



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

**REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE
TITÂNIO GERADOS NA INDÚSTRIA DE
IMPLANTES ORTODÔNTICOS PARA A OBTENÇÃO
DE DIFERENTES MORFOLOGIAS DE
CARBONETOS DEPOSITADOS A ARCO ELÉTRICO**

JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JÚNIOR

Belo Horizonte, 06 de fevereiro de 2020



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

José Gedael Fagundes Júnior

**REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE
TITÂNIO GERADOS NA INDÚSTRIA DE
IMPLANTES ORTODÔNTICOS PARA A OBTENÇÃO
DE DIFERENTES MORFOLOGIAS DE
CARBONETOS DEPOSITADOS A ARCO ELÉTRICO**

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

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2020

F156r

Fagundes Júnior, José Gedael.

Reaproveitamento de cavacos de titânio gerados na indústria de implantes ortodônticos para a obtenção de diferentes morfologias de carbonetos depositados a arco elétrico [recurso eletrônico] / José Gedael Fagundes Júnior . – 2020.

1 recurso online (xvii, 126 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Alexandre Queiroz Bracarense.

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

Anexos: f. 116-126.

Bibliografia: f. 109-115.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Processos de fabricação - Teses. 3. Arame - Teses. 4. Ligas de titânio - Teses. 5. Solidificação - Teses. I. Bracarense, Alexandre Queiroz, 1959-. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 621(043)



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

Av. Antônio Carlos, 6627 - Campus Universitário
31270-901 - Belo Horizonte - MG
Tel.: +55 31 3409.5145
E-mail: cpemec@demec.ufmg.br

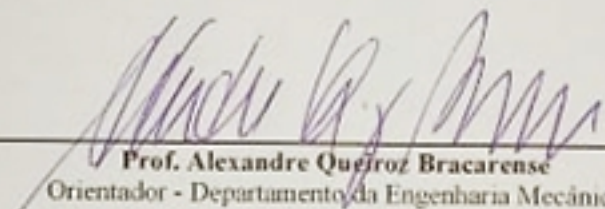
**"REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE TITÂNIO GERADOS NA
INDÚSTRIA DE IMPLANTES ORTODÔNTICOS PARA A OBTENÇÃO
DE DIFERENTES MORFOLOGIAS DE CARBONETOS
DEPOSITADOS A ARCO ELÉTRICO"**

JOSÉ GEDAEI FAGUNDES JÚNIOR

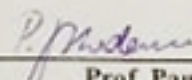
Tese submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Doutor em Engenharia Mecânica", na área de concentração de "Processos de Fabricação".

Tese aprovada no dia 06 de fevereiro de 2020.

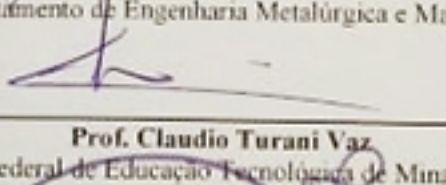
Por:



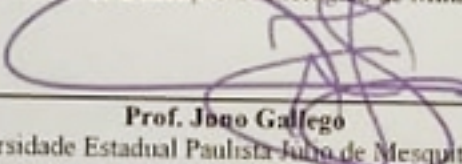
Prof. Alexandre Queiroz Bracarense
Orientador - Departamento de Engenharia Mecânica



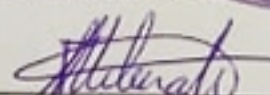
Prof. Paulo Jose Modenesi
Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais



Prof. Claudio Turani Vaz
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Prof. Jogo Gallego
Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho



Prof. Frank de Mello Liberato
Instituto Federal de Minas Gerais

RESUMO

Carbonetos de titânio (TiC) têm sido aplicados em diversos estudos, como um dos principais componentes em revestimentos duros, devido às suas propriedades de resistência ao desgaste. Entretanto, os fatores que afetam a morfologia dos carbonetos apresentam modelos diferentes conforme abordado pela literatura. No presente estudo, grafite e cavacos das ligas de titânio, gerados nos processos de fabricação de implantes ortodônticos foram aplicados como componentes do fluxo em arames tubulares experimentais. A adição de rutilo (TiO₂), calcita (CaCO₃) e fluorita (CaF₂) no fluxo dos arames tubulares apresentaram efeitos com diferenças significantes quanto ao comportamento dos sinais elétricos e transferência metálica. Por outro lado, as diferentes composições químicas do fluxo não promoveram efeitos significantes sobre o formato dos TiC, que apresentaram uma morfologia majoritariamente facetada para todas as condições. Os fluxos com adição de TiO₂ apresentou regiões com a formação de aglomerados de TiC, estabelecidas por elevados valores de frações volumétricas dos carbonetos, estabelecendo uma morfologia não facetada. Este comportamento foi atribuído a uma maior oferta de titânio e carbono nestas regiões, indicando que maiores teores destes elementos possam afetar a morfologia dos TiC. Desta forma, um novo planejamento experimental foi executado a partir da variação da quantidade de fluxo, depositado diretamente sobre o metal de base, confirmando os efeitos da quantidade do fluxo sobre a morfologia dos TiC. A partir da localização de cada condição de fluxo sobre o diagrama ternário Fe-Ti-C foi possível estabelecer um novo modelo para prever a morfologia dos carbonetos formados.

Palavras chaves: Arames tubulares. Diagrama Fe-Ti-C. Ligas de titânio. Solidificação.

ABSTRACT

Titanium carbides (TiC) have been applied in several studies, as one of the main components for hardfacing, due to its wear resistance properties. However, the factors that affect carbide morphology have different models as reported by the literature. In the present study, graphite and chips from titanium alloys, generated in the manufacturing processes of orthodontic implants were applied as components of the flux in experimental tubular wires. The addition of rutile (TiO₂), calcite (CaCO₃) and fluorite (CaF₂) in the flow of the tubular wires showed effects with significant differences regarding the behaviour of electrical signals and metal transfer. On the other hand, the different chemical compositions of the flux did not promote a significant effect on the shape of the TiC, which presented a morphology mostly faceted for all conditions. Flux with addition of TiO₂ showed regions with the formation of agglomerated TiC, established by high values of volumetric fractions of the carbides, establishing a non-faceted morphology. This behaviour was attributed to the offer of titanium and carbon in these regions, indicating that higher levels of these elements may affect the morphology of TiC. In this way, a new experimental design was performed based on the variation of the amount of flux, deposited directly on the base metal, confirming the effects of the amount of flux on the TiC morphology. By the position for each chemical composition on the Fe-Ti-C ternary diagram, it was possible to establish a new model to predict the morphology of the titanium carbides.

Key-words: Fe-Ti-C diagram. Solidification. Titanium alloy. Tubular wire.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Oportunidade de Pesquisa.....	1
1.2	Objetivo	3
1.2.1	<i>Geral</i>	3
1.2.2	<i>Específicos</i>	3
2	REVISÃO BIBLIOGRAFICA	4
2.1	Carbonetos	4
2.1.1	<i>Tipos de Carbonetos</i>	4
2.1.2	<i>Carboneto de Titânio</i>	4
2.1.3	<i>Nucleação e Crescimento dos TiC</i>	12
2.1.4	<i>Morfologia dos TiC</i>	14
2.1.5	<i>Termodinâmica do sistema Fe-Ti-C</i>	17
2.1.6	<i>Diagrama Ternário Fe-Ti-C</i>	18
2.2	Aplicação das Ligas de Titânio	20
2.3	Processo de Fabricação dos Arames Tubulares	23
2.4	Fluxos.....	26
3	METODOLOGIA	29
3.1	Produção dos finos de cavacos	29
3.1.1	<i>Limpeza</i>	29
3.1.2	<i>Moagem e classificação dos finos</i>	30
3.2	Formulação do Fluxo dos Arames tubulares.....	31
3.3	Ajuste da formulação do fluxo	34
3.4	Fabricação dos Arames Tubulares Experimentais	35
3.5	Soldagem	36
3.5.1	<i>Deposição dos arames tubulares - MCAW</i>	37
3.5.2	<i>Soldagem da camada carbonetante - GTAW</i>	38
3.5.3	<i>Matriz de experimentos</i>	40
3.5.4	<i>Monitoramento e análise dos sinais elétricos na soldagem</i>	42
3.6	Avaliação dos cordões de solda	43
3.6.1	<i>Preparação das amostras</i>	43
3.6.2	<i>Caracterização Macroestrutural</i>	44
3.6.3	<i>Caracterização Microestrutural</i>	45

3.6.4	<i>Análise Química</i>	46
3.6.5	<i>Ensaio de Microdureza</i>	47
3.6.6	<i>Fluorescência e difração de raios-X</i>	47
3.6.7	<i>Teste de significância</i>	48
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
4.1	Moagem dos cavacos	49
4.2	Arame tubular experimental	51
4.3	Soldagem dos arames tubulares	52
4.3.1	<i>Arames tubulares GAT-TiCe</i>	52
4.3.2	<i>Arames tubulares GAT-TiC</i>	58
4.4	Efeitos dos elementos presentes no fluxo	68
4.4.1	<i>Sinais elétricos</i>	68
4.4.2	<i>Morfologia dos cordões de solda</i>	72
4.4.3	<i>Caracterização microestrutural</i>	76
4.4.4	<i>Ensaio de Microdureza</i>	83
4.5	Efeitos do teor de titânio na morfologia dos TiC – Soldagem GTAW	87
4.5.1	<i>Topografia dos depósitos</i>	87
4.5.2	<i>Sinais elétricos</i>	88
4.5.3	<i>Macrografia das seções</i>	89
4.5.4	<i>Caracterização microestrutural</i>	91
4.5.5	<i>Microdureza</i>	94
4.5.6	<i>Investigação da morfologia dos carbonetos</i>	95
4.6	Considerações Finais	100
4.7	Modelo proposto para prever a variação na morfologia dos TiC	105
5	CONCLUSÕES	107
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	108
	REFERÊNCIAS	109
	ANEXOS	116
	ANEXO A – ANÁLISE DE SIGNIFICÂNCIA	117
	ANEXO B – PUBLICAÇÕES REFERENTE A ESTE TRABALHO	125



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

**REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE
TITÂNIO GERADOS NA INDÚSTRIA DE
IMPLANTES ORTODÔNTICOS PARA A OBTENÇÃO
DE DIFERENTES MORFOLOGIAS DE
CARBONETOS DEPOSITADOS A ARCO ELÉTRICO**

JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JÚNIOR

Belo Horizonte, 06 de fevereiro de 2020



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

José Gedael Fagundes Júnior

**REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE
TITÂNIO GERADOS NA INDÚSTRIA DE
IMPLANTES ORTODÔNTICOS PARA A OBTENÇÃO
DE DIFERENTES MORFOLOGIAS DE
CARBONETOS DEPOSITADOS A ARCO ELÉTRICO**

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

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2020

- F156r Fagundes Júnior, José Gedael.
Reaproveitamento de cavacos de titânio gerados na indústria de implantes ortodônticos para a obtenção de diferentes morfologias de carbonetos depositados a arco elétrico [recurso eletrônico] / José Gedael Fagundes Júnior . – 2020.
1 recurso online (xvii, 126 f. : il., color.) : pdf.
Orientador: Alexandre Queiroz Bracarense.
Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.
Anexos: f. 116-126.
Bibliografia: f. 109-115.
Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.
1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Processos de fabricação - Teses. 3. Arame - Teses. 4. Ligas de titânio - Teses. 5. Solidificação - Teses. I. Bracarense, Alexandre Queiroz, 1959-. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.
- CDU: 621(043)



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

Av. Antônio Carlos, 6627 - Campus Universitário
31270-901 - Belo Horizonte - MG
Tel.: +55 31 3409.5145
E-mail: cpamec@demec.ufmg.br

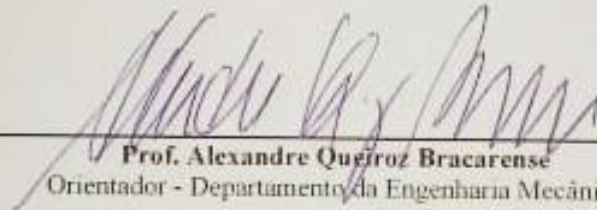
**"REAPROVEITAMENTO DE CAVACOS DE TITÂNIO GERADOS NA
INDÚSTRIA DE IMPLANTES ORTODÔNTICOS PARA A OBTENÇÃO
DE DIFERENTES MORFOLOGIAS DE CARBONETOS
DEPOSITADOS A ARCO ELÉTRICO"**

JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JÚNIOR

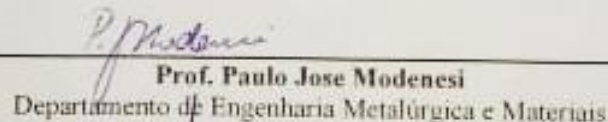
Tese submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Doutor em Engenharia Mecânica", na área de concentração de "Processos de Fabricação".

Tese aprovada no dia 06 de fevereiro de 2020.

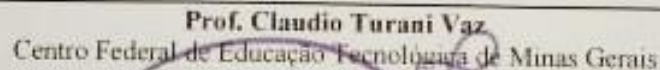
Por:



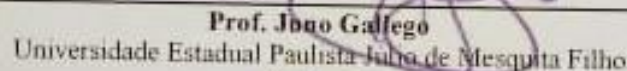
Prof. Alexandre Queiroz Bracarense
Orientador - Departamento de Engenharia Mecânica



Prof. Paulo Jose Modenesi
Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais



Prof. Claudio Turani Vaz
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



Prof. João Gallego
Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho



Prof. Frank de Mello Liberato
Instituto Federal de Minas Gerais

RESUMO

Carbonetos de titânio (TiC) têm sido aplicados em diversos estudos, como um dos principais componentes em revestimentos duros, devido às suas propriedades de resistência ao desgaste. Entretanto, os fatores que afetam a morfologia dos carbonetos apresentam modelos diferentes conforme abordado pela literatura. No presente estudo, grafite e cavacos das ligas de titânio, gerados nos processos de fabricação de implantes ortodônticos foram aplicados como componentes do fluxo em arames tubulares experimentais. A adição de rutilo (TiO₂), calcita (CaCO₃) e fluorita (CaF₂) no fluxo dos arames tubulares apresentaram efeitos com diferenças significantes quanto ao comportamento dos sinais elétricos e transferência metálica. Por outro lado, as diferentes composições químicas do fluxo não promoveram efeitos significantes sobre o formato dos TiC, que apresentaram uma morfologia majoritariamente facetada para todas as condições. Os fluxos com adição de TiO₂ apresentou regiões com a formação de aglomerados de TiC, estabelecidas por elevados valores de frações volumétricas dos carbonetos, estabelecendo uma morfologia não facetada. Este comportamento foi atribuído a uma maior oferta de titânio e carbono nestas regiões, indicando que maiores teores destes elementos possam afetar a morfologia dos TiC. Desta forma, um novo planejamento experimental foi executado a partir da variação da quantidade de fluxo, depositado diretamente sobre o metal de base, confirmando os efeitos da quantidade do fluxo sobre a morfologia dos TiC. A partir da localização de cada condição de fluxo sobre o diagrama ternário Fe-Ti-C foi possível estabelecer um novo modelo para prever a morfologia dos carbonetos formados.

Palavras chaves: Arames tubulares. Diagrama Fe-Ti-C. Ligas de titânio. Solidificação.

ABSTRACT

Titanium carbides (TiC) have been applied in several studies, as one of the main components for hardfacing, due to its wear resistance properties. However, the factors that affect carbide morphology have different models as reported by the literature. In the present study, graphite and chips from titanium alloys, generated in the manufacturing processes of orthodontic implants were applied as components of the flux in experimental tubular wires. The addition of rutile (TiO₂), calcite (CaCO₃) and fluorite (CaF₂) in the flow of the tubular wires showed effects with significant differences regarding the behaviour of electrical signals and metal transfer. On the other hand, the different chemical compositions of the flux did not promote a significant effect on the shape of the TiC, which presented a morphology mostly faceted for all conditions. Flux with addition of TiO₂ showed regions with the formation of agglomerated TiC, established by high values of volumetric fractions of the carbides, establishing a non-faceted morphology. This behaviour was attributed to the offer of titanium and carbon in these regions, indicating that higher levels of these elements may affect the morphology of TiC. In this way, a new experimental design was performed based on the variation of the amount of flux, deposited directly on the base metal, confirming the effects of the amount of flux on the TiC morphology. By the position for each chemical composition on the Fe-Ti-C ternary diagram, it was possible to establish a new model to predict the morphology of the titanium carbides.

Key-words: Fe-Ti-C diagram. Solidification. Titanium alloy. Tubular wire.

Ao meu filho José Pedro.

“Se eu fosse esperar a perfeição, meu livro nunca seria terminado.”
(Tai K’ung, século XIII)

AGRADECIMENTOS

A Deus pelo dom da vida.

Aos meus pais pelo profundo apoio e incentivo nos momentos de desânimo e dificuldades.

A minha esposa Amanda e meu filho José Pedro pelo carinho e compreensão ao serem privados em muitos momentos de minha companhia.

As minhas irmãs e sobrinhos pela união e amor incondicional.

Ao Professor Alexandre Queiroz Bracarense pela paciência, dedicação e principalmente pela confiança em mim depositada durante a realização deste trabalho.

Ao PPGMEC-UFMG pela oportunidade, em especial a Marina nas decisões burocráticas.

Ao Professor Juno Gallego (UNESP), minha gratidão aos valiosos conselhos, orientações e sugestões dadas durante os meus passos iniciais na vida acadêmica.

Ao Professor Paulo Modenesi pelos conselhos e sugestões quanto aos aspectos da metalurgia envolvidas neste trabalho.

Aos Professores Ariel, Ezequiel e Cláudio pelas sugestões práticas e teóricas.

Aos alunos de TG (Alphonsus, Emílio e Leonardo), a todos os meus colegas de mestrado e doutorado (Pedro, Caroline, Andres, Fernando, Gabriel, Marcelo, Diego, Erriston, Frank, Bruno, Danielle, Henrique, Sheron, Luana, Fagner, Etiene, Luciano, Marlon, Miguel, Mariana, Matheus, Mateus, Luiz, Diogo, etc.), vinculado ao Laboratório de Robótica Soldagem e Simulação na partilha dos momentos de alegria (grande parte deles no Bandeirão) e principalmente pelo apoio nos momentos de decepção, quando tudo dava errado.

As empresas Neodent (cavacos de titânio), Cadiminas (grafite) e a ESAB (visita técnica).

Aos técnicos Alberto e Anderson pela disponibilidade na utilização dos laboratórios de minérios e usinagem, respectivamente.

Aos técnicos do DeMat (UFMG) Samuel e Isabel na realização dos ensaios de DRX e FRX.

Aos Professores Paulo Brandão e Vicente Buono (ambos UFMG) pelas sugestões, disponibilidades dos ensaios e interpretação dos resultados de DRX e FRX.

Ao Professor Geraldo Magela do LMic (UFOP) pela utilização do MEV durante as etapas iniciais da pesquisa.

Ao Professor Eduardo Braga e Professor Cristhian Loayza (UFPA) pela utilização do MEV e análise química dos depósitos.

Ao IFMG (Congonhas) pela preparação das amostras nos processos de retífica e usinagem.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Oportunidade de Pesquisa.....	1
1.2	Objetivo	3
1.2.1	<i>Geral</i>	3
1.2.2	<i>Específicos</i>	3
2	REVISÃO BIBLIOGRAFICA	4
2.1	Carbonetos	4
2.1.1	<i>Tipos de Carbonetos</i>	4
2.1.2	<i>Carboneto de Titânio</i>	4
2.1.3	<i>Nucleação e Crescimento dos TiC</i>	12
2.1.4	<i>Morfologia dos TiC</i>	14
2.1.5	<i>Termodinâmica do sistema Fe-Ti-C</i>	17
2.1.6	<i>Diagrama Ternário Fe-Ti-C</i>	18
2.2	Aplicação das Ligas de Titânio	20
2.3	Processo de Fabricação dos Arames Tubulares	23
2.4	Fluxos.....	26
3	METODOLOGIA	29
3.1	Produção dos finos de cavacos	29
3.1.1	<i>Limpeza</i>	29
3.1.2	<i>Moagem e classificação dos finos</i>	30
3.2	Formulação do Fluxo dos Arames tubulares.....	31
3.3	Ajuste da formulação do fluxo	34
3.4	Fabricação dos Arames Tubulares Experimentais	35
3.5	Soldagem	36
3.5.1	<i>Deposição dos arames tubulares - MCAW</i>	37
3.5.2	<i>Soldagem da camada carbonetante - GTAW</i>	38
3.5.3	<i>Matriz de experimentos</i>	40
3.5.4	<i>Monitoramento e análise dos sinais elétricos na soldagem</i>	42
3.6	Avaliação dos cordões de solda	43
3.6.1	<i>Preparação das amostras</i>	43
3.6.2	<i>Caracterização Macroestrutural</i>	44
3.6.3	<i>Caracterização Microestrutural</i>	45

3.6.4	<i>Análise Química</i>	46
3.6.5	<i>Ensaio de Microdureza</i>	47
3.6.6	<i>Fluorescência e difração de raios-X</i>	47
3.6.7	<i>Teste de significância</i>	48
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
4.1	Moagem dos cavacos	49
4.2	Arame tubular experimental	51
4.3	Soldagem dos arames tubulares	52
4.3.1	<i>Arames tubulares GAT-TiCe</i>	52
4.3.2	<i>Arames tubulares GAT-TiC</i>	58
4.4	Efeitos dos elementos presentes no fluxo	68
4.4.1	<i>Sinais elétricos</i>	68
4.4.2	<i>Morfologia dos cordões de solda</i>	72
4.4.3	<i>Caracterização microestrutural</i>	76
4.4.4	<i>Ensaio de Microdureza</i>	83
4.5	Efeitos do teor de titânio na morfologia dos TiC – Soldagem GTAW	87
4.5.1	<i>Topografia dos depósitos</i>	87
4.5.2	<i>Sinais elétricos</i>	88
4.5.3	<i>Macrografia das seções</i>	89
4.5.4	<i>Caracterização microestrutural</i>	91
4.5.5	<i>Microdureza</i>	94
4.5.6	<i>Investigação da morfologia dos carbonetos</i>	95
4.6	Considerações Finais	100
4.7	Modelo proposto para prever a variação na morfologia dos TiC	105
5	CONCLUSÕES	107
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	108
	REFERÊNCIAS	109
	ANEXOS	116
	ANEXO A – ANÁLISE DE SIGNIFICÂNCIA	117
	ANEXO B – PUBLICAÇÕES REFERENTE A ESTE TRABALHO	125

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Carboneto intersticial apresentando o carbono se alocando nos interstícios de uma célula unitária.	5
Figura 2.2 - Diagrama de Ellingham para a formação dos carbonetos.....	7
Figura 2.3 - Diagrama de fase do TiC.	8
Figura 2.4 - Variação das propriedades dos carbonetos em função da composição química (a) parâmetro de rede (b) Dureza.	9
Figura 2.5 – Comparação das propriedades de resistência do desgaste do TiC com outros cerâmicos.	10
Figura 2.6 – Comparação dos valores de dureza dos carbonetos mistos.....	10
Figura 2.7 - Microdureza Vickers em cordões de solda. (a) TiC (b) Cr ₇ C ₃	11
Figura 2.8 - Variação da taxa específica de desgaste no metal de solda.	11
Figura 2.9 – Representação esquemática da nucleação e crescimento dos TiC. (a) inclusão de óxido no metal líquido. (b) Nucleação heterogênea de TiC na superfície do óxido. (c) Crescimento dendrítico radial após a fim da formação dos TiC.	13
Figura 2.10 – Nucleação heterogênea dos carbonetos a partir de partículas sólidas de grafite.	13
Figura 2.11 – Aumento da temperatura de (a) para (c): (a) Mistura em pó dos elementos Fe, Ti e Grafite. (b) Dissolução do titânio e grafite no ferro líquido (> 1668 ° C) e início da nucleação dos TiC. (c) Dissolução completa do titânio e parcial do grafite no ferro (aproximadamente 3400° C).....	14
Figura 2.12 – Interface facetada e difusa.....	15
Figura 2.13 – Energia livre de Gibbs em função da temperatura para as possíveis reações do sistema Fe-Ti-C.	18
Figura 2.14 – Seção isotérmica a 1400°C do sistema C-Fe-Ti.....	19
Figura 2.15 - Seção isotérmica a 1000°C do sistema C-Fe-Ti.	19
Figura 2.16 – Projeção computacional da temperatura liquidus com as isotermas do sistema Fe-Ti-C.....	20
Figura 2.17 – Representação esquemática da aplicação de implantes artificiais das ligas de titânio [10].	21
Figura 2.18 – Implantes ortodônticos.	22
Figura 2.19 – Implantes cirúrgicos das ligas de titânio.	22
Figura 2.20 – Ciclo de reaproveitamento das ligas de titânio.	23

Figura 2.21 – Conformação dos arames tubulares. (a) Conformação da fita e alimentação do fluxo.....	25
Figura 2.22 – Instabilidade do arco em função do potencial de ionização.....	28
Figura 3.1 – Equipamentos de moagem dos cavacos. (a) Dispositivo adaptado para furadeira de coluna. (b) Moinho pulverizador de panelas.	31
Figura 3.2 – Máquina utilizada para a fabricação de arames tubulares experimentais.	35
Figura 3.3 – (a) Fonte inversora de soldagem. (b)Esquema de soldagem dos arames tubulares.	37
Figura 3.4 – Indicação do metal de base com a deposição do fluxo para a soldagem GTAW (dimensões em milímetros). (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC. (e) Deposição da camada na condição de sobre chapa.....	39
Figura 3.5 – Deposição do fluxo diretamente sobre o metal de base. (a) Esquema de soldagem do fluxo sobre o metal de base. (b) Indicação do “Arc Gap” nas amostras com chanfro e sobre chapa.....	40
Figura 3.6 – Representação esquemática do sistema de aquisição de dados para a soldagem MCAW.	42
Figura 3.7 – Representação esquemática do sistema de aquisição de dados para a soldagem GTAW.....	43
Figura 3.8 – Esquema de corte das amostras.....	44
Figura 3.9 – Cálculo da taxa de diluição nos depósitos. (a) Metal de base sem a presença de chanfro. (b) Metal de base com a presença de chanfro (apenas na soldagem GTAW).....	45
Figura 3.10 – Esquema das micrografias geradas por EDS.	46
Figura 3.11 – Indicação esquemática das indentações de dureza realizadas ao longo da solda.	47
Figura 4.1 - Análise de DRX nos cavacos: (a) -50 μm (b) 100 μm à 270 μm . (c) Barra metálica de titânio.	50
Figura 4.2 – Amostras de seção dos arames tubulares.	51
Figura 4.3 – Cordão de solda formado com o arame GAT-TiCe (CP2).	52
Figura 4.4 – Sinais elétricos obtidas pela aquisição de dados na soldagem dos arames GAT-TiCe. (a) Oscilograma. (b) Ciclograma.	53
Figura 4.5 – Macrografias das soldas depositadas com o arame GAT-TiCe.	53
Figura 4.6 – Imagem de EDS dos depósitos formados com os arames GAT-TiCe.	54
Figura 4.7 – Imagem gerada por MO dos depósitos GAT-TiCe (com ataque).....	55
Figura 4.8 – Indicação dos locais de EDS por apontamento (CP6A).....	56

Figura 4.9 – Difractogramas da solda GAT-TiCe e cavacos de titânio.....	57
Figura 4.10 – Microdureza das soldas com o arame GAT-TiCe.....	58
Figura 4.11 – Cordão de solda formado com o arame GAT-TiC (CP4).	59
Figura 4.12 – Cordão de solda formado com o arame GAT-TiCe (CP7).	59
Figura 4.13 – Indicação dos efeitos do fluxo no aspecto superficial do cordão de solda.....	60
Figura 4.14 – Sinais elétricos obtidas pela aquisição de dados na soldagem dos arames GAT-TiC.....	60
Figura 4.15 – Parâmetros elétricos obtidos durante a soldagem dos arames GAT-TiCe e GAT-TiC.....	61
Figura 4.16 - Macrografias das soldas depositadas com o arame GAT-TiC. (a) CP1. (b) CP4.	62
Figura 4.17 – Comparação da geometria dos depósitos GAT-TiCe e GAT-TiC. (a) Dimensões. (b) Áreas do reforço (A), penetração (B) e diluição dos depósitos.	63
Figura 4.18 – Indicação da morfologia dos TiC nos depósitos GAT-TiC (sem ataque).....	64
Figura 4.19 – Imagem gerada em BSE dos depósitos formados com os arames GAT-TiC. ...	64
Figura 4.20 – Aspectos dos TiC nos depósitos GAT-TiCe e GAT-TiC. (a) Fração volumétrica dos carbonetos. (b) Tamanho dos carbonetos.....	65
Figura 4.21 - Difractogramas das soldas formadas para identificação das fases.	66
Figura 4.22 – Comparação dos valores de dureza entre as soldas depositadas com os arames GAT-TiCe e GAT-TiC.	67
Figura 4.23 – EDS por apontamento na microestrutura de um depósito GAT-TiC (CP4).	67
Figura 4.24 – Oscilogramas e ciclogramas dos sinais elétricos na soldagem dos arames com elementos adicionais no fluxo. (a) GAT-TiC. (b) GAT-TiCCru. (c) GAT-TiCCal (d) GAT-TiCFlu.....	69
Figura 4.25 – Parâmetros elétricos obtidos durante a soldagem dos arames tubulares a partir da utilização de fita com espessura menor. (a) Tensão do arco. (b) Corrente elétrica de soldagem.	70
Figura 4.26 – Cordões de solda formados a partir da soldagem dos arames tubulares com fluxo a base de cavacos de titânio. (a) GAT-TiC. (b) GAT-TiCRu. (c) GAT-TiCCal. (d) GAT-TiCFlu.	73
Figura 4.27 – Macrografias das seções dos cordões de solda. a) e b) GAT-TiC. c) e d) GAT-TiCRu. e) e f) GAT-TiCCal. f) e g) GAT-TiCFlu.....	75
Figura 4.28 – Geometria da seção dos depósitos formados com os arames tubulares.	76

Figura 4.29 – Micrografias das soldas a base de cavacos de titânio (esquerda – microscopia ótica, sem ataque e direita – elétrons retroespalhados, MEV, com ataque). a) e b) GAT-TiC. c) e d) GAT-TiCRu. e) e f) GAT-TiCCal. f) e g) GAT-TiCFlu.	77
Figura 4.30 – Difractogramas das soldas formadas com diferentes condições dos arames tubulares.	79
Figura 4.31 – Carbonetos envolvidos por grãos de ferrita – GAT-TiCRu.	80
Figura 4.32 - Carbonetos envolvidos por grãos de ferrita – GAT-TiCCal.	80
Figura 4.33 – Morfologia dos carbonetos de titânio. (a) Fração volumétrica. (b) Tamanho. ..	82
Figura 4.34 – Colônia de TiC observadas nos depósitos GAT-TiCRu apresentando diferentes morfologia das partículas.	83
Figura 4.35 – Valores de microdureza dos depósitos. (a) Arame GAT-TiC. (b) Arame GAT-TiCRu.	85
Figura 4.36 – Indentações de dureza. (a) Indicação de uma indentação na solda (atingido TiC e grãos da matriz simultaneamente). (b) Comparação dos valores de dureza realizadas com indentação na solda e na matriz (regiões ausentes de TiC).	85
Figura 4.37 – Aspectos topográficos dos depósitos fundidos pelo processo GTAW. (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.	87
Figura 4.38 – Oscilogramas dos sinais obtidos durante a soldagem GTAW dos corpos de prova. (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.	88
Figura 4.39 – Valores médios dos sinais elétricos na soldagem GTAW.	89
Figura 4.40 – Macrografia das seções dos depósitos fundidos pelo processo GTAW. (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.	90
Figura 4.41 – Comparação das taxas de diluição de acordo com o perfil do metal de base. ...	91
Figura 4.42 – Identificação das fases no processo GTAW – Condição GCC-TiCSC.	92
Figura 4.43 – Evolução da morfologia dos carbonetos – sem ataque. (a) e (b) GCC-TiCV1. (c) e (d) GCC-TiCV3. (e) e (f) GCC-TiCV5. (g) e (h) GCC-TiCSC.	93
Figura 4.44 – Formação dos TiC na microestrutura. (a) Fração volumétrica. (b) Tamanho dos Carbonetos.	94
Figura 4.45 – Perfil de Dureza dos depósitos sob a variação da quantidade do fluxo. (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.	94
Figura 4.46 – Distribuição dos TiC no metal fundido na região do topo, meio e proximidades da interface com o substrato.	97
Figura 4.47 – Indicação de regiões com aglomerações de carbonetos com morfologia não facetada em diferentes regiões da seção dos depósitos.	98

Figura 4.48 – Indicação da morfologia dos TiC confrontados com a composição química no diagrama Fe-Ti-C (% atômica).....	99
Figura 4.49 – Comparação da posição no diagrama Fe-Ti-C na temperatura de 3073K com a morfologia dos TiC formados.....	102
Figura 4.50 – EDS de apontamento na matriz em uma região de carbonetos arredondados.	104
Figura 4.51 - EDS de apontamento na matriz em uma região de carbonetos dendríticos.....	105
Figura 4.52 – Modelo proposto para prever a morfologia dos TiC formados.....	106

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 - Metais formadores de carbonetos intersticiais.	5
Tabela 2.2 - Estequiometria dos carbonetos intersticiais.	6
Tabela 2.3 – Potencial de ionização de alguns elementos químicos.	27
Tabela 3.1 – Composição química nominal da liga ASTM F136 (% massa).	30
Tabela 3.2 – Procedimento de limpeza dos cavacos.	30
Tabela 3.3 – Série de peneiras utilizadas para a classificação dos cavacos.	31
Tabela 3.4 – Certificado de análise química do grafite em pó (% em peso).	32
Tabela 3.5 – Composição química da fita metálica.	36
Tabela 3.6 – Parâmetros de soldagem utilizados no processo MCAW.	38
Tabela 3.7 – Parâmetros de soldagem utilizados no processo GTAW.	40
Tabela 3.8 – Matriz experimental.	41
Tabela 3.9 – Fichas CIF utilizadas para identificar as fases presentes de acordo com os difractogramas.	48
Tabela 4.1 – Composição química nominal dos cavacos de titânio moídos e determinados por FRX. (% massa).	50
Tabela 4.2 – Composição química nominal dos arames tubulares experimentais (% massa).	51
Tabela 4.3 – Resultados de EDS por apontamento no TiC e na matriz (% atômica).	56
Tabela 4.4 – Densidade de corrente dos arames tubulares.	62
Tabela 4.5 - Resultados de EDS por apontamento no TiC e na matriz.	68
Tabela 4.6 – Composição química estimada dos depósitos.	99
Tabela 4.7 – Indicação da composição química de depósitos do tipo Fe-Ti-C.	101
Tabela 4.8 – Composição química da matriz em torno dos TiC arredondados.	104
Tabela 4.9 - Composição química da matriz em torno dos TiC dendríticos e dispersos.	105

ÍNDICE DE EQUAÇÕES

Equação 2.1	15
Equação 2.2	16
Equação 3.1	32
Equação 3.2	32
Equação 3.3	32
Equação 3.4	32
Equação 3.5	33
Equação 3.6	33
Equação 3.7	33
Equação 3.8	33
Equação 3.9	33
Equação 3.10	33
Equação 3.11	33
Equação 3.12	33
Equação 3.13	33
Equação 3.14	34
Equação 3.15	36
Equação 3.16	45
Equação 3.17	45
Equação 3.18	46
Equação 3.19	47

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

ASTM: American Society for Testing and Materials

BSE: Backscattered electrons

CFC: Cúbico de face centrada

CIF: Crystallographic Information File

CNC: Comando Numérico Computadorizado

DCEN: Direct current electrode negative (polaridade direta)

DCEP: Direct current electrode positive (polaridade inversa)

DRX: Difração de raios-X

EDS: Electron Dispersive Spectroscopy

FCAW: Flux Cored Arc Welding

FRX: Fluorescência de raios-X

GAT-TiCCal: Arame tubular com adição de calcita no fluxo

GAT-TiCe: Arame tubular com a base de cavacos e grafite utilizando fita metálica de 0,5mm

GAT-TiCFlu: Arame tubular com adição de fluorita no fluxo

GAT-TiCRu: Arame tubular com adição de rutilo no fluxo

GCC-TiCSC: Condição de deposição sobre chapa e sem chanfro para soldagem GTAW

GCC-TiCV1: Condição de chanfro com dimensões menores para soldagem GTAW

GCC-TiCV3: Condição de chanfro com dimensões intermediárias para soldagem GTAW

GCC-TiCV5: Condição de chanfro com dimensões maiores para soldagem GTAW

GTAW: Gas Tungsten Arc Welding

HC: Estrutura cristalina hexagonal compacta

HEX: Estrutura cristalina hexagonal

HV: Hardness Vickers

ICSD: Inorganic Crystal Structure Database

k: constante de Boltzmann

MCAW: Metal Cored Arc Welding

MEV: Microscopia Eletrônica de Varredura

n: número de átomos vizinhos na superfície do sólido na interface sólido/líquido

SMAW: Shielding Metal Arc Welding

T_m: ponto de fusão

VLS: Vapor-Líquido-Sólido

X: teor de um determinado elemento no metal de solda

X_A : teor de um determinado elemento no metal de adição

X_B : teor de um determinado elemento no metal de base

ZTA: Zona Termicamente Afetada pelo Calor

Elementos e compostos químicos

Al: Alumínio

B: Boro

Be: Berílio

C: Carbono

Ca: Cálcio

$CaCO_3$: Calcita

CaF_2 : Fluorita

Cr: Cromo

Na_2SiO_3 : Silicato de sódio

O: Oxigênio

Si: Silício

Ti: Titânio

TiC: carboneto de titânio

TiO_2 : Rutilo

V: Vanádio

Zr: Zircônio

Símbolos gregos

α : Diluição do metal de solda

α_j : Fator Jackson

δ : teor de um elemento no metal de solda

ΔH_m : calor latente de fusão

ϵ : Taxa de preenchimento do fluxo

v : Número de coordenação do líquido na interface sólido/líquido

ξ : fator da estrutura de interface sólido/líquido

1 INTRODUÇÃO

1.1 Oportunidade de Pesquisa

A aplicação de camadas formadas a partir da deposição de revestimentos duros tem sido uma das mais importantes técnicas aplicadas nas superfícies de componentes mecânicos, para melhorar a sua resistência aos mecanismos do desgaste [1-3]. A deposição de revestimentos duros deve ser elaborada de forma criteriosa, levando em consideração as suas propriedades mecânicas e boa aderência na interface substrato/camada depositada.

Os materiais usualmente presentes nos revestimentos responsáveis pelas propriedades de resistência ao desgaste são os nitretos, boretos e os carbonetos, formados a partir da ligação entre um determinado elemento químico e o nitrogênio, boro e carbono, respectivamente [4]. Na soldagem ao arco elétrico, metais de adição com elementos formadores de carbonetos são habitualmente depositados, principalmente consumíveis contendo o carbono e o cromo, (Cr_7C_3). Quanto maior o teor destes elementos, maior a tendência de o revestimento apresentar maiores valores de dureza [2,5]. Contudo, a literatura aponta diversos estudos direcionados à aplicação de outros carbonetos, com propriedades de dureza e resistência ao desgaste bem superior ao cromo, onde em especial e com devida importância, há um grande interesse pelos carbonetos de titânio. Entre as propriedades dos TiC se destacam, elevada dureza (2800 HV – 3200 HV), elevada estabilidade química, alto ponto de fusão e baixa densidade (4,90–4,93 g/cm³) [4-10]. Por outro lado, o elevado valor comercial das ligas de titânio em pó se apresenta como uma desvantagem, inviabilizando a sua aplicação em larga escala industrial.

Com a mesma importância, as ligas de titânio têm se destacado pela elevada resistência a corrosão e biocompatibilidade, tornando-as um dos principais materiais utilizados na fabricação de implantes ortodônticos e próteses cirúrgicas [11]. A usinagem tem sido um dos processos de fabricação destes componentes, gerando um volume elevado de cavacos, apresentando o titânio como elemento majoritário, cerca de 90% em massa na liga ASTM F136 – Ti6Al4V [12]. Fontes internas destas empresas no Brasil indicam que a geração anual de cavacos por empresa pode atingir em média 5000 kg/ano, sendo descartadas como sucatas e apresentando baixo valor econômico [13]. Considerando estes fatores, o reaproveitamento deste material se torna um grande atrativo, principalmente para a utilização como componentes dos fluxos aplicados nos processos de soldagem, visando a formação de revestimentos duros a base carbonetos de titânio.

Na literatura é possível encontrar trabalho de diversos autores onde o titânio é adicionado como pós comerciais na forma de ferro ligas, principalmente com o titânio em pureza de 30% e 70% (FeTi30 e FeTi70) [7,9,14]. Já existem na literatura alguns estudos mostrando a viabilidade na utilização dos cavacos para a formação de carbonetos de titânio [15,16,17]. Os aspectos de propriedades mecânicas e morfológicas foram similares aqueles nos quais foram utilizados pós comerciais de titânio [8,18,14,19,20]. Entretanto, a comparação entre os trabalhos de diversos autores tem apresentado morfologias diferentes para os TiC, formados por vários processos de soldagem e fusão. Em alguns casos, os TiC apresenta uma morfologia facetada e distribuição dispersa na matriz [7,8,14]. Outros estudos indicam a formação de TiC com ramificações dendríticas apresentando uma combinação mista entre carbonetos facetados e não facetados [21]. Por fim, a presença de carbonetos massivos com formatos não facetados e globulares também são reportados [15,18]. Alguns autores atribuem que a presença de certos elementos químicos como o manganês podem favorecer a formação de uma morfologia não facetada [8]. TiC sintetizado por processos de deposição laser, apresentaram a formação de morfologias diferentes, de acordo com a região do metal de solda. Estas variações foram atribuídas a diferentes temperaturas estabelecidas na poça de fusão, como consequência da taxa de resfriamento do metal líquido [21]. Por outro lado, há autores sugerindo que as variações nas taxas de resfriamento e solidificação do material não afetam a morfologia dos carbonetos [19]. Deste modo, nota-se que não há um consenso entre os fatores que afetem a morfologia dos carbonetos.

Considerando as relações estabelecidas entre a morfologia dos carbonetos e suas propriedades de resistência ao desgaste, a literatura reporta que partículas de carbonetos que se precipitam em formatos não facetados, apresentam tendência em reduzir a concentração de tensões atuantes na região da interface com a matriz, atenuando a nucleação e consequentemente a propagação de trincas no material, resultando em maiores taxas de perda de material devido os mecanismos de desgaste [22].

No presente trabalho desenvolveu-se uma formulação específica para arames tubulares, do tipo MCAW, com a utilização de cavacos de titânio como componentes do fluxo, onde a adição de determinados elementos afetou bruscamente o comportamento dos sinais elétricos e crescimento dos TiC no metal de solda. A análise dos dados levantados possibilitou utilizar o diagrama Fe-Ti-C para prever a morfologia dos carbonetos formados. Ainda que utilizando resultados de outros autores, onde foram utilizadas outras hipóteses para prever a morfologia, o modelo do atual trabalho permitiu enquadrá-los em um mesmo modelo de previsão.

1.2 Objetivo

O presente trabalho pode ser dividido em uma série de objetivos que se divide em objetivo geral e específicos:

1.2.1 Geral

Este trabalho tem como objetivo geral viabilizar a aplicação de cavacos das ligas de titânio, oriundos dos processos de usinagem na fabricação de implantes ortodônticos para a utilização como componentes do fluxo de arames tubulares. Os resultados preliminares, a partir da deposição de arames tubulares com fluxo contendo apenas cavacos de titânio e grafite apresentaram a formação de cordões com elevado grau de descontinuidades e sem efeitos sobre a morfologia dos carbonetos, uma vez que apenas morfologias facetadas foram formadas. A partir daí foi conduzida uma série de experimentos de acordo com os objetivos específicos que se surgiram.

1.2.2 Específicos

Os objetivos específicos desse trabalho são:

- i. Comparar os efeitos da espessura da fita metálica sobre a microestrutura do metal de solda.
- ii. Verificar os efeitos da adição de um terceiro elemento no fluxo (além do titânio e carbono) quanto a soldabilidade do processo e microestrutura formada nos depósitos.
- iii. Investigar os efeitos da quantidade do fluxo sobre a morfologia dos carbonetos formados.

2 REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 Carbonetos

2.1.1 Tipos de Carbonetos

O carbono pode fazer ligação com diversos elementos químicos, porém por convenção o termo carboneto é aplicado para definir os compostos formados a partir da ligação entre elementos com eletronegatividade igual ou menor a do carbono [6,23].

As propriedades de um carboneto são determinadas por três fatores essenciais: a diferença da eletronegatividade entre o elemento e o carbono, a relação entre os raios atômicos, e as características da ligação química (iônica, covalente e metálica) presentes. Desta forma, os carbonetos podem ser divididos em quatro grupos:

- i. Carbonetos Intersticiais: formados pelos elementos dos grupos IV, V e VI localizados nos períodos 4,5 e 6 da tabela periódica.
- ii. Carbonetos Covalentes: formados pelos elementos boro e silício.
- iii. Carbonetos Intermediários: formado pelos metais de transição dos grupos VII e VIII.
- iv. Carbonetos Salinos: formados pelos elementos dos grupos I, II e III.

2.1.2 Carboneto de Titânio

O carboneto de titânio (TiC) está no grupo dos carbonetos intersticiais, que por sua vez são compostos cristalinos entre os metais dos grupos IV, V e VI nos períodos 4, 5 e 6, ligados ao carbono, Tabela 2.1. Geralmente estes metais são arranjados em estruturas compactas e o carbono se aloca nos interstícios octaédricos desta estrutura, Figura 2.1, por isso a definição, carbonetos intersticiais.

O titânio apresenta um sistema de ligação binário com o carbono, onde na forma de carbonetos apresenta a estequiometria TiC, com estrutura cristalina CFC (também conhecido como carboneto NaCl, por apresentar cristalografia semelhante à estrutura de tal composto),

com o carbono se alocando nos interstícios octaédricos da célula unitária. Teoricamente, a estequiometria de um TiC pode ser determinada com a proporção molar de carbono e titânio em 1:1. Entretanto, pode haver ausência ou defeitos na ocupação desses sítios e desta forma, a estequiometria dos carbonetos como TiC_x , onde o valor de x poderá ser menor que 1 [24].

Os carbonetos de titânio possuem dureza consideravelmente alta, o que os tornam comum na aplicação de peças e componentes que necessitam de bom desempenho aos mecanismos de desgaste. Apresentam outras propriedades atrativas para resistência ao desgaste, tais como, elevada estabilidade química, alto ponto de fusão, e por estas razões também são descritos como carbonetos refratários [6].

Tabela 2.1 - Metais formadores de carbonetos intersticiais.

	Grupo IV	Grupo V	Grupo VI
4º Período	Titânio	Vanádio	Cromo
5º Período	Zircônio	Nióbio	Molibdênio
6º Período	Háfnio	Tântalo	Tungstênio

Fonte: Pierson [6].

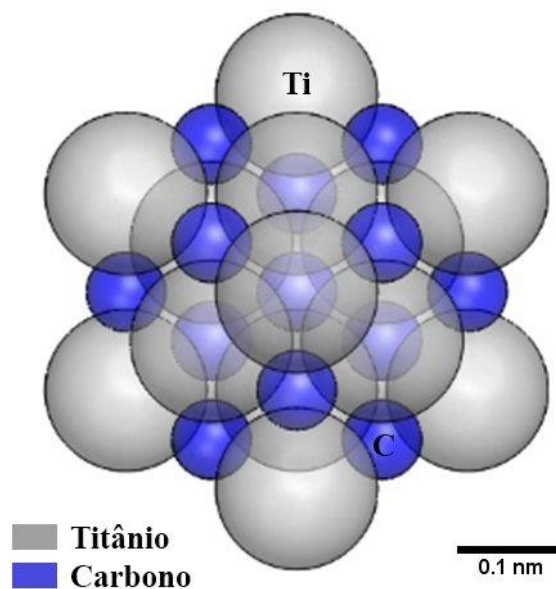


Figura 2.1 – Carboneto intersticial apresentando o carbono se alocando nos interstícios de uma célula unitária.

Fonte: adaptado de Pierson [6].

A ocupação do átomo de carbono nos interstícios e o seu arranjo atômico com o metal é que irão determinar a estequiometria do carboneto. Para cada grupo, a estrutura e a composição do carboneto intersticial se tornam mais complexa de acordo com a localização do elemento ao longo da tabela periódica, Tabela 2.2.

Tabela 2.2 - Estequiometria dos carbonetos intersticiais.

	Grupo IV	Grupo V	GrupoVI
4° Período	TiC (cfc)	V ₂ C (hc) V ₄ C ₃ V ₆ C ₅ V ₈ C ₇ VC (cfc)	Cr ₂₃ C ₆ (cfc) Cr ₃ C ₂ (hc)
5° Período	ZrC (cfc)	Nb ₂ C (hc) NbC (cfc)	Mo ₂ C (hc) MoC (hex)
6° Período	HfC (cfc)	Ta ₂ C (hc) TaC (cfc)	W ₂ C (hc) WC (hex)

Fonte: Pierson [6].

cfc: cúbico de face centrada;

hc: hexagonal compacta;

hex: hexagonal.

A Figura 2.2 representada pelo diagrama de Ellingham, mostra variações na energia livre de Gibbs para cada reação em função da temperatura. Compostos localizados em posições inferiores apresentam maior tendência a ligação química, comparado aqueles que estão em posições mais acima no diagrama [7,25,26]. Desta forma, quanto mais negativa for a energia de formação (ΔG), mais espontânea se torna a formação do carboneto apresentando maior estabilidade química. O TiC se mostra como sendo um dos carbonetos com menor energia de formação. Dependendo da estequiometria, apenas a partir de 1200 °C que o carboneto de cromo ($23/27 \text{ Cr}_7\text{C}_3$) ocupa uma posição mais baixa no diagrama.

