

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ  
DEPARTAMENTO DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA E DE  
MATERIAIS - PPGEM

Vinicius Santos Melo

**Efeito do tipo corrente usada em soldagem GMAW na resistência  
ao riscamento de depósitos de Fe-Cr-C**

Dissertação

Curitiba  
2018

Vinicius Santos Melo

**Efeito do tipo corrente usada em soldagem GMAW na resistência  
ao riscamento de depósitos de Fe-Cr-C.**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Henrique da Silva

Co-orientador: Prof. Dr. Ossimar Maranhão.

Curitiba

2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação

---

M517e Melo, Vinicius Santos  
2018 Efeito do tipo corrente usada em soldagem GMAW na  
resistência ao riscamento de depósitos de Fe-Cr-C /  
Vinicius Santos Melo.-- 2018.  
112 f.: il.

Disponível em World Wide Web  
Texto em português, com resumo em inglês  
Dissertação (Mestrado) - Universidade Tecnológica  
Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
Mecânica e de Materiais, Curitiba, 2018  
Bibliografia: p. 107-112

1. Desgaste abrasivo. 2. Arco de soldagem a gás de  
metal. 3. Corrente pulsada. 4. Engenharia de materiais.  
5. Engenharia mecânica - Dissertações. I. Silva, Carlos  
Henrique da, orient. II. Maranhão, Ossimar, coorient.  
III. Universidade Tecnológica Federal do Paraná - Programa  
de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais,  
inst. IV. Título.

CDD: Ed. 22 -- 620.1

---

Biblioteca Ecoville da UTFPR, Câmpus Curitiba  
Lucia Ferreira Littiere - CRB 9/1271



Ministério da Educação  
Universidade Tecnológica Federal do Paraná  
Diretoria de Pesquisa e Pós-Graduação

## TERMO DE APROVAÇÃO DE DISSERTAÇÃO Nº 330

A Dissertação de Mestrado intitulada: **Efeito do tipo corrente usada em soldagem GMAW na resistência ao riscamento de depósitos de Fe-Cr-C**, defendida em sessão pública pelo Candidato **Vinicius Santos Melo**, no dia 27 de agosto de 2018, foi julgada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração: Engenharia de Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais – PPGEM.

### BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Carlos Henrique da Silva - Presidente - UTFPR

Prof. Dr. Giuseppe Pintaúde - UTFPR

Prof. Dr. Washington Martins da Silva - UFU

Prof. Dr. Aldo dos Santos Pereira - UTFPR

A via original deste documento encontra-se arquivada na Secretaria do Programa, contendo a assinatura da Coordenação após a entrega da versão corrigida do trabalho.

Curitiba, \_\_\_\_ de \_\_\_\_\_ de 20\_\_.

Carimbo e assinatura do Coordenador do Programa

---

A Marta, que me ensinou o que é perseverança, Cesario, que demonstrou o que é superação, Raphael, que expôs o seu apoio, ao João, que renovou minha sede de conhecimento, Juliana que revelou o seu amor e Renata que sempre demonstrou compreensão.

## **AGRADECIMENTOS**

Este trabalho é resultado de diversos apoiadores, por isso, gostaria de deixar meus agradecimentos a todos que apoiaram a produção do mesmo.

Gostaria de agradecer primeiramente aos mestres Dr. Ossimar Maranhão, Dr. Carlos Henrique da Silva e Dr. Aldo Pereira, pela orientação e dedicação na realização deste trabalho. Ao Dr. Ossimar Maranhão por me dar a oportunidade de entrar no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Materiais (PPGEM) na Universidade Tecnológica do Paraná (UTFPR) e juntamente com o Dr. Aldo Pereira me orientar na primeira etapa deste trabalho. Ao Dr. Carlos Henrique da Silva, por me apoiar na segunda etapa e finalização do trabalho, além de todas as contribuições para concretização dessa tese.

Agradeço a todos os envolvidos na preparação das amostras e ensaios em especial ao Ms. Sergio Maneti, Dr. Julio Cesar Klein das Neves e Dr. Ane Cheila Rovani. Ao Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da UTFPR-CT, LASC – Laboratório de Superfície e Contato e Laboratório de usinagem por geometria não definida GND, pela disponibilização dos equipamentos e pessoal para preparação, ensaio e análise das amostras.

A CAPES-DS pelo fornecimento de recurso através de bolsa de estudos 1623719.

E finalmente, agradeço a minha família, em especial a minha mãe por todo o carinho e paciência, ao meu pai pela sabedoria, aos meus irmãos pelo companheirismo, a minha namorada pelo apoio incondicional e a Renata pelo incentivo.

“Transforme as pedras que você tropeça nas pedras de sua escada.” (Sócrates)

## RESUMO

Melo, Vinicius S., **Efeito do tipo de corrente usada em soldagem GMAW na resistência ao riscamento de depósitos de Fe-Cr-C**.2018, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR, Curitiba, 109p.

O desgaste abrasivo gera um custo há países industrializados, atingindo mais efetivamente as indústrias de extração e processamento de minério e agricultura. A utilização de revestimentos protetores com objetivo de atenuar o seu efeito é amplamente empregada nestes casos. Todavia, a qualidade de um revestimento protetor está intimamente ligada ao processo utilizado para a sua fabricação. O processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) é largamente aplicado para a deposição de revestimentos protetores, apresentando uma boa taxa de deposição e facilidade no seu uso. O desenvolvimento de novas fontes de soldagem capazes de alterar o formato da corrente elétrica permitiu a criação dois tipos de corrente, denominadas pulsada e duplamente pulsada/pulsada térmica, apresentando um maior controle da deposição do metal na poça de fusão. Com objetivo de analisar a influência desses novos tipos de corrente na resistência ao desgaste de depósitos protetores, esse trabalho consistiu na produção de depósitos de revestimento duro com o processo de soldagem GMAW com corrente convencional, pulsada e pulsada térmica com a mesma energia de soldagem. Uma caracterização macroestrutural, microestrutural, mecânica e de resistência ao desgaste abrasivo das amostras produzida foi realizada. A análise do desgaste abrasivo foi realizada através de ensaio de riscamento linear, sendo feita uma análise morfológica e tribológica dos riscos. Observou-se neste trabalho que houve influência do tipo da corrente no processo de fabricação na macroestrutura, microestrutura e mecânica dos depósitos, sendo que, não houve alteração dos tipos de fases e sim na distribuição destas no depósito. Os resultados do ensaio de riscamento linear demonstraram que não houve alteração no coeficiente de atrito entre as amostras. Em consequência da alteração microestrutural ocorreu uma variação na morfologia dos riscos e volume desgastado, sendo que, a corrente pulsada apresentou os melhores valores de volume desgastados e a corrente pulsada térmica apresentou a melhor morfologia do risco, apresentando os menores *pile-up* e vales menos profundos

**Palavras-chaves:** desgaste abrasivo, corrente pulsada, corrente duplamente pulsada.



## ABSTRACT

Melo, Vinicius S., **Effect of the type of current used in GMAW welding on the scratch resistance of Fe-Cr-C deposits.**2018, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 109p.

Abrasive wear leads to high costs in industrialized countries, especially on extraction and processing industries of mineral and agriculture. The use of protective coatings in order to decrease its effects is widely used in these cases. However, protective coating quality is highly linked to the process used for its manufacture. The GMAW (Gas Metal Arc Welding) welding process is widely applied for protective coatings deposition, resulting good deposition rate and facility of its use. The development of new welding sources capable of changing the shape of the electric current allowed the creation of two types of current: pulsed and double pulsed / pulsed thermal, both resulting in a greater control of metal deposition on the fusion pool. Aiming to analyze the influence of these new types of current on the wear resistance, this work consisted of the production of hard coating deposits with the GMAW welding process with conventional, pulsed and pulsed thermal current with the same welding energy, with a macrostructural, microstructural, mechanical characterization and the abrasive wear characteristics of the samples. Analysis of the abrasive wear was performed through a linear scratch test, and a morphological and tribological risk analysis was performed. It was observed that there was an influence of current type during manufacturing process at the macrostructure, microstructure and mechanics of the deposits, also, there was no phases alterations but on its deposit distribution. The results of the linear scratch test showed that there was no change in the coefficient of friction between the samples. As a consequence of the microstructural alteration, there was a morphology variation of the scratches and volume worn, and the pulsed current presented the best values of volume worn and the thermal pulsed current had the best risk morphology.

**Keywords:** Abrasive wear, pulsed current, double pulsed current.

## Lista de Figuras

Figura 2.1 - Regiões de uma junta soldada.....	22
Figura 2.2- Desenho esquemático mostrando o perfil de um depósito (a) e uma junta soldada depósito realizado por um processo de soldagem junta soldada (b). ....	22
Figura 2.3 - Desenho esquemático da tocha do processo GMAW.....	25
Figura 2.4- Oscilograma esquemático da Corrente Pulsada.....	27
Figura 2.5- Perfil esquemático do perfil da corrente pulsada termicamente.....	31
Figura 2.6 - Aspecto típico da distribuição da penetração na direção longitudinal. ....	32
Figura 2.7– Microestrutura de junta soldas com diferentes $\Delta I_m$ : (a) 20 A; (b) 40 A; (c) 60 A.....	34
Figura 2.8 - Micrografias obtidas por MEV durante o riscamento de latão por penetrador de aço temperado. ....	37
Figura 2.9 – (a) Imagem de um penetrador após ensaio de riscamento linear e (b) Características geométricas do contato em ensaio de riscamento linear.....	38
Figura 2.10 – Perfil do risco e demonstração das áreas de <i>pile-up</i> e do riscos. ....	40
Figura 2.11 – Perfil de risco com a formação de “ <i>chips</i> ”. ....	41
Figura 3.1 - Bancada de deposição dos cordões de solda.....	46
Figura 3. 2 - Sistema portátil de monitoração de processos de soldagem Sap V4 ...	47
Figura 3.3 - Procedimentos experimentais. ....	48
Figura 3.4 - Exemplo de chapa com os cordões depositados: Corrente Pulsada. ....	50
Figura 3.5 - <i>Layout</i> dos cortes na chapa com os depósitos dos cordões. ....	51
Figura 3.6 – Risco 2: Corrente Pulsada após aplicações dos filtros.....	55
Figura 3.7 - Perfil 3D: Risco 2 - Corrente Pulsada. ....	56
Figura 3.8 - Perfil 2D: Risco 2 - Corrente Pulsada. ....	56
Figura 3.9 – Perfil 2D: Risco 3 - Corrente Convencional.....	57
Figura 3.10 – Perfil 2D com o método “ <i>Hole beetween two bars</i> ”: Risco 1 – Corrente Convencional.....	58
Figura 3.11 - Perfil 2D: Risco 3 - Corrente Convencional.....	59
Figura 3. 12 - Perfil do Risco 2 - Corrente Convencional com <i>zoom</i> .....	59

Figura 4.1 – Imagem esteroscópio: Corrente Convencional (a), Corrente Pulsada (b) e Corrente Pulsada Térmica (c). .....	62
Figura 4.2 – Microscopia óptica: Corrente Convencional; Topo(a) e Meio (b) do depósito.....	63
Figura 4.3 - Microscopia óptica: Corrente Pulsada; Topo(a) e Meio (b) do depósito. ....	64
Figura 4.4 - Microscopia óptica: Corrente pulsada térmica; Topo(a) e Meio (b) do depósito.....	64
Figura 4.5 - Microscopia óptica: Corrente Convencional; Meio do Cordão. ....	65
Figura 4.6 - Microscopia óptica: Corrente Pulsada; Meio do Depósito.....	65
Figura 4.7 - Microscopia óptica: Corrente Pulsada Térmica; Meio do Cordão. ....	66
Figura 4.8 - Microscopia óptica: Endentações; Corrente Convencional; Microscopia óptica(a) e MEV – Elétrons Secundários (b). ....	66
Figura 4.9 -: Corrente Pulsada; Meio do Cordão; Endentações; Microscopia óptica(a) e MEV – Elétrons Secundários (b). ....	67
Figura 4.10 - Corrente Pulsada Térmica; Meio do Cordão; Endentações; Microscopia óptica (a) ; MEV – Elétrons Secundários (b). ....	67
Figura 4.11 - MEV – Elétrons Retroespalhados: Corrente Pulsada Térmica; Meio do Cordão. ....	68
Figura 4.12 – MEV – Elétrons Secundários: Corrente Convencional; Marca 1(a), Marca 2(b) e Marca 3 (c).....	69
Figura 4.13 - MEV – Elétrons Secundários: Corrente Pulsada; Marca 1(a), Marca 2 (b) e Marca 3(c).....	69
Figura 4.14 - MEV – Elétrons retroespalhados: Corrente Pulsada Térmica; Marca 2. ....	70
Figura 4.15 - Diagrama de Schaffler (Alterado).....	71
Figura 4.16 – Pontos Medidos para a criação do perfil qualitativo dos elementos químicos; Corrente Convencional. ....	73
Figura 4.17 - Pontos Medidos para a criação do perfil qualitativo dos elementos químicos; Corrente pulsada.....	74
Figura 4.18 - Pontos Medidos para a criação do perfil qualitativo dos elementos químicos; Corrente Pulsada Térmica. ....	75
Figura 4.19 – Região de Leitura do EDS; Corrente Convencional. ....	76

Figura 4.20 – Regiões de medição do EDS; Corrente Pulsada.....	77
Figura 4.21 – Região de Leitura do EDS; Corrente Pulsada Térmica. ....	78
Figura 4.22 - Regiões de medição do EDS; Corrente Pulsada Térmica; Marca 2.....	79
Figura 4. 23 – Perfil de Microdureza: Corrente Convencional. ....	80
Figura 4. 24 – Perfil de Microdureza: Corrente Pulsada.....	81
Figura 4.25 - Perfil de Microdureza: Corrente Pulsada Térmica.....	81
Figura 4.26 – Perfis de Microdureza. ....	82
Figura 4.27 – Perfil 3D; Parte Superior; Risco 1; Corrente Convencional. ....	84
Figura 4. 28- Perfil 3D; Parte Superior; Risco 1; Corrente Pulsada.....	84
Figura 4.29 – Perfil 3D; Parte Superior; Risco 1; Corrente Pulsada Térmica. ....	85
Figura 4.30 - MEV; Risco 1; Corrente Convencional.....	85
Figura 4.31 - Perfil 3D; Longitudinal; Risco 1; Corrente Convencional.....	86
Figura 4.32 - Perfil 3D; Longitudinal; Risco 1; Corrente Pulsada. ....	87
Figura 4.33 - Perfil 3D; Longitudinal; Risco 1; Corrente Pulsada Térmica. ....	87
Figura 4.34 – Risco 1; Corrente Pulsada. ....	88
Figura 4.35 – MEV; Risco 1; Corrente Convencional; Trinca. ....	89
Figura 4.36 - Risco 2; Corrente Pulsada Térmica; Acumulo de Material. ....	89
Figura 4.37 – Penetração x Microdureza (HV). ....	92
Figura 4.38 – Coeficiente de atrito x Tempo (s): Corrente Convencional. ....	94
Figura 4.39 - Coeficiente de atrito x Tempo (s): Corrente Pulsada. ....	94
Figura 4.40- Coeficiente de atrito x Tempo(s): Corrente Pulsada Térmica. ....	95
Figura 4.41 – Coeficiente de Atrito x Volume Desgastado. ....	97
Figura 4. 42 – Coeficiente de Atrito x Microdureza (HV). ....	97
Figura 4.43 - Coeficiente de Atrito x Penetração.....	98

## Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - Proposta para a classificação de severidade de desgaste micro abrasivo .....	36
Tabela 3. 1 - Composição química do arame sólido .....	45
Tabela 3.2 - Parâmetros de Soldagem: Convencional. ....	49
Tabela 3.3 – Valores de redução de espessura fundo e topo (mm).....	52
Tabela 3.4 – Pontos não medidos.....	55
Tabela 4.1 - Características geométricas do perfil macroscópico das amostras.....	61
Tabela 4.2 – Resultado EDS; Mapeamento Transversal; Corrente Convencional. ...	73
Tabela 4.3 – Resultado EDS; Mapeamento Transversal; Corrente Pulsada.....	74
Tabela 4.4 - Resultado EDS; Mapeamento Transversal; Corrente Pulsada Térmica. ....	75
Tabela 4.5 – Resultados de Microdureza e EDS; Corrente Convencional; Regiões Marcadas.....	77
Tabela 4.6 - Resultados de Microdureza e EDS; Corrente Pulsada; Regiões Marcadas.....	77
Tabela 4.7 - Resultados de Microdureza e composição química por EDS; Corrente Pulsada Térmica (os pontos representam as regiões Marcadas na figura 4,9).....	78
Tabela 4.8- Resultados EDS; Corrente Pulsada Térmica; Marca 2. ....	79
Tabela 4.9 – Resultados do Ensaio de Riscamento.....	90
Tabela 4.10 – Coeficiente de Variação. ....	90
Tabela 4.11 - Relação dos Parâmetros Medidos entre as Correntes.....	91
Tabela 4. 12 – Teste de Hipótese: Penetração .....	93
Tabela 4.13 – Coeficientes de atrito e desvios padrão.....	95
Tabela 4. 14 – Teste de hipótese dos Coeficiente de atrito na mesma condição ....	96
Tabela 4.15- Teste de hipótese dos coeficientes de atrito entre condições .....	96
Tabela 4.16 – Parâmetros Tribológicos: Coeficiente de atrito; $f_{ab}$ ; Volume de Desgaste; Microdureza média; Penetração do Endendador .....	98

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>16</b>
1.1	CONTEXTUALIZAÇÃO DO TEMA .....	16
1.2	OBJETIVOS.....	18
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>20</b>
2.1	SOLDAGEM .....	20
2.1.1	<i>Processo de Soldagem GMAW .....</i>	<i>24</i>
2.1.1.1	Corrente Pulsada.....	27
2.1.1.2	Corrente Pulsada Térmica/Duplamente Pulsada.....	30
2.2	DESGASTE .....	34
2.2.1	<i>Desgaste Abrasivo .....</i>	<i>35</i>
2.2.1.1	Mecanismo de Desgaste Abrasivo .....	37
2.2.1.2	Ensaio de Riscamento Linear.....	38
2.2.2	<i>Revestimentos Resistentes ao Desgaste .....</i>	<i>41</i>
2.2.2.1	Aplicação de Revestimentos .....	42
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>45</b>
3.1	MATERIAIS .....	45
3.2	EQUIPAMENTOS.....	45
3.2.1	<i>Bancada de Deposição dos Cordões de Solda .....</i>	<i>45</i>
3.2.2	<i>Equipamento de Avaliação dos Parâmetros de Soldagem .....</i>	<i>47</i>
3.2.3	<i>Equipamento de Ensaio de Riscamento Linear .....</i>	<i>47</i>
3.3	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	48
3.3.1	<i>Parâmetros de Soldagem .....</i>	<i>48</i>
3.3.1.1	Produção dos Depósitos de Solda .....	50
3.3.2	<i>Produção das Amostras .....</i>	<i>50</i>
3.3.2.1	Produção das Amostras para Caracterização .....	51
3.3.2.2	Produção das Amostras para o Ensaio de Riscamento.....	52
3.3.3	<i>Análise dos Depósitos de Solda .....</i>	<i>52</i>
3.3.3.1	Análise Macroscópica dos Cordões.....	53
3.3.3.2	Análise da Microestrutura dos Cordões.....	53
3.3.4	<i>Análise do Desgaste .....</i>	<i>53</i>
3.3.4.1	Equipamento para Caracterização dos Riscos.....	54
3.3.4.2	Metodologia para Análise dos Cordões.....	54

<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>61</b>
4.1	CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRA	61
4.1.1	<i>Análise Macroestrutural</i>	61
4.1.2	<i>Análise Microestrutural</i>	63
4.1.3	<i>Análise Mécânica</i>	80
4.2	ANÁLISE DO RISCO	83
4.2.1	<i>Análise Morfológica dos Riscos</i>	83
4.2.2	<i>Análise Tribológica dos Riscos</i>	90
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO</b>	<b>101</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>103</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>104</b>

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO DO TEMA

No meio industrial uma série de equipamentos trabalham em contato com corpos em movimento, sofrendo assim diversos tipos de desgastes, conduzindo a uma contínua perda de material, por exemplo, as indústrias de mineração, refinaria de etanol e agrícola, as quais, muitas vezes tem a eficiência e/ou utilização de seus equipamentos comprometidos, além disso, quanto mais severo for o desgaste mais provável será a inutilização destes (CORONADO; CAICEDO; GÓMEZ, 2009).

O desgaste abrasivo “a três corpos” é um dos mais comuns no meio industrial, sendo caracterizado pela presença de um terceiro corpo, onde sua ação prejudicial gera elevados custos a uma nação desenvolvida (TYLCZAK, 1992). Este representa um fator determinante para a seleção do material que será utilizado na fabricação de equipamentos, de forma a tentar atenuar a sua ação, contudo, devido a algumas situações, como por exemplo, quando há dificuldade de acesso à peça desgastada ou facilidade de recuperação (manutenção) “*in loco*”, opta-se pela implementação de revestimentos protetores.

A utilização de revestimentos protetores é uma técnica econômica e versátil, utilizada amplamente em equipamentos que sofrem desgastes abrasivos severos (CORREA *et al.*, 2015). Em geral os utilizados com esta finalidade são chamados de *hardfacing*, quando depositados por processos de soldagem, que apresentam uma elevada resistência mecânica, devido as suas características microestruturais adquiridas devido à composição química e o método de aplicação do revestimento.

A resistência de um revestimento está intimamente ligada à microestrutura que este apresenta (BUCHELY *et al.*, 2005), que ocorre pela combinação de fases duras em uma matriz metálica dúctil, em relação a essas fases duras (MENDEZ *et al.*, 2014). Do ponto de vista do desgaste, as fases duras dispostos pela matriz têm como objetivo “barrar” as partículas abrasivas (CORONADO; CAICEDO; GÓMEZ, 2009). Com isso, se a matriz em que as fases duras estão dispostos for frágil, estas



agem como concentradores de tensão, aumentando assim o desgaste (HUTCHINGS, 1992). Diversas ligas metálicas são usadas para a criação de revestimentos, sendo as mais comuns as de Ni-WC e as Fe-Cr-C, pela sua capacidade de endurecimento devido a formação de fases duras (MENDEZ *et al.*, 2014).

Os métodos para aplicação de revestimentos espessos incluem aspersão térmica e processos de soldagem, como o eletrodo revestido (*SMAW- Shielded Metal Arc Welding*), MIG/MAG (*GMAW – Gas Metal Arc Welding*) e TIG (*GTAW- Gas Shielded Tungsten Arc Welding*). As principais diferenças entre os processos de soldagem são a taxa de deposição (produtividade do processo), a diluição do metal de adição e o custo de produção (BUCHELY *et al.*, 2005).

O processo *GMAW* é o mais versátil e amplamente utilizado. Características como a facilidade de uso, capacidade de soldar em todas as posições, alta taxa de deposição e baixo custo das suas fontes de alimentação, o torna atraente para utilização ser empregado como método de deposição de revestimentos (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011; MENDEZ *et al.*, 2014). Este consiste na abertura de um arco elétrico entre a peça e o eletrodo consumível, sendo que, o arco e a poça de fusão são protegidos por um um fluxo gasoso, o qual pode ser reativo ou não com a poça de fusão (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Quando o gás de proteção é reativo com a poça de fusão o processo é denominado MAG, enquanto, quando não há reatividade este é denominado MIG.

Os avanços da tecnologia de eletrônica de potência proporcionaram a utilização de uma corrente pulsada na soldagem MIG/MAG (DUTRA; OLLÉ; KIRST, 1992; PAULA JR; DUTRA, 1996). A soldagem MAG com corrente pulsada (P-MAG) consiste em variar o valor da corrente de soldagem entre dois valores, sendo o menor chamado de corrente de base, e o maior denominado corrente de pulso, onde ocorre o destacamento da gota (ABDALLA, 2005).

Um dos benefícios da utilização da corrente pulsada é o refino de grão, causado pela interrupção da deposição do metal na poça de fusão (GOYAL;

GHOSH; SAINI, 2007; AGRAWAL; GHOSH, 2015), com isso gerando um aumento da resistência mecânica no cordão de solda (MENDEZ *et al.*, 2014)

A corrente pulsada também proporciona uma diminuição da diluição do metal de adição no metal de base (GOYAL; GHOSH; SAINI, 2008). A diluição é um fator determinante para revestimentos com resistência à abrasão, pois valores muitos elevados pode acarretar na alteração da composição química, e, conseqüentemente, da microestrutura do cordão de solda depositado (PALANI; MURUGAN, 2006; VESPA *et al.*, 2012).

Com o objetivo de melhorar o controle da poça de fusão em conjunto com o controle da transferência do metal de adição surgiu um novo tipo de corrente, denomina corrente pulsada térmica/duplamente pulsada (ABDALLA, 2015).

Na soldagem de aços austeníticos foi observado que a utilização da corrente pulsada térmica proporciona um refino de grão mais acentuado do que na corrente pulsada (MATHIVANAN; SENTHILKUMAR; DEVAKUMARAN, 2015). Além disso, na soldagem de uma liga de alumínio AA5754 utilizando um arame ER4043, foi observado um aumento na dispersão dos precipitados e refino dos mesmos, como o aumento da frequência da pulsação térmica durante a soldagem (LIU; TANG; LU, 2013).

Diante disso, neste trabalho verificou-se as características do material depositado, dentre estas, dureza e microestrutura, além de outros fatores que influenciaram na resistência ao desgaste abrasivo de depósitos de revestimento duro, em que, modificou-se o tipo de corrente (convencional, pulsada e, pulsada térmica) no processo de soldagem MAG.

## **1.2 OBJETIVOS**

Avaliar a resistência ao riscamento de revestimentos duros, produzido por deposição de uma liga de Fe-Cr-C pelo processo de soldagem GMAW-MAG utilizando:

- Corrente convencional: transferência por curto circuito;
- Corrente pulsada;
- Corrente pulsada térmica/duplamente pulsada.

Para alcançar o objetivo principal serão realizadas as seguintes etapas denominadas de objetivos secundários:

- Caracterizar as amostras:
  - macroestruturalmente (penetração, diluição e reforço);
  - microestruturalmente (fases principais);
  - mecanicamente (microdureza);
- Analisar morfologicamente o risco (“*Pile-up*”, Profundidade, Distância Pico-Vale);
- Determinar e analisar o parâmetro  $f_{ab}$ ;
- Quantificar e analisar o volume desgastado.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 SOLDAGEM

Segundo a AWS (2009) podemos definir soldagem como: “*A coalescência localizada de metais ou não metais produzidos, quer por aquecimento para uma determinada temperatura, com ou sem aplicação de pressão, ou apenas pela aplicação da pressão com ou sem metal de adição*”.

Dados históricos sugerem que a união de metais através de soldagem retome os anos de 1400 A.C., sendo este o principal método de união de metais até o desenvolvimento de outros utilizados para a fusão de grandes massas de ferro nos séculos XI e XII (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Contudo, a descoberta do arco elétrico por Sir Humphrey Davy, em 1810, trouxe uma nova possibilidade de fonte de calor, tendo relatos que no início de 1880 já haviam os primeiros sinais da utilização desta para soldagem. (BRIEN; ROAD, 1997). No início do século XX, devido à ocorrência da 1ª Guerra Mundial, a soldagem se tornou um processo de fabricação amplamente utilizado, assim, novos processos foram desenvolvidos, em conjunto com o aperfeiçoamento dos já existentes (COLAÇO, 2014).

Os processos de soldagem podem ser divididos primeiramente pela fonte de calor utilizada, dentre estas, combustão de gás, arco elétrico, impacto e pressão. O arco elétrico é mais utilizada devido a sua capacidade de controlar o calor em uma região localizada, baixo custo relativo e fácil controle, (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Outro ponto a ser analisado é o aporte térmico,  $H$  (J/mm), este representa a quantidade de calor que é transferida pelo processo de soldagem ao metal de base por unidade de comprimento da mesma (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Definido pela Equação 2.1, onde  $\eta$  é o rendimento do processo utilizado,  $Q$  (J) a quantidade de calor fornecida pelo processo e  $v$  (mm/s) à velocidade de soldagem. No caso de processo por arco elétrico  $Q$  é definido pela Equação 2.2, onde  $E$  (V) é a voltagem e  $I$  (A) a corrente utilizada (KOU, 2007).

$$H = \frac{\eta \cdot Q_n}{v} \quad (2.1)$$

$$Q_n = E \cdot I \quad (2.2)$$

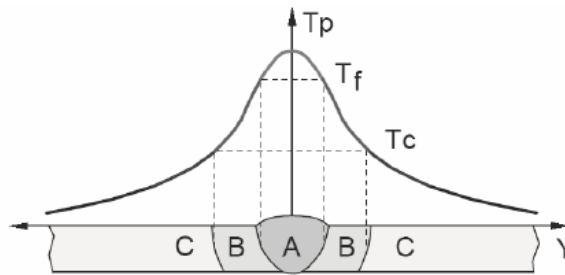
O aporte térmico é um dos principais parâmetros de um processo de soldagem, pois define a quantidade de calor que a peça vai receber, podendo-se estimar as transformações microestruturais que ocorrerão no metal de base e a possível microestrutura a ser apresentada no cordão de solda.

A partir das características geradas pelo aporte térmico no cordão de solda e metal de base, pode-se definir uma macroestrutura da região. Uma junta soldada ou depósito de solda pode ser caracterizado por três zonas (Figura 2.1), divididas pelas seguintes temperaturas (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011):

- Temperatura de pico ( $T_P$ ) - Temperatura máxima alcançada durante o processo;
- Temperatura de fusão do material ( $T_F$ );
- Temperatura crítica ( $T_C$ ) - temperatura mínima necessária para que se iniciem mudanças microestruturais.

Sendo as regiões definidas como:

- **Região A** - Zona Fundida (ZF): onde ocorre a deposição do metal de adição e fusão do metal de base. Encontra-se entre  $T_P$  e  $T_F$ ;
- **Região B** - Zona Termicamente Afetada (ZTA): onde não ocorre a adição de metal e fusão do metal de base, porém, a temperatura que se alcança devido ao calor aplicado ao metal de base causa mudanças na sua microestrutura e/ou propriedades mecânicas;
- **Região C** - Metal de Base (MB): onde a temperatura não produziu alteração, tanto microestrutural, quanto em suas propriedades mecânicas.

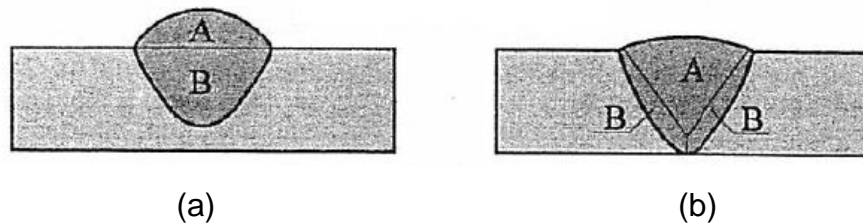


**Figura 2.1 - Regiões de uma junta soldada**  
**Fonte: MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011**

A partir da ZF, pode-se destacar outro parâmetro de análise na soldagem: a diluição. Esta é definida como a quantidade de metal de base na zona fundida ou a quantidade de metal de base no cordão de solda, estando intimamente relacionado com a microestrutura do cordão de solda, e assim, com as propriedades mecânicas deste. Isso se torna mais evidente se o metal de adição for dissimilar que o metal de base, tendo como objetivo prover certa propriedade a junta. O excesso de diluição alterará a composição química e conseqüentemente a microestrutura e suas propriedades.

