



Programa de Pós-Graduação em Engenharia
de Recursos Naturais da Amazônia

MÁRCIO CORRÊA DE CARVALHO

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DE
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
REVESTIMENTOS SOLDADOS POR SAW E
GMAW-CW**

Belém-Pará
2016

MÁRCIO CORRÊA DE CARVALHO

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DE
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
REVESTIMENTOS SOLDADOS POR SAW E
GMAW-CW**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Desenvolvimento de Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia da Universidade Federal do Pará, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA DE RECURSOS NATURAIS**.

Área de concentração: USO E TRANSFORMAÇÃO DE RECURSOS NATURAIS.

Orientador: Prof. Dr. Eduardo de Magalhães Braga

Co-orientador: Prof. Dr. José António da Silva Souza

Belém - PA

2016

ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DE PROPRIEDADES MECÂNICAS DE REVESTIMENTOS SOLDADOS POR SAW E GMAW-CW

Márcio Corrêa de Carvalho

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE RECURSOS NATURAIS DA AMAZÔNIA (PRODERNA/ITEC) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM ENGENHARIA DE RECURSOS NATURAIS.

Aprovada por:

Prof. Eduardo de Magalhães Braga, Dr.
(PRODERNA/UFPA-Orientador)

Prof. José Antônio da Silva Souza, Dr.
(PRODERNA/UFPA-Coorientador)

Prof. Marcos Allan Leite dos Reis, Dr.
(PRODERNA/UFPA-Membro Interno)

Prof. Laércio Gouvêa Gomes, Dr.
(PROPPG/UFPA-Membro Externo)

Prof. Marcelo José Gomes da Silva, PhD.
(PPGEMM/UFPA-Membro Externo)

Belém - PA - Brasil
Janeiro de 2016

Dados Internacionais de Catalogação - na – Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFPA

Carvalho, Márcio Corrêa de, 1971-

Análise microestrutural e de propriedades mecânicas de revestimentos soldados por saw e gmaw-cw / Márcio Corrêa de Carvalho. - 2016.

Orientador: Eduardo de Magalhães Braga;

Coorientador: José Antônio da Silva Souza.

[Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Pará, Instituto de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia, Belém, 2016.

1. Soldagem. 2. Ligas (metalurgia). 3. Revestimentos - processos. I. Título.

CDD 23. ed. 671.52

*"Mãe dos homens e dos brutos, perdoa a mão com que
ouse roubar-te os teus frutos, violar-te o colo: ver que
encerra o solo, terra!"*

Da Costa e Silva

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Pará e ao Programa de Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia pela oportunidade de realizar este Curso;

Ao Prof. Dr. Eduardo de Magalhães Braga pela orientação e inestimável apoio, materializados pelo interesse, amizade e respeito, sempre presentes em nosso trabalho;

Ao Prof. Dr. José António da Silva Souza, Prof. Phd. Patricio Fernando Mendez e Prof. Dr. Leijun Li pela co-orientação, oferecendo com extrema generosidade todos os recursos disponíveis;

Aos membros do Laboratório de Caracterização de Materiais Metálicos - LCAM da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFPA, Canadian Centre for Welding and Joining - CCWJ do Chemical and Materials Engineering Department da University of Alberta e Laboratório de Difração de raios X do Departamento de Física da UFPA, pelo apoio na realização dos experimentos, mas principalmente pela experiência e conhecimento adquiridos;

À FAPESPA e CAPES pelo apoio financeiro através da bolsa de estudos;

À minha família, a base de tudo, Rosana M. L. de B. Lopes (esposa), Teresinha de J. S. C. de Carvalho (mãe), Altamir S. de Carvalho (pai), Gisele C. de Carvalho (irmã) e Fábio C. de Carvalho (irmão).

CARVALHO, M. C. **Análise Microstrutural e de Propriedades Mecânicas de Revestimentos Soldados por SAW e GMAW-CW**. 2016. 85 f. Tese, Universidade Federal do Pará, Belém.

RESUMO

Revestimentos depositados por soldagem tem sido largamente empregados em diversas áreas da indústria da mineração. Os processos de soldagem a arco, gás e metal ou *metal inert/active gas (MIG/MAG)* ou *gas metal arc welding (GMAW)*, a arco, gás e metal com adição do arame frio ou *gas metal arc welding and cold wire (GMAW-CW)* e soldagem a arco submerso *submerged arc welding (SAW)*, têm sido estudados com foco na aplicação de revestimentos resistentes ao desgaste. O uso de processos com alta produtividade e com flexibilidade para alteração da composição química mostra-se no caso do processo *SAW* como viável, e promissor no caso do processo *GMAW-CW*, na aplicação de revestimentos resistentes ao desgaste. Neste trabalho foram investigados a microestrutura e as propriedades mecânicas de revestimentos resistentes ao desgaste obtidos pelo processo *SAW* e *GMAW-CW* em revestimentos de carbeto de cromo primário (RCC) e revestimentos ferríticos de segunda fase (RFe-SF). As técnicas de caracterização estrutural convencionais como microscopia óptica (MO) e espectroscopia de emissão óptica (EEO), e avançadas como difração de raios X (DRX) e difração de elétrons retroespalhados (DERE) ou *electron backscattered diffraction (EBSD)*, identificaram as fases (M_7C_3 , $M_{23}C_6$, austenita e ferrita), defeitos (trincas, pós não-dissolvidos e porosidades) e mecanismos de formação de defeitos (trincas de solidificação e falhas de fabricação) nestes revestimentos. As técnicas de caracterização de propriedade mecânicas convencionais como microdureza e não convencionais como o teste de impacto abrasão compacto (TIAC) apresentaram-se como importantes ferramentas no estudo do desgaste de revestimentos depositados por soldagem. Os RFe-SF's e RCC apresentaram um crescimento da perda de massa ao longo do tempo de ensaio. O RCC apresentou a menor taxa de perda massa, 48,1 % menor que o RFe-SF de maior razão de arame frio (r_{AF}) e 61,4%

menor que o RFe-SF de menor r_{AF} . A taxa de perda de massa aumentou com a r_{AF} . A taxa de perda de massa do RFe-SF de menor r_{AF} é 34,6 % maior que a do do RFe-SF de maior r_{AF} . A taxa de perda de massa em relação a r_{AF} , comportou-se de forma inversa em relação a microdureza, ou seja, quanto maior a microdureza menor a perda de massa.

Palavras Chave: Revestimentos Duros, Processos de Soldagem, Arame frio, Desgaste por Impacto e Abrasão.

CARVALHO, M. C. **Analysis of Microstructure and Mechanical Properties of Overlays Welded by SAW and GMAW-CW.** 2016. 85 f. Thesis, Federal University of Pará, Belém.

ABSTRACT

Welded deposited overlays have been widely used in various areas of the mining industry related to wear. The welding processes as Metal Inert/Active Gas (MIG/MAG) or Gas Metal Arc Welding (GMAW), Gas Metal Arc Welding with Cold Wire (GMAW-CW) and Submerged Arc Welding (SAW) have been studied focusing on the application of wear resistant overlay's. The use of processes with high productivity and flexibility that allow changes in chemical composition as SAW is viable, and promising in the case of GMAW-CW. The present study investigated the microstructure and mechanical properties of wear resistant overlays obtained by the SAW and GMAW-CW processes on primary chromium carbides overlay's (CCO's) and ferritic second phase overlays (Fe-SF). Conventional techniques of structural characterization as optical microscopy and optical emission spectroscopy (OES) and advanced as X ray diffraction (XRD) and electron backscatter diffraction (EBSD), identified the main phase and defect formation mechanisms in these overlays. Characterization techniques of mechanical property such as microhardness and unconventional as the compact impact abrasion test (CIAT), were also presented as important tools, in the study of welded deposited wear resistant overlays. The Fe-SF and CCO showed an increase in mass loss over time CIAT testing. The CCO had the lowest mass loss rate, 48.1 % less than the Fe-SF higher cold wire rate (r_{AF}) and 61.4 % less than the Fe-SF lower r_{AF} . The mass loss rate raised as r_{AF} increased. The mass loss rate for Fe-SF lower r_{AF} is 34.6 % higher than the largest r_{AF} Fe-SF. The mass loss rate compared to r_{AF} , behaved in an inverse manner with respect to hardness, i.e. the higher the hardness the lower mass loss rate.

Keywords: Hardfacing, Welding Processes, Cold Wire, Impact Abrasion Wear.,

Lista de Figuras

2.1	Microestrutura polifásica da seção transversal de um RCC. (ATAMERT, 1990)	6
2.2	Mosaico de uma seção transversal de um cordão de solda exibindo uma matriz metálica compósita de Ni-WC. (GUEST, 2014)	7
2.3	Mapa de faixas de composição de microestruturas de revestimentos duros. (ISO/TR 13393:2009, 2009)	8
2.4	Superfície <i>liquidus</i> metaestável da extremidade rica em Fe do sistema FeCrC. (THORPE; CHICCO, 1985).	10
2.5	Superfície <i>liquidus</i> metaestável e seções isotérmicas da extremidade rica em Fe do sistema FeCrC (ATAMERT; BHADESHIA, 1990).	11
2.6	Esquema da soldagem a arco com adição de arame frio (<i>GMAW-CW</i>).	13
2.7	Dois maiores categorias de desgaste e alguns modos específicos em cada categoria abordados neste trabalho. Adaptado de Budinski (2007).	15
2.8	Mecanismos de desgaste abrasivo: Microcorte, fratura, fadiga e sacamento de grão. Adaptado de Stachowiak e Bachelor (2014).	16
2.9	Modos de desgaste abrasivo de dois e três corpos. Adaptado de Stachowiak e Bachelor (2014).	17
2.10	Esquema representando o aparato de teste de desgaste rotor-tambor. Adaptado de Wilson e Hawk (1999).	18
3.1	Fluxograma dos procedimentos utilizados na caracterização microestrutural e das propriedades mecânicas dos revestimentos depositados por a) <i>SAW</i> e b) <i>GMAW-CW</i>	21

