0,8 = \mu\text{m}$	$R_a = 0,2 \mu\text{m}$
Tratamentos térmicos		
Normalizado	1,49	0,73
Têmpera profunda	0,67	0,36
Têmpera superficial	0,53	0,23

Fonte: autoria própria, 2019.

Segundo Tabor (1972), associado aos estudos e resultados apresentados por Greenwood e Williamson (1966), estima-se que para valores de  $\psi > 1$  ocorra a mudança do regime elástico para o regime plástico. Assim, pode ser verificado que o revestimento normalizado com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  apresentou valor de 1,49, caracterizando uma condição de fluxo plástico no contato das asperezas, o que pode contribuir para aumento do coeficiente de atrito e provável travamento mecânico no contato das

superfícies. Os dois prováveis fatores que justificam o regime plástico somente para o revestimento normalizado em  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  são justamente os parâmetros que caracterizam este conjugado: o estado normalizado que confere dureza menor e portando maior facilidade de deformação plástica e a rugosidade  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  associada também a valores relativamente maiores para os parâmetros  $R_q$  e  $R_t$ .

A têmpera superficial apresentou índice de plasticidade menor em comparação à têmpera profunda (nas duas condições de acabamento superficial), resultante da maior dureza superficial obtida após o tratamento térmico. Para diversas aplicações esta condição seria um inconveniente em função da baixa capacidade de deformação plástica em que se encontra a superfície (como por exemplo em sistemas de freios no par pastilha-disco de freio), porém tratando-se de contato entre superfícies em movimento relativo, índices de plasticidade menores tornam-se indicadores de prováveis taxas de desgaste reduzidas, um benefício entre desvantagens para outras aplicações.

### 5.5.2 Coeficiente para regime de lubrificação ( $\lambda$ )

Na Tabela 5.10 são apresentados os resultados de  $\lambda$  a partir da EQ. 3.9 Considera-se  $\lambda$  somente para a condição de presença de lubrificante durante os experimentos.

Tabela 5.10 Resultados para  $\lambda$ .

Rugosidade	$R_a = 0,8 \mu\text{m}$	$R_a = 0,2 \mu\text{m}$
Tratamentos térmicos		
Normalização	1,09	4,63
Têmpera profunda	1,27	4,38
Têmpera superficial	1,16	6,00

*Fonte:* autoria própria, 2019.

De acordo com Hutchings (1995), valores de  $\lambda < 1$  indicam a condição de lubrificação limítrofe, ou seja, a iminência do rompimento do filme lubrificante que protege a superfície do desgaste. Nos resultados apresentados na Tabela 5.10, o revestimento normalizado com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  está pouco acima deste limite, evidenciando assim que a lubrificação nestas condições pode ser comprometida durante o início do contato entre superfícies, sendo que para os revestimentos sob têmpera nesta rugosidade também precisam de atenção, apesar de possuírem  $\lambda$  maior que o primeiro. Para os revestimentos com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , todos os valores obtidos para  $\lambda$  são maiores que três, condição que segundo a literatura consultada representa que o filme lubrificante é cheio, ou seja, cobre toda a superfície de contato não permitindo atrito direto entre os picos das asperezas, evitando assim o desgaste da superfície uma vez mantida esta condição.

A têmpera superficial em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  apresentou o maior valor de  $\lambda$  entre todos os conjugados preparados, caracterizando assim a melhor condição possível da relação entre espessura mínima do filme lubrificante e da integral das funções quadráticas das

rugosidades, garantindo a permanência do filme lubrificante cheio por mais tempo que os demais conjugados.

## 5.6 Ensaios de pino sobre disco

Para avaliar o desempenho dos conjugados foram realizados ensaios de pino sobre disco para 12 níveis: um ensaio a seco e um ensaio na presença de lubrificante para cada condição de tratamento térmico (normalização, têmpera profunda e têmpera superficial) e rugosidade ( $R_a=0,8 \mu\text{m}$ , e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ). A partir da EQ. 3.3, que define o valor para  $F_a$  pelo produto de  $\mu$  por  $W$ , foi observado nos resultados preliminares que  $F_a$  apresentou comportamento diretamente proporcional a  $W$  (2N).

### 5.6.1 Ensaios de pino sobre disco para $R_a=0,8 \mu\text{m}$

Na Figura 5.35 estão os resultados para o coeficiente de atrito ( $\mu$ ) obtidos durante os ensaios de pino sobre disco para rugosidade de referência  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  para os três tratamentos térmicos, a seco e na presença de lubrificante. Pode ser constatado um valor de  $\mu$  a seco sempre maior que na presença de lubrificante para todas as condições. Verifica-se nos ensaios a seco que após o aumento progressivo e acentuado de  $\mu$  no início dos testes (*running in*), ocorre o período de estabilização do sistema com uma tendência de aumento gradual, esta mais acentuada para a condição normalizada e culminando no travamento mecânico do sistema tribológico com apenas 20 m de distância percorrida. Já para as condições sob têmpera, apesar de manter a progressão no aumento de  $\mu$ , esta é bem reduzida em relação à condição normalizada. Todos os ensaios na presença de lubrificante apresentaram estabilização do sistema após o *running in* sem aumento aparente de  $\mu$  ao longo da distância percorrida.

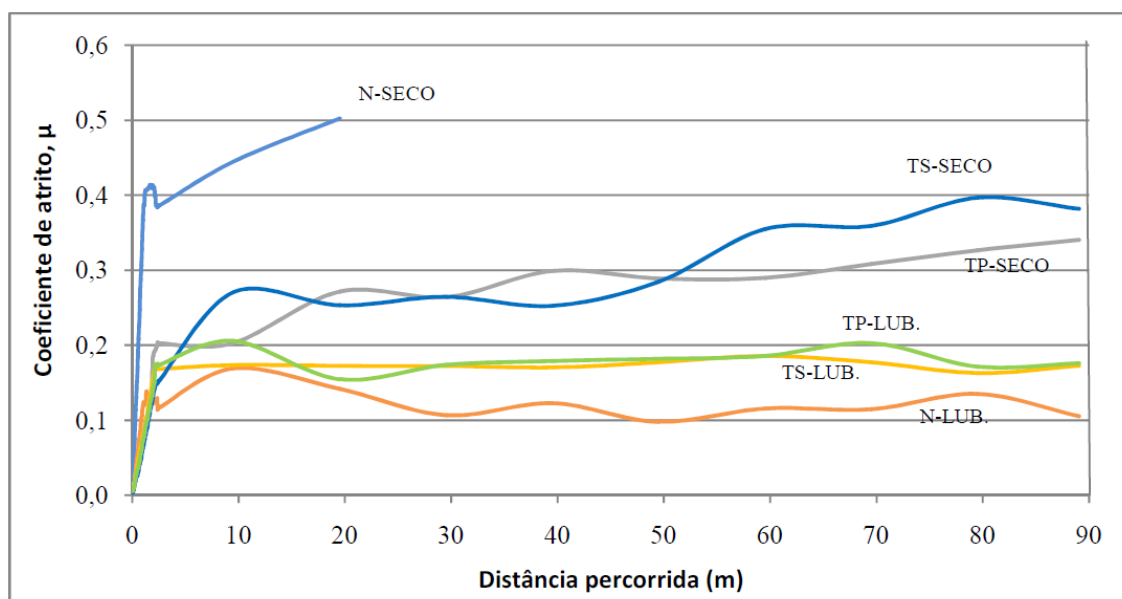


Figura 5.35 Influência da distância sobre o coeficiente de atrito para os tratamentos térmicos para  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (autoria própria, 2017).

### 5.6.2 Ensaio de pino sobre disco para $R_a=0,2 \mu\text{m}$

Na Figura 5.36 visualizam-se os resultados de  $\mu$  obtidos durante os ensaios de pino sobre disco para rugosidade  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  para todas as condições planejadas. Os ensaios a seco apresentaram comportamento semelhante a  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  com  $\mu$  maior em relação à presença de lubrificante para todos os pares tribológicos. A tendência de aumento progressivo após o *running in* também é recorrente em  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  nos ensaios a seco. Um resultado particular é observado quanto ao comportamento do ensaio a seco normalizado, que apresentou  $\mu$  inferior em relação à referência  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ . O teste com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  normalizado (a seco) foi completado até o fim do percurso planejado, o que não ocorreu com o teste  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  normalizado a seco. Todos os ensaios na presença de lubrificante, apresentaram estabilização semelhante a  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  após o *running in*.

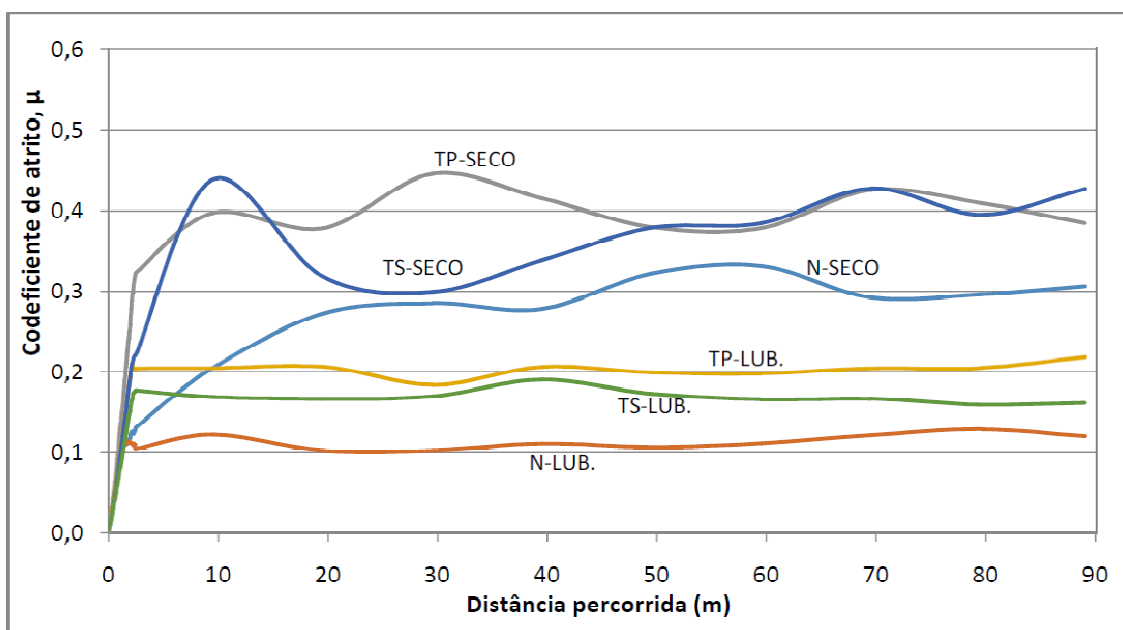


Figura 5.36 Influência da distância sobre o coeficiente de atrito para os tratamentos térmicos para  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (autoria própria, 2017).

### 5.6.3 Resultados consolidados dos ensaios de pino sobre disco

Na Figura 5.37 é possível ver os resultados consolidados de coeficiente de atrito ( $\mu$ ), obtidos durante os ensaios de pino sobre disco considerando-se todos os níveis de testes adotados. Verifica-se que os menores coeficientes de atrito foram encontrados para a condição de tratamento normalizado na presença de lubrificante para ambas as rugosidades selecionadas, justificado por ser verificado nestas condições maiores valores para  $R_{vk}$  (profundidade de vale), menor índice de plasticidade para  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (indicando regime de trabalho mais elástico do que plástico). Já os corpos de prova sob têmpera apresentaram valores mais elevados de  $\mu$ , porém, ainda assim, menores em relação aos ensaios a seco. É perceptível uma divisão entre os resultados dos ensaios a seco e na presença de lubrificante, pois observa-se que os ensaios com lubrificante



apresentam  $\mu$  entre 0,10 e 0,20, não excedendo o limite de 0,25. Para os ensaios a seco foram encontrados valores para  $\mu$  entre 0,25 e 0,5 com variação bem distinta para as três condições de tratamento térmico.

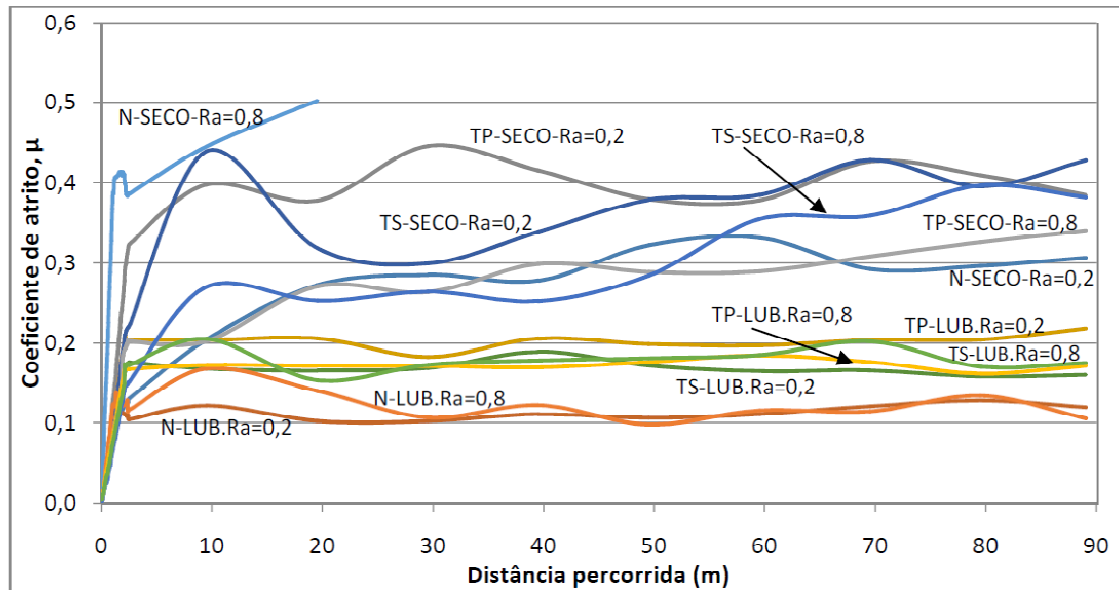


Figura 5.37 Resultados consolidados de coeficientes de atrito (autoria própria, 2017).

Na Figura 5.38 os resultados comparativos entre ensaios a seco e os ensaios sob lubrificação são detalhados por faixas distintas para  $\mu$  (compreendidas entre valores mínimos e máximos), considerando a relação entre o tratamento térmico realizado e a rugosidade gerada na superfície do revestimento.