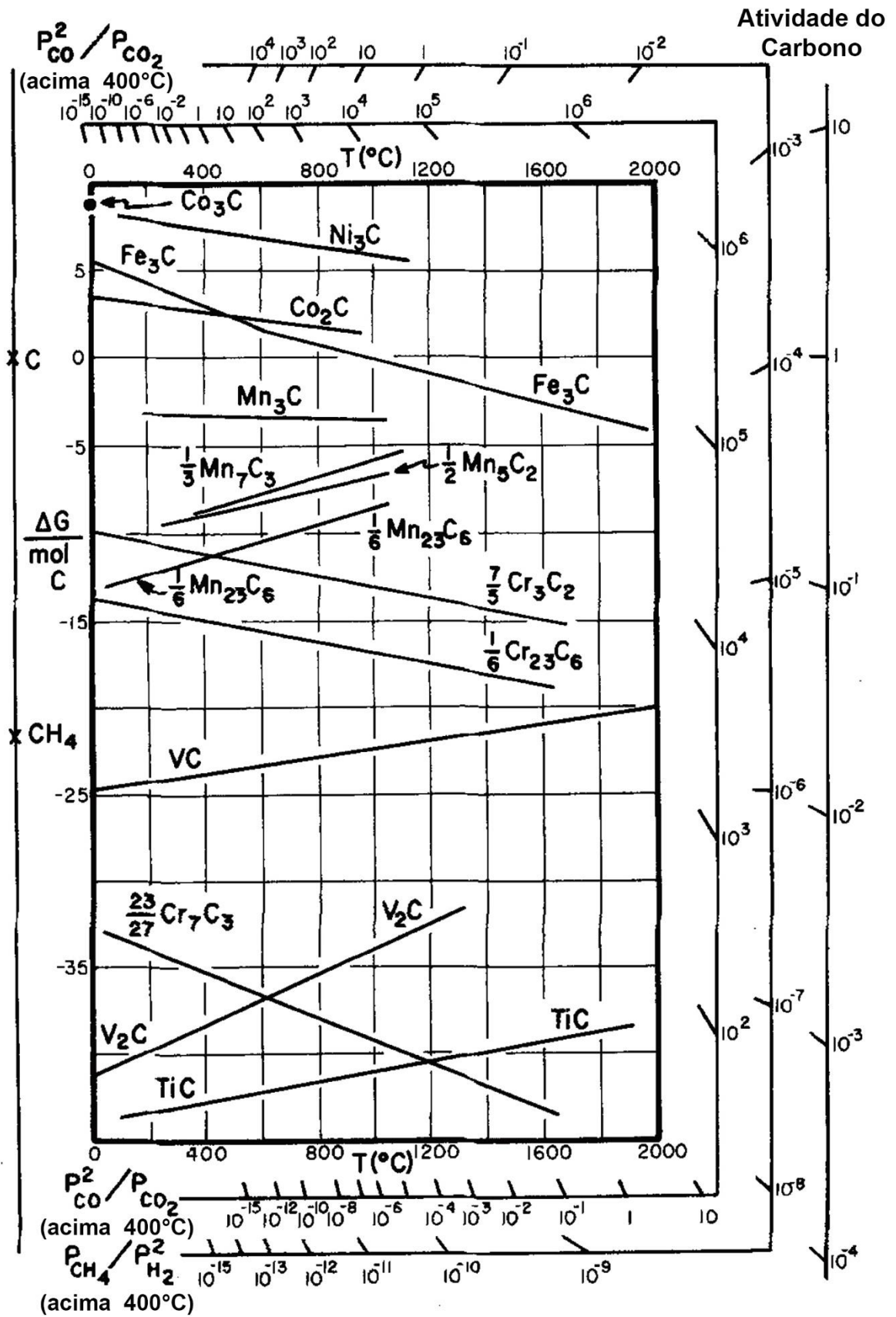


Figura 2.2 - Diagrama de Ellingham para a formação dos carbonetos.

Fonte: Shatynski [26].

Conforme mostrado pela Figura 2.3, o ponto de fusão do carboneto de titânio apresenta uma certa variação dependendo da proporção atômica dos elementos [6,26].

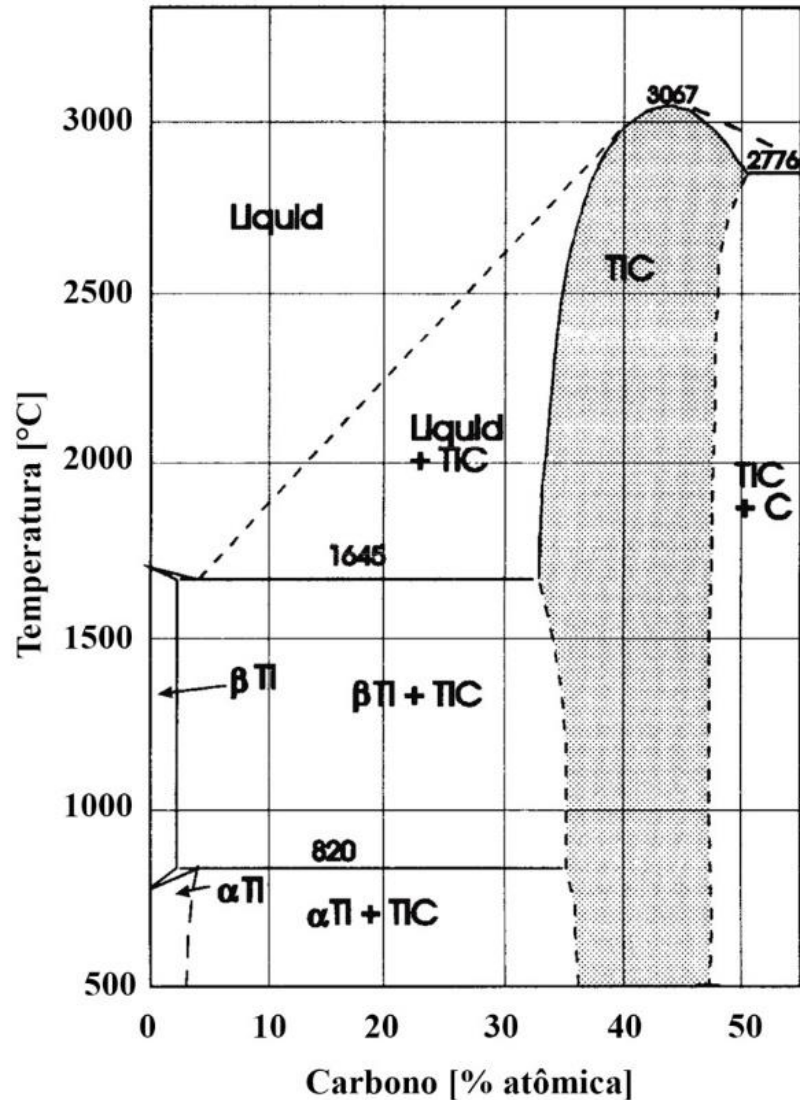


Figura 2.3 - Diagrama de fase do TiC.

Fonte: Pierson [6].

Defeitos ou ausência na ocupação dos sítios de uma célula unitária podem causar alterações nos parâmetros de rede dos TiC. A Figura 2.4(a) apresenta a variação dos parâmetros de rede do carboneto de titânio com a estequiometria do composto [6]. À medida em que a relação entre o titânio e o carbono apresenta uma redução, nota-se que o parâmetro de rede da célula unitária apresenta uma certa variação, atingindo um valor máximo em torno da proporção de 0,85.

A dureza dos carbonetos também varia com a estequiometria do composto. A Figura 2.4(b) mostra que a dureza máxima é atingida quando a relação titânio-carbono se aproxima de 1:1. A

dureza dos carbonetos de titânio pode atingir valores entre 2800 a 3200 HV [2,4,27]. As variações na microdureza dos TiC são atribuídas a anisotropia que apresentam uma variação de 30% dependendo da orientação [4].

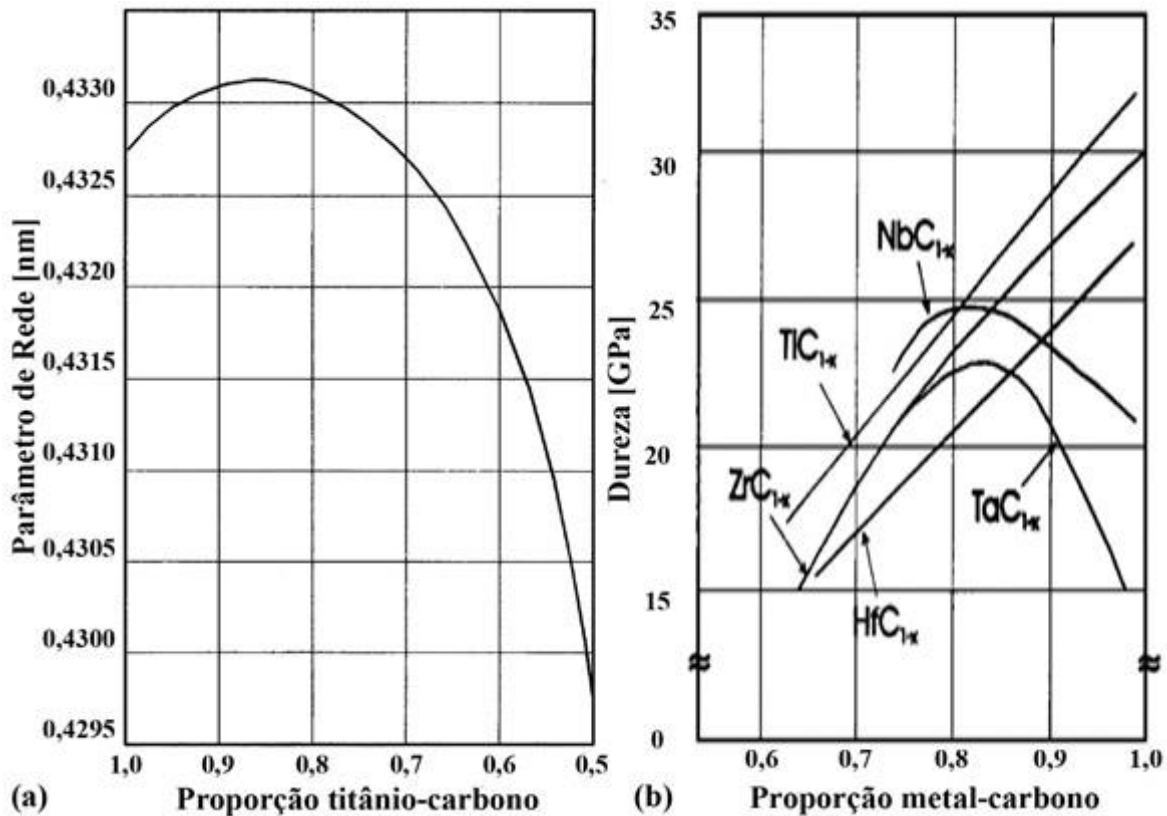


Figura 2.4 - Variação das propriedades dos carbonetos em função da composição química (a) parâmetro de rede (b) Dureza.

Fonte: Pierson [6].

O TiC tem se mostrado com uma excelente opção para aplicações em revestimentos duros voltados para melhoria das propriedades de resistência ao desgaste. Os carbonetos de titânio, com valores de dureza inferior o carboneto de boro (B_4C), mostrou-se com melhor comportamento de resistência ao desgaste abrasivo (*Riley tester*), ainda que submetido em diferentes condições de meio abrasivo, Al_2O_3 e SiC Figura 2.5. Deste modo, evidenciando que apenas a dureza de um material não lhe atribui resistência ao desgaste abrasivo, mas também a habilidade deste material em reduzir tensões internas [4].

Os carbonetos binários formados pelos elementos de transição, em muitos casos podem apresentar variações em sua estequiometria e ao mesmo tempo alterar as propriedades da fase formada. Existe também a possibilidade de formar soluções sólidas substitucionais com outros elementos, resultando em ligas ternárias ou quartenárias, desde que o átomo substitucional

apresente raio atômico aproximado ao elemento principal. Na Figura 2.6 estão apresentadas diversas ligas ternárias que promovem a formação de carbonetos mistos resultando em dureza superior do que quando os mesmos formam apenas ligas binárias (eixo y) [4].

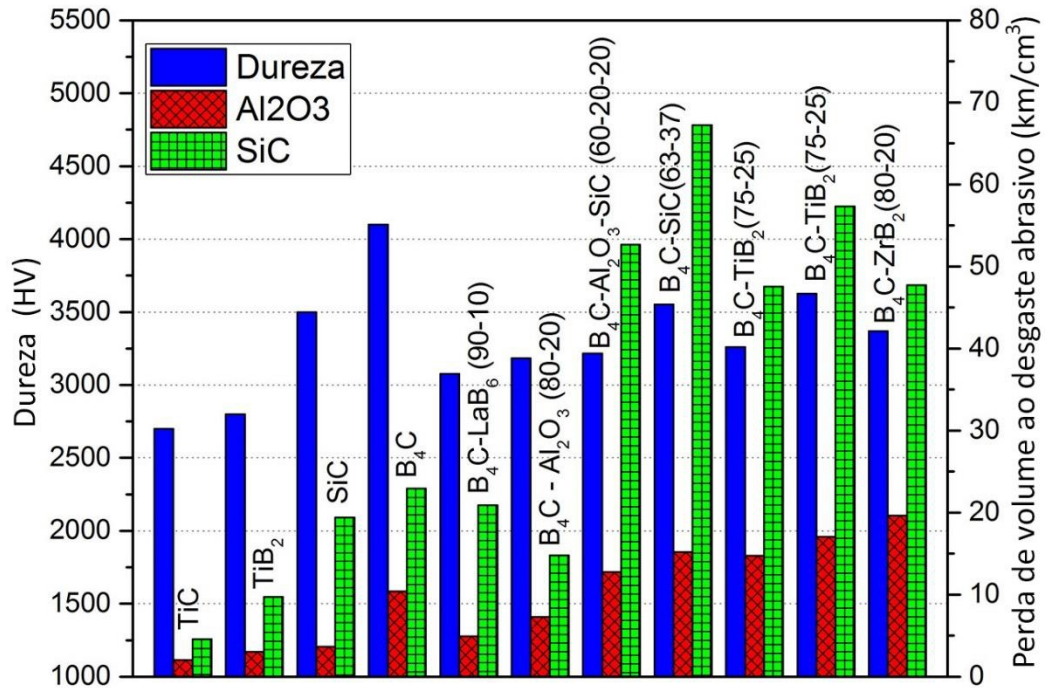


Figura 2.5 – Comparação das propriedades de resistência do desgaste do TiC com outros cerâmicos.

Fonte: adaptado de Holleck [4].

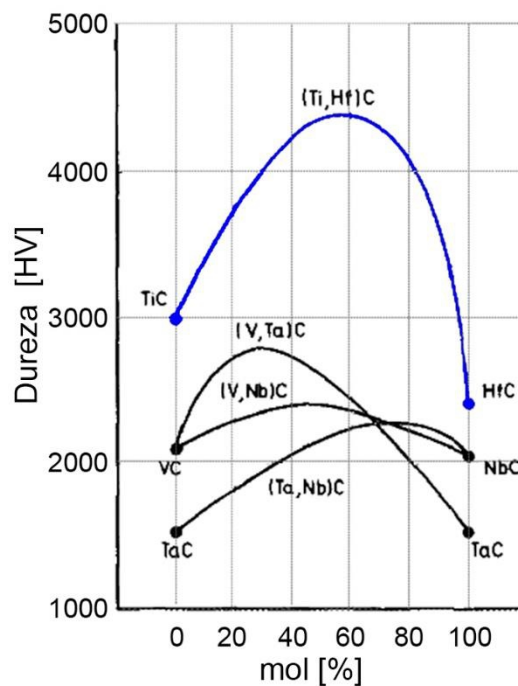


Figura 2.6 – Comparação dos valores de dureza dos carbonetos mistos.

Fonte: adaptado de Holleck [4].

Depósitos sobre chapa com a formação de TiC apresentaram dureza superior aos depósitos a base de Cr_7C_3 , sob condições semelhantes (01 passe e sob mesmas condições do ensaio de dureza, HV0,1), Figura 2.7. Ensaio tribológicos realizados com esfera rotativa, indicaram que os TiC apresentam melhor comportamento quanto a resistência ao desgaste, Figura 2.8 [28,29]. Os TiC apresentaram partículas com dimensões médias entre $7\ \mu\text{m}$ a $10\ \mu\text{m}$ em uma matriz ferrítica. Regiões densas de partículas grosseiras de TiC, quando atingida pelo indentador, apresentavam valores de dureza superior do que em regiões atingidas na matriz, resultando em uma dispersão maior na curva de microdureza. Contudo, o volume de material removido nos depósitos com a formação de TiC foram menores.

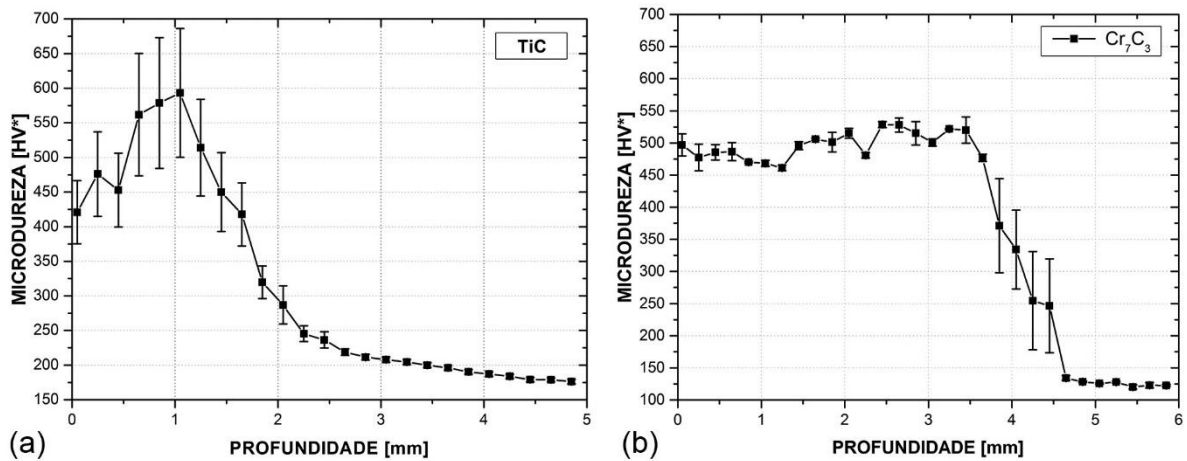


Figura 2.7 - Microdureza Vickers em cordões de solda. (a) TiC (b) Cr_7C_3 .

Fonte: Fagundes et al. [29].

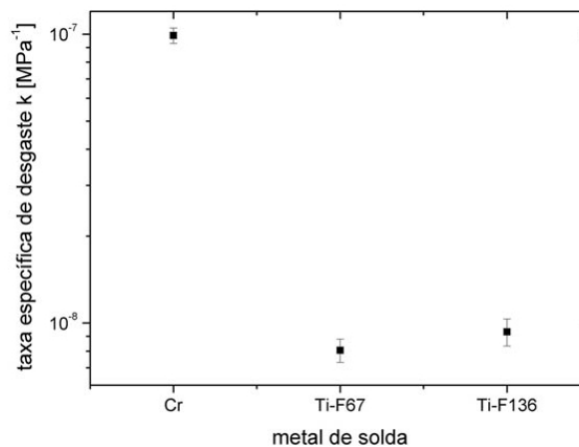


Figura 2.8 - Variação da taxa específica de desgaste no metal de solda.

Fonte: Fagundes et al. [29].

2.1.3 Nucleação e Crescimento dos TiC

Os trabalhos reportados pela literatura realizados por processos a laser e a arco elétrico, mostram que os TiC apresentam nucleação heterogênea a partir da presença de inclusões no metal líquido [19,30-33]. As inclusões podem ser determinadas a partir de inclusões ou impurezas na poça de fusão, que podem ser formadas a partir de compostos com elevado ponto de fusão, que tenham se fundido ou não, durante as elevadas temperaturas atingidas no metal líquido, como por exemplo os óxidos, carbonetos, nitretos, etc.

As observações feitas a partir da formação de TiC por reações do sistema vapor-líquido-sólido (VLS), onde a oferta de carbono se fez a partir da decomposição de uma mistura de gás entre argônio e metano (CH_4) sobre um recipiente com metal líquido apresentando composição química entre titânio, alumínio e cobre. As investigações mostraram que os carbonetos se formam por precipitação no estado líquido e por difusão no estado sólido [30]. Nas reações ocorridas no estado sólido contidas pelo metal líquido, o titânio se difunde para o carbono sólido formando o TiC. Nas reações por precipitação no estado líquido, os autores apontam que o carbono se solubiliza no metal líquido, reagindo com o Ti formando os carbonetos.

Chen et al. [19], apresentaram um esquema mostrando a nucleação heterogênea dos carbonetos a partir de óxidos de alumínio. O alumínio em altas temperaturas é suscetível a oxidação, promovendo a sua oxidação na poça de fusão atuando como pontos preferenciais de nucleação heterogênea dos TiC em função do titânio e o carbono presentes na poça de fusão, Figura 2.9(a). A partir do momento em que o carboneto excede o tamanho crítico de nucleação, outros grãos de TiC se nucleiam de forma heterogênea e independente da superfície do óxido, utilizando-se da própria superfície do carboneto, Figura 2.9(b), e na sequência apresentam crescimento dendrítico e radial Figura 2.9(c) [19,30].

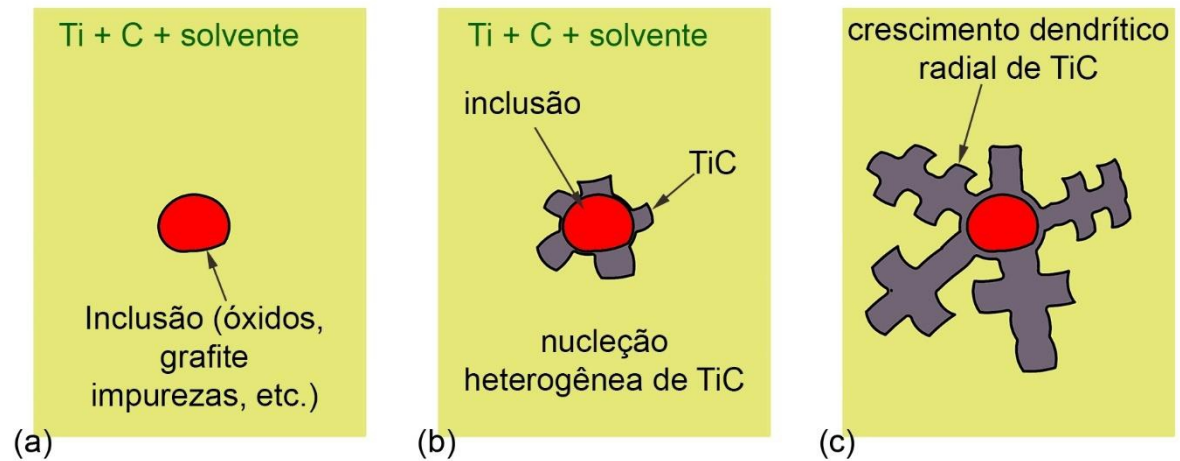


Figura 2.9 – Representação esquemática da nucleação e crescimento dos TiC. (a) inclusão de óxido no metal líquido. (b) Nucleação heterogênea de TiC na superfície do óxido. (c) Crescimento dendrítico radial após a fim da formação dos TiC.

Fonte: Adaptado de Chen et al. [19].

Emamian et al. [21], atribuíram que a nucleação dos carbonetos de titânio ocorreram a partir de partículas sólidas de grafite que não se solubilizaram completamente, ou ainda, que tenham se solidificado primeiro na poça de fusão, graças ao seu elevado ponto de fusão (3600°C). Os resultados de imagem mostram uma aglomeração de TiC em torno de algumas regiões escuras, possivelmente o grafite, Figura 2.10. Os resultados de EDS indicaram que tais regiões escuras apresentaram o carbono como elemento majoritário, enquanto que para as regiões de contorno, o titânio foi o elemento majoritário. O esquema conceitual deste mecanismo de nucleação é apresentado na Figura 2.11.

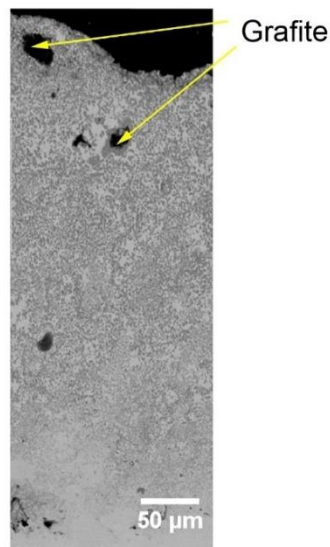


Figura 2.10 – Nucleação heterogênea dos carbonetos a partir de partículas sólidas de grafite.

Fonte: Emamian et al. [21].

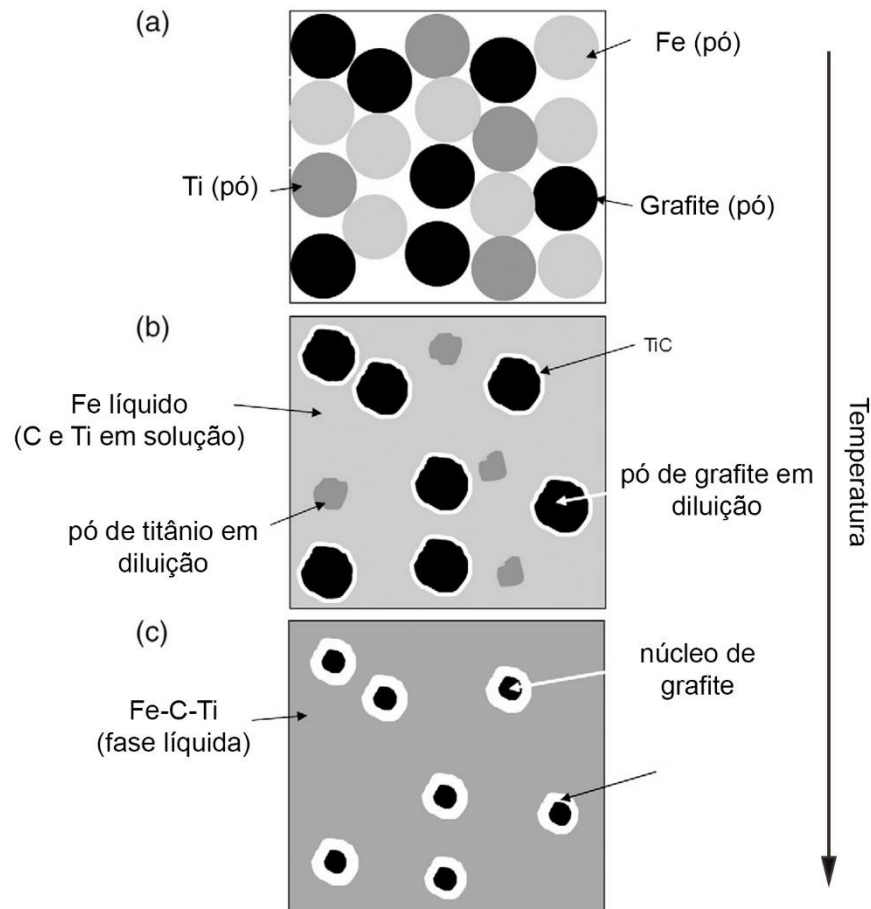


Figura 2.11 – Aumento da temperatura de (a) para (c): (a) Mistura em pó dos elementos Fe, Ti e Grafite. (b) Dissolução do titânio e grafite no ferro líquido ($> 1668^{\circ}\text{C}$) e início da nucleação dos TiC. (c) Dissolução completa do titânio e parcial do grafite no ferro (aproximadamente 3400°C).

Fonte: Emamian et al. [21].

2.1.4 Morfologia dos TiC

A morfologia de um cristal assim como os seus mecanismos de crescimento pode ser controlada pela interface sólido/líquido. Esta interface é determinada a partir da extensão da camada de interface entre o sólido e o líquido (S-L), sendo classificada como interface facetada, quando ocorrer uma transição abrupta entre a fase sólida e líquida (poucas camadas de espessura, em uma escala nanométrica), ou ainda como interface difusa ou não facetada quando esta transição ocorrer de forma gradual, Figura 2.12 [34-36].

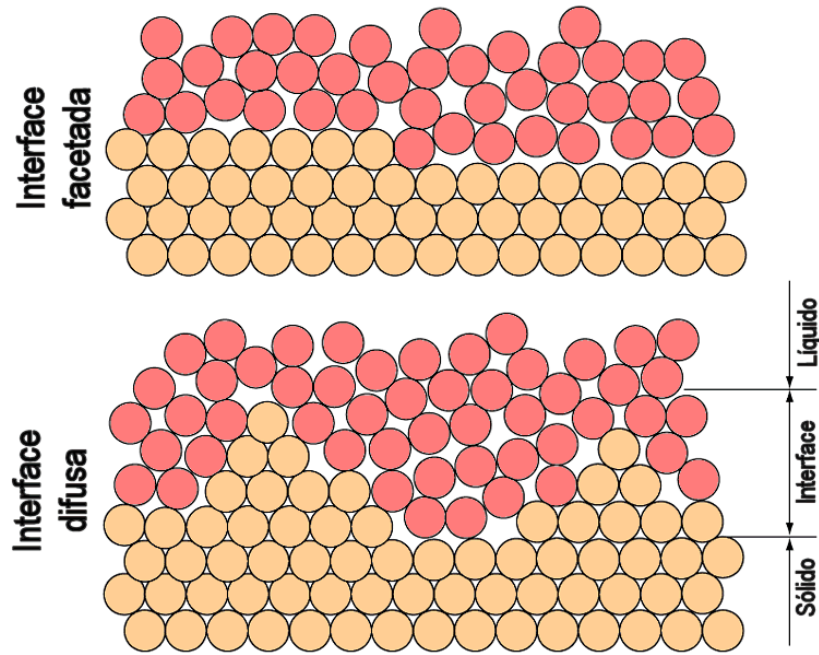


Figura 2.12 – Interface facetada e difusa.

Fonte: Modenesi [34].

O fator Jackson (α_j), Equação 2.1, onde ΔH_m é o calor latente de fusão, T_m ponto de fusão, k é a constante de Boltzmann, n é o número de átomos vizinhos na superfície e v é o número de átomos vizinhos na matriz (metal líquido), pode ser utilizado para prever o tipo de interface e os mecanismos de crescimento sob baixo resfriamento e condições de solidificação próximas do equilíbrio [37,36,38]. O fator de Jackson pode ainda ser escrito em função da constante dos gases ideais (R), Equação 2.2, onde ξ é o fator que depende da estrutura de interface (n/v), [35]. As fases com $\alpha_j < 2$ indicam que a interface sólido/líquido seja atômica áspera (ou difusa) e o cristal apresenta crescimento contínuo, promovendo a formação de uma morfologia não facetada. Por outro lado, fases com $\alpha_j > 2$ apresentam a interface sólido/líquido abrupta favorecendo a formação de morfologia facetada, uma vez que estes valores irão representar a entropia do sistema.

Conforme reportado por Chen et al. [37] e Yang et al [39], os TiC apresentam elevado calor latente de fusão para a solidificação (83,6 kcal/mol) estabelecendo que o fator Jackson apresente faixas entre 5 a 7, indicando para uma elevada tendência a formação de uma morfologia facetada para os carbonetos de titânio. Entretanto, há de se considerar que o número de coordenação das estruturas na interface entre sólido e líquido podem alterar estes valores.

$$\alpha_j = \frac{\Delta H_m \cdot n}{k T_m \cdot v}$$

Equação 2.1

$$\alpha_j = \left(\frac{\Delta H_m}{RT_m} \right)^\xi \quad \text{Equação 2.2}$$

Em vários trabalhos reportados, Chen e Wang [19,37,40] que promoveram a formação de TiC por processos a laser, reportaram que a morfologia dos carbonetos é influenciada pelas taxas de resfriamento da poça de fusão., reportaram que diferentes taxas de resfriamento ($2,1 \times 10^2$ K/s – $8,3 \times 10^5$ K/s), determinadas pela variação nos valores da velocidade de varredura do laser, influenciaram significativamente a morfologia e os mecanismos de crescimento na precipitação dos TiC. As investigações mostraram que os ramos primários das dendritas consistem de bastões interconectados entre si. Além disso, os ângulos formados entre os bastões são aproximadamente 72° e 108° , sendo estes valores muito próximos aos ângulos entre os planos da estrutura cristalina {111}.

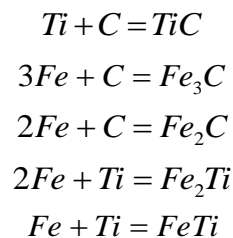
Emamian et al. [21], encontrou diferentes morfologias dos TiC ao longo da microestrutura dos depósitos formados a laser. Baseando-se no fato de que não foram encontradas uma morfologia predominante entre a interface com o substrato e o topo do cordão, os autores atribuíram que cada região da poça de fusão esteja submetida a diferentes taxas de resfriamento e conseqüentemente, diferentes taxas de solidificação, estabelecendo diferentes temperaturas de pico no metal líquido. Nas regiões em que as temperaturas atingiram valores superiores a temperatura líquida do diagrama ternário Fe-Ti-C promoveram crescimento com morfologia dendrítica. Por outro lado, as regiões em que a temperatura líquida não foi atingida, principalmente aquelas com proximidades a linha de fusão entre o metal de solda e o substrato, promoveram um estado semi-sólido na poça de fusão, estabelecendo a formação de carbonetos finos e dispersos na matriz.

Gallo et al. [8] relataram que a presença de determinados elementos na poça de fusão pode afetar a morfologia dos TiC. Fluxos apresentando em sua composição química apenas Fe-Ti-C comparados a fluxos com a adição de manganês e silício foram investigados no trabalho. A presença de Mn no fluxo apresentou a formação de TiC esferoidais e facetados, enquanto que a adição de Si estabeleceu menor formação de carbonetos finos (*script carbides*).

2.1.5 Termodinâmica do sistema Fe-Ti-C

A termodinâmica do sistema Fe-Ti-C é estabelecida como um sistema muito ativo e complexo devido a vários fatores afetados principalmente pela presença do C, que devido as condições das reações (temperatura, concentração e atividade de cada elemento), pode migrar do TiC para o Fe e vice-versa [7,21,25,41,42].

Para determinar os produtos das reações do sistema Fe-Ti-C, as possíveis reações entre Ti-C, Fe-Ti e Fe-C devem ser consideradas [41]. Desta forma os possíveis produtos formados por estas reações são representados por:



A Energia Livre de Gibbs para cada uma das reações acima é representado pela Figura 2.13. Nota-se que a energia livre para a formação dos TiC será sempre negativa e menor que as fases formadas, indicando que o Ti tem maior tendência a formar carbonetos do que formar fases intermetálicas com o Fe. Pode se afirmar também que o TiC apresenta melhor estabilidade do que Fe-C e Fe-Ti. Contudo, a formação de cementsita (Fe_3C) pode ocorrer nas temperaturas em torno de 1100 K.

A atividade do carbono também pode afetar a formação das fases. A formação dos TiC irá reduzir o titânio do sistema Fe-Ti-C, favorecendo a formação de Fe_3C . Além disso, a formação de Fe_2Ti é prevista abaixo de 1000 K e deste modo, o excesso de titânio no metal líquido pode favorecer a reação de Fe_2Ti e $FeTi$. Sendo assim, o teor de carbono deve ser determinado de forma a evitar a formação da fase destas fases [7].

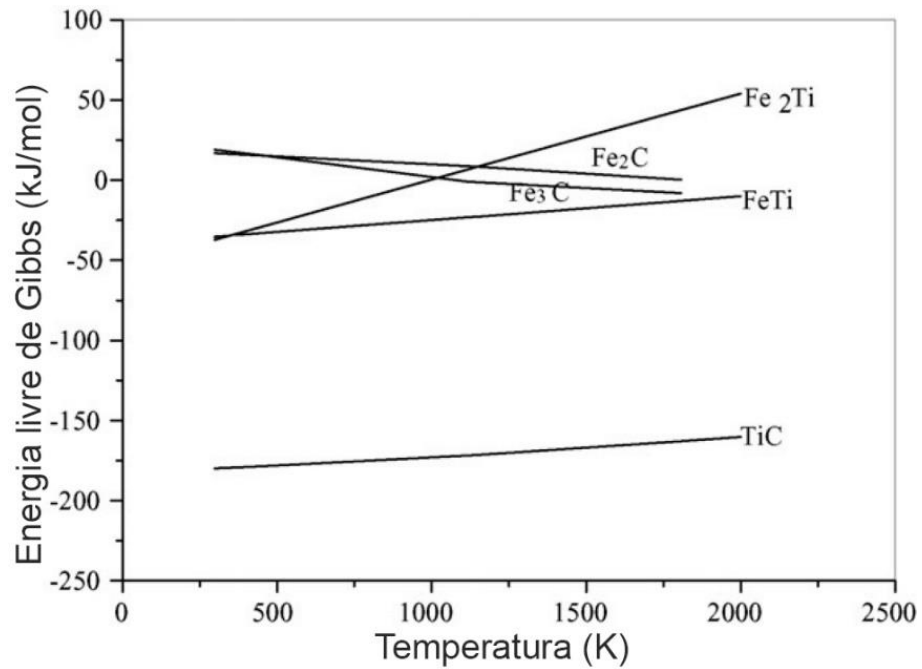


Figura 2.13 – Energia livre de Gibbs em função da temperatura para as possíveis reações do sistema Fe-Ti-C.

Fonte: Wang et al. [7].

2.1.6 Diagrama Ternário Fe-Ti-C

Os possíveis produtos das reações formadas são apresentados em diagramas ternários do sistema Fe-Ti-C, sendo afetados pela temperatura e concentração de cada componente. Raghavan [41] utilizou seções do diagrama em diferentes temperaturas, para investigação e previsão das fases formadas ao longo do resfriamento, Figura 2.14 e Figura 2.15.

A Figura 2.16 apresenta o diagrama com a projeção da liquidus sob várias isothermas [42].

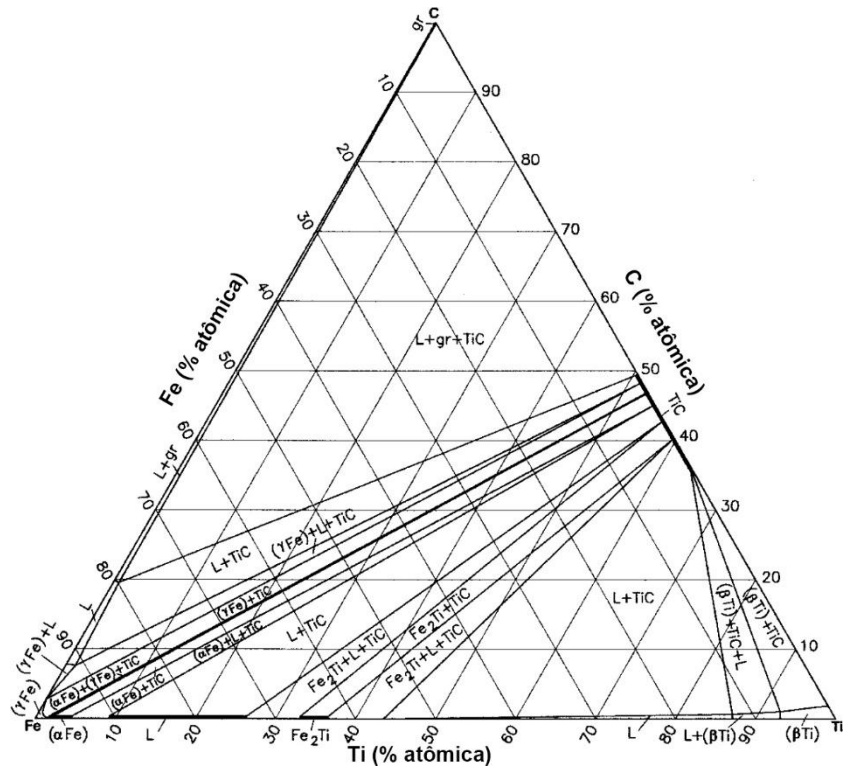


Figura 2.14 – Seção isotérmica a 1400°C do sistema C-Fe-Ti.

Fonte: Raghavan [41].

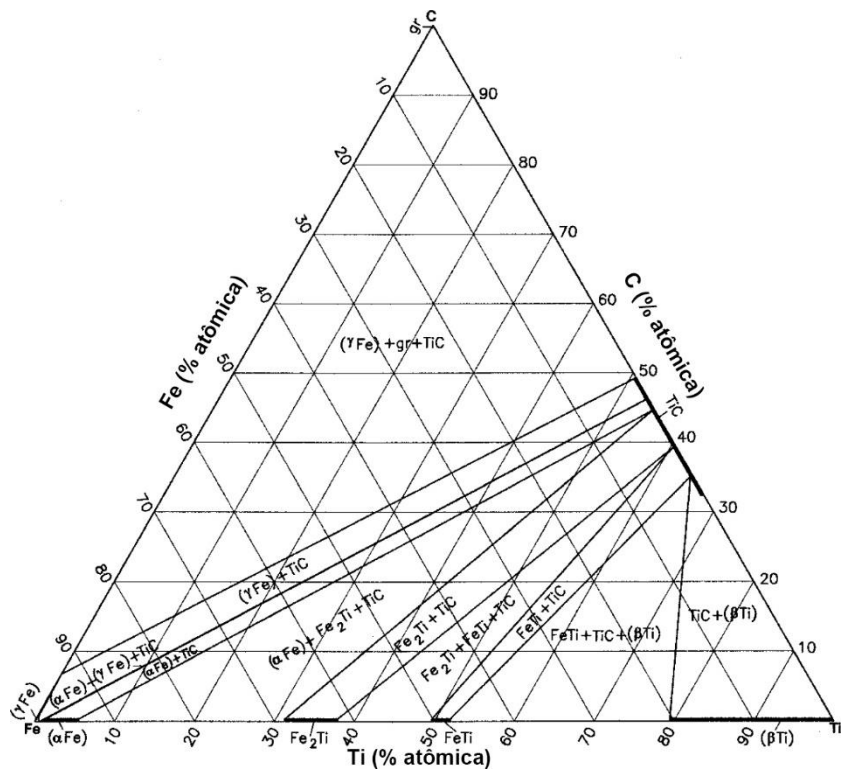


Figura 2.15 - Seção isotérmica a 1000°C do sistema C-Fe-Ti.

Fonte: Raghavan [41].

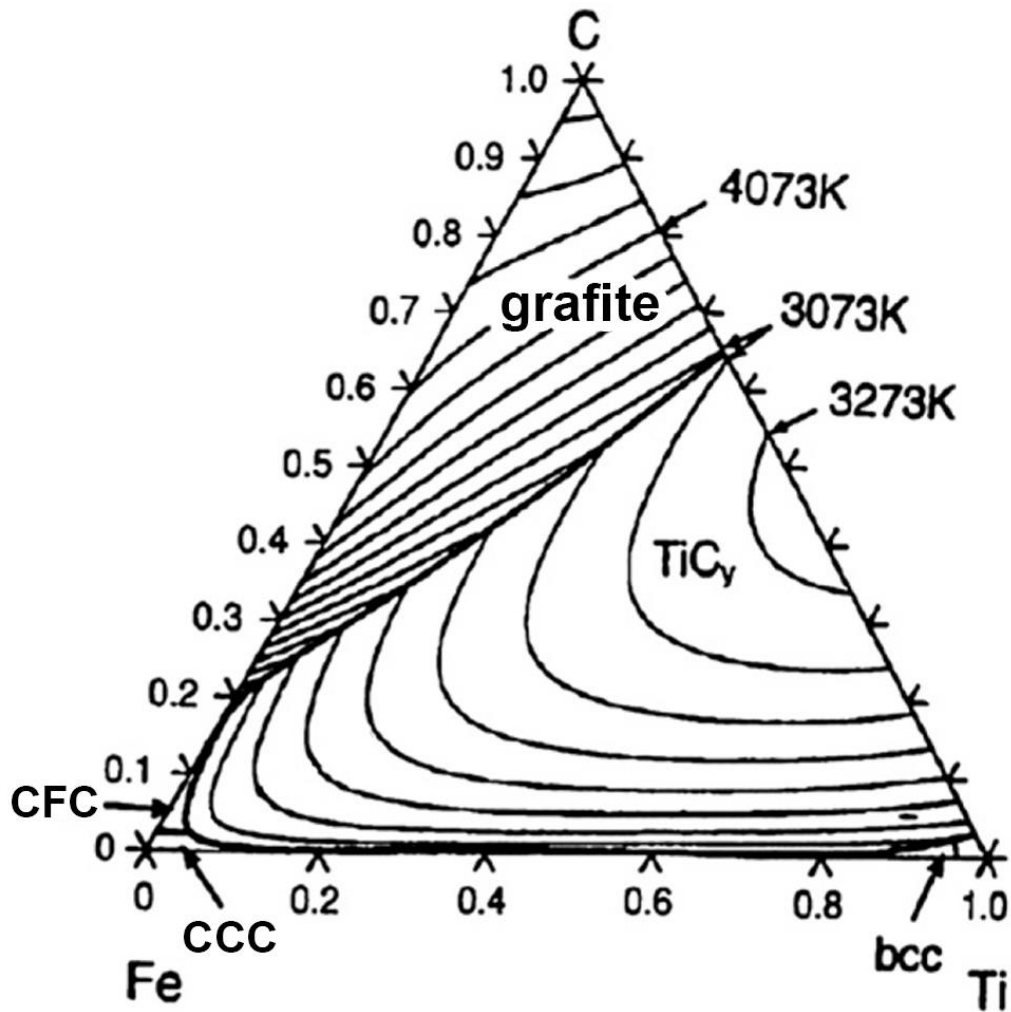


Figura 2.16 – Projeção computacional da temperatura liquidus com as isotermas do sistema Fe-Ti-C.

Fonte: Jonsson [42].

2.2 Aplicação das Ligas de Titânio

O titânio e suas ligas apresentam baixa densidade e elevada resistência a corrosão, além de promoverem a biocompatibilidade com o organismo humano, favorecendo o processo de osseointegração com menor rejeição comparado as demais ligas comumente utilizadas como implantes artificiais nos organismos vivos [11,43,44].

Implantes artificiais das ligas de titânio podem ser aplicadas na substituição dos “tecidos duros” (*hard tissues*), tais como ossos, juntas e dentes, Figura 2.17 [11].

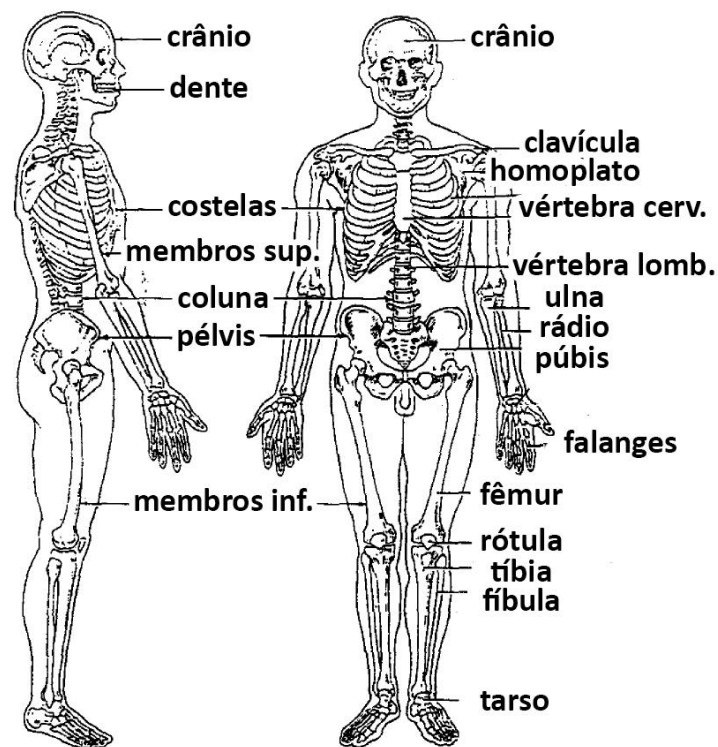


Figura 2.17 – Representação esquemática da aplicação de implantes artificiais das ligas de titânio [11].

Na indústria de implantes ortodônticos, diversas ligas de titânio são aplicadas, sendo que a principal utilizada é a liga ASTM F136 (Ti6Al4V) e o titânio comercialmente puro ASTM F67 [12,45-47]. Devido aos elevados requisitos de condições superficiais e precisões dimensionais, os implantes são fabricados a partir dos processos de usinagem por comando numérico computadorizado (CNC), onde são gerados grandes volumes de resíduos na forma de cavacos.

Não há na literatura informações claras a respeito da quantidade destes materiais que são descartados na forma de cavacos, entretanto, considerando o volume removido da peça final com base no volume do material em bruto (barra redonda), cerca de 40% do volume são removidos na forma de cavacos. Informações internas da empresa colaboradora deste presente trabalho (Neodent) [13], gera cerca de 5 toneladas de cavacos por ano, atuando apenas na fabricação de implantes ortodônticos, Figura 2.18. Este valor pode ainda ser muito maior considerando as empresas concorrentes e ainda outros ramos industriais tais como implantes de juntas e outras articulações do corpo humano, Figura 2.19 [11]. Por fim, pode se considerar ainda as indústrias aeroespaciais, tendo as ligas de titânio amplamente utilizadas.



Figura 2.18 – Implantes ortodônticos.

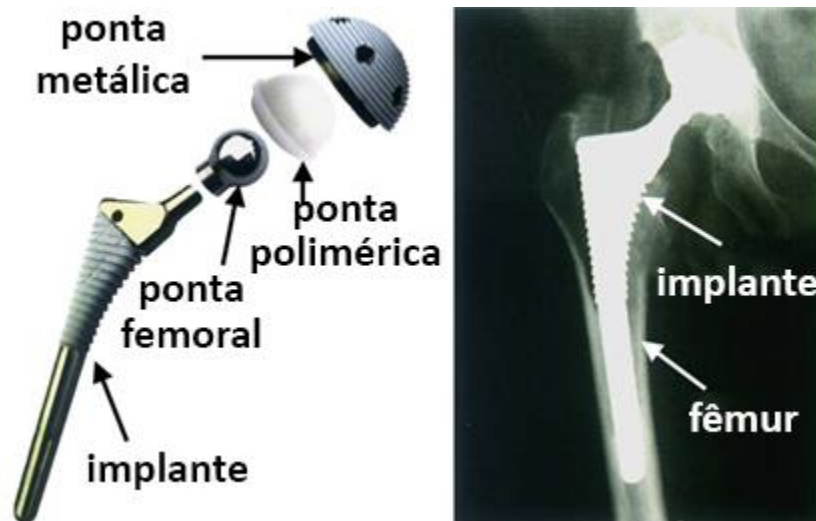


Figura 2.19 – Implantes cirúrgicos das ligas de titânio.

Geralmente os cavacos são descartados como sucatas apresentando baixo valor econômico, comparado as ligas comerciais de titânio. Considerando o elevado teor de titânio presente na composição química destas ligas, este material tem se tornado um grande atrativo com baixo custo para o reaproveitamento e reinserção destes resíduos nas cadeias industriais, como pós de titânio utilizado principalmente como componentes dos fluxos de soldagem para a formação de carbonetos de titânio, Figura 2.20 [15,16].