3.2	Adição de elementos de liga em RCC's depositados por <i>SAW</i>	22
3.3	Esquema mostrando a placa de RCC e o local de retirada da amostra (dimensões em mm).	23
3.4	Bancada preparada para execução da soldagem <i>GMAW-CW</i>	25
3.5	Esquema mostrando a placa de RFe-SF e o local de retirada das amostras (dimensões em mm).	26
3.6	Esquema mostrando o CP fixado ao suporte que foi montado juntamente com mais dois suportes no rotor central do TIAC.	27
3.7	TIAC carregado para execução do ensaio de desgaste dos RFe-SF.	27
4.1	Superfície da placa de RCC apresentando porosidades, canaletas e trincas transversais.	29
4.2	Micrografias ópticas não atacadas da seção transversal do RCC depositado por <i>SAW</i> . A) Zona de ligação, (metal de base e zona afetada pelo calor (ZAC)) - dendritas e crescimento epitaxial, B) Meio - estruturas hexagonais e mistura eutética de austenita e carbeto secundários, C) Topo - mistura eutética de austenita e carbeto secundários, D) Pós não dissolvidos ("flocos de arroz"), porosidades e trincas	30
4.3	Imagens do MEV mostrando a microestrutura do topo do RCC, A) Carbeto primário e eutético de austenita e carbeto secundários, B) Pós não dissolvidos ("flocos de arroz"), C) Porosidade dentro do pó não dissolvido	31
4.4	Resultados dos mapas de <i>EDS</i> para, A) Cr, B) Fe, C) Mn, D) C e E) O, dentro do pó não dissolvido ("flocos de arroz").	32
4.5	Resultado de <i>EDS</i> para a partícula de ferrocromo do pó de elemento de liga.	33
4.6	Projeção <i>liquidus</i> do sistema FeCrC calculados pelo programa <i>Thermocalc</i> . A posição do RCC nos diagramas é indicada pelo símbolo ■.	33
4.7	Isotermas do sistema FeCrC a 1150 °C calculados pelo programa <i>Thermocalc</i> . A posição do RCC nos diagramas é indicada pelo símbolo ■.	34

4.8	Isotermas do sistema FeCrC a 850 °C calculados pelo programa <i>Thermo-calc</i> . A posição do RCC nos diagramas é indicada pelo símbolo ■.	34
4.9	Isotermas do sistema FeCrC a 700 °C calculados pelo programa <i>Thermo-calc</i> . A posição do RCC nos diagramas é indicada pelo símbolo ■.	35
4.10	Mapa de fases do <i>EBSD</i> da estrutura principal do topo da seção transversal do RCC formada por Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, Fe-CFC e Fe-CCC.	35
4.11	Mapa de contornos de fases do <i>EBSD</i> da estrutura principal do topo da seção transversal do RCC.	36
4.12	Figura de inversão de pólo ou <i>Inverse Pole Figure (IPF)</i> do <i>EBSD</i> da estrutura principal do topo da seção transversal do RCC.	36
4.13	Recristalização do Cr_7C_3 da estrutura principal do topo da seção transversal do RCC. A seta indica a formação do $Cr_{23}C_6$ na extremidade de um subgrão	37
4.14	Identificação de fases cristalográficas por DRX para a solda de revestimento (RCC) e o pó de elemento de liga (pó).	38
4.15	Mapa de fases do <i>EBSD</i> da partícula de pó não dissolvido ("flocos de arroz") no topo da seção transversal do RCC formada por Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, Fe-CFC e Fe-CCC.	39
4.16	Imagem de MEV identificando porosidades (indicadas por setas) no pó de elemento de liga.	39
4.17	Micrografia óptica não atacada do RCC. A) Iniciação da trinca de solidificação dentro da porosidade da partícula não dissolvida. B) Propagação da trinca através das interfaces das camadas de Cr_7C_3 e austenita.	40
4.18	Análise por <i>EBSD</i> . A) Mapa de fases e B) Mapa de deformações da extremidade da propagação da trinca.	41
4.19	Perfil de microdureza da seção transversal do RCC, iniciando no topo da superfície e terminando na linha de fusão.	42
4.20	Superfície da placa de RCC apresentando porosidades e a canaleta ao sobreposição entre os cordões de solda.	43

4.21	Gráfico da composição química de carbono versus razão de arame frio (r_{AF}) do RFe-SF.	44
4.22	Gráfico da composição química de cromo versus razão de arame frio (r_{AF}) do RFe-SF.	45
4.23	Gráfico da composição química de manganês versus razão de arame frio (r_{AF}) do RFe-SF.	45
4.24	Gráfico da composição química de molibidênio versus razão de arame frio (r_{AF}) do RFe-SF.	46
4.25	Projeção liquidus da extremidade rica em ferro do sistema FeCrC calculados pelo programa <i>Thermocalc</i> . A posição do RFe-SF nos diagramas é indicada pelo retângulo vermelho.	46
4.26	Isotermas a 1150 °C da extremidade rica em ferro do sistema FeCrC calculados pelo programa <i>Thermocalc</i>	47
4.27	Isotermas a 850 °C da extremidade rica em ferro do sistema FeCrC calculados pelo programa <i>Thermocalc</i>	47
4.28	Isotermas a 700 °C da extremidade rica em ferro do sistema FeCrC calculados pelo programa <i>Thermocalc</i>	48
4.29	Microestrutura ferrítica com precipitados de segunda fase da superfície de topo do RFe-SF com diferentes r_{AF} . A) 60 %, B) 70 %, C) 80 % e D) 90 %.	48
4.30	Perfil de microdureza na seção transversal do RFe-SF para a razão de arame frio (r_{AF}) de 60 %.	49
4.31	Perfil de microdureza na seção transversal do RFe-SF para a razão de arame frio (r_{AF}) de 70 %.	49
4.32	Perfil de microdureza na seção transversal do RFe-SF para a razão de arame frio (r_{AF}) de 80 %.	50
4.33	Perfil de microdureza na seção transversal do RFe-SF para a razão de arame frio (r_{AF}) de 90 %.	50

4.34	Determinação dos ângulos das partículas de minério provenientes da mina do Sossêgo em Canaã dos Carajás-PA, utilizadas no TIAC.	51
4.35	Gráfico da perda de massa versus tempo do RCC.	52
4.36	Gráfico da perda de massa versus tempo do RFe-SF para razão de arame frio r_{AF} de 70 %.	52
4.37	Gráfico da perda de massa versus tempo do RFe-SF para razão de arame frio r_{AF} de 80 %.	53
4.38	Gráfico da perda de massa versus tempo do RFe-SF para razão de arame frio r_{AF} de 90 %.	53
4.39	Gráfico da perda de massa versus tempo do RFe-SF para razão de arame frio r_{AF} de 60 %.	54
4.40	Gráfico da perda de massa versus tempo para o RCC e RFe-SF's com razão de arame frio de 60%, 70%, 80% e 90%.	55

Lista de Tabelas

2.1	Designações de revestimentos para ligas ferrosas a partir da microestrutura resultante. (<i>ISO/TR 13393:2009</i> , 2009)	7
3.1	Parâmetros da soldagem <i>SAW</i> para RCC.	23
3.2	Parâmetros da soldagem <i>GMAW-CW</i> para o RFe-SF.	25
4.1	Composição química percentual em peso do RCC (superfície de topo) e metal de base (superfície de base).	29
4.2	Composição química percentual em peso do RFe-SF com r_{AF} igual a 60 %, 70 %, 80 %, e 90 % (superfície de topo).	43
4.3	Taxas de desgaste para o RCC e RFe-SF's com razão de arame frio de 60%, 70%, 80% e 90%.	54

Lista de Siglas e Símbolos

<i>cm</i>	- Unidade de comprimento em centímetro
<i>CCC</i>	- Cúbico de corpo centrado
<i>CCO</i>	- <i>Chromium carbide overlay</i> (revestimento de carbetto de cromo)
<i>CFC</i>	- Cúbico de face centrada
<i>DERE</i>	- Difração de elétrons retroespalhados
<i>EBSD</i>	- <i>Electron backscattered diffraction</i>
<i>EDS</i>	- <i>Energy dispersive x-ray spectroscopy</i> (espectroscopia de energia dispersiva por raios X)
<i>EEDRX(EDX)</i>	- Espectroscopia de energia dispersiva por raios X
<i>EEO</i>	- Espectroscopia por emissão óptica
<i>FESEM</i>	- <i>Field emission scanning electron microscopy</i> (microscopia eletrônica de varredura com emissão de campo)
<i>g</i>	- Unidade de massa em gramas
<i>GMAW</i>	- <i>Gas metal arc welding</i> (soldagem a arco, gás e metal ou <i>MIG/MAG</i>)
<i>GMAW – CW</i>	- <i>Gas metal arc welding-cold wire</i> (soldagem a arco, gás e metal com adição de arame frio ou <i>MIG/MAG</i> com adição do arame frio)
<i>FSW</i>	- Friction stir welding (soldagem a fricção)
<i>m</i>	- Unidade de comprimento em metro
<i>mg</i>	- Unidade de massa em miligrama
<i>mm</i>	- Unidade de comprimento em milímetro
<i>LBW</i>	- <i>Laser beam welding</i> (soldagem a laser)
<i>MIG</i>	- <i>Metal inert gas</i> (soldagem com gás de proteção inerte)
<i>MAG</i>	- <i>Metal active gas</i> (soldagem com gás de proteção ativo)
<i>OES</i>	- <i>Optical emission spectroscopy</i> (espectroscopia por emissão óptica)
<i>PTAW</i>	- <i>Plasma transfer arc welding</i> (soldagem a plasma)
<i>r_{AE}</i>	- Razão de arame energizado
<i>r_{AF}</i>	- Razão de arame frio
<i>RCC</i>	- Revestimento de carbetto de cromo
<i>RCW</i>	- Revestimento de carbetto de tungstênio
<i>SAW</i>	- <i>Submerged arc welding</i> (soldagem a arco submerso)
<i>TIAC</i>	- Teste de impacto abrasão compacto
<i>v_{AF}</i>	- Velocidade de alimentação do arame frio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Motivação	1
1.2	Objetivo Geral	3
1.3	Objetivo Específico	4
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1	Revestimentos Soldados Resistentes ao Desgaste	5
2.1.1	Sistemas de materiais	6
2.2	Soldagem a arco submerso ou <i>submerged arc welding (SAW)</i> na obtenção de revestimentos de carbeto de cromo (RCC)	9
2.2.1	Microestrutura dos revestimentos de carbeto de cromo (RCC)	9
2.2.2	Caracterização de defeitos de soldagem em revestimentos	12
2.3	Soldagem a arco, gás e metal com adição de arame frio ou <i>gas metal arc welding with cold wire (GMAW-CW)</i>	13
2.4	Desgaste de revestimentos soldados	14
2.4.1	Definição de desgaste	14
2.4.2	Tipos de desgaste	14
2.4.3	Mecanismos de desgaste abrasivo	15
2.4.4	Modos de desgaste abrasivo	16
2.4.5	Teste de Impacto Abrasão Compacto	16
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	20