A diluição pode ser calculada, em porcentagem, através da razão entre a quantidade de metal de adição e a quantidade de metal fundido, como demonstrando na Equação 2.3 e visualizado pela Figura 2.2.

$$\text{Diluição (\%)} = \frac{B}{A+B} * 100 \quad (2.3)$$



**Figura 2.2- Desenho esquemático mostrando o perfil de um depósito (a) e uma junta soldada depósito realizado por um processo de soldagem junta soldada (b).**  
**Fonte: MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011**

A diluição de uma solda aumenta com a penetração. Em juntas soldadas o interesse é que ocorra penetração total, sendo visto como um defeito quando isso não ocorre. Já em depósitos de materiais realizados por soldagem o interesse é que não ocorra o destacamento do metal depositado. Destaca-se que na deposição de materiais, a relação entre penetração e diluição seja tal que, a estrutura do depósito não seja alterada pelo excesso de diluição e que a penetração seja suficiente para que não ocorra o destacamento do metal de depositado em serviço (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009).

Entre os processos de soldagem hoje utilizados podemos destacar o Eletrodo Revestido (*SMAW – Shield Metal Arc Welding*), TIG (*GTAW- Gas Shielded Tungsten Arc Welding*) e MIG/MAG (*GMAW – Gas Metal Arc Welding*). Estes processos apresentam como fonte de calor o arco elétrico, porém, cada um apresenta características intrínsecas, tais como, modo de proteção da poça de fusão, rendimento e taxa de deposição.

O processo de soldagem SMAW é um dos mais utilizados, apresenta um baixo custo de suas fontes de soldagem, além da simplicidade no seu uso manual, sendo utilizado para pequenos reparos, até mesmo na fabricação de peças (KOU, 2007; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Caracteriza-se pela abertura de um arco elétrico em um eletrodo revestido, seu uso é realizado em locais abertos devido a sua praticidade, como, a possibilidade de se soldar em todas as posições e em locais de difícil acesso (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Uma das suas principais limitações é a baixa taxa de deposição. quando comparada a outros processos automatizados ou semi-automatizados, além da necessidade de troca do eletrodo, fazendo com que o processo tenha baixo rendimento de produção (KOU, 2007).

O processo TIG baseia-se na formação do arco elétrico com um eletrodo não consumível de tungstênio, tendo um gás inerte protegendo a poça de fusão e o arco elétrico. Este apresenta um bom controle do fluxo de calor, sendo indicado para a soldagem de chapas finas com ou sem metal de adição, e de metais altamente reativos, como zircônio, magnésio e alumínio. Todavia, o mesmo apresenta uma

baixa taxa de deposição e dependendo dos parâmetros de soldagem utilizados pode ocorrer contaminação de tungstênio na poça de fusão, sendo recomendado quando a qualidade da solda a ser realizada se sobressai ao custo dela (KOU, 2007; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

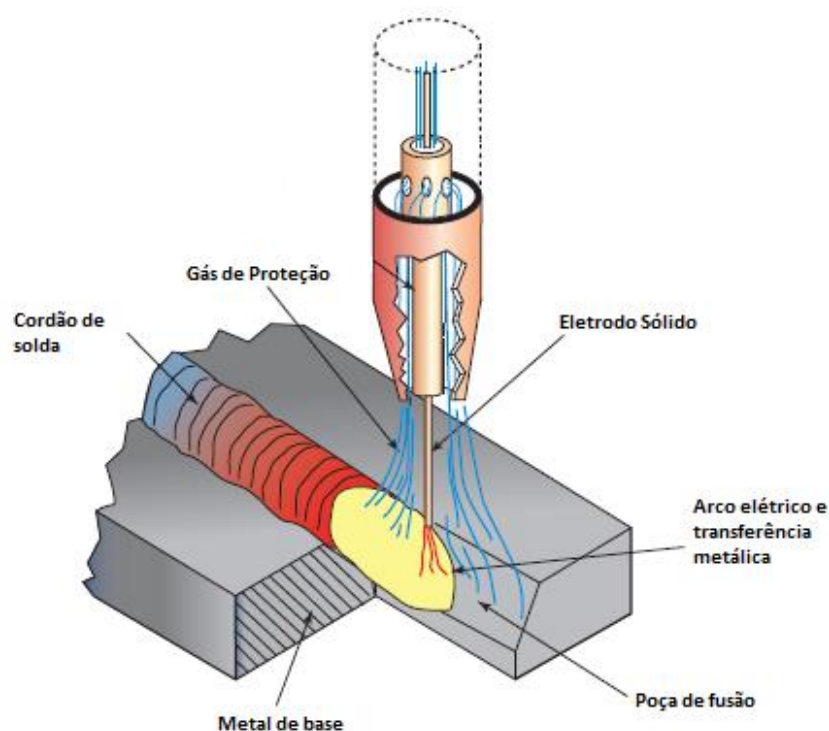
### **2.1.1 Processo de Soldagem GMAW**

O processo de soldagem GMAW consiste da abertura de um arco elétrico entre um eletrodo maciço nu consumível, alimentando continuamente, e a peça a ser soldada. Além disso, a poça de fusão e o arco elétrico são protegidos da ação de agentes externos devido à existência de um gás ou mistura de gases de proteção (MACHADO, 2007). Este possui diversas vantagens na soldagem manual, semiautomática e automática, de alta e baixa produção, algumas das principais quando comparadas com o processo TIG e SMAW são:

- Execução da soldagem em todas as posições;
- Sem formação de escória;
- Alta taxa de deposição do metal de solda;
- Tempo total de execução de solda de cerca da metade do tempo que para o eletrodo revestido;
- Altas velocidades de soldagem e menos distorção das peças;
- Largas aberturas preenchidas ou amanteigadas facilmente, tornando certos tipos de soldagem de reparo mais eficientes;
- Não há perdas de pontas como no eletrodo revestido.

A Figura 2.3 apresenta um desenho esquemático da tocha de um processo GMAW. O gás de proteção tem uma grande influência sobre este, juntamente com a corrente, voltagem e velocidade de alimentação do arame. Sua importância é tão significativa que o processo pode ser denominado em função do tipo de gás a ser selecionado.





**Figura 2.3 - Desenho esquemático da tocha do processo GMAW**  
**Fonte: JEFFUS, 2012**

Quando o gás de proteção é inerte com a poça de fusão denomina-se processo MIG (*Metal Inert Gas*), geralmente o gás utilizado é argônio (Ar) puro, entretanto, quando ocorre reação é chamado de MAG (*Metal Active Gas*), neste caso emprega-se uma mistura de gases onde existe a presença de dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) e/ou oxigênio ( $\text{O}_2$ ) juntamente com o Ar. O gás ou mistura de gás tem grande influência nas características do arco, no tipo de transferência metálica, na velocidade de soldagem, na penetração, formato do cordão e no custo final da soldagem (TATAGIBA; GOLÇAVES; PARANHOS, 2012).

Além da sua ação na poça de fusão, inerte ou ativo, a densidade, potencial de ionização, condutividade elétrica e térmica, são as características dos gases a ser consideradas na seleção dos mesmos. A densidade, por exemplo, influi na capacidade do gás de formar uma atmosfera protetora ao redor do arco elétrico e poça de fusão, para gases menos densos existe há necessidade de fluxos mais elevados para a formação dessa atmosfera (SUBAN; TUŠEK, 2001).

No processo GMAW, o metal fundido na extremidade do eletrodo pode ser transferido de três formas básicas, curto-circuito, globular e spray (KOU, 2007). O tipo de transferência metálica é determinado por inúmeros fatores, sendo os principais:

- Magnitude e o tipo de corrente utilizado;
- Diâmetro do arame-eletrodo;
- Composição do arame-eletrodo;
- Gás de proteção.

A transferência por curto-circuito ocorre a baixos valores de tensão e corrente, devido a isso é chamado de “arco curto”. Nesse tipo de transferência não ocorre projeção do metal fundido na ponta do eletrodo a poça de fusão, pois o mesmo se encontra em contato com esta. Desta forma, a força atuante para o destacamento da gota é a tensão superficial do metal líquido (KOU, 2007; MACHADO, 2007).

A transferência globular ocorre a altas tensões e baixas correntes, sendo caracterizada pela formação de uma gota na ponta do eletrodo de tamanho geralmente maior que o diâmetro do arame-eletrodo, sua taxa de deposição varia de 1 a 10 gotas(s). Diferentemente da transferência por curto circuito à gota é projetada a poça de fusão, com o destacamento dela ocorrendo quando a força exercida pela gravidade for maior que a tensão superficial (KOU, 2007; MACHADO, 2007)

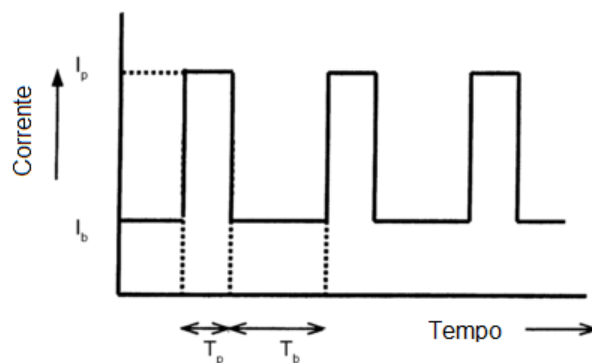
Em valores elevados de tensão e corrente a transferência por spray se faz presente. Devido a sua alta taxa de deposição de gotas, 100 gotas, a transferência em spray ocorre após um corrente crítica, denominada corrente de transição, com a utilização de gases inertes ou uma mistura de gases pouco ativa (KOU, 2007; MACHADO, 2007).

O modo de transferência influi fortemente nos aspectos operacionais da soldagem, como na posição a ser soldada, geometria da junta e aporte térmico, por exemplo (SILVA; DUTRA; GOHR JR, 2007). A fim de se obter um maior controle da transferência metálica, métodos de controle de corrente foram desenvolvimentos,

como a utilização de uma corrente pulsada e uma corrente pulsada térmica/duplamente pulsada.

### 2.1.1.1 Corrente Pulsada

O desenvolvimento de novas fontes de potência possibilitou a utilização de uma corrente pulsada como método de controle de deposição na soldagem MIG/MAG (DUTRA; OLLÉ; KIRST, 1992). Diferente da corrente convencional, esta apresenta dois valores de correntes, denominados corrente de base ( $I_b$ ) e corrente de pulso/pico ( $I_p$ ), as quais se mantêm por um determinado tempo, tempo de base ( $T_b$ ) e tempo de pico ( $T_p$ ). A Figura 2.4 apresenta um oscilograma esquemático da corrente pulsada.



**Figura 2.4- Oscilograma esquemático da Corrente Pulsada**  
 Fonte: PALANI; MURUGAN, 2006.

Apresentando uma menor energia de soldagem, além de um melhor controle da transferência metálica, a corrente pulsada tem tomado a atenção na fabricação de componentes (GHOSH; RAI, 1996). Todavia, essas qualidades estão intimamente ligadas à seleção correta dos parâmetros de soldagem (PALANI; MURUGAN, 2006; GHOSH; RAI, 1996; PAL; PAL, 2011). Um método a facilitar a seleção das variáveis é a definição de uma corrente média, através da Equação 2.4, mesmo sendo composto por quatro variáveis (PALANI; MURUGAN, 2006).

$$I_m = \frac{I_p T_p + I_b T_b}{T_p + T_b} \quad (2.4)$$

Diversos estudos apontam que para uma melhor qualidade na soldagem utilizando a corrente pulsada, o padrão de destacamento de uma gota por pulso se torna ideal (UGPP) (PALANI; MURUGAN, 2006; PAL; PAL, 2011; ZIBEROV, 2013). Sendo essa forma encontrada para determinada amplitude e valor de corrente de pulso (valores acima de corrente de transição) (PAL; PAL, 2011). Além disso, a uniformidade do arco e do padrão de destacamento das gotas se tornar melhores com valores elevados de  $I_p$  e baixos de  $T_p$ , quando comparados com valores elevados de  $T_p$  e baixos de  $I_p$  (PALANI; MURUGAN, 2006; GHOSH, 2017). Com isso, temos que, o tempo de formação da gota e o desprendimento dela são inversamente proporcionais ao valor da corrente de pico, independentemente do tempo de duração deste (GHOSH, 2017b), desta forma, testes para definir a duração do tempo de pico são necessários, para que não ocorra a multi-transferência de gotas no pico.

A corrente de base é frequentemente ajustada para um valor mínimo, com isso a transferência metálica é pouco influenciada pela fusão do arame nesse período. Todavia, este apresenta maior influência no volume das gotas para valores menores de corrente de pulso e elevados tempos de pulso (GHOSH, 2017b).

A Equação 2.5, é utilizada em diversos estudos a fim de garantir o padrão de destacamento de UGPP, sendo a gota de tamanho próximo ao do arame (PAL; PAL, 2011; PALANI; MURUGAN, 2006).

$$I_p^n T_p = constante, n = 2 \quad (2.5)$$

Esta relação inversamente proporcional entre a  $I_p$  e  $T_p$  foi determinada por Amin (1983), para que em uma determinada  $I_p$  e  $T_p$  as gotas apresentem um tamanho único. Por exemplo, para a deposição de gotas de  $1,5 \text{ mm}^3$  de um arame de diâmetro de 1,2 mm de Inconel e 1,6 mm de alumínio, a relação parece virtualmente linear com a inclinação de -2,3, isto é,  $I_p^{-2,3} \cdot T_p$ . Com isto, a relação entre  $I_p$  e  $T_p$ , para um volume constante das gotas é uma Equação isoparamétrica, ou seja,  $I_p^{-2,3} \cdot T_p = K_v$ , onde  $K_v$  é o parâmetro de desprendimento, sendo para o

arame de alumínio com diâmetro de 1,6mm,  $1,8 \times 10^3 \text{ A}^{2.3}/\text{s}$  e para o arame de Inconel de 1,2 mm de diâmetro é  $2,73 \times 10^3 \text{ A}^{2.3}/\text{s}$  (PALANI; MURUGAN, 2006 apud AMIN, 1983; SILVA; DUTRA; GOHR JR, 2007).

Outra análise para a definição das variáveis da corrente pulsada para um maior controle do processo foi apresentada por Ghosh (1996), em que, através do balanço de energia é possível definir um fator adimensional  $\Phi$  (Equação 2.6).

$$\Phi = \frac{I_b}{I_p} \cdot f \cdot T_b \quad (2.6)$$

Em que o  $T_b$  é definido pela Equação 2.7.

$$T_b = \frac{1}{f} - T_p \quad (2.7)$$

A utilização da corrente pulsada fornece um menor aporte térmico a junta devido a sua variação na corrente (GHOSH, 2017; KRISHNAN; KULKARNI; DE, 2015; PAL; PAL, 2011; PALANI; MURUGAN, 2006). Assim este é capaz de regular a microestrutura da junta soldada e da ZTA devido a sua influência nas características de transferência de metal e aporte térmico no momento da deposição, além de refinar a microestrutura da junta controlando a nucleação e o crescimento de dendritas coaxiais (GHOSH, 2017; GOYAL; GHOSH; SAINI, 2008; AGRAWAL; GHOSH, 2015)

Goyal (2008) desenvolveu estudos sobre a influência da corrente pulsada no formato de cordões de solda de alumínio e ligas de Al-Mg, as quais foram depositadas em materiais de composição química semelhante ao arame, observando-se então a penetração dos cordões. Foi verificado que para uma determinada corrente média, o aumento da corrente de pulso e diminuição do tempo de pulso reduziram a diluição destes, sendo o principal motivo a redução do aporte do calor.

Outro estudo de Goyal (2007) relatou a morfologia das dendritas de depósitos de ligas de Al-Mg demonstrando que o refino das dendritas gerado pela corrente pulsada está associado com a baixa energia de soldagem aplicada ao cordão de solda, além dos parâmetros de definição da  $I_m$ . Provando assim que o refino de grão se faz mais acentuado com elevados valores de  $I_p$  e baixos valores de  $T_p$ , para uma mesma  $I_m$ . A interrupção na deposição do metal provocada pela a corrente pulsada é o motivo para o refino de grão da estrutura (AGRAWAL; GHOSH, 2015; GOYAL; GHOSH; SAINI, 2007).

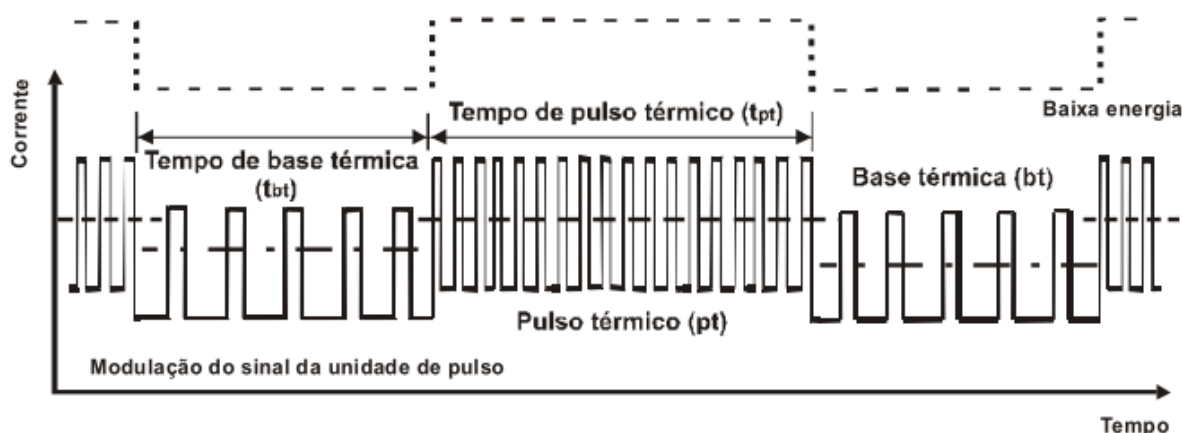
Através da análise do ciclo térmico na soldagem de aços HSLA utilizando o processo GMAW com corrente pulsada foi verificado um refinamento da estrutura. Isso ocorreu com a diminuição dos tempos de pico e corrente de pico, além de aumento dos tempos de base, para uma mesma corrente média e aporte de calor. O estudo utilizou o fator adimensional  $\phi$ , sendo que, a sua elevação demonstra uma diminuição no valor da corrente de pulso e seu tempo. Agrawal e Ghosh (2015) constataram que o refinamento de grão ocorre devido a diminuição da temperatura da poça de fusão, além da presença de isothermas mais próximas a esta, causando um aumento da perda de calor por convecção e condução e provocando um aumento da taxa de resfriamento. Devido ao refinamento do grão observou-se uma elevada quantidade de ferrita pró-eutetóide nos contornos de grãos, devido a diminuição dos grãos das dendritas. (AGRAWAL; GHOSH, 2015).

#### **2.1.1.2 Corrente Pulsada Térmica/Duplamente Pulsada**

O processo MIG/MAG utilizando corrente pulsada térmica surgiu com o objetivo de juntar as características de concentração de calor no arco elétrico, maior controle da poça de fusão (observado no processo TIG) e o controle da transferência metálica a poça de fusão (processo MIG/MAG utilizando corrente pulsada) (ABDALLA, 2005; DUTRA; OLLÉ; GOHR JR, 1995).

A corrente pulsada térmica apresenta duas frequências de pulso, a primeira com o objetivo de controlar a transferência metálica e a segunda para ter ação sobre a poça de fusão (DUTRA; OLLÉ; GOHR JR, 1995).

A corrente pulsada térmica pode ser separada em três fases distintas (Figura 2.5), na primeira e última fase a corrente elétrica apresenta o mesmo perfil que a corrente pulsada. A segunda fase é o pulso térmico, onde ela apresentará um perfil de corrente pulsada, porém, com dois valores de correntes médias distintas definidas por correntes de pico e base. Desta forma pode-se definir a corrente duplamente pulsada como: “*períodos térmicos cíclicos em que uma condição de corrente pulsada varia de um menor valor de corrente média (durante a base térmica -  $T_{bt}$ ) para um maior valor (durante o pulso térmico -  $T_{pt}$ )*” (DA SILVA; SCOTTI, 2001; ZIBEROV, 2013).



**Figura 2.5- Perfil esquemático do perfil da corrente pulsada termicamente.**  
Fonte: ABDALLA, 2005.

Como definido anteriormente a corrente pulsada térmica apresenta duas correntes médias, a corrente média na base térmica ( $I_{m_{bt}}$ ) e a corrente média do pulso térmico ( $I_{m_{pt}}$ ). Estas são calculadas utilizando uma média ponderada dos valores de corrente de pico e corrente de base do período, como apresentado anteriormente pela Equação 2.4. Com isso, a corrente média do processo, denominada corrente média total ( $I_{m_t}$ ), será uma média aritmética dessas correntes, com apresentado pela (Equação 2.8).

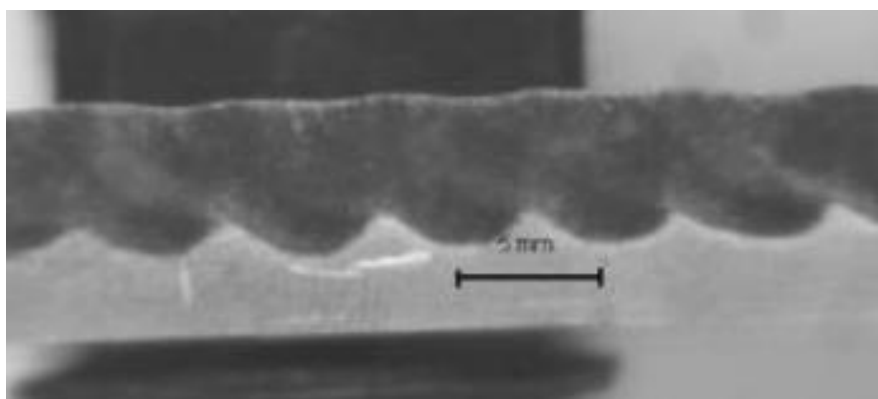
$$I_{mt} = \frac{I_{mpt} + I_{mbt}}{2} \quad (2.8)$$

Assim como na corrente pulsada, a utilização da  $I_{mt}$ , facilita a seleção das variáveis do processo.

A influência da  $T_{pt}$  e  $T_{bt}$  é significativa no formato do cordão de solda. Os estudos de Silva (2001) demonstram que a penetração de uma junta soldada aumenta com a elevação dos valores desses parâmetros na soldagem de peças de alumínio, desta forma, podendo ser ajustado para soldagem de chapas finas. Baseado neste estudo considera-se que a determinação desses parâmetros seja essencial para aplicação de revestimentos protetores.

Abdalla (2005) apresentou que a relação entre a frequência utilizada no pulso térmico e a velocidade de soldagem se tornam essenciais para uma boa uniformidade na penetração da solda. Assim, a utilização de maneira manual exige a necessidade de um treinamento prévio do soldador que irá utilizar o equipamento.

Devido à ondulação do pulso térmico foi reportado por diversos autores que o perfil longitudinal da penetração do cordão de solda se torna ondulatório, sendo essa característica um reflexo do pulso térmico. Em contrapartida, esse fator também é responsável por um bom aspecto visual do cordão de solda. (DA SILVA; SCOTTI, 2001; ABDALLA, 2005; LIU; TANG; LU, 2013). A Figura 2.6 apresenta esse aspecto na soldagem de alumínio realizada por Silva e Scotti (2001).



**Figura 2.6 - Aspecto típico da distribuição da penetração na direção longitudinal.**



**Fonte: DA SILVA; SCOTTI, 2001.**

O trabalho de Liu (2013) teve como foco o estudo da corrente pulsada térmica em ligas de alumínio, mostrando que a frequência de pulso térmico apresentou uma influência na morfologia dos grãos do cordão. Verificou-se que ao aumentar a frequência do pulso térmico ocorre um aumento da incidência de dendritas finas, concluindo-se que a frequência do pulso aumenta a fluidez da poça de fusão, impedindo assim, o crescimento das dendritas.

O refino de grão na estrutura do cordão de solda também foi detectado por Mathivanan (2015) em seus estudos do processo GMAW pulsado termicamente em aços austeníticos. Igualmente a Liu (2013), a presença do pulso térmico foi a causa para o refino de grão. Adicionalmente, o pulso térmico também foi responsável pela diminuição dos grãos na ZTA e esta. Vale ressaltar que o cordão produzido no trabalho de Mathivanan foi formado por múltiplos passes, colaborando para refino de grão no cordão de solda e na ZTA.

Desta forma, pode-se definir que a frequência do pulso térmico é um dos principais parâmetros para garantir uma boa aparência e propriedade mecânica, além de uma penetração da solda adequada.

Outro fator a ser observado é a diferença das correntes médias entre a base térmica e o pulso térmico ( $\Delta I_m$ ). Foi reportado que essa diferença está intimamente ligada a microestrutura e aparência do cordão de solda. A microestrutura se torna mais fina com uma maior diferença entre essas temperaturas, além disso, o cordão de solda apresenta uma melhor aparência (YI *et al.*, 2015).

A Figura 2.7 apresenta um exemplo do refino da microestrutura derivado do aumento da diferença das correntes médias do pulso térmico. No caso, os cordões de solda são de alumínio e foram realizados com a soldagem MIG com corrente pulsada térmica, sendo as diferenças das correntes médias, 20 A(a), 40 A(b), 60 A(c). Assim, detectou-se um refinamento do grão mais acentuado com o aumento de 20 A para 40 A, entre 40 A e 60 A o refino de grão se torna menos expressivo (YI *et al.*, 2015).

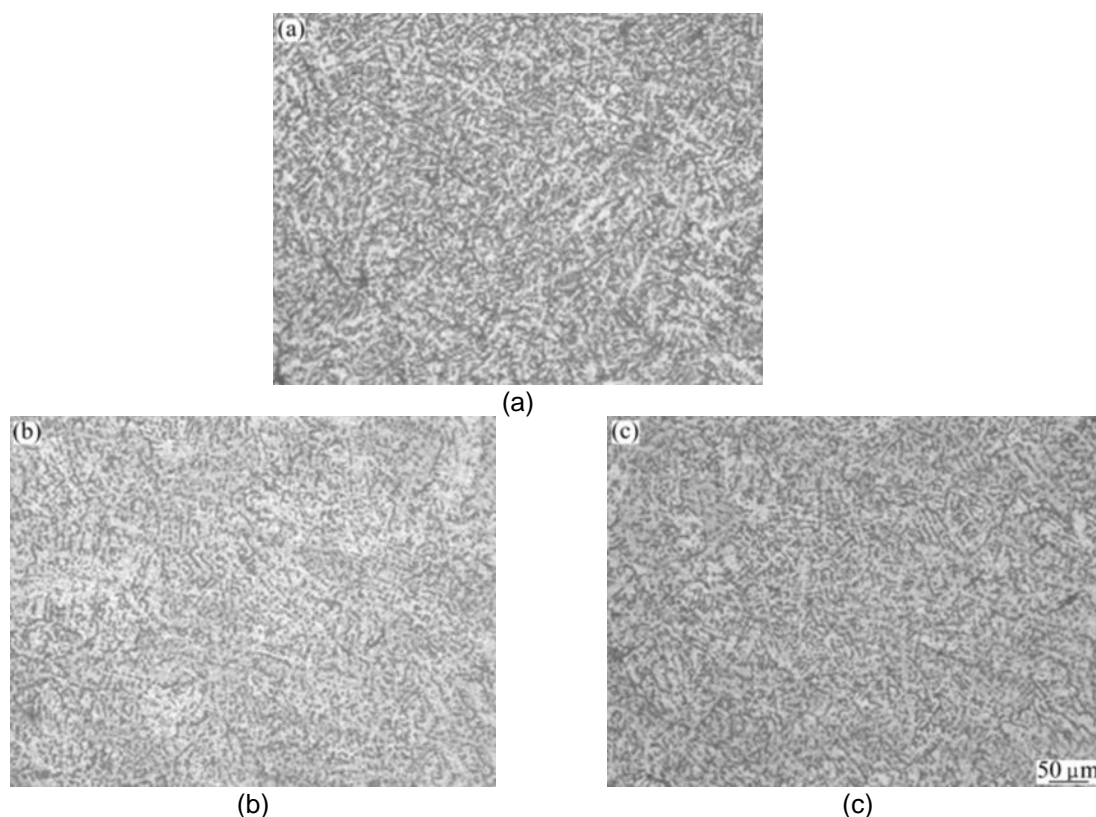


Figura 2.7– Microestrutura de junta soldas com diferentes  $\Delta I_m$  : (a) 20 A; (b) 40 A; (c) 60 A.

Fonte: YI et al., 2015;

## 2.2 DESGASTE

Desgaste é definido pela ASTM (1992) como: “a deterioração ou dano de uma superfície sólida, geralmente com perda de material, devido ao movimento relativo desta superfície em contato com outra”.

De acordo com Bhushan (2013), o termo desgaste pode incluir seis fenômenos principais, sendo estes, adesão, abrasão, fadiga de contato, impacto (por erosão ou onda de choque, no caso da cavitação), químico (ou corrosivo) e descarga elétrica. O desgaste ocorre normalmente de forma gradual, com exceção dos mecanismos regidos por fadiga de contato, onde um porção grande de material pode ser removida instantaneamente. (BHUSHAN, 2013).

Apesar da sua importância, o desgaste não recebe a atenção devida, principalmente se não estiver associado com danos econômicos. Mas as perdas geradas por este não estão relacionadas apenas com o custo econômico ou de reposição de peças, mas também com a depreciação de equipamentos, perdas de produção e de competitividade. Além disso, temos a perda de eficiência do equipamento devido à diminuição do desempenho gerando um aumento no consumo de energia, em decorrência da ação do desgaste (HUTCHINGS, 1992).

### 2.2.1 Desgaste Abrasivo

Responsável por mais de 50% das falhas produzidas por desgaste (EYRE, 1978; VENCL *et al.*, 2010), o desgaste abrasivo está mais presente nas indústrias de extração de minério e processamento, além da agricultura, onde ocorre a movimentação de solo, ou seja, em indústrias que possuem o contato com materiais sólidos particulados (TYLCZACK, 1992).

O desgaste abrasivo pode ser classificado como um fenômeno que existe em sistemas denominados por: “dois corpos” ou “três corpos”(HUTCHINGS, 1992). O desgaste abrasivo a três corpos é caracterizado pela presença de uma partícula, sendo definido com “*desgaste causado devido a partícula duras forçadas a deslizar ou rolar sobre uma superfície sólida*” (TYLCZACK, 1992).

Como observado, a partícula abrasiva pode estar intrínseca no ambiente de trabalho do equipamento ou gerada pelo destacamento de material por outros mecanismos de desgastes (BHUSHAN, 2013). Por ser responsável por gerar o desgaste, as características morfológicas e físicas da partícula abrasiva, e como ela está em contato com a superfície, são informações primordiais para saber a intensidade do desgaste (HUTCHINGS, 1992).

O desgaste abrasivo de “dois corpos” é caracterizado pela partícula abrasiva fixada na superfície e/ou uma protuberância dura (contra-corpo), enquanto desliza sobre a outra (corpo) (HUTCHINGS, 1992), devido a isso, marcas características são os riscos formados na superfície desgastada. Assim, esse tipo

de desgaste também pode ser denominado desgaste abrasivo por riscamento (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

Já o desgaste abrasivo a “três corpos” é caracterizado pela partícula abrasiva estar rolando livremente entre as duas superfícies em contato (HUTCHINGS, 1992). Devido a essa caracteristicada partícula, esse mecanismo pode ser denominado desgaste abrasivo por rolamento (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999). Este processo resulta em marcas caracterizadas por sulcamentos, o qual é comum de ser observado em conjunto com os riscos. Isto caracteriza que algumas partículas antes presas no contra corpo, (desgaste abrasivo a “dois corpos”) se soltam e começam a rolar.

O desgaste abrasivo também pode ser definido através do regime de severidade em que o mesmo ocorre, sendo dividido entre moderado, severo e extremo. Estes podem ser classificados através do tamanho, angulosidade restrição ao movimento das partículas abrasivas e o nível de tensão aplicada (GATES, 1998). A Tabela 2.1 apresenta uma classificação da proposta da severidade do desgaste abrasivo.