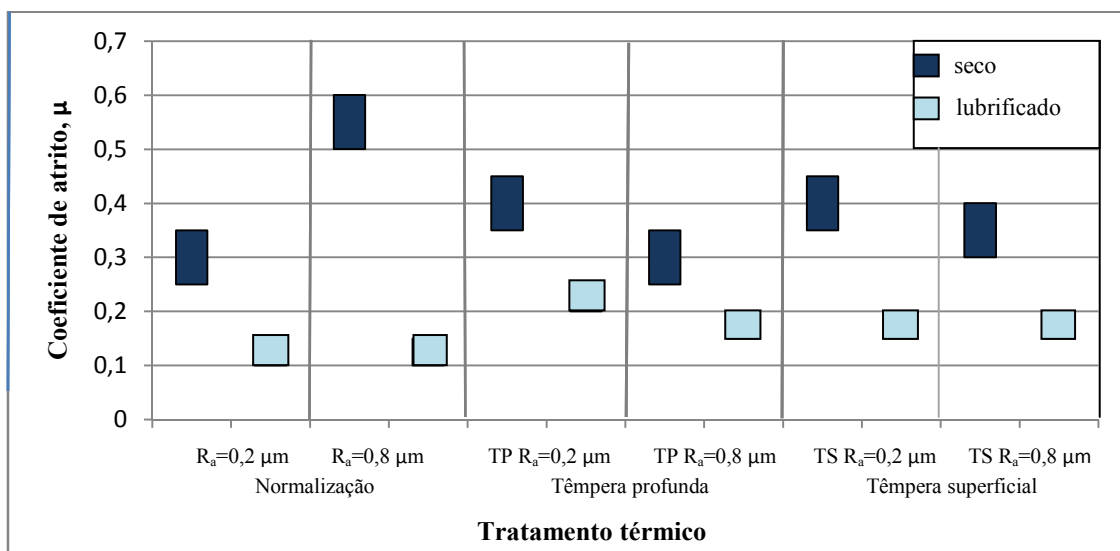


Figura 5.38 Faixas de  $\mu$  obtidas nos ensaios de pino sobre disco (autoria própria, 2018).

Comparativamente, é possível classificar os resultados dos ensaios a seco pelos seguintes agrupamentos: menor faixa de  $\mu$ , entre 0,25 e 0,35 (normalizado com  $R_a=0,2$  μm e têmpera profunda com  $R_a=0,8$  μm); faixa intermediária de  $\mu$ , entre 0,30 e 0,45

(têmpera profunda com referência  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; têmpera superficial com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ), e por fim, maior  $\mu$ , entre 0,5 e 0,6 (normalizado com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ).

Para os ensaios sob lubrificação, observa-se que os menores coeficientes de atrito foram registrados para a condição de tratamento normalizado sem distinção entre as rugosidades. Justifica-se este resultado inesperado pela associação dos valores de  $R_{sk}$  e  $R_{sm}$  (que foram menores para os revestimentos normalizados), propiciando assim um perfil que além de possuir mais vales do que picos (condição para retenção de filme lubrificante por mais tempo) de também apresentar um espaçamento médio entre picos e vales menor (condição que influencia o escoamento do fluido sobre a superfície). Outra provável justificativa a considerar é o aumento de dureza devido a deformação plástica de parte das asperezas seguido do encruamento na pista, porém mais recorrente no contato a seco.

Para os corpos de prova sob têmpera, os resultados foram discretamente aumentados, sendo que, entre eles, o maior  $\mu$  foi na condição sob têmpera profunda com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .

#### 5.6.6 Taxas de desgaste

Os valores de taxa de desgaste ( $Q$ ) para cada ensaio de pino sobre disco a seco foram obtidos a partir do cálculo da perda de massa e posteriormente por meio da EQ. 4.1. A equação de Archard (EQ.3.4) também foi utilizada para comparação e validação dos resultados calculados. Para isso, utilizou-se o coeficiente de desgaste para aços deslizando ao ar, ou seja, a seco,  $k = 7 \times 10^{-3}$  (HUTCHINGS, 1995). Dados quantitativos pormenorizados para  $Q$  a seco podem ser visualizados no Apêndice VII.

Não foi constatada perda de material nos ensaios na presença de lubrificante no cálculo realizado por meio da equação de Archard (EQ.3.4) em função dos baixos valores medidos para o coeficiente de atrito nesta condição. As taxas de desgaste para os ensaios na presença de lubrificante estão consolidadas no Apêndice VIII.

Na Figura 5.39 podem ser verificados os resultados de  $Q$  por tipo de conjugado em função da rugosidade  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e na Figura 5.42 estão os resultados de  $Q$  para  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ . Observa-se elevada taxa de desgaste relativa da condição a seco sob normalização com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (única condição de ensaio que apresentou travamento mecânico durante o experimento e com  $\psi > 1$  e  $\lambda \approx 1$ ). Também cabe ressaltar que foi a condição do revestimento normalizado com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  na presença de lubrificante que apresentou a maior taxa de desgaste relativa entre os ensaios sob esta condição. Com exceção desta condição, os demais resultados para  $Q$  apresentaram valores abaixo de  $0,001 \text{ mm}^3/\text{m}$ , indicando inicialmente que a elevação da dureza e a presença do filme lubrificante influenciaram a redução da taxa de desgaste.

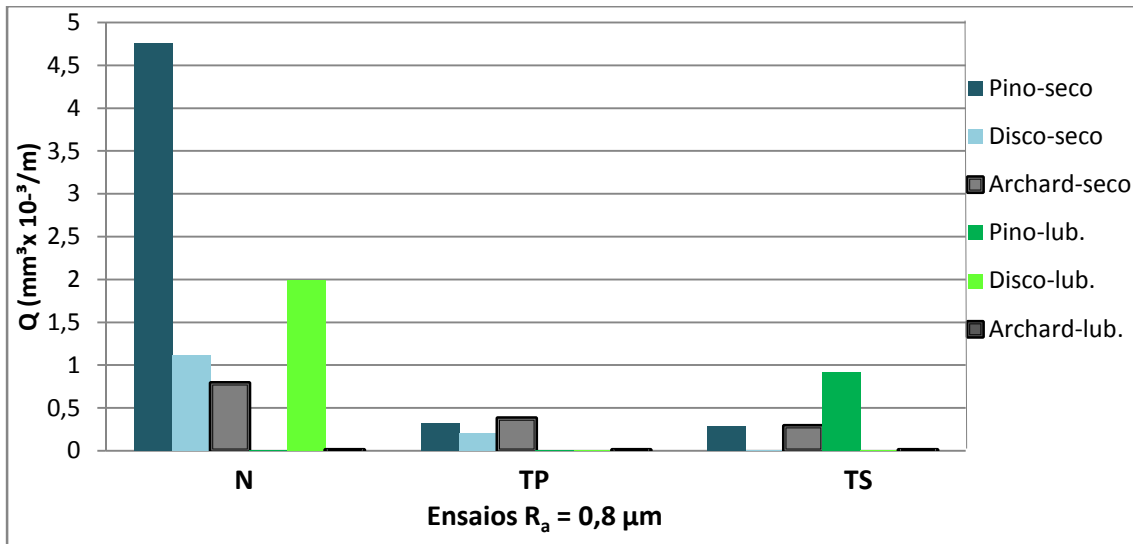


Figura 5.39 Taxa de desgaste em função do tratamento térmico para rugosidade  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ : normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS)

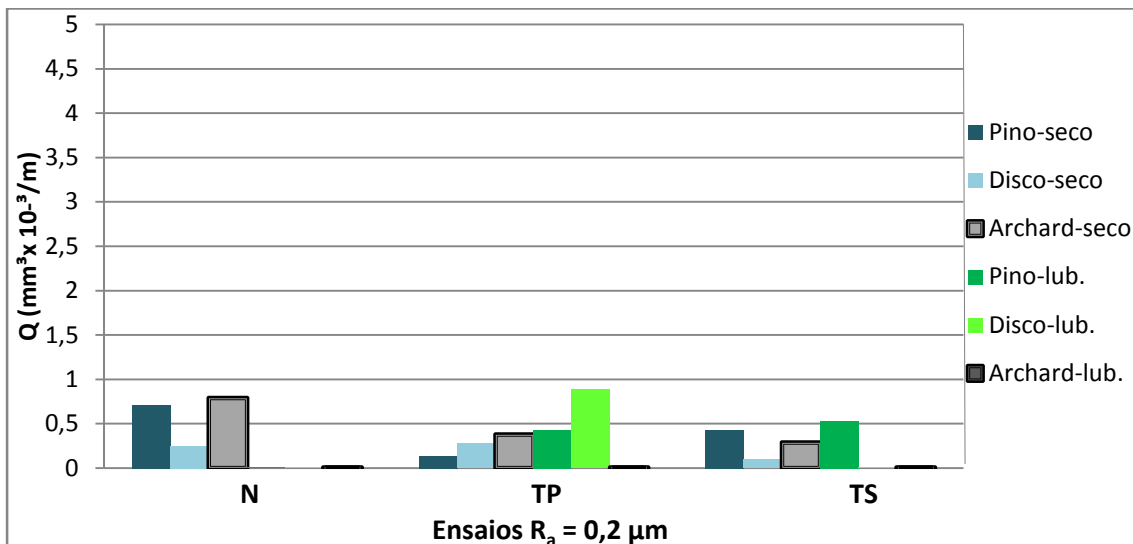


Figura 5.40 Resultados para taxa de desgaste em função do tratamento térmico para rugosidade  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ : normalização (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS)

Analisando o comportamento dos materiais quanto ao desgaste observado na Figura 5.39, são verificadas taxas de desgaste aumentadas para a condição normalizada e taxas reduzidas para as duas condições de têmpera. Quanto ao comportamento dos materiais na Figura 5.40, encontram-se resultados para taxas de desgaste também aumentadas da condição normalizada em relação as condições sob têmpera (a seco), porém em uma proporção menor se comparada a Figura 5.39.

Observa-se ainda que para o disco normalizado sob presença de lubrificante não foi registrada taxa de desgaste em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  (Figura 5.40), enquanto que sob a mesma condição para  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  (Figura 5.39), foi registrado  $Q = 2,0 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$ .

Com base nos resultados encontrados, constatam-se taxas de desgaste maiores para os ensaios realizados na condição de tratamento de normalização com rugosidade

$R_a=0,8 \mu\text{m}$ . Os resultados na condição de normalização sob lubrificação apresentaram  $\mu$  menores em relação aos ensaios a seco.

Para os ensaios sob têmpera (com exce o a diferença já analisada para as condi es TP com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e TP com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ , ambas na presença de lubrificante), não foram encontradas diferenças significativas entre as taxas de desgaste, tanto em rela o às rugosidades geradas quanto   condi o a seco e sob lubrifica o, caracterizando uma resposta superficial com evidente resistência mecânica ao desgaste, mesmo na ausência do filme lubrificante.

Os resultados encontrados por meio da aplica o da equa o de Archard (EQ.3.4) foram coerentes e próximos dos resultados dos ensaios somente para a condi o a seco. Para a condi o sobre presença de lubrifica o, os c culos resultaram em uma taxa de desgaste na ordem de  $10^{-14}$ , valor muito abaixo da última casa de significância considerada para a balança digital selecionada para as medi es de massa (de  $10^{-4}$ ), sendo portanto a taxa de desgaste calculada para esta condi o igual a zero.

#### 5.6.7 Mecanismos de desgaste atuantes nos ensaios a seco

Todos os sistemas tribológicos submetidos ao ensaio de pino sobre disco foram analisados por microscopia eletrônica de varredura para verifica o e identifica o dos principais mecanismos de desgaste atuantes durante a realiza o dos experimentos no trib metro selecionado previamente.

As amplia es foram mantidas constantes para efeitos de compara o (150 vezes). Excepcionalmente para os ensaios na presença de lubrificante foram geradas imagens complementares com amplia es de 1000 vezes devido   inexistência de indícios de desgaste de material pelo fato de não ser perceptível a forma o de pista de desgaste na superfície do corpo de prova.

Na Figura 5.41 observa-se o primeiro conjunto de imagens de desgaste dos pinos e discos dos ensaios a seco na condi o de normaliza o para  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (Figuras 5.41a e 5.41b) e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (Figuras 5.41c e 5.41d). Em uma análise preliminar, o mecanismo de desgaste por adesão pode ser considerado no ensaio sob normaliza o para referência  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  mais evidente no pino (Figura 5.41a) e também presente no disco (Figura 5.41b). A adesividade entre o material do pino e do disco, que são ligas altamente compatíveis, condiciona a possibilidade da adesão natural a partir do contato devido   elevada afinidade química encontrada entre as superfícies, pois tanto no pino quanto no disco são utilizados os mesmos materiais considerando os pares tribológicos, esta condi o associada a uma carga normal baixa e velocidade de deslizamento baixa produzem a probabilidade de ocorrer adesão que conseqüentemente ao arrancamento das partículas aderidas o início do desencadeamento de um processo abrasivo entre as superfícies.

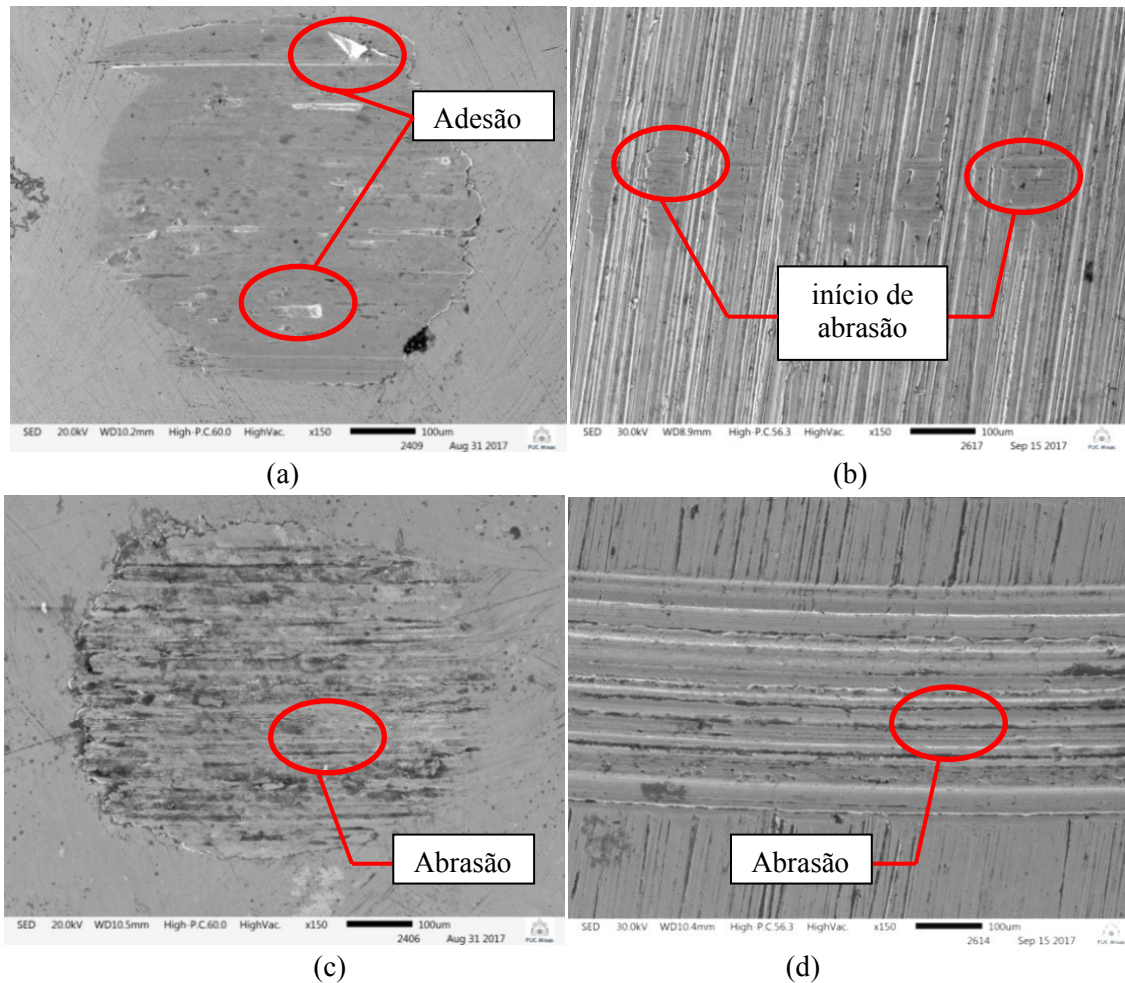


Figura 5.41 Conjugado normalizado e ensaio a seco: (a) pino com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pino com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  e (d) pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (autoria própria, 2017)

A afirmação de que há adesividade nesta condição não pode ser confirmada em função da taxa de desgaste ( $Q$ ) calculada (a maior entre todos os ensaios), descartando a ocorrência de somente o mecanismo de adesão como a imagem sugere, porém considerar adesividade inicial e mecanismo de abrasão imediatamente após é bem coerente com os resultados para  $Q$  nesta condição.