3.1	Caracterização de fases e defeitos em revestimentos de carbetos de cromo (RCC) depositados por soldagem a arco submerso ou submergerd arc welding (SAW)	22
3.2	Caracterização de fases e defeitos em revestimentos ferríticos de segunda fase (RFe-SF) depositados por soldagem a arco, gás e metal com adição de arame frio (GMAW-CW)	24
3.3	Caracterização do desgaste pelo teste de impacto abrasão compacto (TIAC)	26
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	28
4.1	Caracterização de fases e defeitos em revestimentos de carbetos de cromo (RCC) depositados por arco submerso (SAW)	28
4.2	Caracterização de fases e defeitos em revestimentos ferríticos de segunda (RFe-SF) depositados por soldagem a arco, gás e metal com adição de arame frio (GMAW-CW)	42
4.3	Caracterização do desgaste pelo teste de impacto abrasão compacto (TIAC)	47
5	CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS	56
5.1	Conclusões	56
5.2	Trabalhos futuros	57
6	REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	59

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

1.1 Motivação

Revestimentos resistentes ao desgaste (revestimentos duros) depositados por soldagem, têm sido largamente empregados em várias áreas da indústria da mineração. Algumas vantagens econômicas da aplicação de revestimentos duros são enumeradas por O'brien (2011):

- Custo reduzido: revestir uma peça trazendo à condição de nova normalmente custa de 30% a 60% menos que repor uma peça nova;
- Prolongar a vida do equipamento: com a tecnologia correta de revestimento, a vida em serviço de peças revestidas aumenta de 3 a 10 vezes;
- Redução de paradas: componentes das máquinas duram mais resultando em menos paradas da planta; e
- Menos peças de reposição no almoxarifado: peças desgastadas podem ser revestidas.

Diversos processos como soldagem a arco, gás e metal ou *metal inert/active gas (MIG/MAG)* ou *gas metal arc welding (GMAW)*, soldagem a arco, gás e metal com adição do arame frio ou *gas metal arc welding and cold wire (GMAW-CW)* e

soldagem a arco submerso ou *submerged arc welding (SAW)* tem sido estudados com foco na aplicação de revestimentos resistentes ao desgaste. Revestimentos depositados por soldagem utilizando o processo de soldagem a arco gás metal com adição de arame tubular ou *flux core arc welding (FCAW-CW)* variando o percentual de adição de arame frio de 0 a 50% em seis níveis foram estudados por Neto (2015), com o objetivo de determinar sua resistência ao desgaste. A microestrutura e as propriedades mecânicas de revestimentos duros obtidos por *SAW* utilizando pós de elementos de liga foram estudados por Zahiri *et al* (2014)

A seleção de um bom revestimento passa pelo conhecimento das vantagens e desvantagens de cada processo, bem como da correta seleção do consumível, que juntamente com o pacote operacional de soldagem, resultará em uma estrutura adequada, e conseqüentemente propriedades mecânicas projetadas do material ou liga. As ligas metálicas resultantes de revestimentos resistentes ao desgaste pertencem a dois grupos principais de materiais, o grupo dos carbeto de cromo e carbeto de tungstênio, entretanto, ambos apresentam restrições de custo e operacional. Carbeto de tungstênio, que formam praticamente materiais metálicos de matriz compósita, sendo estes um dos materiais mais resistentes ao desgaste, porém apresentam problemas de dissolução e também são de custo elevado. Os revestimentos de carbeto de cromo apresentam um menor custo em relação aos revestimentos de carbeto de tungstênio, mas podem apresentar uma série de defeitos como segregação, porosidades e trincas, principalmente à medida que aumenta a concentração dos elementos de liga e há formação de carbeto de cromo primários.

O uso de processos com alta produtividade e com flexibilidade para alteração da composição química mostra-se no caso do processo *SAW* como viável, e promissor no caso do processo *GMAW-CW*, na aplicação de revestimentos resistentes ao desgaste.

A aplicação adequada destes materiais necessita do emprego de técnicas modernas de caracterização de materiais e de propriedades mecânicas. Procedimentos avançados de caracterização estrutural como difração de raios X (*DRX*) ou *X ray diffraction (XRD)*, microscopia eletrônica de varredura (*MEV*), espectroscopia de energia dispersiva

por raios X (EEDRX ou EDX) ou *energy dispersive X ray spectroscopy* (EDS), difração de elétrons retroespalhados (DERE) ou *electron backscattered diffraction* (EBSD) tem sido cada vez mais empregadas no estudo destes materiais.

As propriedades mecânicas, principalmente em relação ao desgaste, necessitam de uma atenção especial, pois apenas o teste da roda de borracha da norma *ASTM standards* G65-04 (2004) tem sido largamente utilizado, industrialmente e academicamente, apesar da sua reconhecida limitação, principalmente em aplicações onde cargas de impacto e abrasão encontram-se combinadas.

Neste trabalho foram investigadas a estrutura e as propriedades mecânicas de revestimentos resistentes ao desgaste obtidos pelo processo *SAW* com adição de pós de elementos de liga e *GMAW-CW* com adição de arame frio em revestimentos de carbeto de cromo primário (RCC) e revestimentos ferríticos de segunda fase (RFe-SF), respectivamente. As técnicas de caracterização estrutural convencionais como microscopia óptica e espectroscopia óptica e não convencionais como DRX e *EBSD* identificaram as principais fases e mecanismos de formação de defeitos nestes revestimentos. As técnicas de caracterização de propriedades mecânicas convencionais como microdureza e não convencionais como o teste de impacto abrasão compacto (TIAC) mostraram-se como uma importante ferramenta no estudo do desgaste de revestimentos depositados por soldagem.

1.2 Objetivo Geral

Estudar os processos de soldagem de relativa simplicidade operacional e alta produtividade (*SAW* com adição de pós metálicos e *GMAW-CW*), caracterização estrutural e propriedades mecânicas aplicadas aos revestimentos resistentes ao desgaste, visando a aumentar a produtividade e a qualidade destes materiais, considerados estratégicos, para o desenvolvimento industrial da Amazônia brasileira, em virtude da aplicação não só na mineração, que é uma das componentes principais do PIB do Pará, bem como em outros setores como siderurgia, transportes e geração de energia.

1.3 Objetivo Específico

De forma específica pretende-se:

- Estudar e aplicar os parâmetros de soldagem adequados nos processos *SAW* e *GMAW-CW*, avaliando a qualidade dos depósitos e a produtividade dos revestimentos.
- Estudar e aplicar técnicas avançadas de caracterização de materiais (MEV, EDS, EBSD e DRX) em revestimentos de carbeto de cromo (RCC) e ferríticos de segunda fase (RFe-SF), identificando sua composição química e cristalográfica.
- Utilizar técnicas avançadas de caracterização de materiais (MEV, EDS, EBSD e DRX) aos RCC's, identificando os principais defeitos e seus mecanismos de formação, bem como correlacionar estes defeitos as propriedades de desgaste.
- Padronizar o elemento desgastante, classificando as partículas de minério cobre proveniente da mina do Sossego em Canaã dos Carajás, na granulometria adequada para o TIAC. Identificar a composição química e cristalográfica dos principais constituintes das partículas desgastantes. Medir os ângulos das arestas de corte e a microdureza das partículas desgastantes empregadas no TIAC.
- Ensaiar, empregando o teste de impacto abrasão compacto (TIAC), os RCC's e RFe-SF's, obtidos pelo processo *SAW* e *GMAW-CW*.
- Relacionar a composição química, cristalografia e microdureza dos RCC's e RFe-SF's com a resistência ao desgaste obtida no TIAC.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Revestimentos Soldados Resistentes ao Desgaste

A técnica de aplicação de revestimentos duros, também conhecida como revestimentos soldados, refere-se a uma família de processos que depositam por soldagem uma camada protetora a uma superfície a ser protegida (TUCKER, 2013). Normalmente a aplicação de revestimentos soldados resulta em uma superfície fundida formando uma interface onde ocorrem fenômenos físico-químicos e metalúrgicos. A interface exibe uma zona afetada pelo calor em que as propriedades da superfície original são alteradas, e também incluem regiões onde ambos o material da superfície e o material aplicado estão presentes.

Os revestimentos duros são aplicados principalmente com o objetivo de reduzir o desgaste através do aumento da resistência da superfície do metal a abrasão, impacto, erosão, delaminação ou cavitação (O'BRIEN, 2011). Os metais de adição para revestimentos estão disponíveis na forma de arames eletrodos, eletrodos revestidos, arames tubulares, pastas e pós. As especificações para revestimentos são difíceis de serem desenvolvidas porque os testes ainda não estão bem padronizados e os fabricantes tem uma tendência de não divulgar suas formulações. Apesar disso, existem diversas normas internacionais para especificação de metais de adição para revestimentos, como a norma

AWS standards A5.13 (2010), onde várias classificações de eletrodos revestidos para revestimentos são descritas.