**Tabela 2.1 - Proposta para a classificação de severidade de desgaste micro abrasivo**

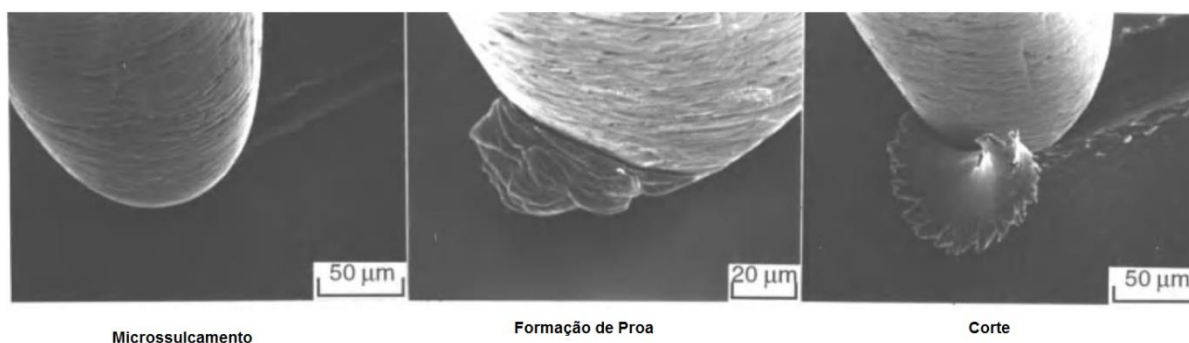
Situação típica	Modo de desgaste Abrasivo		
	Moderado	Severo	Extremo
<b>Tamanho da partícula</b>	Pequena	Média	Grande
<b>Restrição do movimento</b>	Livre	Parcialmente restringida pela contra face	Fortemente constringida
<b>Geometria da partícula</b>	Arredondada	Angulosa	Angulosa
<b>Tensão de contato</b>	Baixa (Insuficiente para fraturar as partículas)	Moderada (Suficiente para fraturar as partículas)	Muito alta (Causa deformação macroscópica)
<b>Mecanismos dominante</b>	Microssulcamento	Micro corte	Micro corte
<b>Termos equivalentes</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Abrasão baixa tensão</li> <li>• Abrasão por riscamento</li> <li>• Baixa tensão a três- corpos</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Abrasão a alta tensão</li> <li>• Abrasão por moagem</li> <li>• Alta tensão a três-corpos</li> <li>• Baixa tensão a dois- corpos</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Abrasão por goivadura</li> <li>• Alta tensão a dois-corpos</li> </ul>

Fontes: GATES, 1998; COLAÇO; MARANHO, 2014.

### 2.2.1.1 Mecanismo de Desgaste Abrasivo

Os mecanismos de desgaste abrasivo podem ser controlados pela presença de deformação plástica e/ou por uma fratura frágil. Em geral esses dois mecanismos ocorrem concomitantemente, mesmo o material sendo caracterizado como frágil (HUTCHINGS, 1992).

A remoção do material de uma superfície através de deformação plástica durante a abrasão pode ocorrer de diversas formas, sendo estas, o sulcalmento, a formação de proa e o corte (Figura 2.8).



**Figura 2.8 - Micrografias obtidas por MEV durante o riscamento de latão por penetrador de aço temperado.**  
**Fonte: HOKKIRIGAWA; KATO, 1988.**

O processo de microsulcalmento resulta da transferência do material para as laterais dos sulcos gerados pelas partículas abrasivas, sem a remoção de material. Porém, com a formação contínua de sulcos pode ocorrer a remoção de material através do processo de fadiga. A formação de proa, ocorre quando o acúmulo de material se dá na frente da partícula abrasiva (HUTCHINGS, 1992; BHUSHAN, 2013).

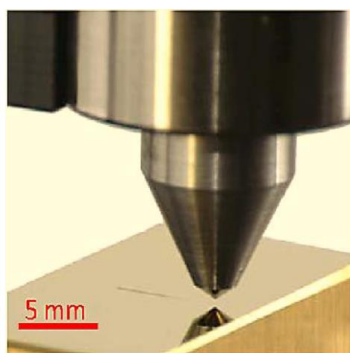
O mecanismo de micro-corte é maior na presença de partículas abrasivas ângulosas, e com elevadas tensões de contato entre a partícula e a superfície. A remoção de material ocorre na forma de partículas descontínuas (debris) ou de fita, semelhantes às produzidas em operações de usinagem. (BHUSHAN, 2013; COLAÇO; MARANHÃO, 2014).

### 2.2.1.2 Ensaio de Riscamento Linear

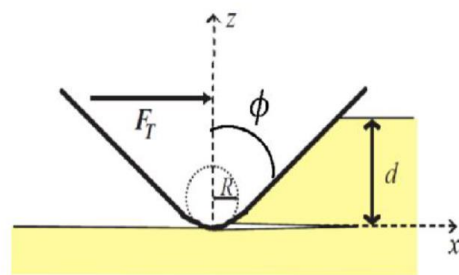
O ensaio de riscamento consiste na passagem de um endentador (geralmente de diamante) com uma geometria específica por uma superfície plana, sob uma força constante ou variável e com uma velocidade constante. Este ensaio é amplamente empregado nos estudos da resistência de materiais de engenharia, como cerâmicas de engenharia, adesão de filmes finos e resistência ao desgaste de metais e polímeros (AKONO; ULM, 2014; BREGANO, 2015; ASTM, 2009)

A Figura 2.9(a) apresenta um detalhe do equipamento de ensaio de riscamento linear, enquanto que a Figura 2.9(b) mostra os detalhes geométricos do ensaio, sendo:

- R - O raio da ponta do endentador;
- $\phi$  - Ângulo de ataque;
- d – A profundidade de penetração;
- $F_T$  - A força tangencial (equivalente a força de atrito).



(a)



(b)

Figura 2.9 – (a) Imagem de um penetrador após ensaio de riscamento linear e (b) Características geométricas do contato em ensaio de riscamento linear. Fonte: AKONO; ULM, 2014.

O ensaio de riscamento linear tem como objetivos (JACBOSSON *et al*, 1992):

- Classificar os mecanismos de deformação e remoção do material;
- Avaliar a resistência a abrasão de materiais;
- Medir a dureza ao riscamento;
- Avaliar a adesão de revestimento ao substrato.

O ensaio de riscamento foi usado por muitos anos para fornecer uma medida de adesão de revestimento ao substrato. A passagem do endentador de diamante através da superfície revestida ocorre sob uma carga crescente até que uma falha bem definida ocorra em uma carga que é frequentemente denominada carga crítica. (BULL; BERASETEGUI, 2006).

Mesmo considerando que este ensaio simula um evento único, ou seja, a resposta de um material a passagem de uma única partícula. Vencl *et al*. (2010) estudaram a utilização deste na determinação de resistência ao desgaste de diversos materiais. Para isto, o estudo comparou diferentes revestimentos e um ferro fundido cinzento, sendo realizados tanto através do ensaio de riscamento, como, por ensaio de pino-sobre-disco. Ambos demonstraram que poderiam ser usados para classificar vários materiais e discernir os mecanismos de desgaste atuantes.

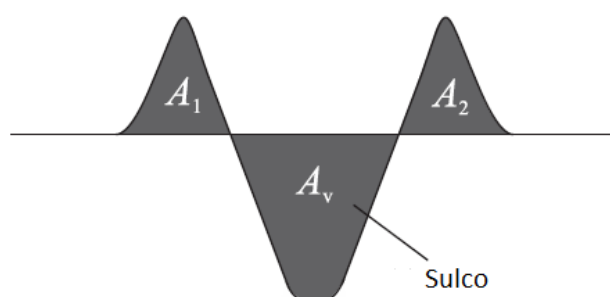
Além disso, os pesquisadores concluíram que, o ensaio de riscamento é relativamente mais fácil e rápido de ser executado na comparação de diferentes materiais sobre o desgaste abrasivo, apresentando boa repetibilidade dos resultados. Embora a taxa de desgaste em um ensaio de riscamento não descreva necessariamente a taxa de desgaste em uma aplicação real, por sua simplicidade e idealização, este ainda fornece algumas evidências fundamentais para este fenômeno.

Afim de detectar o tipo de micromecanismo no qual ocorre o desgaste neste ensaio, Zhum-Ghar (1987) definiu o parâmetro  $f_{ab}$  (Equação 2.9). Nesta proposta os parâmetros são definidos como, a área do sulco formada durante o ensaio de

riscamento ( $A_v$ ) e as regiões de material deslocado para as bordas, comumente denominadas “*pile-up*” ( $A_1$  e  $A_2$ ) (Figura 2.10).

$$f_{ab} = \frac{A_v - (A_1 + A_2)}{A_v} \quad (2.9)$$

Quando  $f_{ab} = 0$ , pode se dizer que ocorreu o microsulcamento ideal, ou seja, não houve remoção do material, sendo este apenas deslocado para as bordas. Se  $f_{ab} = 1$ , tem-se o micro-corte ideal, assim, todo o material afetado pelo risco é removido da amostra. Com isso, valores entre 0 e 1, confirmam a existência dos dois micromecanismos de desgaste. Para valores superiores a 1, tem-se a ocorrência de microfraturas, que geralmente ocorre em matérias frágeis (ZUM GAHR, 1987; PÖHL; MOHR; THEISEN, 2017).



**Figura 2.10 – Perfil do risco e demonstração das áreas de *pile-up* e do riscos.**  
Fonte: Pöhl; Mohr e Teishen, 2017.

A partir da definição de  $f_{ab}$  proposta por Zum-Ghar, 1987. Pöhl, Mohr e Teishen(2017) definiram o volume desgastado (Equação 2.10) para o volume desgastado, onde “ $l$ ” é o comprimento do risco. Neste estudo relatou-se o efeito das propriedades da matriz e das fases duras no riscamento, e na resistência ao desgaste. Além de empregar o aço como ferramenta de matriz martensítica, o qual foi endurecido com diferentes tipos de carbonetos pelo processo de “*Spark plasma consolidation*”. Assim, ficou claro a influência da dureza do material no volume desgastado, sendo observado valores menores de  $A_v$  e  $f_{ab}$  para os carbonetos que tiveram maior dureza. Todavia, o modo que ocorrerá o desgaste também depende



da força aplicada, do formato do endentador e da dureza do mesmo (HOKKIRIGAWA; KATO, 1988).

$$V = lf_{ab}A_v \quad (2.10)$$

Na utilização do cálculo do  $f_{ab}$ , Franco e Sinatora (2017) ressaltou alguns cuidados que devem ser tomados para a mensuração dessas áreas, sendo estes:

- Definição do plano/linha de referência: o equipamento a ser usado nos ensaios deve permitir o cálculo do plano de referência na superfície da amostra original, excluindo a área do sulco;
- Definição dos limites da área deformada fora da ranhura: o operador deve ser capaz de definir duas linhas verticais em cada lado do risco, que delimita a região de cálculo da área, excluindo quaisquer variações de perfil que não resultem do teste;
- Falsas “*pile-up*”: o ponto mais delicado na medição, parte do perfil do risco pode aparecer em uma vista de cima (material deslocado), porém corresponde a “*chips*” que permaneceram ao lado do risco (Figura 2.11). Se o  $f_{ab}$  for calculado nessa região este será menor que o real.



Figura 2.11 – Perfil de risco com a formação de “*chips*”.  
Fonte: FRANCO; SINATORA, 2016.

## 2.2.2 Revestimentos Resistentes ao Desgaste

A fim de reduzir o custo gerado pelo desgaste de equipamentos, torna-se necessário a deposição de uma camada de material com maior resistência na fabricação de equipamentos. Com isso, preservam-se as propriedades dúcteis do metal de base, garantindo uma resistência ao impacto, além de gerar uma maior resistência ao equipamento (MENDEZ *et al.*, 2014). Vale ressaltar que este método de proteção pode ser utilizado para outros mecanismos de deterioração do equipamento, como por exemplo, a corrosão.

O ganho de resistência ao desgaste pelo revestimento está associado a formação de uma microestrutura com a presença de fase duras com uma matriz dúctil (BUCHELY *et al.*, 2005). Um fator determinante é como as fases estão dispostas na matriz, para uma mesma fração volumétrica da fase dura, quando maior for sua dispersão na matriz maior será seu ganho na resistência mecânica (CHANG *et al.*, 2010). Por outro lado, a matriz deve apresentar um comportamento dúctil, pois se essa possuir um caráter frágil as fases dura se tornarão concentradores de tensão, aumentando assim o desgaste (HUTCHINGS, 1992).

Mendez (2014) analisou os revestimentos com resistência ao desgaste, considerando que as ligas mais usadas para a formação são as de Ni-WC (níquel e carboneto de tungstênio) e CCOs (ligas com carbono cromo). Sendo os revestimentos formados por ligas de Ni-WC os que apresentam a melhor resistência ao desgaste, porém, com maiores custos de produção quando comparados a outros. Uma característica única dessa liga é que o carboneto é adicionado à poça de fusão, e não formado nesta (MENDEZ *et al.*, 2014), este fato é devido a boa soldabilidade dos carbonetos (VESPA *et al.*, 2012).

### **2.2.2.1 Aplicação de Revestimentos**

Os revestimentos, além das propriedades mecânicas, devem apresentar uma boa adesão com a superfície em que os mesmos estão depositados, para que, não ocorra o destacamento quando o equipamento estiver em serviço (AMUSHAHI; ASHRAFIZADEH; SHAMANIAN, 2010).

Os processos de soldagem são amplamente utilizados para depositar revestimentos, neste caso, denominados *hardfacings*. A seleção do processo a ser utilizado depende da composição química, do tipo do componente, da acessibilidade da soldagem, do metal a ser depositado, entre outros (VENKATESH; SRIKER; PRABHAKAR, 2015).

Entre os processos de soldagem utilizados podemos destacar (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009):

- Soldagem por eletrodo revestido (*SMAW*);
- MIG/MAG (*GMAW*);
- PTA (*Plasma Transferred Arc Welding*);
- Arame tubular (*FCAW – Flux Cored Arc Welding*);
- TIG (*GTAW*).

Os processos que não usam eletrodos consumíveis, como, TIG e PTA, podem ser usados como fonte de calor para formação de revestimentos, neste caso, o metal de adição é uma mistura de pós metálicos sobre a superfície, tendo em vista, a busca de uma composição química específica para a formação do revestimento (CHANG; CHEN; WU, 2010).

O processo GMAW apresentada às mesmas vantagens citados no item 2.1.1 desse trabalho, quando utilizado para a deposição de revestimento. Mendez (2014) ressalta que sua utilização se faz mais presente para pequenos volumes de revestimento e/ou equipamentos de pequeno porte, por exemplo, tubos.

Balasubramanian e colaboradores (2009) propuseram uma análise quantitativa e qualitativa dos processos de soldagem para aplicação de revestimento. Seus estudos levaram em conta a diluição para avaliar quantitativamente, e a operação para avaliar qualitativamente. Observou-se que o processo GMAW apresentou vantagens devido a sua praticidade de operação, ambiente limpo e capacidade de soldar em todas as posições.

Amushasi (2010) observou uma diminuição gradual da dureza ao longo da profundidade de revestimentos ricos em Bório depositados por GMAW. Através

dessa análise concluiu-se que o processo de soldagem de GMAW apresenta melhor adesão do revestimento com o substrato, quando comparado com o processo de aspersão térmica.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

O metal de adição para a criação do revestimento foi o arame sólido com composição de C, Si, Mn, Cr e Fe (Tabela 3.1), tendo sua classificação pela norma DIN EN14700 (que substitui a DIN 8555) como M/WSG 6 GZ 60 ST.

**Tabela 3. 1 - Composição química do arame sólido**

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Fe</b>
<b>%(peso)</b>	0,45	3,0	0,4	9,0	Bal.

Fonte: Kestra, Consumíveis de Soldagem ano, 2014

Os matérias de substrato foram chapas de aço carbono AISI 1020, com dimensões aproximadas de 300mm x 250mm x 8m, para todas as deposições utilizadas neste trabalho.

#### 3.2 EQUIPAMENTOS

##### 3.2.1 Bancada de Deposição dos Cordões de Solda

A bancada de deposição dos cordões de solda (Figura 3.1) é composta da máquina multiprocesso IMC-DIGIPLUS A7, operando no modo MIG/MAG, com corrente convencional pulsada e duplamente pulsada. O equipamento de soldagem é composto pela fonte de soldagem (1), cabeçote alimentador de arame(2), cilindro de gás(3), regulador de pressão (4), mangueiras (5), tocha de soldagem(6), movimentador da tocha de soldagem (7), microcomputador (8) (para controle dos parâmetros de soldagem) e sistema de aquisição dos dados da soldagem.



**Figura 3.1 - Bancada de deposição dos cordões de solda.  
Fonte: Autor.**

Os cordões de solda foram realizados de forma automática utilizando um sistema de deslocamento automático da tocha de soldagem, denominado TARTÍLOPE V1(9). Este equipamento é composto por um dispositivo eletromecânico que fixa a tocha em seu bocal, sendo possível a sua regulagem nos três eixos de movimentação. A movimentação ocorre pelo tracionamento constante em um trilho guia por uma cremalheira. A utilização desse equipamento permite o controle da velocidade de soldagem (cm/min), da distância entre o pico de contato e a peças (mm) (DBCP), e a inclinação da tocha, assim, garantido a correta determinação da energia de soldagem aplicada.

### 3.2.2 Equipamento de Avaliação dos Parâmetros de Soldagem

A avaliação dos parâmetros de soldagem foi realizada através de um sistema portátil de monitoração de processos de soldagem Sap V4. Sendo esse composto por uma maleta de aquisição de dados com sensores para medir os sinais de corrente, tensão, velocidade de arame e vazão de gás de soldagem, e por um conjunto de *softwares* de aquisição destes sinais no momento de soldagem, além de um programa de computador no qual dados foram analisados. Com este programa avaliou-se os valores reais de corrente média, voltagem, potência de soldagem e oscilogramas, com posterior comparação com os valores teóricos pré-definidos.



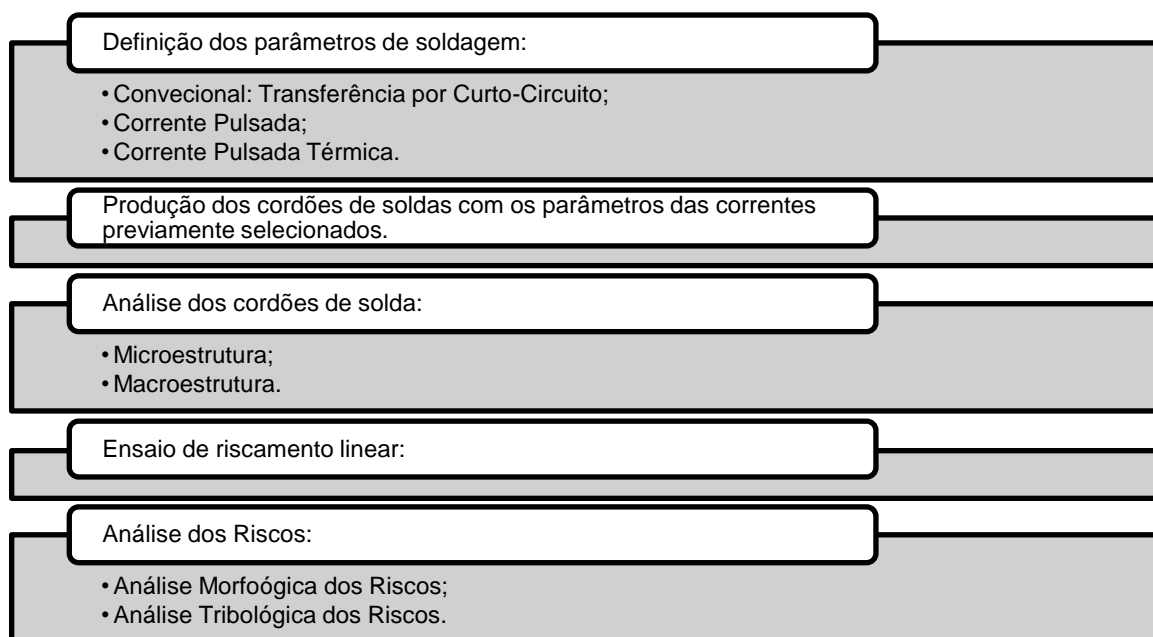
**Figura 3. 2 - Sistema portátil de monitoração de processos de soldagem Sap V4**  
Fonte: IMC soldagem

### 3.2.3 Equipamento de Ensaio de Riscamento Linear

O ensaio de riscamento linear foi realizado em um tribômetro *CETR-Universal Materials Tester* (CETR-UMT). O ensaio produziu riscos de 5 mm, no modo de carga e velocidade de risco constante, sendo estes, 65 N e 0,17 mm/s, respectivamente, com um inteadador de geometria Rockwell C.

### 3.3 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

De maneira geral o procedimento experimental foi composto por quatro etapas (Figura 3.2).



**Figura 3.3 - Procedimentos experimentais.**  
Fonte: Autor.

#### 3.3.1 Parâmetros de Soldagem

Os parâmetros de soldagem foram definidos a partir de testes experimentais, objetivando garantir os pré-requisitos encontrados na bibliografia, os quais definem os processos de corrente pulsada e pulsada térmica.

Com o objetivo de garantir uma menor influência da quantidade de calor transferida para o material independente do tipo de corrente, procura-se aproximar as potências de soldagem para cada tipo de corrente utilizada nesse trabalho.

Para diminuir as variáveis de estudo, os parâmetros abaixo serão mantidos fixos para todos os testes e produção das amostras:

- Gás de proteção: Ar + 8% CO<sub>2</sub>;



- Vazão do gás: 15 l/min;
- DBPC: 17 mm;
- Velocidade de soldagem: 25 cm/min.

Os parâmetros de soldagem definidos e utilizados na produção das amostras, estão demonstrados nas Tabelas 3.2, 3.3 e 3.4, apresentadas abaixo.

**Tabela 3.2 – Parâmetros de Soldagem: Pulsada Térmica.**

Pulsada Térmica											
	Início	Fim	1-PT	I <sub>m</sub> (A)	103		I <sub>p</sub>	I <sub>b</sub>	T <sub>p</sub>	T <sub>b</sub>	V <sub>a</sub>
I <sub>p</sub> (A)	240	240		U (V)	27	Pulso	240	75	4	7	4,1
I <sub>b</sub> (A)	65	35		P (Kw)	3,14	Base	240	35	4	12	3,5
T <sub>p</sub> (ms)	4	4	2-PT	I <sub>m</sub> (A)	103		I <sub>p</sub>	I <sub>b</sub>	T <sub>p</sub>	T <sub>b</sub>	V <sub>a</sub>
T <sub>b</sub> (ms)	12	13		U (V)	27	Pulso	240	75	4	7	4,1
V <sub>a</sub> (cm/s)	3,5	3,5		P (Kw)	3,14	Base	240	35	4	12	3,5

Fonte: Autor.

**Tabela 3.3 – Parâmetros de Soldagem: Pulsada.**

Pulsada								
	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>p</sub> (A)	I <sub>b</sub> (A)	T <sub>p</sub> (ms)	T <sub>b</sub> (ms)	P (Kw)	U (V)	V <sub>a</sub> (cm/s)
1-P	104,1	240	65	3	12	3,20	28,4	3,5
2-P	104,5	240	65	3	12	3,16	27,8	3,5

Fonte: Autor

**Tabela 3.2 - Parâmetros de Soldagem: Convencional.**

Convencional				
	I <sub>m</sub> (A)	U (V)	P (Kw)	V <sub>a</sub> (m/s)
1-C	112,2	35,2	2,888	3,6
2-C	117,4	26,1	3,019	3,6

Fonte: Autor.

### 3.3.1.1 Produção dos Depósitos de Solda

Para cada tipo de corrente, foram produzidos dois depósitos de solda, de aproximadamente 150 mm de comprimento (Figura 3.3). Um depósito será destinado ao ensaio de riscamento e o outro para caracterização microscópica, macroscópica e mecânica do cordão, as amostras serão denominadas como:

- C – Convencional;
- P – Pulsada;
- PT – Pulsada Térmica.

Sendo os depósitos numerados em 1 e 2, como demonstrado na Figura 3.3.



**Figura 3.4 - Exemplo de chapa com os cordões depositados: Corrente Pulsada.**  
Fonte: Autor.

### 3.3.2 Produção das Amostras

Os depósitos de solda foram divididos e destinados para a preparação dos ensaios. A Figura 3.4 demonstra as linhas de corte dos cordões, ressaltando que as

extremidades dos cordões foram descartadas devido a influência da aceleração e desaceleração do tartilope nestas regiões.

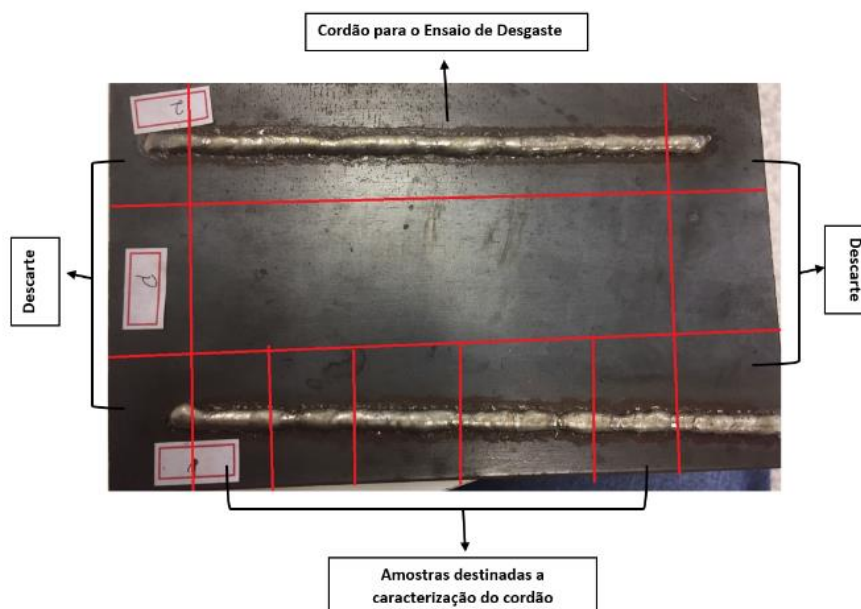


Figura 3.5 - *Layout* dos cortes na chapa com os depósitos dos cordões.  
Fonte: Autor.

### 3.3.2.1 Produção das Amostras para Caracterização

Nessa etapa foram retiradas cinco amostras dos depósitos destinados a caracterização. Estas foram redimensionadas em seu comprimento para o embutimento, para isto, retirou-se uma quantidade das extremidades do metal de base, tal que garanta a preservação da ZTA na amostra.

As amostras embutidas foram destinadas aos seguintes testes:

- Análise macroscópica;
- Análise microscópica;
- Ensaio de microdureza.

A preparação metalográfica consistiu no lixamento e polimento das amostras. Após estes procedimentos as mesmas foram atacadas quimicamente, com a solução Vilella's (100 mL de etanol, 5 mL ácido clorídrico e 1 g de ácido pícrico), a fim de revelar a microestrutura dos cordões.

### 3.3.2.2 Produção das Amostras para o Ensaio de Riscamento

Os depósitos destinados ao ensaio de riscamento foram submetidos a uma retífica no topo e base do depósito. Foi utilizado um rebolo de óxido de alumínio branco com granulometria de 60 $\mu$ m, refrigerado com um líquido refrigerante contendo 12% de óleo em uma retífica tangencial, com uma retirada de 0,05 mm por passe. A Tabela 3.5 apresenta a redução da espessura, pelo topo e fundo, em milímetros, de cada amostra.

**Tabela 3.3 – Valores de redução de espessura fundo e topo (mm).**

<b>Cordão</b>	<b>Topo</b>	<b>Base</b>
<b>2-C</b>	1,000	0,500
<b>1-P</b>	1,700	0,635
<b>1-PT</b>	1,065	0,635

Fonte: Autor.

Após as retificas de topo e base os cordões foram submetido a um procedimento de lixamento até a lixa #800, com um objetivo de facilitar a análise do risco.

### 3.3.3 Análise dos Depósitos de Solda

Os depósitos de solda foram analisados macro e microscopicamente, a fim de obter sua completa caracterização.

### 3.3.3.1 Análise Macroscópica dos Cordões

Nas amostras preparadas metalograficamente para análise macroscópica foram averiguados as seguintes características geométricas:

- W – Largura;
- R – Altura de reforço;
- P – Penetração;
- D – Diluição.

### 3.3.3.2 Análise da Microestrutura dos Cordões

A análise microestrutural consistiu na inspeção das amostras por meio de:

- Microscopia óptica – MO (Microscópio Olympus, trinocular, CBC 212);
- Microscopia Eletrônica de Varredura – MEV (EVO MA 15);
- *Energy Dispersive X-Ray Spectrometry* – EDS (Oxford Instrumentents *EDS X-Max<sup>N</sup> de 20 mm<sup>2</sup>*);
- Ensaio de microdureza (Microdurômetro Shimadzu HVM 2000).

Os ensaios de microdureza foram realizados nas cargas de 2 N por 15 s para a determinação dos perfis de microdureza das amostras, e com cargas de 430 mN por 15 s, objetivando avaliar fases distintas. Vale ressaltar que os resultados obtidos da composição química pelo o EDS foram qualitativos, isso devido a imprecisão da medição do carbono por este método.

### 3.3.4 Análise do Desgaste

A análise do desgaste dos cordões foi realizada através da observação dos riscos via MO e MEV, além de análise quantitativa via interferometria.

### 3.3.4.1 Equipamento para Caracterização dos Riscos

Os riscos foram analisados no interferômetro TalySurf CCI da Taylor Hobson através do software TalyMap Platinum 6.1.0.6001.

A análise no interferômetro empregou a função “*Volume of a hole/peak (Surface)*”, que consiste em determinar uma área ao redor da imagem do risco, ao qual, será medido o volume de “pile-up”, e vales através de uma determinada metodologia selecionada.

### 3.3.4.2 Metodologia para Análise dos Cordões

A metodologia utilizada para as medições foi a “*vertical lines*”, que consiste em calcular o volume coluna por coluna em uma região traçada, sendo que, para cada coluna da superfície toma-se dois pontos situados no contorno traçado. Um segmento de linha vertical é formado entre estes dois pontos e o volume de vales para esta coluna é aquele incluído entre o segmento e o fundo do vale. Quando a superfície é mais alta que o segmento de linha, o volume é medido entre o segmento e o topo do pico corresponde ao volume do pico. O volume total dos vales é a soma dos volumes dos vales para cada coluna, e o mesmo vale para os picos. Este método é escolhido para a superfície que não seja plana. A principal desvantagem é a sensibilidade à asperezas que existe na superfície.

Como observado na definição da metodologia acima, alguns cuidados devem ser tomados na utilização deste método. O primeiro consiste na aplicação de filtros no risco para melhorar a medição do método, no caso foram aplicados os filtros:

- “*Leveling*” – Consiste no nivelamento da superfície;
- “*Fill in non Measured Points*” – Consiste no preenchimento de pontos não medidos, na Tabela 3.6 apresenta a porcentagem de pontos não medidos de todos os riscos;

- “*Thresholding*” - Consiste na eliminação dos ruídos da medição, que causam a medição de falsos picos e vales.

Tabela 3.4 – Pontos não medidos.

Corrente	Risco	N.P.N.M
Convencional	1	6,1%
	2	4,6%
	3	4,6%
Pulsada	1	4,4%
	2	4,6%
	3	4,6%
Pulsada térmica	1	2,1%
	2	2,3%
	3	2,7%

Fonte: Autor.

A Figura 3.5 apresenta a resposta do interferômetro do risco 2 da corrente pulsada térmica após as aplicações dos filtros.