A taxa de desgaste para este ensaio foi a maior entre todos os ensaios, portanto, a aparente superfície menos desgastada não é real. Este comportamento deve-se à curta distância percorrida durante este teste por causa do travamento mecânico entre as superfícies de deslizamento ocorrido devido à elevação de  $\mu$  com apenas 25 m percorridos dos 90 m planejados para a realização do experimento.

O mecanismo de desgaste identificado para o ensaio sob normalização com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  possivelmente é abrasão, caracterizado por sulcamento ao longo do percurso de deslizamento, mantendo o paralelismo entre as ranhuras bem uniforme no curso do desgaste evidenciado na Figura 5.41(c) para o pino e Figura 5.41(d) para o disco. As taxas de desgaste foram próximas dos valores resultantes da equação de Archard somente para os ensaios em  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .

Na Figura 5.42, observam-se as imagens para os ensaios a seco sob têmpera profunda em  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (Figura 5.42a e 5.42b) e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (Figura 5.42c e 5.42d).

O mecanismo de desgaste identificado para os ensaios a seco sob têmpera profunda com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  para os pinos e discos do conjunto de imagens geradas pelo MEV pode ser considerado inicialmente adesão para as regiões com características de deposi o de material morfologicamente metalizadas (mais claras e reflexivas na imagem) causada pela alta afinidade química entre as superfícies de contato. Devido aos sulcamentos e ranhuras que podem ser identificados ao longo do percurso de deslizamento, fica caracterizado o início do mecanismo de desgaste abrasivo. Os ensaios foram concluídos até a distância planejada sem ocorrência de travamento mecânico do sistema.

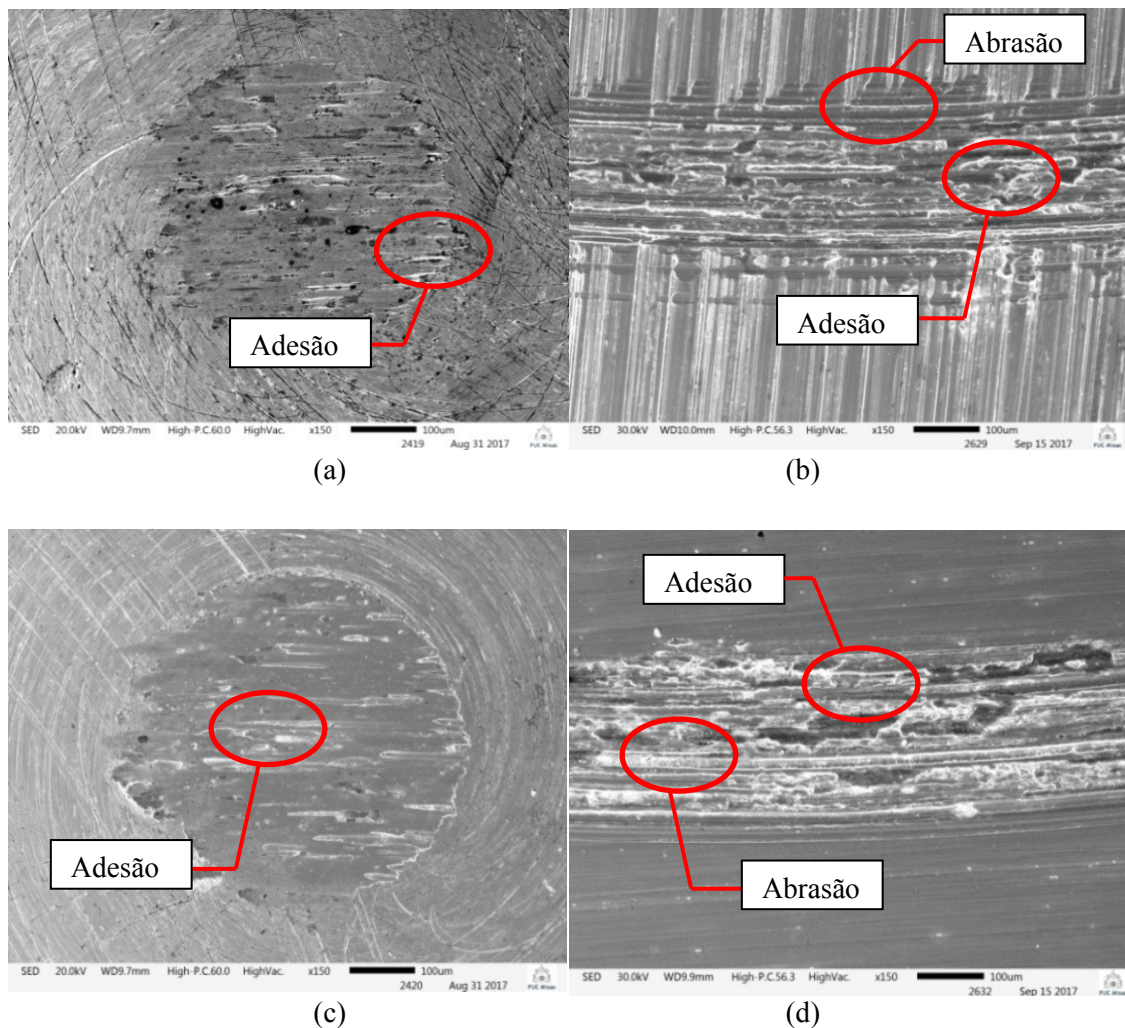


Figura 5.42 Conjugado sob têmpera profunda e ensaio a seco: (a) pino com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pino com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  e (d) pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (autor a própria, 2017).

Observam-se na Figura 5.43 as imagens para os ensaios a seco sob têmpera superficial em  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (Figura 5.43a e 5.43b) e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (Figura 5.43c e 5.43d).

O mecanismo de desgaste abrasivo também   identificado para os ensaios a seco sob têmpera superficial, tanto para  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  como  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ , assim como na têmpera profunda   observada a caracteriza o por sulcamentos e ranhuras ao longo do percurso de deslizamento. Sugere-se inicialmente para as regiões com características de

deposição de material morfologicamente metalizadas (mais claras e reflexivas), que ocorreu o mecanismo de desgaste por adesão devido à alta afinidade química entre as superfícies de contato. Para os dois ensaios realizados, não ocorreu travamento mecânico.

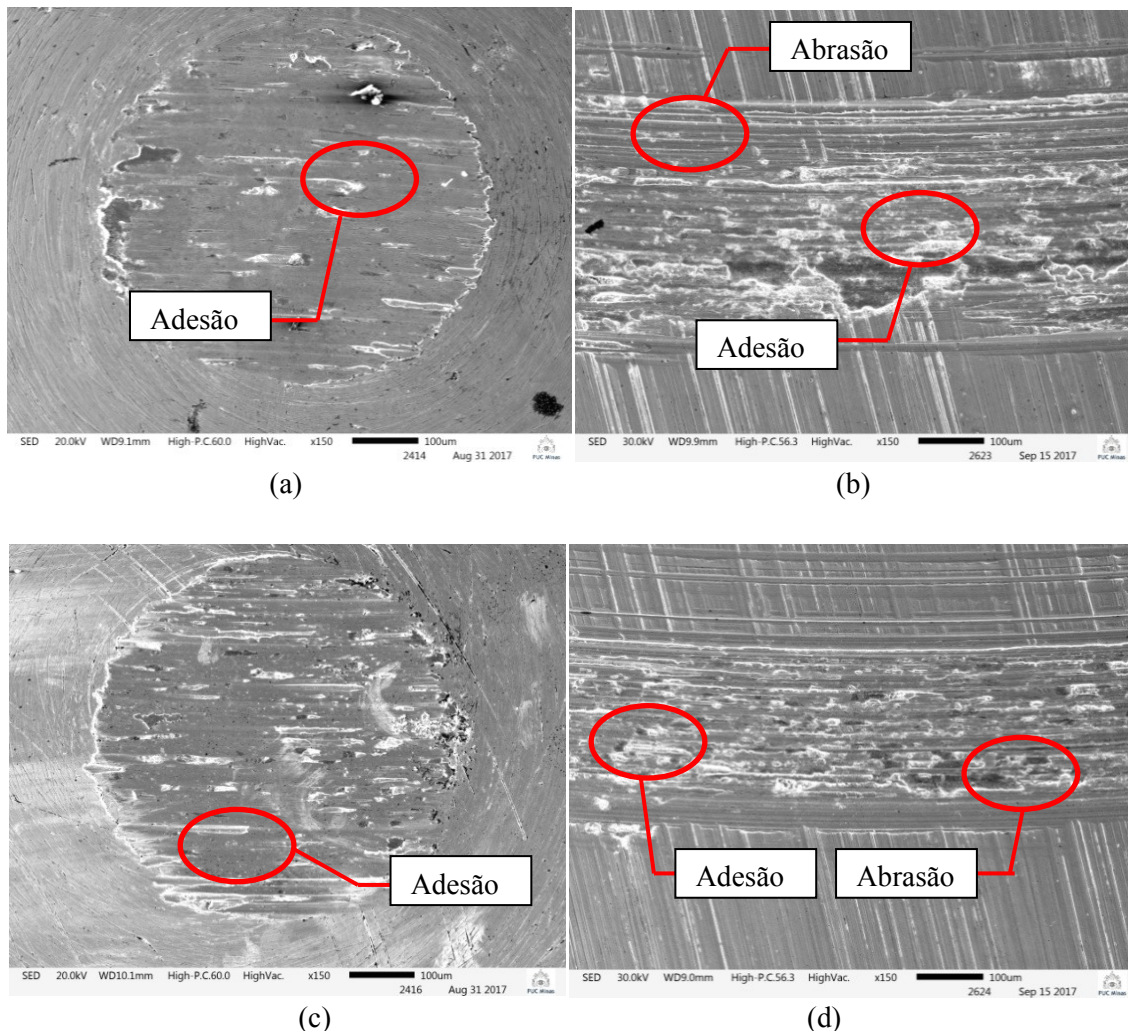


Figura 5.43 Conjugado sob têmpera superficial e ensaio a seco: (a) pino com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pino com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  e (d) pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (autoria própria, 2017)

### 5.6.8 Mecanismos de desgaste atuantes na presença de lubrificantes

Observam-se na Figura 5.44 as imagens para os ensaios com lubrificante sob normaliza o com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (Figura 5.44a, 5.44b e 5.44c) e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (Fig.5.44d, 5.44e e 5.44f).

O mecanismo de desgaste dominante para os ensaios na presença de lubrificante sob normaliza o com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  não   claramente identificável devido ao desgaste praticamente imperceptível mesmo com amplia o de 150 vezes. Isto se deve   prote o que o filme lubrificante proporciona   superfície. Portanto, não   possível afirmar, inicialmente, que ocorreu abrasão das superfícies.