2.1.1 *Sistemas de materiais*

Os sistemas de materiais mais usados de revestimento resistentes ao desgaste, segundo Mendez *et al* (2014), são a base de Ni-WC e carbetos de cromo. Estes dois sistemas representam as extremidades de um espectro em termos de desafios na deposição, resistência ao desgaste e custos. Os revestimentos de carbetos de cromo (RCC) devem fundir completamente e solidificarem a partir da poça de fusão resultando em uma estrutura polifásica (Figura 2.1), enquanto os de níquel - carbetos de tungstênio (Ni-WC) devem ser inseridos diretamente na poça de fusão e solidificam na forma de um compósito de matriz metálica (Figura 2.2). Os RCC's apresentam o menor custo para sistemas a base de carbetos e uma resistência ao desgaste menor que os revestimentos de Ni-WC.

A norma *ISO/TR 13393:2009* (2009) propõe um sistema de classificação para microestruturas depositadas por processos de soldagem por fusão. Designações para alguns tipos de microestruturas para ligas ferrosas, são mostradas na Tabela. 2.1.

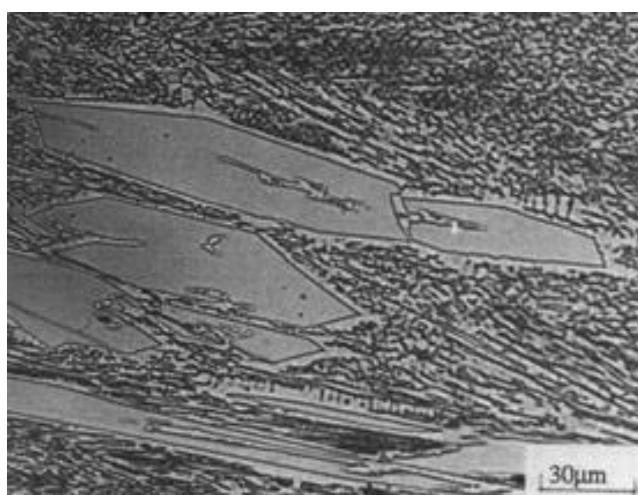


Figura 2.1 – Microestrutura polifásica da seção transversal de um RCC. (ATAMERT, 1990)

A composição e a microestrutura de um revestimento duro podem ser correlacionadas através de um diagrama, onde a fração mássica percentual de carbono é plotada

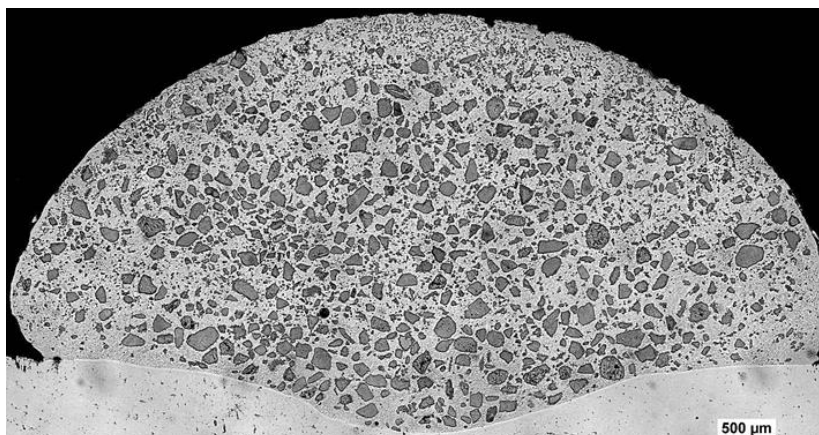


Figura 2.2 – Mosaico de uma seção transversal de um cordão de solda exibindo uma matriz metálica composta de Ni-WC. (GUEST, 2014)

Tabela 2.1 – Designações de revestimentos para ligas ferrosas a partir da microestrutura resultante. (ISO/TR 13393:2009, 2009)

Revestimento	Microestrutura
E-H-Fe-FS	Aço ferrítico com segunda fase
E-H-Fe-M1	Aço martensítico de baixa liga
E-H-Fe-M2	Aço ferramenta com segunda fase
E-H-Fe-M3	Aço inoxidável martensita
E-H-Fe-M4	Aço maraging martensita
E-H-Fe-MA	Quantidade aproximadamente igual de ferrita e martensita
E-H-Fe-MK	Martensita com carbeto ligados
E-H-Fe-MEK	Martensita com eutético de carbeto e austenita
E-H-Fe-A	Aço inoxidável austenítico com pouca ou nenhuma ferrita
E-H-Fe-AM	Aço manganês austenítico com baixo ou nenhum cromo
E-H-Fe-AK	Aço manganês austenítico contendo carbeto ligados
E-H-Fe-F	Quantidade aproximadamente igual de ferrita e martensita
E-H-Fe-PAE	Austenita primária com eutético de austenita e carbeto
E-H-Fe-PKE	Carbeto de cromo primário com eutético de austenita e carbeto

em escala logarítmica no eixo das ordenadas, e a fração de elementos de liga percentual (Cr, Mn, Si, Mo, Ni, Nb, V, W e Ti) é plotada no eixo das abcissas, como mostra a Figura. 2.3. A partir deste diagrama é possível identificar a microestrutura resultante, através do conhecimento do teor de carbono e elemento de liga do revestimento. Por exemplo, se um revestimento tem 0,2 % de C e 3 % de elemento de liga, sua microestrutura resultante de acordo com o gráfico da Figura. 2.3 será FS, que de acordo com Tabela. 2.1 é um revestimento de microestrutura ferrítica com segunda fase.

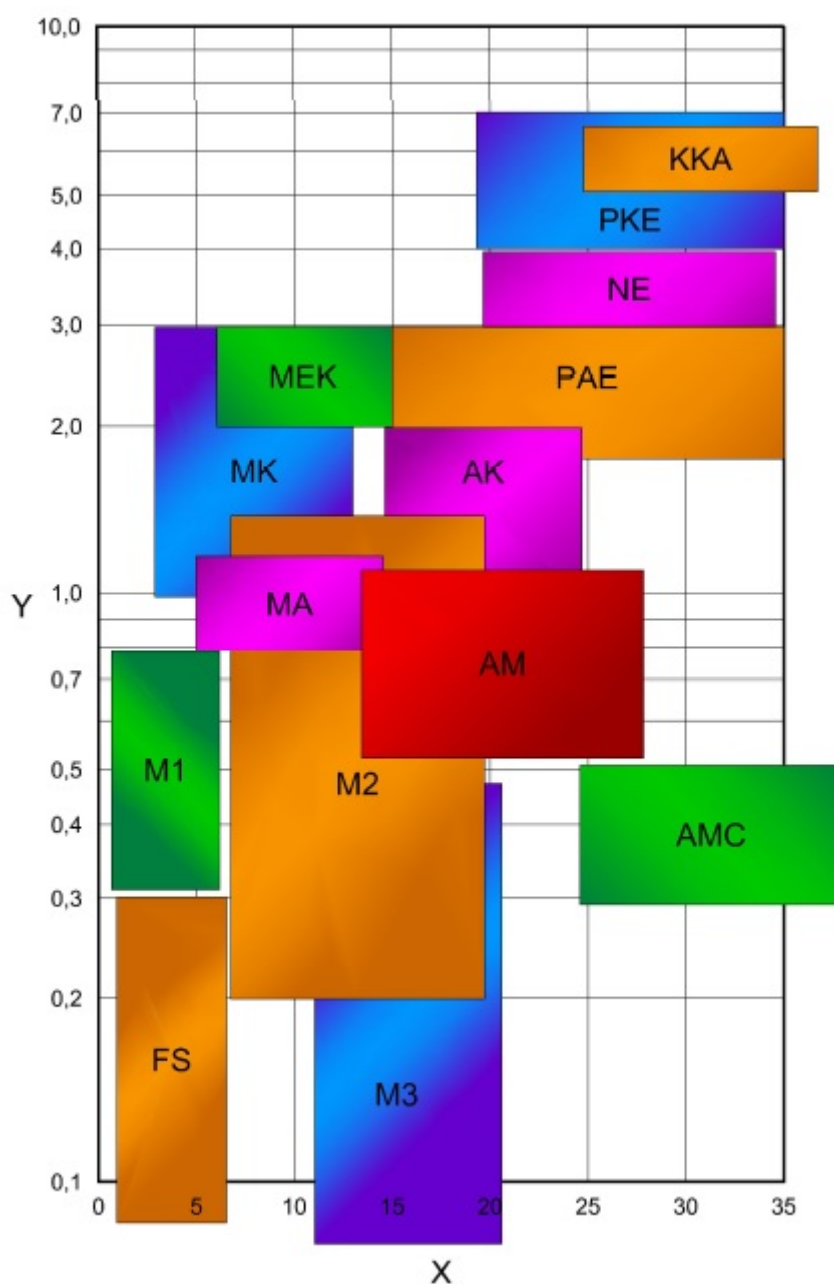


Figura 2.3 – Mapa de faixas de composição de microestruturas de revestimentos duros. (ISO/TR 13393:2009, 2009)

2.2 Soldagem a arco submerso ou submerged arc welding (SAW) na obtenção de revestimentos de carbeto de cromo (RCC)

Carbetos de cromo podem ser depositados por vários processos de soldagem, como plasma ou *plasma transferred arc welding (PTAW)*, laser ou *laser beam welding (LBW)* e SAW. A transferência por plasma pode levar ao melhoramento da matriz através de uma melhor distribuição dos elementos de liga na matriz à medida que carbetos tendem a fundir no arco de plasma e dissolver na matriz tornando-a mais refinada e plástica (D'OLIVEIRA; TIGRINHO; TAKEYAMA, 2008). Técnicas de refusão a laser têm sido aplicadas para eliminar microtrincas e poros em revestimento de matriz de níquel e carbeto de tungstênio (Ni-WC), que aumentam significativamente a resistência ao desgaste do revestimento, mas um alto custo de equipamento e baixa eficiência tem limitado a deposição por laser a peças de menor tamanho e de alto valor. A soldagem a arco submerso é o processo mais usado, em razão da sua alta simplicidade operacional e produtividade de deposição (MENDEZ *et al*, 2014). Os RCC's são preferidos em relação aos revestimentos de Ni-WC devido as suas vantagens econômicas, chegando a custar menos que 85 % do preço de revestimentos de Ni-WC.