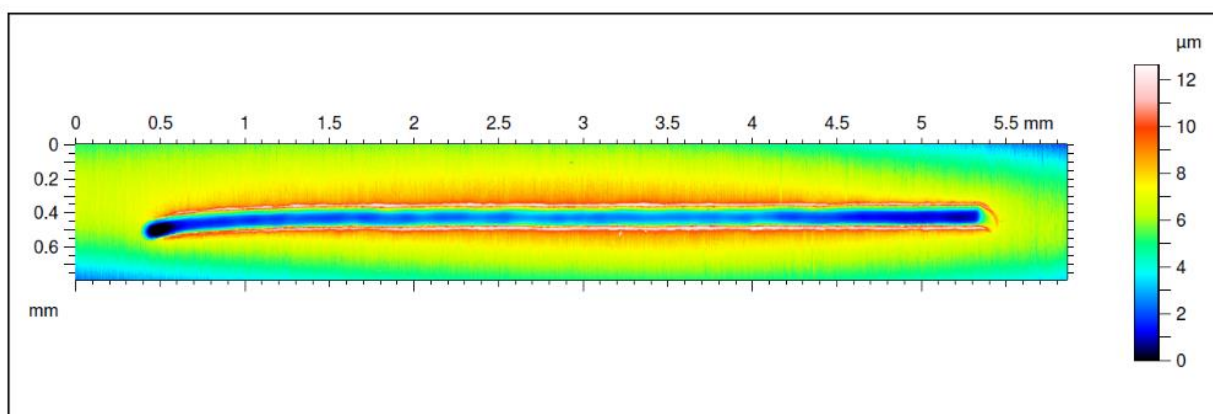
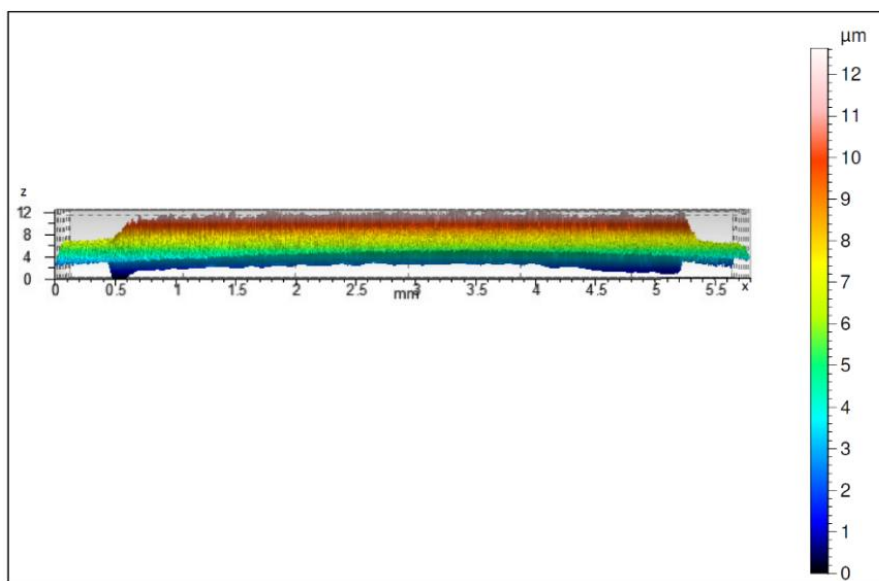


Figura 3.6 – Risco 2: Corrente Pulsada após aplicações dos filtros.  
Fonte: Autor.

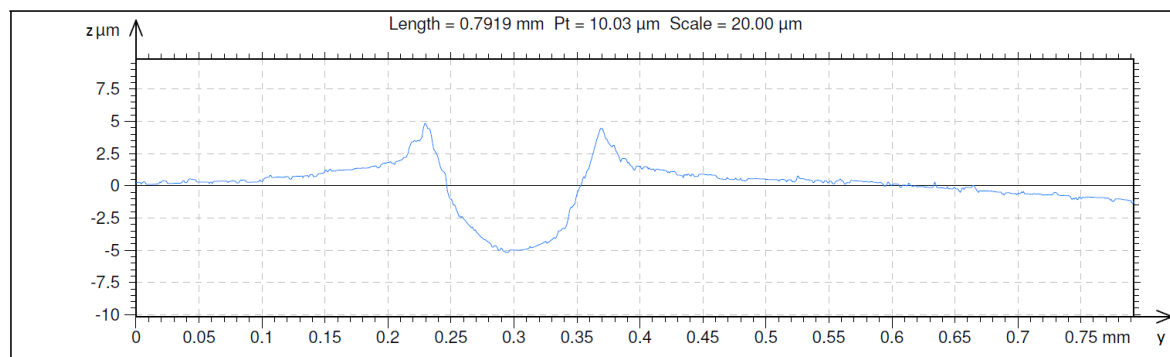
O segundo consiste na determinação da área a ser medida, desta forma necessita-se determina uma região de análise longitudinal (eixo x) e transversal (eixo y), formando a área selecionada para medição.

A determinação da região longitudinal foi realizada através da análise visual do perfil 3D dos riscos, como observado na Figura 3.6 do perfil do risco 2 (corrente pulsada). Com o objetivo de eliminar o início e o fim do risco pois ocorre a influência de aceleração e desaceleração do riscador, reduziu-se a região de análise para de 4 mm na região longitudinal (0,5 mm foram eliminados início e fim do risco).



**Figura 3.7 - Perfil 3D: Risco 2 - Corrente Pulsada.**  
Fonte: Autor.

A partir da terminação da região de análise na direção longitudinal foi retirado quatro perfis dos riscos filtrados, havendo uma distância de 1 mm entre as medições, para a determinação da região transversal. A Figura 3.7 apresenta um dos perfis do risco 2 da corrente pulsada térmica.

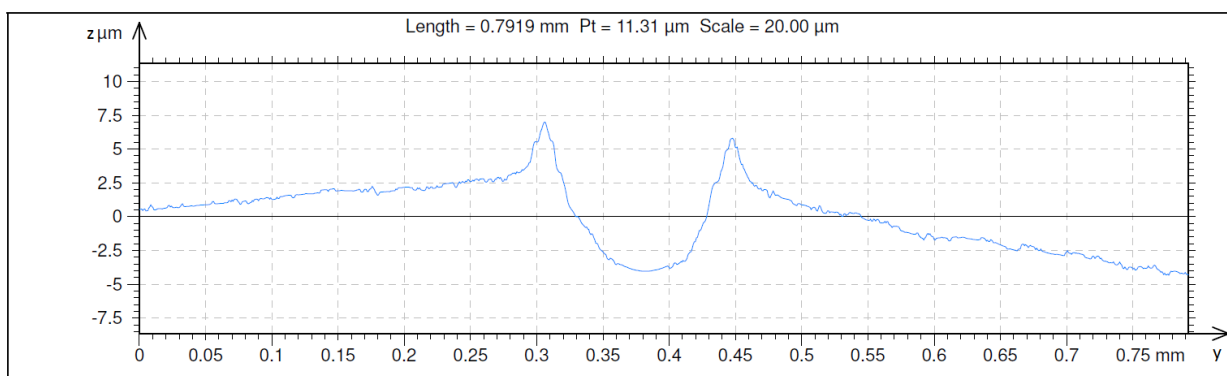


**Figura 3.8 - Perfil 2D: Risco 2 - Corrente Pulsada.**  
Fonte: Autor.



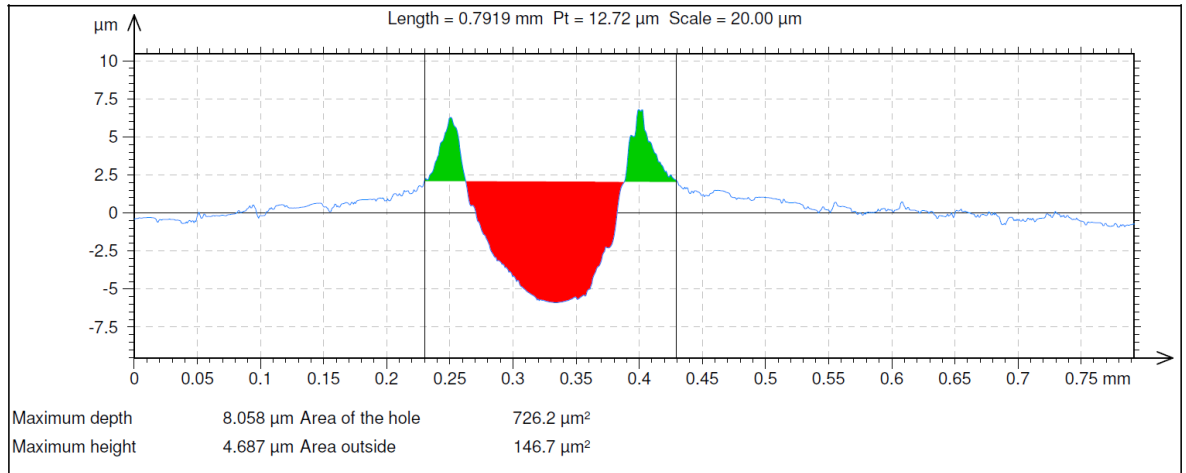
A região transversal a ser selecionada deve conter todo o *pile-up* e vale, porém, não deve ter um tamanho exagerado pois como descrito anteriormente, a metodologia para o cálculo do volume sofre influência das asperezas do material. No caso deste trabalho estas foram produzidas pela lixa no procedimento de preparação das amostras pré-riscamento.

A Figura 3.8 apresenta um exemplo de perfil transversal. Como pode ser observado a não planicidade da superfície gera um erro na determinação da linha média, por consequência, na determinação das regiões de *pile-up* e vales além dos valores suas áreas, se esta for usada como referência.



**Figura 3.9 – Perfil 2D: Risco 3 - Corrente Convencional.**  
**Fonte: Autor.**

Utilizou-se a função de análise “*Surface of a hole/peak*” do perfil 2D do interferômetro, com o método de cálculo “*Hole between two bars*” para a determinação da região transversal. Este método consiste na formação de uma linha entre a região selecionada por duas barras e as medições das áreas de picos e vales, tendo essa linha como referência (Figura 3.9).

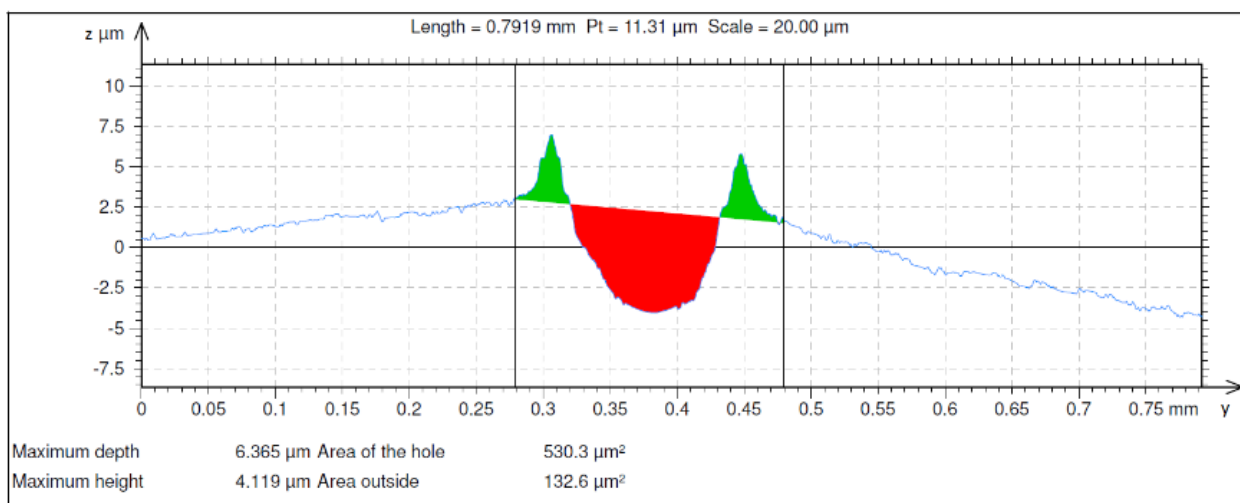


**Figura 3.10 – Perfil 2D com o método “*Hole between two bars*”:** Risco 1 – Corrente Convencional.

Fonte: Autor.

O método proposto apresenta duas vantagens para a determinação da região transversal, além da determinação das áreas de *pile-up* e vales:

- O desnivelamento da superfície causa um impacto menor nas medições, como pode ser observado na Figura 3.10, que apresenta a imagem do risco 3 da corrente convencional com o método “*Hole between two bars*” aplicado;
- O método “*Hole between two bars*” se assemelha ao utilizado pelo método proposto para a determinação do volume no quesito da formação de uma linha de referência entre dois pontos.

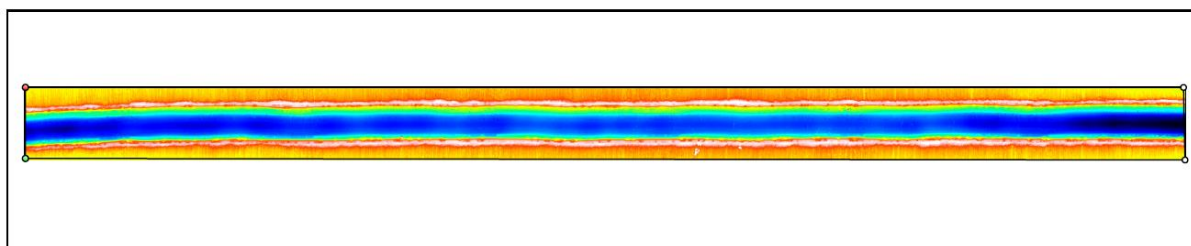


**Figura 3.11 - Perfil 2D: Risco 3 - Corrente Convencional.**

Fonte: Autor.

Baseado nos valores das regiões determinadas pelos perfis 2D foi possível determinar um  $y'$  e  $y''$ , que formaram uma região transversal que continha todos os *pile-up* dos riscos, com o menor acréscimo de aspereza.

Tendo os valores das regiões longitudinal e transversal em que se dará a medição do volume está foi selecionada para a medição através de um *zoom* no risco (Figura 3.11).



**Figura 3.12 - Perfil do Risco 2 - Corrente Convencional com zoom.**

Fonte: Autor.

A Equação 2.9 proposta por Zum-Ghar (1987) para o parâmetro  $f_{ab}$ , considera apenas o perfil transversal. Tendo em vista que os riscos produzidos neste trabalho não apresentaram um perfil transversal uniforme (com áreas de *pile-up* e

vales semelhantes), esta equação não irá representar, neste trabalho, o real micromecanismo mais atuante nos riscos.

Considerando que os riscos apresentam um comprimento  $l$ , pode-se adicioná-lo na Equação 2.9, como demonstrado na Equação 3.1:

$$f_{ab} = \frac{A_v l - (A_1 + A_2) l}{A_v l} \quad (3.1)$$

Como temos que:

$$A \cdot l = V \quad (3.2)$$

e:

$$A_1 + A_2 = A_p \quad (3.3)$$

Como  $A_p$  é as áreas dos *pile-up* a partir das considerações acima feitas pode-se concluir que:

$$f_{ab} = \frac{V_v - V_p}{V_v} \quad (3.4)$$

A Equação 3.4 foi utilizada neste trabalho para os cálculos de  $f_{ab}$ , tendo em vista que:

- $V_v$  – Volume do Vale;
- $V_p$  – Volume dos *pile-up*;

Sendo estes dois valores obtidos através da análise do interferômetro.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRA

#### 4.1.1 Análise Macroestrutural

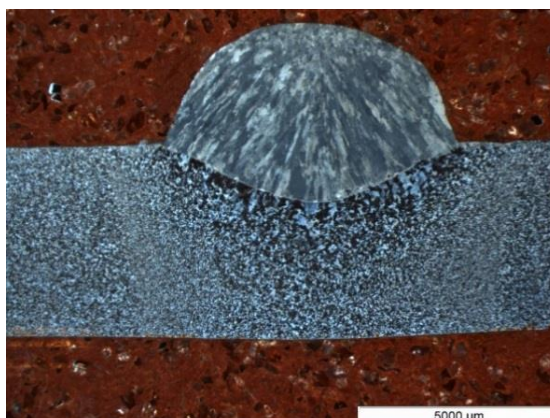
A Tabela 4.1 consiste nos resultados da caracterização macroestrutural juntamente com os cálculos da diluição, utilizando a Equação 2.3.

**Tabela 4.1 - Características geométricas do perfil macroscópico das amostras.**

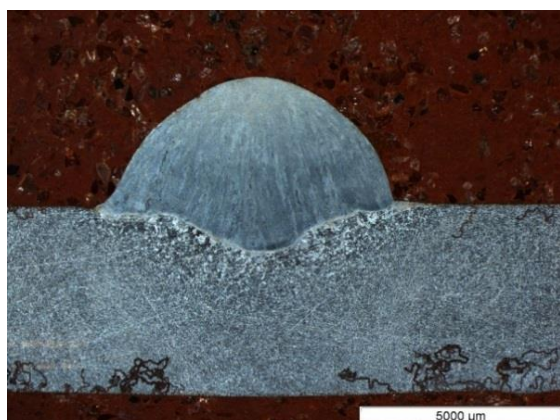
	Convencional	Pulsada	Pulsada térmica
<b>Penetração (mm)</b>	1,31	1,26	0,49
<b>Reforço (mm)</b>	3,02	3,19	3,41
<b>Largura (mm)</b>	8,19	6,83	6,79
<b>Área A (mm<sup>2</sup>)</b>	16,79	16,05	22,73
<b>Área B (mm<sup>2</sup>)</b>	5,65	3,88	1,25
<b>Diluição</b>	25%	19%	5%

Fonte: Autor.

A Figura 4.1 apresenta as secções transversais dos cordões obtidos por corrente convencional, pulsada e pulsada térmica. Pode se observar a diminuição da diluição e da penetração em corrente pulsada e, principalmente, na corrente pulsada térmica. Este fato está em concordância com a literatura, o qual, apresentou resultados de diminuição de penetração na utilização da corrente pulsada térmica (DA SILVA; SCOTTI, 2001). Além de, uma diminuição da ZTA nas amostras empregando a corrente pulsada térmica (MATHIVANAN; SENTHILKUMAR; DEVAKUMARAN, 2015).



(a)



(b)



(c)

**Figura 4.1 – Imagem esteróscópio: Corrente Convencional (a), Corrente Pulsada (b) e Corrente Pulsada Térmica (c).**

Fonte: Autor.

Como observado nas imagens acima, a corrente pulsada térmica apresentou um depósito de material com menor penetração, tendo um maior reforço, além de uma ZTA menor que as outras. Isso se deve devido a distribuição de calor fornecida pela corrente e o baixo valor de  $T_{bt}$  e  $T_{pt}$  (DA SILVA; SCOTTI, 2001).

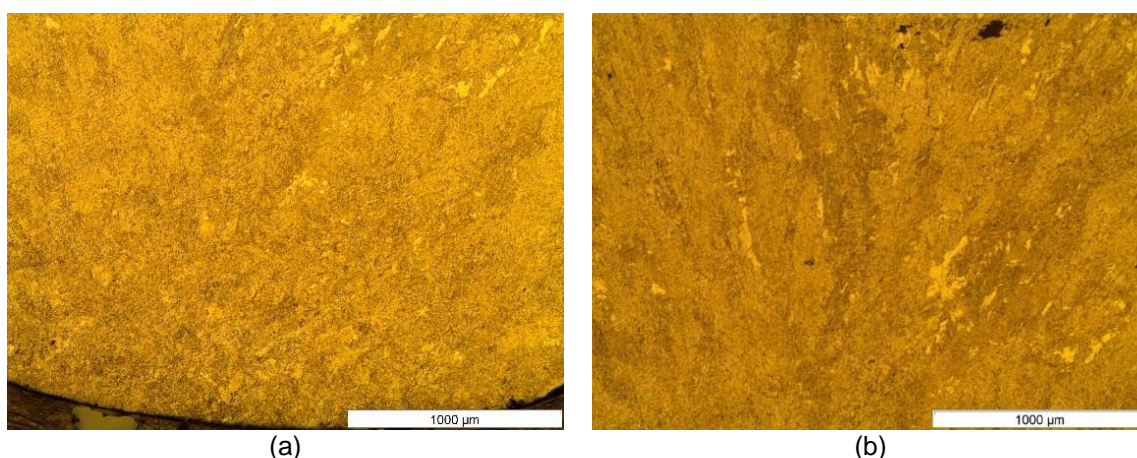
A corrente pulsada também apresentou uma redução da penetração do material e aumento do reforço, ocorrendo devido ao elevado valor de corrente de pulso (GOYAL; GHOSH; SAINI, 2008).

O depósito realizado com corrente convencional apresentou um crescimento dendrítico durante a solidificação, com uma possível segregação de material, que pode ser observada através da diferença de intensidade no ataque químico em regiões específicas no material (Figura 4.1(a)).

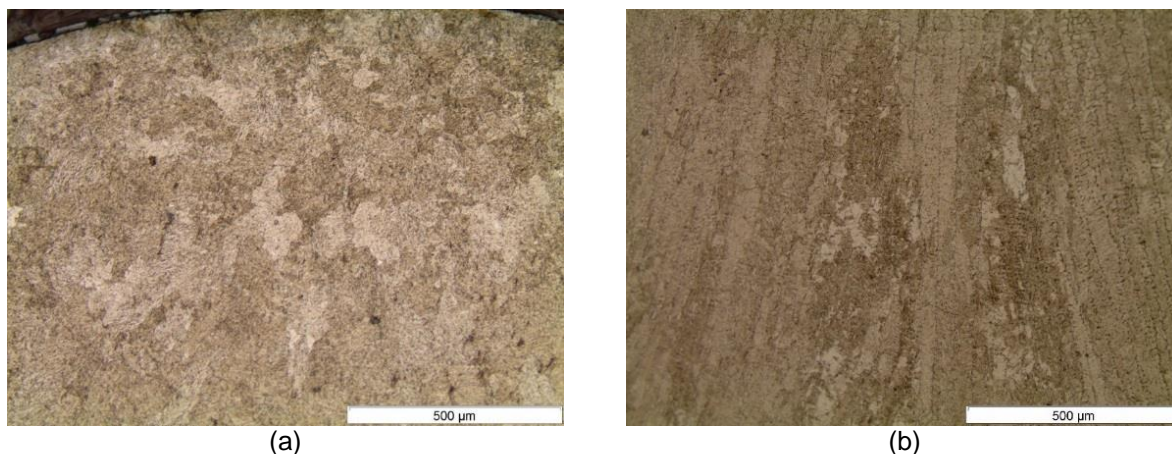
Como na corrente convencional, a corrente pulsada também possui uma heterogeneidade no ataque químico (Figura 4.1(b)), que pode ter sido resultada por diferentes microestruturas e/ou diferentes composição química. Já no depósito utilizando a corrente pulsada térmica (Figura 4.1 (c)), não é possível identificar claramente o processo de solidificação do material e as variações de intensidade no ataque químico.

#### 4.1.2 Análise Microestrutural

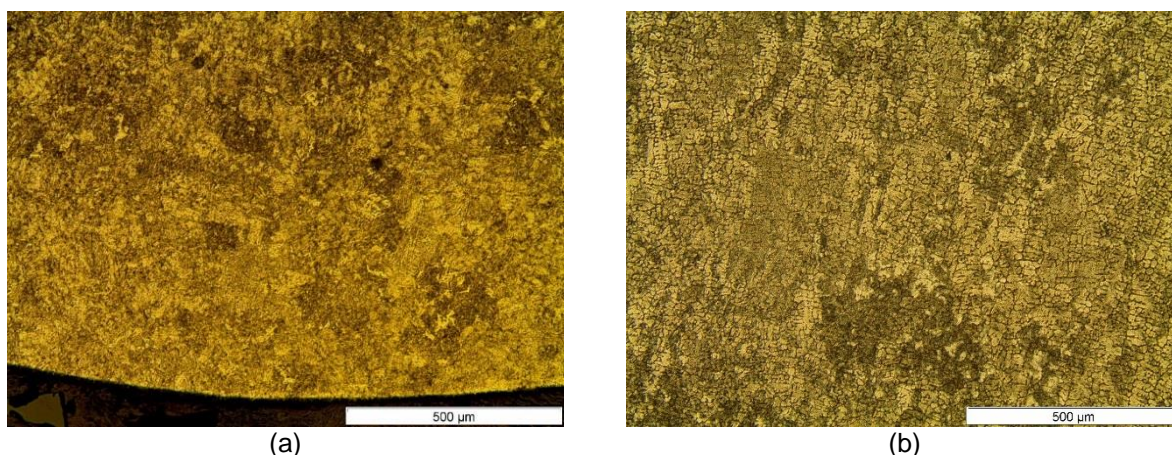
As Figuras 4.2, 4.3 e 4.4 apresentam o topo (a) e o meio (b) dos depósitos de corrente convencional, pulsada e pulsada térmica, respectivamente. Sendo possível observar nessas imagens a diferença de intensidade de ataque químico entre regiões, já constatadas nas macrografias, no caso, da corrente convencional e pulsada.



**Figura 4.2 – Microscopia óptica: Corrente Convencional; Topo(a) e Meio (b) do depósito.  
Fonte: Autor.**



**Figura 4.3 - Microscopia óptica: Corrente Pulsada; Topo(a) e Meio (b) do depósito.**  
Fonte: Autor.



**Figura 4.4 - Microscopia óptica: Corrente pulsada térmica; Topo(a) e Meio (b) do depósito.**  
Fonte: Autor.

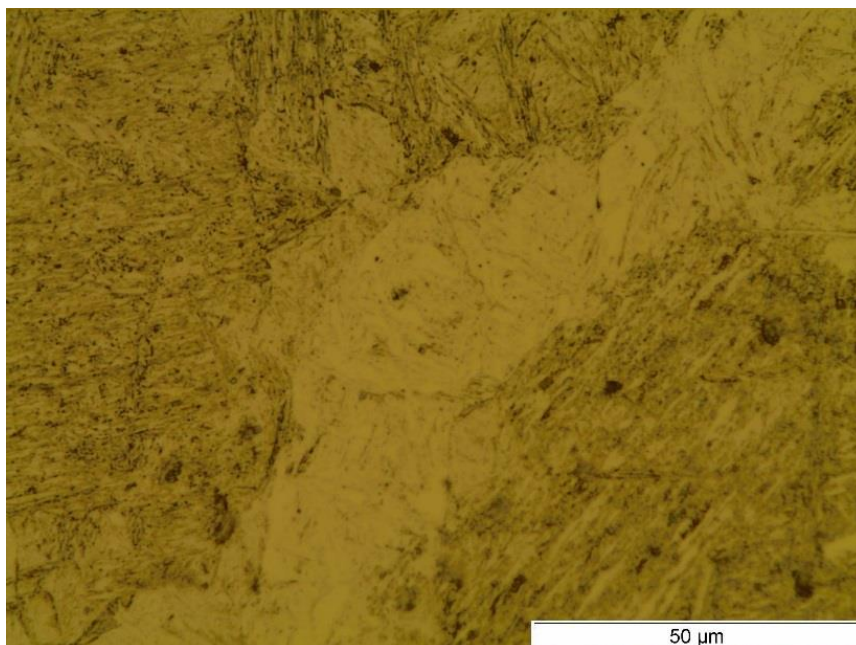
Apesar da diferença de intensidade no ataque químico entre regiões, é possível observar que os depósitos em todas as condições são totalmente formados por agulhas, mesmo nas regiões com ataque químico menos expressivo apresentam essa microestrutura.

Observa-se na corrente convencional (Figura 4.5), a menor quantidade de agulhas na região embranquecida, diferentemente do que ocorre nas correntes pulsada (Figura 4.6) e pulsada térmica (Figura 4.7).

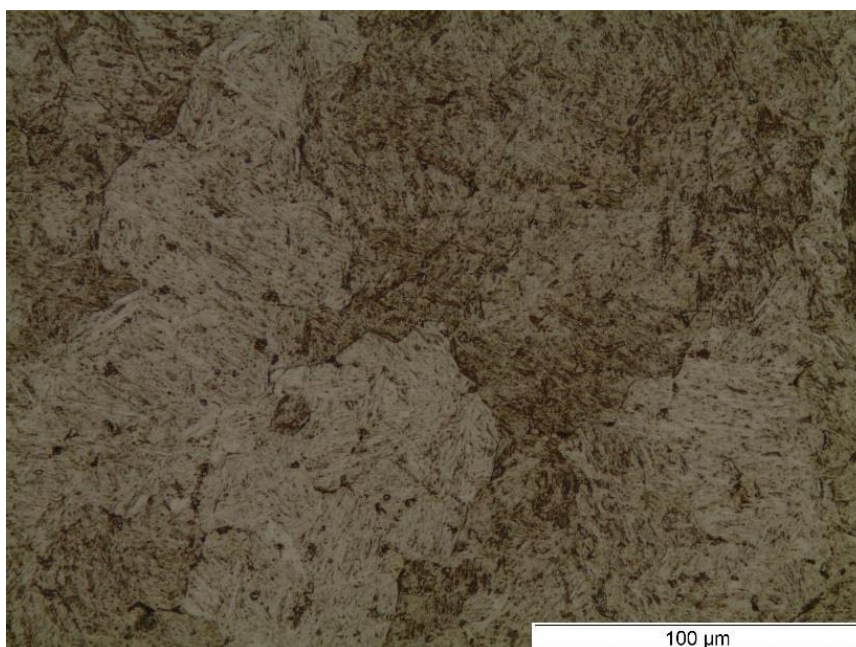
No depósito que utilizou a corrente pulsada térmica (Figura 4.7) é possível observar a uniformidade na distribuição da microestrutura, ficando claros a origem e fim das agulhas, possuindo regiões bem distintas onde elas estão alocadas. Além



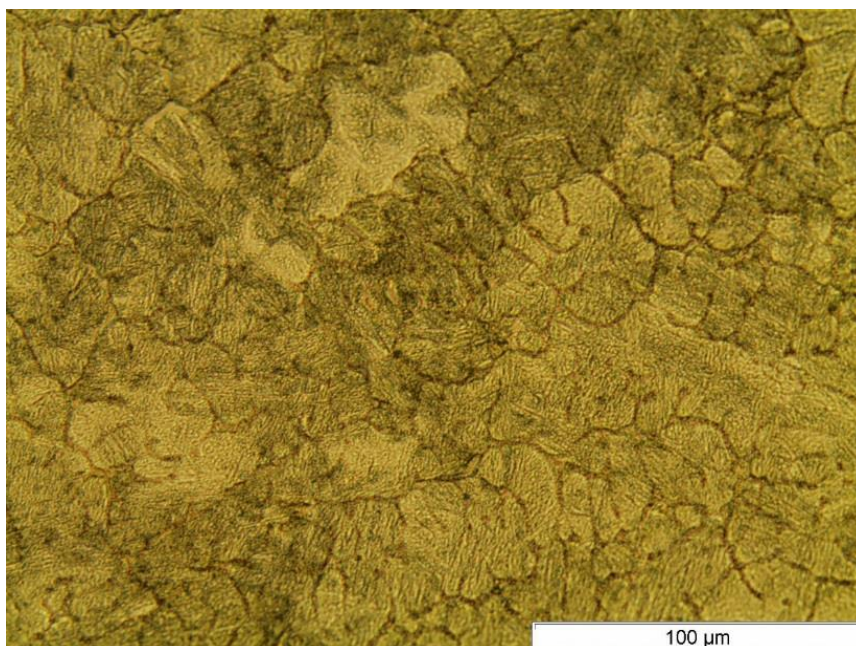
disso, a percepção da intensidade da diferença no ataque químico se faz mais presente nessa imagem.