Figura 2.20 – Ciclo de reaproveitamento das ligas de titânio.

Fonte: acervo do autor.

2.3 Processo de Fabricação dos Arames Tubulares

Os arames tubulares podem ser fabricados como os tipos sem costuras ou com costura. Os arames tubulares sem costura consistem na utilização de tubo com diâmetro maior preenchido com o fluxo e trefilado. Os arames com costura são fabricados a partir da conformação de uma fita metálica com seção retangular assumindo a seção circular de um tubo. Neste último, a fita metálica (1) é alimentada continuamente e conformada entre os pares de roletes (2) até a seção retangular atingir a forma de “U” (3), ao qual virá a ser preenchida com o fluxo (4). Um sistema de correia transportadora (6) mantém a alimentação do fluxo com vazão e velocidade controlada

do silo (5) até o arame, Figura 2.21(a). As características de uma solda são resultantes da combinação entre fita metálica e fluxo, assim a etapa de preenchimento do fluxo deve ser controlada criteriosamente, de modo que a eficiência de preenchimento do fluxo atinja os valores ideais, mantendo uma distribuição uniforme no interior do arame. Na sequência, a fita é submetida aos roletes de fechamento (7), podendo apresentar formatos específicos nas juntas de fechamento do arame e conformando o tubo (8). Por fim, o arame é submetido ao processo de trefilação executado pelos tambores de tração (10) forçando a passagem por diversas fieiras (9) até atingir o diâmetro requisitado, Figura 2.21(b). Em alguns processos industriais a trefilação é realizada apenas no passe de acabamento, para manter atender as exigências geométricas e dimensionais dos arames, sendo que as reduções se fazem a partir da laminação entre pares de roletes. Na sequência o arame é enrolado em bobinas (11), Figura 2.21(c) [48-50].

A composição química da fita não precisa reproduzir exatamente a composição química do metal de solda, uma vez que os elementos de liga podem ser adicionados ao fluxo. Geralmente, as fitas são fabricadas em aços de baixo carbono, facilitando o processo de conformação (sendo minimamente influenciada pelo encruamento ocorrido durante a conformação e trefilação) apresentando baixo custo quando comparado a ligas especiais, como por exemplo, fitas em aço inoxidáveis. O fluxo pode apresentar as mesmas características daqueles utilizados nos metais de adição dos processos de eletrodo revestido (SMAW) e a sua classificação se fará de acordo com os elementos presentes no fluxo. Os arames com a utilização de fluxos não metálicos são denominados de *Flux Cored Arc Welding (FCAW)*. Com a utilização de algum componente metálico no fluxo, necessariamente em maiores quantidades, o processo é denominado *Metal Cored Arc Welding (MCAW)* [48,51].

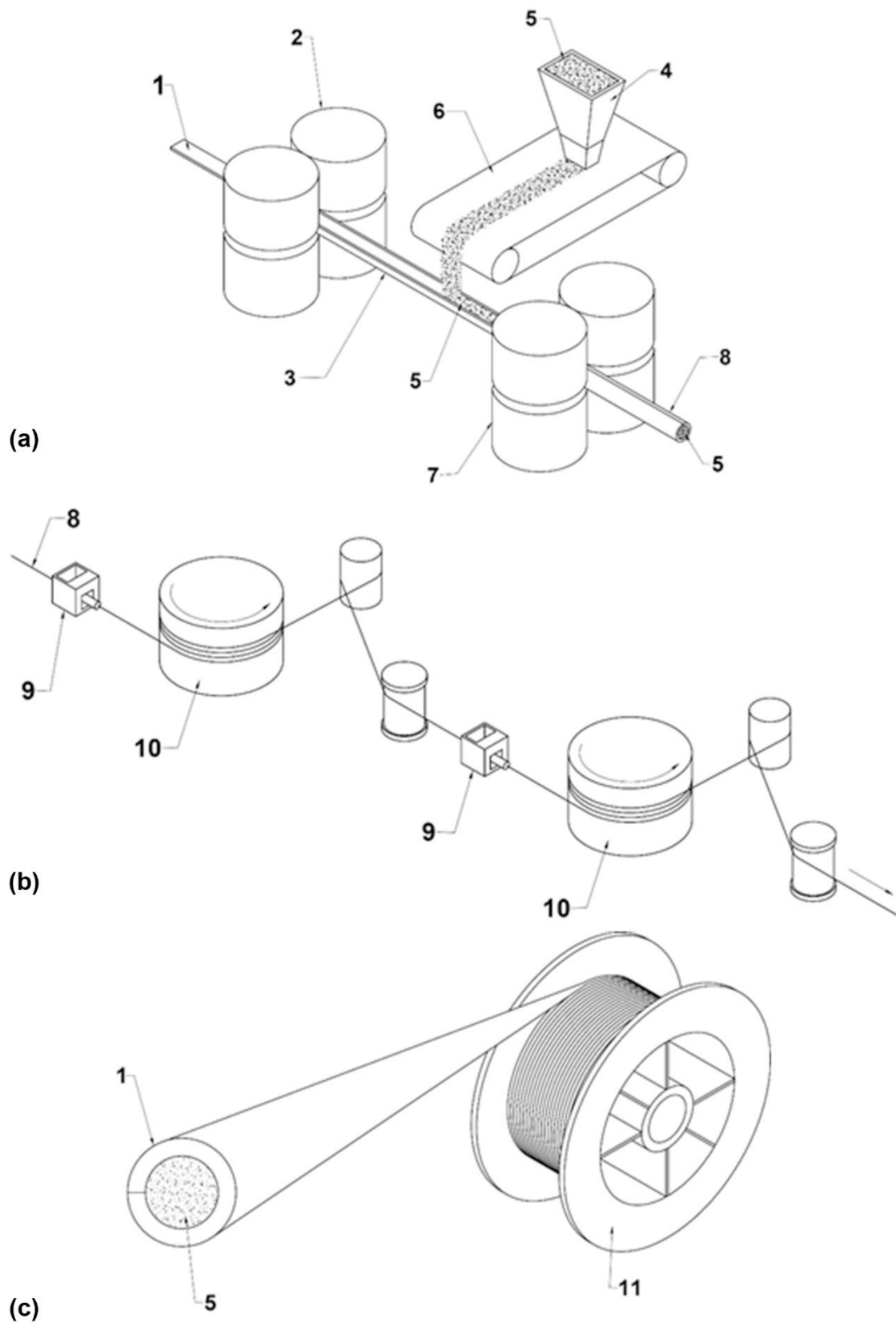


Figura 2.21 – Conformação dos arames tubulares. (a) Conformação da fita e alimentação do fluxo. (b) Trefilação dos arames. (c) Bobina de arame tubular.

Fonte: adaptado de Widgery [48].

2.4 Fluxos

Os fluxos exercem um papel fundamental nos processos de soldagem em que são aplicados, afetando a estabilidade do arco elétrico, modo de transferência, propriedades da solda, entre outros. Desta forma, os fluxos devem apresentar condições químicas e físicas de acordo com os critérios e exigências de cada processo de soldagem em que são aplicados.

Entre os efeitos resultantes da presença de fluxos específicos durante a soldagem, diversos autores reportam que o potencial de ionização dos elementos presentes na atmosfera do arco, é um dos principais fatores que afetam a estabilidade do arco [52,53].

As elevadas temperaturas existentes no arco elétrico fazem com que todos os elementos envolvidos por esta atmosfera se dissociem em cátions e ânions, sendo estes os componentes vitais a manutenção do arco elétrico. A Tabela 2.3 apresenta o potencial de ionização de alguns elementos. Os elementos com baixo potencial de ionização (primeira energia de ionização) favorecem a transferência elétrica a partir da maior disponibilidade de elétrons no arco, melhorando a sua condutividade e conseqüentemente estabelecendo elevação da corrente [54,55].

Tanaka et al. [56] reportaram que os efeitos gerados no comportamento do arco com a utilização de KCl, TiO₂, e CaCl₂ como fluxos. Os elementos com elevado potencial de ionização e elevada eletronegatividade (os halogênios Cl e F), podem capturar elétrons reduzindo a condutividade do arco elétrico. Os sinais elétricos mostraram que a corrente apresentou valores baixos para o CaCl₂ e valores mais elevados para o KCl. Como a corrente é proporcional a condutividade do arco, este comportamento foi atribuído principalmente ao baixo potencial do K e ao fato de que há dois átomos de Cl na primeira condição, promovendo baixas condutividade do arco.

Farias e Scotti [54] desenvolveram um modelo explicando os efeitos da composição química do eletrodo no comportamento dinâmico da corrente e tensão durante a operação do arco. Os revestimentos a base de fluorita (CaF₂) apresentaram maiores instabilidades do arco devido ao elevado potencial de ionização do flúor. Por outro lado, o aumento da estabilidade na condição com pó de ferro foi atribuído ao seu baixo potencial de ionização.

Tabela 2.3 – Potencial de ionização de alguns elementos químicos.

Elemento	Potencial de Ionização (kJ/mol)
K	418,8
Al	577,6
Ca	589,8
V	650,0
Ti	658,0
Fe	759,3
S	999,6
C	1086,4
Cl	1251,1
O	1313,9
Ar	1520,5
F	1681,0

Fonte:Oxtoby et al. [57].

Apesar de ser amplamente abordado pela literatura que os elementos com baixo potencial de ionização promovem melhor estabilidade do arco elétrico, é importante mencionar que alguns autores reportaram que os efeitos ocorridos apresentam comportamentos contrários destes descritos anteriormente [53]. As relações entre a instabilidade do arco e o potencial de ionização dos elementos são apresentados na Figura 2.22. Nota-se que em determinadas condições, maiores instabilidades ocorrem sob uma atmosfera com elementos de baixo potencial de ionização.

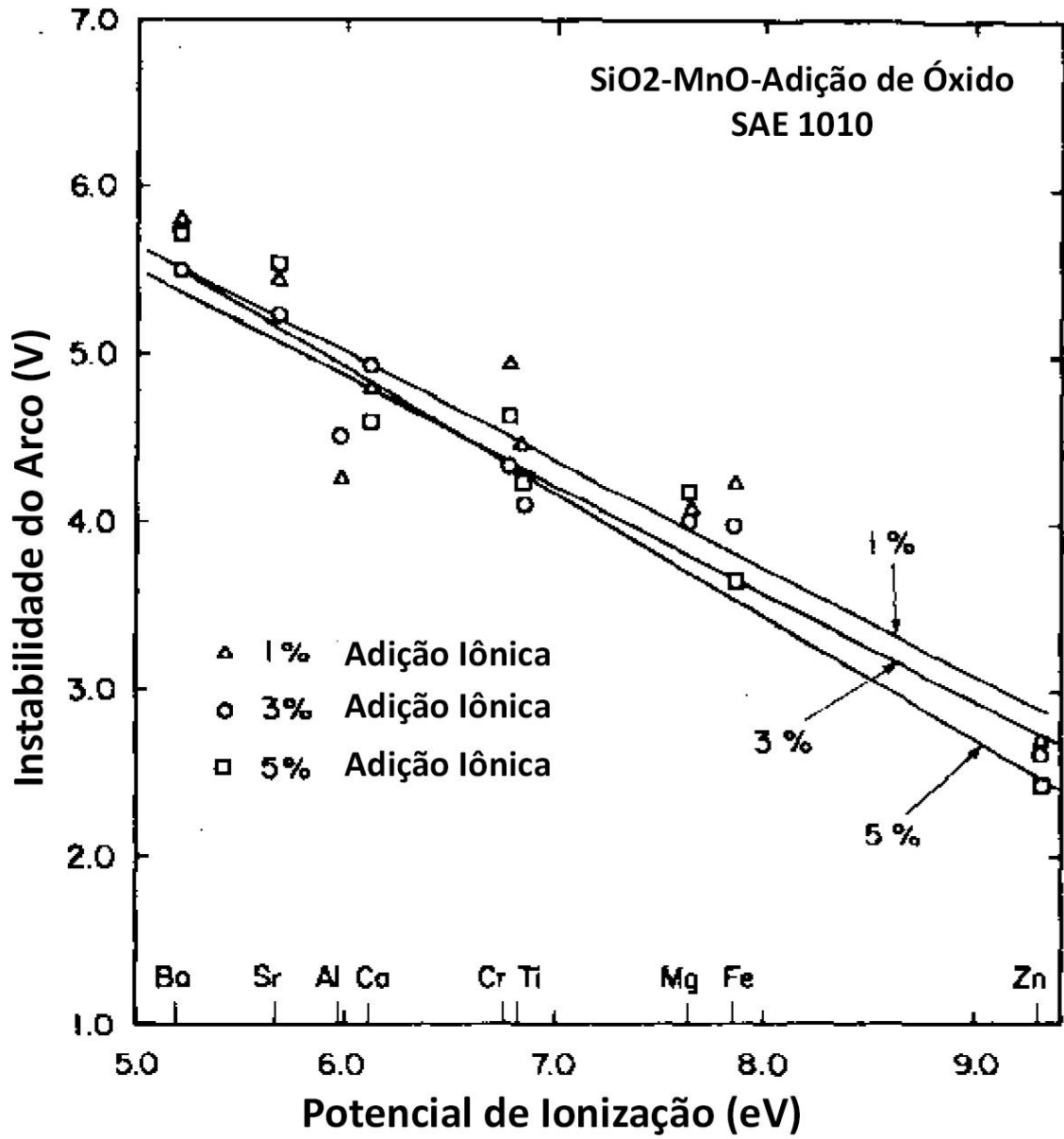


Figura 2.22 – Instabilidade do arco em função do potencial de ionização.

Fonte: Natalie et al. [53].

3 METODOLOGIA

A metodologia apresentada no presente trabalho foi abordada de forma a tornar melhor a compreensão da execução e análise de toda a parte experimental realizada. De acordo com a evolução do trabalho, houve a necessidade de ajustar os procedimentos experimentais para que desta forma, o objetivo proposto não viesse a sofrer alterações.

3.1 Produção dos finos de cavacos

Devido ao grau de contaminação com fluidos de corte aplicados nos processos de usinagem e ainda a forma e o tipo apresentado (majoritariamente em fitas), os cavacos foram submetidos a processos de limpeza, moagem e peneiramento para atingirem os aspectos necessários à sua aplicação como componentes do fluxo de arames tubulares. Tais procedimentos são descritos nos tópicos a seguir.

3.1.1 Limpeza

Neste trabalho foram utilizados cavacos gerados na fabricação de implantes odontológicos, com a liga ASTM 136 (Ti6Al4V), Tabela 3.1. Os cavacos estavam contaminados com fluidos de corte oriundos dos processos de usinagem, tornando necessária a aplicação de diversas etapas de limpeza do material. A aplicação de soluções com detergente e água promoveu a remoção dos fluidos de corte. Banhos ultrassônicos também foram aplicados para melhorar a eficiência na remoção das impurezas. A sequência das etapas de limpeza e soluções utilizadas estão representadas na Tabela 3.2.

Após a limpeza os cavacos foram deixados por pelo menos 24 horas em estufa, com a temperatura ajustada em 45 °C para remoção de umidade, antes da operação de moagem.

Tabela 3.1 – Composição química nominal da liga ASTM F136 (% massa).

Elemento	Composição
Nitrogênio, max	0,05
Carbono, max	0,08
Hidrogênio, max	0,012
Ferro, max	0,25
Oxigênio, max	0,13
Alumínio	5,5 – 6,5
Vanádio	3,5 – 4,5
Titânio	Balanço

Fonte: ASTM F136 [12].

Tabela 3.2 – Procedimento de limpeza dos cavacos.

Etapa	Descrição	Cavacos (g)	Água (l)	Detergente (l)	Tempo, min
1	Imersão*	400	10	0,1	24 h
2	Banho Ultrassônico	20	0,4	0,04	6 min
3	Banho Ultrassônico	20	0,4	-	4 min

*Dependendo das condições dos cavacos (excesso de fluido de corte impregnado na superfície), o material foi submetido a várias repetições da etapa.

Fonte: Dados da pesquisa do autor.

3.1.2 Moagem e classificação dos finos

As operações iniciais de moagem se deram em um dispositivo metálico para utilização em uma furadeira de coluna. O dispositivo consta de partes fabricadas em granito e que são responsáveis pela geração do atrito com os cavacos, promovendo a moagem do material, Figura 3.1(a). Um moinho pulverizador de panelas também foi utilizado para a moagem dos cavacos, Figura 3.1(b).

Após a moagem, os finos foram classificados em séries de peneiras com 3 granulometrias diferentes, Tabela 3.3, sendo que os finos maiores que 400 μm foram submetidos a novas etapas de moagem e os finos menores que 50 μm foram separados para análises de DRX e FRX.

Tabela 3.3 – Série de peneiras utilizadas para a classificação dos cavacos.

Peneira	Grana em Mesh	Grana em μm
1	+40	+400
2	-40+270	-400+50
3	-270	-50

Fonte: Dados da pesquisa do autor.

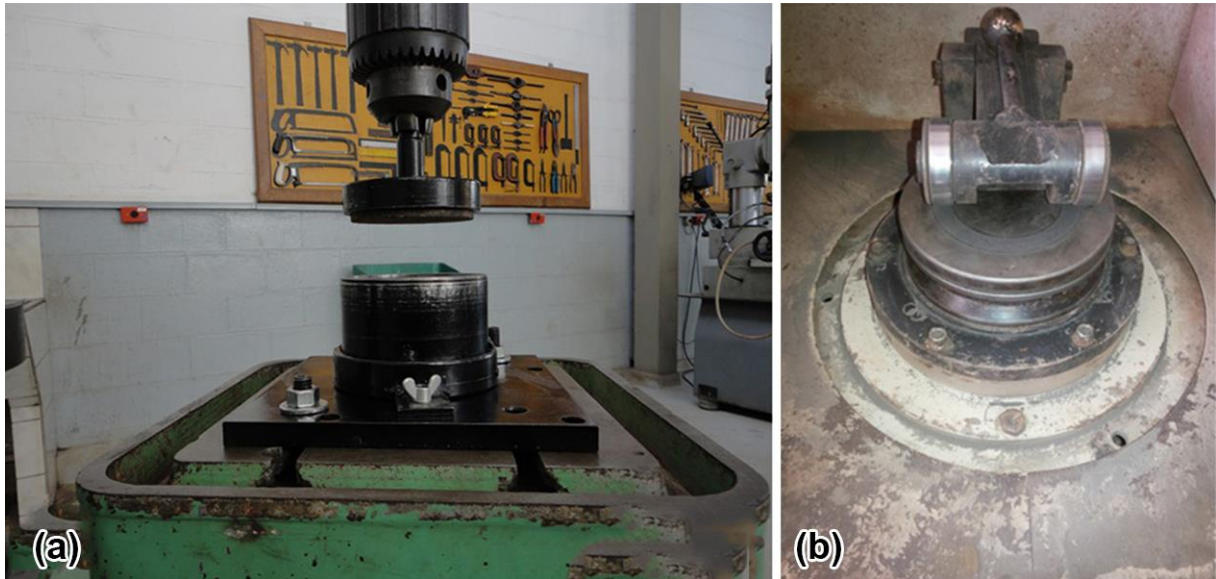


Figura 3.1 – Equipamentos de moagem dos cavacos. (a) Dispositivo adaptado para furadeira de coluna. (b) Moinho pulverizador de panelas.

Fonte: acervo do autor.

3.2 Formulação do Fluxo dos Aroles tubulares

A liga ASTM F136 não contém carbono em teores significativos para a formação de carbonetos (Tabela 3.1), deste modo foi necessária a adição externa deste elemento ao fluxo, para possibilitar a ligação completa com os átomos de titânio estabelecendo a formação dos carbonetos. Grafite em pó, Tabela 3.4, foi utilizado para suprir a necessidade do carbono no fluxo.

Tabela 3.4 – Certificado de análise química do grafite em pó (% em peso).

Elemento	Especificação	Resultado
Carbono	97,00 (min)	97,66
Materiais voláteis	1,50 (máx)	1,47
Cinzas	1,50 (máx)	0,86
Umidade higroscópica	1,00 (máx)	0,31
Enxofre	1,00 (máx)	0,66

Fonte: Dados fornecedor Cadminas.

Os cálculos estequiométricos foram elaborados com base na composição nominal da liga ASTM F136 (Tabela 3.1). O titânio e o vanádio são formadores de carbonetos. O titânio apresenta a forma MC, ou seja, um átomo de carbono para um átomo do metal. Já o vanádio pode formar carboneto na forma VC e V₂C [6], assim para o cálculo estequiométrico foi utilizado o tipo VC uma vez que esta formação necessita maior quantidade de carbono. Sendo assim, de forma análoga aos cálculos feitos para determinar a quantidade de átomos de carbono para o titânio, foi para o vanádio. Desta forma calculou-se a massa de carbono necessários para promover a formação dos carbonetos, considerando uma quantidade de 100 gramas de cavacos, onde se tem aproximadamente 89,3 g de titânio e 4 g de vanádio.

Para o titânio, tem-se:

$$1 \text{ mol de Ti} = 6,02 \times 10^{23} \text{ átomos de Ti} \quad \text{Equação 3.1}$$

$$1 \text{ mol de Ti} = 47,9 \text{ gramas de Ti} \quad \text{Equação 3.2}$$

Colocando a Equação 3.1 igual a Equação 3.2, tem-se a Equação 3.3:

$$47,9 \text{ gramas de Ti} = 6,02 \times 10^{23} \text{ átomos de Ti} \quad \text{Equação 3.3}$$

Logo para 89,3 g de titânio a quantidade de átomos será, Equação 3.4:

$$89,3 \text{ gramas de Ti} = 1,22 \times 10^{24} \text{ átomos de Ti} \quad \text{Equação 3.4}$$

Para calcular a massa de carbono suficiente para reagir com o titânio, basta fazer a proporção em massa equivalente a $1,22 \times 10^{24}$ átomos de carbono.

$$1 \text{ mol de C} = 6,02 \times 10^{23} \text{ átomos de C} \quad \text{Equação 3.5}$$

$$1 \text{ mol de C} = 12,01 \text{ gramas de C} \quad \text{Equação 3.6}$$

Colocando a Equação 3.5 igual a Equação 3.6, tem-se a Equação 3.7:

$$12,01 \text{ gramas de C} = 6,02 \times 10^{23} \text{ átomos de C} \quad \text{Equação 3.7}$$

Logo:

$$1,22 \times 10^{24} \text{ átomos de C} = 22,39 \text{ gramas de C} \quad \text{Equação 3.8}$$

Para o vanádio, os cálculos são idênticos aqueles realizados nas equações anteriores.

$$1 \text{ mol de V} = 6,02 \times 10^{23} \text{ átomos de V} \quad \text{Equação 3.9}$$

$$1 \text{ mol de V} = 50,94 \text{ gramas de V} \quad \text{Equação 3.10}$$

Igualando a Equação 3.9 a Equação 3.10:

$$50,94 \text{ gramas de V} = 6,02 \times 10^{23} \text{ átomos de V} \quad \text{Equação 3.11}$$

Logo para 4 g de vanádio:

$$4,00 \text{ gramas de V} = 4,73 \times 10^{22} \text{ átomos de V} \quad \text{Equação 3.12}$$

Para calcular a massa de carbono suficiente para reagir com o vanádio, basta fazer a proporção em massa equivalente a $4,73 \times 10^{22}$ átomos de carbono. Considerando a Equação 3.5, Equação 3.6 e Equação 3.7, tem-se:

$$4,73 \times 10^{22} \text{ átomos de C} = 0,94 \text{ gramas de C} \quad \text{Equação 3.13}$$

A quantidade total do carbono será determinada a partir da soma da Equação 3.8 com a Equação 3.13, logo:

$$22,39 \text{ g (C)} + 0,94 \text{ g (C)} \cong 23,33 \text{ g (C)} \quad \text{Equação 3.14}$$

Sendo assim, para cada 100 g de cavacos, deverão ser adicionados 23,33 g de C estabelecendo a proporção $m_{\text{cavacos de titânio}}:m_{\text{grafite}}$ em 10:2,33. Entretanto, prevendo eventuais perdas de carbono devido a possibilidade de reações com outros elementos presentes na poça de fusão e visando maximizar a formação de carbonetos, a proporção em massa, $m_{\text{cavacos de titânio}}:m_{\text{grafite}}$ foi definida em 10:3.

3.3 Ajuste da formulação do fluxo

Durante o procedimento experimental foram feitas alterações no fluxo a partir da adição de outros componentes e desta forma, investigar os efeitos quanto a estabilidade do processo de soldagem e das propriedades das soldas formadas.

Foram definidas 5 formulações para o fluxo, a partir da utilização de dois tipos de fitas metálicas para a conformação dos arames tubulares, sendo 1 condição fita grossa (0,5 mm) e as demais com fita fina (0,3 mm):

- i. Fluxo composto de cavacos da liga de titânio e grafite, GAT-TiCe (Fita 0,5 mm);
- ii. Fluxo composto de cavacos da liga de titânio e grafite, GAT-TiC;
- iii. Fluxo composto de cavacos da liga de titânio e grafite com a adição de rutilo (TiO_2), GAT-TiCRu;
- iv. Fluxo composto de cavacos da liga de titânio e grafite com a adição de calcita (CaCO_3), GAT-TiCCal;
- v. Fluxo composto de cavacos da liga de titânio e grafite com a adição de fluorita (CaF_2), GAT-TiCFlu.

A proporção em massa do elemento adicional (TiO_2 , CaCO_3 e CaF_2) foi definida em 10% a mais da massa total da mistura contendo cavacos da liga de titânio e grafite.

Para a pesagem da mistura foi utilizada uma balança da marca Marte, modelo BL320H, com precisão de 0,001 g.

3.4 Fabricação dos Arames Tubulares Experimentais

O processo de fabricação dos arames tubulares foi realizado em uma máquina experimental, Figura 3.2, onde o processo se inicia a partir da conformação da fita metálica com baixo carbono. Neste trabalho foram utilizados dois tipos de fitas metálicas, Tabela 3.5, sendo uma com seção de 0,5 mm x 10 mm (fita grossa) e outra com 0,3 x 10 mm (fita fina).

Inicialmente a fita com seção retangular (a) é submetida aos roletes de conformação (2). Após esta etapa, a fita assume o formato de uma canaleta com seção em U de onde irá ocorrer a alimentação do fluxo (3). Uma esteira transportadora (4) com ajuste de vazão controla a alimentação do fluxo no arame tubular. Uma guia niveladora (5) deixa o fluxo melhor distribuído dentro do arame tubular. Na sequência a fita é forçada a passar por uma fieira de 4,2 mm promovendo o fechamento do arame (6). Após o fechamento, o arame é trefilado em várias fieiras até atingir o diâmetro externo de 2,0 mm. O tambor de enrolamento (7) é responsável por realizar a tração no arame durante todo o processo. O arame é então enrolado em uma bobina de característica comercial, encoberto com um filme plástico para proteção contra umidade e armazenado para a soldagem.

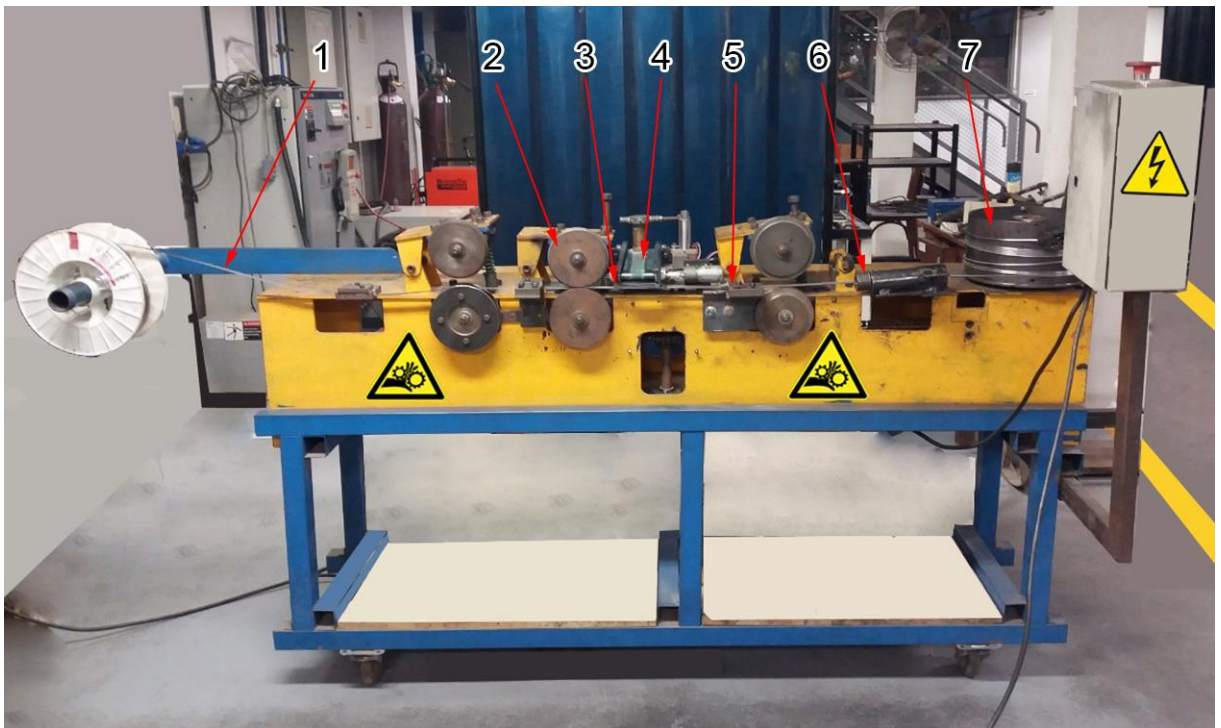


Figura 3.2 – Máquina utilizada para a fabricação de arames tubulares experimentais.

Fonte: acervo do autor.

Tabela 3.5 – Composição química da fita metálica.

Elemento	Fita 0,3 mm	Fita 0,5 mm
Fe	Bal.	Bal.
C	0,054	0,056
Si	0,009	0,010
Mn	0,231	0,225
P	0,008	0,010
S	0,007	0,006
Cr	-	0,018

Fonte: dados da pesquisa do autor.

A caracterização do arame foi realizada a partir da análise de imagens realizadas por microscopia ótica a feitas nas amostras em cortes de seções transversais, onde se avaliou aspectos referente a geometria (circularidade) e junta de fechamento do arame. Arames com comprimento aproximado de 100 mm foram utilizados para determinar a taxa de preenchimento do fluxo, ε , que se determina a partir da razão entre massa do fluxo removido do arame, m_{fluxo} , com a massa do arame tubular cheio, $m_{arame\ tubular}$, Equação 3.15:

$$\varepsilon = \left(\frac{m_{fluxo}}{m_{arame\ tubular}} \right) \times 100 \quad [\%] \quad \text{Equação 3.15}$$

3.5 Soldagem

A principal linha de investigação do trabalho foi realizada a partir da utilização dos cavacos de titânio como componente do fluxo de arames tubulares do tipo MCAW. Porém, o desenvolvimento do trabalho despertou linhas de investigações referentes a formação dos carbonetos de titânio, sendo necessário a utilização do processo GTAW para investigar algumas hipóteses que surgiram ao longo do desenvolvimento do trabalho. Os procedimentos experimentais de cada processo são descritos a seguir.

3.5.1 Deposição dos arames tubulares - MCAW

Para a deposição dos arames tubulares, foi empregada uma fonte com controle eletrônico, operando a tensão constante marca ESAB, modelo ARISTO Mig 5001 Multivoltage (controle sinérgico desligado), equipada com um alimentador de arame AristoFeed 30-40W e painel de controle AristoPendant U8₂, Figura 3.3(a). Para o controle da velocidade de soldagem foi utilizado um trator automático portátil da marca WHITE MARTINS, modelo MC 46, adaptado com um dispositivo para fixação da tocha, Figura 3.3(b). Para evitar que o titânio presente no fluxo reagisse com o oxigênio formando óxidos, o argônio (comercialmente puro) foi estabelecido como gás de proteção utilizado. Os parâmetros de soldagem foram determinados a partir de vários testes experimentais. A condição de soldagem que apresentou os melhores comportamento quanto aos aspectos visuais dos cordões de solda, e mantidos constantes para todas as condições de soldagem dos arames tubulares, Tabela 3.6.

O metal de base utilizado foi uma chapa em aço de baixo carbono (A-36) com corpos de prova nas dimensões de 10 mm x 32 mm x 150 mm. A superfície de cada chapa foi esmerilhada e limpa, deixando-a isenta da camada de óxidos e impurezas.

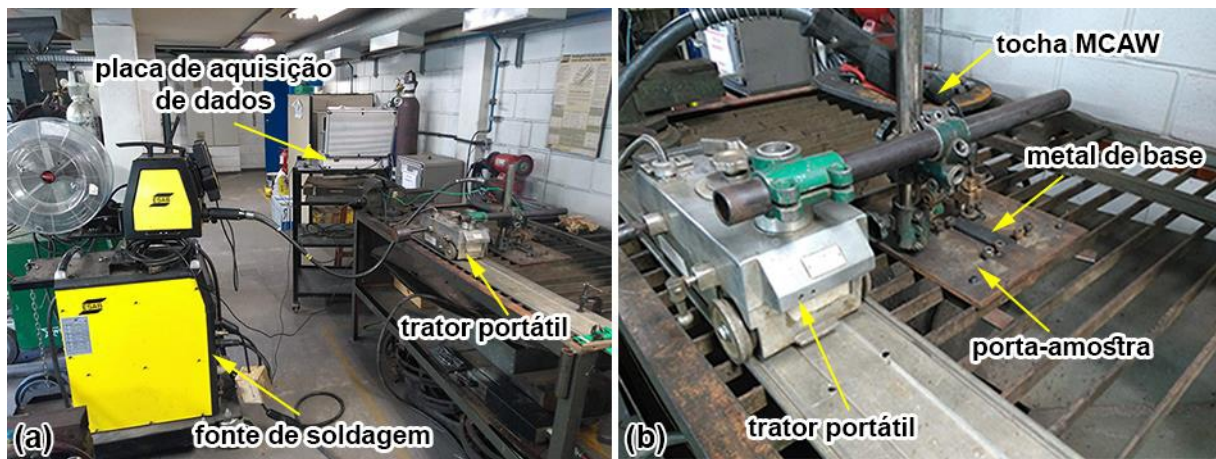


Figura 3.3 – (a) Fonte inversora de soldagem. (b)Esquema de soldagem dos arames tubulares.

Fonte: acervo do autor.

Tabela 3.6 – Parâmetros de soldagem utilizados no processo MCAW.

Parâmetro de Soldagem	Valor
Tensão [V]	25
Velocidade de alimentação do arame [m/min]	4
Velocidade de Soldagem [mm/min]	240
DBCP* [mm]	25
Vazão do Gás [l/min]	18
Bitola do arame [mm] (nominal)	2
Indutância [%]	90
Polaridade	DCEP

Fonte: Dados da pesquisa do autor.

* Distância do bico de contato a peça.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

3.5.2 Soldagem da camada carbonetante - GTAW

Para avaliar o efeito da quantidade do fluxo sobre a morfologia dos carbonetos foi adotada uma outra metodologia a partir da deposição direta do fluxo sobre o metal de base. Adicionou-se ao fluxo (cavacos de titânio e grafite), 3% de silicato de sódio em pó como aglomerante. Pequenas dosagens de água destilada foram adicionadas formando o fluxo, sendo este diretamente sobre a superfície do metal de base com dimensões de 10 mm x 32 mm x 75 mm em aço de baixo carbono (A36) e na sequência deixados em estufa por pelo 48 horas para secagem. Os corpos de prova foram pesados antes e após a secagem até que o valor da massa fosse estável indicando que a toda a umidade foi eliminada.

A variação da quantidade do fluxo foi estabelecida a partir da usinagem de chanfros em V com diferentes dimensões no metal de base. Foram estabelecidas 03 condições de chanfros em V. As dimensões dos chanfros foram determinadas a partir da área da seção do arame tubular considerando apenas o fluxo, de modo que os dígitos V1 equivale a seção de um arame tubular, V3 equivale à três arames tubulares e V5 equivale a cinco arames tubulares. Uma condição adicional com a deposição do fluxo diretamente sobre a chapa sem o chanfro também foi utilizada para comparação dos resultados, Figura 3.4. Nesta condição, a camada foi depositada a partir da utilização de um molde metálico, contendo um rasgo com dimensões de 3 mm x 6

mm x 75 mm, Figura 3.4(e). Para cada perfil da camada depositada foram determinadas 3 réplicas.

Para a fusão do fluxo depositado diretamente sobre o metal de base aplicou-se uma tocha GTAW, Figura 3.5(a), onde foi empregada uma fonte de soldagem da marca BALMER, modelo MaxxiTig 200P AC/DC. Para o controle da velocidade de soldagem também foi utilizado um trator automático portátil da marca WHITE MARTINS, modelo MC 46, adaptado com um dispositivo para fixação da tocha. O “Arc gap” para cada perfil dos corpos de prova foram estabelecidos em função da superfície do fluxo, Figura 3.5(b). Os parâmetros de soldagem estão apresentados na Tabela 3.7.

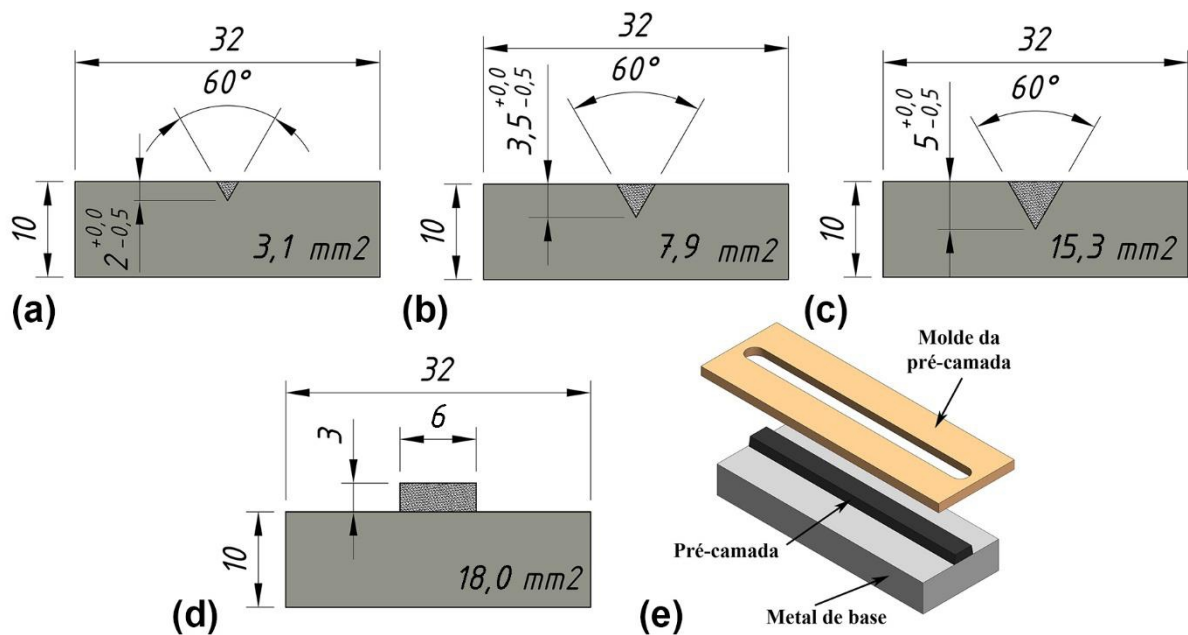


Figura 3.4 – Indicação do metal de base com a deposição do fluxo para a soldagem GTAW (dimensões em milímetros). (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.

(e) Deposição da camada na condição de sobre chapa.

Fonte: acervo do autor.

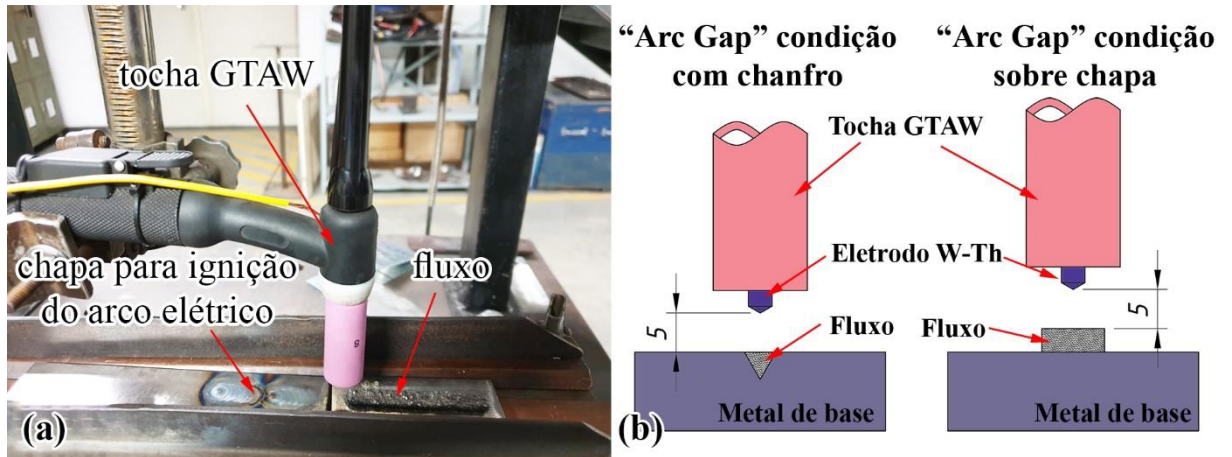


Figura 3.5 – Deposição do fluxo diretamente sobre o metal de base. (a) Esquema de soldagem do fluxo sobre o metal de base. (b) Indicação do “Arc Gap” nas amostras com chanfro e sobre chapa.

Fonte: acervo do autor.

Tabela 3.7 – Parâmetros de soldagem utilizados no processo GTAW.

Parâmetro de Soldagem	Valor
Corrente [A]	200
Velocidade de Soldagem [mm/min]	80
Vazão do Gás [l/min]	18
Tipo de eletrodo	W-Th(2%)
Diâmetro eletrodo [mm]	3,125
Arc Gap [mm]*	5
Polaridade	DCEN

Fonte: Dados da pesquisa do autor.

3.5.3 Matriz de experimentos

No procedimento experimental, conforme já citado anteriormente, foi realizado diversas vezes a fim de encontrar os melhores parâmetros e condições de soldagem. Desta forma, a partir do momento em que houve a padronização do processo de fabricação do arame e consolidação das condições de soldagem, a matriz de experimentos foi determinada de forma a possibilitar o estudo proposto, investigar as hipóteses que se surgiram ao longo da pesquisa, Tabela 3.8.

Tabela 3.8 – Matriz experimental.

Condição do Fluxo	Réplica	Processo
GAT-TiCe (Fita com espessura de 0,5 mm)	1	Arame Tubular - MCAW
	2	
	3	
GAT-TiC	1	
	2	
	3	
GAT-TiCRu	1	
	2	
	3	
GAT-TiCCal	1	
	2	
	3	
GAT-TiCFlu	1	
	2	
	3	
GCC-TiCV1	1	Camada Carbonetante - GTAW
	2	
	3	
GCC-TiCV3	1	
	2	
	3	
GCC-TiCV5	1	
	2	
	3	
GCC-TiCSC	1	
	2	
	3	

Fonte: Dados da pesquisa do autor.

3.5.4 Monitoramento e análise dos sinais elétricos na soldagem

Para capturar e armazenar os sinais de corrente (I) e tensão (V) durante os processos de soldagem citados anteriormente, foi utilizado um sistema de aquisição de dados de soldagem, modelo SAP V4 do fabricante IMC SOLDAGEM. Os dados foram capturados a uma taxa de aquisição de 5000 pontos por segundo. A Figura 3.6 apresenta esquematicamente uma visão geral de todo o sistema necessário para aquisição dos dados na soldagem dos arames tubulares (MCAW), enquanto que a Figura 3.7 representa a soldagem realizada no processo GTAW. Valores médios e desvio padrão da corrente de soldagem e a tensão, assim como a frequência de curtos circuitos (Fcc), foram calculados utilizando o software SINAL, considerando um intervalo de 5 segundos, para cada condição de soldagem.

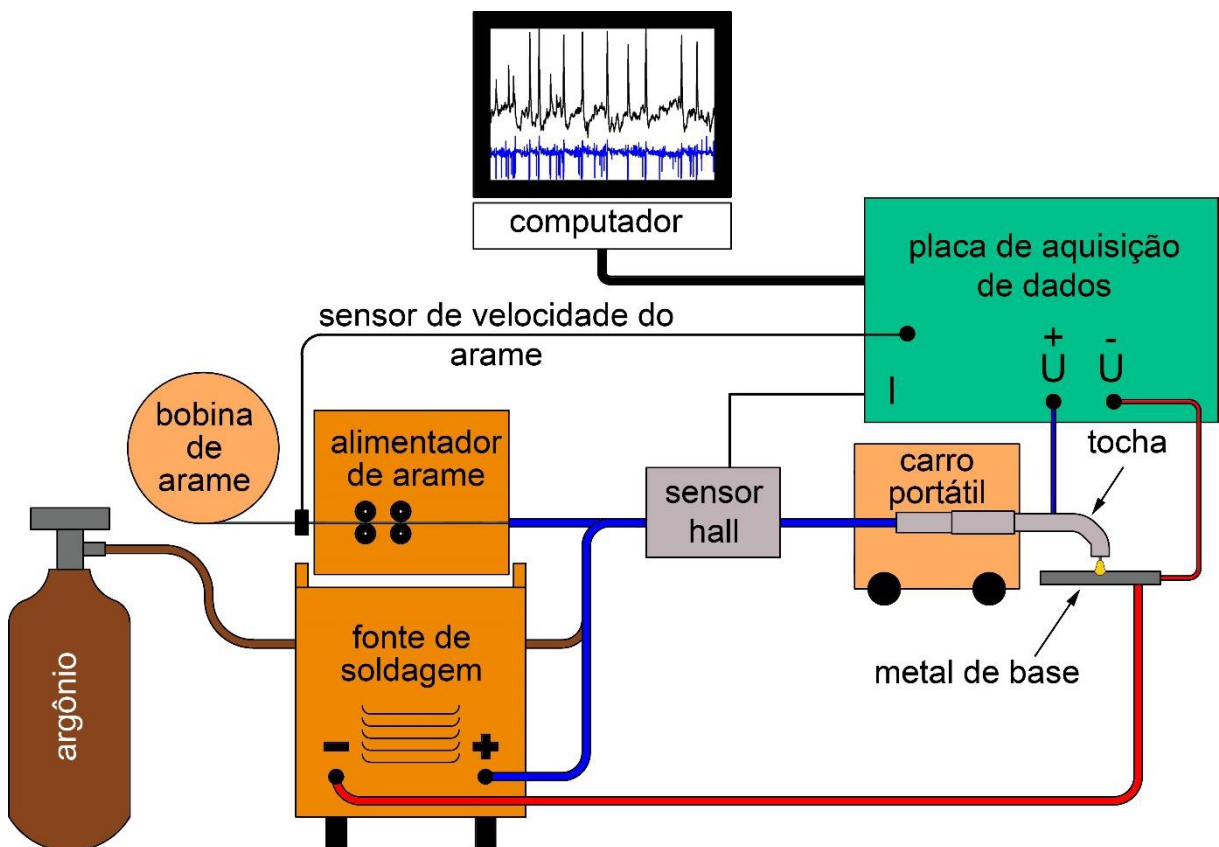


Figura 3.6 – Representação esquemática do sistema de aquisição de dados para a soldagem MCAW.

Fonte: acervo do autor.

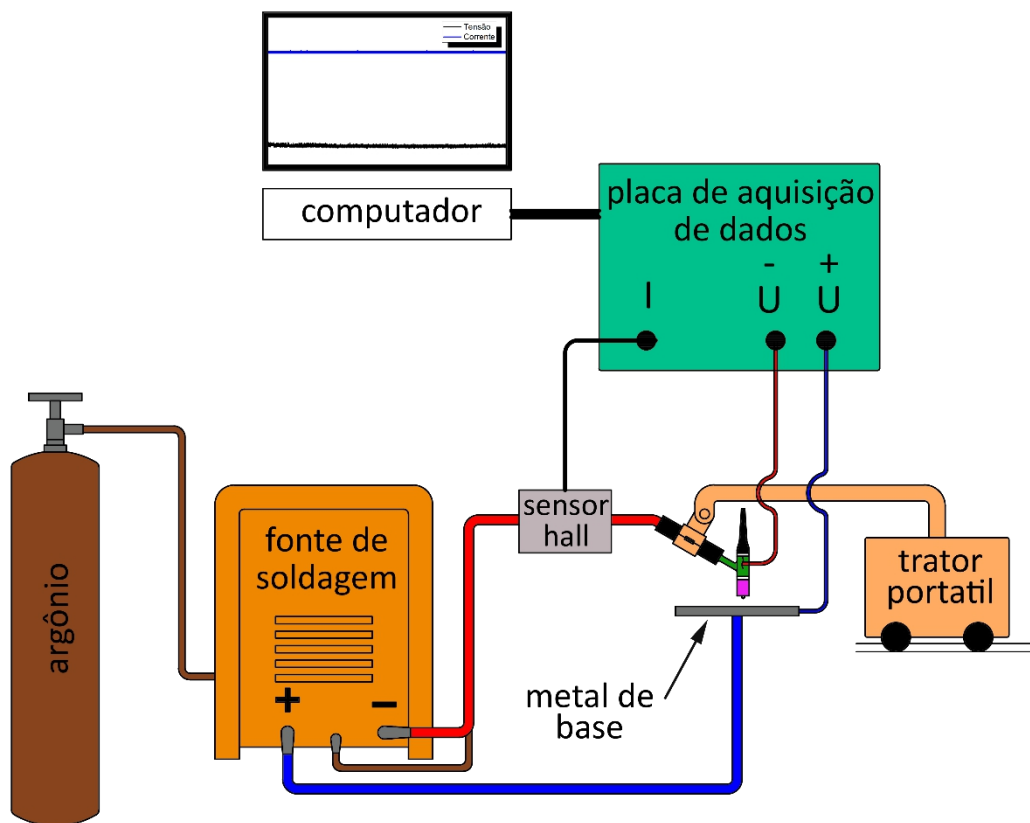


Figura 3.7 – Representação esquemática do sistema de aquisição de dados para a soldagem GTAW.

Fonte: acervo do autor.