2.2.1 Microestrutura dos revestimentos de carbeto de cromo (RCC)

A composição química dos RCC's baseia-se na composição dos ferros fundidos brancos de alto cromo hipoeutéticos e hipereutéticos. Os revestimentos com ligas de composição hipoeutética possuem uma microestrutura constituída de dendritas primárias de austenita, circundadas por uma mistura eutética de austenita e carbetos mais finos. As ligas de composição hipereutética apresentam uma microestrutura constituída de barras hexagonais de carbetos primários, circundados por uma mistura eutética de austenita e carbetos secundários. O M_7C_3 é o principal tipo de carbeto que pode se formar em ligas comuns de composições comerciais (ZAHIRI *et al*, 2014). Outros tipos de carbetos como M_3C e $M_{23}C_6$, podem se formar dependendo dos níveis de Cr e C e condições do processo. O carbeto de cromo Cr_7C_3 possui uma estrutura hexagonal, ponto de fusão

de 1775 °C e densidade de 6,97 g/cm³ (PIERSON, 1996).

Os RCC's pertencem não somente ao sistema ternário C-Cr-Fe, mas também a extremidade rica em ferro desta liga que é de grande importância comercial (Figura 2.4), então um extenso trabalho experimental foi realizado na faixa de composição de interesse comercial (até Cr 40% e até C 6%), resultando em uma projeção *liquidus* confiável (THORPE; CHICCO, 1985). Atamert e Bhadeshia (1996) também publicaram projeções *liquidus* e seções isotérmicas da liga FeCrC (Figura 2.5).

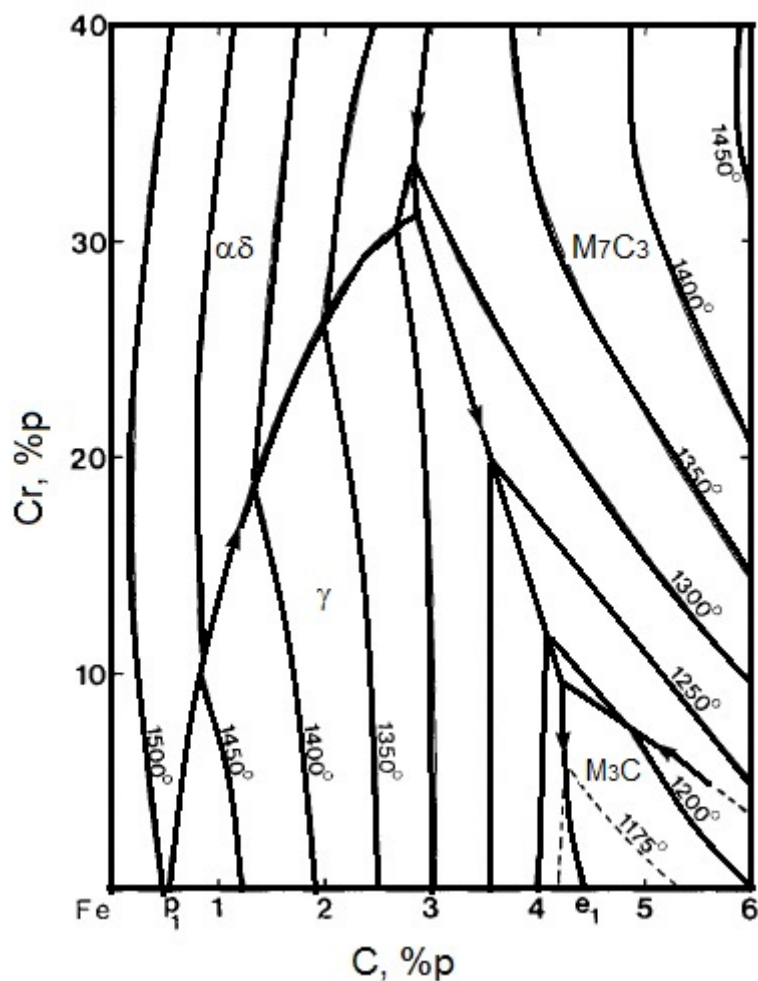


Figura 2.4 – Superfície *liquidus* metaestável da extremidade rica em Fe do sistema FeCrC. (THORPE; CHICCO, 1985).

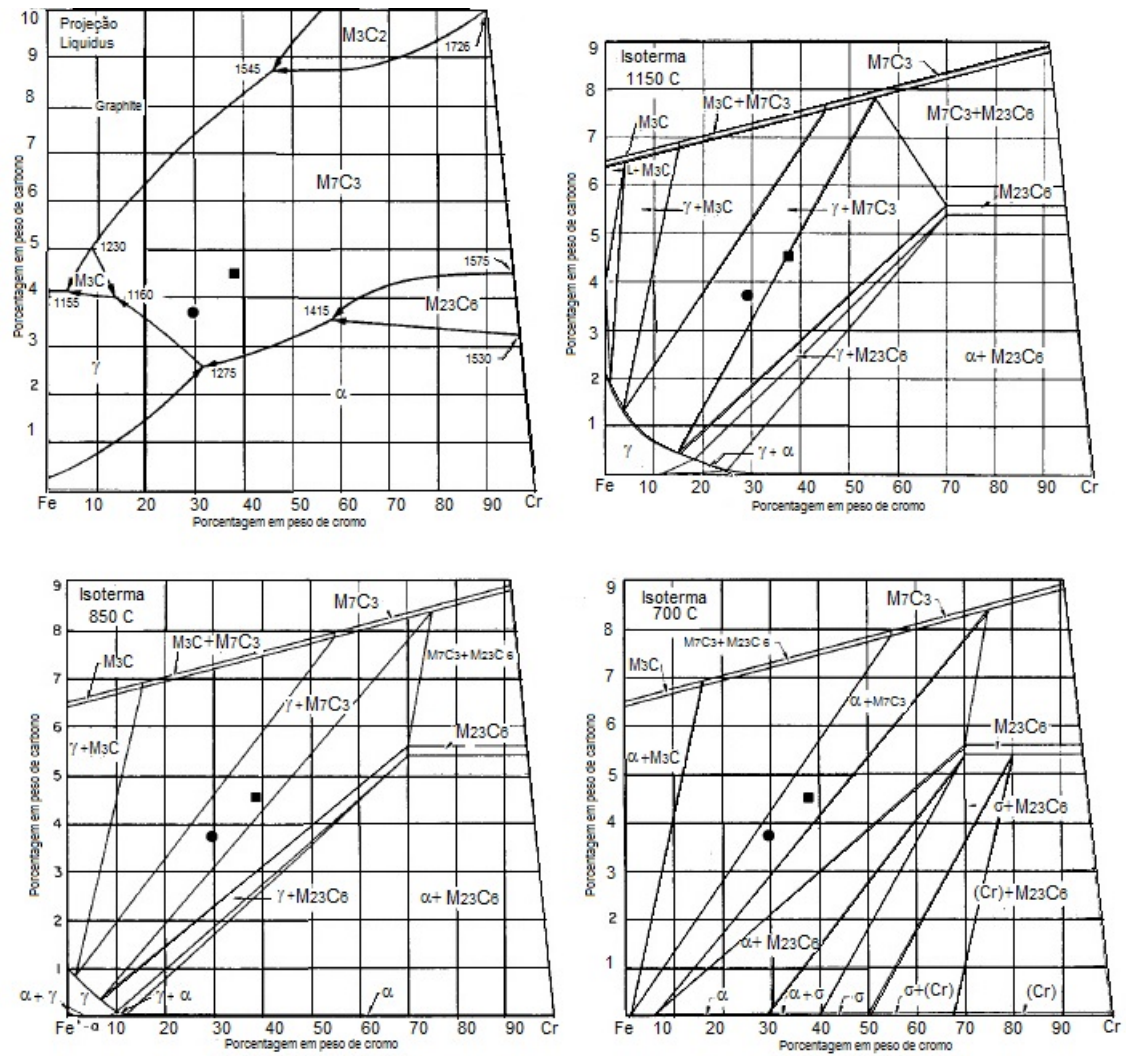


Figura 2.5 – Superfície *liquidus* metaestável e seções isotérmicas da extremidade rica em Fe do sistema FeCrC (ATAMERT; BHADSHIA, 1990).

2.2.2 Caracterização de defeitos de soldagem em revestimentos

Existem muitos problemas associados a processos de soldagem, que limitam as propriedades projetadas e aplicações, dentre estes estão os seguintes: porosidades gasosas, inclusões de óxidos, filmes de óxidos e trincas de solidificação (trincas quentes) ou cisalhamento a quente (MATHERS, 2002). A otimização e avaliação de engenharia pode ser útil para evitar gastos desnecessários e recursos para reparar defeitos que não afetam a vida de uma solda (*DEFECTS AND DISCONTINUITIES OF WELDING*, 1999).

A avaliação para um procedimento alternativo para reduzir defeitos de soldagem em superfícies duras foi estudado através da mistura WC-Co com pós de ferro e uma liga baseada em cobalto atomizado (WANG *et al*, 2005).

Trincas, porosidades, aglomerados de partículas, comumente chamados no meio industrial de "*rice crispies*", são normalmente encontrados em RCC's depositados por SAW. Estas estruturas, apesar de sua frequente ocorrência em materiais na indústria são raramente mencionadas na literatura. A caracterização destes defeitos é importante para compreender a origem das porosidades e dos mecanismos de formação e propagação de trincas. Por exemplo, se na presença de trincas um valor crítico de carga é excedido, que é determinado pela tenacidade a fratura do material que está sendo submetido ao desgaste, a severidade ao desgaste aumenta com o aumento de ambos a fração volumétrica de poros e microtrincas do material (GARH, 1995).

Os métodos avançados de caracterização, como microscopia eletrônica de varredura de alta resolução ou *field emission scanning electron microscope (FESEM)* e a técnica da difração de elétrons retro espalhados (DERE) ou *electron backscattered diffraction (EBSD)* vêm sendo bastante utilizadas na caracterização dos defeitos mencionados acima, tendo contribuído para entender seus mecanismos de formação nos processos de deposição e solidificação. O *EBSD* tem sido uma potente e confiável ferramenta, na análise das orientações dos grãos, contornos de grãos, identificações e distribuições de fases (CHENG; WANG, 2012).