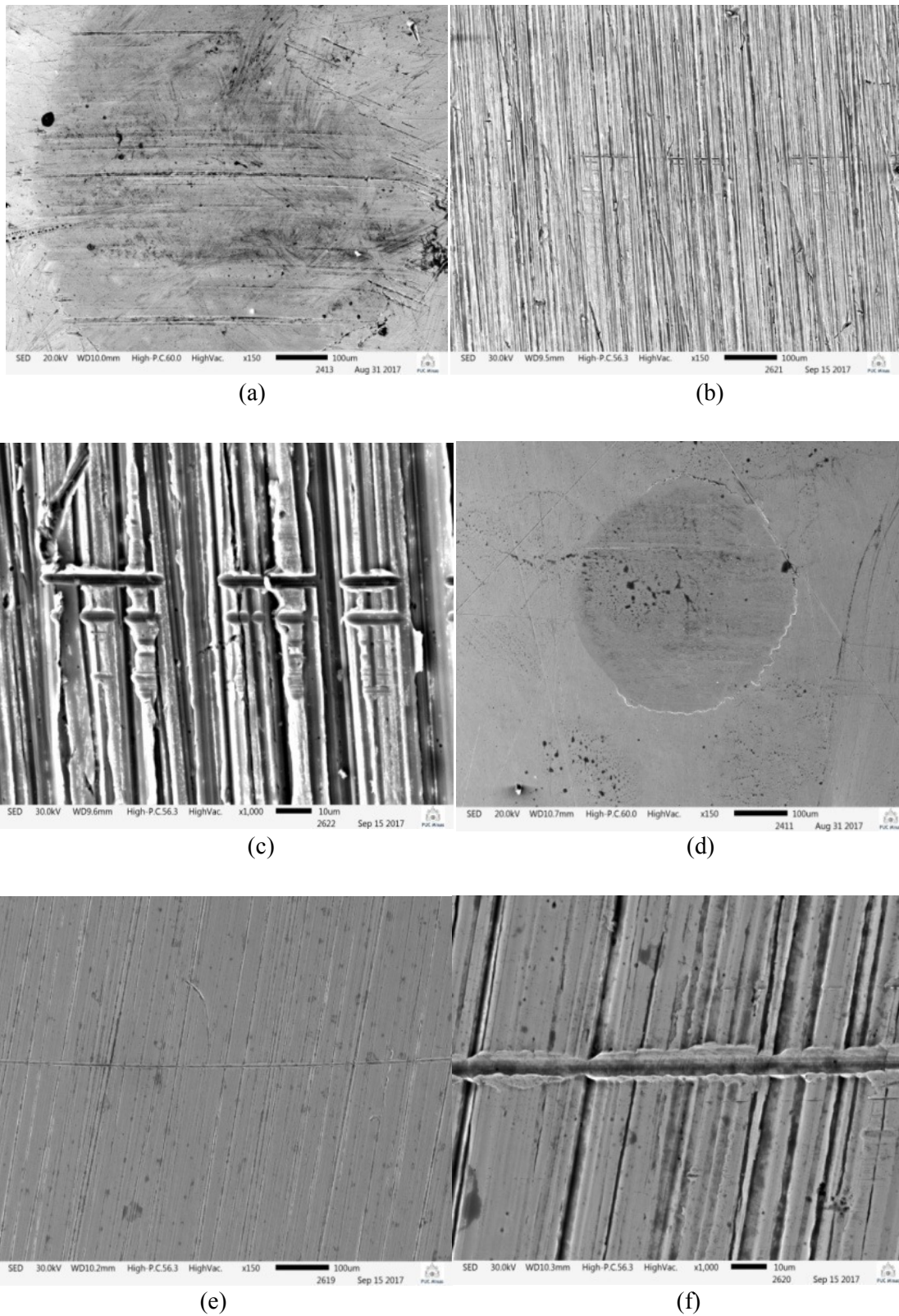


Figura 5.44 Conjugado normalizado e ensaio na presença de lubrificante: (a) pino com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (ampliada); (d) pino com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (e) pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (f) pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (ampliada); (autoria própria, 2017)



Nos pinos com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (Figura 5.44a) e com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (Figura 5.44d) nota-se a área de contato entre a esfera do topo do pino formada pela compressão e arraste sobre a pista do disco indicando início de deformação plástica desta região, porém sem marcas de sulcamento ou ranhuras. Já nas pistas, em uma ampliação maior, pode-se verificar duas ranhuras para o ensaio com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (Figura 5.44c) e uma ranhura com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (Figura 5.44f), que não devem ser relacionadas à abrasão entre os dois corpos em contato, mas que foram causadas, provavelmente, por um terceiro corpo duro não identificado entre as superfícies.

Nos cálculos da taxa de desgaste após a realização dos ensaios de pino sobre disco para o material sob normalização na presença do filme lubrificante foi constatada perda de material na condição de  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ , justificado provavelmente pela remoção de material por um terceiro corpo endurecido não identificado. Além disso, não se detectou perda de material na condição de  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ . Como pode ser observado nos resultados para taxa de desgaste, ocorreu acréscimo de massa relativa no corpo de prova com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ , justificado pela retenção do filme lubrificante no perfil de rugosidade com  $R_{sk} < 0$  e  $R_{sm} > 40 \mu\text{m}$  (porém menor que nos revestimentos temperados), parâmetros que contribuem para deposição e retenção do escoamento do filme lubrificante pela superfície de deslizamento.

Na Figura 5.45 pode-se ver as imagens para os ensaios na presença de lubrificante na condição de têmpera profunda em  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ . Na Figura 5.45a observa-se o topo do pino esférico em  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ , na Figura 5.45b tem-se a imagem da superfície onde ainda não pode ser observado a formação de pista de desgaste em  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e na Figura 5.45c observa-se a imagem ampliada para melhor visualização de identificação do início de formação de pista de desgaste  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ . Já na Figura 5.45d pode ser visualizado o topo do pino esférico em  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ , na Figura 5.45e observa-se a superfície  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  que assim como na Figura 5.45b também não pode ser constatado a formação de pista de desgaste e na Figura 5.45f tem-se a imagem ampliada para melhor visualização de identificação do início de formação de pista de desgaste  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ .

Assim como no ensaio normalizado sob lubrificação, não é visualizado nenhum mecanismo de desgaste para os ensaios na presença de lubrificante sob têmpera profunda com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ . Nos pinos com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ , visualizados na Figura 5.45(a), e com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ , (Figura 5.45d), nota-se somente o indício de início de provável deformação plástica sem sinais de ranhuras ou sulcamentos, menor, inclusive, que as deformações geradas nos pinos dos ensaios sob normalização realizados na presença de lubrificantes.

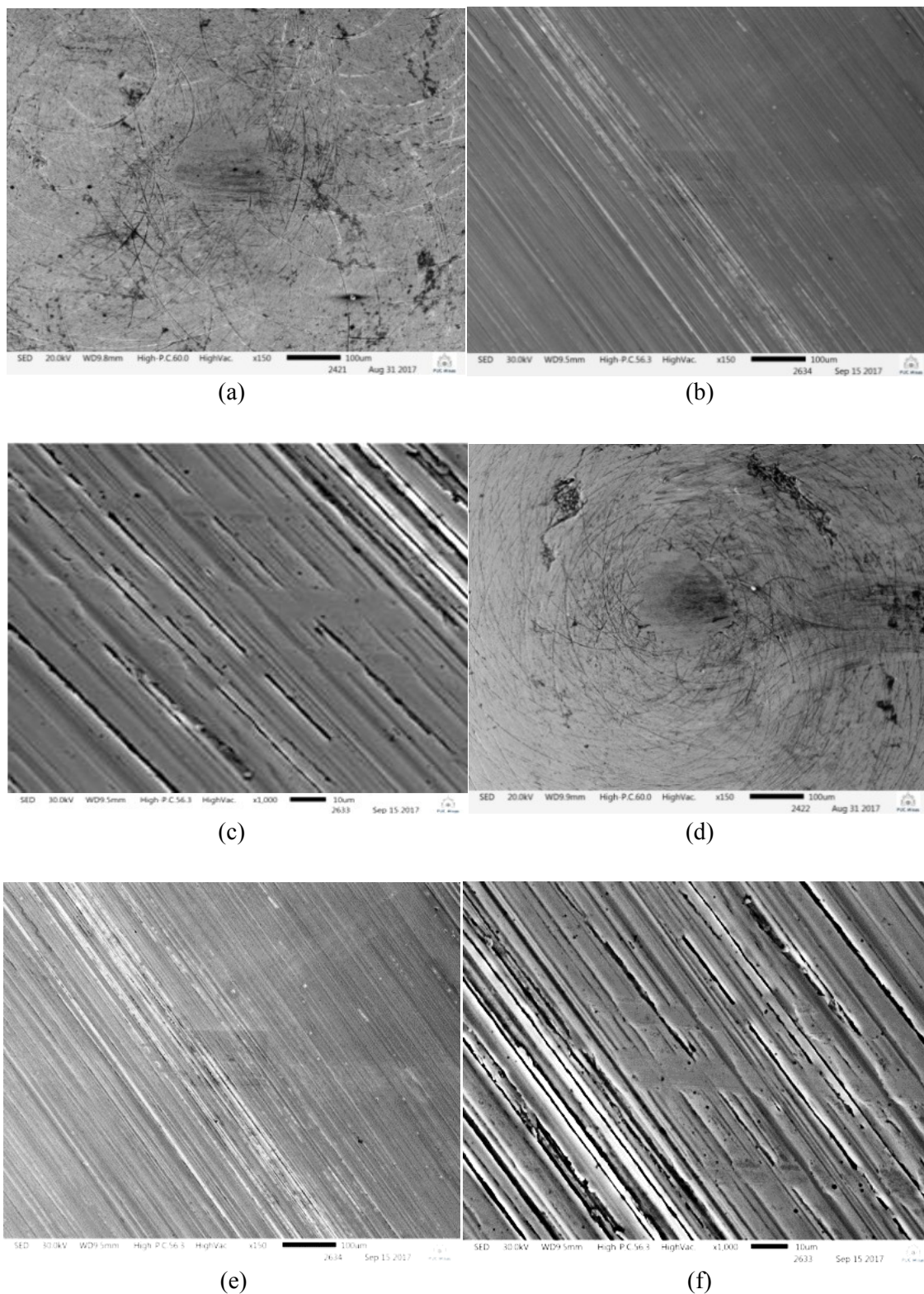


Figura 5.45 Conjugado sob têmpera profunda e ensaio lubrificado: (a) pino com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) Pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) Pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (ampliada); (d) Pino com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (e) Pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (f) Pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (ampliada); (autoria própria, 2017)

Pode-se constatar que para a rugosidade  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (Figura 5.45(b), e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (Figura 5.45(e)), não   possível identificar e analisar a pista formada durante os ensaios. Nesta análise, só foi possível verificar marcas do contato em uma amplia o maior.

Na Figura 5.46 são visualizadas as imagens dos ensaios com lubrificação sob têmpera superficial com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (Figura 5.46a, 5.46b e 5.46c) e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (Figura 5.46d, 5.46e e 5.46f).

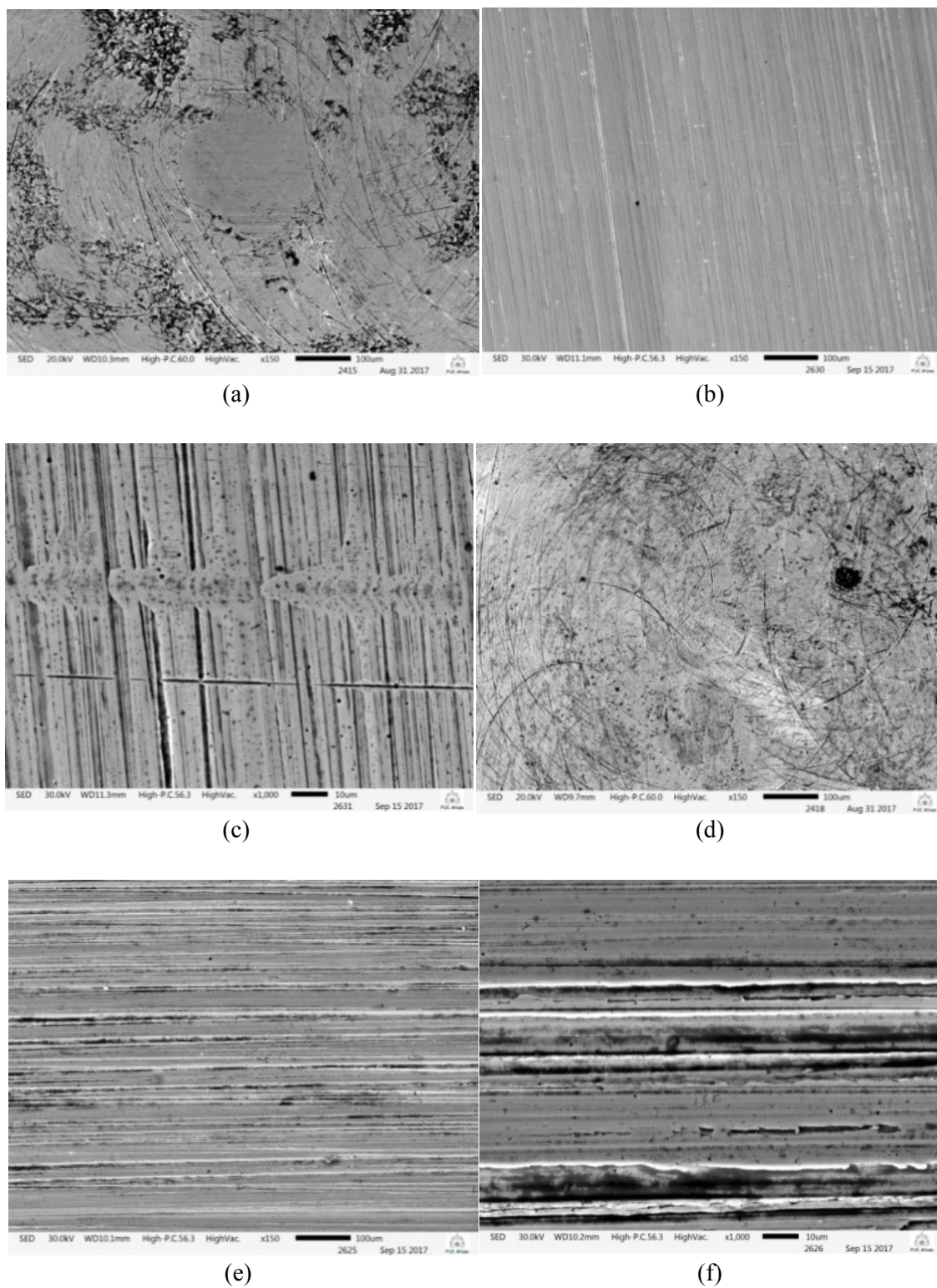


Figura 5.46 Conjugado sob têmpera superficial e ensaio lubrificado: (a) pino com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) Pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (c) Pista com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  (ampliada); (d) Pino com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (e) Pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (f) Pista com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (ampliada); (autoria própria, 2017)

O mecanismo de desgaste para os ensaios na presença de lubrificante sob temperatura superficial com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  também não pode ser identificado devido ao desgaste não observado e à proteção do filme lubrificante. No pino da Figura 5.46(a) observa-se somente o início de deformação plástica das asperezas compreendidas pela área de contato formada entre o pino e a pista, porém sem ranhuras ou sulcamentos perceptíveis, já no pino da Figura 5.46(d) não é possível verificar nem mesmo a área de contato entre pino e pista, descartando indícios de início de deformação plástica das asperezas. Na pista da Figura 5.46(c) só é possível verificar marcas do contato em uma ampliação maior e na pista da Figura 5.46(f) não se nota nenhuma ranhura ou sulcamento, mesmo com uma ampliação maior.

Retomando a Figura 3.43, onde estão representados os principais mecanismos de desgaste estudados na revisão bibliográfica, observam-se, em destaque, os dois mecanismos de desgaste identificados a partir das imagens geradas pelo MEV: o desgaste por abrasão como mecanismo predominante principalmente nos ensaios a seco (representado na Figura 3.43b) e o desgaste por adesão como provável mecanismo causador das deposições detectadas em corpos de prova e da remoção de material mesmo em taxas de desgaste reduzidas como verificado nos materiais temperados, ocorridas pelo arrancamento das partículas aderidas sobre a superfície, como pode ser visualizado na Figura 3.43(d).

#### 5.6.9 Análise de variância para taxa de desgaste

Para verificação da relação entre parâmetros de integridade superficial de (rugosidade e dureza) e o comportamento dos materiais durante o ensaio de pino sobre disco, foi aplicada a análise de variância (ANOVA) de dois fatores com repetição para um nível de significância de 5%. O objetivo foi analisar a influência dos parâmetros de integridade superficial sobre as taxas de desgaste (dados completos do tratamento estatístico estão disponíveis no Apêndice IX).