3.6 Avaliação dos cordões de solda

3.6.1 Preparação das amostras

As amostras foram cortadas em uma cortadora metalográfica CM100 da marca Teclago. De acordo com o tipo de análise realizada, foram retirados diferentes corpos de prova de cada cordão de solda, Figura 3.8. Após o corte, as extremidades A' e B' foram descartadas. Amostras com as seções indicadas pelas letras A e B foram embutidas em baquelite e encaminhadas para análises da geometria do cordão, presença de discontinuidades, ensaios de microdureza e caracterização microestrutural. As amostras centrais identificadas pela letra C, foram preparadas retificadas no sentido longitudinal, de modo a reduzir o reforço do cordão obtendo uma superfície lisa e plana e encaminhadas para análises de difração por raios-X.

As amostras foram lixadas e preparadas por métodos convencionais de metalografia, iniciando em lixa de grana 80 até atingir a grana 1200. Em seguida as amostras foram polidas em pasta de alumina nas granulometrias de 1 μm e 0,5 μm . O ataque químico foi realizado em solução de NITAL (2% de ácido nítrico e álcool etílico).

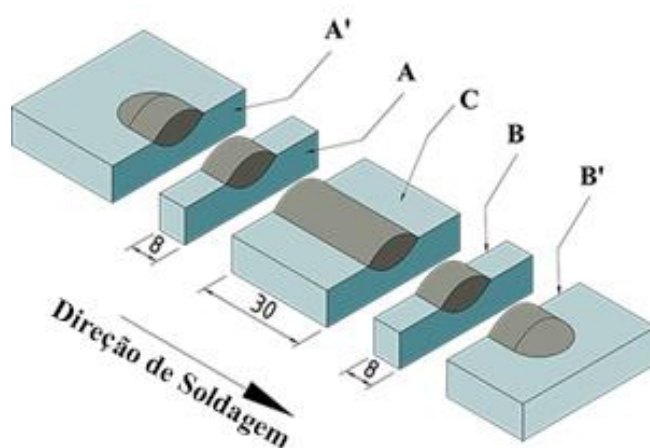


Figura 3.8 – Esquema de corte das amostras.

Fonte: acervo do autor.

3.6.2 Caracterização Macroestrutural

As imagens macrográficas dos cordões foram realizadas em um microscópio ótico utilizando o recurso de mosaico, onde são feitas várias imagens ao longo do cordão. Com os recursos de um *software* de processamento de imagens foi realizada a montagem das imagens, gerando assim uma macrografia com melhor resolução da seção do cordão de solda.

As macrografias foram utilizadas para verificar e analisar a presença de discontinuidades, como poros, trincas, falta de fusão, entre outras e por fim a geometria dos cordões, de onde se determinou os coeficientes de diluição (δ). Os coeficientes de diluição foram calculados a partir da relação entre o metal de base e o metal fundido pós soldagem. Para as condições de soldagem com a utilização dos arames tubulares e a soldagem do fluxo na chapa sem a presença de chanfro, utilizou-se a Equação 3.16, determinada a partir da medição da área de reforço (B) e a área de penetração (A) do metal fundido, Figura 3.9(a). Para os depósitos realizados a partir da fusão da camada carbonetante sobre o metal de base com chanfro, o cálculo da diluição foi realizado a partir da Equação 3.17, conforme o esquema apresentado na Figura 3.9(b).

$$\delta = \frac{B}{A+B} \times 100 \quad \text{Equação 3.16}$$

$$\delta = \frac{B+C}{A+B} \times 100 \quad \text{Equação 3.17}$$

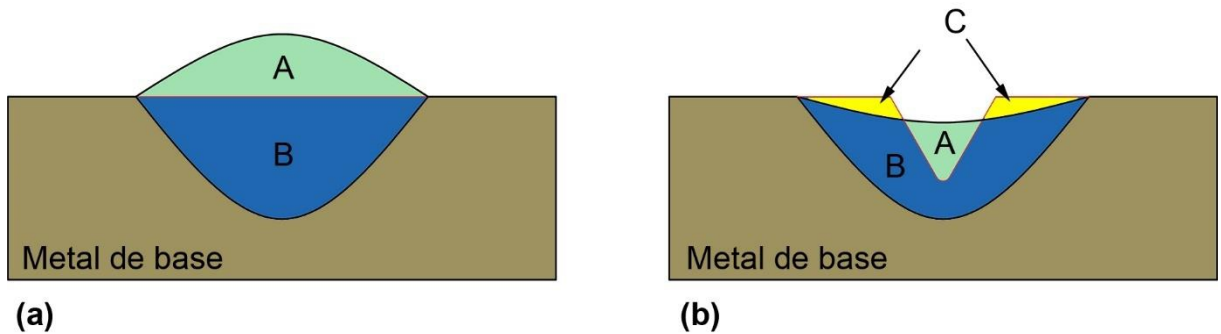


Figura 3.9 – Cálculo da taxa de diluição nos depósitos. (a) Metal de base sem a presença de chanfro. (b) Metal de base com a presença de chanfro (apenas na soldagem GTAW).

Fonte: acervo do autor.

3.6.3 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural das amostras foi realizada em um microscópio ótico e por microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando os sinais gerados por elétrons secundários (SE) e detector de elétrons retroespalhados (BSE). Para uma melhor verificação da distribuição dos carbonetos e controle estatístico, as imagens foram geradas em 7 diferentes regiões das amostras de seções, Figura 3.10. As imagens geradas por BSE foram analisadas com o *software ImageJ*, utilizando os seguintes recursos:

Fraction area: representa a proporção da área ocupada pelas partículas determinadas pelo *threshold*. No caso das micrografias, este recurso pode ser utilizado para determinar a fração volumétrica de determinadas fases. Neste trabalho foi utilizado para determinar a fração volumétrica dos carbonetos de titânio.

Feret's diameter: determina o tamanho médio dos carbonetos de titânio. Esta variável é baseada no diâmetro de uma circunferência com área equivalente a partícula em questão, Equação 3.18.

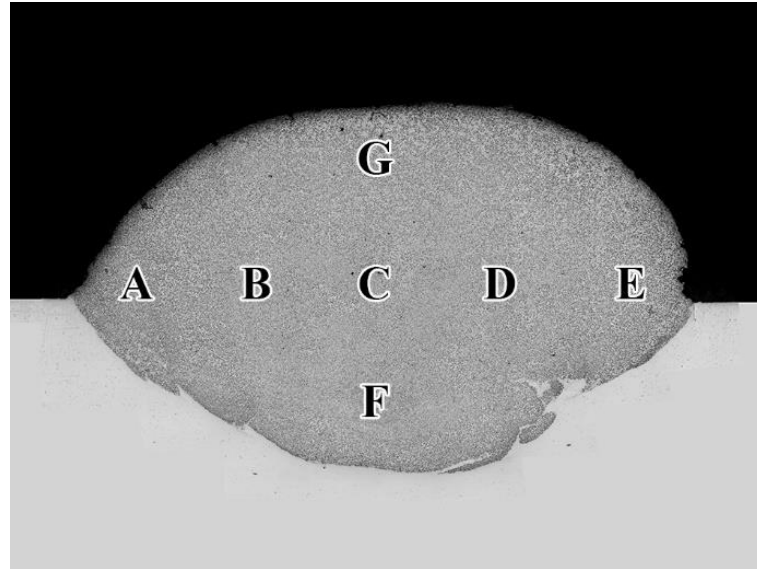


Figura 3.10 – Esquema das micrografias geradas por EDS.

Fonte: acervo do autor.

$$\phi_{Feret} = \sqrt{\frac{4\pi}{Área_{partícula}}}$$

Equação 3.18

3.6.4 Análise Química

Sinais de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) foram empregados para avaliar a composição química das amostras. EDS por área foi utilizada para verificar a composição química dos depósitos. EDS por apontamento foi utilizado para verificar a composição química das partículas de carbonetos de titânio e da matriz, de onde o levantamento estatístico se fez a partir de pelo menos 3 medições nos TiC e 3 medições na matriz (por amostra). Neste trabalho, o termo matriz foi utilizado para descrever regiões do metal de solda isentos de carbonetos.

A verificação da composição química das soldas foi realizada em um espectrômetro de massa óptico, modelo Q4 Tasman. Entretanto, o elevado teor de titânio nos depósitos foi superior aos padrões de medidas, disponíveis para a verificação da composição química neste equipamento. Deste modo utilizou-se da Equação 3.19 para estimar a composição química da zona fundida. O teor de um certo elemento “X” na zona fundida em porcentagem, pode ser estimado através do seguinte balanço de massa entre o teor destes elemento no metal de adição, X_A , e no metal de base, X_B [58].

$$X = \left(1 - \frac{\delta}{100}\right) X_A + \left(\frac{\delta}{100}\right) X_B \quad \text{Equação 3.19}$$

3.6.5 Ensaios de Microdureza

Por meio de um microdurômetro da marca SHIMADZU, modelo HMV, foram realizadas as medições de dureza nos depósitos. Utilizou-se a escala Vickers com carga de 3 kgf/mm² (HV0,3), e o indentador mantido por 15 segundos sobre a amostra. Para levantamento da variação de microdureza, as medidas foram realizadas em espaçamentos de 0,3 mm partindo do topo do cordão de solda até atingir o metal de base além da ZTA. Para fins estatístico, a dureza foi estabelecida a partir do cálculo da média baseado numa série de 3 medições por amostra, Figura 3.11.

Indentações de dureza também foram realizadas na matriz da solda. Para estas medições utilizou-se uma carga de 1 kgf/mm² (HV0,1).

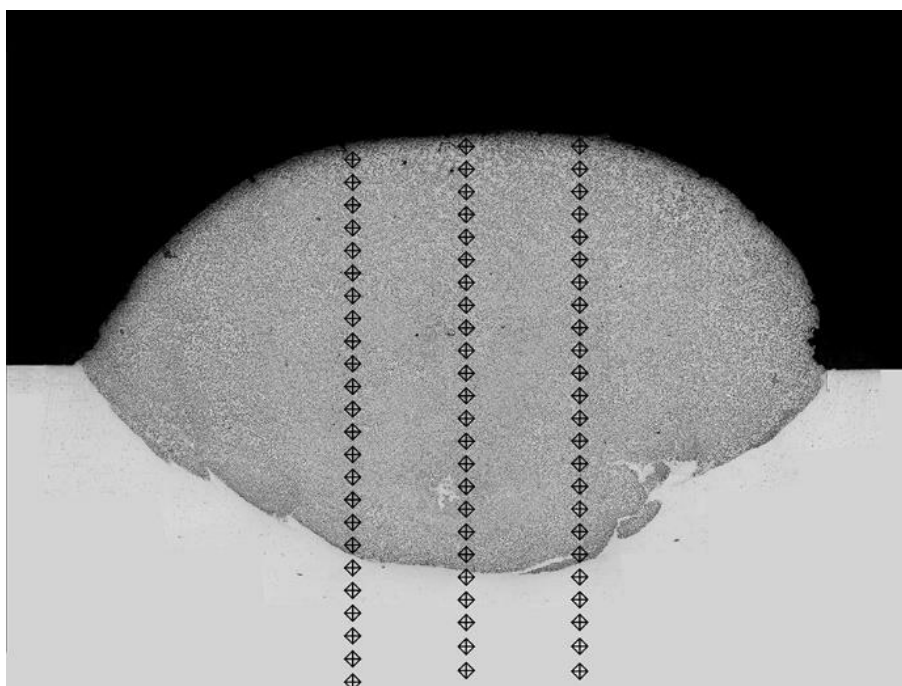


Figura 3.11 – Indicação esquemática das indentações de dureza realizadas ao longo da solda.

Fonte: acervo do autor.

3.6.6 Fluorescência e difração de raios-X

Ensaios de fluorescência foram realizados em análise semiquantitativa por espectrometria de fluorescência de raios X-FRX em um espectrômetro Philips-Panalytical PW 2400, com tubo

de anodo de ródio, para identificar os elementos presentes nos finos obtidos pelo processo de moagem dos cavacos de titânio.

A identificação das fases presentes nos cavacos após a moagem foi realizada por difração de raios-X (DRX), utilizando um difratômetro de raios-X, marca Philips-Pananalytical, modelo PW1710, equipado com tubo de cobre ($\text{Cu K}\alpha = 1,5405 \text{ \AA}$) e monocromador de grafite. A intensidade difratada pelas amostras foi registrada no intervalo entre 20 a 100°, varrida com velocidade de 2° por minuto. A identificação das fases foi baseada nas fichas cristalográficas (*Crystallographic Information File - CIF*), as quais foram consultadas no banco de dados do Inorganic Crystal Structure Database, (ICSD), Tabela 3.9.

Tabela 3.9 – Fichas CIF utilizadas para identificar as fases presentes de acordo com os difractogramas.

Fase	Código
TiC	ICSD 44494
Ferrita	ICSD 53451
Fe ₃ C	ICSD 38308
Fe ₂ Ti	ICSD 107646
Ti, α	ICSD 43416
Ti, β	ICSD 44391
TiO	ICSD 15327
TiO ₂	ICSD 9161
TiO ₃	ICSD 6095

Fonte: *Inorganic Crystal Structure Database* [59].

3.6.7 *Teste de significância*

Para os grupos de dados que foram necessários realizar manuseios estatísticos, foi realizado a análise de variância (ANOVA), para verificar se existem ou não, diferenças significativas entre os valores médios de cada população, considerando um nível de confiança igual a 95%. Esta análise se fez a partir da utilização deste recurso no software Microcal Origin. Estes testes são citados no texto, entretanto as planilhas com os detalhes de cada condição analisada se encontram no Anexo 2.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Moagem dos cavacos

Os finos obtidos na moagem pelo moinho pulverizador de panelas apresentaram uma melhor eficiência de moagem comparado ao dispositivo adaptado para furadeira de coluna. Os finos obtidos chegaram a formar partículas com tamanhos menores que 50 μm , enquanto que dispositivo utilizado na furadeira, o tamanho mínimo dos finos se limitou a 400 μm . Por restrição do espaço no interior dos arames, a granulometria dos componentes do fluxo se torna uma variável de extrema importância, uma vez que tem efeitos diretos sob a eficiência de preenchimento do fluxo nos arames tubulares [51]. Deste modo, o moinho pulverizador de panelas se tornou o equipamento padrão para a moagem dos cavacos, abandonando o dispositivo adaptado para furadeira de coluna.

As análises feitas por DRX nos cavacos de titânio, Figura 4.1, obtidos a partir da classificação dos finos, não apresentaram picos característicos de outras fases, diferentes daquelas apresentadas pela barra de Ti, indicando que as fases dos cavacos não sofreram alterações durante a processo de moagem. O difractograma mostra que as fases presentes são as mesmas estabelecidas pela composição química nominal da liga ASTM F136. Entretanto, nota-se um aumento na fase de titânio β , possivelmente atribuído a uma alteração na estrutura cristalina por tensões ou pelas temperaturas promovidas durante a moagem. As regiões indicadas pelas setas apontam as respectivas posições dos picos caso tivesse ocorrido a formação de óxidos durante a moagem.

Os ensaios de fluorescência de raios-X (FRX) apontaram para o titânio como elemento majoritário presentes nos cavacos moídos. Uma análise química semi-quantitativa permitiu estabelecer a composição química, a partir de uma análise computacional da curva resultante do ensaio de FRX, Tabela 4.1. Os teores consideráveis de ferro (8%) podem ser oriundos do processo de moagem (material da panela).

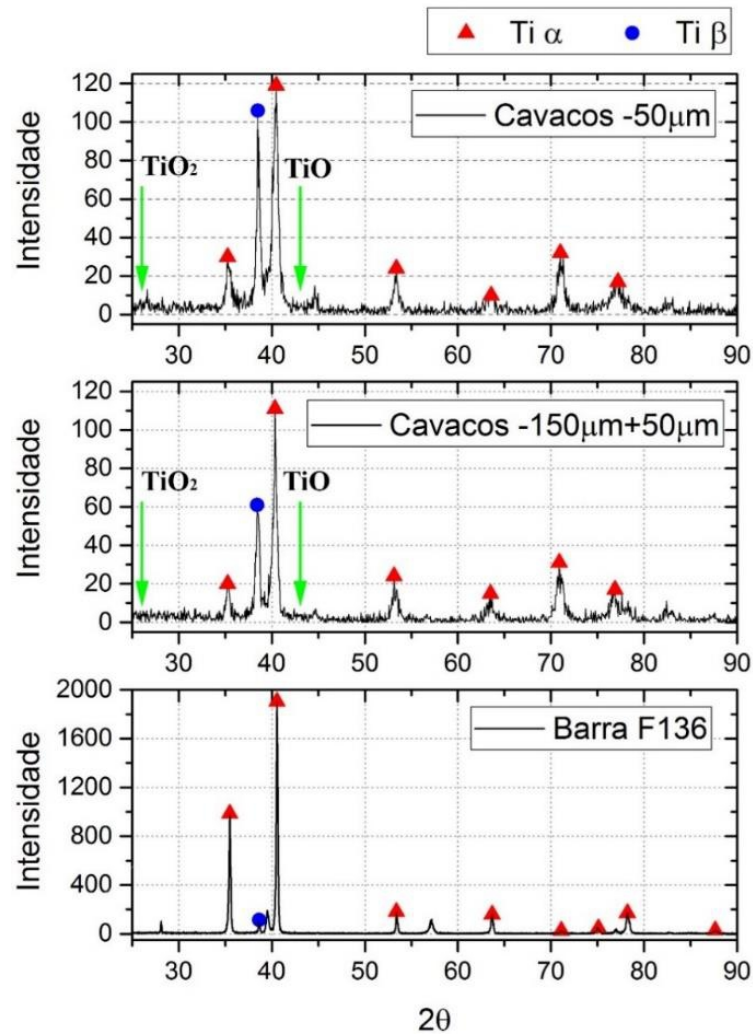


Figura 4.1 - Análise de DRX nos cavacos: (a) -50 μm (b) 100 μm à 270 μm . (c) Barra metálica de titânio.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Tabela 4.1 – Composição química nominal dos cavacos de titânio moídos e determinados por FRX.

(% massa)

Fase	%
Ti	Balço
Fe	8
V	3
Al	2
Si	2
Elementos Residuais	1

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.2 Arame tubular experimental

Os arames tubulares apresentaram aspectos satisfatórios, atingindo as exigências necessários ao processo de soldagem, no quesito quanto a forma e dimensões. Conforme era esperado, os arames tubulares fabricados com fitas grossas (0,5 mm x 10 mm) promoveram menores diâmetros internos, $1,08 \text{ mm} \pm 0,03 \text{ mm}$ enquanto que os arames fabricados com fitas finas (0,3 mm x 10 mm) apresentaram $1,46 \pm 0,01 \text{ mm}$ e conseqüentemente os arames com fitas finas estabeleceram maiores taxas de preenchimento do fluxo, $17,1\% \pm 1,1\%$ enquanto que o primeiro atingiu taxas de $10,7\% \pm 1,7\%$, Figura 4.2.

É reportado pela literatura que os arames tubulares voltados para aplicação de revestimento duro apresentam taxas de preenchimento com valores entre 30% a 50% [51]. Entretanto, os valores reduzidos apresentado pelos arames experimentais, estão sendo afetados pela baixa densidade dos componentes do fluxo, onde se tem o titânio e o carbono com densidade de $4,54 \text{ g/cm}^3$ e $2,25 \text{ g/cm}^3$, respectivamente. Já para os arames tubulares comerciais, o cromo, um dos principais elementos utilizado na formulação dos arames tubulares comerciais voltados para revestimento duro apresenta densidade de $7,18 \text{ g/cm}^3$ [57].

Baseando-se na taxa de preenchimento do fluxo e nos valores de composição química nominal dos componentes do fluxo e da fita metálica, definiu-se a composição química nominal dos arames tubulares, Tabela 4.2.

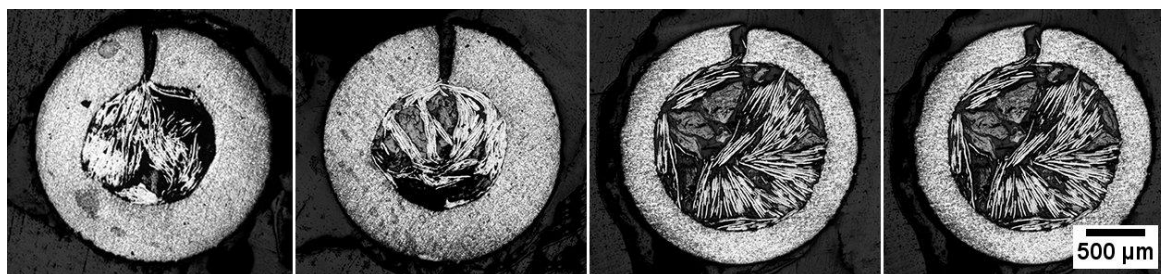


Figura 4.2 – Amostras de seção dos arames tubulares.

Fonte: acervo do autor.

Tabela 4.2 – Composição química nominal dos arames tubulares experimentais (% massa).

Arame	Ti	C	Al	V	Rutilo	Calcita	Fluorita	Fe
GAT-TiCe	6,75 – 6,95	2,30 – 2,45	0,5	0,3	-	-	-	Bal.
GAT-TiC	11,60 – 11,90	3,85 – 4,00	0,80	0,50	-	-	-	Bal.
GAT-TiCRu	10,50 – 10,70	3,45 – 3,60	0,70	0,50	1,68 – 1,72	-	-	Bal.
GAT-TiCCal	10,50 – 10,70	3,45 – 3,60	0,70	0,50	-	1,68 – 1,72	-	Bal.
GAT-TicFlu	10,50 – 10,70	3,45 – 3,60	0,70	0,50	-	-	1,68 – 1,72	Bal.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.3 Soldagem dos arames tubulares

A discussão dos resultados referente a soldagem dos arames tubulares será dividida nos seguintes tópicos:

Soldagem dos arames GAT-TiCe;

Soldagem dos arames GAT-TiC;

Soldagem dos arames com elementos adicionais no fluxo

4.3.1 Arames tubulares GAT-TiCe

As soldas depositadas com os arames tubulares GAT-TiCe (fitas espessas) apresentaram cordões com a superfície irregular, Figura 4.3. Nota-se a presença de respingos com tamanhos variados e uma rugosidade grosseira, não apresentando um perfil escamado ou liso, normalmente formada nas soldas MCAW.

Os oscilogramas e os ciclogramas gerados a partir dos sinais elétricos, Figura 4.4, mostram que ocorreu uma transferência mista entre curto circuito e globular. As condições de soldagem determinadas a partir da utilização de polaridade inversa (CC+) e a utilização do argônio como gás de proteção pode favorecer a ocorrência de uma transferência globular. Mesmo apresentando uma corrente de soldagem elevada, o elevado teor de carbono no fluxo (acima de 2%), aumentou a resistividade do arco elétrico, graças ao seu elevado potencial de ionização (1086,5 kJ/mol), Tabela 2.3, promovendo a ocorrência de curtos circuitos e desta forma, a transferência como um todo apresentou uma transferência com comportamento misto entre curtos circuitos e globular.



Figura 4.3 – Cordão de solda formado com o arame GAT-TiCe (CP2).

Fonte: acervo do autor.

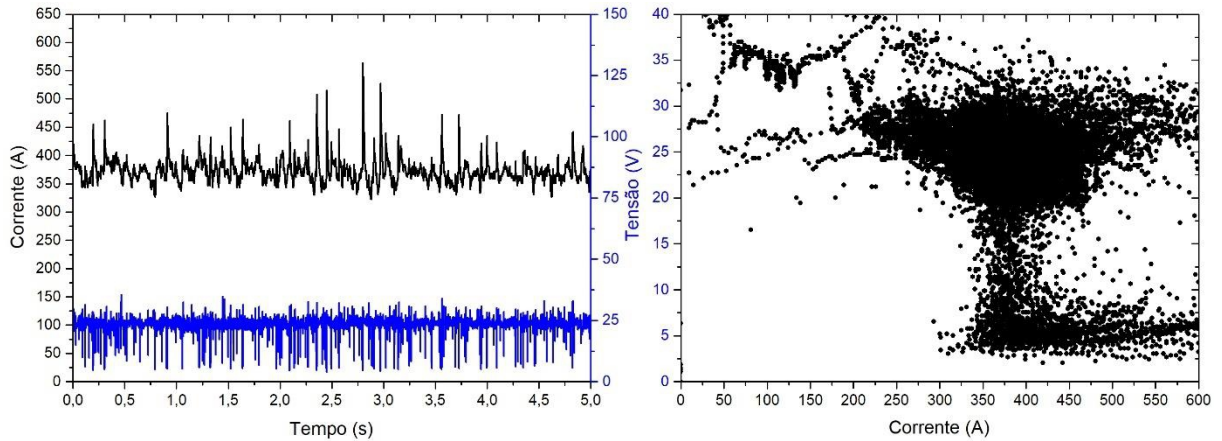


Figura 4.4 – Sinais elétricos obtidas pela aquisição de dados na soldagem dos arames GAT-TiCe. (a) Oscilograma. (b) Ciclograma.

Fonte: Dados da pesquisa do autor.

A Figura 4.5 apresenta macrografias de seções dos cordões depositados com o arame GAT-TiCe. A solda formada apresentou boa coalescência entre a camada depositada e o metal de base. Contudo, nota-se a concentração de pequenos poros nas regiões superiores dos cordões de solda, possivelmente gerados pela formação de gases durante a soldagem. Apesar de ser utilizado um gás inerte no processo, há de se considerar que existe a possibilidade do oxigênio, de alguma forma, participar das reações ocorridas na poça de fusão.

As soldas apresentaram diluição média de $35\% \pm 5\%$. Estes valores estão em conformidade com as diluições recomendadas para a deposição de revestimento duros, conforme pela literatura onde os valores recomendados são de 10% a 40% [60].

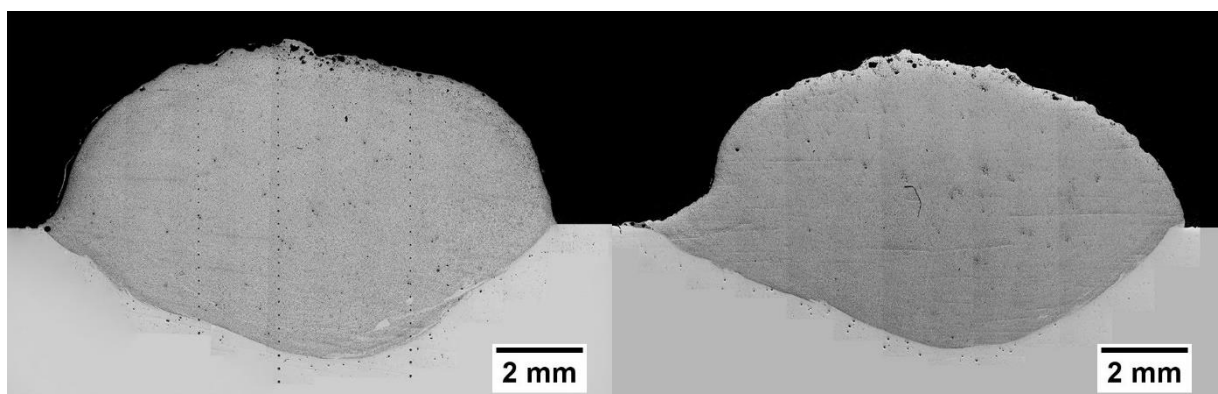


Figura 4.5 – Macrografias das soldas depositadas com o arame GAT-TiCe.

Na Figura 4.6 é apresentada a microestrutura das soldas formadas com o arame GAT-TiCe. Nota-se a formação dos carbonetos de titânio bem distribuídos em uma matriz ferrítica. A soldagem dos arames GAT-TiCe, os carbonetos se precipitaram na forma de partículas

dispersas, apresentando uma geometria multifacetada. A fração volumétrica de TiC apresentou valor médio de $16\% \pm 4\%$. Outros trabalhos visando a formação de carbonetos de titânio na solda que apresentaram valores de frações volumétricas semelhantes, nota-se que as partículas de TiC apresentaram também uma morfologia similar com formatos multifacetados [7,14]. Em outros trabalhos em que os valores das frações volumétricas de TiC apresentou valores mais elevados (acima de 25%), nota-se a formação de uma morfologia com partículas apresentando ramificações dendríticas e/ou não facetadas [9,61].

Consequentemente, esse comportamento indica que a morfologia e crescimento das partículas sejam afetadas pela oferta dos elementos formadores de carbonetos nos arames (titânio e carbono). Maiores teores de C e Ti possibilitam que a oferta destes elementos sejam necessários para manter a reação ocorrendo por um intervalo de tempo maior, o suficiente para que, enquanto houver condições favoráveis (termodinâmicas e cinéticas) para a reação dos TiC, haverá titânio e carbono disponíveis, solubilizados no metal líquido, promovendo o crescimento dos TiC. Por outro lado, mesmo o sistema ainda apresentando condições favoráveis para as reações ocorrerem, os teores de carbono e titânio não são suficientes para promover o crescimento dos TiC, cessando as reações.

A espessura da fita grossa (0,5 mm) foi o principal fator que reduziu a oferta do fluxo (Ti e C) nos arames GAT-TiCe. Para um mesmo diâmetro externo, fitas com espessuras menores poderão promover maiores valores das taxas de preenchimento do fluxo e desta forma aumentar o teor de titânio e carbono nos metais de adição.

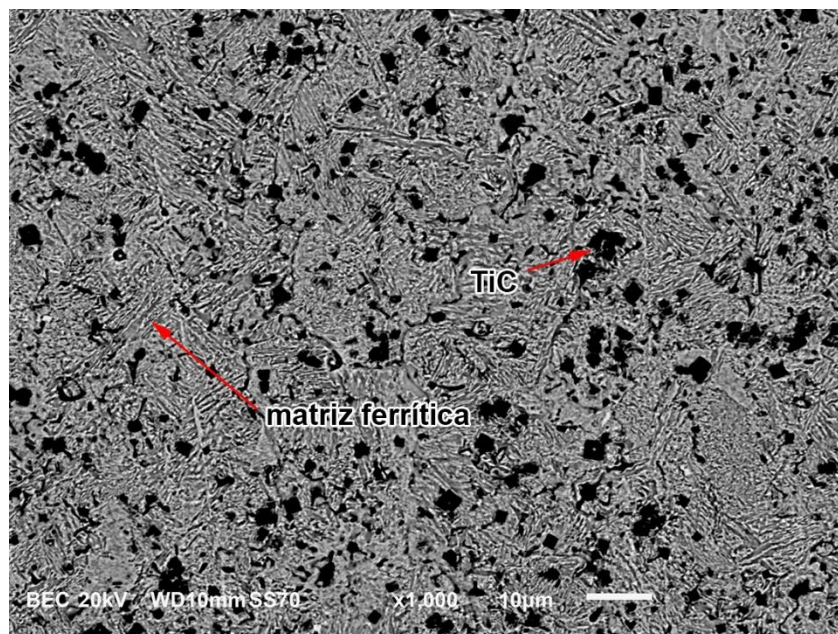


Figura 4.6 – Imagem de EDS dos depósitos formados com os arames GAT-TiCe.

Fonte: acervo do autor.

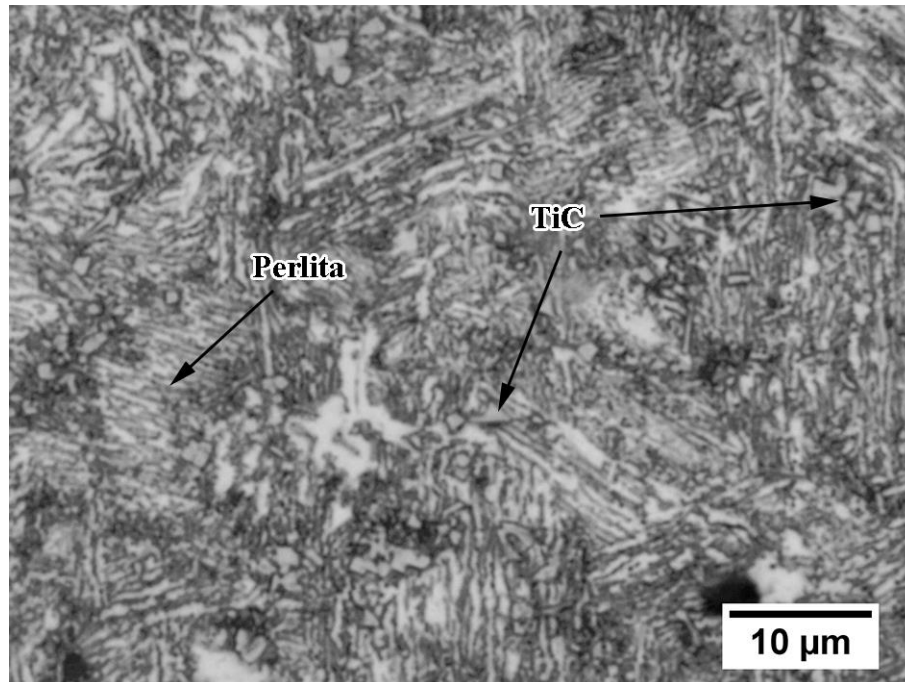


Figura 4.7 – Imagem gerada por MO dos depósitos GAT-TiCe (com ataque).

Fonte: acervo do autor.

A Figura 4.8 apresenta o esquema de realização de EDS por apontamento. Os resultados determinados a partir das análises de apontamento por EDS, Tabela 4.3, confirmaram que os carbonetos formados apresentaram a proporção atômica com valores próximos de 50% para cada elemento (titânio e carbono) conforme é reportado pela literatura [6]. Elemento de número atômico baixos, como o carbono por exemplo, podem apresentar valores discrepantes em análises por EDS. Para os valores dos apontamentos realizados nos TiC, estes valores são mais seguros, por se tratar do titânio e o carbono como elemento majoritário. Entretanto, para os apontamentos realizados na matriz, os valores para estes elementos apresentam erros maiores, levando em consideração o fato de se ter uma maior quantidade maior de outros elementos químicos. A presença do ferro nos carbonetos como elemento substitucional ou em solução não está descartada, entretanto, os valores determinados podem estar sendo influenciados pelo feixe de elétrons atingir a matriz em consequência do tamanho dos precipitados de TiC. A matriz, por sua vez, apresentou teores elevados de ferro. A concentração de titânio na matriz, ainda que baixa, pode ser um indício da presença de carbonetos finos na matriz.

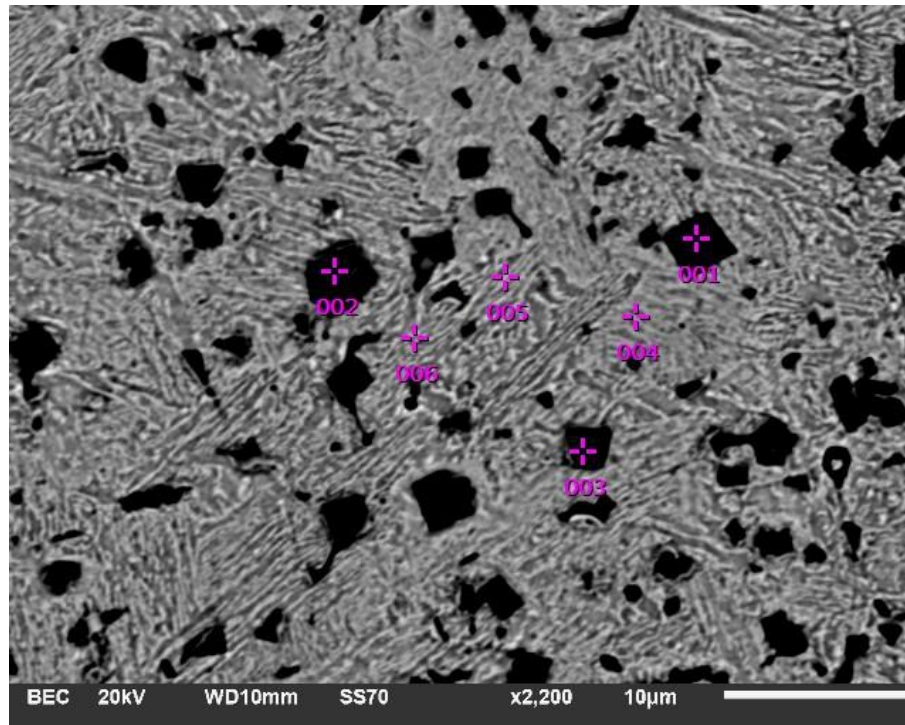


Figura 4.8 – Indicação dos locais de EDS por apontamento (CP6A).

Fonte: acervo do autor.

Tabela 4.3 – Resultados de EDS por apontamento no TiC e na matriz (% atômica).

Ponto	% massa				% atômica			
	Fe	C	Ti	V	Fe	C	Ti	V
1	10,75	16,57	72,11	0,58	6,23	44,65	48,75	0,37
2	15,81	17,98	65,89	0,32	8,95	47,33	43,52	0,20
3	17,4	17,02	65,17	0,41	10,06	45,74	43,95	0,26
4	95,81	4,19	-	-	83,10	16,90	0,00	0,00
5	94,46	4,9	-	-	80,57	19,43	0,00	0,00
6	94,64	4,72	0,64	-	80,66	18,70	0,64	0,00

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Uma comparação entre os difractogramas dos depósitos e dos cavacos de titânio são apresentados na Figura 4.9. As análises químicas obtidas por EDS, Tabela 4.3, são consistentes com as fases encontradas pelo DRX. Os elevados níveis de ruído no difractograma dos cavacos de titânio ocorreram devido a dispersão das partículas. As principais fases identificadas foram a ferrita, cementita (Fe_3C) e os carbonetos de titânio (TiC). Entretanto, alguns picos, ainda que com pequena intensidade podem ser atribuídas a fases intermetálicas entre o titânio e o ferro. Há de se considerar ainda que, o fato dos picos de martensita serem coincidentes com os picos

de ferrita e a elevada concentração de carbono, mesmo não havendo nenhuma evidência encontrada nas micrografias e indentações de dureza, a formação de martensita nestes depósitos não está descartada.

Picos referente as fases do titânio puro não foram observados nos ensaios de DRX, indicando que possivelmente todo o titânio presente no fluxo tenha reagido na forma de carbonetos.

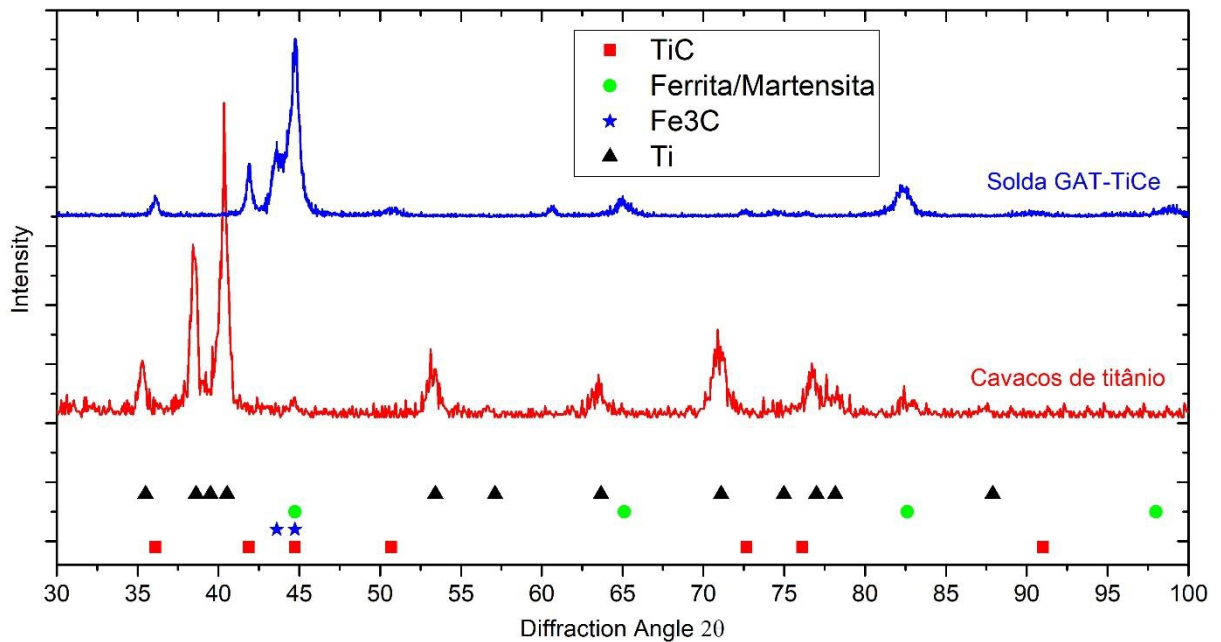


Figura 4.9 – Difractogramas da solda GAT-TiCe e cavacos de titânio.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Apesar de apresentar baixos valores de fração volumétrica de carboneto nos depósitos, a presença dos TiC promoveu aumento significativo nos valores de dureza. A baixa dispersão, representada pelas barras de erro nos valores, Figura 4.10, indica uma distribuição uniforme dos carbonetos ao longo da solda. A dureza é estabelecida em função de região atingida pelo indentador. Em microestruturas apresentando segregação de carbonetos, os valores de dureza apresentam oscilações de maneira que quando a indentação se faz em regiões apresentando maiores quantidades dos carbonetos, os valores de dureza são elevados. Ao atingir regiões deficientes ou pobres de carbonetos, os valores são baixos. Desta forma, o resultado médio apresentará maiores dispersões entre os valores. Este comportamento é evidenciado nas regiões de interface entre a solda e o metal de base. Para uma mesma profundidade, o formato da linha de solda faz com que a indentação atinja a solda em uma determinada sequência e em outra o metal de base.

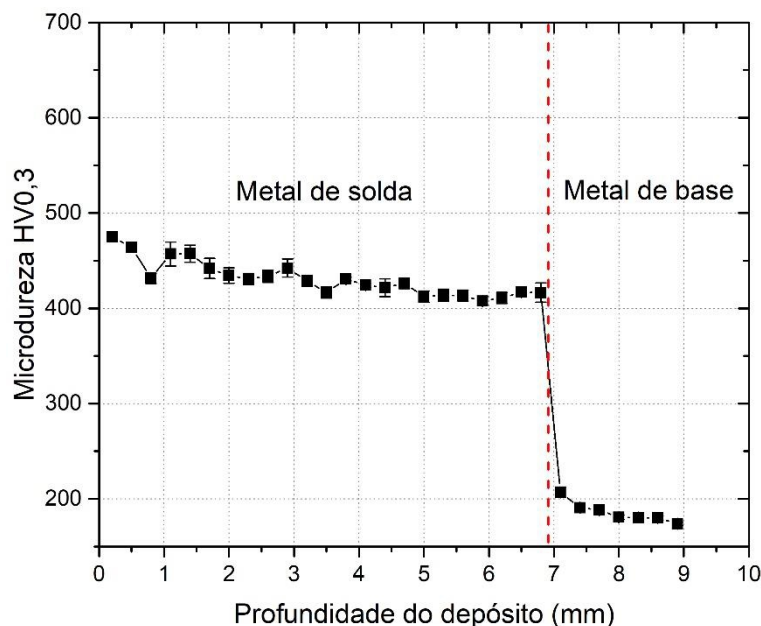


Figura 4.10 – Microdureza das soldas com o arame GAT-TiCe.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.3.2 Arames tubulares GAT-TiC

Considerando a viabilidade da aplicação de cavacos de titânio como componentes do fluxo para a formação de carbonetos, a soldagem dos arames GAT-TiCe se mostrou bastante satisfatória. Entretanto a utilização de uma fita metálica com espessura de 0,5 mm estabeleceu baixos valores nas taxas de preenchimento do fluxo nos arames tubulares. Uma vez que os elementos de liga formadores dos carbonetos se encontram no fluxo, a utilização de fitas metálicas com espessuras menores irá possibilitar maiores quantidades de fluxo nos arames, possibilitando a formação de soldas com maiores frações volumétricas de carbonetos e consequentemente melhorar as propriedades dos revestimentos duros formado [60].

Os cordões formados a partir da deposição dos arames GAT-TiC apresentaram aspecto superficial semelhante ao observados nos arames GAT-TiCe. Nota-se a ocorrência de respingos e uma leve redução das irregularidades apresentadas na superfície da solda, Figura 4.11 e Figura 4.12.

Soldas experimentais realizadas com fluxo contendo apenas cavacos de titânio sem a adição de grafite, apresentaram perfis idênticos de acabamento superficial. Por outro lado, observou-se que durante a execução dos ensaios preliminares, quando ainda se utilizava fitas com espessuras grossas (GAT-TiCe), em virtude do mecanismo de alimentação dos fluxos, ocorria uma distribuição irregular dos pós dentro dos arames tubulares e em alguns momentos, a solda se fazia com o arame vazio, sem a presença do fluxo, Figura 4.13. Nestas regiões, o

cordão apresentou um aspecto típico das soldas de arame sólido de aço carbono. Desta forma, acredita-se que o titânio seja o principal elemento responsável por reduzir a fluidez do metal líquido, proporcionando uma maior viscosidade da poça de fusão afetando o acabamento superficial da solda. Este comportamento pode ser atribuído ao fato de que o carboneto de titânio se forma quando a poça de fusão ainda se encontra em elevadas temperaturas, formando uma mistura entre uma fase sólida (TiC) e outra líquida (Fe). Desta forma, esta fase sólida afeta a fluidez da poça de fusão. Entretanto, observa-se que este comportamento não é proporcional ao teor de titânio, podendo ainda ser afetado por outros fatores. As soldas com os arames GAT-TiCe, Figura 4.12, que possuem menores quantidades de titânio, apresentaram superfícies com maiores irregularidades comparadas as soldas com os arames GAT-TiC, Figura 4.11, onde o teor de titânio é maior.



Figura 4.11 – Cordão de solda formado com o arame GAT-TiC (CP4).

Fonte: acervo do autor.



Figura 4.12 – Cordão de solda formado com o arame GAT-TiCe (CP7).

Fonte: acervo do autor.

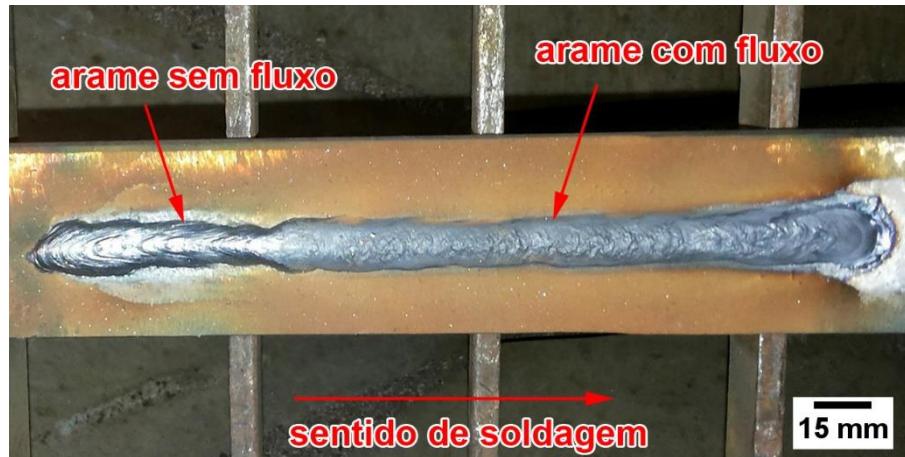


Figura 4.13 – Indicação dos efeitos do fluxo no aspecto superficial do cordão de solda.

Fonte: acervo do autor.

A Figura 4.14 apresentam os sinais elétricos obtidos durante a soldagem dos arames GAT-TiC. Nota-se que a transferência metálica apresentou um comportamento misto entre curto circuito e transferência globular. Entretanto, a ocorrência de curtos circuitos na soldagem dos arames GAT-TiC foi maior do que aconteceu durante a soldagem dos arames GAT-TiCe.

A frequência de curtos circuitos foi de aproximadamente 30% maior do que com os arames GAT-TiCe, resultando em um valor médio de $19,1 \pm 0,2$ cc/s. Em uma transferência por curtos-circuitos, a frequência máxima de curtos circuitos (F_{cc}), menor desvio padrão na taxa de curtos-circuitos e a perda mínima de metal por respingos, entre outros, podem ser utilizados para determinar a estabilidade do processo [62,63]. Desta forma pode se considerar que o aumento na F_{cc} para os arames GAT-TiC promoveu melhores estabilidade do arco elétrico do que na soldagem com os arames GAT-TiCe.

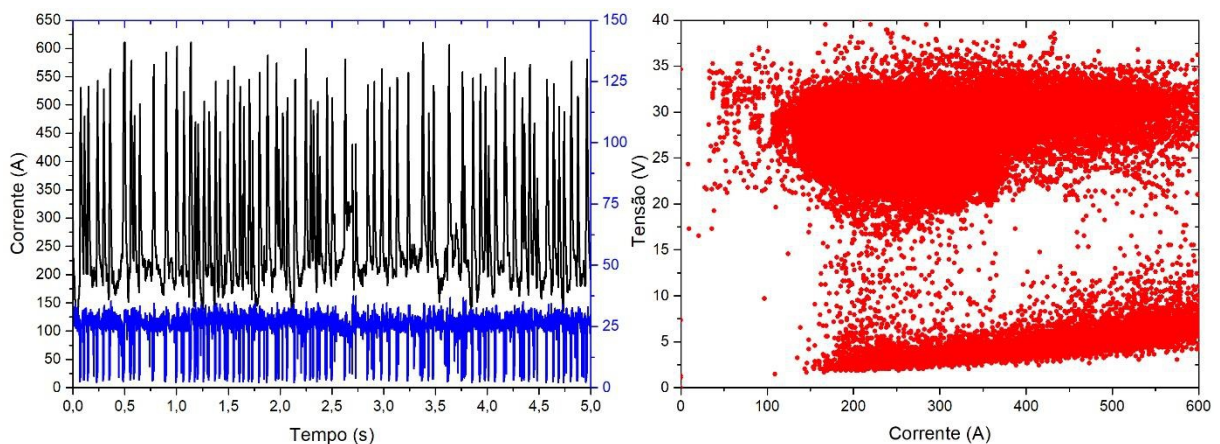


Figura 4.14 – Sinais elétricos obtidas pela aquisição de dados na soldagem dos arames GAT-TiC.

(a) Oscilogramas. (b) Ciclograma.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Conforme nota-se no gráfico representado pela Figura 4.15(a), os valores de tensão média não apresentaram diferenças significantes. Este comportamento ocorreu por se tratar de uma fonte de soldagem com tensão constante. Entretanto os valores médios de corrente apresentaram uma queda significativa. A queda nos valores médios de corrente dos arames GAT-TiC ocorreu pela redução da espessura da fita metálica. Os resultados mostraram que as variações na seção do anel externo entre os arames, não causaram alterações significantes na densidade de corrente, Tabela 4.4, indicando que a corrente é diretamente proporcional apenas a área da seção do anel externo do arame, estabelecendo que a área da seção do fluxo possa ser desconsiderada, ainda que apresentando o grafite (condutor) como componente do fluxo. Estes resultados vão de encontro as afirmações reportadas por Wang et al. [64], que afirmaram que a passagem da corrente ocorra pelo anel externo dos arames tubulares, enquanto que o fluxo atua nos mecanismos de formação da gota.