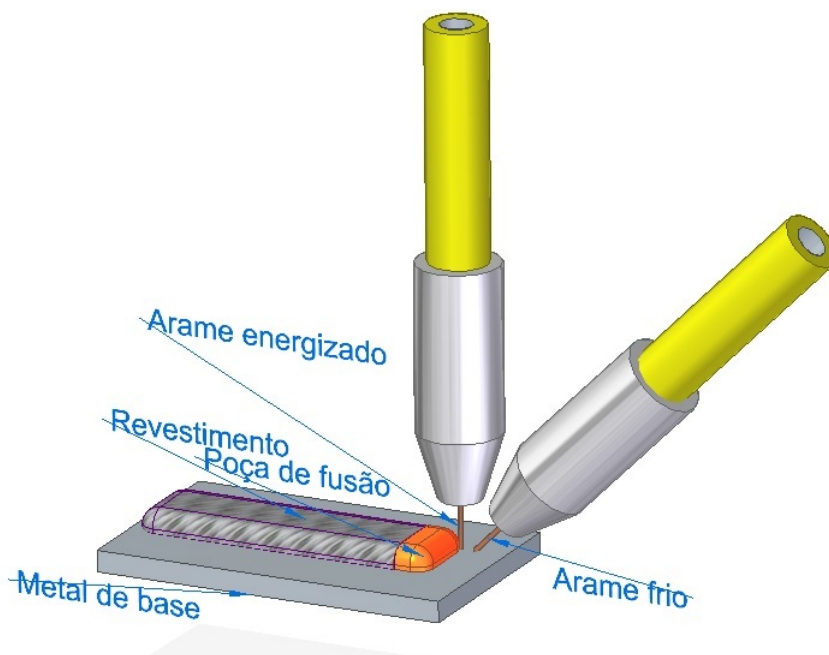


Figura 2.6 – Esquema da soldagem a arco com adição de arame frio (*GMAW-CW*).

2.3 Soldagem a arco, gás e metal com adição de arame frio ou gas metal arc welding with cold wire (*GMAW-CW*)

O processo de soldagem a arco, gás e metal com adição de arame Frio ou *gas metal arc welding with cold wire (GMAW-CW)* surgiu como uma alternativa ao uso de processos duplo arame. Neste processo, ver esquema da Figura 2.6, dois arames são fornecidos por dois alimentadores de arame, sendo um deles independente (arame não energizado), de maneira que pode utilizar diferentes composições químicas de arames e obter diferentes ou iguais velocidades de alimentação (SÁBIO, 2007). Os parâmetros elétricos são atribuídos somente ao outro arame (arame energizado). O uso de dois arames, mas com apenas um alimentado de corrente elétrica pode aumentar a taxa de deposição de 35 a 70 % (WEMAN, 2012). Segundo SÁBIO (2007), o processo de soldagem *MAG-CW* demonstrou melhor produção alcançada, em relação ao processo *MAG*, indicando boa performance no aumento das taxas de fusão e de deposição, observando que a maior evidência no desempenho destas características econômicas ocorreu em função da adição de arame frio, contribuindo na evolução da quantidade de massa fundida dos arames que foi efetivamente incorporada ao metal de solda por unidade de tempo.

2.4 Desgaste de revestimentos soldados

2.4.1 Definição de desgaste

Antes de detalhar os processos de desgaste, se faz necessário entender alguns jargões deste campo de estudo. A norma *ASTM standards G40-13* (2013) conceitua desgaste como a alteração de uma superfície sólida pela perda ou deslocamento progressivo de material devido ao movimento relativo entre esta superfície e uma substância ou substâncias. A tribologia é a ciência que estuda a interação entre as superfícies em movimento relativo, incluindo fricção, lubrificação, desgaste e erosão (*ASTM STANDARDS G40-13*, 2013). O desgaste abrasivo é o desgaste devido a partículas ou protuberâncias duras serem forçadas contra e movendo-se ao longo de uma superfície sólida (*ASTM STANDARDS G40-13*, 2013). O desgaste por impacto é o desgaste devido a colisões entre dois corpos sólidos onde alguma componente do movimento é perpendicular ao plano tangencial de contato (*ASTM STANDARDS G40-13*, 2013).

2.4.2 Tipos de desgaste

Fundamentalmente, materiais somente podem ser removidos de uma superfície por três processos;

- fratura,
- dissolução
- e fusão ou vaporização.

Basicamente, desgaste e erosão só podem ocorrer por estes três processos, e algumas categorias de desgaste podem envolver os três processos simultaneamente (BU-DINSKI, 2007). A Figura 2.7 mostra uma classificação dos tipos de desgaste abordados neste trabalho.

Segundo Tylczak (1992), o desgaste abrasivo de baixa tensão ocorre quando o abrasivo permanece relativamente intacto, o desgaste abrasivo de alta tensão ocorre quando as partículas abrasivas são quebradas e o desgaste por arrancamento ocorre

quando as partículas abrasivas relativamente grandes cortam o material que não está completamente encruado pelo processo.

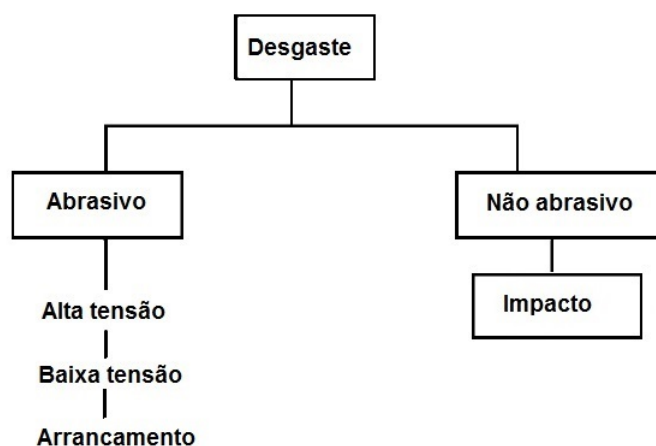


Figura 2.7 – Duas maiores categorias de desgaste e alguns modos específicos em cada categoria abordados neste trabalho. Adaptado de Budinski (2007).

2.4.3 Mecanismos de desgaste abrasivo

As partículas abrasivas podem remover material por microcorte, microfratura, sacamento de grãos e fadiga controlada por deformação (STACHOWIAK; BACHELOR, 2014), ver Figura 2.8.

A seguir são descritos os mecanismos de desgaste definidos por Stachowiac e Bachelor (2014):

- Corte - representa o modelo clássico onde uma partícula abrasiva angular ou uma aspereza dura corta uma superfície macia, ver Figura 2.8 A. O material cortado é removido como detritos de desgaste;
- Fratura - a fratura da região desgastada pode ocorrer, quando o material que sofre abrasão é frágil, ver Figura 2.8 B. Neste caso os detritos de desgaste são resultado da convergência das trincas;
- Fadiga - ocorre quando o material que sofre abrasão é dúctil e a partícula abrasiva é não angular, o corte é improvável e a superfície é deformada repetidamente, ver Figura 2.8 C. Neste caso os detritos de desgaste são resultado da fadiga no metal;

- Sacamento de grão - este mecanismo aplica-se principalmente a materiais cerâmicos onde as fronteiras entre os grãos são relativamente fracas, ver Figura 2.8 D. Neste mecanismo grãos inteiros são perdidos como detritos de desgaste.

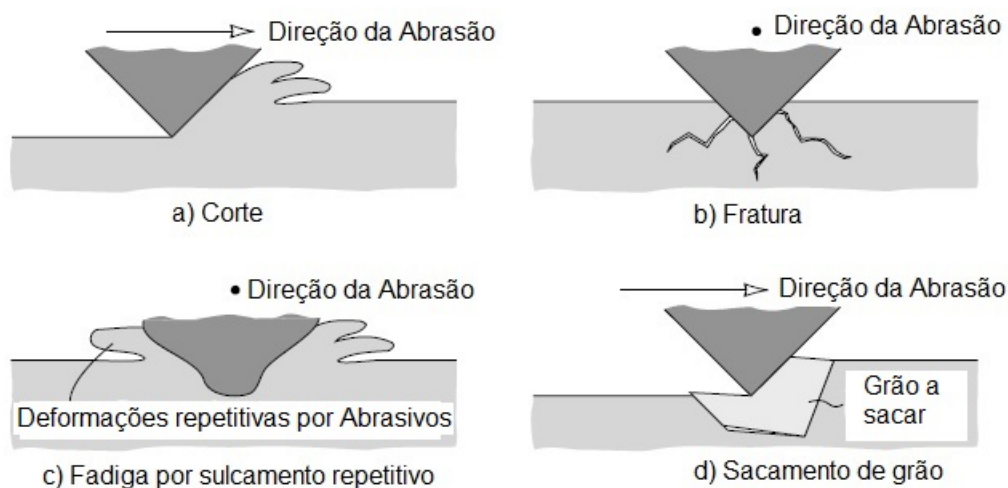


Figura 2.8 – Mecanismos de desgaste abrasivo: Microcorte, fratura, fadiga e sacamento de grão. Adaptado de Stachowiac e Bachelor (2014).