Os demais parâmetros obtidos anteriormente (citam-se o índice de plasticidade, coeficiente de lubrificação, espessura de filme lubrificante, bem como as tensões residuais medidas) não foram listados para análise em ANOVA por serem resultados de cálculos e experimentos não replicados (no caso das tensões residuais), não tendo portanto tratamento estatístico para ANOVA, mesmo assim são parte de suma importância na análise conjunta do material em estudo por comporem o conjunto que forma a integridade superficial do conjugado fabricado.

Na Tabela 5.11 estão consolidados os resultados da ANOVA para condição de ensaio a seco, na qual foram correlacionados as variáveis para rugosidade em dois grupos ( $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ) e os tratamentos térmicos em três grupos (normalização, temperatura profunda e temperatura superficial) mensurados a partir dos valores de dureza obtidos nos ensaios de dureza Vickers realizados sob a superfície dos revestimentos dos conjugados.

Tabela 5.11 ANOVA para taxa de desgaste dos ensaios a seco

Fonte da variação	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Rugosidade	15,20042	1	15,20042	62,85782	2,79E-07	4,413873
Tratamento térmico	47,20241	2	23,6012	97,59733	2,18E-10	3,554557
Interações	33,31131	2	16,65565	68,87561	3,68E-09	3,554557
Erro	4,3528	18	0,241822			
Total	100,0669	23				

Fonte: autoria própria, 2019.

A partir do resultado analítico para  $F > F_c$ , e  $valor-p < 0,05$ , conclui-se que existe relação significativa entre a variação da rugosidade de  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  para  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  e a taxa de desgaste. A variação da rugosidade alterou as taxas de desgaste de material após realização dos ensaios pino sobre disco a seco. Quanto aos diferentes tratamentos térmicos, pode-se concluir que os resultados também são significativos. Existe uma relação entre a variação das durezas dos materiais sob diferentes tratamentos térmicos e as taxas de desgaste de material. Considerando as interações entre a rugosidade e tratamento térmico, o  $valor-p < 0,05$  indica que os resultados são significativos.

Na Figura 5.47 pode ser verificado o gráfico das médias para os ensaios a seco nas duas condições de rugosidades preparadas ( $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ), sob os três tratamentos térmicos utilizados: normalizado (N), têmpera profunda (TP) e têmpera superficial (TS). A partir do gráfico das médias pode ser observado que o aumento da dureza em função dos tratamentos térmicos influencia a taxa de desgaste, reduzindo a perda de material durante os ensaios de pino sobre disco, com menor taxa de desgaste para têmpera superficial, seguido de têmpera profunda e de normalização. Este gráfico também permite observar a elevada taxa de desgaste para a condição em  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  sob normalização em relação a condição em  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  e os materiais sob têmpera.

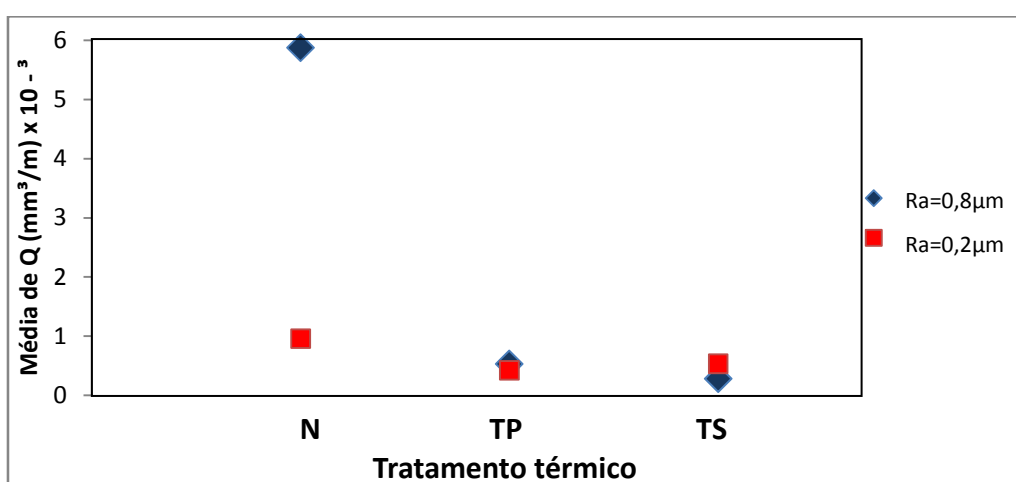


Figura 5.47 Gráfico das médias para ensaios a seco (autoria própria, 2019)

Na Tabela 5.12 estão os resultados da ANOVA para condição de ensaio na presença de lubrificante considerando a correlação entre as variáveis observadas e

medidas para a rugosidade e microdureza obtida em função dos tratamentos térmicos (dados completos do tratamento estatístico estão disponíveis no Apêndice X).

Tabela 5.12 ANOVA para taxa de desgaste para os ensaios com lubrificante

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Rugosidade	0,759704	1	0,759704	6,943839	0,016809	4,413873
Tratamento térmico	0,507633	2	0,253817	2,319932	0,126937	3,554557
Interações	10,96013	2	5,480067	50,08884	4,41E-08	3,554557
Erro	1,969325	18	0,109407			
Total	14,1968	23				

Fonte: autoria própria, 2019.

Conclui-se que existe relação significativa entre a variação da rugosidade e as taxas de desgaste para os ensaios na presença de lubrificante ( $F > F_c$ , e  $valor-p < 0,05$ ). A probabilidade mostra em que nível os resultados são estatisticamente significativos para um nível de significância de 5%. Com relação aos diferentes tratamentos térmicos, pode-se concluir que os resultados não são significativos ( $F < F_c$ , e  $valor-p > 0,05$ ), ou seja, não existe uma relação entre a variação das durezas dos materiais sob diferentes tratamentos térmicos e a taxa de desgaste de material sob lubrificação. Considerando as interações entre a rugosidade e tratamento térmico ( $F > F_c$ , e  $valor-p < 0,05$ ), conclui-se que os resultados são significativos (existe uma relação significativa entre a interação da rugosidade e do tratamento térmico na taxa de desgaste de material).

Observa-se na Figura 5.48 o gráfico das médias para os ensaios na presença de lubrificante. Os resultados indicam que a interação entre o aumento da dureza com a rugosidade  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  influencia a taxa de desgaste, reduzindo a perda de material durante os ensaios, porém quando a interação considera a rugosidade  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ , a taxa de desgaste aumenta na condição de têmpera profunda e diminui na condição de têmpera superficial. A presença do lubrificante, além de reduzir as taxas de desgaste em todas as condições em relação ao ensaio a seco, também reduz consideravelmente as variações desta taxa em função das rugosidades e tratamentos térmicos.

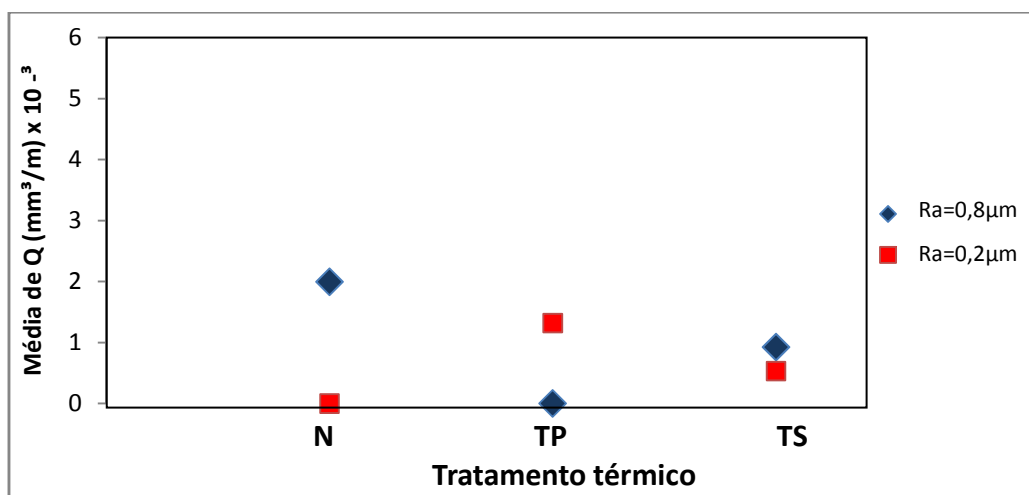


Figura 5.48 Gráfico das médias para ensaios na presença de lubrificante (autoria própria, 2019)

## 6. CONCLUSÕES

Após a preparação de conjugados compostos de substrato de aço ABNT 1015 revestido com aço liga MnSi e submetidos aos tratamentos térmicos de normalização, têmpera profunda e têmpera superficial e a realização de ensaios de caracterização, conclui-se que:

- As microestruturas dos revestimentos apresentaram transformações de fase ferrítica-perlítica na condição de normalização, com aproximadamente 42,5% de ferrita e 57,5% de perlita. Fases perlíticas-martensíticas foram identificadas para os dois tratamentos térmicos de têmpera, a saber: para a têmpera profunda, com 17% de perlita regenerada e 83% de martensita; e para têmpera superficial, com 14% de perlita regenerada e 86% de martensita.
- A microdureza média do revestimento normalizado foi de 173 HV, do revestimento sob têmpera profunda foi de 356 HV e do revestimento sob têmpera superficial foi de 466 HV. As espessuras de ripas martensíticas no revestimento sob têmpera profunda (908,75 nm) são em média aproximadamente duas vezes maiores que as ripas do revestimento sob têmpera superficial (477,47 nm) e a dureza é menor em torno de 24%. Pode-se inferir com base nas medições obtidas que a medida que as espessuras das ripas diminuem, a resistência mecânica a deformação plástica é aumentada.
- Os parâmetros de rugosidade  $R_{sk}$  e  $R_{sm}$  apresentaram valores menores no revestimento normalizado comparado aos revestimentos temperados, o que propiciou maior depósito de filme lubrificante sobre a superfície e menor escoamento do fluido, contribuindo para coeficientes de atrito mais baixos nos ensaios normalizados na presença de lubrificante. Os parâmetros da curva *Abbot-Firestone* ( $R_{pk}$ ,  $R_k$  e  $R_{vk}$ ) com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  não apresentaram diferenças entre os diferentes tratamentos térmicos, porém para o revestimento sob normalização com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  os valores de  $R_{pk} = 0,31 \mu\text{m}$ ,  $R_k = 0,84 \mu\text{m}$  e  $R_{vk} = 0,48 \mu\text{m}$  são relativamente maiores em comparação aos valores médios dos revestimentos sob têmpera com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , em função desta condição espera-se desempenho diferente entre o contato das superfícies sob normalização com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , que apesar da consequência de deformações plásticas no início do contato das superfícies ser mais acentuado (em função de  $R_{pk}$  maior), obter-se-á melhor desempenho (em função do  $R_k$  maior) e melhor retenção do filme lubrificante na superfície.
- As tensões residuais para os revestimentos normalizados são, de forma geral, de natureza compressiva de baixa intensidade na região imediatamente abaixo da superfície e tensões nulas nas duas direções em praticamente toda a

profundidade analisada. Os baixos valores de tensões na maior parte da profundidade provavelmente é consequência dos efeitos da normalização.

- Para o revestimento sob têmpera profunda com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  as tensões são de natureza compressiva e de tração ao longo da profundidade analisada. As tensões imediatamente abaixo da superfície foram -160 a -250 MPa, sendo que as tensões na direção longitudinal são mais intensas em relação a direção transversal. O revestimento sob têmpera profunda com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  apresentou tensões de natureza compressiva praticamente em toda profundidade analisada, com intensidade na superfície em torno de -70 MPa diminuindo até 1 mm de profundidade. A elevação de dureza e as tensões residuais compressivas na superfície e abaixo dela caracterizam o material nesta condição com a inibição da nucleação de trincas e maior resistência ao desgaste.
- O recobrimento sob têmpera superficial com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  apresentou tensões de natureza compressiva até a profundidade de 0,8 e 0,85 mm, com intensidade na superfície em torno de -150 MPa. O recobrimento sob têmpera superficial com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$  apresentou tensões de natureza compressiva em toda profundidade analisada, com intensidade na superfície em torno de -150 MPa reduzindo para aproximadamente -80 MPa até a profundidade final de ensaio em 1 mm. A dureza deste recobrimento é a maior dentre os tratamentos térmicos realizados e as tensões residuais compressivas na superfície e abaixo da superfície são de elevada intensidade relativa em toda seção avaliada, espera-se, portanto, para esta condição melhor desempenho.
- O índice de plasticidade ( $\psi$ ) calculado para o revestimento normalizado com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  apresentou valor de 1,49, caracterizando fluxo plástico ( $\psi > 1$ ) no contato das asperezas, o que contribuiu para aumento do coeficiente de atrito e, provavelmente associado aos parâmetros de rugosidade, causou o travamento mecânico no contato das superfícies. Os demais revestimentos apresentaram índice de plasticidade menor que 1 (fluxo elástico).
- O coeficiente do regime de lubrificação ( $\lambda$ ) calculado para o revestimento normalizado com  $R_a = 0,8 \mu\text{m}$  foi igual a 1,09, próximo da indicação de mudança para o regime de lubrificação limítrofe ( $\lambda = 1,00$ ), evidenciando que a lubrificação nestas condições pode ser comprometida durante o início do contato entre superfícies. Os revestimentos sob têmpera com esta rugosidade também precisam de atenção pois, apesar de possuírem  $\lambda$  maior em relação ao primeiro, também estão próximos de 1. Para os revestimentos com  $R_a = 0,2 \mu\text{m}$ , todos os valores de  $\lambda$  são maiores que três, condição que indica que o filme lubrificante cobre toda a superfície de contato não permitindo atrito direto entre as asperezas.