**Figura 4.5 - Microscopia óptica: Corrente Convencional; Meio do Cordão.**  
Fonte: Autor.

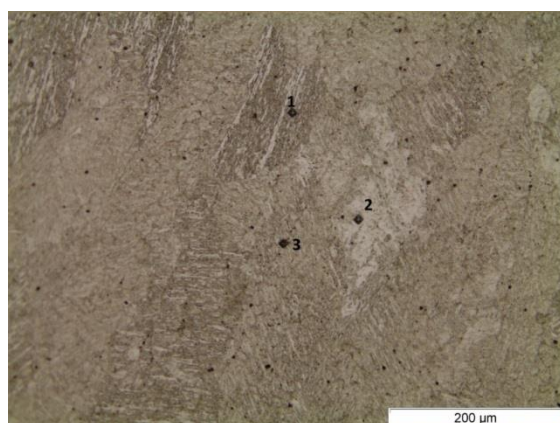


**Figura 4.6 - Microscopia óptica: Corrente Pulsada; Meio do Depósito.**  
Fonte: Autor.

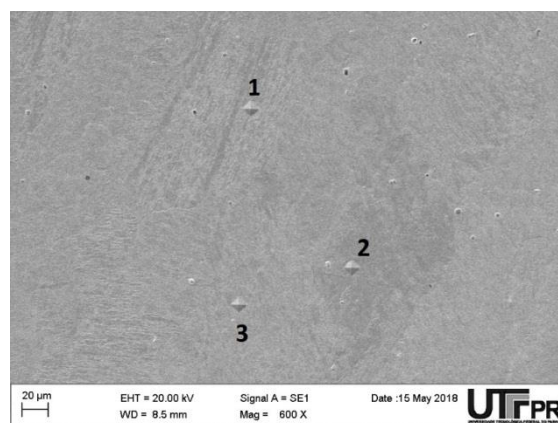


**Figura 4.7 - Microscopia óptica: Corrente Pulsada Térmica; Meio do Cordão.**  
**Fonte: Autor.**

Visando avaliar a distinção entre essas regiões dos depósitos, além de, facilitar a observação no MEV destas, realizou-se endentações em todos os depósitos, sendo estas, apresentadas nas Figuras 4.8, 4.9 e 4.10.

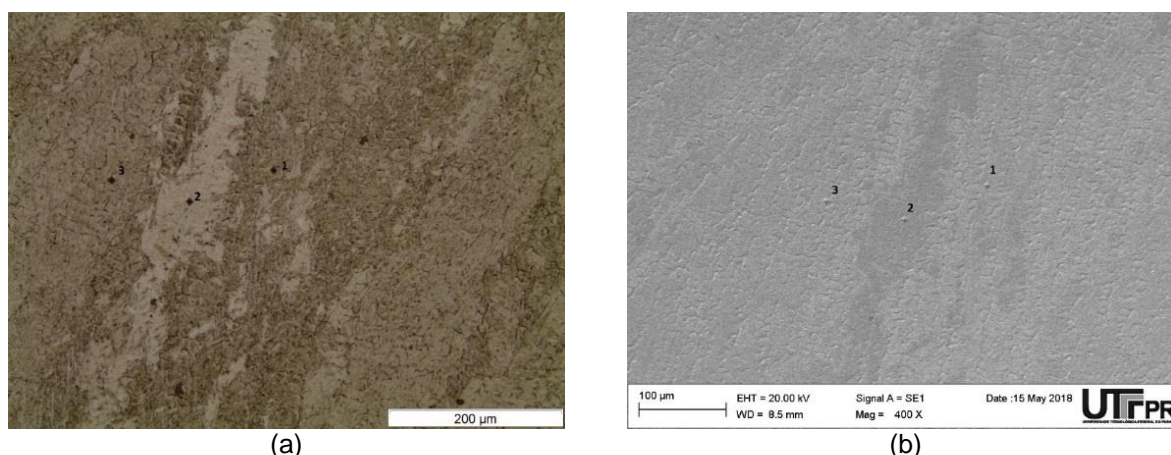


(a)

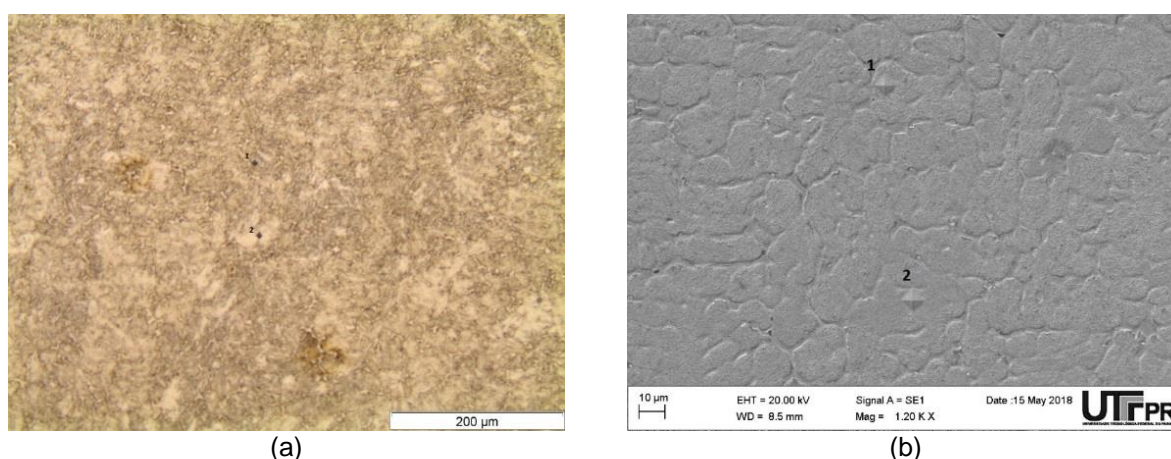


(b)

**Figura 4.8 - Microscopia óptica: Endentações; Corrente Convencional; Microscopia óptica(a) e MEV – Elétrons Secundários (b).**  
**Fonte: Autor.**



**Figura 4.9 - Corrente Pulsada; Meio do Cordão; Endentações; Microscopia óptica(a) e MEV – Elétrons Secundários (b).  
Fonte: Autor.**

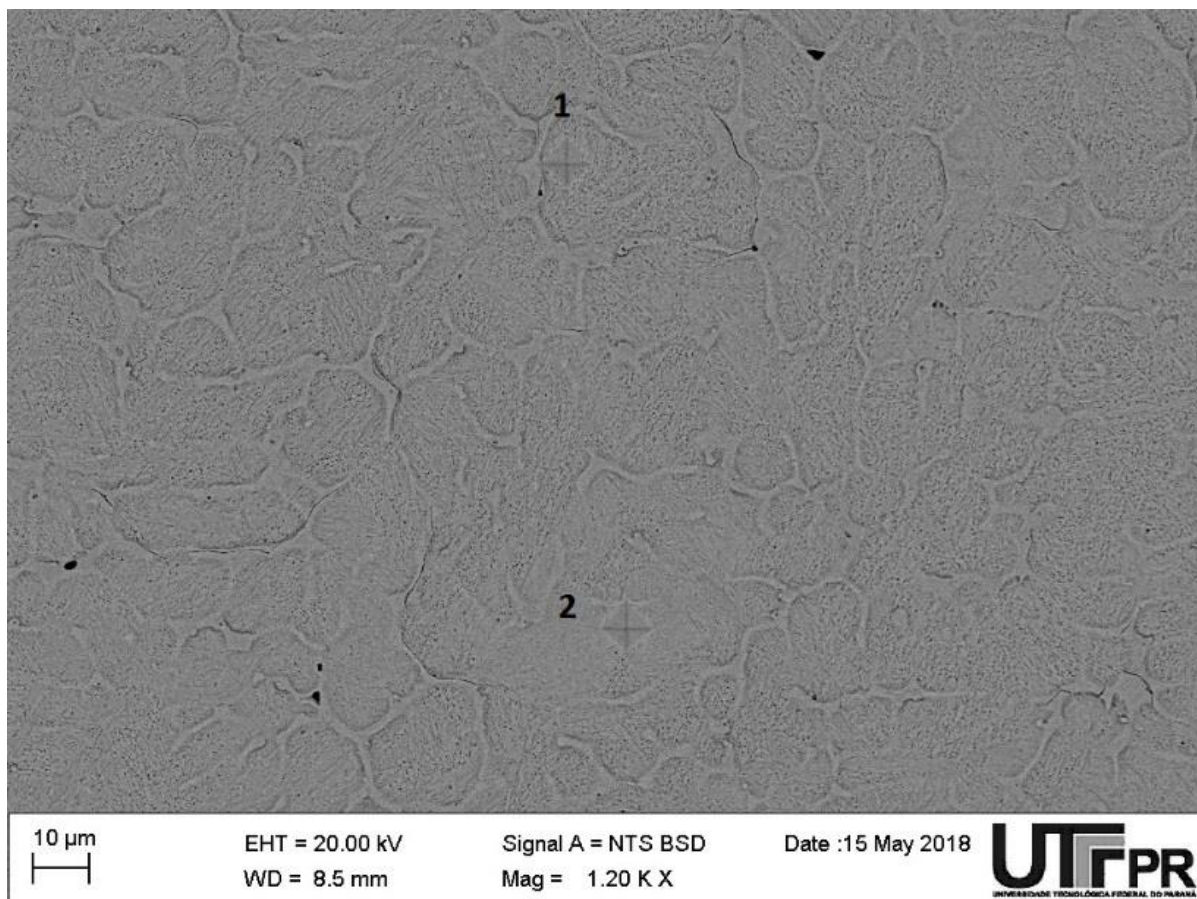


**Figura 4.10 - Corrente Pulsada Térmica; Meio do Cordão; Endentações; Microscopia óptica (a) ; MEV – Elétrons Secundários (b).  
Fonte: Autor.**

Observou-se a ocorrência de poros na corrente convencional (Figura 4.8 (b)), ocasionada devido a falhas na seleção de parâmetros de soldagem (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Já na figura 4.10(b) não é possível distinguir a diferença no ataque entre as regiões, diferentemente do apresentando na microscopia óptica, realçando a uniformidade microestrutural do depósito de corrente pulsada térmica.

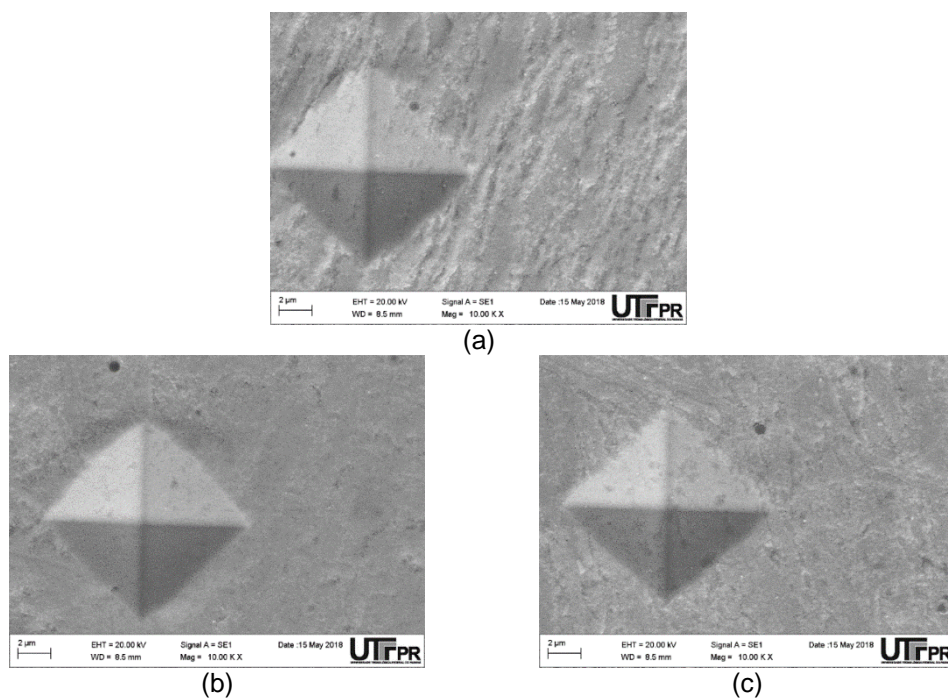
Utilizando o método de elétrons retroespalhados para a formação da imagem pelo MEV (Figura 4.11), observe-se na corrente pulsada térmica uma pequena diminuição na intensidade do ataque próximo a segunda endentação.

Contudo, nota-se na imagem abaixo o contorno dendrítico, formado durante a solidificação.

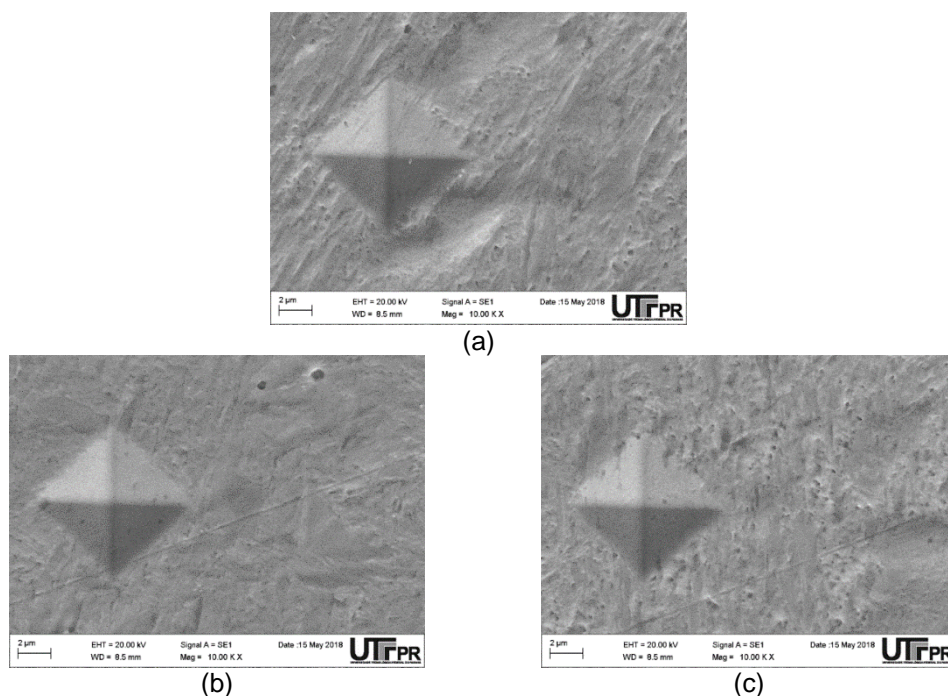


**Figura 4.11 - MEV – Elétrons Retroespalhados: Corrente Pulsada Térmica; Meio do Cordão.**  
**Fonte: Autor.**

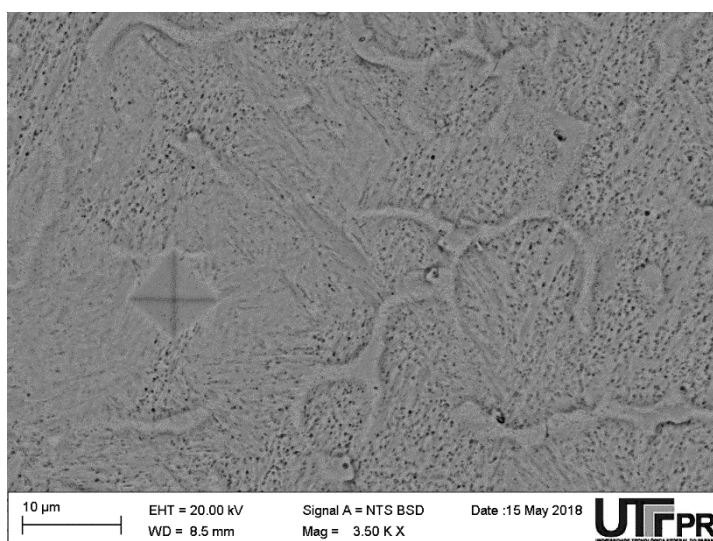
As Figuras 4.12 e 4.13 apresentam uma aproximação das regiões endentadas das correntes convencional e pulsada, respectivamente. A Figura 4.14 apresenta uma aproximação da região da segunda endentação, da corrente pulsada térmica, onde é possível ver as diferenças nas regiões, observadas na Figura 4.11.



**Figura 4.12 – MEV – Elétrons Secundários: Corrente Convencional; Marca 1(a), Marca 2(b) e Marca 3 (c)**  
**Fonte: Autor.**



**Figura 4.13 - MEV – Elétrons Secundários: Corrente Pulsada; Marca 1(a), Marca 2 (b) e Marca 3(c).**  
**Fonte: Autor.**



**Figura 4.14 - MEV – Elétrons retroespalhadoss: Corrente Pulsada Térmica; Marca 2.**  
**Fonte: Autor.**

Através da observação das imagens acima se constatou a presença da mesma microestrutura em forma de agulhas, respaldando as microscopias ópticas. Todavia as agulhas são menos expressivas nas regiões menos atacadas da corrente convencional (Figura 4.12(b)) e pulsada (Figura 4.13(b)), sendo que na corrente pulsada térmica (Figura 4.14), a microestrutura é uniforme independente da intensidade do ataque químico.

A partir da observação da microestrutura, por meio de microscopia óptica e eletrônica de varredura, dos depósitos, em todos os processos de deposição propostos neste trabalho, têm-se as mesmas características em todas as condições, quais são:

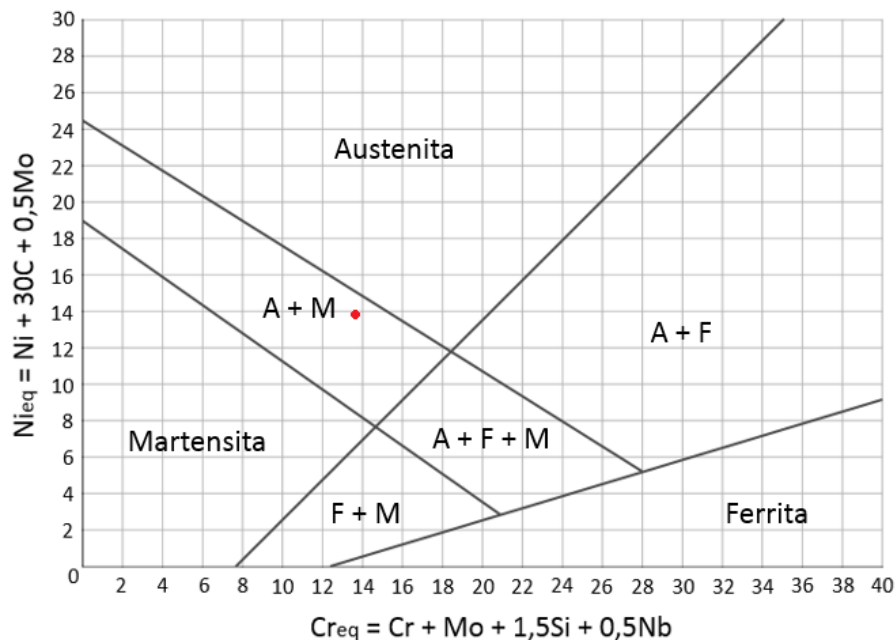
- Os depósitos apresentaram microestrutura em formato de agulhas;
- Ocorreu uma diferenciação da intensidade do ataque químico em todas as condições.

O reagente utilizado no trabalho tem a capacidade de revelar microestruturas de carbonetos, ferrita, austenita primária e martensita temperada (VOORT, 1999), considerando a composição química do metal de adição (Tabela

3.1) e utilizando o diagrama de SCHAFFLER (Figura 4.15), tendo as equações de cromo e níquel equivalente para o metal de adição (presente na Figura 4.15) apresentadas abaixo, tem-se que a microestrutura prevista para esse metal de adição é de martensita e austenita primária (demonstrada na figura 4.15).

$$Cr_{eq} = 9 + 0 + 1,5 * 3 + 0,5 * 0 = 13,5 \quad (4.1)$$

$$Ni_{eq} = 0 + 30 * 0,45 + 0,5 * 0 = 13,5 \quad (4.2)$$



**Figura 4.15 - Diagrama de Schaffler (Alterado).**

Fonte: Lippold, Jonh C., 1993.

Fica claro que as agulhas são martensitas, porém, falta de presença de elementos gamágenos, dificulta a afirmação da fase mais clara ser austenita. Tendo em vista a forte influência do cromo e silício como elementos alfa genos pode-se afirmar que a região menos atacada é ferrita.

A partir dessa análise conclui-se que a microestrutura de todos os depósitos é a martensita e ferrita. Porém, ocorre uma diferenciação na quantidade e na distribuição desses microcomponentes entre os métodos de fabricação propostos neste trabalho.

A presença de ferrita (regiões esbranquecidas/brancas) é perceptível em todos os depósitos, todavia, há variação da quantidade de martensita distribuídas no depósito. Observa-se que no depósito de corrente pulsada térmica (Figura 4.7) a microestrutura é quase uniforme devido à alta quantidade de martensita, diferentemente do que ocorre na corrente pulsada (Figura 4.6) e convencional (Figura 4.5), sendo a convencional a que apresenta menor quantidade de martensita.

Esse comportamento de empobrecimento de martensita é comprovado após analisar as imagens de MEV. Na Figura 4.12(b), referente a marca dois da corrente convencional, a presença de martensita é quase imperceptível. A marca dois da corrente pulsada (Figura 4.13(b)) também demonstra o empobrecimento de martensita na região de menor ataque. Contudo, na marca dois da corrente pulsada térmica (Figura 4.14) o empobrecimento é menos perceptível.

Como descrito anteriormente a diluição tem uma grande influência na microestrutura e conseqüentemente na resistência dos depósitos. Observa-se que ocorreu uma relação entre o excesso de diluição (Tabela 4.1) e a diminuição da incidência da martensita nos depósitos que utilizaram corrente convencional e pulsada

As Tabelas 4.2, 4.3 e 4.4, apresentam os mapeamentos químicos dos depósitos para cada condição, sendo os pontos medidos demonstrando nas Figuras 4.16, 4.17 e 4.18.



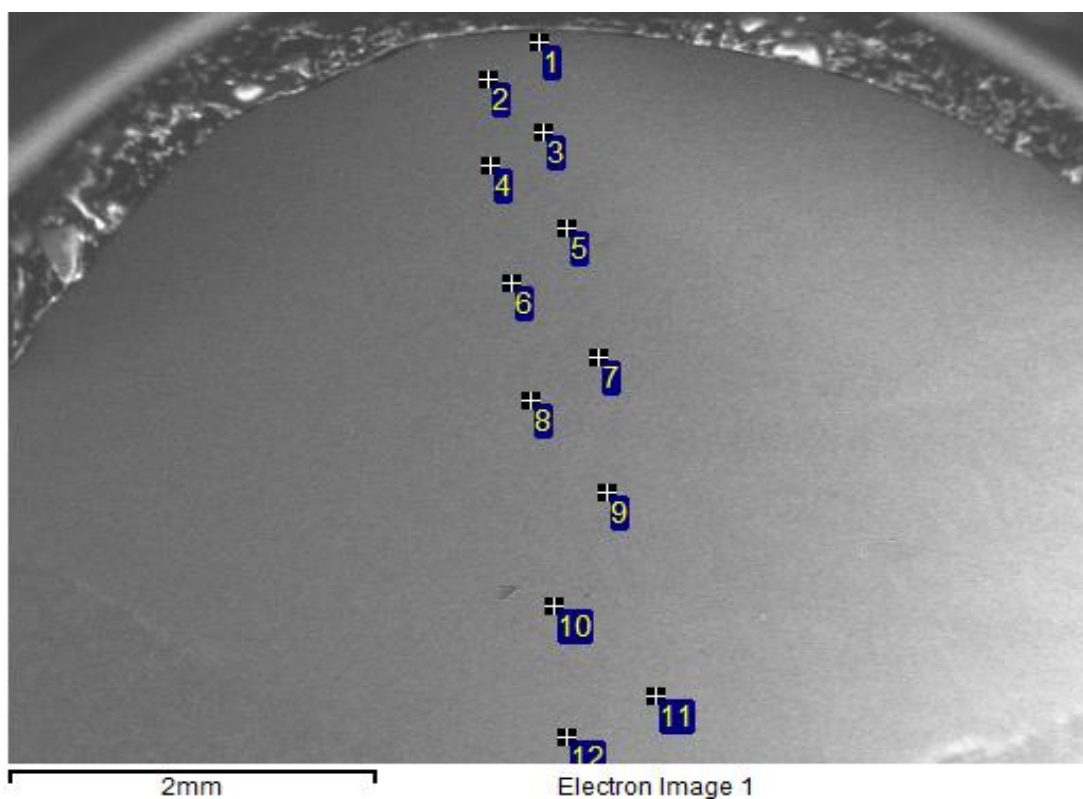


Figura 4.16 – Pontos Medidos para a criação do perfil qualitativo dos elementos químicos; Corrente Convencional.

Fonte: Autor.

Tabela 4.2 – Resultado EDS; Mapeamento Transversal; Corrente Convencional.

Pontos	Composição Química (%)				Total
	C	Si	Cr	Fe	
1	7,58	1,84	6,06	84,52	100
2	6,54	1,89	6,04	85,53	100
3	6,71	1,92	6,06	85,31	100
4	6,65	1,73	6,2	85,42	100
5	7,08	1,98	5,82	85,12	100
6	6,66	1,95	6,16	85,23	100
7	7,65	2,00	5,92	84,43	100
8	6,43	2,15	7,17	84,25	100
9	7,71	1,95	6,16	84,18	100
10	7,11	1,95	6,21	84,73	100
11	7,37	2,00	6,29	84,34	100
12	7,20	1,92	6,42	84,46	100

Fonte: Autor.

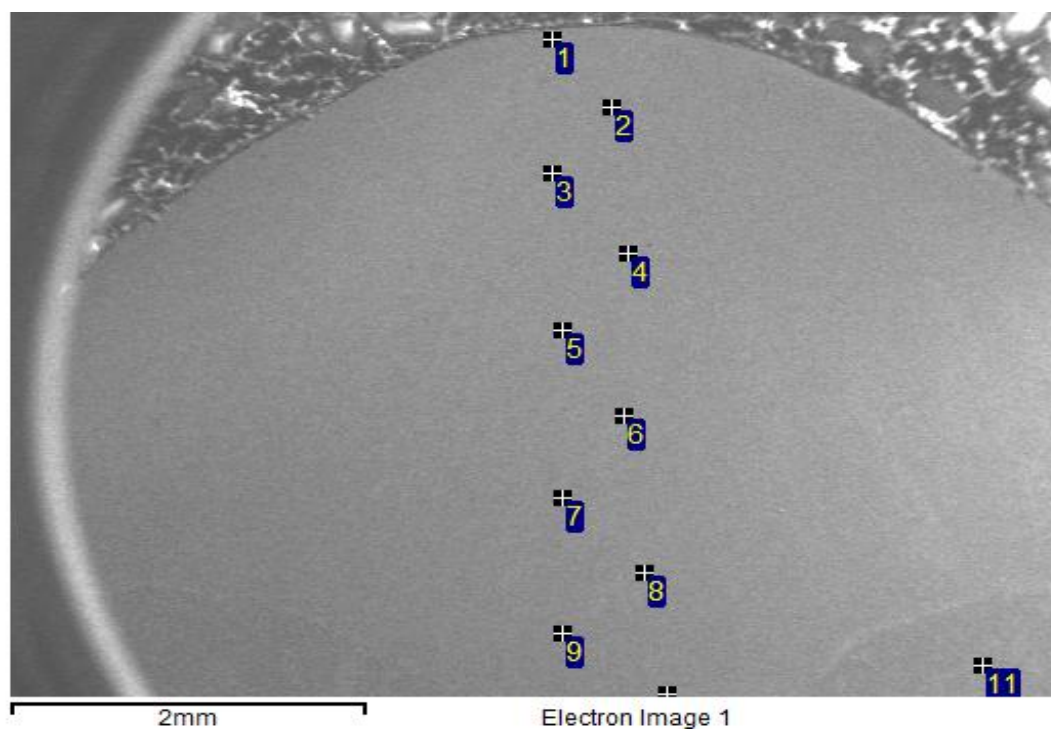


Figura 4.17 - Pontos Medidos para a criação do perfil qualitativo dos elementos químicos; Corrente pulsada.

Fonte: Autor.

Tabela 4.3 – Resultado EDS; Mapeamento Transversal; Corrente Pulsada.

Pontos	Composição Química (%)				
	C	Si	Cr	Fe	total
1	7,51	2,24	7,05	83,20	100
2	7,74	2,24	7,17	82,85	100
3	6,62	2,21	7,1	84,07	100
4	7,00	2,19	7,14	83,67	100
5	6,33	2,29	6,97	84,41	100
6	6,90	2,53	8,31	82,26	100
7	6,00	2,27	7,46	84,27	100
8	5,83	2,25	7,33	84,59	100
9	5,41	2,27	7,28	85,04	100
10	5,47	2,37	7,95	84,21	100
11	5,69	-	-	93,89	99,58

Fonte: Autor.

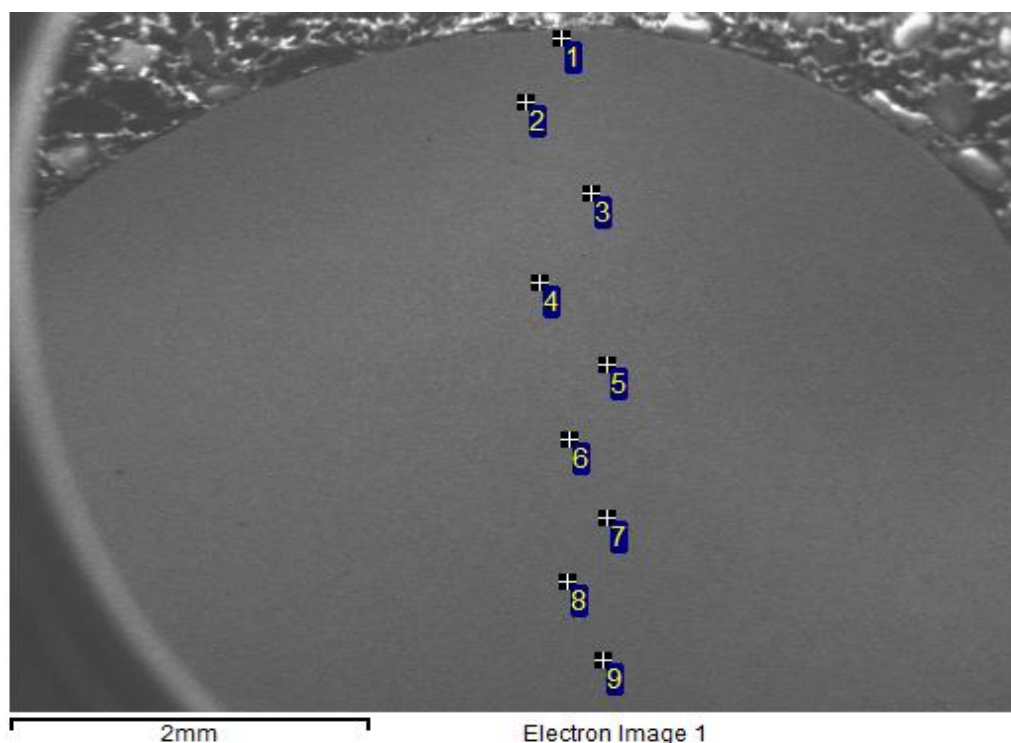


Figura 4.18 - Pontos Medidos para a criação do perfil qualitativo dos elementos químicos; Corrente Pulsada Térmica.

Fonte: Autor.

Tabela 4.4 - Resultado EDS; Mapeamento Transversal; Corrente Pulsada Térmica.