2.4.4 Modos de desgaste abrasivo

A maneira que as partículas abrasivas passam sobre a superfície desgastada determinam a natureza do desgaste abrasivo, (STACHOWIAK; BACHELOR, 2014). Ainda de acordo com Stachowiac e Bachelor (2014) a literatura denota dois modos de desgaste abrasivo, ver Figura 2.9:

- Dois corpos - pode ser exemplificado pela ação de uma lixa de papel em uma superfície. Asperezas duras ou abrasivos rigidamente fixados passam sobre uma superfície como uma ferramenta de corte;
- Três corpos - as partículas abrasivas são livres para rolar, assim como deslizarem sobre a superfície, já que não estão rigidamente fixadas

2.4.5 Teste de Impacto Abrasão Compacto

Bond (1964 *apud* WILSON; HAWK, 1999) desenvolveu um teste em escala de laboratório para simular precisamente o desgaste de barras e martelos utilizados em

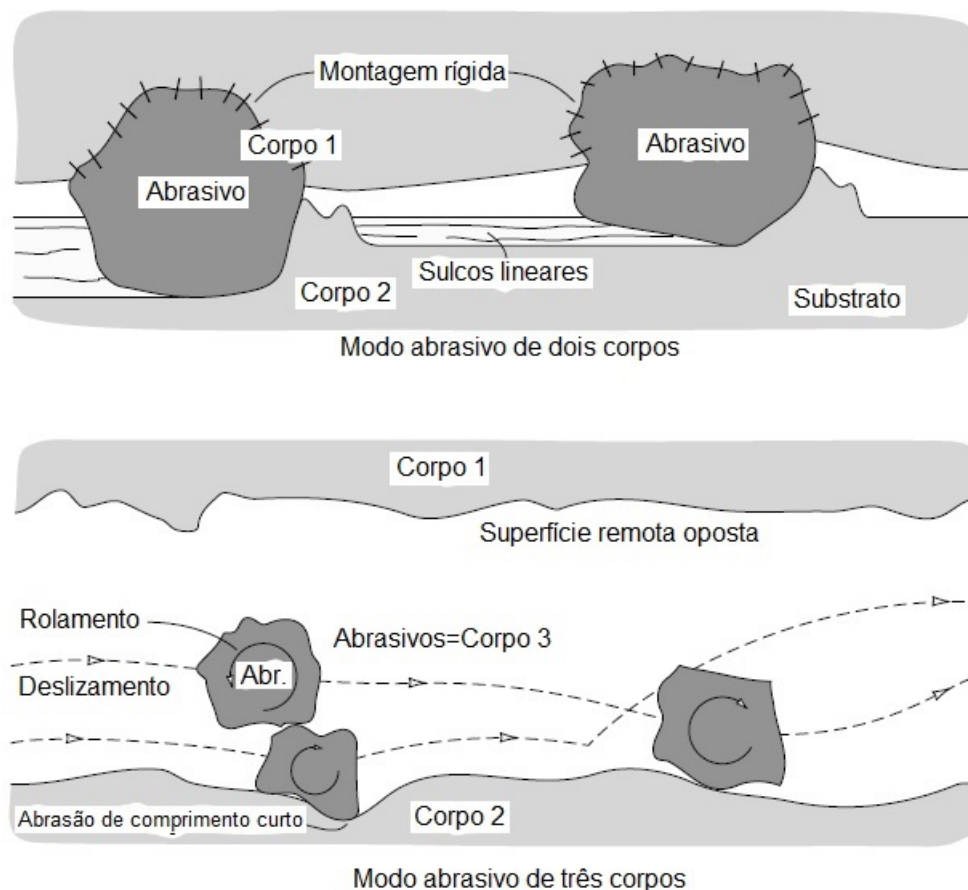


Figura 2.9 – Modos de desgaste abrasivo de dois e três corpos. Adaptado de Stachowiak e Bachelor (2014).

equipamentos na cominuição por impacto de minérios. A máquina que Bond utilizou para este teste foi do tipo pulverizador por impacto, em que 1,6 kg de minério classificado por peneiramento (-19,5 mm a +12,5 mm) foram pulverizados por impacto através de uma pá acoplada a este rotor, que girava rapidamente (WILSON; HAWK, 1999). O projeto do pulverizador original de Bond, segundo Wilson e Hawk (1999), foi modificado pelo centro de pesquisa de Albany, fazendo que o rotor central acoplasse três pás. Esta inovação possibilitou que a máquina fosse utilizada não só na determinação do índice de abrasão (IA), como também em um equipamento para teste de desgaste em materiais. O aparato de teste de desgaste rotor-tombador, utilizava um arranjo de um rotor em um tambor (rotativo) que fixava três pás, ver Figura.2.10, que subsequentemente giravam e impactavam minério com uma elevada velocidade linear (WILSON; HAWK, 1999). O minério e o rotor permaneciam juntos dentro de um tambor maior que girava lentamente a uma velocidade de aproximadamente 7 % do rotor, acarretando um desgaste combinado

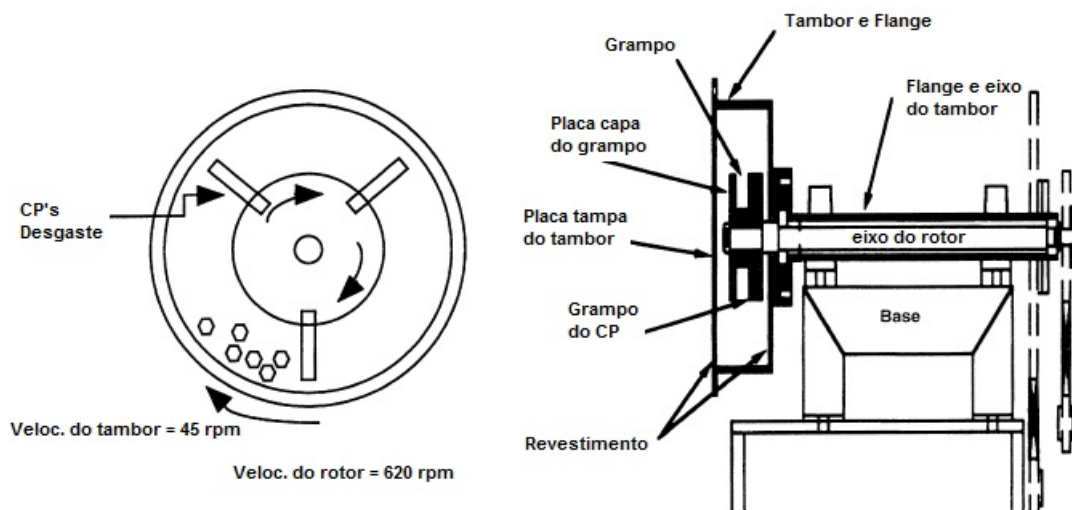


Figura 2.10 – Esquema representando o aparato de teste de desgaste rotor-tambor. Adaptado de Wilson e Hawk (1999).

por impacto e abrasão nas faces dos CP's, fornecendo informação quantitativa da taxa de desgaste dos CP's, através das medidas de perda de massa antes e depois da programação dos testes (WILSON; HAWK, 1999).

O comportamento ao desgaste de alguns aços ligados, incluindo dois novos graus processados termomecanicamente, sujeitos a contatos de abrasão impacto de pequenas partículas desgastantes foram investigados por Sundström, Rendón e Olsson (2001). A relação entre perda de massa e dureza não é linear para aços ligados, por esta razão a dureza da superfície desgastada deve ser usada no caso da modelagem da resistência ao desgaste (SUNDSTRÖM; RENDÓN; OLSSON, 2001). Ademais, Sundström, Rendón e Olsson (2001), concluem que aços não martensíticos mais macios encruam em maior extensão que aços martensíticos durante o processo de desgaste, i. e., aços com microestruturas e durezas iniciais diferentes, podem apresentar durezas de superfícies desgastadas similares durante o processo de desgaste.

O desgaste por abrasão pura e combinado (impacto/abrasão) em ligas ferrosas obtidas por soldagem também foi estudado por Kirchgaßner *et al* (2008), que utilizou o teste da roda de borracha e o TIAC para simular as condições reais de campo em escala de laboratório. O procedimento de alta energia de impacto no TIAC utilizando partículas de coríndon, fez o impacto tornar-se dominante e o comportamento de desgaste mudar

completamente nas ligas estudadas (KIRCHGABNER *et al*, 2008). Embora a dureza seja um fator importante, esta não deve ser o único fator a ser levado em consideração ao avaliar-se a resistência ao desgaste de ligas ferrosas aplicadas em revestimentos soldados (KIRCHGABNER *et al*, 2008). Ao avaliar a abrasão pura, Kirchgaßner *et al* (2008), atesta que materiais sintéticos usando carbeto de tungstênio ou ligas complexas que fornecem ambas fases duras, e uma matriz tenaz e dura nanoestruturada, atuam melhor e de forma similar. As ligas de carbeto de tungstênio sob alto impacto atuam de forma acentuadamente pior que ligas ferrosas complexas (FeCrCNb), estas ligas apresentaram um bom comportamento em todas as condições de teste, mas em nenhuma das situações apresentaram os melhores resultados. Os materiais matensíticos comportam-se melhor quando sujeitos a condição de alto impacto, por outro lado elementos de liga como nióbio que solidificam primariamente são uma possível solução para obter uma melhor performance em abrasão a três corpos (KIRCHGABNER *et al*, 2008).

CAPÍTULO III

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Capítulo dedicado a demonstrar os procedimentos experimentais utilizados na análise estrutural e de propriedades mecânicas de revestimentos soldados por *SAW* e *GMAW-CW*. Primeiramente o procedimento e o pacote operacional para o processo *SAW* e *GMAW-CW* são descritos. Posteriormente as técnicas de caracterização incluindo, inspeção visual, microscopia óptica (MO), espectroscopia por emissão óptica (EEO) ou *optical emission spectroscopy* (OES), difração de raios X (DRX), microdureza, microscopia eletrônica de varredura com emissão de campo ou *field emission scanning electron microscopy* (FESEM) acoplado com espectroscopia de energia dispersiva por raios X (EEDRX ou EDX) ou *energy dispersive x-ray spectroscopy* (EDS) e difração de elétrons retroespalhados (DERE) ou *electron backscatter diffraction* (EBSD) e o teste de impacto abrasão compacto (TIAC), foram utilizadas para identificar a microestrutura e a distribuição das fases e propriedades mecânicas de RCC's obtidos industrialmente por *SAW* e em laboratório por *GMAW-CW*. O procedimento experimental encontra-se descrito no fluxograma da Figura 3.1 A-B. Em seguida, são descritos detalhadamente o procedimento experimental, resultados e discussão, terminando com as principais constatações acerca das caracterizações e dos testes executados.