- O coeficiente de atrito ( $\mu$ ) diminuiu com o aumento da dureza em função do tratamento térmico para os ensaios a seco. O coeficiente de atrito foi menor em todos os ensaios sob lubrificação em relação aos ensaios a seco.
- As taxas de desgaste (Q) calculadas para cada material submetido ao ensaio de pino sobre disco foram influenciadas pela variação da rugosidade, tanto a seco quanto na presença de lubrificante, considerando as análises estatísticas realizadas com um nível de significância  $\alpha$  de 0,05. Para os ensaios a seco as taxas de desgaste (Q) foram influenciadas pela variação de microdureza das fases presentes. Q foi reduzida à medida que a microdureza foi aumentada. Para os ensaios na presença de lubrificante, não foi constatada influência da variação da dureza dos revestimentos nas taxas de desgaste calculadas com  $\alpha$  de 5%. Na interação dos parâmetros de rugosidade com as microdurezas obtidas para cada tratamento térmico, foram observadas alterações significativas para Q tanto para os ensaios a seco quanto para os ensaios na presença de lubrificante.
- O mecanismo de desgaste predominante identificado foi o de abrasão para todos os ensaios de pino sobre disco a seco, acentuado nos revestimentos normalizados e atenuado nos revestimentos sob têmpera. Não foram observados mecanismos de desgaste abrasivo ou adesivo para os ensaios de pino sobre disco realizados na presença de lubrificante. Detectaram-se regiões caracterizadas por deformações plásticas nas asperezas nos topos dos pinos (bem reduzidas em relação aos ensaios a seco) e também em alguns picos das asperezas nas pistas formadas durante os ensaios.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar a integridade superficial de mancais planos a partir da deposição de outras ligas diferentes do aço MnSi com a finalidade de expandir as opções de aplicação de materiais com bom desempenho para esta área.
- Estudar, a partir dos princípios da reologia, o comportamento do fluxo do material tanto das superfícies fabricadas quanto dos filmes lubrificantes utilizados, com objetivo de analisar de forma mais aprofundada as mudanças de comportamento dos materiais ao longo do tempo e suas interações durante o contato.
- Estudar o comportamento tribológico dos conjudados fabricados e de outros materiais de interesse no que diz respeito ao contato inicial entre superfícies (amaciamento) e efeito *stick-slip* (aderência - deslizamento).
- Avaliar os resultados obtidos em testes práticos.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ALTINTAS, Y. **Manufacturing automation - metal cutting mechanics, machine tool vibrations and CNC design**. Cambridge University Press. United Kingdom: Cambridge, 2000.
2. ANSI B211.1-1986. **Surface Integrity**. American National Standards Institute. Washington, DC, 1986.
3. ARCHARD, J.F.; HIRST, W. **The wear of metals under unlubricated conditions**. Proceedings of the Royal Society of London, A236: 397-410; 1956.
4. ARCHARD, J.F. **Friction Between Metal Surfaces**. Wear, 113: 3-16; 1986.
5. ASKELAND, D.R., PHULÉ, P.P. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. Cengage Learning, São Paulo, 2011.
6. ASM International. **Heat Treating**. ASM Handbook, Vol.4. ASM Headquarters and Geodesic Dome, Materials Park campus, Russell Township, Geauga County, Ohio, 2002.
7. ASM International. **Metals Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology**. America Society for Metals, 1992.
8. ASTAKHOV, V.P. **Tribology of Metal Cutting**. Tribology and Interface Engineering Series , No.52. Series Editor: B.J. Editor Oxford, U.K., 2006.
9. ASTM D 2509-03. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Measurement of Load-Carrying Capacity of Lubricating Grease (Timken Method)**<sup>1</sup>. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2003.
10. ASTM E-18. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials**. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Book of Standards, 2003.
11. ASTM E-140. **Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb**. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Hardness Book of Standards, 2012.

12. ASTM E-407-07. **Standard Practice for Microetching Metals and Alloys.** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2007.
13. ASTM E-562-11. **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count.** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2011.
14. ASTM E-837-13a. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method.** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. 2013.
15. ASTM G-99. **Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus.** AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. West Conshohocken, 2010.
16. AWS D1.1/D1.1M: 2015. **Structural Welding Code - Steel.** AMERICAN NATIONAL STANDARDS INSTITUTE, 2015.
17. BETHKE, J. **Surface technology in production engineering.** Universidade Federal de Santa Catarina, 1993.
18. BOSHEH, S.S.; MATIVENGA, P.T. **White Layer Formation in Hard Turning of H13 Tool Steel at High Cutting Speeds Using CBN tooling.** Int. J. Mach Tools Manuf. 46:225-233; 2006.
19. BOWDEN, F.P.; TABOR, D. **The Friction and Lubrication of Solids.** Part I Clarendon, Oxford, 1950.
20. BOWDEN, F.P.; TABOR, D. **The Friction and Lubrication of Solids.** Part II, Clarendon, Oxford, 1964.
21. BOYER, H. **Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams.** American Society for Metals, 1977.
22. BRESSAN, J.D.; COMELI, F.W. **Estudo da Resistência ao desgaste de Aço AISI 422 Tratado Termicamente, Nitretado e com Revestimentos Aspergidos de Carboneto de Cromo-Níquel.** IV Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF, 2007, Estância de São Pedro, Brasil.
23. BRINKSMEIER, E.; GLAEBE, R.; KLOCKE, F. LUCCA, D.A. **Process Signatures - An Alternative Approach to Predicting Functional Workpiece Properties.** Proc Eng 19:44-52; 2011.

24. BURWEL, J.T., STRANG, C.D. **On the empirical law of adhesive wear.** Journal of Applied Physics, 23:18-28; 1952.
25. BHUSHAN, B. **Introduction to Tribology.** Wiley, 2<sup>nd</sup> edition, 2013.
26. CALLISTER, W. D. Jr., DAVID. G. R. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** Rio de Janeiro: Editora LTC, tradução da 8ª edição em língua inglesa, 820p., 2013.
27. CÂMARA, M.A. **Influência do Efeito Escala Sobre a Operação de Microfresamento.** Tese de Doutorado (Pós-Graduação Strictu-Sensu) - UFMG - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.
28. CURI, E.M.; CASTRO, R.M.; MIGUEL, M.B.; QUAREZEMIN, A.C.; GUEDES, L.B. **Medição do Coeficiente de Atrito e de Desgaste para o Aço 1000 Dp Utilizando um Tribômetro com Princípio Basculante Através da Técnica de Extensometria.** Revista Ciência e Tecnologia, Campinas, v. 20, n. 36, p. 19-25, jan./jun. 2017.
29. CZICHOS, H.; HABIG, K.H. **Mixed Lubrication and Lubricated Wear.** Proc. 11th Leeds-Lyon Symposium on Tribology, Butterworths, 135-147; 1985.
30. DIN 4760. **Form deviations. Concepts. Classification system.** DEUTSCHES INSTITUT FÜRNORMUNG. Germany National Standard, 1982.
31. DIN 51 804/1. **Lubricants; working Penetration.** DEUTSCHES INSTITUT FÜRNORMUNG. Germany National Standard, 1981.
32. DIN 51 818. **Lubricants; consistency classification of lubricating greases, NGLI grades.** DEUTSCHES INSTITUT FÜRNORMUNG. Germany National Standard, 1981.
33. DINIZ, A; MARCONDES, F.; COPPINI, N. **Tecnologia da usinagem dos materiais.** 8ª ed. São Paulo: Artliber Editora , 2013.
34. DOWSON, D. **"Elastohydrodynamics", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers.** 182, Part 3A, 151-167; 1967-68.
35. DOWSON, D.; TAYLOR, C.M.; GODET, M.; BERTHE, D. **Mixed Lubrication and Lubricated Wear.** Proc. 11th Leeds-Lyon Symposium on Tribology, Butterworths, 1985.

36. ESAB. **MIG Welding Handbook – ESAB Welding & Cutting Products**. Traduzido e adaptado por Cleber Fortes – Engenheiro Metalúrgico. ESAB, BR, 2005.
37. ESAB. **Catálogo de consumíveis**. ESAB, BR, 2013 < <http://www.esab.com.br> > acesso em agosto de 2017.
38. Eutetic Castolin. **Inovação**. Revista informativa da Eutetic Castolin nº 08, São Paulo, 2016.
39. EYRE, T.S. **Wear Characteristic of Metals**. Source Book on Wear Control Technology. ASM, Metals Park, Ohio, 1978.
40. FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. 5 ed. São Paulo: Editora Blucher, 1977. 800p.
41. FIELD, M.; KAHLES, J.F. **Review of surface integrity of machine components**. Annals of the CIRP, 20 (2): 153-163; 1971.
42. GHOSH, A.; SADEGHI, F. **A novel approach to model effects of surface roughness parameters on wear**. Journal of Wear. 338-339 (73-94); 2015.
43. GREENWOOD, J.A.; WILLIAMSON, J.B.P. **Contact of Nominally Flat Surfaces**. Proceedings the Royal of Society, Mathematical Physical & Engineering Sciences, 1966.
44. GREGOLIN, J.A.R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste**. 1990. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia de Campinas, Universidade Federal de Campinas, Campinas.
45. GRIFFITHS, B.J. **Manufacturing surface technology**. 1ª ed. London: Penton Press, 2001.
46. GRUM, J. **A review of the influence of grinding conditions on resulting residual stresses after induction surface hardening and grinding**. Journal of Materials Processing Technology, 114: 212-226; 2001.
47. HAYDEN, H.W.; MOFFAT, W.G.; WUFF, J. **The Structure and Properties of Materials**. Mechanical Behavior, vol.3. Nova York, Wiley & Sons, Inc., 1965.
48. HARDY, W.B. **Collected Works**. Cambridge University Press, London, 1936.

49. HOLLOMAN, J.H.; JAFFE, L.D. **Time-Temperature Relations in Tempering Steels**. Trans. AIME, Dove Valley, Colorado, 162: 223-249; 1945.
50. HUTCHINGS, I.M. **Tribology: Friction and wear of engineering materials**. London: Holder Headline Group, 271p., 1995.
51. IES Pedro Soto de Rojas. **Tratamiento Térmico de los Aceros: Curvas TTT**. <<https://tecnoindustrial2.wikispaces.com/Curvas+TTT>> acesso em 28/11/2017.
52. ISO 1302. **Geometrical Product Specifications (GPS) - Indication of surface texture in technical product documentation**. ISO, 2002.
53. ISO 4288. **Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface Texture: Profile Method - Rules and Procedures for the Assessment of Surface Texture**. ISO, 1996.
54. JAWAHIR, I.S.; BRINKSMEIER, E., M'SAOUBI, R.; ASPINWALL, D.K.; OUTEIRO, J.C.; MEYER, D.; UMBRELLO, D. JAYAL, A.D. **Surface Integrity in Material Removal Process: Recent Advances**. CIRP Ann Manuf. Technol 60: 603-626; 2011.
55. JCB. **Catalogo técnico JCB**.J.C.Bamford do Brasil, Sorocaba, SP, 2017. Disponível em:<[www.jcb.com/en-us/products/backhoe-loaders](http://www.jcb.com/en-us/products/backhoe-loaders)> acesso em 2017.
56. JIANG, D.; ANNÉ, G.; VLEUGELS, J.; VANMEENSEL, K.; EERAERTS, W.; LIU, W.; LAUWERS, B.; BIEST, O. V. D. **Residual stresses in hardmetals caused by grinding and EDM machining and their influence on the flexural strength**. Austria, 2005.
57. JUN, T.; KORSUNSKY, A.M. **Evaluation os residual stresses and strains using the eigenstrain reconstruction method**. International Journal of Solids and Structures, 47: 1678-1686, 2010.
58. KALPAHJIAN, S. **Manufacturing engineering and technology**. 3ª ed. Nova York: Addison-Wesley Publishing Co., 1995.
59. KANDIL, F.A.; LORD, J.D.; FRY, A.T.; GRANT, P.V. **A Review of Residual Stress Measurement Methods - A Guide to Technique Selection**. NPL Materials Centre. Queens Road, Teddington, Middlesex, UK, 2001.
60. KEYVAN, A.; NOBARZAD, E. **Influence of microstructure on susceptibility to weld defects in two high strength low alloy steels**. Mémoire de maîtrise électronique, Montréal, École de technologie supérieure, 2017.

61. KRAUSS, G.S. **Heat Treatment and Processing Principles**. Ohio: ASM International, 1994.
62. KRAUSS, G.S. **Martensitic in Steel: strength and structure**. Materials Science and Engineering. A273-275: 40-57, 1999.
63. LANCASTER, J.F. **Metallurgy of welding - Sixth Edition**. Woodhead Publishing, Oxford, UK; 1999.
64. LEI, M.K.; ZHANG, Z.L.,; MA, T.C. **Plasm-based Low-energy Ion Implataion for Low-temperature Surface Engineering**. Surf Coat Technol, 131:317-325; 2000.
65. LEI, M.K.; ZHU, X.P.; LI, Y.P.; GUO, D.M. **Significance of Surface Integrity on High-Perfomance Manufacturing By Surface Modification**. Int Adv Manuf Technol, 82:1831-1842; DOI 10.1007/s001 70-015-7467-6; 2016.
66. LEITE, R.V.M. **Estudo Comparativo entre ligas resistentes ao desgaste abrasivo, aplicadas por soldagem. em chapas metálicas para fabricação de placas anti-desgaste**. Dissertação (Mestrado), Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais/UFMG, Belo Horizonte, 2008.
67. LUDEMA, K.C. **Friction, Wear, Lubrication: a Textbook in Tribology**. University of Michigan. CRC Press, New York, 1996.
68. LU, J. **Prestress Engineering of Structural Material: A Global Design Approach to the Residual Stress problem**. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. ASM International, Ohio, 2002.
69. MACDONALD, F. **Egípcios Antigos**. São Paulo: Editora Moderna, 1996.
70. MACHADO, A.R. ABRÃO,A.M.; COELHO, R.T.; SILVA, M.B. **Teoria da usinagem dos materiais**. 1 ed. São Paulo: Editora Blucher, 371 p., 2009.
71. MACHERAUCH, E.; KLOOS, K. H. **Origin Measurements and Evaluation of Residual Stress**. Proceedings of the International Conference on Residual Stresses, pp3-26, Garmisch, Partenkirchen, Germany, 1986.
72. MACHERAUCH, E.; KLOOS, K. H. **Origin, Measurements and Evaluation of Residual Stress in Science and Technology**. Ed. byMacherauch, V. Hauk, DGM VERLAG, 1987.



73. MAHDI, M.; ZHANG, L. C. **Residual stresses in ground components caused by coupled thermal and mechanical plastic deformation.** *Journal of Materials Processing Technology*, 95: 238-245; 1998.
74. MANG, T.; BOBZIN, K.; BARTELS, T. **Industrial Tribology: Tribosystems, Friction, Wear and Surface Engineering, Lubrication.** Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2011.
75. MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia.** 3ª Edição atualizada - Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.
76. MATISA. **Catálogo técnico de Socadoras de Lastro.** Matisa Maschinen GmbH. Donaueschingen, 2016.
77. MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B. **Introdução à metalurgia da soldagem.** Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Escola de Engenharia da UFMG. Belo Horizonte, 2012.
78. M'SAOUBI, R.; OUTEIRO, J.C.; CHANDRASEKARAN, H. DILLON, O. Jr.; JAWAHIR, I.S. **A Review of Surface Integrity in Machining and its Impact on Functional Performance and Life of Machined Products.** *Int J. Sustain Manuf.* 1:203-236; 2008.
79. MUMMERY, L. **Surface Texture Analysis the Handbook.** Hommelwerke GmbH, Alte, West Germany, 1992.
80. NBR 4287. **Especificações geométricas do produto(GPS) – Rugosidade: método do perfil – Termos, definições e parâmetros de rugosidade.** ABNT, 2002.
81. NBR 6564. **Graxa Lubrificante - Determinação do ponto de Gota.** ABNT, 2009.
82. NBR 10441. **Produtos de petróleo - Líquidos transparentes e opacos - Determinação da viscosidade cinemática e cálculo da viscosidade dinâmica.** ABNT, 2014.
83. NBR 11345. **Graxa Lubrificante - Determinação da consistência pela penetração do cone.** ABNT, 2005.
84. NBR NM 188-1. **Materiais Metálicos - Dureza Vickers - Parte 1: Medição da Dureza Vickers.** ABNT, 1999.