Considerando que os valores de densidade de corrente apresenta valores semelhantes para ambos os arames (fita grossa e fita fina), o aumento na ocorrência de curto circuito para os arames GAT-TiC (fita fina) pode ser atribuído ao potencial de ionização do carbono, que passa a exercer maiores efeitos, pelo aumento do teor deste elemento (e redução de Fe) na composição química destes arames tubulares. A presença de elementos com elevado potencial de ionização pode atuar, aumentando a resistividade do arco elétrico, criando barreiras para a transferência elétrica [54,55].

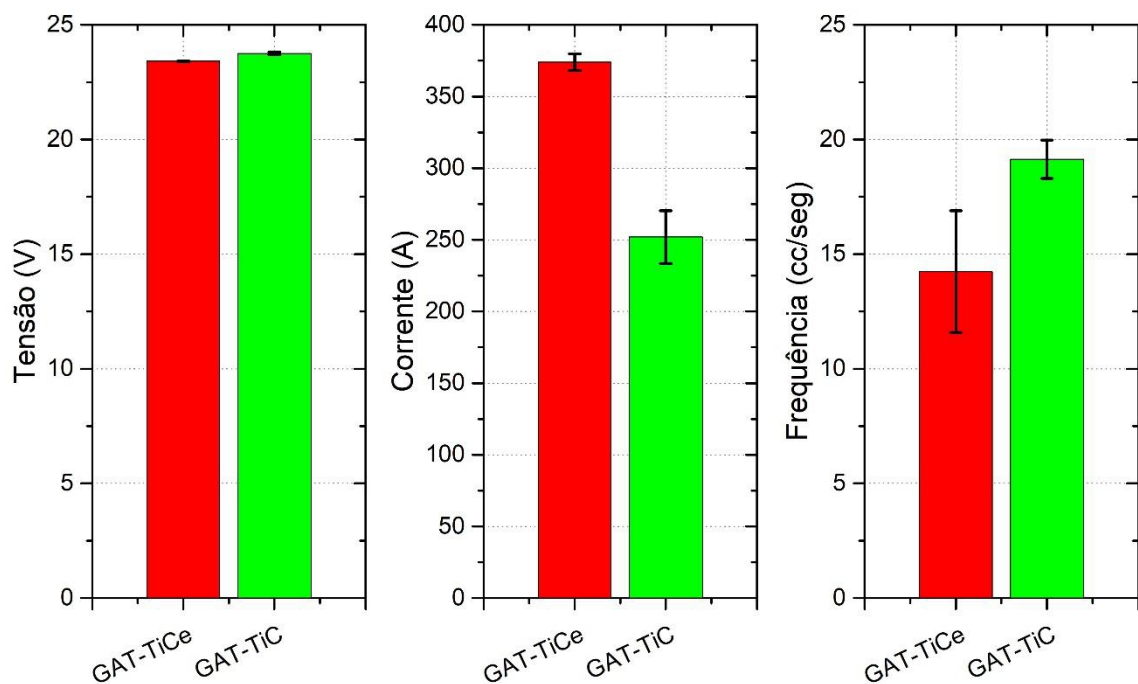


Figura 4.15 – Parâmetros elétricos obtidos durante a soldagem dos arames GAT-TiCe e GAT-TiC.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Tabela 4.4 – Densidade de corrente dos arames tubulares.

Parâmetro	Unidade	GAT-TiCe	GAT-TiC
diâmetro externo do arame	mm	2,00	2,00
diâmetro interno do arame	mm	1,08	1,46
área da seção metálica do arame	mm ²	2,22	1,47
corrente média	A	374	252
densidade de corrente	A/mm ²	168	172

Fonte: dados da pesquisa do autor.

A Figura 4.16 apresenta as seções macrográficas selecionadas de alguns corpos de prova a partir da soldagem do arame GAT-TiC. Observa-se boa coalescência entre a solda e o metal de base com a formação de poros de dimensões e quantidade superiores daqueles observados nas soldas GAT-TiCe, concentrando-se nas regiões superiores dos cordões. A formação de poros, além da possível formação de gases pela reação como o oxigênio, pode também ser atribuída também a baixa fluidez da poça de fusão promovida pelos elementos presentes no fluxo, principalmente pelo aumento do teor de titânio, conforme citado anteriormente. Quando se tem uma fluidez deficiente (elevada viscosidade), os gases formados não conseguem escapar da poça de fusão e ficam retidos na solda, formando os poros.

Apesar de apresentar uma leve redução dimensional na geometria dos cordões depositados com os arames de fita fina, Figura 4.17, os testes de significância mostraram que não há diferenças significantes entre as variáveis, Anexo A. Em consequência da similaridade das dimensões entre os depósitos, a diluição também não apresentou diferenças significantes onde os valores calculados foram de $36\% \pm 4\%$ e $31\% \pm 7\%$ para os depósitos GAT-TiCe e GAT-TiC, respectivamente.

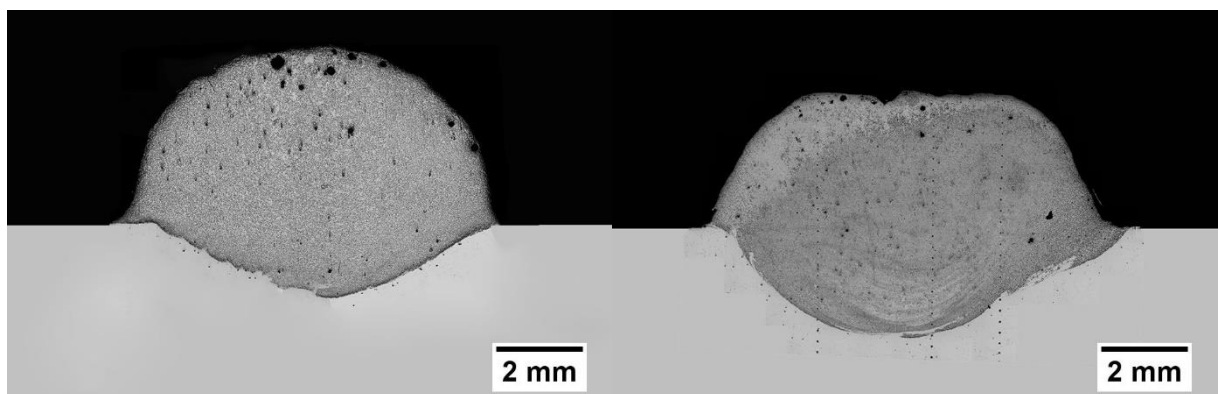


Figura 4.16 - Macrografias das soldas depositadas com o arame GAT-TiC. (a) CP1. (b) CP4.

Fonte: acervo do autor.

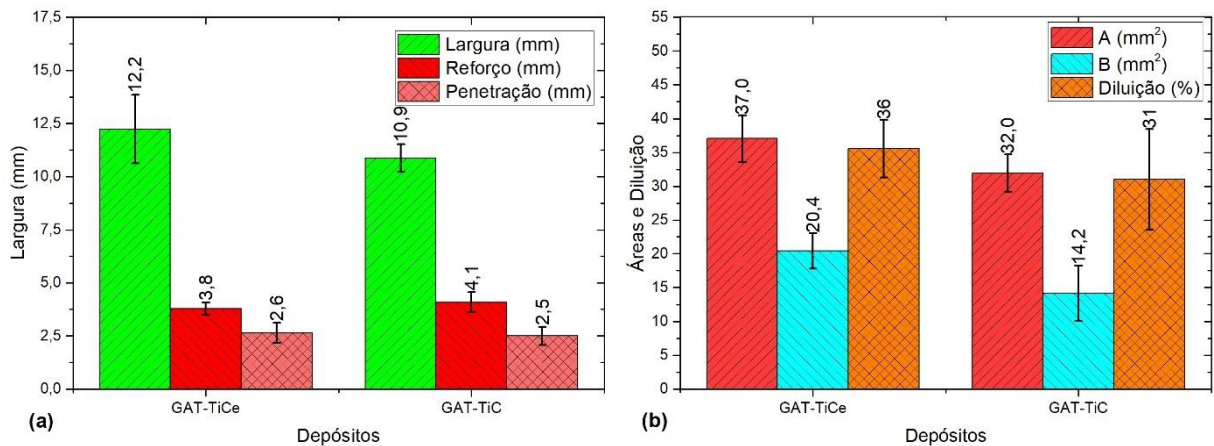


Figura 4.17 – Comparação da geometria dos depósitos GAT-TiCe e GAT-TiC. (a) Dimensões. (b) Áreas do reforço (A), penetração (B) e diluição dos depósitos.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

As micrografias das soldas formadas com os arames GAT-TiC estão representadas na Figura 4.18. Nota-se uma microestrutura com carbonetos de titânio bem distribuídos ao longo da matriz, apresentando uma aglomeração de TiC bem maior do daquela observada nas soldas com os arames GAT-TiCe. É possível encontrar grandes quantidades de partículas facetadas, entretanto, nota-se em alguns casos, a ocorrência de carbonetos com tamanhos maiores, apresentando uma morfologia não facetadas, indicando que o teor de titânio e carbono pode exercer um papel importante na morfologia dos carbonetos.

Conforme já observado na microestrutura das soldas GAT-TiCe, a matriz da solda formada com os arames GAT-TiC também apresentou a formação de uma matriz ferrítica, entretanto, em algumas regiões destas soldas, Figura 4.19, nota-se os TiC envolvidos por esta matriz ferrítica, contornada por uma fase que possivelmente possa ser martensita em placas [65]. Indentações de dureza Vickers nestas regiões apresentaram valores superiores a 500 HV. A composição química dos arames GAT-TiC apresenta teores elevados de carbono, (similaridade com ligas de ferros fundidos) que foram determinadas a partir das proporções atômicas com o titânio para que possa reagir na forma de TiC, Tópico 3.3. Contudo, o processo de fabricação dos arames tubulares mesmo sendo realizado de forma controlada, é possível que ocorra segregação dos componentes do fluxo durante o processo de alimentação do fluxo e trefilação do arame comprometendo a microestrutura da solda. Mesmo nos processos industriais aplicados a fabricação dos arames tubulares, estes comportamentos ocorrem com frequência [48]. Desta forma, quando o titânio presente na poça de fusão já tenha reagido completamente, o excesso de carbono remanescente no líquido irá promover a formação de fases de acordo com a sua solubilidade em cada uma delas sob efeito dos ciclos de resfriamento.

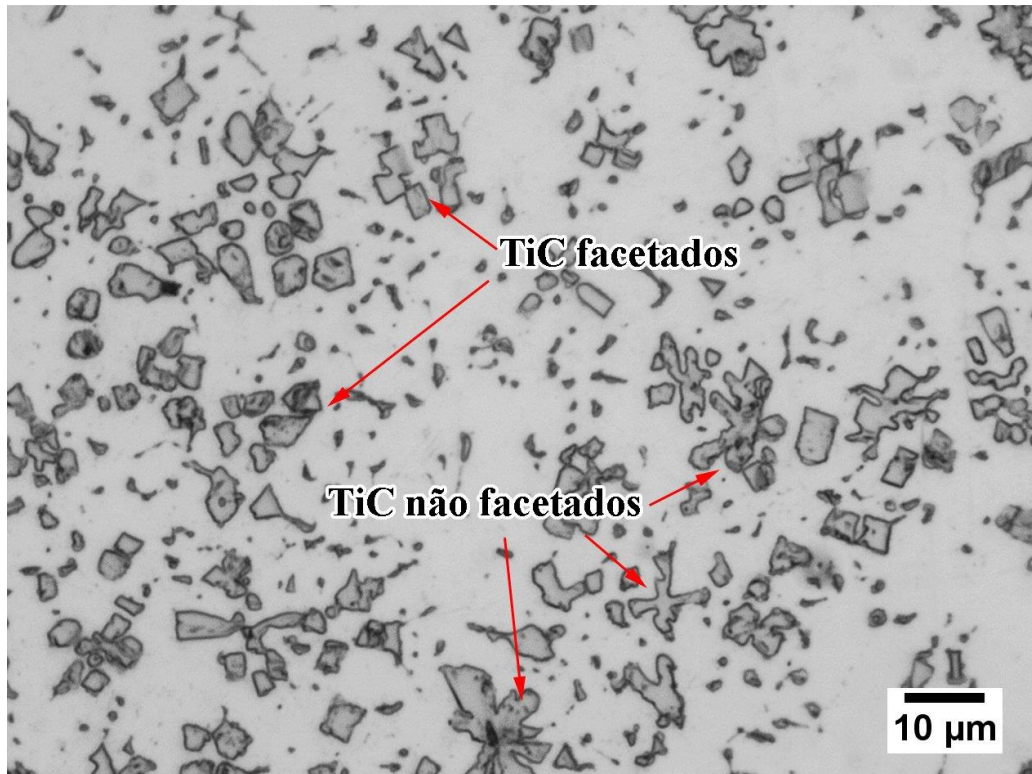


Figura 4.18 – Indicação da morfologia dos TiC nos depósitos GAT-TiC (sem ataque).

Fonte: acervo do autor.

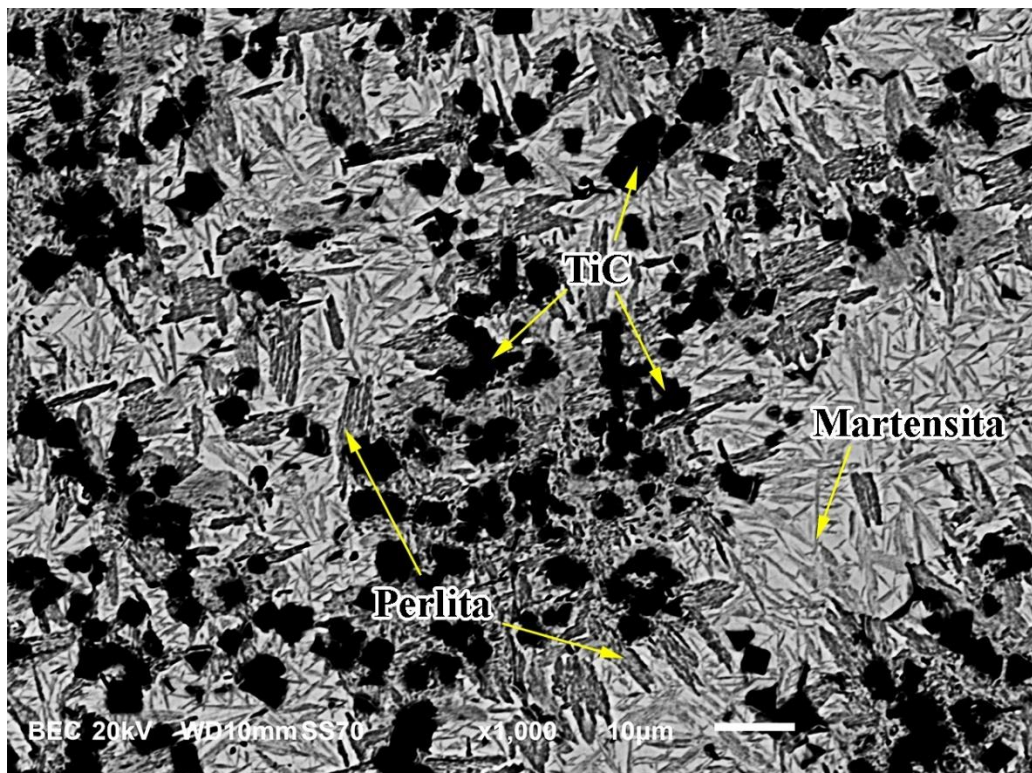


Figura 4.19 – Imagem gerada em BSE dos depósitos formados com os arames GAT-TiC.

Fonte: acervo do autor.

A fração volumétrica dos TiC apresentou crescimento de aproximadamente 55% comparado as soldas GAT-TiCe, passando de $16\% \pm 4\%$ para $25\% \pm 4\%$. Os carbonetos também apresentaram um crescimento no tamanho das partículas formadas nos depósitos GAT-TiC, onde os valores foram de $3,6 \mu\text{m} \pm 4,2 \mu\text{m}$. Nos depósitos GAT-TiCe, o tamanho médio das partículas foram de $3,0 \mu\text{m} \pm 2,4 \mu\text{m}$. Apesar de ser relativamente próximos, os testes de significância, mostraram que as médias são significativamente diferentes, Anexo A.

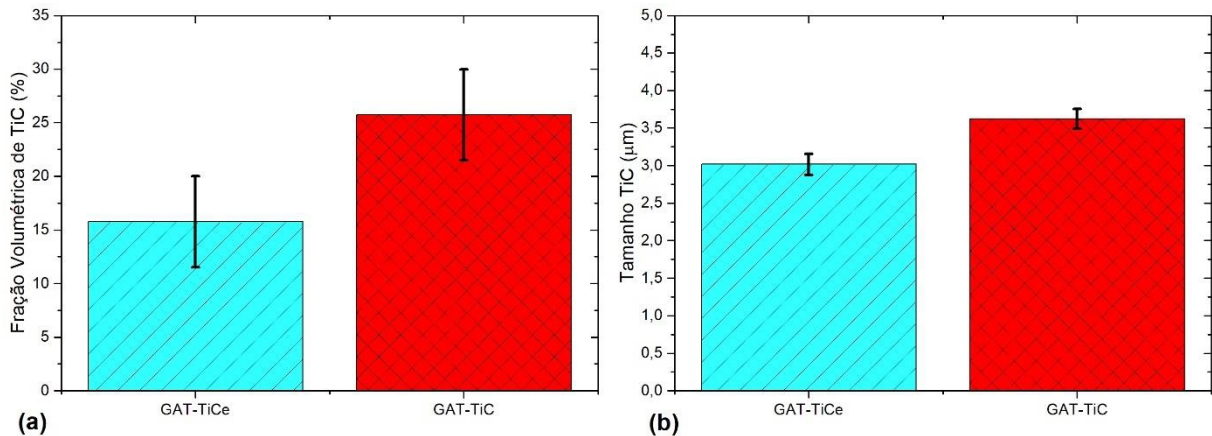


Figura 4.20 – Aspectos dos TiC nos depósitos GAT-TiCe e GAT-TiC. (a) Fração volumétrica dos carbonetos. (b) Tamanho dos carbonetos.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Os difratogramas gerados pelos ensaios de DRX nas soldas com os arames GAT-TiC apresentaram comportamentos semelhantes às soldas realizadas com os arames GAT-TiCe, Figura 4.21. A única variação significativa observada foi a intensidade do pico da cementita (Fe_3C) nos depósitos GAT-TiC, possivelmente atribuídos ao excesso de carbono no fluxo dos arames tubulares fabricados com fita fina. Entretanto, conforme já foi mostrado anteriormente, a presença da martensita nos depósitos GAT-TiC, evidenciada na microestrutura também podem estar causando estas variações nos difractogramas.

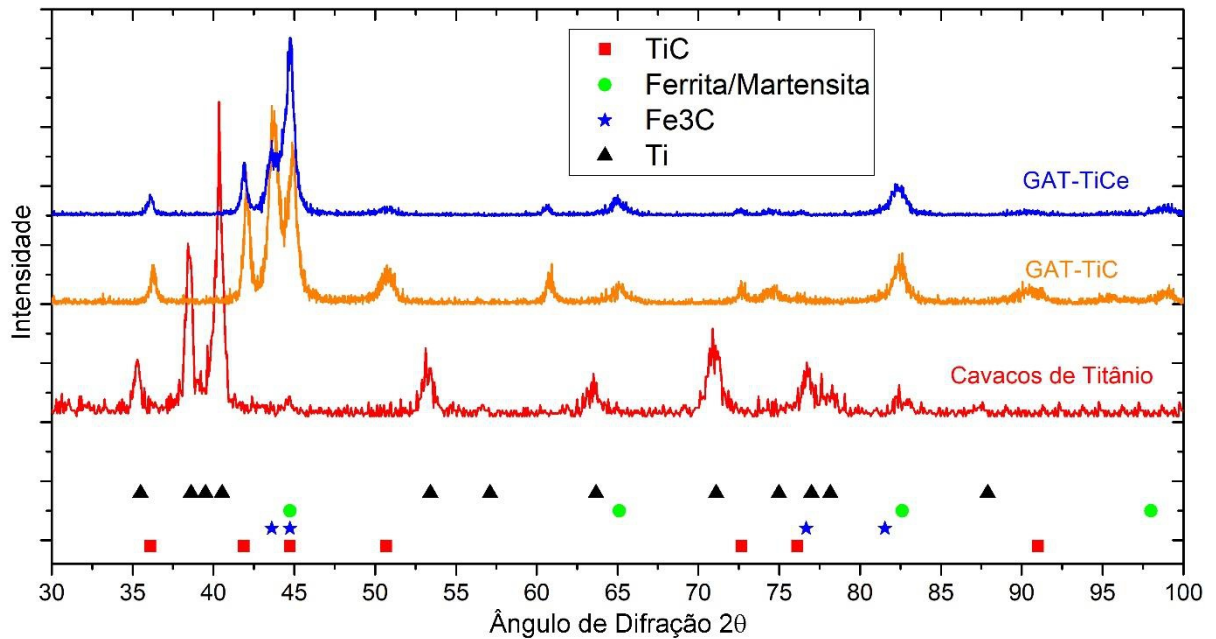
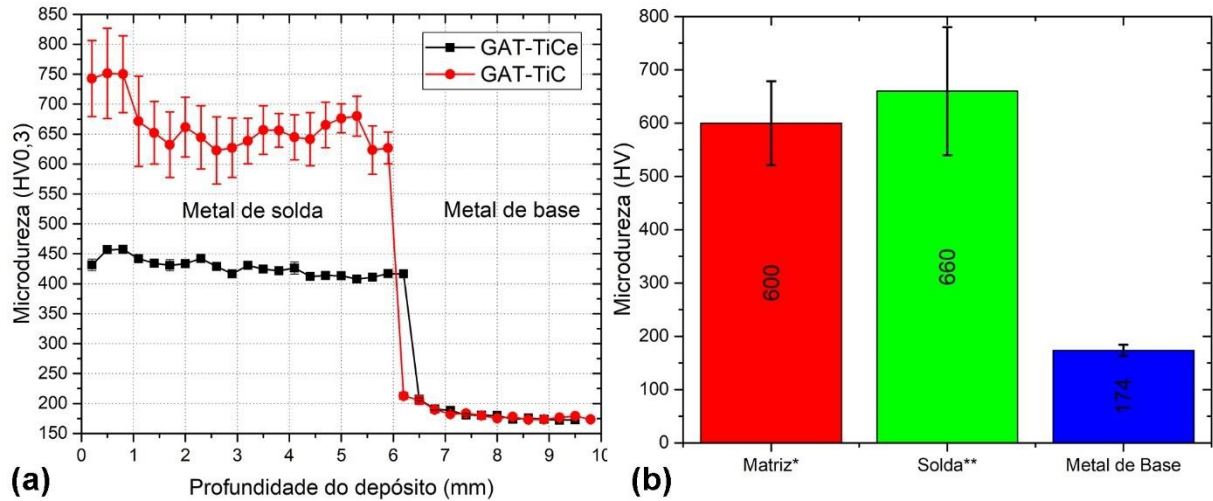


Figura 4.21 - Difractogramas das soldas formadas para identificação das fases.

Fonte: dados do autor.

A formação de uma microestrutura com maiores valores de frações volumétrica dos carbonetos provocou uma elevação nos valores de dureza nos depósitos realizados com os arames GAT-TiC. Este aumento foi ainda maior do que os valores encontrados para os depósitos GAT-TiCe, Figura 4.22(a). Os desvios apresentados nos valores (barras de desvio) ocorreram principalmente, devido a formação de regiões com aglomerações de partículas grandes de carbonetos (elevada dureza) deixando outras regiões com ausência destas partículas (baixa dureza). A formação de grãos maiores na microestrutura do metal de solda ausentes de carbonetos, possibilitou a medição de durezas nestas regiões. Os valores elevados de dureza apresentados, em torno de 600 HV0,3, Figura 4.22(b), podem ser atribuídas a presença da martensita na matriz do metal de solda. Conforme reportado na literatura, de acordo com o teor de carbono, a martensita pode apresentar durezas em torno destes valores encontrados [66]. Contudo, as análises de apontamento por EDS realizadas, Figura 4.23, indicaram os teores de titânio na matriz da solda, Tabela 4.5. Considerando que os valores de dureza na matriz e na solda foram similares (teste ANOVA não apresentou diferenças significantes, vide Anexo A), é possível que partículas menores de TiC podem ter se formado nestas regiões, ainda que não evidenciado pelas micrografias.



* Matriz é a região do metal de solda ausente de carbonetos. Indentações com cargas menores foram utilizadas (HV0,1).

** Solda está sendo considerado as indentações no metal de solda abrangendo carbonetos e matriz ao mesmo tempo. Indentações com cargas maiores foram utilizadas (HV0,3).

Figura 4.22 – Comparação dos valores de dureza entre as soldas depositadas com os arames GAT-TiCe e GAT-TiC.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

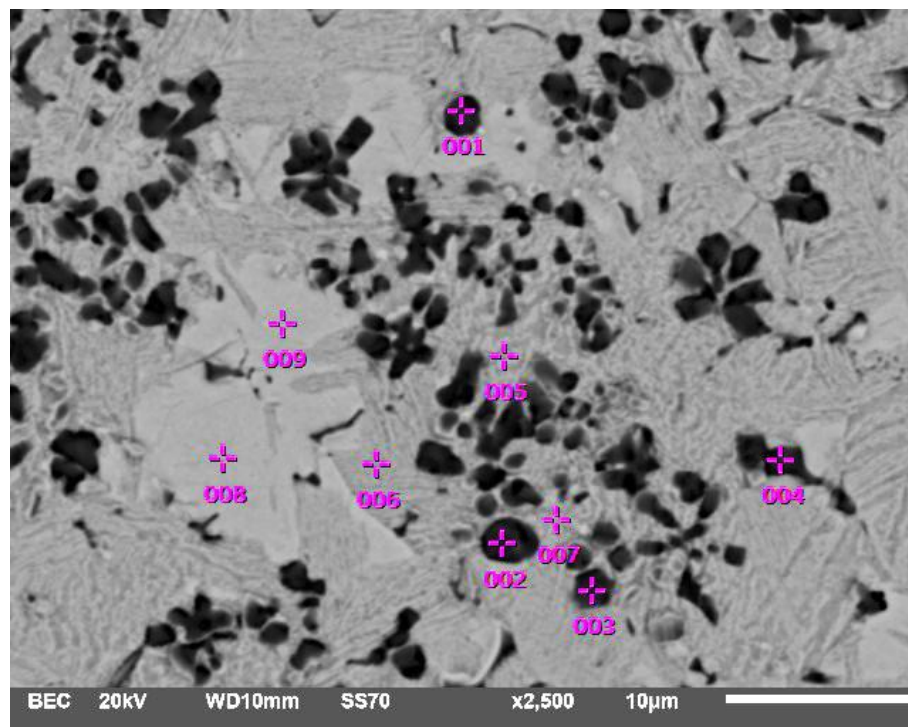


Figura 4.23 – EDS por apontamento na microestrutura de um depósito GAT-TiC (CP4).

Fonte: acervo do autor

Tabela 4.5 - Resultados de EDS por apontamento no TiC e na matriz.

Ponto	Fe	C	Ti	V	Fe	C	Ti	V
	% massa				% atômica			
1	28,54	26,26	45,22	0	14,03	60,03	25,94	-
2	11,01	21,31	66,65	1,02	5,83	52,43	41,15	0,59
3	19,94	21,59	57,81	0,66	10,58	53,26	35,78	0,38
4	18,16	20,62	60,33	0,9	9,79	51,71	37,96	0,53
5	93,75	5,13	1,12	-	78,84	20,06	1,10	-
6	93,43	5,79	0,78	-	77,05	22,20	0,75	-
7	93,57	5,32	1,11	-	78,24	20,68	1,08	-
8	93,5	5,75	0,75	-	77,20	22,07	0,72	-
9	93,63	5,56	0,81	-	77,75	21,47	0,78	-

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.4 Efeitos dos elementos presentes no fluxo

A utilização de uma fita com espessura menor possibilitou a formação de maiores taxas de preenchimento do fluxo nos arames GAT-TiC. Consequentemente, os carbonetos formados apresentaram maiores frações volumétricas, propiciando uma evolução na forma (surgimento de ramificações dendríticas) e tamanho das partículas de TiC. Entretanto, houve um aumento na quantidade e tamanho dos poros ao mesmo tempo que, os aspectos superficiais continuavam a apresentar irregularidades nas superfícies dos depósitos, possivelmente causada pela baixa fluidez da poça de fusão devido ao teor de titânio presente nos arames tubulares.

Neste tópico será abordado a discussão dos resultados obtidos a partir da utilização de arames fabricados com a fita metálica de mesma espessura (0,3mm), variando-se apenas os componentes presentes no fluxo (GAT-TiC, GAT-TiCRu, GAT-TiCCal e GAT-TiCFlu).

4.4.1 Sinais elétricos

As curvas geradas nos oscilogramas e nos ciclogramas a partir dos sinais elétricos obtidos na soldagem mostraram que elementos adicionais no fluxo dos arames tubulares apresentaram efeitos distintos e significantes nas condições operacionais de cada processo, Figura 4.24.

Os valores médios dos parâmetros elétricos obtidos pela análise dos sinais estão apresentados na Figura 4.25.

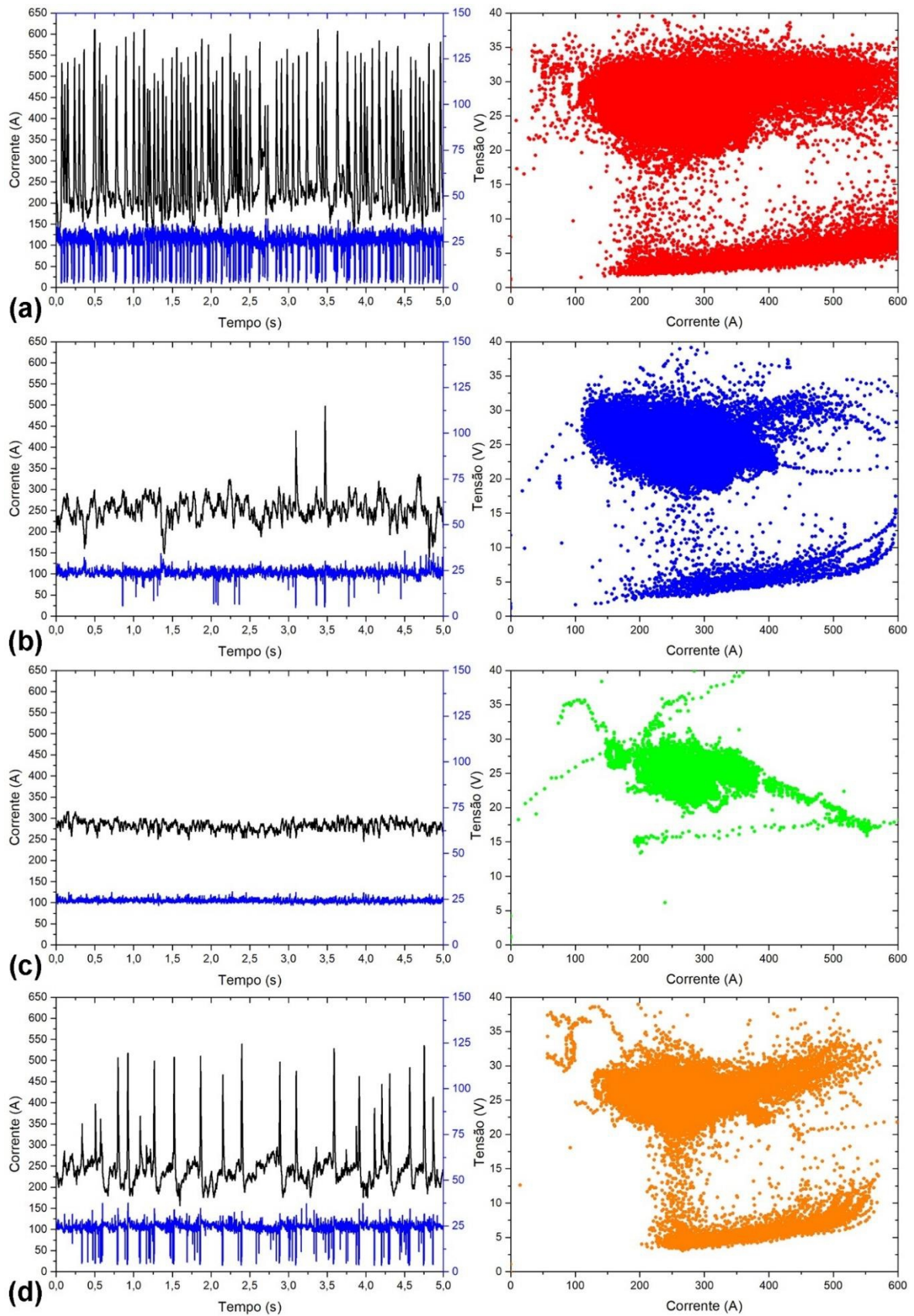


Figura 4.24 – Oscilogramas e ciclogramas dos sinais elétricos na soldagem dos arames com elementos adicionais no fluxo. (a) GAT-TiC. (b) GAT-TiCCru. (c) GAT-TiCCal (d) GAT-TiCFlu

Fonte: dados da pesquisa do autor.

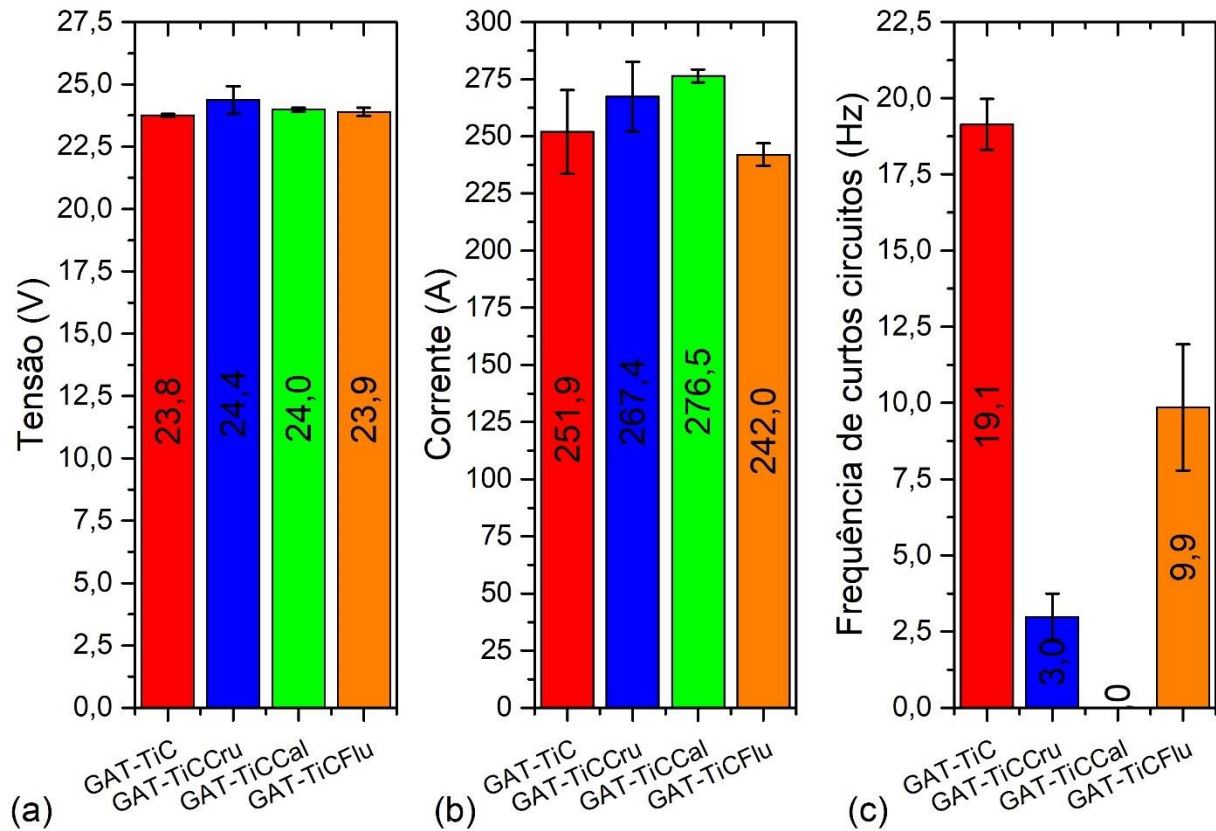


Figura 4.25 – Parâmetros elétricos obtidos durante a soldagem dos arames tubulares a partir da utilização de fita com espessura menor. (a) Tensão do arco. (b) Corrente elétrica de soldagem.

(c) Frequência de curto circuitos.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Conforme foi observado nas condições anteriores, a adição de componentes no fluxo dos arames tubulares a base de cavacos de titânio e grafite mantiveram os modos mistos de transferência entre curto-circuito, globular e spray, conforme foi observado nas condições anteriores, onde se utilizou fita com espessuras diferentes nos arames tubulares. Entretanto a alteração na composição química dos arames quanto a espessura da fita e principalmente os elementos adicionais nos fluxos, geraram efeitos que afetaram os modos majoritários de transferência, onde para a condição com adição de calcita (GAT-TiCCal) não houve ocorrência de curtos circuitos gerando apenas uma transferência exclusivamente globular.

Os arames com o fluxo composto apenas de cavacos de titânio e grafite (GAT-TiC), geraram oscilogramas característicos do modo de transferência metálica preferencialmente por curto circuito, entretanto o comportamento dos oscilogramas indicam ocorrência de transferência globulares entre intervalos curtos de tempo, Figura 4.24(a).

Como característica inerente do processo, o fato de apresentar repetidamente extinção e reignição do arco elétrico, o modo de transferências por curto circuito tende a ser um processo

muito instável. Entretanto, ainda sendo um modo de transferência misto, quanto maior a frequência de curtos circuito, há uma tendência em melhorar a estabilidade do processo [63,64].

A soldagem com os arames contendo a adição de rutilo (GAT-TiCRu) apresentaram oscilogramas com comportamentos de transferência globular por maiores intervalos de tempo em relação ao curto circuito, Figura 4.24(b). Os grandes desvios dos valores médios na corrente e na tensão mostram que houve maiores perturbações no arco elétrico durante a soldagem, indicando que os parâmetros de soldagem para esta condição podem estar inadequados, ou ainda, que este arame possui faixas reduzidas de operação.

O TiO_2 é o óxido de titânio mais estável quimicamente, apresentando energia livre de Gibbs altamente negativa [11]. Contudo, as temperaturas em determinadas regiões do arco elétrico podem ser suficientes para promover a dissociação do TiO_2 em íons de titânio e oxigênio. A literatura reporta que a soldagem de eletrodos contendo rutilo como componentes do revestimento, tendem a apresentar teores consideráveis de titânio no metal de solda, evidenciando a dissociação do TiO_2 [53]. A presença de carbono, titânio e o oxigênio na atmosfera do arco elétrico, passa a determinar um certo gradiente de energia para a dissociação e a formação das fases resultantes destas reações químicas, possivelmente afetando as forças eletromagnéticas atuantes no arco elétrico e desta forma, a reação entre o metal Ti e o TiO_2 , possam estar gerando as perturbações ocorridas na soldagem dos arames GAT-TiCRu.

Os fluxos adicionados com calcita ($CaCO_3$) promoveram uma transferência sem a ocorrência de curtos circuitos, Figura 4.24(c). A transição do método de transferência ocorre principalmente pela variação das forças atuantes na gota metálica [67]. A presença de íons positivos de Ca^+ no arco elétrico, graças ao baixo valor da primeira energia de ionização do cálcio, disponibilizados pela decomposição da calcita provenientes do fluxo, possuem a capacidade de favorecer a transferência elétrica [55,54]. Por menor que seja, a elevação nos valores médios de corrente e os baixos desvios, Figura 4.25(b), evidencia uma melhor condutividade do arco elétrico, baseando-se na lei de Ohm [67].

Os efeitos dos íons de cálcio também são previstos para a fluorita (CaF_2) durante sua decomposição [68], entretanto, o modo de transferência ocorrido na soldagem dos arames com fluorita, (GAT-TiCFlu), manifestaram uma transferência mista, Figura 4.24(d), com maiores ocorrência de curtos circuitos. Isso se dá em função da presença de ânions de flúor no arame. Átomos halogênios (F e Cl, por exemplo) podem capturar elétrons das regiões periféricas do arco, e desta forma, reduzir a condutividade do arco, devido as suas fortes afinidades por elétrons. A condutividade do arco é proporcional a corrente de soldagem e deste modo, pode afetar o método de transferência da gota [55].

A ocorrência de modos de transferência diferentes na deposição dos arames tubulares faz com que apenas a análise dos sinais elétricos não seja suficiente para assegurar qual o processo apresentou melhor estabilidade. Entretanto, a seleção de parâmetros de soldagem para cada arame tubular poderá promover modos de transferência metálica similares.

4.4.2 Morfologia dos cordões de solda

A Figura 4.26 apresenta os aspectos superficiais dos cordões de soldas formados a partir da soldagem dos arames GAT-TiC, GAT-TiCRu, GAT-TiCCal e GAT-TiCFlu. Os diferentes comportamentos do arco elétrico e método de transferência das gotas de metal líquido durante a soldagem proveram cordões com aspectos superficiais bem distintos.

A deposição dos arames produzidos com rutilo, Figura 4.26(b), promoveram uma grande formação de respingos em função da instabilidade do arco elétrico, possivelmente pela predominância da transferência globular repulsiva, que são afetadas pela atuação das forças eletromagnéticas das gotas formadas na ponta do arame, provocando a lançamento da gota na direção contrária do arco [64,69].

Os arames produzidos com calcita, Figura 4.26(c), apesar de apresentarem melhor estabilidade do arco elétrico, também apresentaram a geração de respingos. Entretanto, com dimensões bem menores que aqueles formados nas outras condições de soldagem.

Os arames GAT-TiCFlu, com a adição de fluorita, Figura 4.26(d) apresentaram visualmente as melhores condições de acabamento superficial, promovendo a formação de uma superfície com irregularidades bem menores que os demais depósitos. Conforme foi observado em outras condições dos arames tubulares, as irregularidades superficiais das soldas podem estar ocorrendo devido uma deficiência na fluidez da poça de fusão, e a fluorita pode estar também promovendo uma melhor fluidez do metal líquido [52].

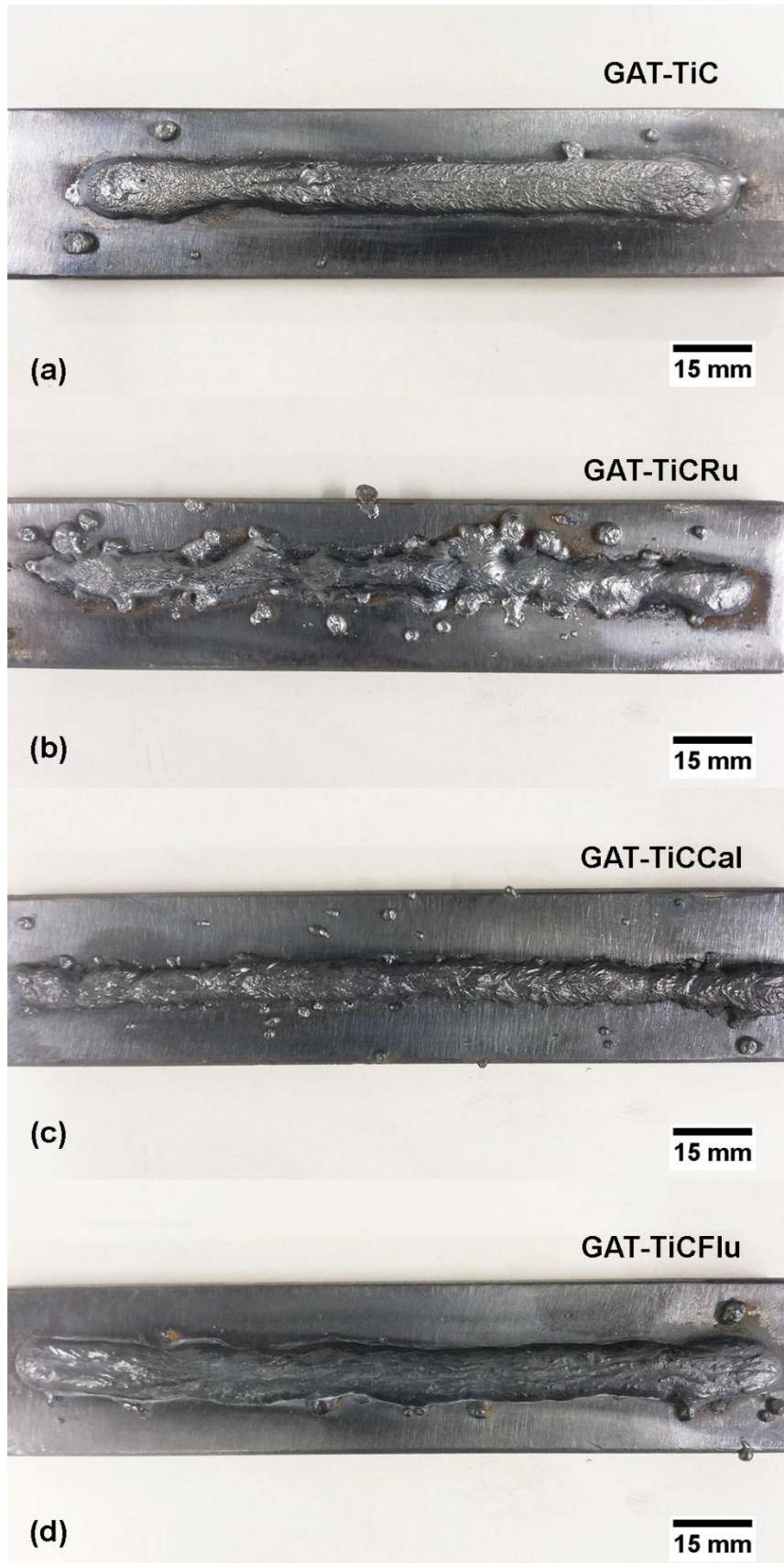
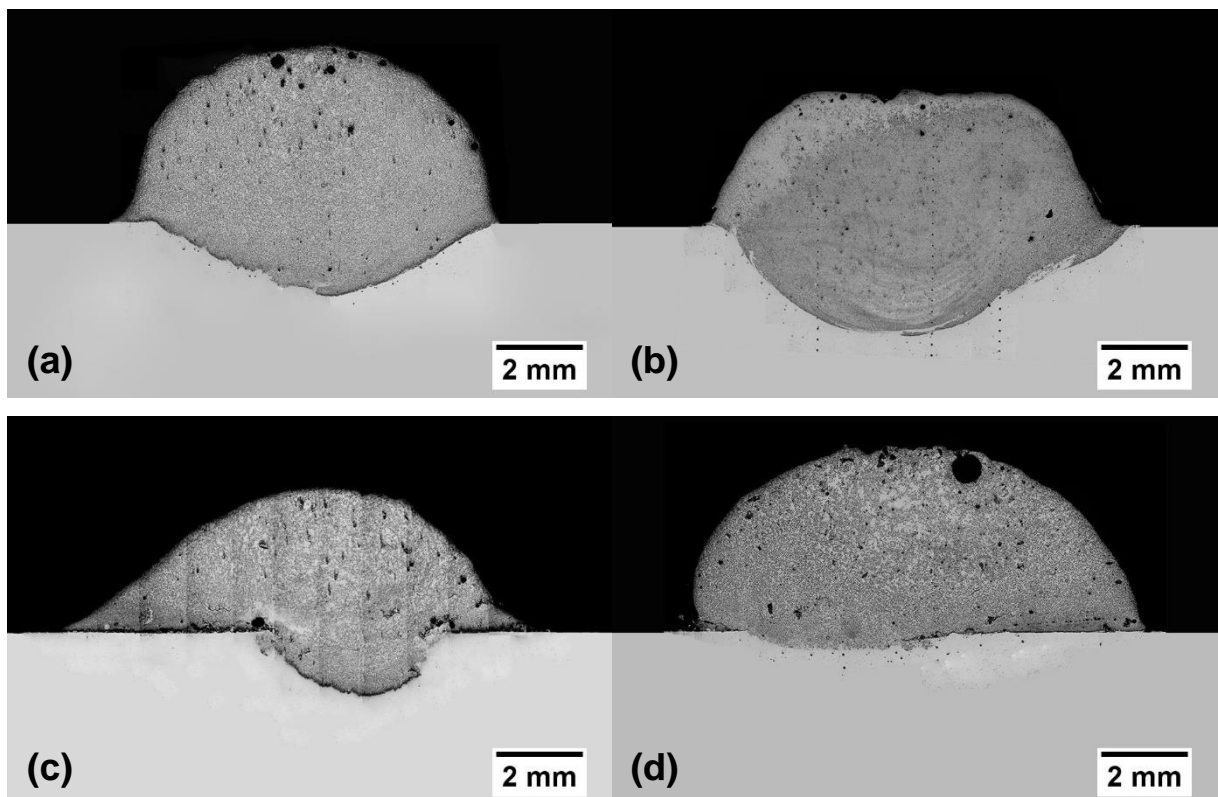


Figura 4.26 – Cordões de solda formados a partir da soldagem dos arames tubulares com fluxo a base de cavacos de titânio. (a) GAT-TiC. (b) GAT-TiCRu. (c) GAT-TiCCal. (d) GAT-TiCFlu.

Fonte: acervo do autor.

Para as macrografias de seção dos depósitos, Figura 4.27, nota-se a formação de poros, principalmente nas regiões próximas a superfície dos cordões em todas as condições, exceto para os depósitos realizados com os arames do tipo GAT-TiCFlu, que apresentaram a ocorrência de poros quase nulas.

Os arames GAT-TiCRu e GAT-TiCCal apresentaram ainda, falta de fusão na interface do metal de solda com o metal de base, principalmente o último, onde algumas regiões do cordão não apresentou penetração. Nestes dois casos, nota-se que a transferência foi majoritariamente globular (GAT-TiCRu) ou exclusivamente globular (GAT-TiCCal). Sendo assim, o fato de a corrente média em todas as condições de fluxo apresentar valores próximos, a diferença na transferência metálica destes dois casos foi afetada pela baixa resistividade elétrica do arco elétrico e por esta razão, a gota está sendo formada em regiões mais próximas ao bico de contato, promovendo maiores comprimentos do arco. Em consequência, maiores comprimentos do arco promovem perdas de energia para o meio externo e desta forma estabelecendo quedas no rendimento térmico no arco, sendo insuficiente para prover a fusão destas superfícies resultando em uma deficiência de fusão na interface entre a solda e o metal de base.