Pontos	Composição Química (%)				
	C	Si	Cr	Fe	Total
1	7,14	2,62	8,31	81,93	100
2	6,66	2,67	8,67	82,00	100
3	6,97	2,43	7,87	82,73	100
4	7,06	2,42	7,61	82,91	100
5	5,99	2,36	8,02	83,63	100
6	7,81	2,53	8,15	81,51	100
7	6,00	2,49	8,20	83,31	100
8	6,11	2,38	8,19	83,32	100
9	6,51	2,55	8,36	82,58	100

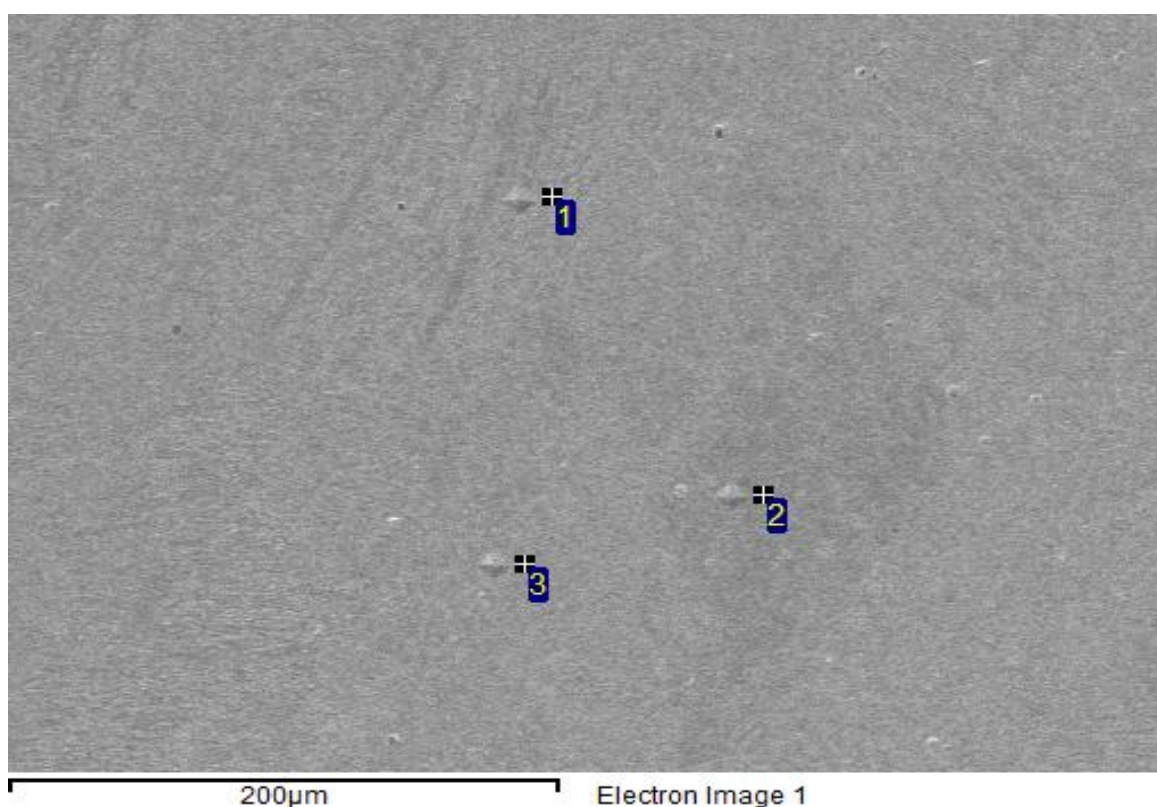
Fonte: Autor.

Os resultados dos perfis de composição química dos depósitos demonstraram uma certa homogeneidade em todos os depósitos. Observa-se através da medição do ponto 11( Tabela 4.3) que não ocorreu difusão de Si e Cr para o metal de base

na corrente pulsada, outro ponto a se ressaltar é que a composição química desta (Tabela 4.3) não se apresenta como 100%,devido à ausência de Mn nesta, sendo que, este faz parte da composição o metal de base.

As Figura 4.10, 4.20 e 4.21 apresentam os pontos medidos de EDS próximo as endentações nas regiões distintas em de cada depósito, sendo os resultados apresentadas nas Tabelas 4.5, 4.6 e 4.7, juntamente com o valor de microdureza medidos em cada região dos depósitos.

A Figura 4.22 apresenta os locais onde foram realizadas as medições de EDS no depósito da corrente pulsada térmica próxima a marca dois, e a Tabela 4.8 os resultados. Realizaram-se as medições nessa região visto que se encontram todas as diferenças de revelação apresentada pelas Figura 4.11/4.14



**Figura 4.19 – Região de Leitura do EDS; Corrente Convencional.**  
Fonte: Autor

Tabela 4.5 – Resultados de Microdureza e EDS; Corrente Convencional; Regiões Marcadas.

Pontos	Microdureza (HV)	Composição Química (%)				
		C	Si	Cr	Fe	Total
1	334	8,98	1,68	6,57	82,77	100
2	312	10,79	1,71	5,67	81,83	100
3	285	10,45	1,74	6,03	81,78	100

Fonte: Autor.

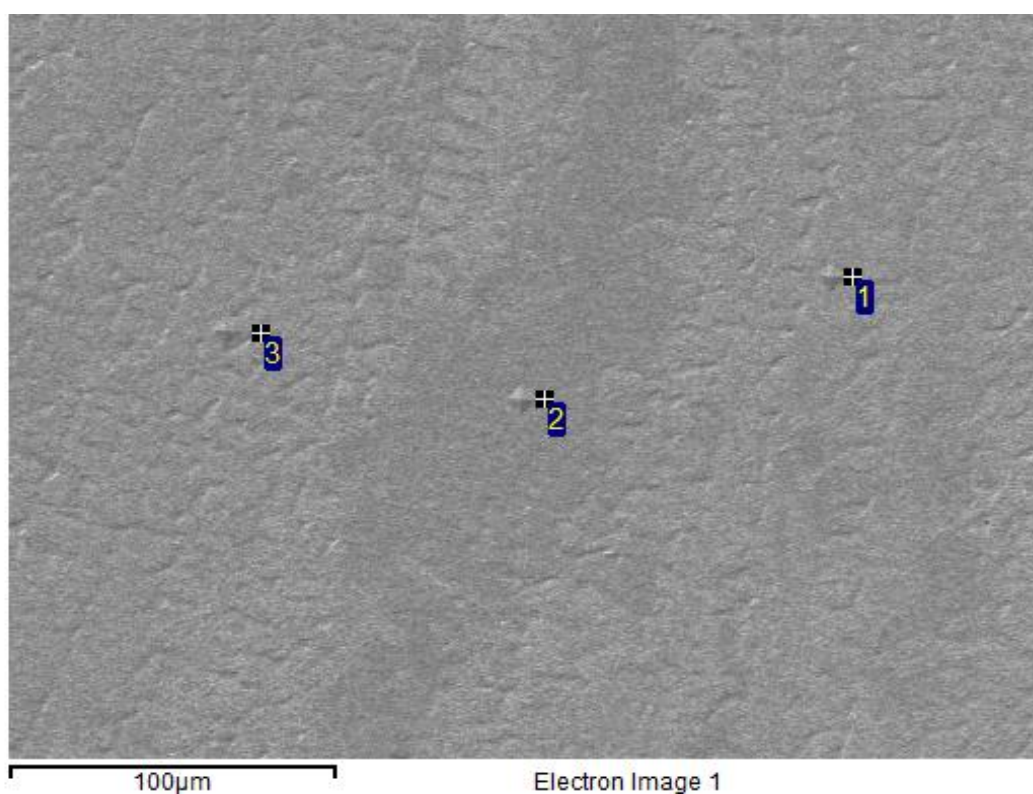
Figura 4.20 – Regiões de medição do EDS; Corrente Pulsada.  
Fonte: Autor.

Tabela 4.6 - Resultados de Microdureza e EDS; Corrente Pulsada; Regiões Marcadas.

Pontos	Microdureza (HV)	Composição Química (%)				
		C	Si	Cr	Fe	total
1	602	10,53	2,14	6,65	80,68	100
2	526	7,93	2,22	6,76	83,09	100
3	565	8,10	2,02	6,89	82,99	100

Fonte: Autor.

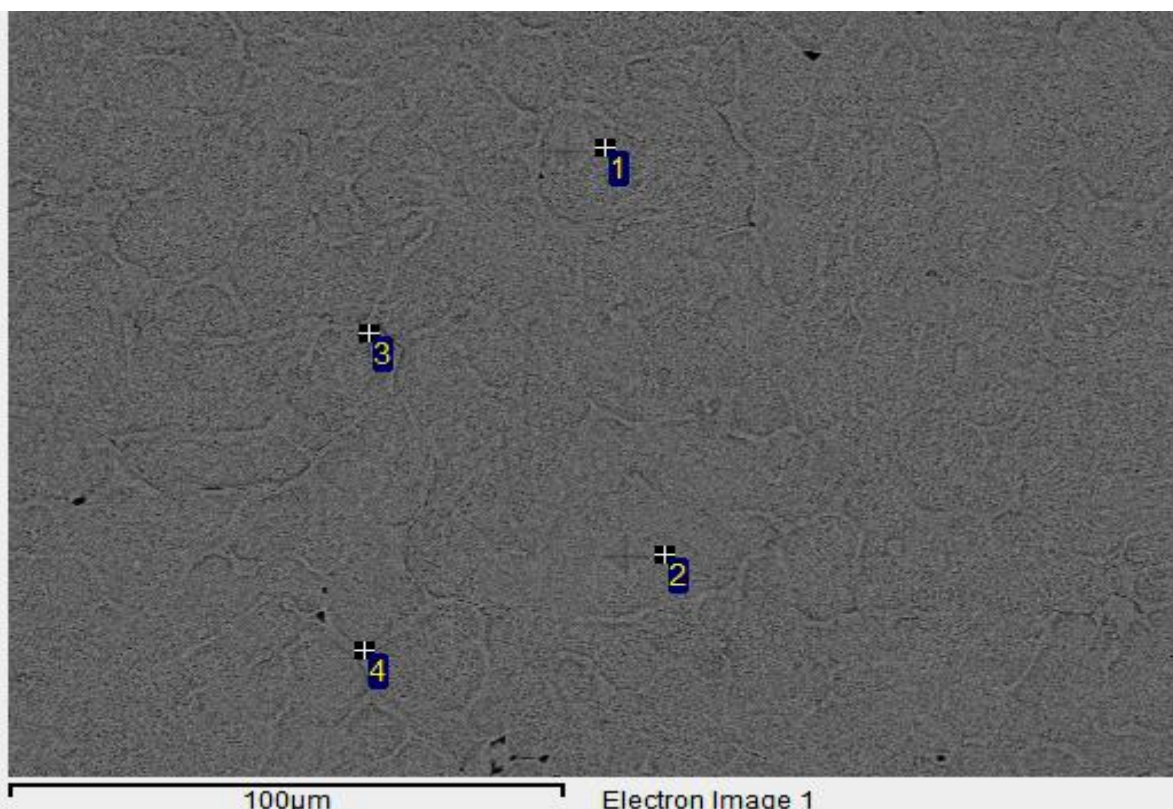


Figura 4.21 – Região de Leitura do EDS; Corrente Pulsada Térmica.  
Fonte: Autor.

Tabela 4.7 - Resultados de Microdureza e composição química por EDS; Corrente Pulsada Térmica (os pontos representam as regiões Marcadas na figura 4,9)

Pontos	Microdureza (HV)	Composição Química (%)				
		C	Si	Cr	Fe	Total
1	573	12,83	2,48	6,96	77,73	100
2	484	13,91	2,34	6,84	76,91	100
3	-	18,26	2,49	10,77	68,48	100
4	-	14,71	2,84	12,1	70,35	100

Fonte: Autor.

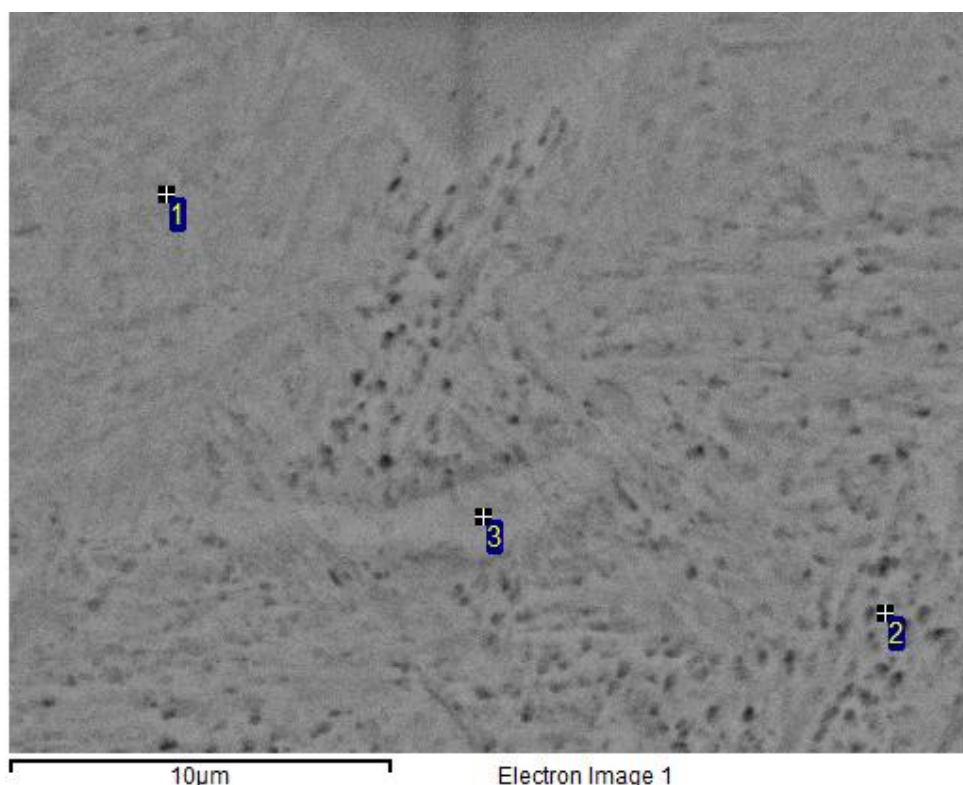


Figura 4.22 - Regiões de medição do EDS; Corrente Pulsada Térmica; Marca 2.  
Fonte: Autor.

Tabela 4.8- Resultados EDS; Corrente Pulsada Térmica; Marca 2.

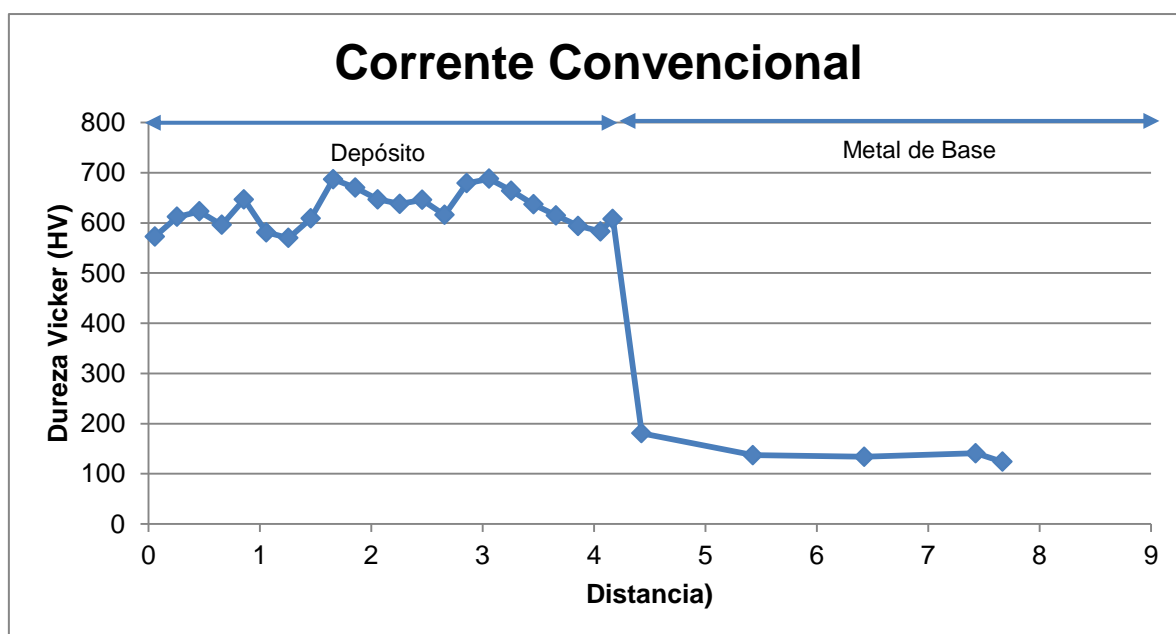
Pontos	Composição Química (%)				
	C	Si	Cr	Fe	Total
1	11,16	2,32	7,11	79,41	100
2	8,00	2,46	7,97	81,57	100
3	12,80	3,05	11,92	72,23	100

Fonte: Autor.

Os resultados localizados de EDS (Tabelas 4.5/4.6/4.7 e 4.8) mostram que ocorreu variação química e mecânica entre as regiões, em todas as condições de depósito deste trabalho. Porém, devido a não uniformidade dos resultados, não é possível afirmar que o empobrecimento de martensita se deu devido a variação química. Todavia fica claro a congruência entre os resultados de diluição e a disposição da microestrutura entre os depósitos.

### 4.1.3 Análise Mécânica

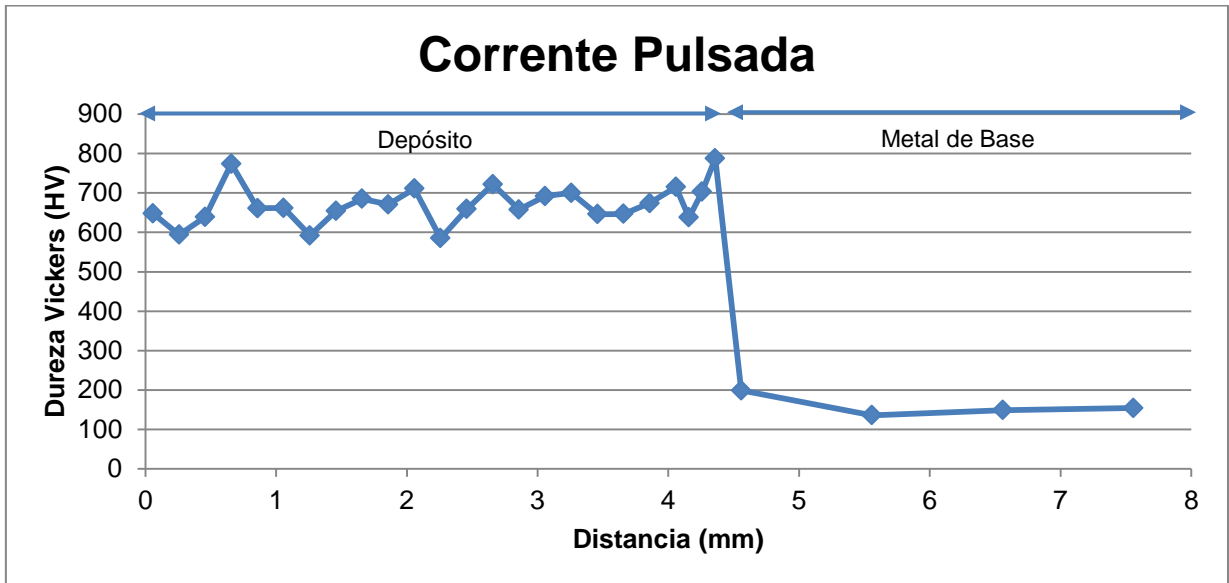
A Figura 4.23 apresenta o perfil de microdureza do depósito de corrente convencional, verificou-se que houve uma variação de 100 HV, sendo esta perceptível em todo o depósito. Este fato acarretará em respostas diferentes a um mesmo esforço no decorrer do depósito, transversalmente e longitudinalmente.



**Figura 4. 23 – Perfil de Microdureza: Corrente Convencional.**  
**Fonte: Autor.**

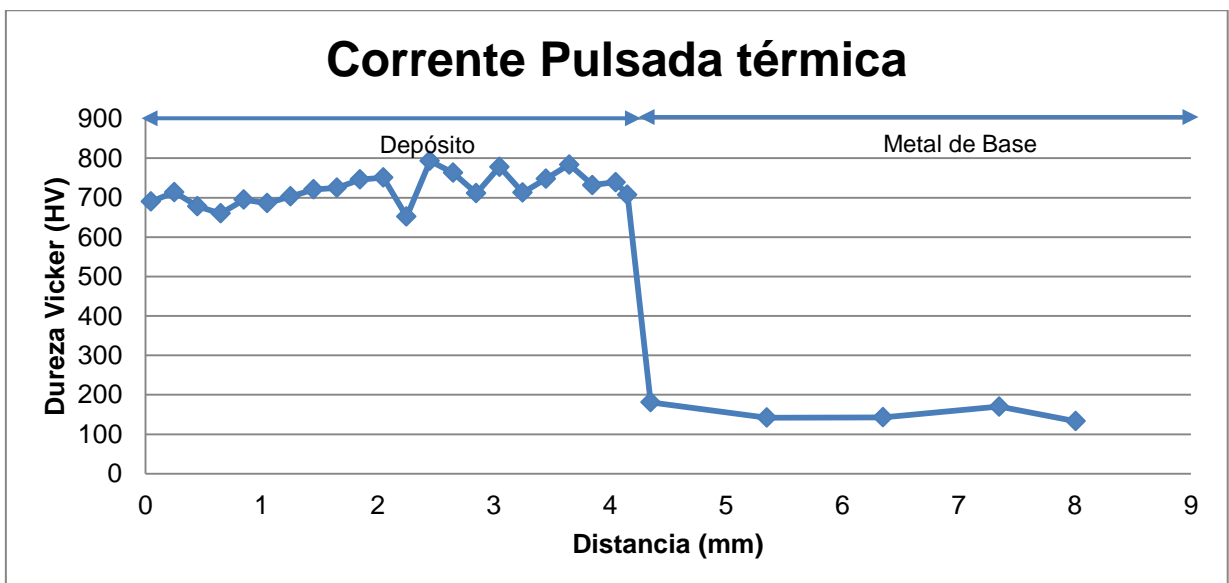
A Figura 4.24 apresenta o perfil de microdureza do depósito da corrente pulsada, onde é possível observar que ocorreu uma variação de até 200 HV das medições, tendo uma elevação da dureza do material próxima a linha de fusão. A partir dessa análise consegue-se prever que o material apresenta regiões de maior dureza fora do valor médio medido, as quais, em esforço podem ser concentradores de tensão ou reforços, sendo assim capaz de aumentar ou diminuir o desgaste do material, dependendo de como está sua distribuição no material (HUTCHINGS, 1992).





**Figura 4. 24 – Perfil de Microdureza: Corrente Pulsada.**  
**Fonte: Autor.**

A Figura 4.25 apresenta o perfil de microdureza do depósito da corrente pulsada térmica, onde ocorre uma variação de 150HV. O perfil apresenta uma dureza superior a 700 HV, na maioria do depósito, tendo algumas regiões com menor dureza.

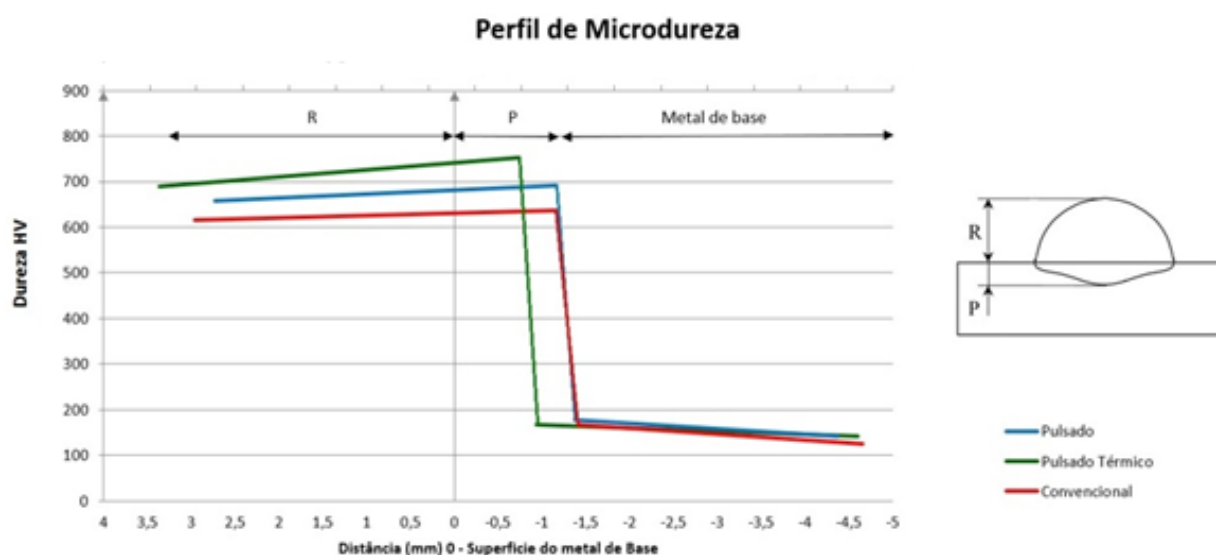


**Figura 4.25 - Perfil de Microdureza: Corrente Pulsada Térmica.**  
**Fonte: Autor.**

O perfil de microdureza em todos os depósitos situam-se nas seguintes faixas de dureza:

- Corrente Convencional: 600 - 700 HV;
- Pulsada: 650 – 700 HV;
- Pulsada Térmica: 700 – 800 HV.

A Figura 4.26 apresenta uma representação gráfica dos perfis de microdureza dos depósitos.



**Figura 4.26 – Perfis de Microdureza.**  
Fonte: Autor.

Na Figura 4.37 tem-se algumas informações sobre o depósito:

- A corrente pulsada térmica (PT) apresenta o maior reforço com a menor penetração;
- A corrente pulsada (P) apresenta a menor região de reforço;
- O perfil de microdureza apresenta a seguinte ordem de valores em todo o depósito:

Pulsada Térmica > Pulsada > Convencional

Como apresentando anteriormente, a microestrutura dos depósitos é composta de martensita e ferrita, com a presença de regiões empobrecidas de martensita. Sendo evidente através dos resultados de microdureza das fases distintas em todos os depósitos, Tabelas 4.4, 4.5 e 4.6, que existe variação na resistência entre as regiões.

A partir dos resultados apresentados nas Tabelas 4.4, 4.5 e 4.6, verifica-se que a quantidade de martensita está intimamente ligada ao aumento da resistência mecânica do material. Assim, pode-se relacionar a quantidade de martensita com os resultados de perfil de microdureza, sendo congruentes com os apresentados no tópico 4.1.3.1.

## **4.2 ANÁLISE DO RISCO**

### **4.2.1 Análise Morfológica dos Riscos**

A Figuras 4.27, 4.28 e 4.29 apresenta o perfil 3D da parte superior dos riscos 1 das correntes convencional, pulsada e pulsada térmica, respectivamente. A partir das imagens nota-se a heterogeneidade das “*pile-up*” em todos os casos, estes não apresentam um padrão/tendência do desenvolvimento da sua altura no perfil longitudinal e transversal. Sendo correto afirmar que, eles sofreram influência da aleatoriedade da microestrutura, ao qual, estava presente no pré-riscamento. Isto é, uma resposta direta a heterogeneidade da microestrutura, dureza e fases, discutidas anteriormente neste trabalho.

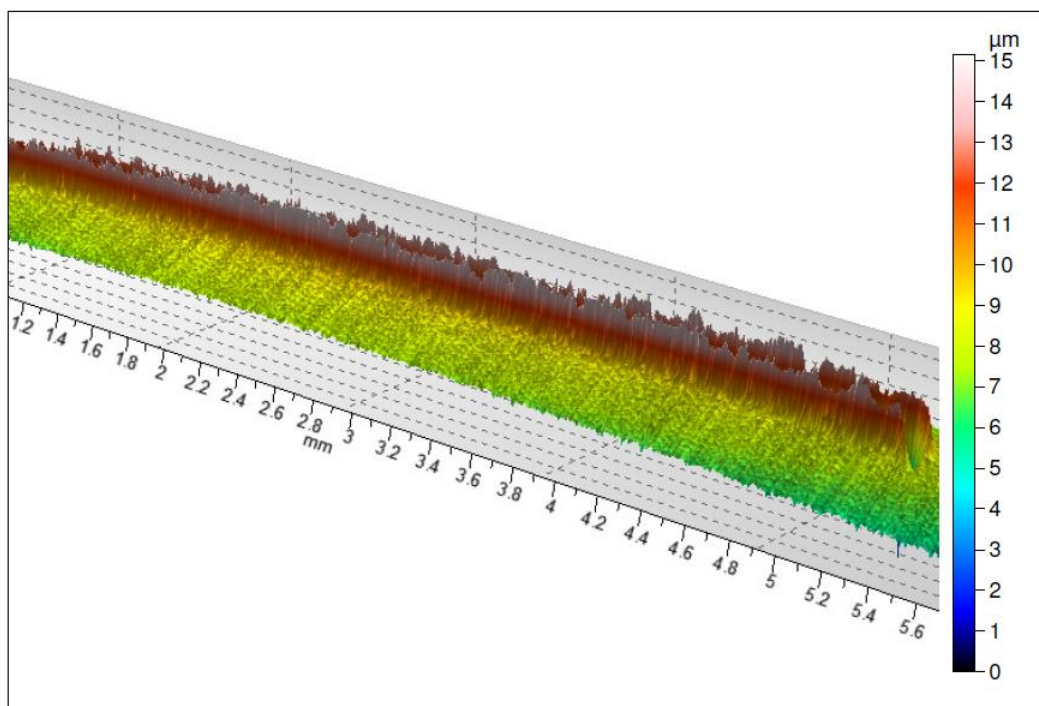


Figura 4.27 – Perfil 3D; Parte Superior; Risco 1; Corrente Convencional.  
Fonte: Autor.