85. NBR NM ISO 6506-1. **Materiais Metálicos - Ensaio de dureza Brinell - Parte 1: Método de Ensaio.** ABNT, 2010.
86. NBR NM ISO 6508-1. **Materiais Metálicos - Ensaio de Dureza Rockwell - Parte 1: Método de Ensaio (escalas A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).** ABNT, 2005.
87. NBR NM ISO 6507-1. **Materiais metálicos - Ensaio de dureza Vickers - Parte 1: Método de ensaio.** ABNT, 2005.
88. NOYAN, I.C.; COHEN, J.B. **Residual Stress - Measurement by Diffraction and Interpretation.**New York: Springer-Verlag, p-276, 1987.
89. NUSSBAUM, G.C. **Rebolos & Abrasivos.** 1ª ed. São Paulo: Ícone Editora, 1988.
90. OLIVEIRA, A.R. **Tratamento térmico.** Pará: IFPA - Instituto Federal do Pará, 2007.
91. OLIVEIRA, T.M. **Análise de Confiabilidade de Equipamentos de Via Permanente - Reguladoras e Socadoras de Lastro da MRS Logística S.A.** Monografia (Especialização em Transporte Ferroviário de Cargas) IME - Instituto Militar de Engenharia. Rio de Janeiro, 2012.
92. PLASSER & THEURER. **Catálogo técnico de Socadoras de Lastro.** Trademarkers Internationally Registred. Johnnesgasse, Austria, 2016.
93. PASCOE, M. W., TABOR, D. **The Friction and Deformation of Polymers.** The Royal Society Publishing. DOI 10.1098/rspa.1956.0077, 1956.
94. PETRICA, M.; KATSICH, C.; BADISCH, E.; KREMSNER, F. **Study of abrasive wear phenomena in dry and slurry 3-body condiction.** Journal of Tribology International, 64: 196-203; 2013.
95. POPOV, V.L. **Contact Mechanics and Friction: Physical Principles and Applications.** Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2010.
96. PREVÉY, P.S. **Problems with non destructive surface X-ray diffraction residual stress measurement.** Conference Proceeding on Prsctical Applications of Residual Stress Technology, Indianápolis, Indiana, USA, 1991.
97. RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials.** Second Edition. Jhon Wiley & Sons, Inc., 1995.


98. RAND, S.J. **Significance of Tests for Petroleum Products**. ASTM manual series, volume 1 (7th ed.). ASTM International, p.166, 2003.
99. REED-HILL, R.E. **Princípios de metalurgia física**. Rio de Janeiro, Ed. Ganabara Dois, 1982.
100. REIS, W.P.; M. P. CINDRA; L. F. SERRÃO, L.F.; CHUVAS, T.C.; OLIVEIRA, L.C. **Estudo das tensões residuais geradas na usinagem de aço AISI 4340**. 19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECiMat, 2010, Campos do Jordão, Brasil.
101. RUUD, C.O. **A Review of Nondestructive Methods for Residual Stress Measurement**. JOM-The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 33 (7): 35-40; 1981.
102. SAE J784a. **Residual stress measurement by X-ray diffraction**. Society of Automotive Engineers, 1971.
103. SANDVIK COROMANT. **Die and Mould Making**. Application Guide, Sweden, 1999.
104. SANTOS, A.V. **HSM Usinagem em altíssima velocidade**. 1. ed. São Paulo: Érica, 2003.
105. SANTOS, J.F.O. **Processos de Soldadura**. Edições técnicas do Instituto de Soldadura e Qualidade. Lisboa, 1993.
106. SANTOS, R. G. dos. **Transformações de fases em materiais metálicos**. 1 ed. Campinas, SP: Editora da UNICAMP, 432 p., 2006.
107. SANTOS, S. C. SALES, W. F.. **Aspectos tribológicos da usinagem de materiais**. São Paulo: Artliber Editora, 2007.
108. SCHAFFER, G.H. **The many faces of surface texture**. American Machinist and Automated Manufacturing, 1988.
109. SEDLACEK, M.; PODGORNIK, B.; VIZINTIN, J. **Correlation between standard roughness parameters skewness and kurtosis and tribological behaviour of contact surfaces**. Tribology International, 48: 102-112; 2012.
110. SELIG, E.T.; WATERS, J.M. **Track Geotechnology and Substructure Management**. Thomas Telford Services Ltda, London, 1994.

111. SENAI-SP. **Processos de fabricação - Módulo: Tratamentos térmicos.** SENAI-DR-Minas Gerais- Centro de Documentação e Informação- Acervo de material didático. Volume 5, São Paulo, 1999.
112. SHACKELFORD, J. F. **Introdução a ciência dos materiais para engenheiros.** São Paulo: Pearson Prentice Hall, tradução da 6ª edição em língua inglesa, 546 p., 2008.
113. SHAW, M.C. **Metal cutting principles.** Oxford Science Publication, 1984.
114. SHIGLEY, J.E. **Elementos de Máquinas.** Volume 1, LTC, Rio de Janeiro, 1984.
115. SILVA, A.L.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais.** 3ª Edição revista. São Paulo: Editora Blucher, 2010.
116. SILVA, S.C. **Análise de desempenho de ferramentas de corte nos processos de desbaste e acabamento por fresamento de aço liga MnSi.** Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2015.
117. STACHOWIACK, G.W.; BATCHELOR, A. **Engineering Tribology.** 3rd ed. London: Elsevier; 2002.
118. STROHAECKER, T.R.; FRAINER, V.J. **Princípios de Tratamentos Térmicos.** Rio Grande do Sul, 2003.
119. SuperMETAL. **Industria Mecânica.** Governador Valadares, MG, Brasil. 2016.
120. TABOR, D. **The Hardness of Metals.** Clarendon, Oxford, 1951.
121. TABOR, D. **Friction, Lubrification and Wear;** in "Surface and Colloid Science. 5", ed. E. Matijevic, pp. 245-312, publ. New York, Wiley, 1972.
122. TAYLOR HOBSON PRECISION. **Guide to Surface Texture Parameters.** Leicester, England, 2000.
123. TOTTEN, G. E. **Handbook of Lubrication and Tribology.** Vol.I, 2ed., Taylor & Francis Group. Boca Raton, FL, 2006.
124. TRENT, E.M., WRIGHT, P.K. **Metal Cutting,** 4rd Edition, Butterworths-Heinemann Ltda. 2000.

125. UMBRELLO, D.; FILICE, L. **Improving Surface Integrity in Orthogonal Machining of Hardened AISI 52100 Steel by Modeling White and Dark Layers Formation.** CIRP Ann Manuf Technol 58:73-76; 2009.
126. VAN VLACK, L. **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais.**4.ed. São Paulo, SP, Brasil: Editora Campus, 567 p. 1979.
127. VIAFARA, C. C. **Transição do regime de desgaste por deslizamento dos aços: uma abordagem termodinâmica.**Tese de Doutorado (Pós-Graduação Strictu-Sensu) - UNICAMP - Universidade Estadual de Campinas, 2009.
128. VIAFARA, C. C.; SINATORA, A. **The effect of hardness of sliding bodies on the wear regime transition of steels.***Lubrication Science*, 25 (2)123-138; 2013.
129. VIEIRA, L.C. **Análise de Mancais Axiais sob Lubrificação Hidrodinâmica.** Tese de Doutorado (Pós-Graduação Strictu-Sensu) - USP - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2010.
130. WHITERS, P.J.; BHADSHIA, H.K.D.H. **Residual stress: Part.2 - Nature and origins.** *Materials Science and Technology*, vol.17, 2001.
131. WILLIAMS, J.A. **Engineering Tribology.** Oxford: oxford publications, 1984.
132. WHITEHOUSE, D. Jr. *Handbook of Surface Nanometrology. Second Editions,* London, UK .2010.  
doi: <<https://www.routledgehandbooks.com/doi/10.1201/b10415-4>> download em 26 de julho de 2018.
133. ZANEZHAD, E.; SARHAN, A.A.D.; HAMDI, M. **Optimizing the PVD TiN Thin Film Coating's Parameters on Aerospace AL 7075-T6 Alloy for Higher Coating Hardness and Adhesion With Better Tribological Properties of the Coating Surface.** *Int J Adv Manuf Technol* 64:281-290; 2013.
134. ZUM GAHR, K.H. **Microstructure and wear of materials.** Elsevier Science Publishing Company, 1943.

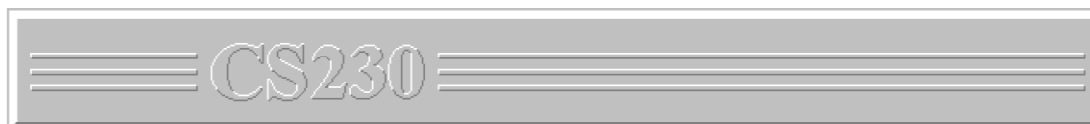
## ANEXOS

## Anexo I - Certificado de qualidade da composição química do aço 1015

		<h2 style="margin: 0;">Certificado de Qualidade</h2>																
Av. Cardenal Eugênio Pacelli, 1998 - Bairro Cidade Industrial - CEP 32.210-003 - Contagem - Minas Gerais - Fone: 3368-2800 - Fax: 3368-2837																		
Cliente: SANDRO DA COSTA SILVA		Nota Fiscal: 165885      Dt: Emissão: 06/07/16																
Item Produto	Quantidade Un.	No. Certifi.	No. NF For. Fornecedor															
3 CHAPA A36 # 25.40 X 100.00 X 200	4,00 KG	3773910	012543 GERDAU COMERCIAL DE ACOS S/A "COMERCIAL															
Análise química																		
Al	As	B	C	Ca	Cr	Cu	Mn	N	Nb	Ni	P	Pb	S	Si	Sn	Ti	V	
0,02400	0,00800	0,00040	0,14000	0,00170	0,01000	0,01000	0,85000	0,00440	0,00100	0,01000	0,01900	0,00100	0,00800	0,21000	0,00100	0,00100	0,00100	0,00100
Ensaio do item																		

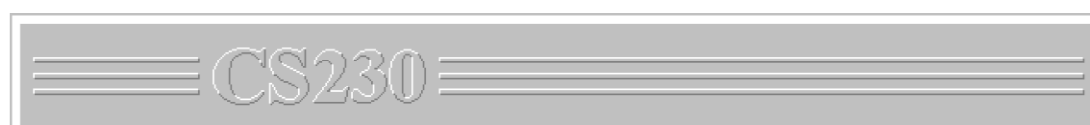


**Anexo III - Composição química do teor de carbono para o substrato  
- CS230-LECO**



Name	Carbon ppm	Sulfur ppm	Mass	Analysis Date	Carbon %	Sulfur %
Substrato	1572.2	202.11	0.39100	7/18/2018 12:01:22 PM	0.15722	0.020211
Substrato	1607.3	151.26	0.37600	7/18/2018 12:04:43 PM	0.16073	0.015126
Substrato	1596.4	144.47	0.34000	7/18/2018 12:07:10 PM	0.15964	0.014447
Average	1592.0	165.95	0.36900		0.15920	0.016595
Std. Deviation	17.95	31.501	0.03		0.001795	0.0031501
RSD	1.127	18.98	7.103		1.127	18.98

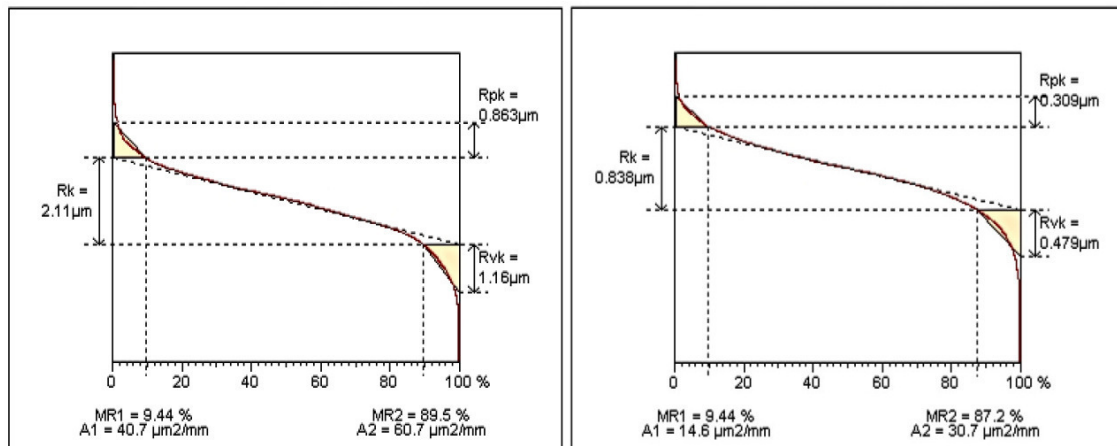
**Anexo IV - Composição química do teor de carbono para o  
revestimento - CS230-LECO**



Name	Carbon ppm	Sulfur ppm	Mass	Analysis Date	Carbon %	Sulfur %
Revestimento	931.64	220.64	0.35200	7/18/2018 11:38:32 AM	0.093164	0.022064
Revestimento	939.06	180.88	0.36700	7/18/2018 11:41:19 AM	0.093906	0.018088
Revestimento	934.68	185.07	0.38600	7/18/2018 11:44:37 AM	0.093468	0.018507
Average	935.13	195.53	0.36833		0.093513	0.019553
Std. Deviation	3.728	21.848	0.02		0.0003728	0.0021848
RSD	0.399	11.17	4.626		0.399	11.17