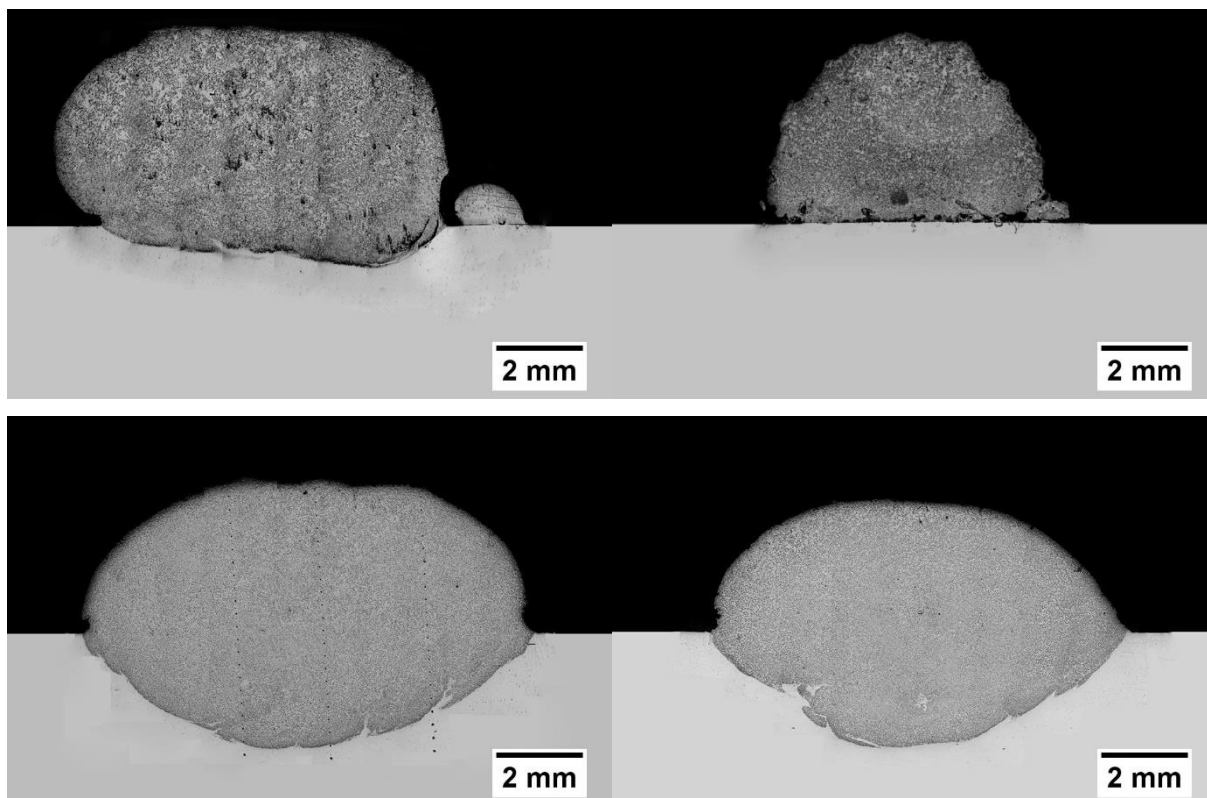


Figura 4.27 – Macrografias das seções dos cordões de solda. a) e b) GAT-TiC. c) e d) GAT-TiCRu. e) e f) GAT-TiCCal. f) e g) GAT-TiCFlu.

Fonte: acervo do autor.

A partir das amostras de seções fez-se a avaliação dos aspectos geométricos das soldas. Teoricamente, a massa do reforço de uma solda é similar a massa do metal de adição que está sendo adicionado ao metal de base, considerando que não houve perda de material durante a transferência por respingos ou vaporização. Uma vez que os elementos adicionais no fluxo (quando aplicado) apresentam baixas densidades e as quantidades adicionadas foram relativamente baixas (10%), os arames tubulares utilizados neste trabalho apresentam tendência em apresentar a mesma massa equivalente por unidade de comprimento. Apesar do gráfico mostrado na Figura 4.27(a) apresentar valores diferentes, os testes de significância, Anexo 02, aplicados nestes valores, mostraram que apenas os depósitos GAT-TiC e GAT-TiCFlu apresentam diferenças significantes. Apesar da ocorrência de poucos respingos retidos no metal de base, Figura 4.27(d), possivelmente a condição com a adição de fluorita tenha gerado respingos que foram lançados para fora da chapa, entretanto esta análise necessita de um procedimento experimental específico para ser determinada. As irregularidades apresentadas pelas superfícies dos cordões também podem ter afetado a área do reforço, uma vez que a seção de corte dos depósitos pode ter sido realizada em regiões com áreas menores do reforço. A área

fundida dos depósitos, Figura 4.28(b), que é relacionado com a penetração da solda, foi afetada pelo comportamento do arco elétrico, possivelmente por uma variação no comprimento do arco para cada condição. Conseqüentemente, em os coeficientes de diluição apresentaram valores diferentes, Figura 4.28(c). Contudo, as diluições para os depósitos GAT-TiC e GAT-TiCFlu não apresentaram diferenças significantes, vide Anexo 02.

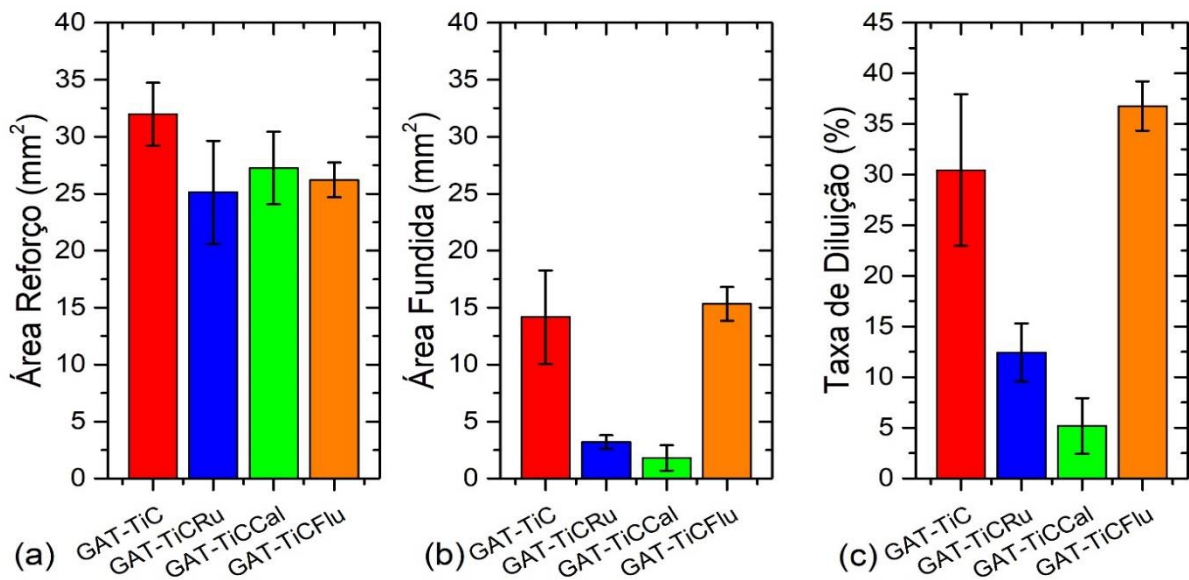


Figura 4.28 – Geometria da seção dos depósitos formados com os arames tubulares.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

De uma forma geral, uma comparação entre os sinais elétricos, Figura 4.24, modos de transferência, morfologia dos cordões, Figura 4.26, e a seção dos depósitos, Figura 4.27, nota-se que nem sempre o processo mais estável é aquele que promove melhores soldas. Entre as condições avaliadas, pode se dizer que os arames GAT-TiCFlu foram aqueles que apresentaram a melhor relação entre a solda depositada e o processo de deposição. Por fim, este comportamento indica que um ajuste nos parâmetros de soldagem para cada condição, poderá alterar esta relação.

4.4.3 Caracterização microestrutural

As micrografias realizadas por microscopia ótica e elétrons retroespalhados (MEV), Figura 4.29, mostraram que, a microestrutura se mostrou repleta de carbonetos de titânio para todas as condições de fluxo nos arames tubulares. Ainda que para cada condição do depósito, a transferência apresentou comportamentos diferente, houve condições em que as frações volumétricas de carbonetos foram maiores que as demais e que a distribuição das partículas ocorreu de forma uniforme ao longo do metal de solda.

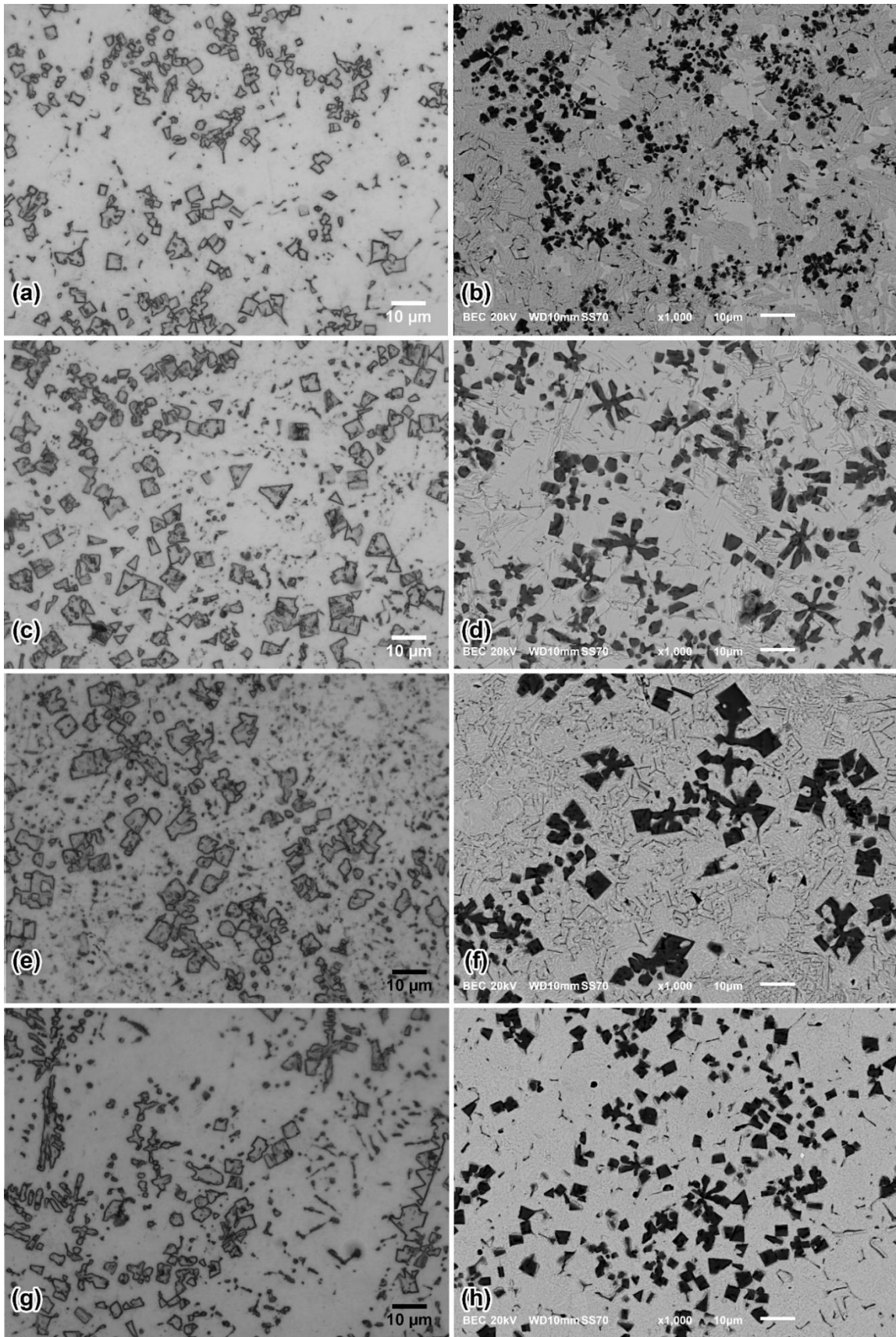


Figura 4.29 – Micrografias das soldas a base de cavacos de titânio (esquerda – microscopia ótica, sem ataque e direita – elétrons retroespalhados, MEV, com ataque). a) e b) GAT-TiC. c) e d) GAT-TiCRu. e) e f) GAT-TiCCal. f) e g) GAT-TiCFlu.

Os difractogramas gerados pelos ensaios de DRX, Figura 4.30, apresentaram espectros semelhantes para todas as condições dos fluxos. As principais fases encontradas foram ferrita, martensita, cementita e os carbonetos de titânio, sendo que os picos de cementita foram mais evidentes nos depósitos GAT-TiC e GAT-TiCFlu. Pelo produto das reações dos elementos químicos presentes (Fe e Ti) e mesmo não terem sido evidenciadas no difractograma e nas micrografias, é possível que intermetálicos do tipo FeTi ou FeTi₂ tenham se formado. Gallo et al. [8] atribuíram que alguns picos de baixa intensidade pode ser atribuídos a presença de fases intermetálicas de ferrotitânio.

Nota-se a solidificação dos carbonetos envoltos por grãos ferríticos, Figura 4.31 e Figura 4.32. As diferenças apresentadas nos aspectos dos grãos que envolve os carbonetos de titânio comparados aqueles mais distantes destas partículas, podem ser atribuídos a quantidade de cementita (Fe₃C) que foram formadas. Já que em uma mesma condição, foi possível encontrar diferentes comportamentos das fases formadas na matriz, esses aspectos apresentados pela microestrutura podem estar relacionados com a distribuição do fluxo nos arames tubulares que, apesar de apresentarem procedimentos criteriosos no processo de preparo, estão sujeitos a ocorrência de segregação dos componentes do fluxo durante o processo de alimentação e trefilação do arame, podendo afetar a microestrutura da solda [51].

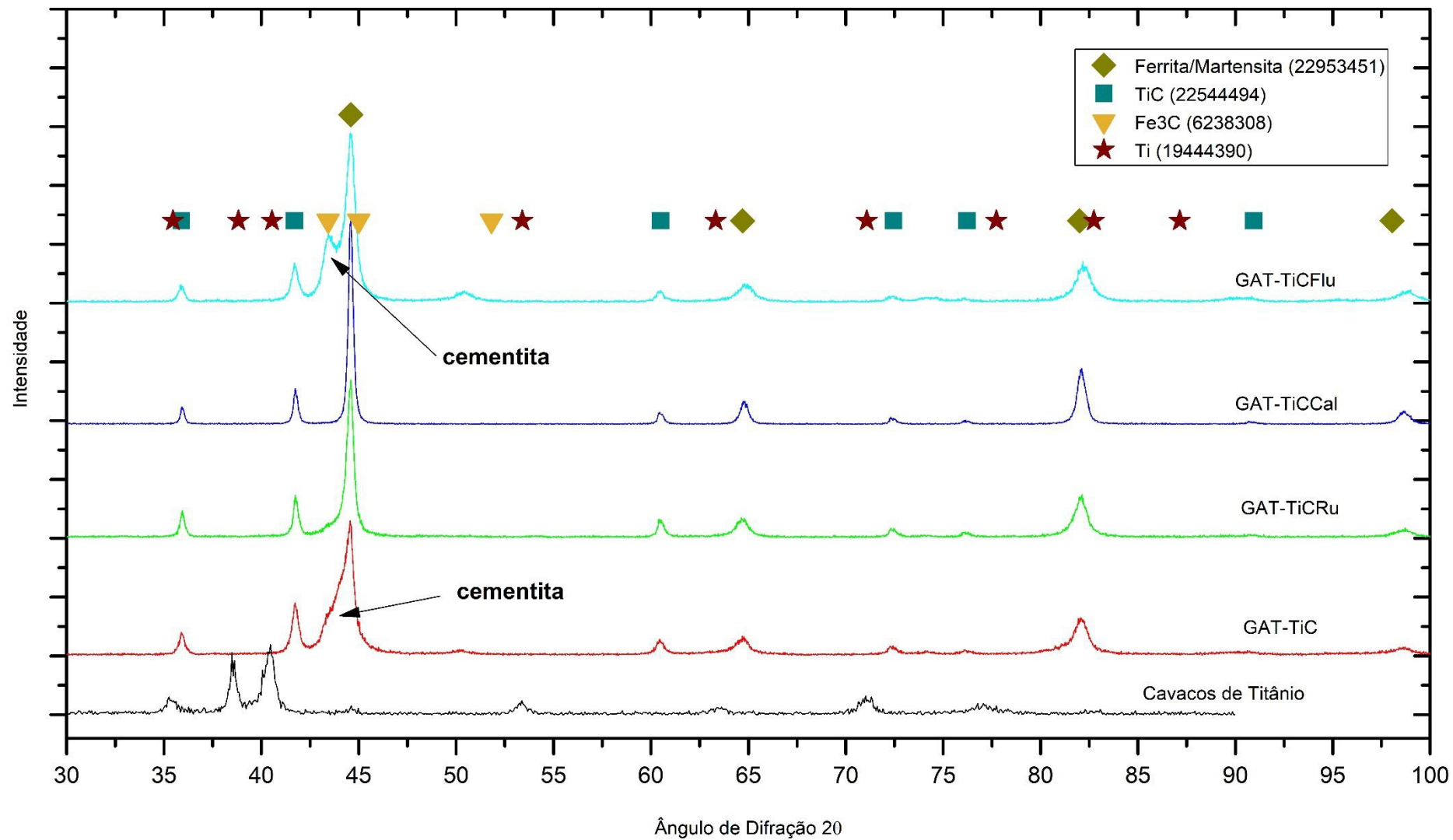


Figura 4.30 – Difractogramas das soldas formadas com diferentes condições dos arames tubulares.

Fonte: dados da pesquisa do autor

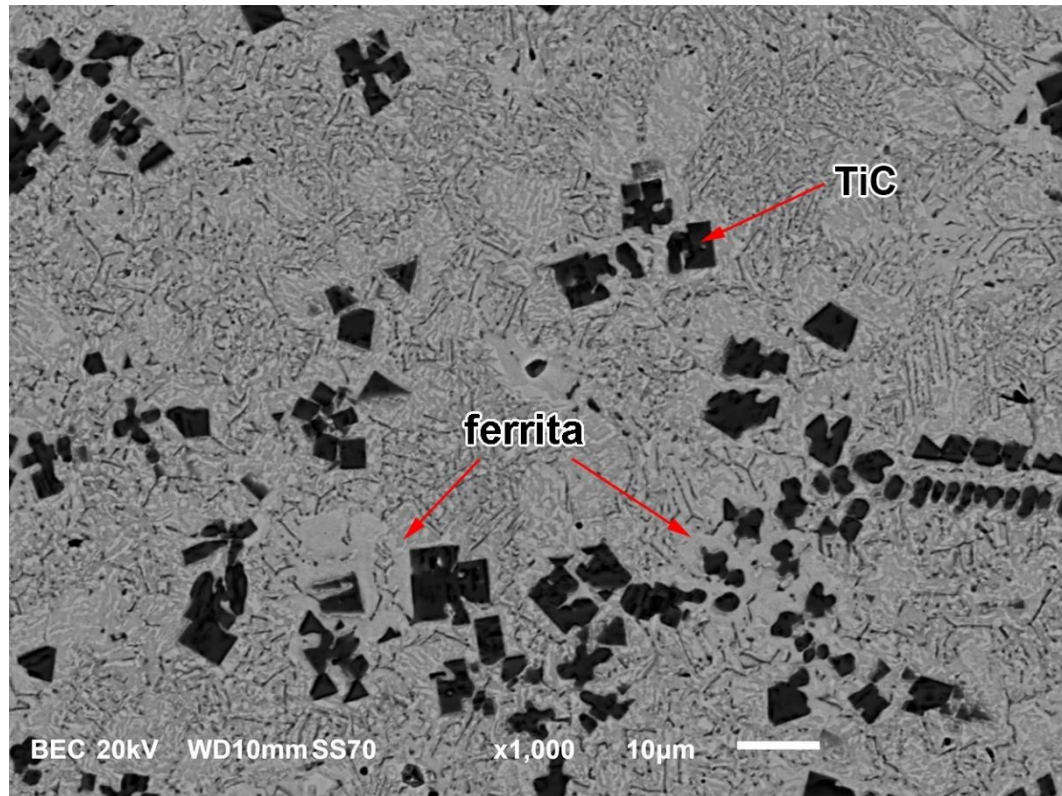


Figura 4.31 – Carbonetos envolvidos por grãos de ferrita – GAT-TiCRu.

Fonte: acervo do autor.

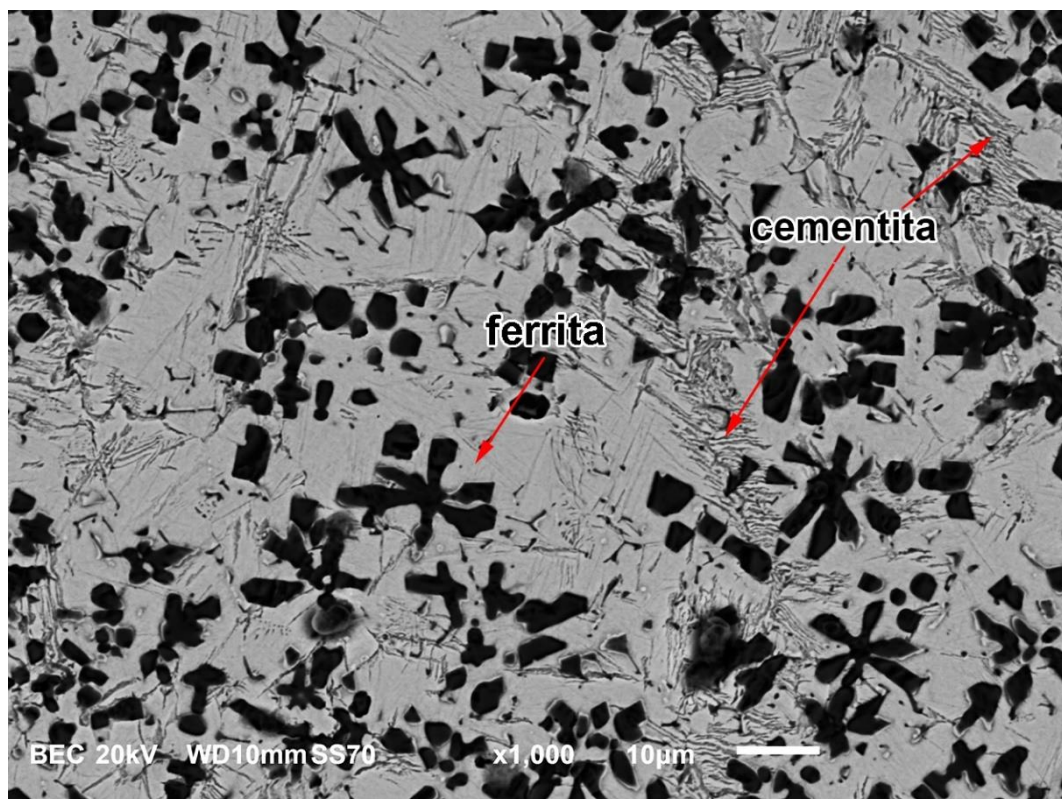


Figura 4.32 - Carbonetos envolvidos por grãos de ferrita – GAT-TiCCal.

Fonte: acervo do autor.

Observando as micrografias dos depósitos na Figura 4.29 em um aspecto geral, para todas as condições do fluxo, nota-se a formação de carbonetos com morfologia predominantemente facetada. Os carbonetos apresentaram formatos de polígonos regulares, irregulares e em alguns casos, partículas com crescimento dendríticos. Esta morfologia apresentada é semelhante a encontradas em outras pesquisas nas quais os autores investigaram a formação de carbonetos de titânio, onde os valores médios de fração volumétrica foram em torno de 25% [7,14]. Outros autores que obtiveram valores superiores de fração volumétrica dos carbonetos apresentaram uma morfologia com tendência a formação de dendritas e partículas arredondadas ou globulares [15,9]. Tais comparações indicam que o teor dos elementos formadores de carbonetos pode ser um fator que afeta a morfologia dos carbonetos de titânio. Os resultados atuais mostraram que partículas facetadas se formaram em regiões com baixas frações volumétricas de TiC. Este comportamento fica mais evidente nas soldas realizadas com os arames de fita grossa onde os teores de titânio e carbono foram menores, devido as baixas taxas de preenchimento do fluxo.

Os arames do tipo GAT-TiCRu apresentaram as maiores frações volumétricas de carbonetos, Figura 4.33(a), possivelmente em função dos baixos valores de diluição da solda, Figura 4.28. Análises estatísticas para os valores de frações volumétricas, mostraram que os depósitos GAT-TiCRu apresentaram diferenças significantes entre as demais condições, Anexo 02. Já os depósitos GAT-TiCCal, foram as condições que apresentaram os menores valores de diluição, Figura 4.28(c) e ao contrário das demais condições, foram as que apresentaram menores frações volumétricas de TiC.

Os arames com fluxos a base de TiO_2 (GAT-TiCRu) e CaCO_3 (GAT-TiCCal) podem promover a dissociação de íons de oxigênio durante a soldagem e desta forma o oxigênio tende a reagir com os elementos de maior afinidade química. Em consequência ao fato que o titânio existe em vários diferentes estados de oxidação e que o oxigênio é altamente reativo no titânio, há uma tendência a promover a formação de óxidos de titânio em ambos os consumíveis [11,70]. A presença do carbono e outros elementos como o alumínio nestas reações, tornam o sistema bastante complexo, pois o oxigênio passa a apresentar a possibilidade de vários produtos de reações, como a formação de CO_2 e/ou Al_2O_3 , dependendo das condições termodinâmicas das reações e disponibilidade de cada um destes elementos. Entretanto, a redução nas frações volumétricas de TiC ocorridas nos arames GAT-TiCCal, pode ser atribuída as possíveis reações entre o titânio e o oxigênio dissociado a partir da calcita, reduzindo assim a oferta do titânio para reagir com o carbono (ou vice-versa) na forma dos carbonetos. A formação de grãos com cementita reduzida pode ser um indicativo de uma perda de carbono

(como em todas as condições as quantidades adicionadas foram iguais), e possivelmente por reações com o oxigênio.

Já para os arames GAT-TiCRu, há de se considerar que para o caso de dissociação do rutilo (elevada estabilidade), o teor de titânio na reação não sofre efeitos, uma vez que o rutilo acrescenta ainda uma oferta extra de titânio na mesma proporção de oxigênio, conforme a estequiometria apresentada. Há de se mencionar que o rutilo também possa ter contribuído para este comportamento a partir da oferta do titânio, ainda que adicionado na forma de óxido pelo fluxo tenha afetado a nucleação e crescimento dos carbonetos [30]. Soldas formadas com diferentes teores de rutilo como componentes do revestimento em eletrodos revestidos mostraram que a quantidade de titânio no metal de solda tem relação proporcional com o teor de rutilo nos consumíveis [52].

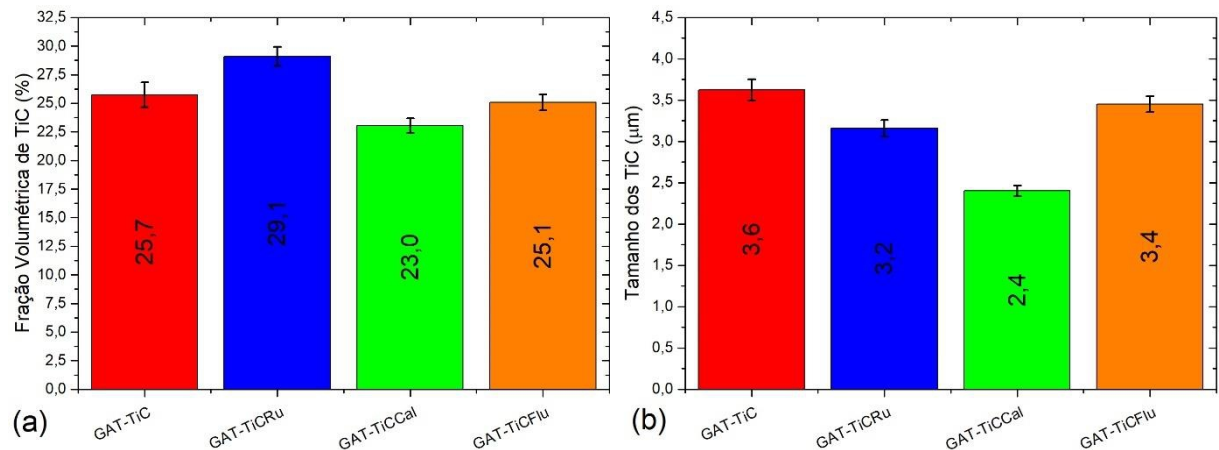


Figura 4.33 – Morfologia dos carbonetos de titânio. (a) Fração volumétrica. (b) Tamanho.

As maiores ofertas de titânio nos depósitos GAT-TiCRu, oriundos dos cavacos e ainda da dissociação do rutilo, pode ter sido a causa principal das maiores frações volumétricas encontradas nestas condições. Houve ainda a formação de aglomerações massivas de carbonetos encontradas na microestrutura, onde se nota um contraste de regiões densas (morfologia não facetada ou arredondadas) e deficientes (morfologia facetada) de carbonetos Figura 4.34. Indentações de dureza realizadas sobre estas partículas apresentaram valores superiores a 2000 HV.

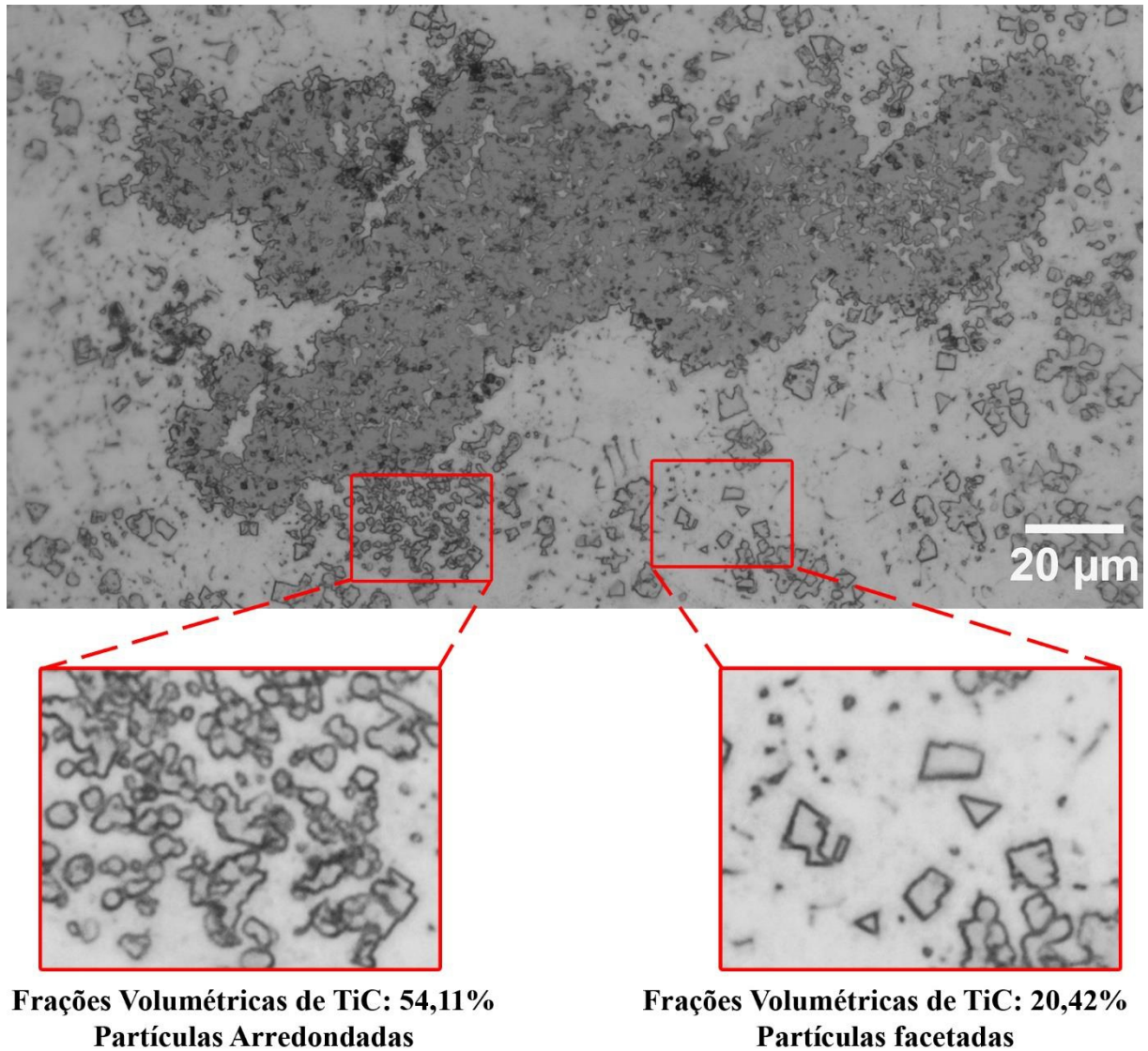


Figura 4.34 – Colônia de TiC observadas nos depósitos GAT-TiCRu apresentando diferentes morfologia das partículas.

Fonte: acervo do autor.

4.4.4 Ensaio de Microdureza

Os carbonetos formados na microestrutura aumentaram consideravelmente os valores de dureza dos depósitos, Figura 4.35. Contudo, nota-se que as fases formadas na matriz da solda afetaram os valores de dureza para cada condição.

Os valores mais elevados de microdureza foram encontrados nos depósitos formados com os arames a base de cavacos de titânio e grafite, sem a adição de outros elementos, GAT-TiC. Conforme já foi mostrado, a análise da microestrutura apresentou regiões com a formação de

martensita, Figura 4.19, estabelecendo maiores valores de dureza no metal de solda, Figura 4.35 (a).

A Figura 4.35(b) apresenta os valores de dureza para os depósitos GAT-TiCRu. Nota-se que mesmo apresentando elevadas frações volumétricas de carbonetos, Figura 4.33(a), nota-se que os valores de dureza foram similares aos depósitos GAT-TiCFlu, Figura 4.35(d). Possivelmente os valores de dureza apresentam esse comportamento em função da cementita formada em cada uma destas microestruturas, Figura 4.32, representado pela intensidade dos picos de difração, Figura 4.30. Acredita-se que estas baixas concentrações de cementita também tenha promovido redução valores de dureza nos depósitos formados a partir da fusão com os arames GAT-TiCCal, Figura 4.35(d), onde ainda como efeito das frações volumétricas reduzidas de TiC, esta condição foi a que apresentou os valores de dureza mais baixo entre todas as condições. As indentações (sob cargas menores, HV0,1) realizadas apenas nas regiões ausentes de carbonetos (matriz), mostram que os valores de dureza nestas regiões apresentaram comportamentos proporcionais com as indentações que atingiram carbonetos e matriz simultaneamente (sob cargas maiores, HV0,3), Figura 4.36.

Os desvios nos valores médios de dureza representam grandes diferenças nas medidas realizadas pelos ensaios de dureza. Esses desvios são resultados da região atingida pelo indentador. Quando o ensaio é aplicado sobre uma região com maiores frações volumétricas de carbonetos, há uma tendência em apresentar valores mais altos do que quando atinge regiões com baixa fração volumétrica. Desta forma, os desvios dos valores podem representar a forma em que os carbonetos estão distribuídos na matriz dos depósitos. Pequenos desvios indicam uma distribuição mais uniforme dos carbonetos. A adição de fluorita promoveu menores desvios nos valores de dureza, como resultado de uma distribuição mais uniforme dos carbonetos na microestrutura.

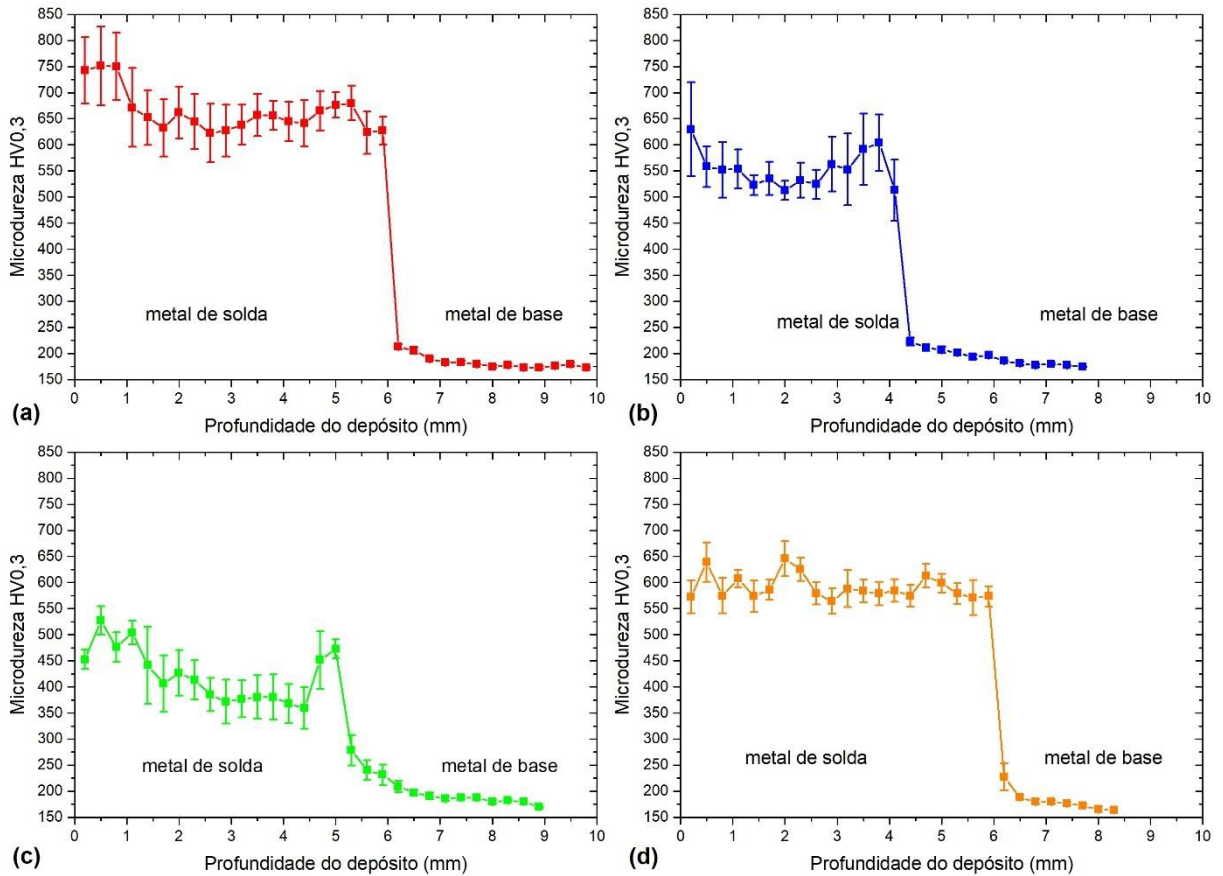


Figura 4.35 – Valores de microdureza dos depósitos. (a) Arame GAT-TiC. (b) Arame GAT-TiCRu. (c) Arame GAT-TiCCal. (d) Arame GAT-TiCFlu.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

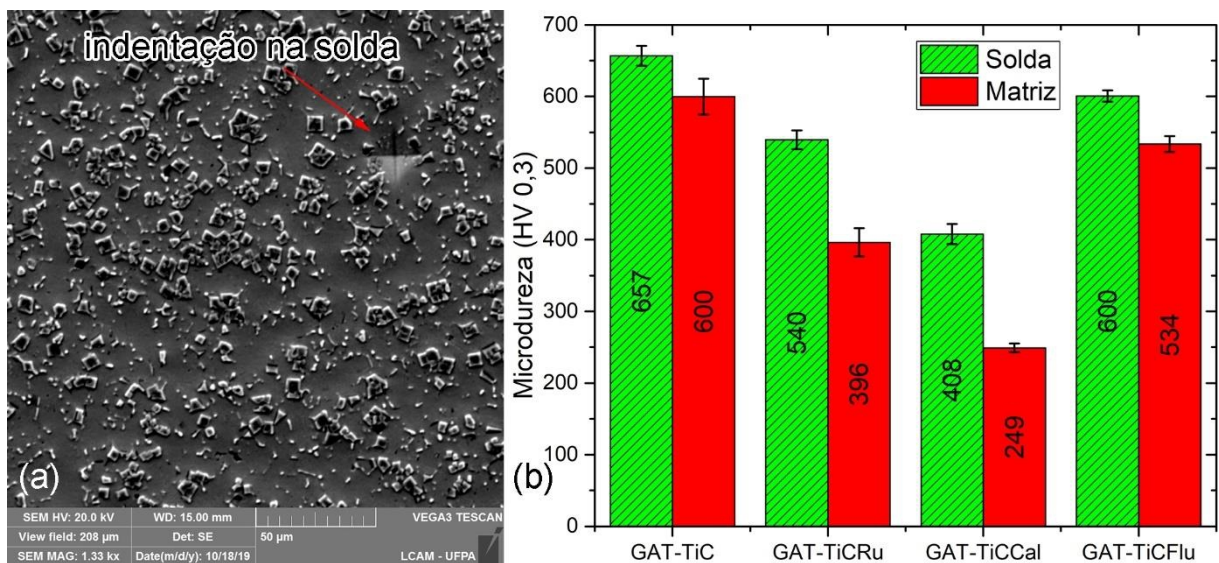


Figura 4.36 – Indentações de dureza. (a) Indicação de uma indentação na solda (atingido TiC e grãos da matriz simultaneamente). (b) Comparação dos valores de dureza realizadas com indentação na solda e na matriz (regiões ausentes de TiC).

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Os depósitos formados com os arames GAT-TiC e GAT-TiCFlu, foram as condições que apresentaram maiores valores de dureza do metal de solda, ainda que apresentando diluições maiores que as demais condições. Geralmente espera-se que menores diluições estabeleçam maiores valores de dureza, ao fato de que a solda terá influência maior do metal de adição, no caso, os arames tubulares. Entretanto os resultados mostraram que o comportamento será afetado a partir de uma combinação entre os TiC e as fases formadas na matriz dos depósitos. Possivelmente o oxigênio presente nos fluxos dos arames GAT-TiCRu e GAT-TiCCal reagiu com o carbono remanescente, descarbonizando a matriz e reduzindo a formação de cementita afetando os valores de dureza.

Há de se considerar que estas condições de soldagem apresentaram baixos coeficientes de diluição, sendo nula em algumas amostras, estabelecendo que a difusão do calor ocorra em menores taxas com o metal de base (por condução) promovendo um resfriamento mais lento da solda, resultando em uma microestrutura com valores de dureza mais baixo.

Os diferentes níveis de dureza podem indicar diferentes aplicações para cada tipo de composição química dos arames tubulares. Os depósitos com baixas frações volumétricas de TiC possivelmente se aplicariam em condições de choques e impactos (elevadas tensões), enquanto que os depósitos com elevadas frações se aplicariam em condições de abrasividade sob baixas tensões.

A adição de um terceiro elemento no fluxo se mostrou com uma evolução nos aspectos da soldabilidade do processo, onde a fluorita apresentou efeitos importantes, se tornando um elemento importante como componente dos fluxos de arames tubulares. A fluorita promoveu redução de porosidades nos depósitos e melhoria do acabamento superficial, sem comprometer a estabilidade do arco elétrico. Entretanto, os aspectos morfológicos dos carbonetos não apresentaram evidências significativas dos efeitos destes elementos adicionados no fluxo. As observações realizadas mostraram que um dos principais efeitos na morfologia dos carbonetos são provenientes das elevadas frações volumétricas dos carbonetos ao longo da microestrutura, promovidos pela maior oferta de carbono e titânio nestas regiões. Regiões densas de TiC apresentaram a formação de morfologia arredondada, ao fato de que em regiões deficientes de carbonetos, apresentaram morfologia facetada, ainda que na forma de dendritas.

Baseado nestas observações, novos experimentos foram realizados para investigar os efeitos da quantidade dos elementos do fluxo (titânio e carbono) sobre a morfologia dos carbonetos.

4.5 Efeitos do teor de titânio na morfologia dos TiC – Soldagem GTAW

4.5.1 Topografia dos depósitos

A Figura 4.37 mostra os resultados da fusão do fluxo a base de cavacos de titânio e grafite, em diferentes quantidades, a partir da utilização do processo GTAW.

Os cordões apresentaram aspectos superficiais mais lisos, comparado aos depósitos realizados com a mesma mistura no fluxo dos arames tubulares, entretanto à medida que se aumenta a quantidade de fluxo, nota-se um aumento na rugosidade superficial do cordão. Como o fluxo possui densidade inferior ao metal de base, a medida em que se aumenta a profundidade do chanfro, o volume do fluxo não é suficiente para compensar a massa removida do metal de base, podendo ser esta uma das causas da formação de vazios nos depósitos.

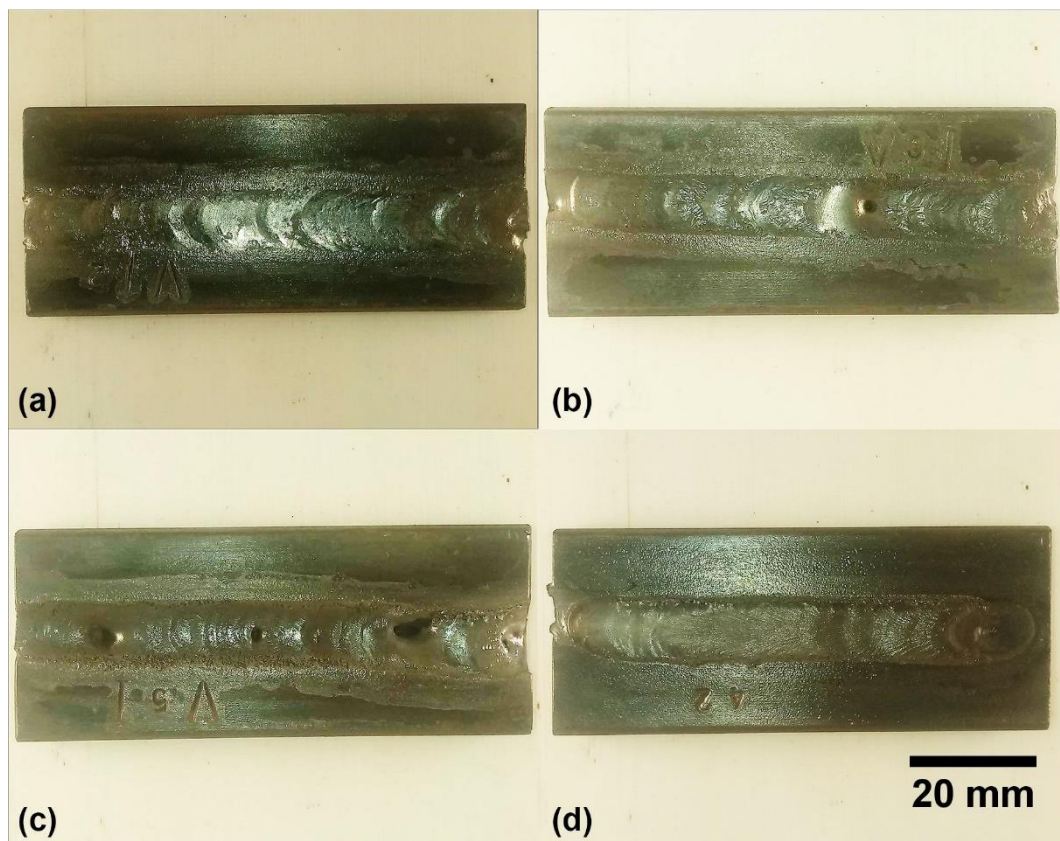


Figura 4.37 – Aspectos topográficos dos depósitos fundidos pelo processo GTAW. (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.

Fonte: acervo do autor.

4.5.2 Sinais elétricos

Há de se considerar que com esta metodologia não houve transferência metálica e a fusão se fez a partir da aplicação do arco elétrico estabelecido pela tocha GTAW, aplicada sobre o fluxo já depositado sobre metal de base. Deste modo, os sinais elétricos mostraram que o comportamento do arco apresentou poucas perturbações para cada condição de soldagem, Figura 4.38 e Figura 4.39. A deposição do fluxo sobre camada, GCC-TiCSC apresentou comportamento diferente quanto aos sinais elétricos, principalmente quando se avalia a elevação nos valores médios de tensão, subindo em média 2V comparado as demais condições.

O comprimento do arco elétrico foi definido a partir da ponta do eletrodo de tungstênio até a superfície do fluxo no metal de base. Para as condições com chanfros, mesmo variando-se a quantidade de fluxo, as laterais do chanfro (metal de base) exercem efeito sobre o comportamento do arco. Já para a condição de sobre camada (GCC-TiCSC), a baixa densidade do fluxo, faz com que quando ocorra a fusão, a mistura assuma um volume menor do que o inicial, aumentando a distância entre a ponta do eletrodo de tungstênio e a superfície da poça de fusão, justificando este aumento na tensão do arco.