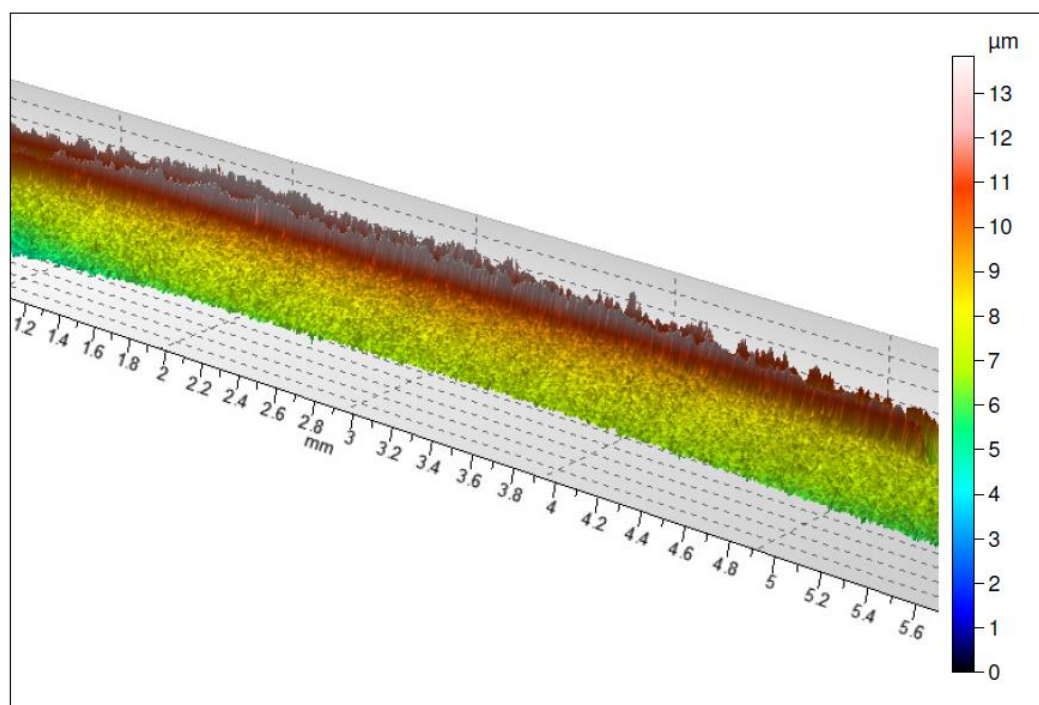
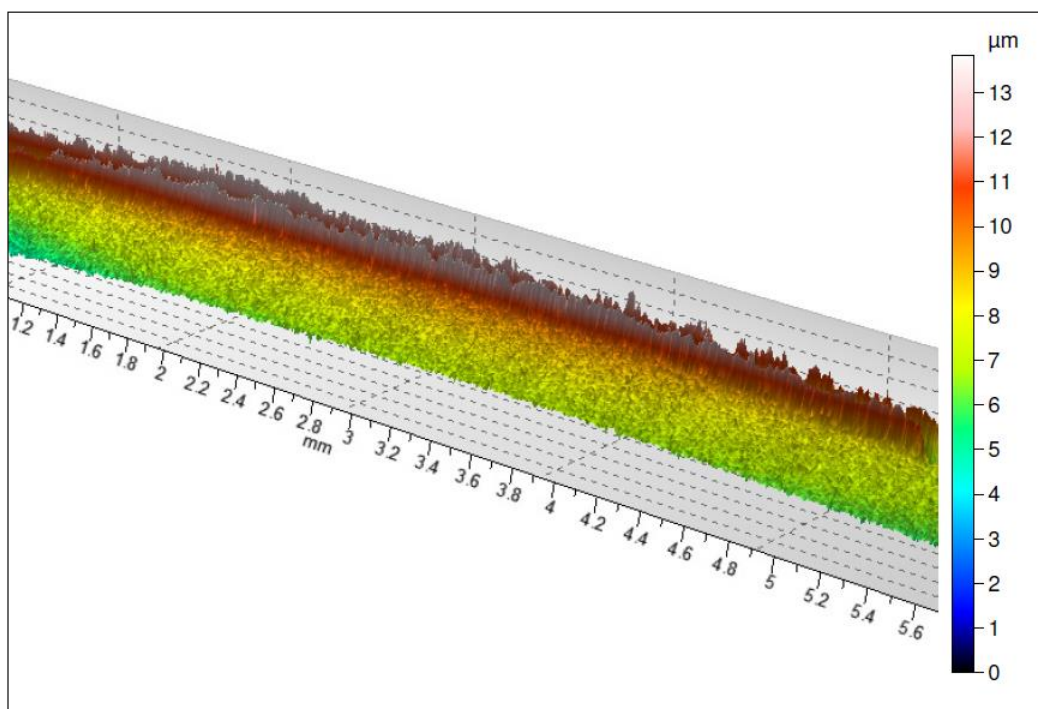
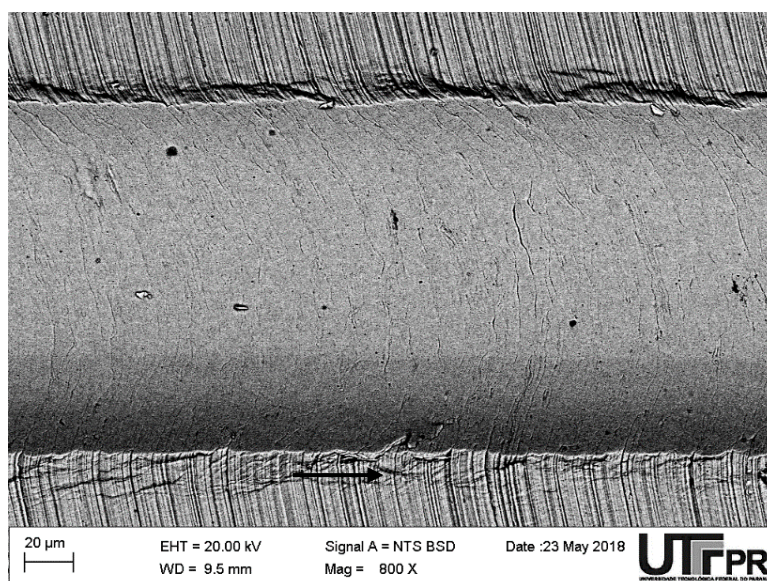


Figura 4. 28- Perfil 3D; Parte Superior; Risco 1; Corrente Pulsada.  
Fonte: Autor.



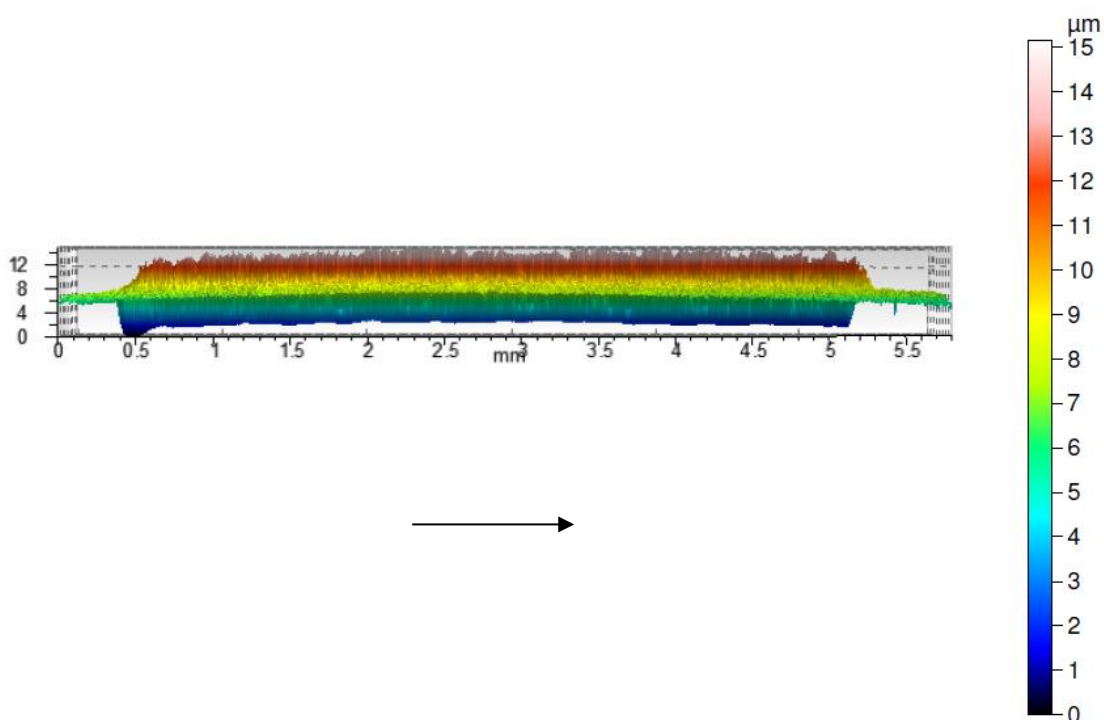
**Figura 4.29 – Perfil 3D; Parte Superior; Risco 1; Corrente Pulsada Térmica.**  
**Fonte: Autor.**

A Figura 4.30 apresenta uma imagem do meio do risco 1 da corrente convencional, onde é possível observar a distinção de altura dos “*pile-ups*” nas faces dos riscos.



**Figura 4.30 - MEV; Risco 1; Corrente Convencional.**  
**Fonte: Autor.**

O mesmo ocorre na profundidade de penetração do endentador no decorrer do risco. As Figuras 4.31,4.32 e 4.33 apresenta os perfis 3D longitudinais dos riscos. Considerando que a região de interesse para esse estudo está entre 1 mm e 4,5 mm, dos riscos observa-se que em todas as imagens ocorre uma aleatoriedade da profundidade dos riscos nesta faixa. Igualmente aos “*pile-up*”, isso se deve a heterogeneidade da microestrutura, explanada anteriormente neste trabalho.



**Figura 4.31 - Perfil 3D; Longitudinal; Risco 1; Corrente Convencional.**  
Fonte: Autor.

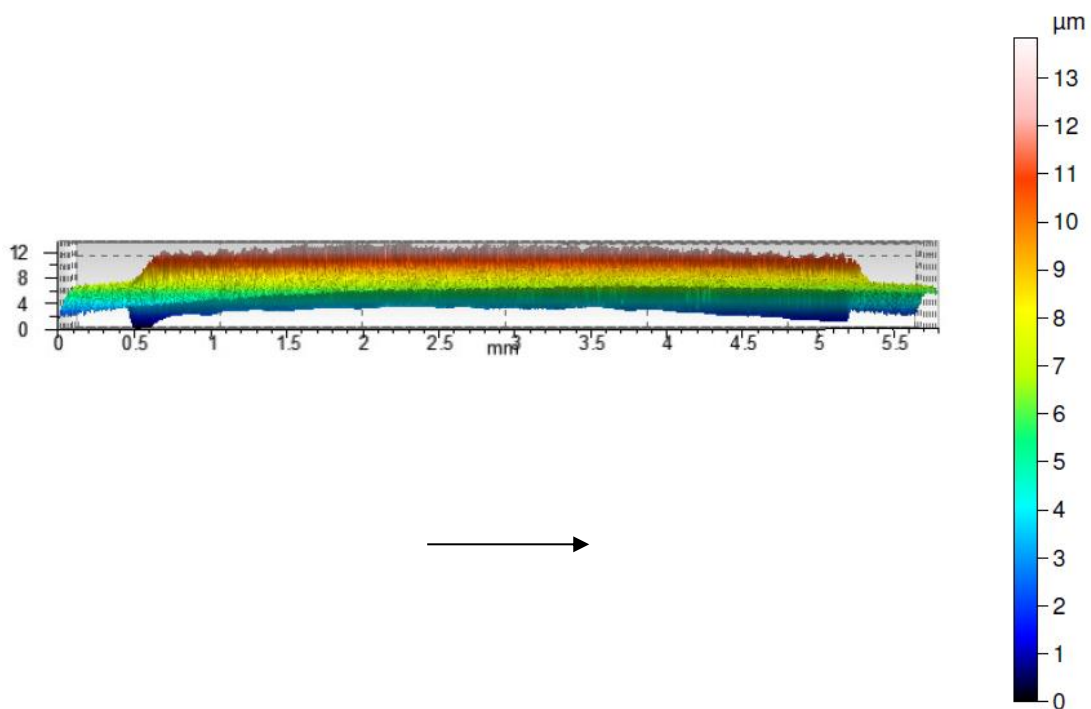


Figura 4.32 - Perfil 3D; Longitudinal; Risco 1; Corrente Pulsada.  
Fonte: Autor.

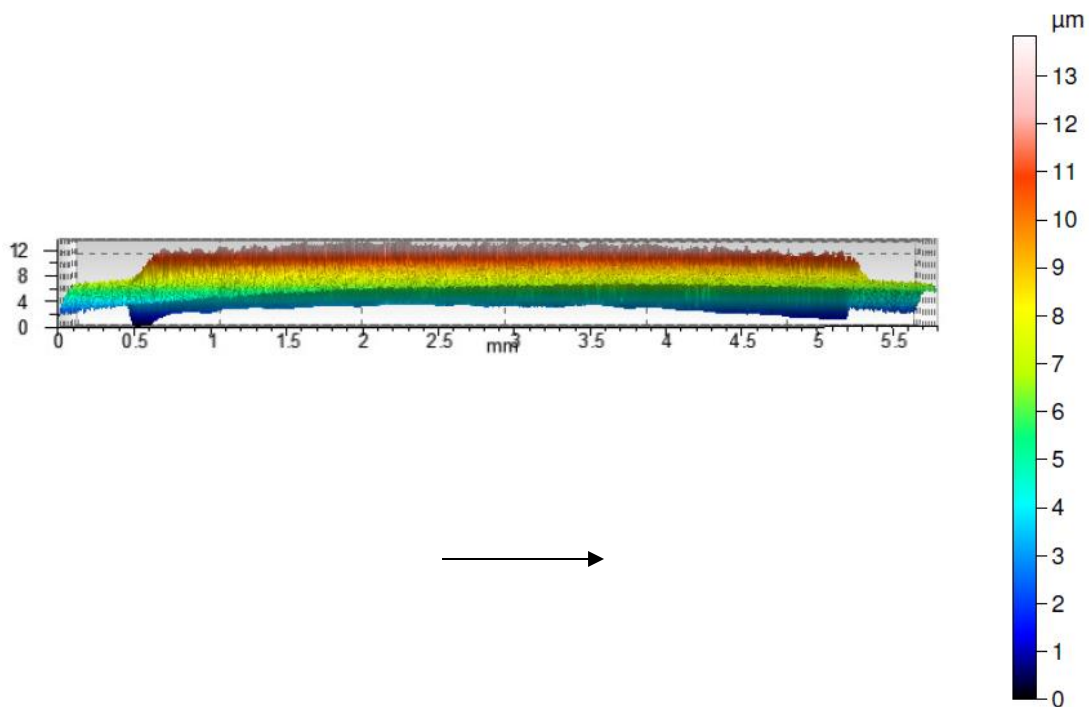
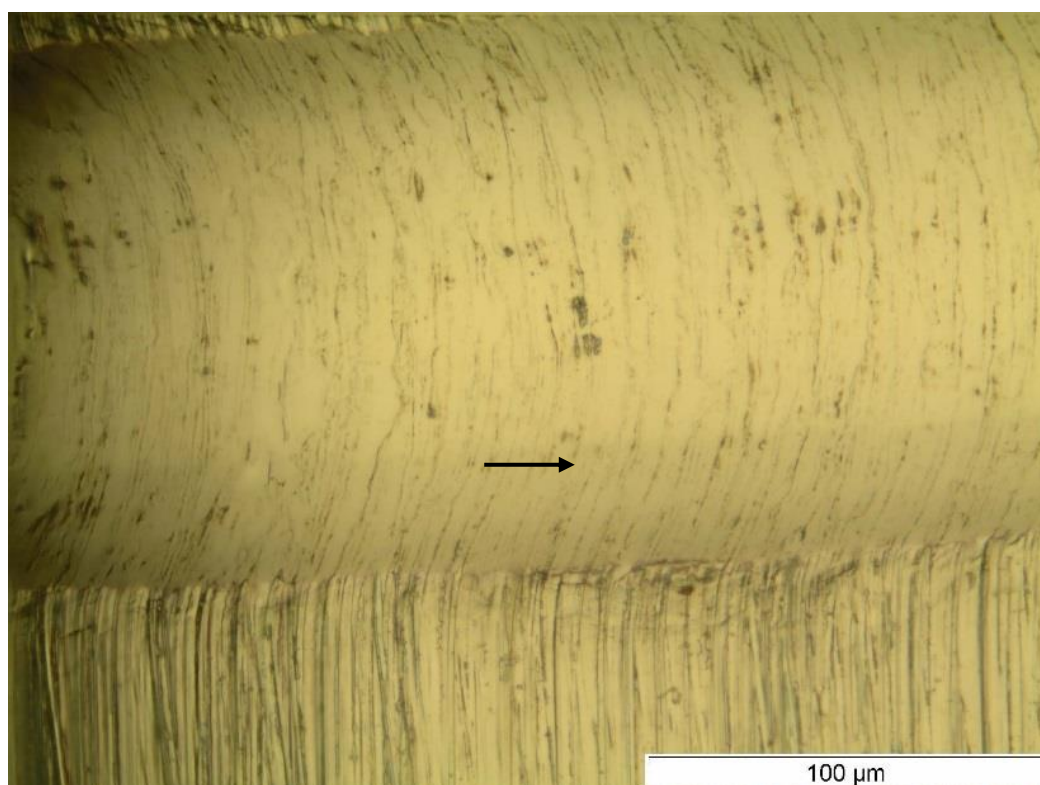


Figura 4.33 - Perfil 3D; Longitudinal; Risco 1; Corrente Pulsada Térmica.  
Fonte: Autor.

A utilização de altas cargas na produção dos riscos gerou um achatamento da rugosidade do material pré-riscamento (Figura 4.34). Vale ressaltar que mesmo assim está ainda continua seguindo seu traço dentro do risco. Isso ocorre devido à alta resistência mecânica do material, porém, a detecção de trincas no interior dos riscos se tornar prejudicada.



**Figura 4.34 – Risco 1; Corrente Pulsada.**  
**Fonte: Autor.**

A maioria dos riscos foram uniformes em sua extensão, tendo apenas pequenos microsulcamentos originados devido a passagem do endentador, ou poros presentes na microestrutura. Como exceções temos o risco 1 da corrente convencional (Figura 4.35) que apresentou uma trinca na face do risco, tendo a origem dela no “*pile-up*”, e, o risco 1 da corrente pulsada térmica (Figura 4.36) que exibiu um acúmulo de material.



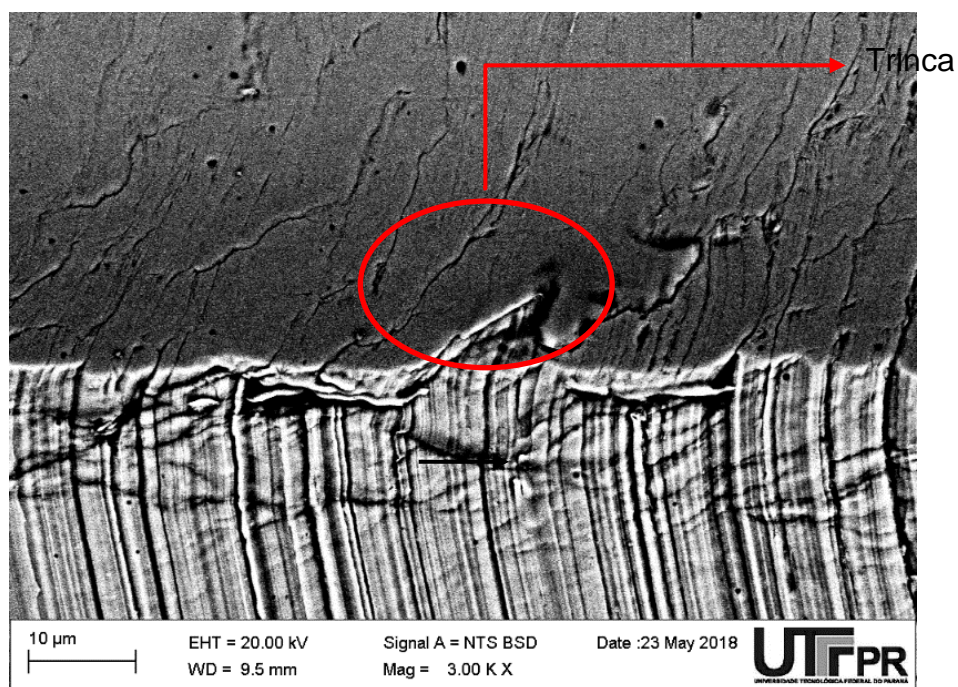


Figura 4.35 – MEV; Risco 1; Corrente Convencional; Trinca.  
Fonte: Autor.

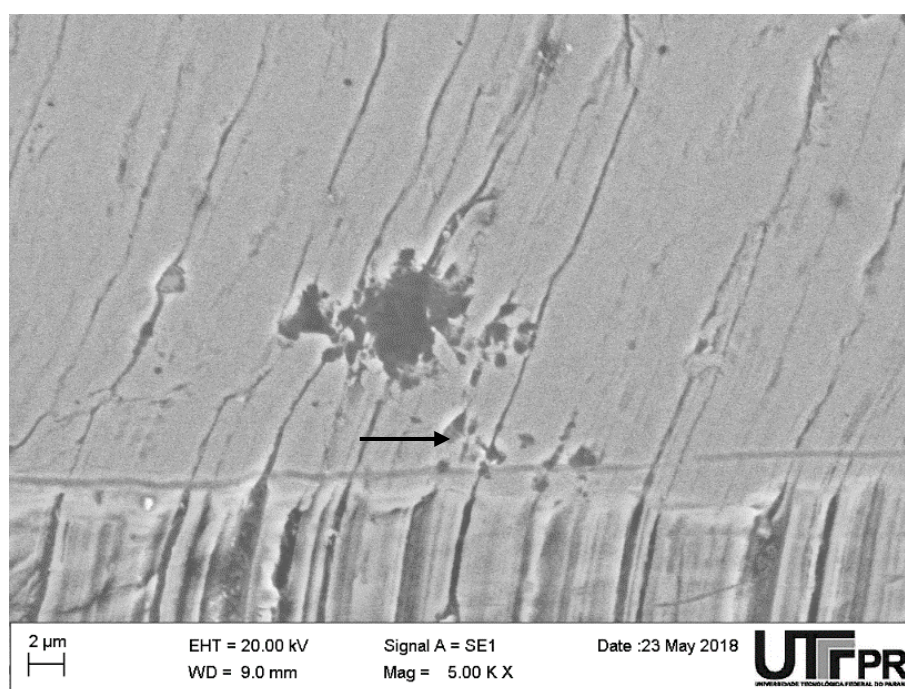


Figura 4.36 - Risco 2; Corrente Pulsada Térmica; Acumulo de Material.  
Fonte: Autor.

#### 4.2.2 Análise Tribológica dos Riscos

A Tabela 4.9 apresenta os resultados dos ensaios de riscamento, sendo estas médias aritméticas, em todas as condições propostas nesse trabalho, tendo os coeficientes de variação desses resultados apresentados na Tabela 4.10.

**Tabela 4.9 – Resultados do Ensaio de Riscamento.**

Corrente	$f_{ab}$	Volume de Desgaste ( $\times 10^6 \mu\text{m}^3$ )	Profundidade do risco ( $\mu\text{m}$ )	Altura ( <i>pile-up</i> ) ( $\mu\text{m}$ )	Distância de Pico a Vale ( $\mu\text{m}$ )
PT	0,71	1,50	8,2	6,8	15,0
P	0,62	1,25	8,6	8,0	16,6
C	0,65	1,59	9,9	8,8	18,7

Fonte: Autor.

**Tabela 4.10 – Coeficiente de Variação.**

Corrente	$f_{ab}$ (%)	Volume de Desgaste (%)	Profundidade do risco (%)	Altura ( <i>pile-up</i> ) (%)	Distância de Pico a Vale (%)
PT	0,4	0,6	7,4	1,7	4,7
P	5,2	4,1	6,4	7,2	3,3
C	3,2	2,4	9,6	3,9	6,4

Fonte: Autor.

Para análises tribológicas os coeficientes de variação menor que 10% representam resultados confiáveis. Sendo assim, pode-se afirmar que os resultados apresentados na Tabela 4.9 são bastante confiáveis, como demonstrado na Tabela 4.10.

A partir da análise do  $f_{ab}$  (Tabela 4.9) pode-se observar que a corrente pulsada térmica foi a que teve maior quantidade proporcional de material retirado, ou seja, mais intensidade do micromecanismo de microcorte, como demonstrado pela definição desse parâmetro.

A Tabela 4.11 apresenta a relação dos resultados mensuráveis, entre as condições propostas nesse trabalho.:

**Tabela 4.11 - Relação dos Parâmetros Medidos entre as Correntes.**

	1				2				3			
	Convencional				Pulsada				Pulsada Térmica			
	V.D	Prof.	Alt.	P-V	V.D	Prof.	Alt.	P-V	V.D	Prof.	Alt.	P-V
<b>C</b>	-	-	-	-	-22%	-13%	-9%	-12%	-5%	-18%	-22%	-20%
<b>P</b>	27%	16%	10%	13%	-	-	-	-	21%	-5%	-14%	-9%
<b>PT</b>	6%	22%	29%	25%	-17%	5%	17%	10%	-	-	-	-

Fonte: Autor.

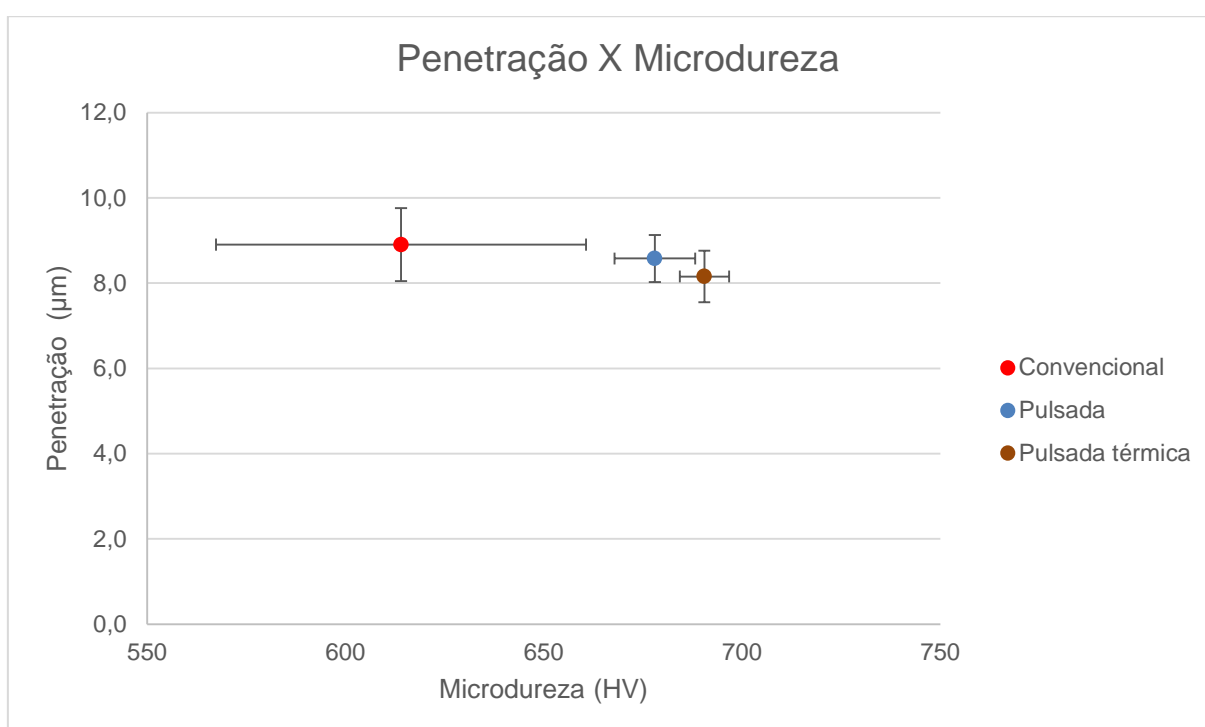
Representando:

- V. D – Volume Desgastado
- Prof. – Profundidade
- Alt. – Altura
- P-V – Distância Pico a Vale
- Coluna 1: valores percentuais dos parâmetros de desempenho da corrente **convencional** em relação aos outros tipos de correntes;
- Coluna 2: valores percentuais dos parâmetros de desempenho da corrente **pulsada** em relação aos outros tipos de correntes;
- Coluna 3: valores percentuais dos parâmetros de desempenho da corrente **pulsada térmica** em relação aos outros tipos de correntes.

Observa-se através das Tabela 4.9/4.11 que mesmo apresentando a maior quantidade proporcional de material retirado por micromecanismo de corte a corrente pulsada térmica obteve os menores “*pile-up*” e vales menos profundos. Em decorrência do seu alto valor de dureza tem-se uma menor capacidade de deformação do material, porém, o maior desgaste, proporcional a sua deformação. conclui-se que ele apresenta uma baixa tenacidade já que o material resistiu pouco a deformação ao qual sofreu.

Ao observar os resultados da corrente convencional, tem-se que esta apresenta uma alta taxa de deformação, apresentando os maiores “*pile-ups*” e vales mais profundos.

O gráfico (Figura 4.37) apresenta a relação entre a penetração do entendedor e microdureza do depósito (medido na profundidade onde ocorreu o ensaio de riscamento). Observa-se uma coerência, pois, o material com a menor microdureza na região apresentou maior penetração do endentador.



**Figura 4.37 – Penetração x Microdureza (HV).**  
**Fonte: Autor.**

Observando o gráfico 4.37, tem-se uma aproximação gráfica dos valores de penetração entre as condições proposta neste trabalho. Sendo assim a tabela 4.12, apresenta o teste de hipótese onde se considera que as penetrações são iguais com um nível de confiança de 95%, tendo o fator de confiança pela tabela *t-student* de 4,303. Fica claro graficamente e estatisticamente que a penetração do endentador em todas as condições é igual.

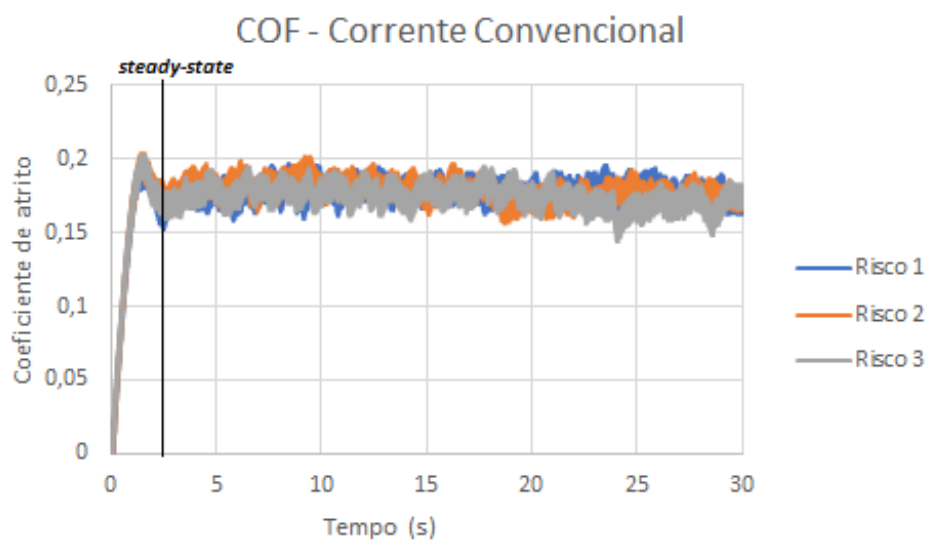
Tabela 4. 12 – Teste de Hipótese: Penetração

	Convencional	Pulsada	Pulsada térmica
<b>Penetração + D. Padrão</b>	8,9 ± 9,6	8,6 ± 6,4	8,2 ± 7,4
	<b>Teste de Hipótese</b>		
<b>Convencional</b>	0,000	0,031	0,073
<b>Pulsada</b>	-0,047	0,000	0,063
<b>Pulsada Térmica</b>	-0,095	-0,054	0,000

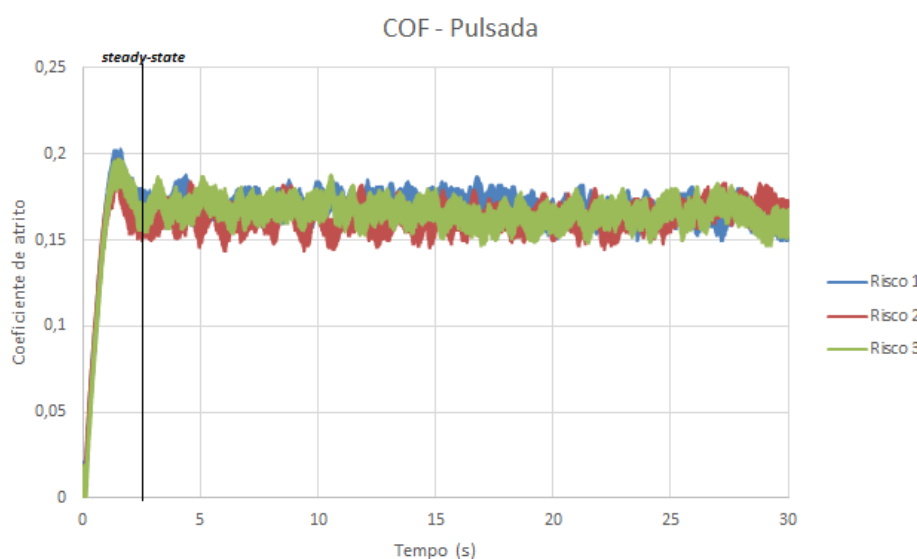
A condição que teve a menor quantidade de desgaste foi a corrente pulsada, (Tabelas 4.9 e 4.11), com desgaste inferior em 22% e 17%, comparadas as correntes convencional e pulsada térmicas, respectivamente. Esse resultado é congruente com o seu valor de  $f_{ab}$  que é de 0,62.

Considerando que o parâmetro  $f_{ab}$  pode ser considerado uma percentagem do material sulcado que foi retirado, tem-se que 62% do material movimentado durante a passagem do endentador no depósito de corrente pulsada, sofreu micromecanismo de corte para as amostras de corrente pulsada.