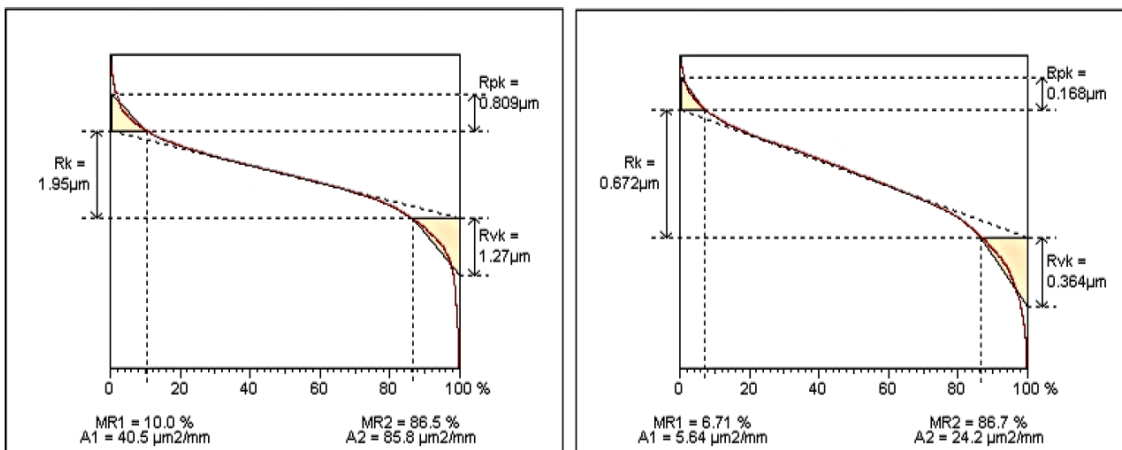


### Anexo V - Curvas Abbott-Firestone - software HOMMELMAP.



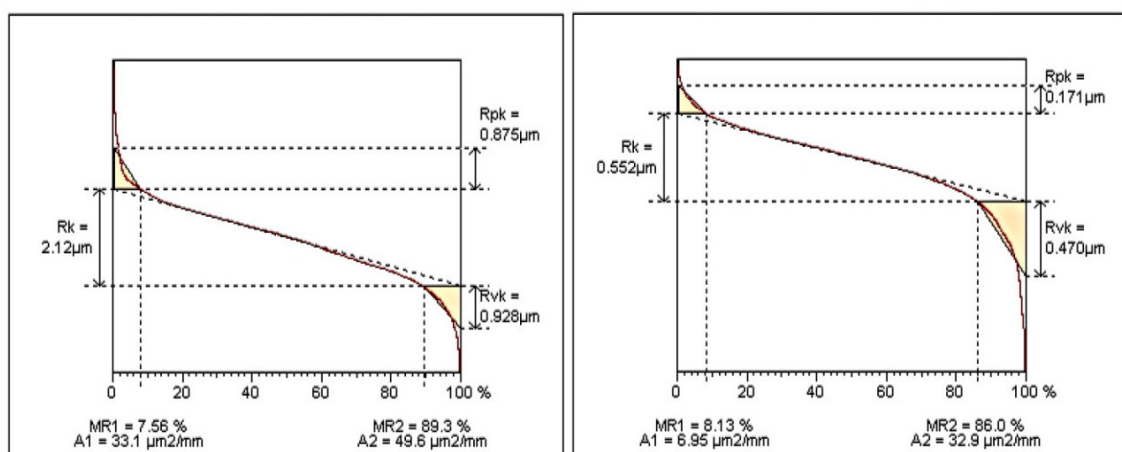
(a)

(b)



(c)

(d)



(e)

(f)

**ANEXO V: Curvas Abbott-Firestone:** (a) Normalizado com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$ ; (b) Normalizado com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (c) Têmpera profunda com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e (d) Têmpera profunda com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$ ; (e) Têmpera superficial com  $R_a=0,8 \mu\text{m}$  e (f) Têmpera superficial com  $R_a=0,2 \mu\text{m}$  (autoria própria, 2018).

## APÊNDICES

### Apêndice I: Porcentagem das fases presentes no substrato

Quadro A.I Porcentagem das fases presentes no substrato

Camadas	Nº de nós ferríticos	Nº de nós perlíticos	% ferrita	% perlita
1 <sup>a</sup>	11	4	73	27
2 <sup>a</sup>	11	4	73	27
3 <sup>a</sup>	10	5	67	33
4 <sup>a</sup>	10	5	67	33
5 <sup>a</sup>	11	4	73	27
6 <sup>a</sup>	12	3	80	20
7 <sup>a</sup>	10	5	67	33
8 <sup>a</sup>	10	5	67	33
9 <sup>a</sup>	10	5	67	33
10 <sup>a</sup>	9	6	60	40
11 <sup>a</sup>	9	6	60	40
12 <sup>a</sup>	9	6	60	40
13 <sup>a</sup>	9	6	60	40
14 <sup>a</sup>	9	6	60	40
15 <sup>a</sup>	10	5	67	33
Média			66,7	32,3
Desvio			6	6
Média± desvio			66,7 ± 6	32,3 ± 6

## Apêndice II: Porcentagem das fases presentes no revestimento normalizado

Quadro A.II Porcentagem das fases presentes no revestimento normalizado

Camadas	Nº de nós ferríticos	Nº de nós perlíticos	% ferrita	% perlita
1 <sup>a</sup>	5	14	26	74
2 <sup>a</sup>	8	11	42	58
3 <sup>a</sup>	7	12	37	63
4 <sup>a</sup>	12	7	63	37
5 <sup>a</sup>	6	13	32	68
6 <sup>a</sup>	8	11	42	58
7 <sup>a</sup>	9	10	47	53
8 <sup>a</sup>	6	13	32	68
9 <sup>a</sup>	7	12	37	63
10 <sup>a</sup>	9	10	47	53
11 <sup>a</sup>	8	11	42	58
12 <sup>a</sup>	16	3	84	16
13 <sup>a</sup>	10	9	53	47
14 <sup>a</sup>	7	12	37	63
15 <sup>a</sup>	3	16	16	84
Média			42,5	57,5
Desvio			16	16
Média± desvio			42,5±16	57,5±16

### Apêndice III: Porcentagem das fases presentes no revestimento sob têmpera profunda

Quadro A.III Porcentagem das fases presentes no revestimento sob têmpera profunda

Camadas	Nº de nós martensíticos	% martensita
1 <sup>a</sup>	17	89,5
2 <sup>a</sup>	16	84
3 <sup>a</sup>	16	84
4 <sup>a</sup>	18	95
5 <sup>a</sup>	18	95
6 <sup>a</sup>	15	79
7 <sup>a</sup>	14	74
8 <sup>a</sup>	15	79
9 <sup>a</sup>	14	74
10 <sup>a</sup>	14	74
11 <sup>a</sup>	14	74
12 <sup>a</sup>	16	84
13 <sup>a</sup>	16	84
14 <sup>a</sup>	18	95
15 <sup>a</sup>	16	84
Média		83,2
Desvio		7,7
Média± desvio		83,2±7,7

## Apêndice IV Porcentagem das fases presentes no revestimento sob têmpera superficial

Quadro A.IV Porcentagem das fases presentes no revestimento sob têmpera superficial

Camadas	Nº de nós martensíticos	% martensita
1 <sup>a</sup>	18	95
2 <sup>a</sup>	18	95
3 <sup>a</sup>	17	89,5
4 <sup>a</sup>	16	84
5 <sup>a</sup>	13	68
6 <sup>a</sup>	15	79
7 <sup>a</sup>	16	84
8 <sup>a</sup>	15	79
9 <sup>a</sup>	16	84
10 <sup>a</sup>	13	68
11 <sup>a</sup>	15	79
12 <sup>a</sup>	18	95
13 <sup>a</sup>	18	95
14 <sup>a</sup>	18	95
15 <sup>a</sup>	18	95
Média		85,6
Desvio		9,6
Média± desvio		85,6 ± 9,6

## Apêndice V: Resultados das medições de rugosidade em relação a $R_a=0,8 \mu\text{m}$

Tabela A.V Resultados das medições de rugosidade em relação a  $R_a=0,8 \mu\text{m}$

Condições ( $R_a0,8$ )	$R_a$	$R_q$	$R_t$	$R_{sk}$	$R_{sm}$
N-SECO	0,79±0,07	1,05±0,09	6,75±0,44	-0,08±0,33	52±13,76
N-LUB.	0,81±0,07	1,07±0,09	9,45±1,11	-0,85±0,46	39±6,18
TT-SECO	0,7±0,11	0,88±0,17	5,32±1,15	-0,34±0,13	50±2,63
TT-LUB.	0,81±0,09	1,00±0,11	5,27±0,73	-0,17±0,07	47±3,59
TS-SECO	0,83±0,13	0,98±0,18	4,72±0,13	-0,09±0,09	87±20,61
TS-LUB.	0,85±0,27	1,00±0,28	5,3±0,28	-0,31±0,17	40±3,92

Fonte: Planejamento experimental da pesquisa proposta pelo autor (2017).

## Apêndice VI: Resultados das medições de rugosidade em relação a $R_a=0,2 \mu\text{m}$

Tabela A.VI Resultados das medições de rugosidade em relação a  $R_a=0,2 \mu\text{m}$

Condições ( $R_a0,2$ )	$R_a$	$R_q$	$R_t$	$R_{sk}$	$R_{sm}$
N-SECO	0,21±0,01	0,27±0,02	3,05±0,78	-0,35±0,31	63±40,93
N-LUB.	0,22±0,03	0,27±0,04	2,75±0,63	-0,26±0,32	45±3,59
TT-SECO	0,20±0,02	0,26±0,03	1,47±0,25	-0,05±0,11	113±20,48
TT-LUB.	0,23±0,03	0,26±0,02	1,85±0,19	-0,15±0,11	125±31,34
TS-SECO	0,17±0,03	0,19±0,02	1,45±0,21	-0,40±0,25	75±19,64
TS-LUB.	0,23±0,08	0,27±0,08	1,47±0,09	-0,0005±0,29	79±16,17

Fonte: Planejamento experimental da pesquisa proposta pelo autor (2017).

## Apêndice VII: Taxas de desgaste em $\text{mm}^3/\text{m}$ para ensaios a seco

Tabela A.VII Taxas de desgaste em  $\text{mm}^3/\text{m}$  para ensaios a seco

<b>Pinos-discos Condições</b>	<b>Q para PINOS <math>Q=v/d(\text{Eq.4.1})</math></b>	<b>Q para DISCOS <math>Q=v/d(\text{Eq.4.1})</math></b>	<b>Q segundo Archard <math>v/l=kW/H</math> (Eq.3.4)</b>
N-R <sub>a</sub> 0,2	$0,71 \times 10^{-3}$	$0,25 \times 10^{-3}$	$0,79 \times 10^{-3}$
N-R <sub>a</sub> 0,8	$4,76 \times 10^{-3}$	$1,11 \times 10^{-3}$	$0,79 \times 10^{-3}$
TP-R <sub>a</sub> 0,2	$0,14 \times 10^{-3}$	$0,28 \times 10^{-3}$	$0,38 \times 10^{-3}$
TT-R <sub>a</sub> 0,8	$0,32 \times 10^{-3}$	$0,21 \times 10^{-3}$	$0,38 \times 10^{-3}$
TS-R <sub>a</sub> 0,2	$0,43 \times 10^{-3}$	$0,10 \times 10^{-3}$	$0,29 \times 10^{-3}$
TS-R <sub>a</sub> 0,8	$0,28 \times 10^{-3}$	0,00	$0,29 \times 10^{-3}$

## Apêndice VIII: Taxas de desgaste em $\text{mm}^3/\text{m}$ para ensaios na presença de lubrificante

Tabela A.VIII Taxas de desgaste em  $\text{mm}^3/\text{m}$  para ensaios na presença de lubrificante

<b>Pinos-discos Condições</b>	<b>Q para PINOS <math>Q=v/d(\text{Eq.4.1})</math></b>	<b>Q para DISCOS <math>Q=v/d(\text{Eq.4.1})</math></b>	<b>Q segundo Archard <math>v/l=kW/H</math> (Eq.3.4)</b>
N-R <sub>a</sub> 0,2	0,00	0,00	$1,1 \times 10^{-14}$
N-R <sub>a</sub> 0,8	0,00	$1,99 \times 10^{-3}$	$1,1 \times 10^{-14}$
TP-R <sub>a</sub> 0,2	$0,43 \times 10^{-3}$	$0,89 \times 10^{-3}$	$0,5 \times 10^{-14}$
TP-R <sub>a</sub> 0,8	0,00	0,00	$0,5 \times 10^{-14}$
TS-R <sub>a</sub> 0,2	$0,53 \times 10^{-3}$	0,00	$0,4 \times 10^{-14}$
TS-R <sub>a</sub> 0,8	$0,92 \times 10^{-3}$	0,00	$0,4 \times 10^{-14}$

## Apêndice IX: ANOVA: fator duplo com repetição para ensaios a seco

Tabela A.IX Anova: fator duplo com repetição para ensaios a seco

RESUMO	N	TP	TS	Total
<i>Ra0,8</i>				
Contagem	4	4	4	12
Soma	23,5	2,12	1,13	26,75
Média	5,875	0,53	0,2825	2,229167
Variância	0,9025	0,0194	0,014025	7,516627
<i>Ra0,2</i>				
Contagem	4	4	4	12
Soma	3,83	1,69	2,13	7,65
Média	0,9575	0,4225	0,5325	0,6375
Variância	0,402025	0,067225	0,045758	0,198511
<i>Total</i>				
Contagem	8	8	8	
Soma	27,33	3,81	3,26	
Média	3,41625	0,47625	0,4075	
Variância	7,46817	0,040427	0,043479	

### ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Rugosidade	15,20042	1	15,20042	62,85782	2,79E-07	4,413873
Trat.Térm.	47,20241	2	23,6012	97,59733	2,18E-10	3,554557
Interações	33,31131	2	16,65565	68,87561	3,68E-09	3,554557
Dentro	4,3528	18	0,241822			
Total	100,0669	23				

Fonte: dados gerados pelo software excel-2007 análise de dados avançado



## Apêndice X: ANOVA: fator duplo com repetição para ensaios na presença de lubrificante

Tabela A.X Anova: fator duplo com repetição para ensaios na presença de lubrificante

RESUMO	N	TP	TS	Total		
<i>Ra0,8</i>						
Contagem	4	4	4	12		
Soma	7,97	0	3,7	11,67		
Média	1,9925	0	0,925	0,9725		
Variância	0,014025	0	0,140967	0,76533		
<i>Ra0,2</i>						
Contagem	4	4	4	12		
Soma	0	5,27	2,13	7,4		
Média	0	1,3175	0,5325	0,616667		
Variância	0	0,402492	0,098958	0,456224		
<i>Total</i>						
Contagem	8	8	8			
Soma	7,97	5,27	5,83			
Média	0,99625	0,65875	0,72875			
Variância	1,140313	0,668441	0,146841			
<b>ANOVA</b>						
<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Rugosidade	0,759704	1	0,759704	6,943839	0,016809	4,413873
Trat.Térm.	0,507633	2	0,253817	2,319932	0,126937	3,554557
Interações	10,96013	2	5,480067	50,08884	4,41E-08	3,554557
Dentro	1,969325	18	0,109407			
Total	14,1968	23				

Fonte: dados gerados pelo software Excel-2007 análise de dados avançada