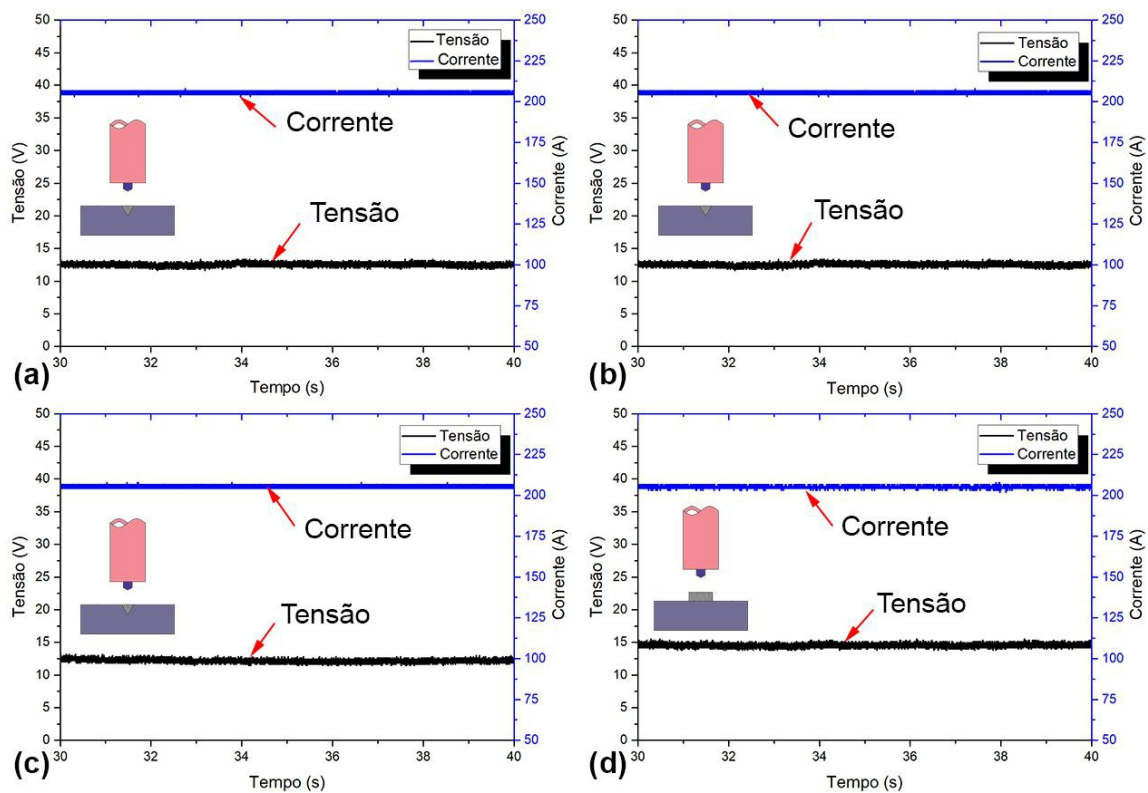


Figura 4.38 – Oscilogramas dos sinais obtidos durante a soldagem GTAW dos corpos de prova.

(a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

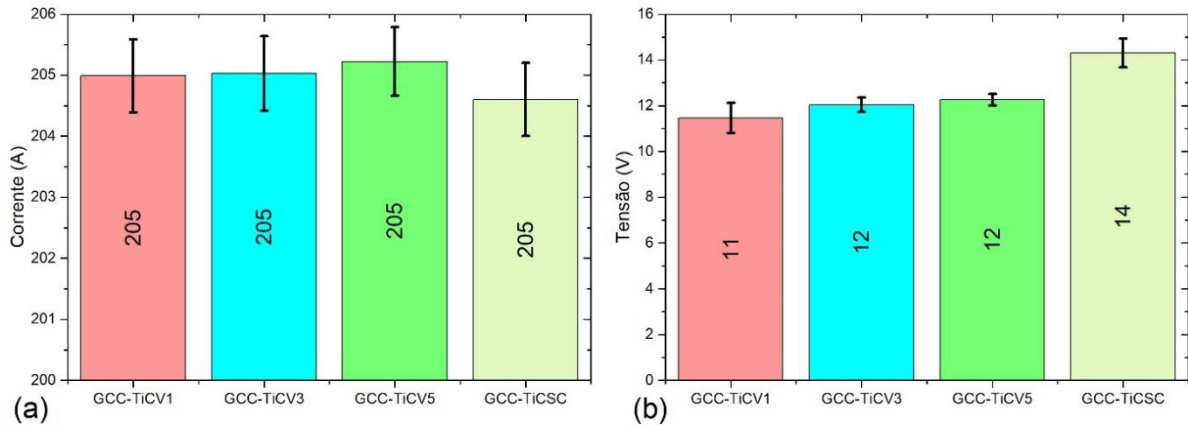


Figura 4.39 – Valores médios dos sinais elétricos na soldagem GTAW.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.5.3 Macrografia das seções

A Figura 4.40 (a-c) apresenta o metal de solda com a indicação do chanfro antes da soldagem. Conforme já observado, o grau de compactação da mistura, devido a presença de vazios, fez com que o volume ocupado após a fusão da mistura fosse menor que o volume anterior da camada, depositada sobre o metal de base. Em todas as condições nota-se ainda a formação de poros e falta de penetração nos chanfros maiores, onde se nota a raiz do chanfro com ausência de material. Poros também foram observados nos depósitos realizados com os arames tubulares, utilizando o fluxo a base de cavacos de titânio e grafite.

Nos depósitos GCC-TiCSC, Figura 4.40(d), a presença de trincas podem estar associadas a formação de carbonetos grosseiros uma vez que se tratam de trincas de contração, uma vez que estas regiões são bastante frágeis. As trincas se formam para alívio de tensão [71,72].

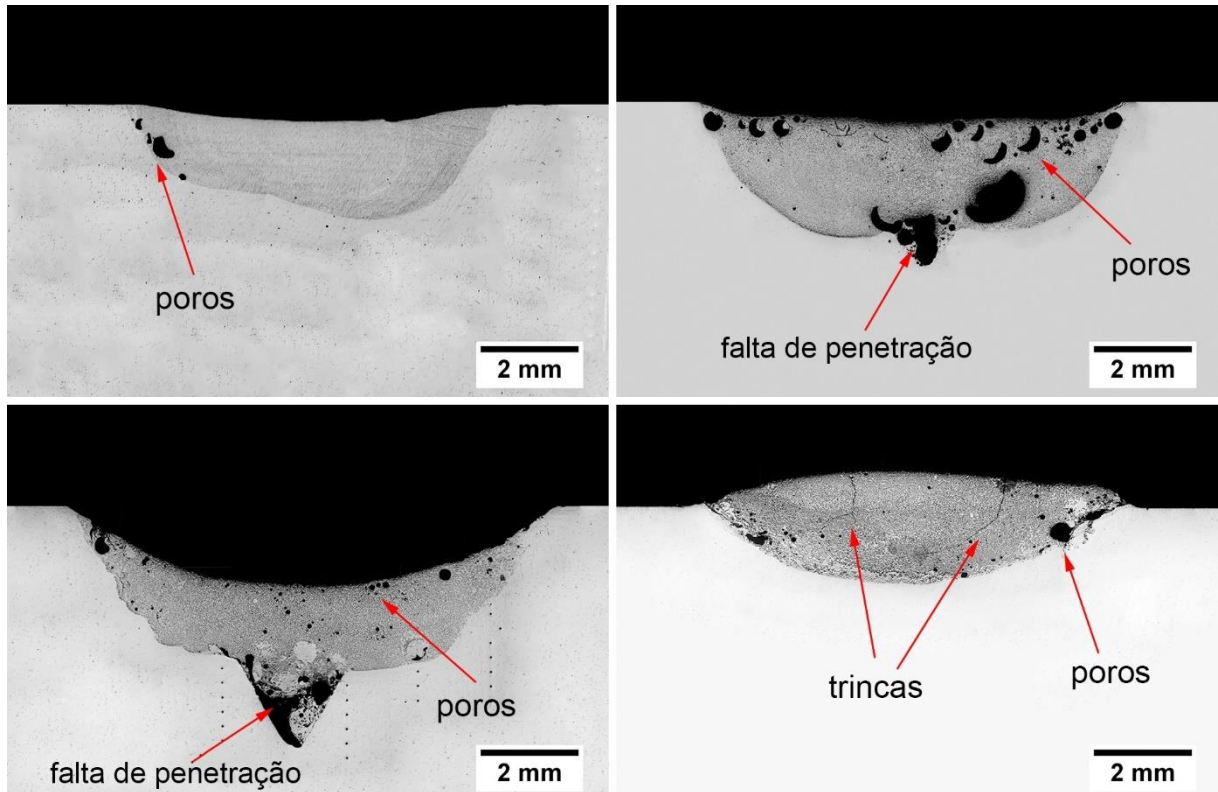


Figura 4.40 – Macrografia das seções dos depósitos fundidos pelo processo GTAW. (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.

Fonte: acervo do autor.

As taxas de diluição calculadas utilizando a Equação 3.17 apresentaram decréscimo nos valores a medida em que se aumentou a profundidade do chanfro, Figura 4.41. Amostras sem chanfros apresentaram os menores valores de diluição, Equação 3.16. Isso se dá devido a presença de vazios na mistura depositada na parte interna do chanfro e diferença de densidade com o volume removido da chapa (metal de base) na usinagem do chanfro. Durante a soldagem, a área ocupada pelo arco elétrico promoveu também a fusão da lateral do chanfro no metal de base, preenchendo chanfro. Entretanto, ainda assim como o volume do fluxo não é suficiente para compensar o volume do metal de base, formaram-se estas concavidades nos cordões que afetaram a diluição. Como a condição GCC-TiCSC não possui chanfro no metal de base, os depósitos promoveram a formação de reforço do cordão, estabelecendo valores mais altos nas taxas de diluição.

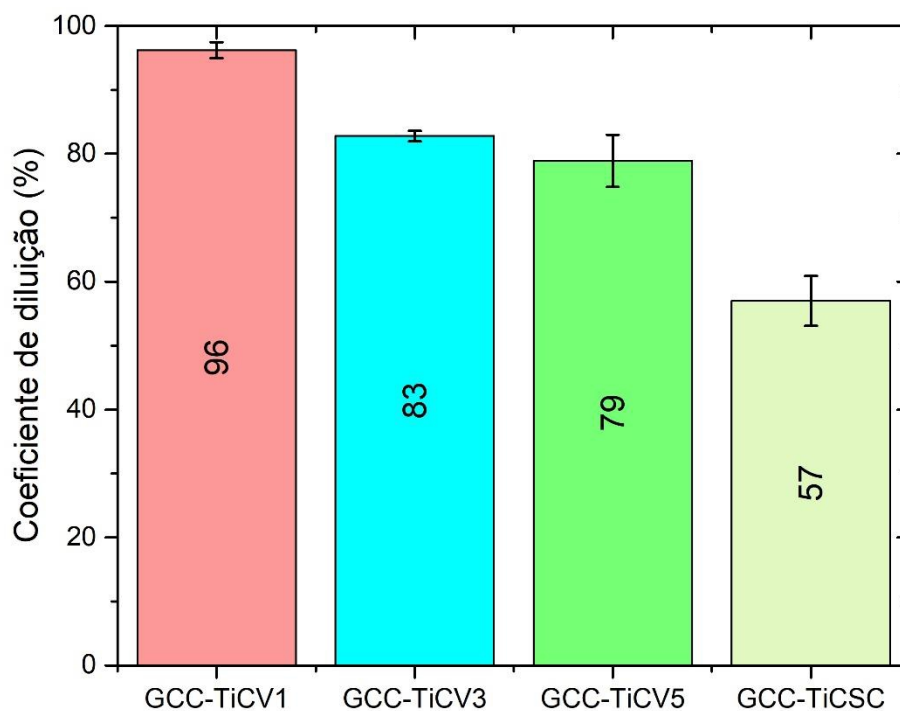


Figura 4.41 – Comparação das taxas de diluição de acordo com o perfil do metal de base.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.5.4 Caracterização microestrutural

Considerando a deposição de revestimentos duros pelo processo GTAW, os coeficientes de diluição apresentaram valores acima daqueles que são reportados pela literatura, onde são recomendados que estes coeficientes devam ser de 10% a 40% [60]. Entretanto, a formação de carbonetos foi evidenciada em todas as condições de soldagem, conforme se observa nos difractogramas, Figura 4.42, nas micrografias, Figura 4.43. Apesar dos elevados coeficientes de diluição já representados na Figura 4.41, os carbonetos foram formados em quantidades consideráveis para estas condições de soldagem., de forma que os menores coeficientes de diluição promoveram maiores frações volumétricas de carbonetos, Figura 4.44.

Os difractogramas gerados pelos ensaios de DRX confirmaram que as fases presentes foram as mesmas encontradas nos ensaios realizados com as amostras dos depósitos formados com os arames tubulares, Figura 4.42.

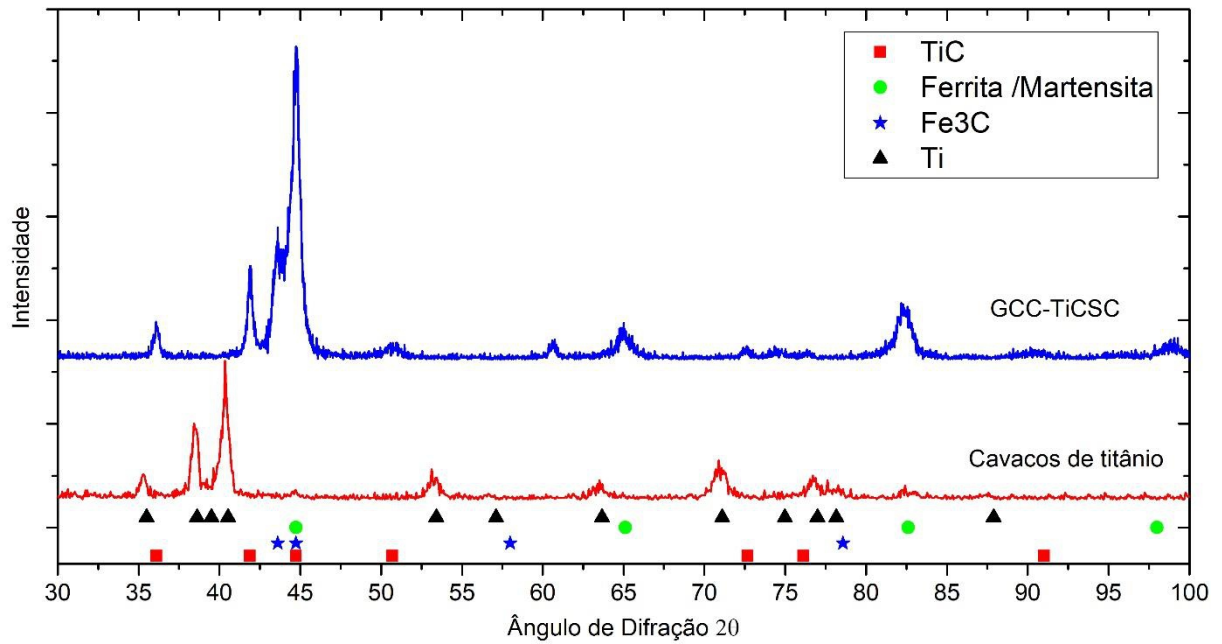


Figura 4.42 – Identificação das fases no processo GTAW – Condição GCC-TiCSC.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

A Figura 4.43 apresenta as micrografias dos depósitos. Observa-se que o aumento na disponibilidade do fluxo afetou a morfologia dos carbonetos, indicando que o aumento nas frações volumétricas tende a afetar a forma dos carbonetos com geometria facetada e não facetada, assim como o tamanho das partículas Figura 4.44, onde as regiões com maiores densidades de TiC apresentaram partículas grosseiras e arredondadas enquanto que as regiões pobres em carbonetos formaram carbonetos dispersos e facetados.

Conforme se aumenta a oferta dos elementos carbonetantes, as partículas evoluem a partir de uma geometria com polígonos facetados (geralmente retangular), Figura 4.43(a-b), dendritas facetadas, Figura 4.43(c-d), dendritas facetadas e não facetadas, Figura 4.43(d-e) e por fim , não facetadas Figura 4.43(g-h).

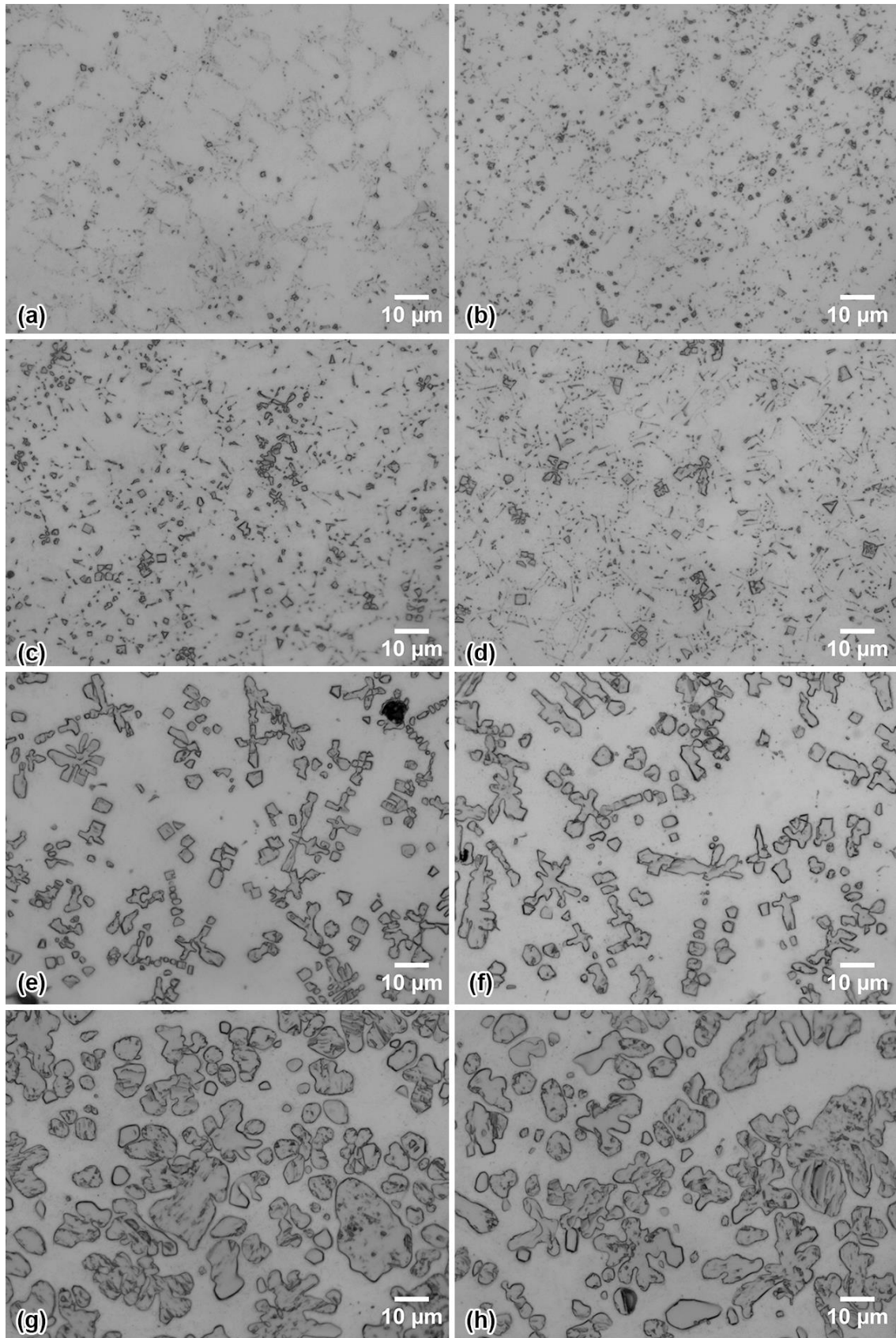


Figura 4.43 – Evolução da morfologia dos carbonetos – sem ataque. (a) e (b) GCC-TiCV1. (c) e (d) GCC-TiCV3. (e) e (f) GCC-TiCV5. (g) e (h) GCC-TiCSC.

Fonte: acervo do autor.

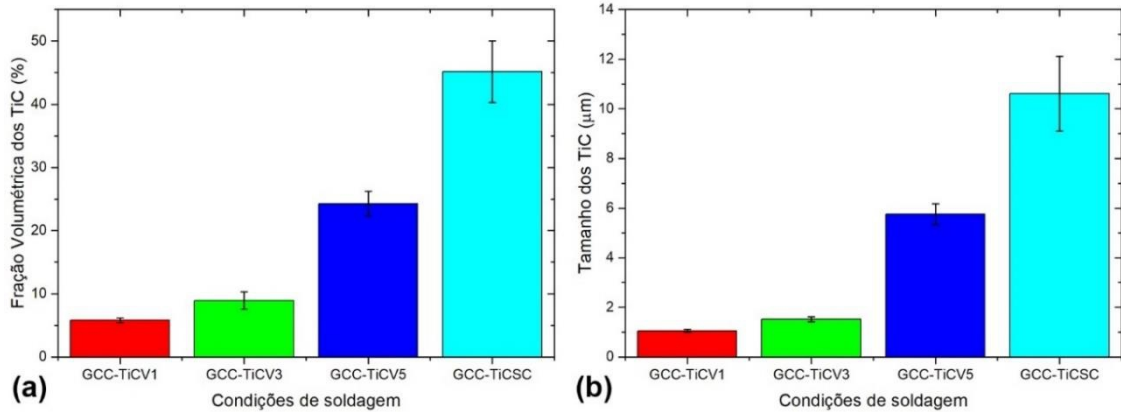


Figura 4.44 – Formação dos TiC na microestrutura. (a) Fração volumétrica. (b) Tamanho dos Carbonetos.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.5.5 Microdureza

Os valores de microdureza estão apresentados na Figura 4.45. Nota-se que a quantidade de fluxo aplicado em cada condição afetou consideravelmente os valores de dureza. Maiores quantidades de fluxo promoveram maiores valores de dureza nos depósitos como resultado das maiores frações volumétricas de TiC.

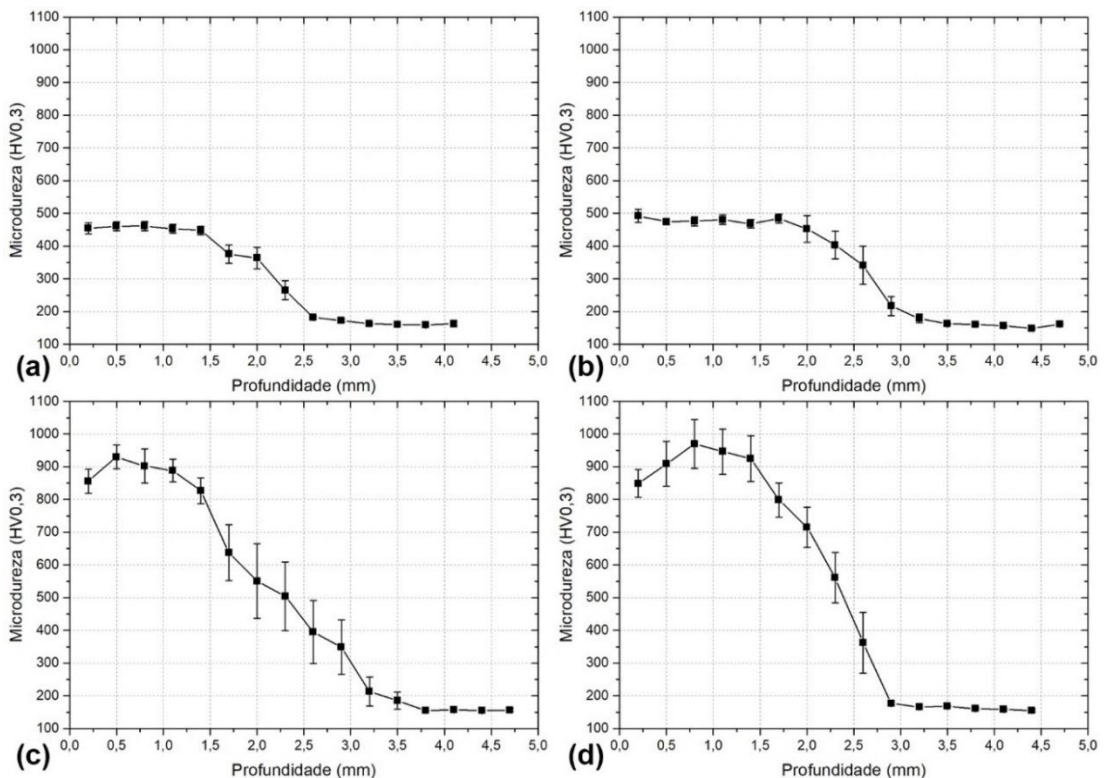


Figura 4.45 – Perfil de Dureza dos depósitos sob a variação da quantidade do fluxo. (a) GCC-TiCV1. (b) GCC-TiCV3. (c) GCC-TiCV5. (d) GCC-TiCSC.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.5.6 Investigação da morfologia dos carbonetos

Outros autores que investigaram os aspectos da morfologia dos carbonetos atribuíram a composição química e a temperatura da poça de fusão como os principais fatores que afetam a morfologia dos carbonetos [21,73]. A temperatura na poça de fusão é afetada pelas taxas de resfriamentos e composição química do metal de solda, entre outras. No presente trabalho, ainda que os parâmetros de soldagem tenham se mantidos constantes para todas as condições, a composição química da poça de fusão foi diferente, de acordo com as proporções do sistema Fe-Ti-C, pela massa de fluxo depositada no metal de base. Entretanto, os resultados mostraram que mesmo a temperatura apresentando valores diferentes, ao longo das regiões do metal de solda, regiões ricas promovem a formação de partículas não facetadas enquanto que regiões pobres em TiC apresentaram morfologia facetadas, independente da região do cordão que estão localizadas.

A formação de carbonetos arredondados ocorreu nos depósitos que apresentaram maiores frações volumétricas de TiC, em consequência de maiores ofertas de titânio e carbono. Emamian et al. [21] reportou que os carbonetos de titânio apresentavam morfologia dendrítica, dendrítica com globular e globular a medida em que a fração volumétrica dos carbonetos apresentava crescimento. A faixa citada foi entre 19% a 57%. As diferenças na forma dos carbonetos foram atribuídas a diferentes temperaturas atingida em determinadas regiões da poça de fusão, sendo esta afetada pelos parâmetros de soldagem ajustados de forma a promover diferentes ciclos térmicos para cada região do cordão de solda. Segundo o autor, este comportamento é evidenciado pelas diferentes morfologias dos TiC. Nas proximidades da linha de solda, por serem as regiões onde são estabelecidas as frentes de solidificação, a temperatura de pico foi inferior a temperatura liquidus do diagrama ternário Fe-Ti-C, estabelecendo um estado semi sólido, promovendo a formação de TiC dispersos e facetados. Quando a temperatura de pico for superior a temperatura liquidus, os carbonetos apresentam crescimento dendrítico e não facetados. Esse comportamento justificaria o fato de não ocorrer uma morfologia predominante que se estendesse desde a linha de fusão até o topo do metal de solda.

A Figura 4.46 apresenta as micrografias em diferentes regiões dos depósitos do presente trabalho. De acordo com o esquema proposto na metodologia, Figura 3.10, as imagens se referem as posições G, C e F, sendo topo, centro e fundo do cordão, respectivamente. As partículas apresentaram formatos uniforme desde a interface com o metal de base até o topo do cordão, principalmente nas condições onde os teores de carbono e titânio são menores. Nas condições GCC-TiCV1, nota-se a formação de carbonetos dispersos no metal de solda. Quando

se aumenta o teor de titânio e carbono, GCC-TiCV3 (em teoria 3 vezes mais que a condição anterior), nota-se pequenas ramificações dendríticas formadas na microestrutura. Este comportamento é observado ao longo de todo o metal fundido. Nos depósitos GCC-TiCV5, os carbonetos apresentam de forma majoritária ramificações. Somente na condição de soldagem com o fluxo sobre camada, GCC-TiCSC (maior quantidade de fluxo e menor diluição), algumas regiões mostram uma diferença na morfologia dos carbonetos em função da região que se localizam, onde se nota carbonetos arredondados nas proximidades da linha de fusão, carbonetos massivos e dendríticos do centro para o topo do cordão.

Comparando estes resultados ao trabalho de Emamian et al. [21], estas regiões muito próxima a linha de fusão são regiões em que a temperatura é inferior a temperatura liquidus, atribuído a taxas de resfriamento mais rápidas, onde deveriam ser formados carbonetos facetados. Entretanto, as micrografias evidenciaram a formação da mesma morfologia em todas as regiões da microestrutura, mostrando que os teores dos elementos titânio e carbono possam ser um fator ser uma variável importante na morfologia dos TiC formados. Chen et al. [19] utilizando de deposição a laser para promover a formação de TiC em chapas de aço inoxidável, apontou que o aumento nas taxas de resfriamento e solidificação, afetadas pelo aumento da velocidade do canhão de laser, não geraram efeitos sobre a geometria dos carbonetos. As micrografias ainda apresentam a formação de dendritas em toda a extensão da seção transversal dos depósitos.

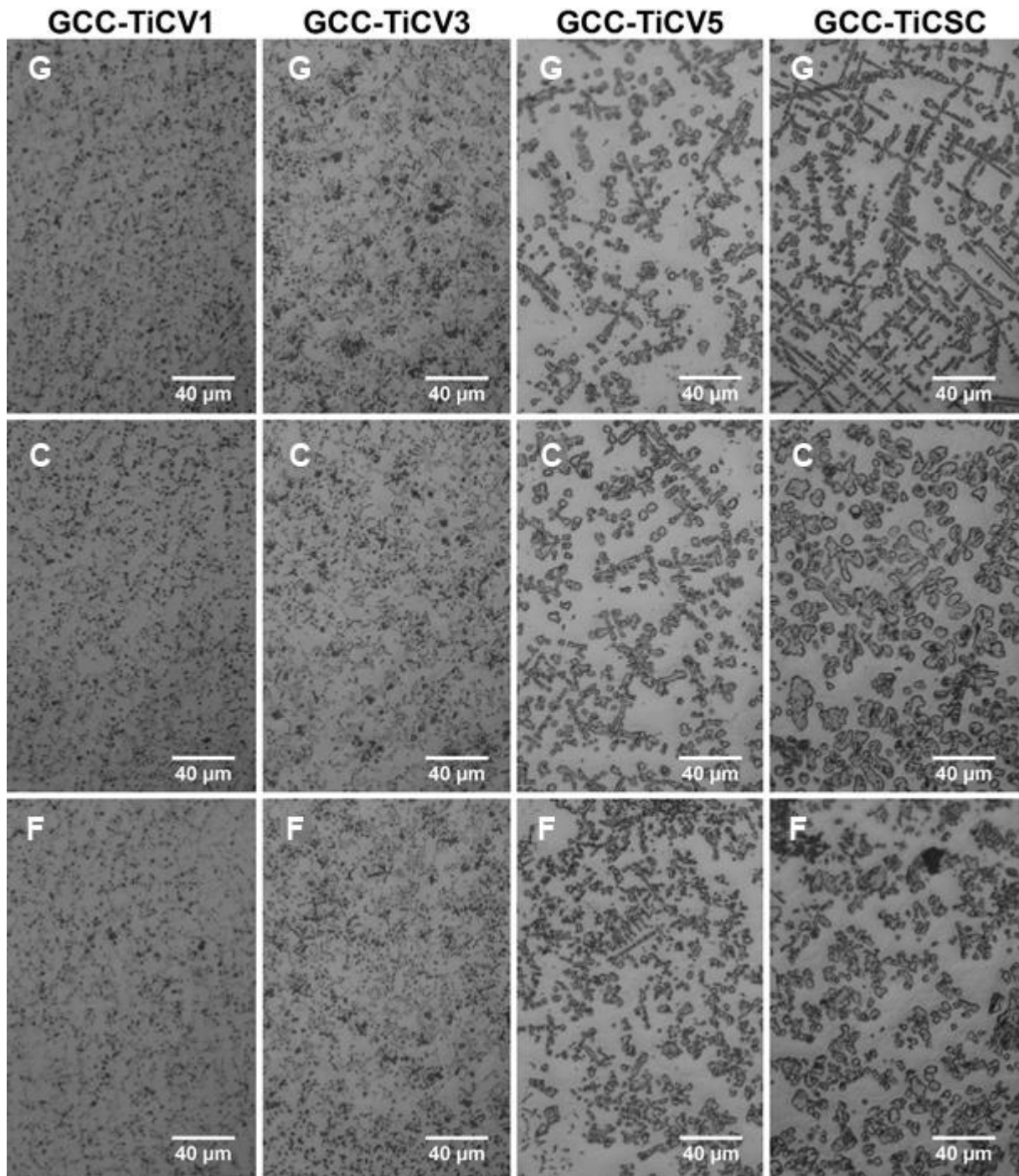


Figura 4.46 – Distribuição dos TiC no metal fundido na região do topo, meio e proximidades da interface com o substrato.

Fonte: acervo do autor.

A Figura 4.47 apresenta aglomerados de TiC encontrados em diferentes regiões dos depósitos. Trata-se de regiões com elevadas frações volumétricas de TiC, apresentando com morfologia dendrítica e arredondada. Apesar de se tratar de regiões com ciclos térmicos diferentes e conseqüentemente variadas taxas de resfriamento, observou-se que esses fatores

não apresentaram efeitos na morfologia dos carbonetos, conforme foi atribuído por Chen et al. [19].

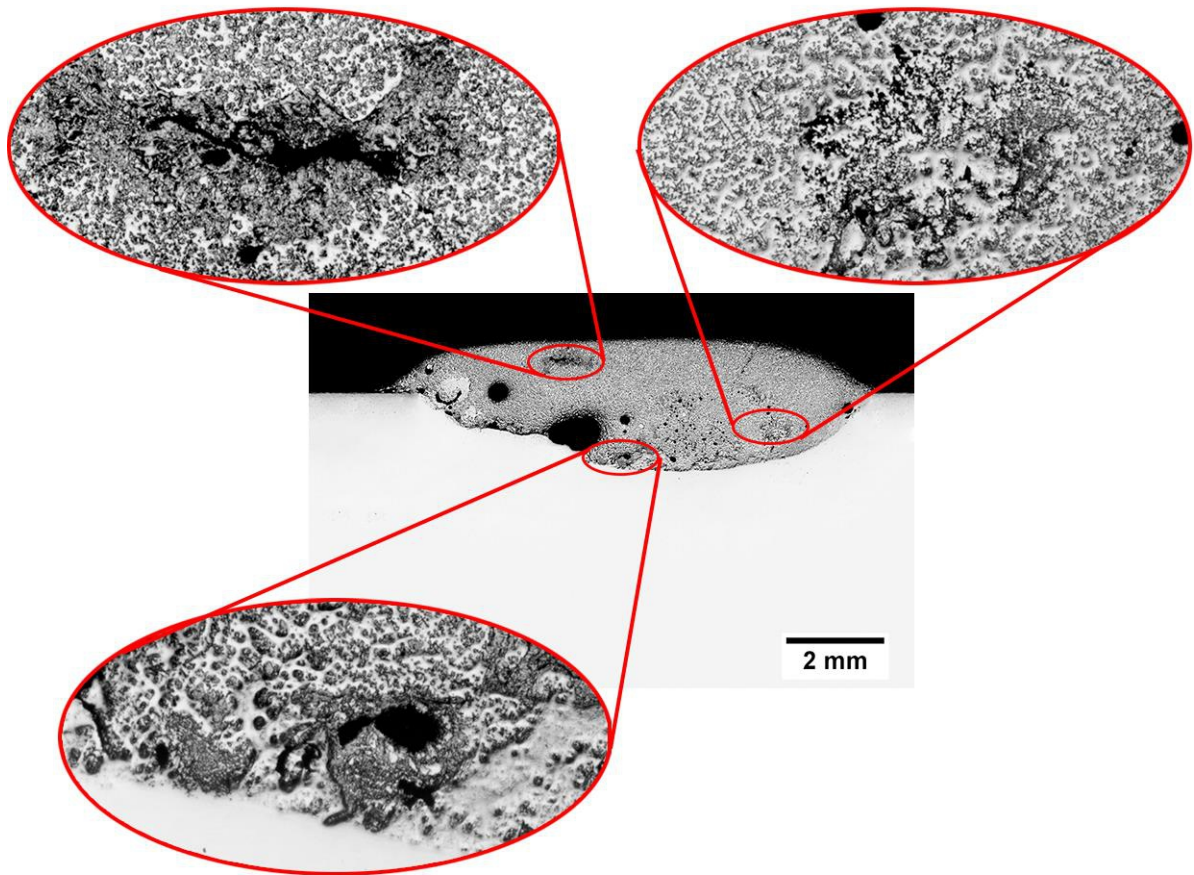


Figura 4.47 – Indicação de regiões com aglomerações de carbonetos com morfologia não facetada em diferentes regiões da seção dos depósitos.

Fonte: acervo do autor.

Baseando-se na composição química do fluxo e nos coeficientes de diluição apresentadas pelos depósitos, a Equação 3.19 foi utilizada para estimar a composição química do metal depositado. Os valores em proporções de massa e proporções atômicas estão apresentadas na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 – Composição química estimada dos depósitos.

DEPÓSITOS	GCC-TiCV1		GCC-TiCV3		GCC-TiCV5		GCC-TiCSC	
	% massa	% atômica	% massa	% atômica	% massa	% atômica	% massa	% atômica
Elemento								
Fe	96,27	93,02	89,61	81,94	80,09	68,02	60,01	44,31
Ti	2,62	2,95	7,54	8,05	14,58	14,45	29,43	25,35
C	0,79	3,55	2,09	8,88	3,94	15,57	7,86	26,97
Outros	0,32	0,48	0,76	1,14	1,39	1,96	2,71	3,36

Fonte: dados da pesquisa do autor.

A Figura 4.48 apresenta o diagrama ternário Fe-C-Ti com a indicação das composições químicas da poça de fusão, considerando as proporções atômicas de cada elemento, com os valores mencionados na Tabela 4.6 [21]. A localização de cada condição do depósito, se dá em função da sua composição química, alocada nas regiões de projeção do líquido determinado pelo diagrama Fe-Ti-C. Nota-se que quanto mais acima e à direita do diagrama, os carbonetos formados apresentaram uma evolução na morfologia das partículas formadas, evidenciando a tendência ao formato arredondado em função do aumento dos elementos formadores de carbonetos de titânio.

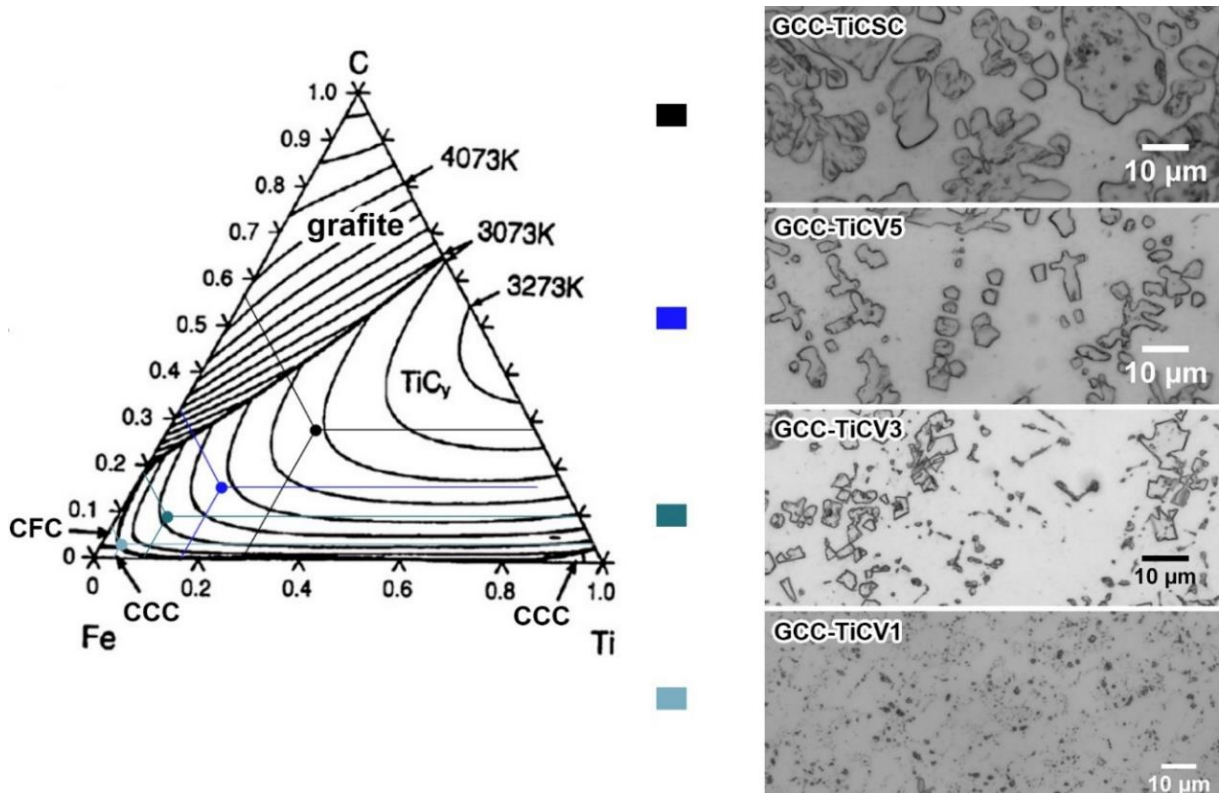


Figura 4.48 – Indicação da morfologia dos TiC confrontados com a composição química no diagrama Fe-Ti-C (% atômica).

Fonte: acervo do autor.

4.6 Considerações Finais

Estendendo a análise para outras condições aplicadas no presente trabalho, adicionados com os resultados de outras investigações reportadas pela literatura, onde a composição química dos depósitos foram citadas, é possível fazer uma comparação, indicando que o diagrama ternário Fe-Ti-C pode também ser utilizado para prever a morfologia dos depósitos formados, conforme apresentado na Tabela 4.7. Os valores foram classificados em ordem crescente com base nos teores de titânio e carbono na microestrutura. A Figura 4.49 sumariza as microestruturas formadas de acordo com a composição química dos depósitos indicados no diagrama Fe-Ti-C.

Como já foi observado, as proporções dos elementos do sistema Fe-Ti-C apresentaram efeitos significantes na morfologia dos TiC, promovendo frações volumétricas dos carbonetos proporcionais a oferta destes elementos de acordo com a composição química do metal de adição (fluxo dos arames tubulares ou camada carbonetante). O aumento nos valores das frações volumétricas foi promovido pelo aumento de titânio e carbono na solda e ao mesmo tempo gerando uma evolução na morfologia dos TiC de partículas finas e facetadas para dendritas grossas e arredondadas.

Tabela 4.7 – Indicação da composição química de depósitos do tipo Fe-Ti-C.

Nº	Condição	Morfologia	-	Fe	Ti	C	Outros
1	GCC-TiCV1	Carbonetos finos e dispersos. Formas facetadas.	Massa (%)	96,27	2,62	0,79	0,32
			Atômico (%)	93,02	2,95	3,55	0,48
2	GAT-TiCe	Carbonetos finos e dispersos. Formas facetadas.	Massa (%)	93,49	4,39	1,57	0,55
			Atômico (%)	87,51	4,80	6,83	0,86
3	GCC-TiCV3	Surgimento de alguns TiC não facetados. Crescimento dendrítico facetado e não facetado.	Massa (%)	89,61	7,54	2,09	0,76
			Atômico (%)	81,94	8,05	8,88	1,14
4	GAT-TiC	Surgimento de alguns TiC não facetados. Crescimento dendrítico facetado e não facetado.	Massa (%)	86,75	9,32	6,12	0,81
			Atômico (%)	76,49	9,59	12,80	1,12
5	Gallo et al.	Surgimento de alguns TiC não facetados. Crescimento dendrítico facetado e não facetado.	Massa (%)	85,27	11,40	3,33	-
			Atômico (%)	74,76	11,66	13,58	-
6	GCC-TiCV5	Surgimento de alguns TiC não facetados. Crescimento dendrítico facetado e não facetado.	Massa (%)	80,09	14,58	3,94	1,39
			Atômico (%)	68,02	14,45	15,57	1,96
7	Fagundes et al.	TiC dendríticos finos e não facetados.	Massa (%)	72,73	19,63	5,63	2,01
			Atômico (%)	58,07	18,29	20,89	2,75
8	Emamian et al.	TiC majoritariamente dendrítico e não facetado. Leve presença de TiC facetados.	Massa (%)	70,00	24,90	5,10	-
			Atômico (%)	57,02	23,66	19,32	-
9	GCC-TiCSC	TiC dendríticos grosseiros com a presença de partículas globulares.	Massa (%)	60,01	29,43	7,86	2,71
			Atômico (%)	44,31	25,35	26,97	3,36
10	Fagundes, J.G.*	TiC Globulares	Massa (%)	37,58	49,26	12,84	0,33
			Atômico (%)	24,18	36,98	38,41	0,42

* Resultado da investigação realizada no mestrado com a utilização de cavacos das ligas de titânio com maior grau de pureza (ASTM F67).

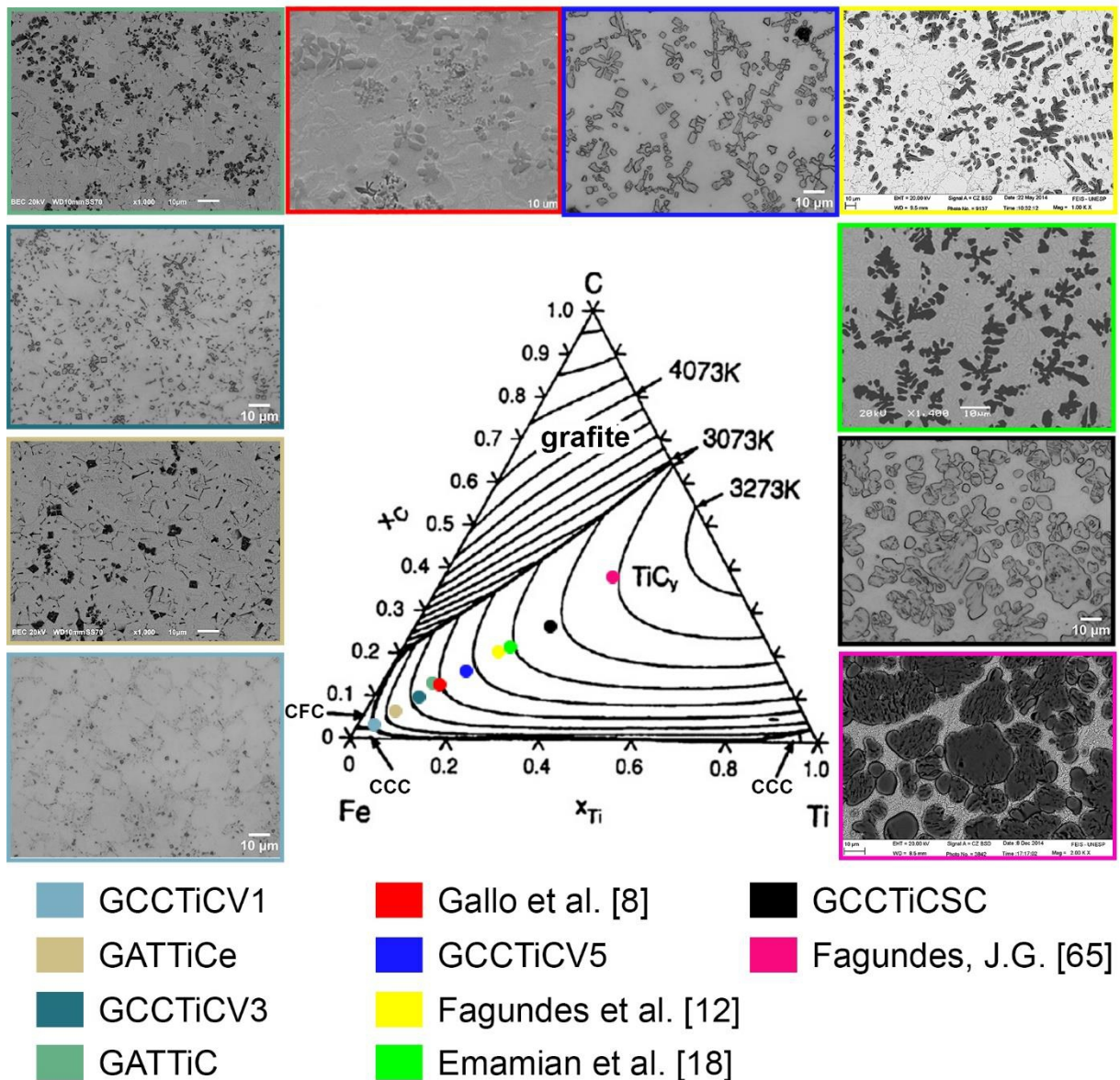


Figura 4.49 – Comparação da posição no diagrama Fe-Ti-C na temperatura de 3073K com a morfologia dos TiC formados.

Fonte: acervo do autor.

Gallo et al. [8] afirmou que a adição de manganês no fluxo promoveu a formação de TiC arredondados. Entretanto nota-se claramente que nas micrografias onde são apontadas esta morfologia, as frações volumétricas de TiC nas regiões indicadas são superiores às demais condições em que se aponta a formação de uma morfologia facetada.

Fagundes et al. [15] e Emamian et al. [21] mesmo utilizando técnicas diferentes de deposição, apresentaram localizações semelhantes no diagrama. Todavia, nota-se pelas micrografias que os aspectos da morfologia dos TiC foram semelhantes, apresentando ramificações dendríticas e não facetadas.

Fagundes [74] utilizando cavacos de titânio de ligas com grau de pureza acima de 99% (ASTM F67) como componentes do fluxo, depositados na forma de pré-camada sobre o metal de base, encontrou partículas com morfologias globulares nos depósitos que apresentaram taxas de diluições com valores mais baixos (36%).

Durante a solidificação o metal líquido é substituído pelo sólido. Como resultado das condições cinéticas e termodinâmicas, no sistema Fe-Ti-C, os carbonetos de titânio (Ti-C) são os primeiros precipitados a se formarem (carbonetos primários), contidos no metal, ainda no estado líquido, sendo que este último tende a apresentar uma redução em proporção nos teores de titânio e carbono, fazendo com que o ferro se torne o elemento majoritário no líquido remanescente. Deste modo a interface entre o sólido (TiC) e o líquido pode apresentar uma variação de comportamento, de acordo com o número de camadas atômicas que a interface entre o sólido e o líquido irão abranger.

As interfaces podem ser lisas ou facetadas (“*smooth*” ou “*faceted*” ou difusas (“*rough*” ou “*difuses*”), determinadas a partir do fator de Jackson (α_j), Equação 2.1 e Equação 2.2, [35,36]. Quando $\alpha_j < 2$, têm-se uma interface difusa, indicando uma maior ocupância dos sítios atômicos na interface S-L. Quando $\alpha_j > 2$, ocorre uma interface facetada, indicando uma camada interfacial com menos sites ocupados ou vazios. Desta forma, maiores quantidades de titânio e carbono disponíveis na poça de fusão promove uma redução nas diferenças estruturais da interface S-L, possivelmente aumentando a ocupância dos sítios atômicos nesta interface estabelecendo a morfologia não facetada como resultado de uma interface difusa.

Análises pontuais por EDS (MEV) mostraram que as matrizes nas regiões em torno dos TiC apresentaram composições químicas diferentes em função da morfologia apresentada pelos carbonetos. A Figura 4.50 apresenta a indicação pontual para análise de EDS nas amostras com elevadas frações volumétricas onde se formou carbonetos arredondados. A composição química é apresentada pela Tabela 4.8. A Figura 4.51 apresenta a indicação pontual de EDS nas amostras com morfologia dendrítica e a composição química é apresentada na Tabela 4.9. Nota-se que a morfologia globular se formou na microestrutura onde a matriz apresenta teores mais elevados de titânio, enquanto que as dendritas e carbonetos dispersos se formaram onde os teores de titânio foram baixos.