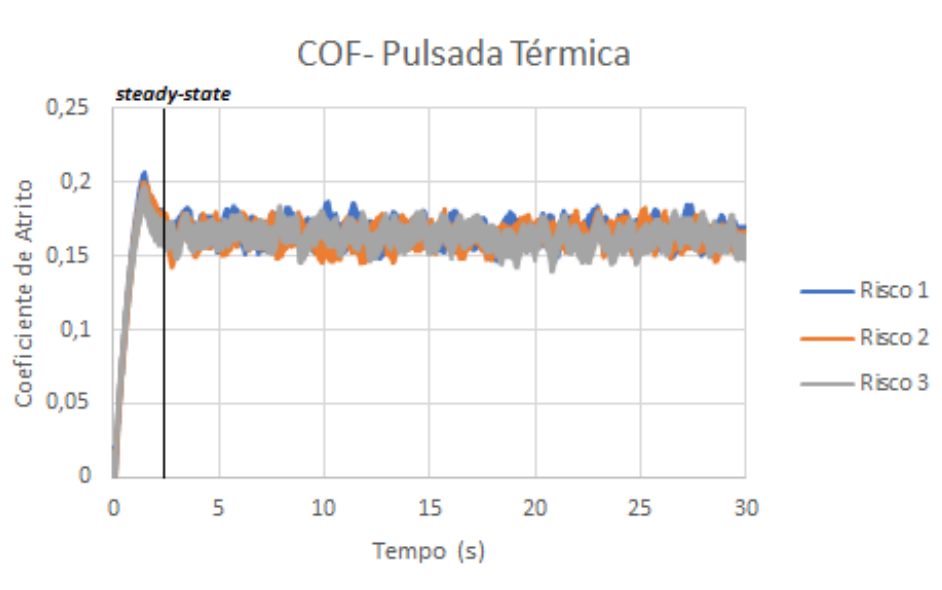
Os gráficos abaixo (Figuras 4.38, 4.39 e 4.40), demonstram a relação dos coeficientes de atritos que ocorrem na interação com o endentador dos riscos obtidos com correntes convencional, pulsada e pulsada térmica, respectivamente. Tendo a região de regime estacionário (*steady-state*) iniciado aproximadamente nas correntes convencional, pulsada e pulsada térmica a 2,4 s de ensaio. Observa-se claramente que houve uma grande repetibilidade dos valores e do comportamento do atrito para as 3 repetições de cada um dos tipos de correntes utilizadas.



**Figura 4.38 – Coeficiente de atrito x Tempo (s): Corrente Convencional.**  
Fonte: Autor.



**Figura 4.39 - Coeficiente de atrito x Tempo (s): Corrente Pulsada.**  
Fonte: Autor.



**Figura 4.40- Coeficiente de atrito x Tempo(s): Corrente Pulsada Térmica.**  
**Fonte: Autor.**

A Tabela 4.13, apresenta os coeficientes de atrito médio e seus desvios padrão de todos os riscos realizados nesse trabalho, além do coeficiente de atrito médio e desvio padrão para todas as condições de fabricação propostas nesse trabalho. Observa-se através da Tabela 4.13 e os gráficos (Figuras 4.38,4.39 e 4.40) que os coeficientes de atrito em todas as condições são muito próximos, sendo o da corrente convencional um pouco mais elevado que os demais. Vale ressaltar que os valores de desvio padrão geram coeficiente de variações menores que 10% em todos os cálculos de média, garantido assim, confiabilidade para os resultados.

**Tabela 4.13 – Coeficientes de atrito e desvios padrão.**

Risco	Correntes		
	Convencional	Pulsada	Pulsada Térmica
1	0,181 ± 0,006	0,171 ± 0,016	0,168 ± 0,003
2	0,181 ± 0,003	0,166 ± 0,005	0,166 ± 0,005
3	0,177 ± 0,004	0,169 ± 0,003	0,166 ± 0,003
<b>Média ± D. Padrão</b>	0,180 ± 0,010	0,169 ± 0,007	0,167 ± 0,009

**Fonte: Autor.**

Através do teste de hipótese (Tabela 4.14 e 4.15), realizado com um Nível de confiança de 95%, fica comprovado que:

- O coeficiente de atrito médio da condição de depósito representa estatisticamente todos os riscos da condição.
- Os coeficientes de atrito médio de todas as condições de fabricação são iguais estatisticamente.

**Tabela 4. 14 – Teste de hipótese dos Coeficiente de atrito na mesma condição**

	Convencional			Pulsada			Pulsada térmica		
<b>Coeficiente de Atrito</b>	0,168			0,169			0,167		
<b>Desvio Padrão</b>	0,008			0,007			0,009		
<b>Riscos</b>	1	2	3	1	2	3	1	2	3
<b>Coeficiente de atrito</b>	0,171	0,165	0,169	0,171	0,166	0,169	0,168	0,166	0,166
<b>Erro padrão</b>	0,011	0,009	0,004	0,016	0,005	0,003	0,003	0,005	0,003
<b>Nível de confiança</b>	95%	95%	95%	95%	95%	95%	95%	95%	95%
<b>Fator de confiança</b>	1,96	1,96	1,96	1,96	1,96	1,96	1,96	1,96	1,96
<b>Margem de erro</b>	0,022	0,018	0,008	0,031	0,010	0,006	0,006	0,010	0,006
<b>Teste de hipótese</b>	0,27	-0,33	0,25	0,13	-0,60	0,00	-0,33	-0,60	-1,00

Fonte: Autor

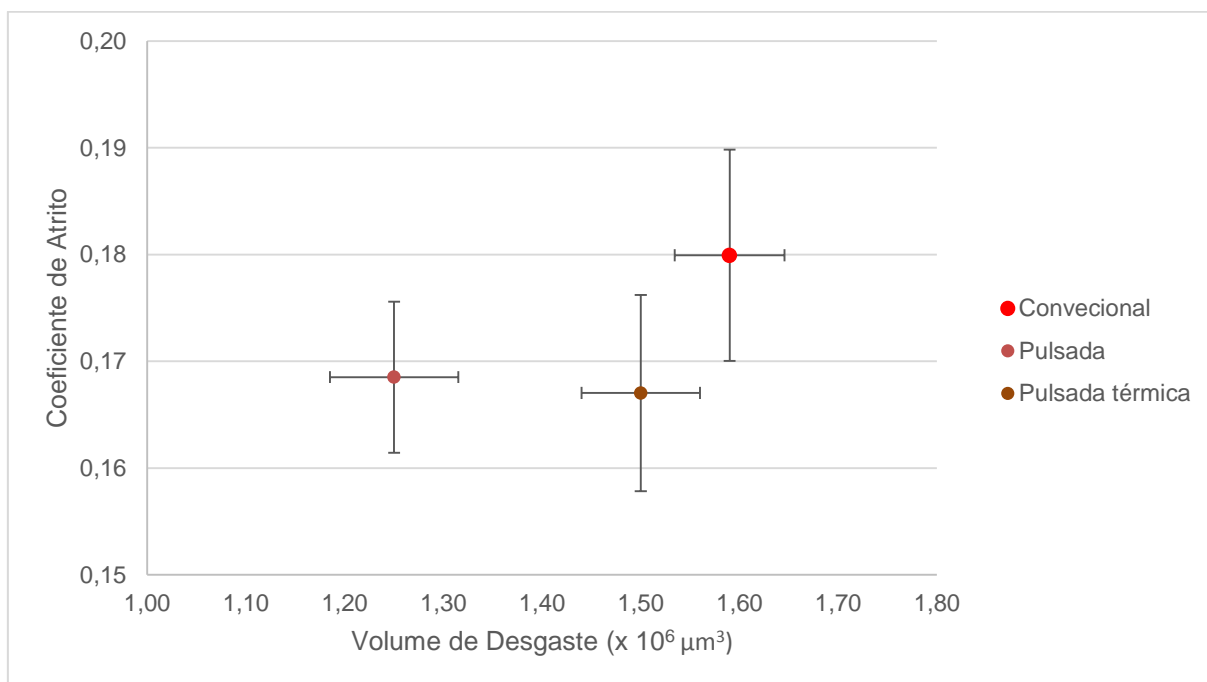
**Tabela 4.15- Teste de hipótese dos coeficientes de atrito entre condições**

$\mu$	$H_0$		
	Convencional	Pulsada	Pulsada térmica
<b>Convencional</b>	0,00	0,14	-0,11
<b>Pulsada</b>	-0,125	0,000	-0,22
<b>Pulsada térmica</b>	0,00	0,3	0

Fonte: Autor

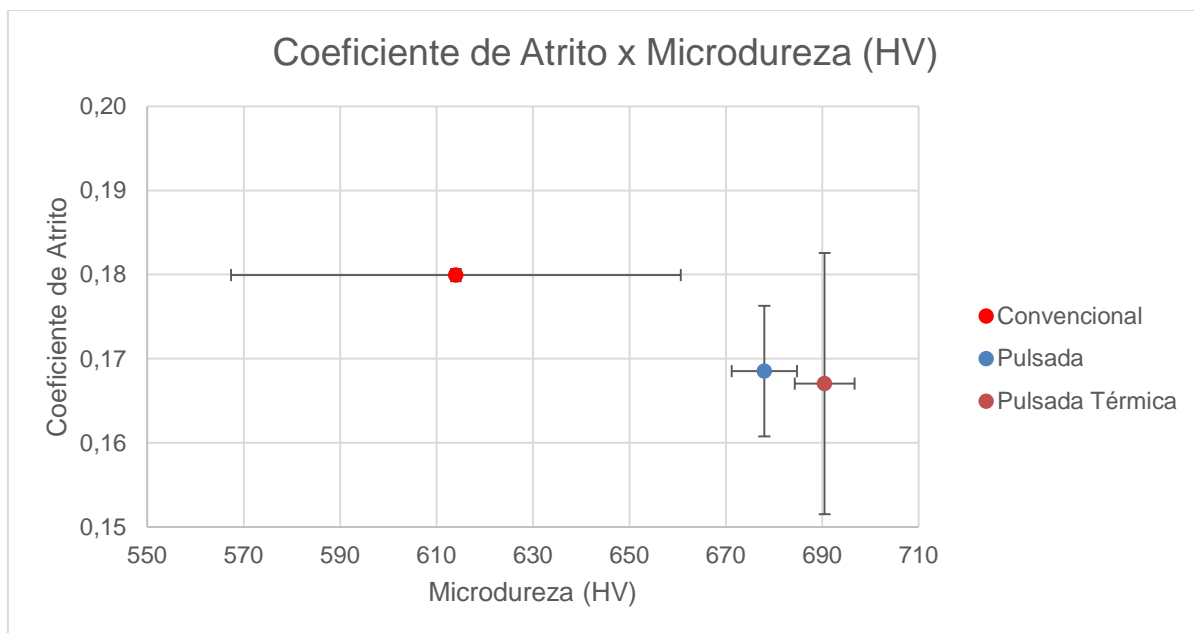
Os gráficos abaixo (Figuras 4.41, 4.42 e 4.43) demonstram as relações entre o coeficiente médio de atrito dos três riscos (após o período de *running-in*) e o volume de desgaste médio dos três riscos, microdureza na região do risco e penetração do endentador em cada condição. Observando os gráficos junto com a Tabela 4.15, que mesmo com a variação da quantidade de volume desgastado (Figura 4.41), microdureza (Figura 4.42) e penetração (Figura 4.43), o coeficiente de atrito permanece igual estatisticamente.





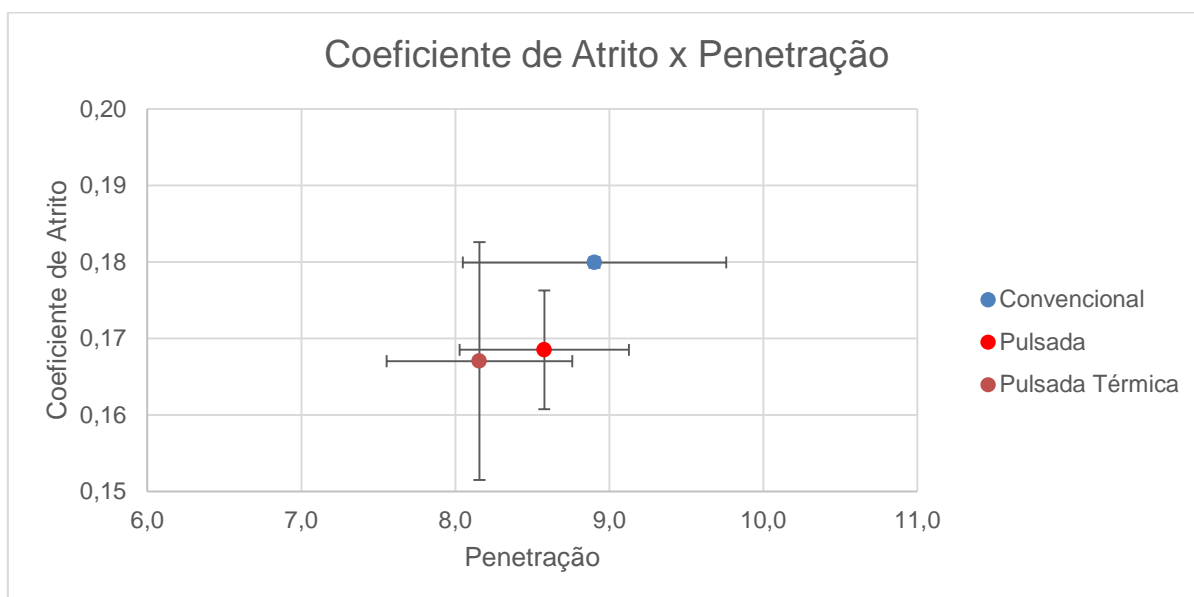
**Figura 4.41 – Coeficiente de Atrito x Volume Desgastado.**

Fonte: Autor.



**Figura 4. 42 – Coeficiente de Atrito x Microdureza (HV).**

Fonte: Autor.



**Figura 4.43 - Coeficiente de Atrito x Penetração.**  
Fonte: Autor.

A Tabela 4.16 apresenta os parâmetros: coeficientes de atrito,  $f_{ab}$  e volume desgastado para todas as correntes, microdureza da região ensaiada e penetração.

**Tabela 4.16 – Parâmetros Tribológicos: Coeficiente de atrito;  $f_{ab}$ ; Volume de Desgaste; Microdureza média; Penetração do Endendedor**

	Coeficiente de Atrito (-)	$f_{ab}$ (-)	Volume de Desgaste ( $\times 10^6 \mu\text{m}^3$ )	Microdureza (HV)	Penetração do Endendedor ( $\mu\text{m}$ )
<b>C</b>	$0,180 \pm 0,010$	$0,65 \pm 0,02$	$1,59 \pm 0,06$	$614 \pm 47$	$9,9 \pm 0,9$
<b>P</b>	$0,169 \pm 0,007$	$0,62 \pm 0,02$	$1,25 \pm 0,07$	$678 \pm 10$	$8,6 \pm 0,6$
<b>PT</b>	$0,167 \pm 0,009$	$0,710 \pm 0,005$	$1,50 \pm 0,06$	$694 \pm 12$	$8,2 \pm 0,6$

Fonte: Autor.

A partir dos resultados acima demonstrados tem-se que a corrente com melhor desempenho na fabricação de depósitos resistentes ao desgaste na condição do ensaio de riscamento, ou seja, desgaste de evento único, foi a corrente pulsada, apresentando a menor quantidade de material removido e o menor  $f_{ab}$ . Outro ponto a se destacar é a congruência dos resultados de microdureza e  $f_{ab}$ , já

que uma menor capacidade de deformação (maior dureza) acarretará e uma atuação maior do micromecanismo de corte (HUTCHING, 1992).

Em situações de multi-eventos, não é possível afirmar que a corrente pulsada apresentou o melhor desempenho, devido aos seus valores de “*pile-up*”. Nestas situações, em que ocorre a presença de mais de uma partícula abrasiva, e diversas passagens de partículas nas regiões dos riscos, outros mecanismos de desgaste podem ser ativados, além da possibilidade de ocorrência de encruamento do material. O micromecanismo de desgaste por fadiga tem uma grande relação com as características dos “*pile-up*”, já que o material que ali está alocado será removido através da fadiga provocada pelos novos processos de sulcamento que ocorrem próximos a este.

Com isso, não é possível afirmar que os depósitos realizados com corrente pulsada irão obter os melhores resultados de desgaste (multi-eventos), já que os menores valores de altura de “*pile-up*” estão presentes nos ensaios de riscamento realizados com corrente pulsada térmica. Sendo assim, a consideração da ação do micromecanismo de desgaste por fadiga é essencial para determinar o processo que irá obter o melhor desempenho em desgaste.

Um outro ponto a se analisar é o encruamento dos depósitos, em um regime de desgaste multi-eventos, pois este processo de ganho de dureza influenciará a taxa de desgaste em todas as condições de deposição de material deste trabalho. Pode-se afirmar que o ganho gerado pelo encruamento causará uma perda na ductilidade do mesmo (CALLISTER;RETHWISCH.2012), sendo assim, causando uma diminuição na profundidade dos sulcos e na altura de *pile-up*. Porém, como observado neste trabalho, esta diminuição da altura dos *pile-up* pode ser causada pelo aumento da ação do micromecanismo de corte.

Outro ponto a se destacar é a penetração dos cordões apresentadas no item 4.1.1 deste trabalho. Como apresentado no item 2.1 a penetração dos depósitos na produção de revestimentos tem que ser tal que, não ocorra uma diluição excessiva, alterando assim o metal de adição, e, suficiente para que não ocorra o destacamento do material. Com isso, não é possível afirmar em situações de

desgaste severo (em campo) quais desses revestimentos teriam a melhor desempenho no quesito destacamento. Pressupõe-se que as correntes pulsada e convencional terão uma maior resistência ao destacamento, quando comparadas a pulsada térmica.

Além disso, devido a ondulação longitudinal provocada pelo pulso térmico na corrente pulsada térmica, estas podem ser prejudiciais para revestimentos grosseiros produzidas nessa condição, vale ressaltar que, estas ondulações são mais perceptíveis em longos períodos de pulso térmico com baixos períodos de base térmica (ZIBEROV, 2013).

A partir das afirmações acima propostas, fica claro que os processos de corrente pulsada e pulsada térmica apresentam um melhor desempenho como método de fabricação de depósitos protetivos que a utilização da corrente convencional. Vale ressaltar que a heterogeneidade da distribuição microestrutural ocorre em todos os casos, por isso, esta não pode ser levada em consideração para determinar o processo mais adequado. Contudo, os ajustes dos parâmetros de soldagem no processo de fabricação podem reduzir tal heterogeneidade, principalmente no caso da corrente pulsada e pulsada térmica, acrescentando assim sua resistência ao desgaste.

## 5 CONCLUSÃO

A partir dos resultados e discussões apresentados neste trabalho conclui-se que:

➤ Caracterização Macroestrutural, Microestrutural e Mecânica:

- A caracterização macroestrutural demonstrou que a corrente pulsada térmica apresentou os menores valores de penetração (0.49 mm) e diluição (5%) com o maior de reforço (3,41 mm);
- A microestrutura de todas as condições apresentou martensita e ferrita, porém ocorreu variação na quantidade de martensita;
- Ocorreu a presença de poros na corrente convencional;
- O perfil de microdureza revelou que a corrente pulsada térmica apresentou os maiores valores de microdureza.

➤ Ensaio de Riscamento:

- Todos os riscos produzidos neste trabalho, apresentaram heterogeneidade em seus “*pile-up*” e na penetração do endentador;
- Os riscos não apresentaram defeitos detectáveis. além de, uma trinca no risco 1 da corrente convencional e o acúmulo de material no risco 1 da corrente pulsada térmica;
- Os coeficientes de atrito das condições estudadas são estaticamente iguais.
- A corrente pulsada térmica apresentou a menor altura dos “*pile-up*”;
- A corrente pulsada apresentou a menor quantidade de material retirado com o menor valor de  $f_{ab}$ ;

- A corrente convencional apresentou os piores valores nos parâmetros medidos do ensaio de riscamento, sendo possível afirmar que em desgaste abrasivo de multi-eventos está irá obter a pior desempenho.
- A corrente pulsada e pulsada térmica apresentam melhor desempenho. como métodos de criação para revestimento protetivos resistentes ao desgaste.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

De acordo com os resultados obtidos seguem sugestões para trabalhos futuros:

- Efeito das correntes pulsada e pulsada térmica na distribuição de carbonetos em revestimentos protetivos que os contenham.
- Efeito das correntes pulsada e pulsada térmica na produção de depósitos protetivos com múltiplos passes.
- Utilização da metodologia de análise de  $f_{ab}$  para o ensaio de *calotest* com carga aplicada.
- Utilização da metodologia de análise de  $f_{ab}$  para o ensaio de *reciprocating* com carga aplicada.
- Efeito das correntes pulsada e pulsada térmica em desgaste abrasivo de multi-eventos (ensaio roda de borracha).
- Efeito das correntes pulsada e pulsada térmica em revestimentos protetivos a corrosão.
- Efeito das correntes pulsada e pulsada térmica em revestimentos protetivos a erosão.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, F. E. S. **Aplicação das Variantes MAG Pulsado e MAG Pulsado Térmico com Arame Maciço em Soldas de Revestimento do Tipo “Lining”**. 2005. 104 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

AGRAWAL, B. P.; GHOSH, P. K. Influence of thermal characteristics on microstructure of pulse current GMA weld bead of HSLA steel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 77, n. 9–12, p. 1681–1701, 2015.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM G171: Standard test Method for Scratch Hardness of Materials using a Diamond Stylus**. West Conshohocken, p. 7, 2009.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM G40-17: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. West Conshohocken, p. 8, 2005.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A3.0:2001: Standard Welding Terms and Definitions**. Miami, p. 119, 2009.

AKONO, A.; ULM, F. Author ' s Accepted Manuscript An Improved Technique for Characterizing the Fracture Toughness via Scratch Test Experiments. **Wear**, 2014.

AMUSHAHI, M. H.; ASHRAFIZADEH, F.; SHAMANIAN, M. Characterization of boride-rich hardfacing on carbon steel by arc spray and GMAW processes. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 16–17, p. 2723–2728, 2010.

BALASUBRAMANIAN, V.; VARAHAMOORTHY, R.; RAMACHANDRAN, C. S.; MURALIDHARAN, C. Selection of welding process for hardfacing on carbon steels based on quantitative and qualitative factors. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 40, n. 9–10, p. 887–897, 2009.

BHUSHAN, B. **INTRODUCTION TO TRIBOLOGY**. Second ed. A John Wiley & Sons, 2013. 711p.

BRIEN, R. L. O.; ROAD, N. W. L. **Welding Encyclopedia**. 80<sup>th</sup> ed. Miami FL: American Welding Society, 1997. 758p.

BUCHELY, M. F. F.; GUTIERREZ, J. C. C.; LEÓN, L. M. M.; TORO, A. The effect of microstructure on abrasive wear of hardfacing alloys. **Wear**, v. 259, n. 1–6, p. 52–61, jul. 2005.



BULL, S. J.; BERASETEGUI, E. G. An overview of the potential of quantitative coating adhesion measurement by scratch testing. **Tribology International**, v. 39, p. 99–114, 2006.

CALLISTER, JR. W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução**. 8° ed, Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda. 2012.

CHANG, C.-M.; CHEN, Y.-C.; WU, W. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy. **Tribology International**, v. 43, n. 5–6, p. 929–934, maio 2010.

CHANG, C. M.; CHEN, L. H.; LIN, C. M.; CHEN, J. H.; FAN, C. M.; WU, W. Microstructure and wear characteristics of hypereutectic Fe-Cr-C cladding with various carbon contents. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 2, p. 245–250, 2010.

COLAÇO, F. H. G.; MARANHO, O. **Avaliação da perda de massa de revestimento duro depositado por soldagem com arame tubular de liga FeCrC-Ti**. 2013. 122p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Programa de Pós graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais. Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2013.

CORONADO, J. J.; CAICEDO, H. F.; GÓMEZ, A. L. The effects of welding processes on abrasive wear resistance for hardfacing deposits. **Tribology International**, v. 42, n. 5, p. 745–749, maio 2009.

CORREA, E. O. O.; ALCÂNTARA, N. G. G.; VALERIANO, L. C. C.; BARBEDO, N. D. D.; CHAVES, R. R. R. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C–Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. **Surface and Coatings Technology**, v. 276, p. 479–484, 25 ago. 2015.

DA SILVA, C. L. M.; SCOTTI, A. **Avaliação do Efeito dos Períodos de Pulsação Térmica Sobre a Formação do Cordão na Soldagem de Alumínio Pelo Processo MIG-PT**. Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 1, 2001, Curitiba.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG E. V. DIN EN 14700: **Welding Consumables - Welding Consumables for Hard-Facing; German Version**. Berlin, p. 22, 2014.

DUTRA, J. C. ; OLLÉ, L. F. ; GOHR JUNIOR, Raul . **O Processo MIG/MAG Pulsado com Pulsação Térmica**. In: XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem - ENTS, 1995, Caxias do Sul - RS. XXI ENTS. São Paulo - SP : Associação Brasileira de Soldagem, 1995. v. II. p. 889-902

DUTRA, J. C. ; OLLÉ, L. F. ; KIRST, E. R. . **Uma Contribuição ao Estudo da Seleção de Variáveis na Soldagem Mig/Mag Pulsada**. In: XVIII Encontro Nacional da Tecnologia da Soldagem, IX Congresso Latino-Americano e III Íbero-Americano de Soldagem., 1992, Rio de Janeiro - RJ.. XVIII ENTS. São Paulo - SP. : Associação Brasileira de Soldagem, 1992. v. 2. p. 925-942.EYRE, T. S. The mechanisms of wear. **Tribology International**, v. 11, n. 2, p. 91–96, 1978.

EYRE, T. S. The mechanisms of wear. **Tribology International**, v. 11, n. 2, p. 91–96, 1978.

FRANCO, L. A.; SINATORA, A. Material removal factor (fab): A critical assessment of its role in theoretical and practical approaches to abrasive wear of ductile materials. **Wear**, v. 382–383, n. January, p. 51–61, 2017.

GATES, J. D. Two-body and three-body abrasion: a critical discussion. **Wear**, v. 214, n. 1, p. 139–146, 1998.

P. K. Ghosh, **Pulse Current Gas Metal Arc Welding, Characteristics, Control and Application**. 2017

GHOSH, P. K.; RAI, B. . Characteristics of Pulsed Current Bead on Plate Deposit in Flux Cored GMAW Process. **IS**, v. 36, n. 8, p. 1036–1045, 1996.

GOYAL, V. K.; GHOSH, P. K.; SAINI, J. S. Process-controlled microstructure and cast morphology of dendrite in pulsed-current gas-metal arc weld deposits of aluminum and Al-Mg alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 38, n. 8, p. 1794–1805, 2007.

GOYAL, V. K.; GHOSH, P. K.; SAINI, J. S. Influence of pulse parameters on characteristics of bead-on-plate weld deposits of aluminum and its alloy in the pulsed gas metal arc welding process. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 39, n. 13, p. 3260–3275, 2008.

HOKKIRIGAWA, K.; KATO, K. An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. **Tribology International**, v. 21, n. 1, p. 51–57, fev. 1988.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology Friction and Wear of Engineering Materials**. London: Edward Arnold, 1992. 272p

JACOBSSON, S.; OLSSON, M.; HEDENQVIST, P.; VINGSBO, O., “Scratch Testing”, **Metals Handbook**, vol. 18, Friction, Lubrication and Wear, ASM International, 1992, p. 820-837.

JEFFUS, L. **Welding Principles and Applications**. 7<sup>o</sup>, New York:DELMAR CENGAGE Learning. 2011.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2<sup>o</sup> ed, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc. 2002.

KRISHNAN, S.; KULKARNI, D. V.; DE, A. Probing Pulsed Current Gas Metal Arc Welding for Modified 9Cr-1Mo Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, n. 4, p. 1462–1470, 2015.

LIPPOLD J. C., “**Introduction to the Selection of Stainless Steels**”, **Metals Handbook**, vol. 6, Welding Brazing and Soldering, ASM International, 1992, p. 1110-1111.

LIU, A.; TANG, X.; LU, F. Study on welding process and prosperities of AA5754 Al-alloy welded by double pulsed gas metal arc welding. **Materials and Design**, v. 50, p. 149–155, 2013.

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processo**. Porto Alegre/RS: 2007. 477p.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3<sup>o</sup> ed. Belo Horizonte /MG: 362p.

MATHIVANAN, A.; SENTHILKUMAR, A.; DEVAKUMARAN, K. Pulsed current and dual pulse gas metal arc welding of grade AISI: 310S austenitic stainless steel. **Defence Technology**, v. 11, n. 3, p. 269–274, 2015.

MENDEZ, P. F.; BARNES, N.; BELL, K.; BORLE, S. D.; GAJAPATHI, S. S.; GUEST, S. D.; IZADI, H.; GOL, A. K.; WOOD, G.; KAMYABI, A.; WOOD, G.; GOL, A. K.; WOOD, G. Welding processes for wear resistant overlays. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 4–25, jan. 2014.

PAL, K.; PAL, S. K. Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal arc welding: A review. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 20, n. 6, p. 918–931, 2011.

PALANI, P. K.; MURUGAN, N. Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, n. 1, p. 1–10, 2006.

PAULA JR, Ó. S.; DUTRA, J. C. **Uma contribuição para a Comparação entre o Processo MIG;MAG Convencional e Pulsado.pdf**. Blumenau/SC: 1996

PÖHL, F.; MOHR, A.; THEISEN, W. Effect of matrix and hard phase properties on the scratch and compound behavior of wear resistant metallic materials containing coarse hard phases. **Wear**, v. 376–377, p. 947–957, 2017.

SILVA, R. H. G. e; DUTRA, J. C.; GOHR JR, R. Fundamentos Científicos e Tecnológicos para o Desenvolvimento do Processo MIG / MAG por Curto- Circuito Controlado ( CCC ) – Uma Revisão da Literatura . Parte 2 de 3 : Formação da Gota Metálica , Gases de Proteção , Mecanismos de Penetração , Aporte Térm. **Soldagem & Inspeção**, v. 12, n. 4, p. 326–335, 2007.

SUBAN, M.; TUŠEK, J. Dependence of melting rate in MIG/MAG welding on the type of shielding gas used. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 119, n. 1–3, p. 185–192, 2001.

TATAGIBA, L. C. S.; GOLÇAVES, R. B.; PARANHOS, R. Tendências no Desenvolvimento de Gases de Proteção Utilizados na Soldagem Mig/mag. **Soldagem e Inspecao**, v. 17, n. 3, p. 218–228, 2012.

TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225–229, P, p. 205–214, abr. 1999.

TYLCZAK J. H.; OREGON.H., “Abrasive Wear”, **Metals Handbook**, vol. 18, Friction, Lubrication and Wear, ASM International, 1992, p. 337-352.

VENCL, A.; POPOVIC, V.; MRDAK, M.; MANIC, N. Possibility of the Abrasive Wear Resistance Determination with Scratch Tester. p. 591–604, 2010.

VENKATESH, B.; SRIKER, K.; PRABHAKAR, V. S. V. Wear Characteristics of Hardfacing Alloys: State-of-the-art. **Procedia Materials Science**, v. 10, n. Cnt 2014, p. 527–532, 2015.

VESPA, P.; PINARD, P. T.; GAUVIN, R.; BROCHU, M. Analysis of WC/Ni-based coatings deposited by controlled short-circuit MIG welding. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 21, n. 6, p. 865–876, 2012.

VOORT, G. F. V. **Metallography: Principles and practice**. New York:ASM International, 1999.

YI, J.; CAO, S. F.; LI, L. X.; GUO, P. C.; LIU, K. Y. Effect of welding current on morphology and microstructure of Al alloy T-joint in double-pulsed MIG welding. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 25, n. 10, p. 3204–3211, 2015.

ZIBEROV, M. **Avaliação da Pulsação térmica para controle da poça de fusão em soldagem de raiz com MIG/MAG automatizado.** 2013. 93f. Dissertação de Mestrado (Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Uberlândia - Faculdade de Engenharia Mecânica, Uberlândia, 2013.

ZUM GAHR, K.-H. **MICROSTRUCTURE AND WEAR OF MATERIALS.** Amsterdã: Elsevier, 1987