Deste modo, pode se dizer que a interface S-L é afetada pelos teores de titânio e carbono, em função principalmente da composição do líquido remanescente, que irá determinar a sequência de precipitados e o caminho de solidificação dos carbonetos.

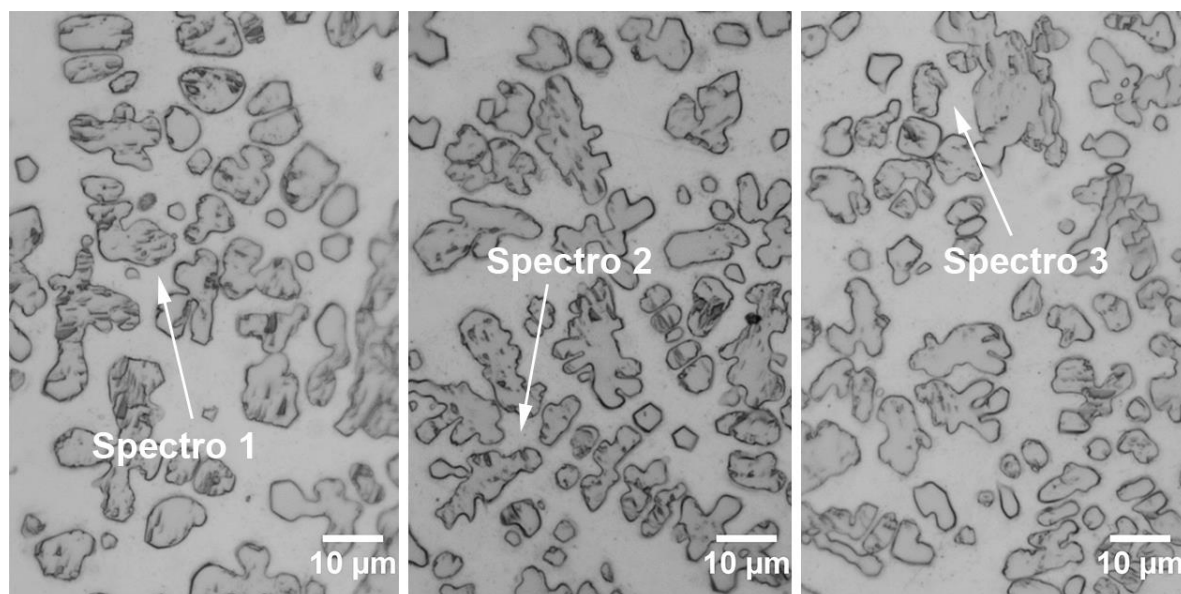


Figura 4.50 – EDS de apontamento na matriz em uma região de carbonetos arredondados.

Fonte: acervo do autor.

Tabela 4.8 – Composição química da matriz em torno dos TiC arredondados.

Elemento	Spectro 1		Spectro 2		Spectro 3	
	Atômico (%)	Massa (%)	Atômico (%)	Massa (%)	Atômico (%)	Massa (%)
C*	8,33	1,99	9,11	2,18	11,30	2,48
Al	5,34	2,88	4,07	2,19	4,23	2,34
Ti	5,27	5,03	5,12	4,93	6,29	6,16
V	2,00	2,04	1,89	1,91	1,80	1,87
Mn	0,47	0,51	0,52	0,57	0,46	0,51
Fe	78,59	87,56	79,28	88,23	75,92	86,64

* Os resultados para elementos de baixo número atômico apresentam valores imprecisos em análise de EDS.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

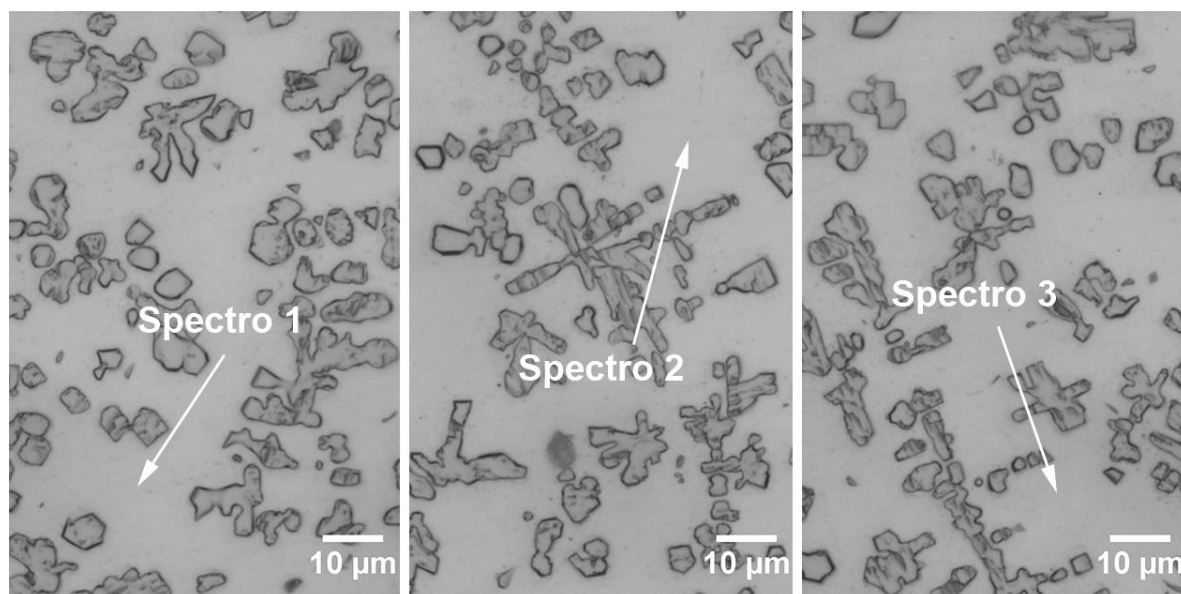


Figura 4.51 - EDS de apontamento na matriz em uma região de carbonetos dendríticos.

Fonte: acervo do autor.

Tabela 4.9 - Composição química da matriz em torno dos TiC dendríticos e dispersos.

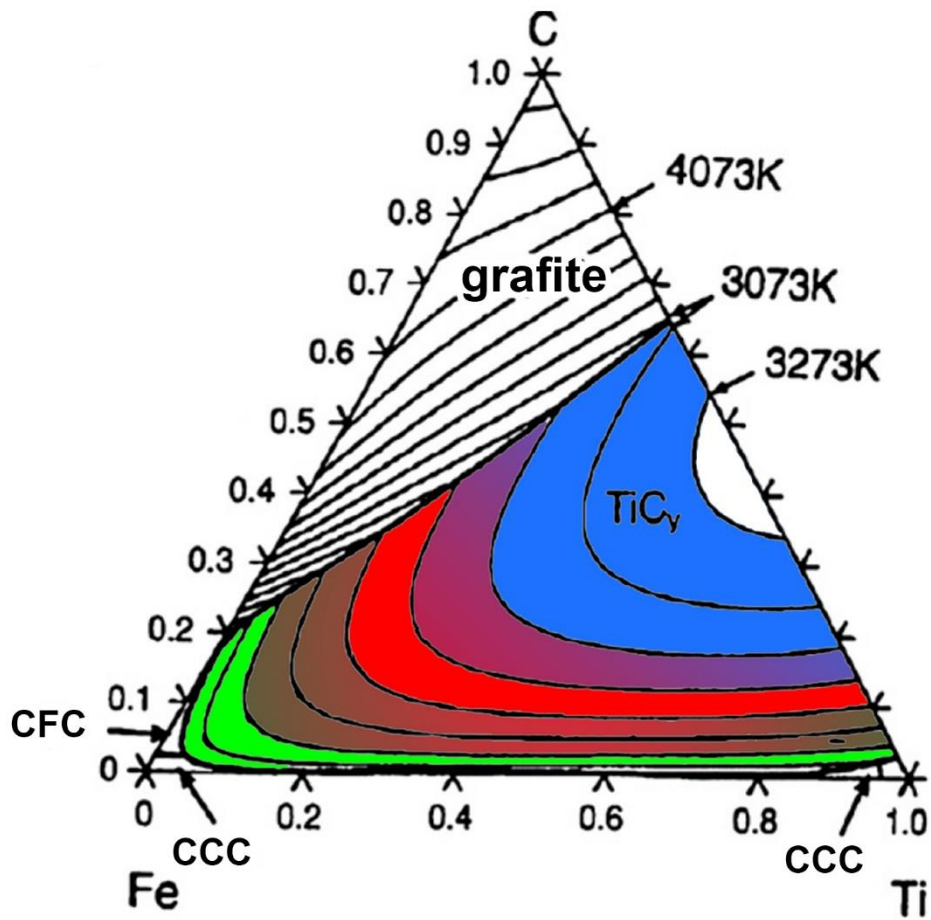
Elemento	Spectro 1		Spectro 2		Spectro 3	
	Atômico (%)	Massa (%)	Atômico (%)	Massa (%)	Atômico (%)	Massa (%)
C*	12,45	3,01	11,85	2,85	12,88	3,12
Al	1,86	1,01	2,24	1,21	2,20	1,20
Ti	0,57	0,55	1,15	1,10	1,11	1,08
V	0,39	0,40	0,38	0,38	0,43	0,43
Mn	0,64	0,71	0,49	0,53	0,58	0,65
Fe	84,09	94,32	83,90	93,92	82,81	93,51

* Os resultados para elementos de baixo número atômico apresentam valores imprecisos em análise de EDS.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

4.7 Modelo proposto para prever a variação na morfologia dos TiC

Baseando-se nos resultados e discussões dos capítulos anteriores é possível propor uma adaptação no diagrama ternário Fe-Ti-C para prever a morfologia dos TiC formados de acordo com a composição química, a partir da temperatura onde se inicia a nucleação dos carbonetos. O diagrama poderá ser dividido em 5 regiões de acordo com a morfologia estabelecida, Figura 4.52.



- TiC dispersos e facetados
- Transição: dispersos facetados para dendríticos
- Dendríticos
- Transição: dendríticos para não facetados
- TiC não facetados e globulares

Figura 4.52 – Modelo proposto para prever a morfologia dos TiC formados.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

5 CONCLUSÕES

O reaproveitamento de cavacos de titânio como componentes do fluxo em arames tubulares do tipo MCAW se mostrou viável, considerando que sob condições semelhantes, quanto ao teor de titânio presente nos consumíveis, os resultados encontrados apresentaram comportamento similar aos estudos onde foram utilizados pós das ligas comerciais de titânio. Projetando uma elevada demanda deste produto, o processo de moagem dos cavacos necessita de novas tecnologias visando aumentar a produtividade.

A adição de fluorita no fluxo dos arames MCAW a base de cavacos de titânio e grafite se mostrou como um componente de grande importância uma vez que foi o fluxo que apresentaram os melhores aspectos, considerando a relação entre soldabilidade, descontinuidades e dureza dos depósitos formados.

As maiores frações volumétricas nas microestruturas dos depósitos a partir da utilização dos fluxos com a adição de rutilo, indicaram que o titânio na forma de óxido (TiO_2) também pode ser utilizado com oferta de titânio para a formação de TiC, desde que um outro elemento possa reagir com o oxigênio (no caso o Al).

A morfologia dos TiC apresenta relação direta com os teores de titânio e carbono presentes no metal de solda. Maiores teores destes elementos promoveram a formação de TiC não facetados, enquanto que regiões deficientes promoveram a formação de TiC facetados. Este comportamento foi observado em diferentes regiões do cordão sob diferentes processos de soldagem, mostrando que esses teores promovem um aumento no tempo de reação dos carbonetos dentro das condições favoráveis de formação.

A morfologia dos carbonetos encontrada no metal de solda depositado com os arames tubulares não apresentou grandes diferenças geométricas entre si, devido às taxas de preenchimento do fluxo apresentada. Para que os arames tubulares estabeleçam efeitos mais significativos sobre a morfologia, esta variável deverá apresentar valores maiores.

A dureza dos depósitos foi afetada pelas frações volumétricas dos TiC, onde maiores frações volumétricas apresentaram maiores valores de dureza e conseqüentemente, a morfologia não facetada (observado em elevadas frações volumétricas disponibilizadas devido aos elevados teores de Ti e C) irão promover maiores valores de dureza comparadas nas microestruturas com a presença de TiC facetados.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Análise de desgaste para investigar o comportamento tribológico na soldagem com os arames tubulares com fluxo a base de cavacos de titânio.
- Verificar os efeitos da adição simultânea na combinação entre rutilo, calcita e fluorita no fluxo.
- Utilização de cavacos com ligas de maior grau de pureza do titânio. (ASTM F67 – 99%).
- Promover a formação de carbonetos mistos a partir da adição de outros elementos no fluxo tais como cromo, nióbio, etc.
- Outras alternativas para o reaproveitamento de resíduos para a formação de revestimento duros como a aplicação de pastilhas de metal duro a base de carbonetos de tungstênio, descartadas dos processos de usinagem.

REFERÊNCIAS

1. GAHR, Z. K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. 1^o. ed. New York: Elsevier, v. 10, 1987.
2. HENDERSON, L.; BULLOCH, J. H. Alloy Classification of Hardfacing Materials. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 47, p. 127-158, 1991.
3. BULLOCH, J. H.; HENDERSON, J. L. Some Considerations of Wear and Hardfacing Materials. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 1990. 251-267.
4. HOLLECK, H. Material Selection for Hardfacing. **Journal of Vacuum Science e Technology**, Harlsruhe, 1986. 2660-2669.
5. MELLOR, B. G. **Surface Coatings for Protection Against Wear**. Boca Raton: Woodhead Publishing Limited, 2006.
6. PIERSON, H. O. **Handbook of refractory carbides and nitrides**. New Jersey: Noyes Publications, 1996.
7. WANG, X. H. et al. Fabricating TiC particles reinforced Fe-based composite coatings produced by GTAW multi-layers melting process. **Materials Science and Engineering** **441**, 2006. 60-67.
8. GALLO, S. ; ALAM, ; O'DONNELL,. In-situ synthesis of titanium carbides in iron alloys using plasma transferred arc welding. **Surface & Coatings Technology** **225**, 2013. 79-84.
9. PENG, D. X. et al. Wear behavior of ceramic powder clad on carbon steel surface by gas tungsten arc welding. **Industrial Lubrication and Tribology** **65/2**, 2013. 129-134.
10. MOGHADDAM, H. Z.; SHARIFITABAR, ; ROUDINI, G. Microstructure and wear properties of Fe–TiC composite coatings produced by submerged arc cladding process using ferroalloy powder mixtures. **Surface and Coatings Technology** **361**, 2019. 91-101.

11. LIU, X.; CHU, ; DING, C. Surface modification of titanium, titanium alloys, and related materials for biomedical applications. **Materials Science and Engineering R** **47**, 2004. 49-121.
12. ASTM INTERNATIONAL. F 136 - 02A. **Standard specification for wrought titanium-6aluminum-4vanadium eli (extra low interstitial) alloy for surgical implant applications (unsr56401)**, 2002. 1-4.
13. NEODENT. Página Inicial. **A Straumann Group Band**. Disponível em: <<https://www.straumann.com/neodent/br/pt/discover/portal.html>>. Acesso em: 2019.
14. XINHONG, W. et al. Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi composite coating prepared by gas tungsten arc welding. **Wear**, 2005. 705-710.
15. FAGUNDES, J. G. J.; VENTRELLA, V. A.; GALLEGO, J. Recycling of titanium chips for hardfacing. **Soldagem e Inspeção**, v. 20, p. 117-127, 2015.
16. FAGUNDES JÚNIOR, J. G. et al. Application of titanium machining chips in welding consumables for wear-resistant hardfacing. **Welding International Vol 30 (7)**, 2016. 520-526.
17. FAGUNDES, J. G. et al. Formation of TiC by the application of Ti6Al4V machining chips as flux compounds of tubular wires. **Journal of Physics: Conf. Series 1126**, 2018. 1-7.
18. PENG, D.-X. The effects of welding parameters on wear performance of clad layer with TiC ceramic. **Industrial lubrication and tribology**, Chung-Li, Taiwan, 2012. 303-311.
19. CHEN, Y.; WANG, H. M. Growth morphology and mechanism of primary TiC carbide in laser clad TiC/FeAl composite coating. **Materials Letters** **57**, 2003. 1233-1238.
20. LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. Analysis of wear resistance of hardfacing applied by welding in sugarcane shredder. **Soldagem e Inspeção**, 2009. 94-102.
21. EMAMIAN, ; CORBIN, ; KHAJEPOUR,. Effect of laser cladding process parameters on clad quality and in-situ formed microstructure of Fe–TiC composite coatings. **Surface & Coatings Technology** **205**, 2010. 2007-2015.
22. XINBA YAER, K. S. H. M. T. K. T. M. Erosive Wear Characteristics of Spheroidal Carbides Cast Iron. **Wear**, Osaka, 2008. 947-957.

23. COTTON, F. A.; WILKINSON, G. **Advanced Inorganic Chemistry**. 3^o. ed. New York: Jonh Wiley & Sons, 1972.
24. RAMALINGAM, S. Stoichiometry of TiC and its significance to the performance of hard metal compacts. **Materials Science and Engineering (29)2**, 1977. 123-129.
25. JONSSON,. Assessment of the Fe-Ti System. **Metallurgical And Materials Transactions B (29B)**, 1998. 361-370.
26. SHATYNSKI, S. R. The Thermochemistry of Transition Metal Carbides. **Oxidation of Metals (13)**, 1978. 105-118.
27. SHACKELFORD, J. F.; ALEXANDER, W. **Materials Science and Engineering Handbook**. 3^a. ed. Boca Raton: CRC Press, 2001.
28. OLIVEIRA, D. L. **Construção de um equipamento de ensaio de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa para análise do desgaste em revestimento duro aplicado por soldagem**. Ilha Solteira: Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira Dissertação (mestrado), v. 84f, 2015.
29. FAGUNDES, J. G. J. et al. Estudo Comparativo entre Soldas Contendo Diferentes Carbonetos (Cromo ou Titânio), Visando a Produção de Revestimentos Resistentes ao Desgaste. **XLI CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem - Associação Brasileira de Soldagem**, Salvador, 12-15 Outubro 2015. 1-9.
30. SAHOO, ; KOCZAK, M. J. Analysis of in situ formation of titanium carbide in aluminum alloys. **Materials Science and Engineering, A144**, 1991. 37-44.
31. KARANTZALIS, A. E. et al. Solidification observations of vacuum arc melting processed Fe–Al–TiC composites TiC precipitation mechanisms. **Materials Characterization 62**, 2011. 1196-1204.
32. LIU, D.; LIU, R.; WEI, Y. Effects of Titanium Additive on Microstructure and Wear Performance of Iron-Based Slag-Free Self-Shielded Flux-Cored Wire. **Surface & Coatings Technology 207**, 2012. 579-586.
33. HSIEH, C. et al. Microstructural evolution with various Ti contents in Fe-based hardfacing alloys using a GTAW technique. **Metals and Materials International 20 (4)**, 2004. 701-712.
34. MODENESI, P. J. **Solidificação: notas estendidas**. Belo Horizonte, p. 100. 2018.

35. CAHN, R. W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. 4^a. ed. Oxford: Elsevier Science B. V., v. I, 1996.
36. JACKSON, K. A. Crystal growth kinetics. **Materials Science and Engineering** **65**, 1984. 7-13.
37. CHEN, Y.; WANG, H. M. Growth morphologies and mechanisms of non-equilibrium solidified MC carbide. **Journal of Materials Research** **21(2)**, 2006. 375-379.
38. KARANTZALIS, A. E.; LEKATOU, A.; TSIRKA,. Solidification observations and sliding wear behavior of vacuum arc melting processed Ni–Al–TiC composites. **Materials Characterization** **69**, 2012. 97-107.
39. YANG, B. et al. TiC particulate-reinforced Al–20Si–5Fe composite fabricated by melt in situ reaction spray forming. **Journal of Materials Processing Technology** **137**, 2003. 187-190.
40. CHEN, Y.; WANG, H. M. High-temperature wear resistance of a laser clad TiC reinforced FeAl in situ composite coating. **Surface and Coatings Technology** **179**, 2004. 252-256.
41. RAGHAVAN, V. C-Fe-Ti (Carbon-Iron-Titanium). **Journal of Phase Equilibria**, **24** , 2003. 62-66.
42. JONSSON,. Assessment of the Fe-Ti-C system, calculation of the Fe-Ti-N system, and prediction of the solubility limit of Ti(C,N) in liquid Fe. **Metallurgical and Materials Transactions B**, 1998. 371-384.
43. MARKHOFF, et al. Biocompatibility and Inflammatory Potential of Titanium Alloys Cultivated with Human Osteoblasts, Titanium Alloys Cultivated with Human Osteoblasts. **Materials** **10, 52**, 2017. 1-17.
44. JEMAT, A. et al. Surface Modifications and Their Effects on Titanium Dental Implants. **BioMed Research International**, 2015. 1-11.
45. ASTM INTERNATIONAL. F 67 - 06. **Standard specification for unalloyed titanium, for surgical implant applications (unsr50250, uns r50400, uns r50550, uns r50700)**, West Conshohocken, 1 Junho 2006. 1-5.
46. FRAKER, A. C. et al. Titanium Alloys in Surgical Implants. **ASTM Special Technical Publication** **796**, 1983. 206-219.

47. HANDBOOK, A. **Properties and selection: nonferrous alloys special-purpose materials**. EUA: ASM International, v. 2, 2005.
48. WIDGERY, D. **Tubular Wire Welding**. Cambridge: Abington Publishing, 1994.
49. JEFFUS, L. **Welding: Principles and Applications**. 7^a. ed. New York: Delmar, 2012.
50. VILLANI, P. M.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 3^a. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2014.
51. FORTES, C.; WELERSON, A. **Apostila de Arames Tubulares**. [S.l.]: ESAB, 2004.
52. OLSON, D. L. et al. Nature and Behavior of Fluxes Used for Welding. **ASM Metals Handbook, Vol 6**, 1993.
53. NATALIE, C. A.; OLSON, D. L.; BLANDER,. Physical and Chemical Behavior of Welding Fluxes. **Annual Review of Materials Science. Vol. 16**, 1986. 389-413.
54. FARIAS, J. P.; SCOTTI, A. Influência da composição do revestimento na estabilidade de eletrodos básicos. **Revista Tecnologia**, 1986. 55-60.
55. ZHANG, Z. D.; CAO, Q. J. Study on metal transfer behaviour in metal inert gas arc welding with activating flux for magnesium alloy. **Science and Technology of Welding and Joining**, 2013. 550-555.
56. TANAKA, M. et al. Effects of activating flux on arc phenomena in gas tungsten arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining 5**, 2000. 397-402.
57. OXTOBY, D. W.; GILLIS, H. P.; CAMPION, A. **Principles of modern chemistry**. 7^a. ed. [S.l.]: Cengage Learning, 2012. 1288p p.
58. MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Algumas Equações Úteis em Soldagem. **Soldagem e Inspeção**, 2014. 91-102.
59. INORGANIC Crystal Structure Database. **ICSD**. ISSN <https://www.fiz-karlsruhe.de/en/produkte-und-dienstleistungen/inorganic-crystal-structure-database-icsd>. Acesso em: 20 Abril 2019.
60. DAVIS, J. R. Hardfacing, Weld Cladding, and Dissimilar Metal Joining. **ASM Handbook**, 1993. 789-829.

61. KE YANG et al. Formation Mechanism of Titanium and Niobium Carbides in Hardfacing Alloy. **Rare Metals**, 2017. 640-644.
62. MODENESI, P. J.; AVELAR, R. C. The influence of small variations of wire characteristics on gas metal arc welding process stability. **Journal of Materials Processing Technology**, 1999. 226-232.
63. LIMA, A. C. **Estudo da aplicação de revestimentos duros por soldagem com arames tubulares quanto a resistência ao desgaste de facas picadoras de cana de açúcar**. [S.l.]: Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica, 2008. 232p.
64. WANG, W.; LIU, S.; JONES, J. E. Flux Cored Arc Welding: Arc Signals, Processing and Metal Transfer Characterization. **Welding Journal**, 1995. 369s-379s.
65. THEWLIS,. Classification and quantification of microstructures in steels. **Materials Science and Technology (20)**, 2004. 143-160.
66. CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. 8^a. ed. [S.l.]: Jonh Wiley & sons, 2012.
67. CHOI, S. K. et al. Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW - Part 2: Short Circuit Transfer Mode. **Welding Journal**, **1**, 1998. 45s-51s.
68. KIL, W.; SHIN, M. -J.; BANG, K. -S. Effects of Fluoride in the Flux on Hydrogen Content in Weld Metal and Operating Behavior in FCAW-S. **Journal of Welding and Joining (35)**, 2017. 65-70.
69. BANG, K. -S.; JUNG, H. -C.; HAN, I.-W. Comparison of the Effects of Fluorides in Rutile-Type Flux Cored Wire. **Metals and Materials International (16) 3**, 2010. 489-494.
70. RICHARDSON, F. D.; JEFFES, J. H. The thermodynamics of substances of interest in iron and steel making from 0 °C to 2400 °C. **Journal of the Iron and Steel Institute (160)**, 1948. 261-270.
71. LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. Analysis of Microstructure and Wear Strength of Hardfacing used by the Sugar and Alcohol Industry. **Soldagem e Inspeção (14)**, São Paulo, 2009. 140-150.
72. COLAÇO, F. H. G.; MARANHO, O. Avaliação da perda de massa de revestimento duro depositado por soldagem com arame tubular de liga FeCrC-Ti. **Soldagem e Inspeção**, 2014. 58-68.

73. EMAMIAN, A.; CORBIN, S. ; KHAJEPOUR,. The influence of combined laser parameters on in-situ formed TiC morphology during laser cladding. **Surface & Coatings Technology** **206**, 2010. 124-131.
74. FAGUNDES, J. G. **Reciclagem de cavacos para a formação de carbonetos de titânio no metal de solda produzido por soldagem GTAW em aço-carbono**. [S.l.]: Dissertação Mestrado em Engenharia Mecânica, 2015. 80 p.

ANEXOS

ANEXO A – ANÁLISE DE SIGNIFICÂNCIA

Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiCe	4	0	35,55672	4,24969	2,12485
GAT-TiC	4	2	30,45459	7,48776	3,74388

One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	52,06356	52,06356	1,40472	0,28074
Error	6	222,37942	37,06324		
Total	7	274,44299			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal.
Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different.
At the 0.05 level, the population means are not significantly different.

Fit Statistics				
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean
	0,18971	0,18445	6,08796	33,00566

Figura 1 – Análise de significância: diluição entre os depósitos GAT-TiCe e GAT-TiC.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiCe	14	0	15,75879	4,24172	1,13365
GAT-TiC	15	0	25,73533	4,21441	1,08816

One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	720,74536	720,74536	40,32718	8,44958E-7
Error	27	482,55605	17,87245		
Total	28	1203,30141			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal.
Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different.
At the 0.05 level, the population means are significantly different.

Fit Statistics				
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean
	0,59897	0,20209	4,22758	20,91907

Figura 2 - Análise de significância: fração volumétrica dos TiC na microestrutura dos depósitos GAT-TiCe e GAT-TiC.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiCe	1368	0	3,01668	2,37646	0,06425
GAT-TiC	1036	0	3,62205	4,16561	0,12942

One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	216,04592	216,04592	20,20814	7,27539E-6
Error	2402	25679,85959	10,69103		
Total	2403	25895,90552			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal.
Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different.
At the 0.05 level, the population means are significantly different.

Fit Statistics				
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean
	0,00834	0,99761	3,26971	3,27756

Figura 3 - Análise de significância: tamanho das partículas de TiC microestrutura dos depósitos GAT-Tice e GAT-TiC.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
Matriz	10	0	599,9	78,88733	24,94636
Solda	91	0	659,93407	120,12677	12,59271

One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	32472,4857	32472,4857	2,37297	0,12664
Error	99	1,35475E6	13684,32833		
Total	100	1,38722E6			

Null Hypothesis: The means of all levels are equal.
Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different.
At the 0.05 level, the population means are not significantly different.

Fit Statistics				
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean
	0,02341	0,17887	116,98003	653,9901

Figura 4 - Análise de significância: valores de dureza realizadas na matriz (ausencia de TiC) e da solda como um todo.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiC	4	0	31,97307	2,75748	1,37874
GAT-TiCRu	4	0	25,12452	9,04541	4,5227
GAT-TiCCal	4	0	27,25007	6,38596	3,19298
GAT-TiCFlu	4	0	26,21215	3,02827	1,51413
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	3	109,1758	36,39193	1,04444	0,40829
Error	12	418,12191	34,84349		
Total	15	527,29771			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are not significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,20705	0,21356	5,90284	27,63996	

Figura 5 - Análise de significância: reforço dos depósitos para todas condições do fluxo nos arames tubulares.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiC	4	0	31,97307	2,75748	1,37874
GAT-TiCRu	4	0	25,12452	9,04541	4,5227
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	93,80527	93,80527	2,09801	0,19766
Error	6	268,26926	44,71154		
Total	7	362,07454			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are not significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,25908	0,23422	6,68667	28,5488	

Figura 6 - Análise de significância: reforço dos depósitos GAT-TiC e GAT-TiCRu

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiC	4	0	31,97307	2,75748	1,37874
GAT-TiCCal	4	0	27,25007	6,38596	3,19298
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	44,61346	44,61346	1,84414	0,22331
Error	6	145,15245	24,19208		
Total	7	189,76591			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are not significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,2351	0,1661	4,91854	29,61157	

Figura 7 - Análise de significância: reforço dos depósitos GAT-TiC e GAT-TiCCal

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiC	4	0	31,97307	2,75748	1,37874
GAT-TiCFlu	4	0	26,21215	3,02827	1,51413
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	66,37651	66,37651	7,91418	0,03063
Error	6	50,32223	8,38704		
Total	7	116,69874			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,56879	0,09955	2,89604	29,09261	

Figura 8 - Análise de significância: reforço dos depósitos GAT-TiC e GAT-TiCFlu

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiCRu	4	0	25,12452	9,04541	4,5227
GAT-TiCCal	4	0	27,25007	6,38596	3,19298
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	9,03593	9,03593	0,14741	0,71426
Error	6	367,79968	61,29995		
Total	7	376,83561			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are not significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,02398	0,29898	7,82943	26,1873	

Figura 9 - Análise de significância: reforço dos depósitos GAT-TiCRu e GAT-TiCCal

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiCCal	4	0	27,25007	6,38596	3,19298
GAT-TiCFlu	4	0	26,21215	3,02827	1,51413
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	2,15458	2,15458	0,08627	0,77887
Error	6	149,85265	24,97544		
Total	7	152,00722			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are not significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,01417	0,18696	4,99754	26,73111	

Figura 10 - Análise de significância: reforço dos depósitos GAT-TiCCal e GAT-TiCFlu.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiC	4	0	30,45459	7,48776	3,74388
GAT-TiCFlu	4	0	36,78473	4,87765	2,43882
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	80,14139	80,14139	2,0071	0,20633
Error	6	239,57417	39,92903		
Total	7	319,71556			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are not significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,25066	0,18795	6,31894	33,61966	

Figura 11 - Análise de significância: diluição dos depósitos GAT-TiC e GAT-TiCFlu.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiC	15	0	25,73533	4,21441	1,08816
GAT-TiCRu	15	0	29,074	3,23529	0,83535
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	83,60021	83,60021	5,92313	0,02158
Error	28	395,19733	14,11419		
Total	29	478,79755			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,1746	0,13709	3,75689	27,40467	

Figura 12 - Análise de significância: fração volumétrica de TiC - GAT-TiC e GAT-TiCRu.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiC	15	0	25,73533	4,21441	1,08816
GAT-TiCCal	15	3	23,048	2,47721	0,63961
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	54,1632	54,1632	4,5329	0,04218
Error	28	334,56961	11,94891		
Total	29	388,73282			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,13933	0,14172	3,45672	24,39167	

Figura 13 - Análise de significância: fração volumétrica de TiC - GAT-TiC e GAT-TiCCal.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes					
Input Data					
Descriptive Statistics					
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean
GAT-TiC	15	0	25,73533	4,21441	1,08816
GAT-TiCFlu	15	0	25,07533	2,68468	0,69318
One Way ANOVA					
Overall ANOVA					
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F
Model	1	3,267	3,267	0,26169	0,61297
Error	28	349,56295	12,48439		
Total	29	352,82995			
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are not significantly different.					
Fit Statistics					
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean	
	0,00926	0,13908	3,53333	25,40533	

Figura 14 - Análise de significância: fração volumétrica de TiC - GAT-TiC e GAT-TiCFlu.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes						
Input Data						
Descriptive Statistics						
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean	
GAT-TiCRu	15	0	29,074	3,23529	0,83535	
GAT-TICCaI	15	3	23,048	2,47721	0,63961	
One Way ANOVA						
Overall ANOVA						
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F	
Model	1	272,34507	272,34507	32,80546	3,8183E-6	
Error	28	232,451	8,30182			
Total	29	504,79607				
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are significantly different.						
Fit Statistics						
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean		
	0,53952	0,11056	2,88129	26,061		

Figura 15 - Análise de significância: fração volumétrica de TiC - GAT-TiCRu e GAT-TiCFlu.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

Notes						
Input Data						
Descriptive Statistics						
	N Analysis	N Missing	Mean	Standard Deviation	SE of Mean	
GAT-TICCaI	15	3	23,048	2,47721	0,63961	
GAT-TiCFlu	15	0	25,07533	2,68468	0,69318	
One Way ANOVA						
Overall ANOVA						
	DF	Sum of Squares	Mean Square	F Value	Prob>F	
Model	1	30,8256	30,8256	4,62013	0,04039	
Error	28	186,81661	6,67202			
Total	29	217,64222				
Null Hypothesis: The means of all levels are equal. Alternative Hypothesis: The means of one or more levels are different. At the 0.05 level, the population means are significantly different.						
Fit Statistics						
	R-Square	Coeff Var	Root MSE	Data Mean		
	0,14163	0,10735	2,58303	24,06167		

Figura 16 - Análise de significância: fração volumétrica de TiC - GAT-TiCCaI e GAT-TiCFlu.

Fonte: dados da pesquisa do autor.

ANEXO B – PUBLICAÇÕES REFERENTE A ESTE TRABALHO

SYRIO, Emílio Batista. **Efeitos da quantidade de fluxo na morfologia dos carbonetos de titânio em soldas GTAW**. 2019. 62f. Trabalho de Conclusão de Curso - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019. Nota: 90. Coorientador: Fagundes Júnior, J.G.

CAMPOS, Leonardo Cassemiro. **Análise da formação de TiC nas soldas do tipo MCAW a partir de um fluxo composto de cavacos da liga Ti6Al4V**. 2018. 54 f. Trabalho de Conclusão de Curso – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018. Nota: 92. Coorientador: Fagundes Júnior, J.G.

CARDOSO, Alphonsus Henrique Clemente. **Influências de diferentes formulações de fluxo no cordão de solda depositado por soldagem MCAW à base de titânio**. 2018. 63 f. Trabalho de Conclusão de Curso – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018. Nota: 95. Coorientador: Fagundes Júnior, J.G.

FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; BRACARENSE, A. Q. Efeitos da Espessura da Fita Metálica no Metal de Solda Utilizando Cavacos de Titânio Como Componentes do Fluxo em Arames Tubulares para a Formação de TiC. *Soldagem & Inspecao*, v.24, p.1 - 11, 2019.

FAGUNDES, J G; MORENO, A M; RIBEIRO, P H; ARIAS, A R; BRACARENSE, A Q Formation of TiC by the application of Ti6Al4V machining chips as flux compounds of tubular wires. *JOURNAL OF PHYSICS. CONFERENCE SERIES (PRINT)*, v.1126, p.012027, 2018.

BRACARENSE, A. Q., **FAGUNDES, J. G., TiC formation due to titanium machining chips added with other compounds as ingredient for FCAW tubular wires** In: AWS Professional Program, 2019, Chicago. American Welding Society. 2019.

FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; TURANI, C. V., BRACARENSE, A. Q., Study of titanium chips utility to produce carbide in MCAW weld bead. In: 74° Congresso Anual ABM – ABM WEEK 2019. São Paulo – Brasil, 2019.

FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; URIBE, A. M. M.; BRACARENSE, A. Q.; VENTRELLA, V. A.; GALLEGO, J. Comparación de la microestructura formada a partir de la aplicación de virutas de titanio en deposiciones por GTAW y MCAW In: 18° Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales - SAM CONAMET, 2018, San Carlos de Bariloche - ARG. SAM - CONAMET 2018. Argentina: Asociación Argentina de Materiales, 2018.

FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; URIBE, A. M. M.; CLEMENTE, A. H.; BRACARENSE, A. Q. Microestructura resultante de soldaduras depositadas con viruta de titanio en el fundente de arames tubulares. In: 18° Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales, 2018, San Carlos de Bariloche - ARG. SAM - CONAMET 2018. Argentina: Asociación Argentina de Materiales, 2018.

FAGUNDES JÚNIOR, J. G.; URIBE, A. M. M.; ARIAS, A. R. BRACARENSE, A. Formation of TiC by the application of Ti6Al4V machining as a flux compounds of tubular wires In: 4° Encuentro Internacional de Ciências Aplicadas e Ingeniera -, 2018, San José de Cúcuta. 4° EISI, 2018.

REFERÊNCIAS

1. GAHR, Z. K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. 1^o. ed. New York: Elsevier, v. 10, 1987.
2. HENDERSON, L.; BULLOCH, J. H. Alloy Classification of Hardfacing Materials. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 47, p. 127-158, 1991.
3. BULLOCH, J. H.; HENDERSON, J. L. Some Considerations of Wear and Hardfacing Materials. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 1990. 251-267.
4. HOLLECK, H. Material Selection for Hardfacing. **Journal of Vacuum Science e Technology**, Harlsruhe, 1986. 2660-2669.
5. MELLOR, B. G. **Surface Coatings for Protection Against Wear**. Boca Raton: Woodhead Publishing Limited, 2006.
6. PIERSON, H. O. **Handbook of refractory carbides and nitrides**. New Jersey: Noyes Publications, 1996.
7. WANG, X. H. et al. Fabricating TiC particles reinforced Fe-based composite coatings produced by GTAW multi-layers melting process. **Materials Science and Engineering** **441**, 2006. 60-67.
8. GALLO, S. ; ALAM, ; O'DONNELL,. In-situ synthesis of titanium carbides in iron alloys using plasma transferred arc welding. **Surface & Coatings Technology** **225**, 2013. 79-84.
9. PENG, D. X. et al. Wear behavior of ceramic powder clad on carbon steel surface by gas tungsten arc welding. **Industrial Lubrication and Tribology** **65/2**, 2013. 129-134.
10. MOGHADDAM, H. Z.; SHARIFITABAR, ; ROUDINI, G. Microstructure and wear properties of Fe–TiC composite coatings produced by submerged arc cladding process using ferroalloy powder mixtures. **Surface and Coatings Technology** **361**, 2019. 91-101.

11. LIU, X.; CHU, ; DING, C. Surface modification of titanium, titanium alloys, and related materials for biomedical applications. **Materials Science and Engineering R** **47**, 2004. 49-121.
12. ASTM INTERNATIONAL. F 136 - 02A. **Standard specification for wrought titanium-6aluminum-4vanadium eli (extra low interstitial) alloy for surgical implant applications (unsr56401)**, 2002. 1-4.
13. NEODENT. Página Inicial. **A Straumann Group Band**. Disponível em: <<https://www.straumann.com/neodent/br/pt/discover/portal.html>>. Acesso em: 2019.
14. XINHONG, W. et al. Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi composite coating prepared by gas tungsten arc welding. **Wear**, 2005. 705-710.
15. FAGUNDES, J. G. J.; VENTRELLA, V. A.; GALLEGO, J. Recycling of titanium chips for hardfacing. **Soldagem e Inspeção**, v. 20, p. 117-127, 2015.
16. FAGUNDES JÚNIOR, J. G. et al. Application of titanium machining chips in welding consumables for wear-resistant hardfacing. **Welding International Vol 30 (7)**, 2016. 520-526.
17. FAGUNDES, J. G. et al. Formation of TiC by the application of Ti6Al4V machining chips as flux compounds of tubular wires. **Journal of Physics: Conf. Series 1126**, 2018. 1-7.
18. PENG, D.-X. The effects of welding parameters on wear performance of clad layer with TiC ceramic. **Industrial lubrication and tribology**, Chung-Li, Taiwan, 2012. 303-311.
19. CHEN, Y.; WANG, H. M. Growth morphology and mechanism of primary TiC carbide in laser clad TiC/FeAl composite coating. **Materials Letters** **57**, 2003. 1233-1238.
20. LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. Analysis of wear resistance of hardfacing applied by welding in sugarcane shredder. **Soldagem e Inspeção**, 2009. 94-102.
21. EMAMIAN, ; CORBIN, ; KHAJEPOUR,. Effect of laser cladding process parameters on clad quality and in-situ formed microstructure of Fe–TiC composite coatings. **Surface & Coatings Technology** **205**, 2010. 2007-2015.
22. XINBA YAER, K. S. H. M. T. K. T. M. Erosive Wear Characteristics of Spheroidal Carbides Cast Iron. **Wear**, Osaka, 2008. 947-957.

23. COTTON, F. A.; WILKINSON, G. **Advanced Inorganic Chemistry**. 3^o. ed. New York: Jonh Wiley & Sons, 1972.
24. RAMALINGAM, S. Stoichiometry of TiC and its significance to the performance of hard metal compacts. **Materials Science and Engineering (29)2**, 1977. 123-129.
25. JONSSON,. Assessment of the Fe-Ti System. **Metallurgical And Materials Transactions B (29B)**, 1998. 361-370.
26. SHATYNSKI, S. R. The Thermochemistry of Transition Metal Carbides. **Oxidation of Metals (13)**, 1978. 105-118.
27. SHACKELFORD, J. F.; ALEXANDER, W. **Materials Science and Engineering Handbook**. 3^a. ed. Boca Raton: CRC Press, 2001.
28. OLIVEIRA, D. L. **Construção de um equipamento de ensaio de desgaste micro abrasivo por esfera rotativa fixa para análise do desgaste em revestimento duro aplicado por soldagem**. Ilha Solteira: Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira Dissertação (mestrado), v. 84f, 2015.
29. FAGUNDES, J. G. J. et al. Estudo Comparativo entre Soldas Contendo Diferentes Carbonetos (Cromo ou Titânio), Visando a Produção de Revestimentos Resistentes ao Desgaste. **XLI CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem - Associação Brasileira de Soldagem**, Salvador, 12-15 Outubro 2015. 1-9.
30. SAHOO, ; KOCZAK, M. J. Analysis of in situ formation of titanium carbide in aluminum alloys. **Materials Science and Engineering, A144**, 1991. 37-44.
31. KARANTZALIS, A. E. et al. Solidification observations of vacuum arc melting processed Fe–Al–TiC composites TiC precipitation mechanisms. **Materials Characterization 62**, 2011. 1196-1204.
32. LIU, D.; LIU, R.; WEI, Y. Effects of Titanium Additive on Microstructure and Wear Performance of Iron-Based Slag-Free Self-Shielded Flux-Cored Wire. **Surface & Coatings Technology 207**, 2012. 579-586.
33. HSIEH, C. et al. Microstructural evolution with various Ti contents in Fe-based hardfacing alloys using a GTAW technique. **Metals and Materials International 20 (4)**, 2004. 701-712.
34. MODENESI, P. J. **Solidificação: notas estendidas**. Belo Horizonte, p. 100. 2018.

35. CAHN, R. W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. 4^a. ed. Oxford: Elsevier Science B. V., v. I, 1996.
36. JACKSON, K. A. Crystal growth kinetics. **Materials Science and Engineering** **65**, 1984. 7-13.
37. CHEN, Y.; WANG, H. M. Growth morphologies and mechanisms of non-equilibrium solidified MC carbide. **Journal of Materials Research** **21(2)**, 2006. 375-379.
38. KARANTZALIS, A. E.; LEKATOU, A.; TSIRKA,. Solidification observations and sliding wear behavior of vacuum arc melting processed Ni–Al–TiC composites. **Materials Characterization** **69**, 2012. 97-107.
39. YANG, B. et al. TiC particulate-reinforced Al–20Si–5Fe composite fabricated by melt in situ reaction spray forming. **Journal of Materials Processing Technology** **137**, 2003. 187-190.
40. CHEN, Y.; WANG, H. M. High-temperature wear resistance of a laser clad TiC reinforced FeAl in situ composite coating. **Surface and Coatings Technology** **179**, 2004. 252-256.
41. RAGHAVAN, V. C-Fe-Ti (Carbon-Iron-Titanium). **Journal of Phase Equilibria**, **24** , 2003. 62-66.
42. JONSSON,. Assessment of the Fe-Ti-C system, calculation of the Fe-Ti-N system, and prediction of the solubility limit of Ti(C,N) in liquid Fe. **Metallurgical and Materials Transactions B**, 1998. 371-384.
43. MARKHOFF, et al. Biocompatibility and Inflammatory Potential of Titanium Alloys Cultivated with Human Osteoblasts, Titanium Alloys Cultivated with Human Osteoblasts. **Materials** **10**, **52**, 2017. 1-17.
44. JEMAT, A. et al. Surface Modifications and Their Effects on Titanium Dental Implants. **BioMed Research International**, 2015. 1-11.
45. ASTM INTERNATIONAL. F 67 - 06. **Standard specification for unalloyed titanium, for surgical implant applications (unsr50250, uns r50400, uns r50550, uns r50700)**, West Conshohocken, 1 Junho 2006. 1-5.
46. FRAKER, A. C. et al. Titanium Alloys in Surgical Implants. **ASTM Special Technical Publication** **796**, 1983. 206-219.

47. HANDBOOK, A. **Properties and selection: nonferrous alloys special-purpose materials**. EUA: ASM International, v. 2, 2005.
48. WIDGERY, D. **Tubular Wire Welding**. Cambridge: Abington Publishing, 1994.
49. JEFFUS, L. **Welding: Principles and Applications**. 7^a. ed. New York: Delmar, 2012.
50. VILLANI, P. M.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 3^a. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2014.
51. FORTES, C.; WELERSON, A. **Apostila de Arames Tubulares**. [S.l.]: ESAB, 2004.
52. OLSON, D. L. et al. Nature and Behavior of Fluxes Used for Welding. **ASM Metals Handbook, Vol 6**, 1993.
53. NATALIE, C. A.; OLSON, D. L.; BLANDER,. Physical and Chemical Behavior of Welding Fluxes. **Annual Review of Materials Science. Vol. 16**, 1986. 389-413.
54. FARIAS, J. P.; SCOTTI, A. Influência da composição do revestimento na estabilidade de eletrodos básicos. **Revista Tecnologia**, 1986. 55-60.
55. ZHANG, Z. D.; CAO, Q. J. Study on metal transfer behaviour in metal inert gas arc welding with activating flux for magnesium alloy. **Science and Technology of Welding and Joining**, 2013. 550-555.
56. TANAKA, M. et al. Effects of activating flux on arc phenomena in gas tungsten arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining 5**, 2000. 397-402.
57. OXTOBY, D. W.; GILLIS, H. P.; CAMPION, A. **Principles of modern chemistry**. 7^a. ed. [S.l.]: Cengage Learning, 2012. 1288p p.
58. MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Algumas Equações Úteis em Soldagem. **Soldagem e Inspeção**, 2014. 91-102.
59. INORGANIC Crystal Structure Database. **ICSD**. ISSN <https://www.fiz-karlsruhe.de/en/produkte-und-dienstleistungen/inorganic-crystal-structure-database-icsd>. Acesso em: 20 Abril 2019.
60. DAVIS, J. R. Hardfacing, Weld Cladding, and Dissimilar Metal Joining. **ASM Handbook**, 1993. 789-829.

61. KE YANG et al. Formation Mechanism of Titanium and Niobium Carbides in Hardfacing Alloy. **Rare Metals**, 2017. 640-644.
62. MODENESI, P. J.; AVELAR, R. C. The influence of small variations of wire characteristics on gas metal arc welding process stability. **Journal of Materials Processing Technology**, 1999. 226-232.
63. LIMA, A. C. **Estudo da aplicação de revestimentos duros por soldagem com arames tubulares quanto a resistência ao desgaste de facas picadoras de cana de açúcar**. [S.l.]: Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica, 2008. 232p.
64. WANG, W.; LIU, S.; JONES, J. E. Flux Cored Arc Welding: Arc Signals, Processing and Metal Transfer Characterization. **Welding Journal**, 1995. 369s-379s.
65. THEWLIS,. Classification and quantification of microstructures in steels. **Materials Science and Technology (20)**, 2004. 143-160.
66. CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. 8^a. ed. [S.l.]: Jonh Wiley & sons, 2012.
67. CHOI, S. K. et al. Dynamic Simulation of Metal Transfer in GMAW - Part 2: Short Circuit Transfer Mode. **Welding Journal**, **1**, 1998. 45s-51s.
68. KIL, W.; SHIN, M. -J.; BANG, K. -S. Effects of Fluoride in the Flux on Hydrogen Content in Weld Metal and Operating Behavior in FCAW-S. **Journal of Welding and Joining (35)**, 2017. 65-70.
69. BANG, K. -S.; JUNG, H. -C.; HAN, I.-W. Comparison of the Effects of Fluorides in Rutile-Type Flux Cored Wire. **Metals and Materials International (16) 3**, 2010. 489-494.
70. RICHARDSON, F. D.; JEFFES, J. H. The thermodynamics of substances of interest in iron and steel making from 0 °C to 2400 °C. **Journal of the Iron and Steel Institute (160)**, 1948. 261-270.
71. LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. Analysis of Microstructure and Wear Strength of Hardfacing used by the Sugar and Alcohol Industry. **Soldagem e Inspeção (14)**, São Paulo, 2009. 140-150.
72. COLAÇO, F. H. G.; MARANHO, O. Avaliação da perda de massa de revestimento duro depositado por soldagem com arame tubular de liga FeCrC-Ti. **Soldagem e Inspeção**, 2014. 58-68.

73. EMAMIAN, A.; CORBIN, S. ; KHAJEPOUR,. The influence of combined laser parameters on in-situ formed TiC morphology during laser cladding. **Surface & Coatings Technology** **206**, 2010. 124-131.
74. FAGUNDES, J. G. **Reciclagem de cavacos para a formação de carbonetos de titânio no metal de solda produzido por soldagem GTAW em aço-carbono**. [S.l.]: Dissertação Mestrado em Engenharia Mecânica, 2015. 80 p.