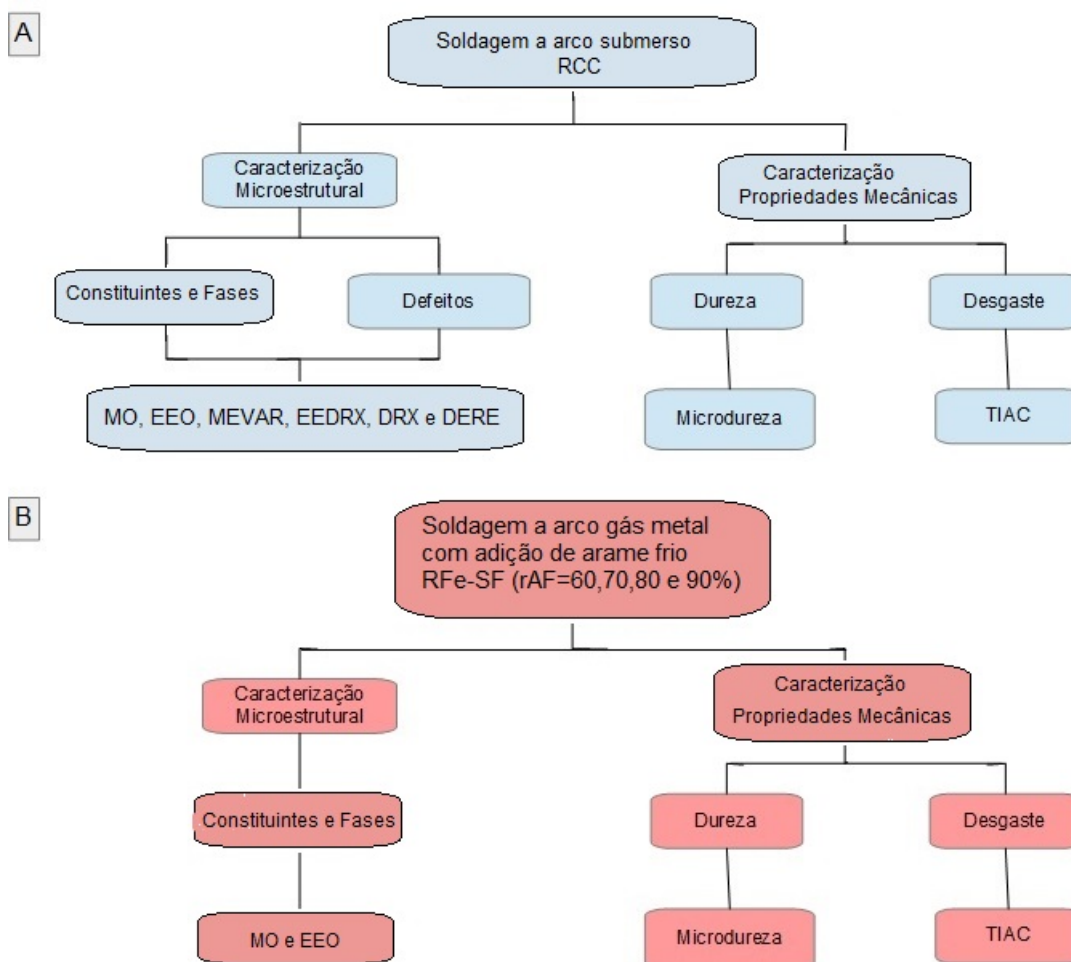


Figura 3.1 – Fluxograma dos procedimentos utilizados na caracterização microestrutural e das propriedades mecânicas dos revestimentos depositados por a) SAW e b) GMAW-CW.

3.1 Caracterização de fases e defeitos em revestimentos de carbetos de cromo (RCC) depositados por soldagem a arco submerso ou submergerd arc welding (SAW)

O RCC analisado neste estudo foi depositado na posição plana em uma placa de aço de baixo carbono (2440 mm x 6100 mm x 6,35 mm), pelo processo SAW utilizando um arame eletrodo de baixo carbono (*Lincoln L-61*) de 3,2 mm de diâmetro. Um cordão soldado de uma única camada é aplicado usando-se uma técnica de tecimento com 44 mm de amplitude de oscilação, 3,17 m/min de velocidade oscilação e 6,35 mm de sobreposição em cada passe. Os pós de elementos de liga compostos (carbetos e ferroligas) de elementos químicos como ferro, cromo, carbono, manganês e molibdênio são dispensados logo a frente da tocha de soldagem (Figura 3.2).

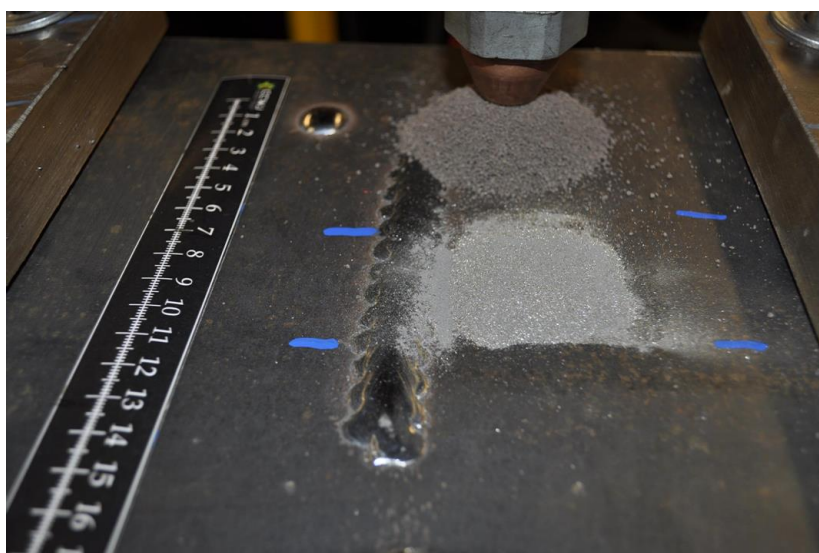


Figura 3.2 – Adição de elementos de liga em RCC's depositados por SAW.

O fluxo empregado segundo Lienert *et al* (2011), deve ser um fluxo neutro em relação aos elementos de liga do metal de adição, nesse caso o fluxo não deve adicionar elementos de liga ao RCC. O fluxo deve ter a propriedade de solidificar depois do cordão de solda e sua densidade deve ser menor que a da poça de fusão, possibilitando sua flotação no material fundido e posterior separação completa após a solidificação.

Os parâmetros da soldagem SAW foram fornecidos pelo fabricante (*Wilkinson*), são mostrados na Tabela 3.1. Após a soldagem a placa foi resfriada ao ar, e não houve

Tabela 3.1 – Parâmetros da soldagem SAW para RCC.

Parâmetros de Soldagem	Valores
Distância do bico de contato a peça	31,75 mm
Velocidade de soldagem	245 mm/min
Velocidade de alimentação do arame	1,63 m/min
Voltagem	33 V
Corrente	450 A
Razão de libras de elemento de liga por libras de arame	2,4

tratamento térmico posterior.

A amostra para caracterização (15 mm x 5 mm x 12,7 mm) foi extraída de uma placa (406,4 mm x 406,4 mm x 12,7 mm) através de um corte perpendicular a direção de soldagem (Figura 3.3).

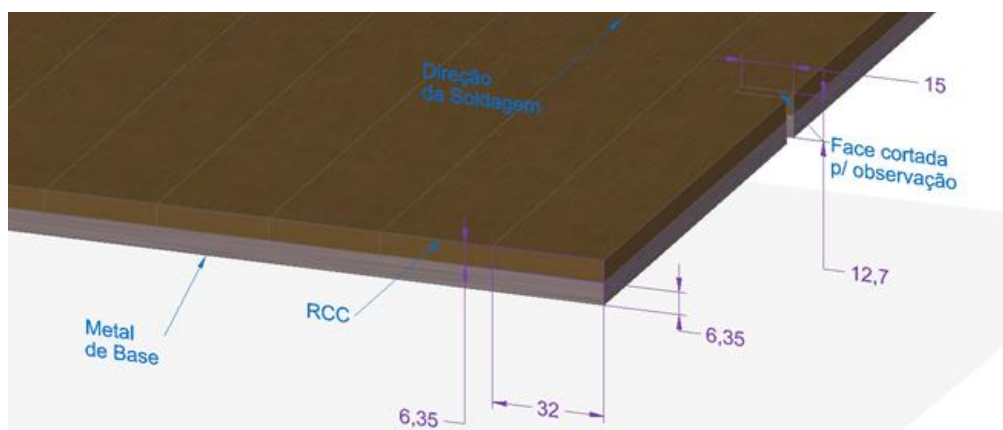


Figura 3.3 – Esquema mostrando a placa de RCC e o local de retirada da amostra (dimensões em mm).

O material foi lixado e polido com pasta de diamante, suspensão de alumina e sílica coloidal, seguindo procedimentos de preparação de amostra padronizados para observação metalúrgica de alta resolução. As imagens de microscopia óptica foram realizadas, utilizando-se um microscópio óptico (MO) de platina invertida *Nikon Eclipse MA200*. As análises químicas quantitativas foram realizadas em um espectrômetro de emissão óptica (EEO) ou *optical emission spectrometer (OES)* da marca *Oxford Foundry Master*. Os ensaios de microdureza foram realizados em um microdurômetro da marca *Mitutoyo* da série *HM100*. A análise química qualitativa e morfológica dos pós de elementos de liga foi executada em um microscópio eletrônico de varredura *Hitachi*

TM3000 equipado com detector de *EDS*. A análise química qualitativa e quantitativa, identificação de fase e defeitos e orientação cristalográfica, no RCC, foi realizada em um microscópio eletrônico de varredura de emissão de campo *Zeiss Sigma (FESEM)* acoplado com detector de *EDS* e *EBS*. A cristalografia da amostra de RCC foi analisada em um difratômetro de raios X *Panalytical XPERT-PRO*, com goniômetro (*Theta/Theta*), com fonte de radiação de Cu ($K\alpha$) = 1,540598 Å. O método utilizado consistiu no método do pó e foi realizada uma varredura de 20° a 120° em 2θ , *stepsize* de 0,02. O pó de elemento de liga foi analisado em um difratômetro *Bruker 08 Advance* nas mesmas condições citadas anteriormente. O software *X'pert HighScore* da *Panalytical* para identificação das fases cristalográficas nos difratogramas. A difração de elétrons retroespalhados (*EBS*), segundo Chen (2012) é uma técnica que consiste em analisar os padrões de Kikuchi que são gerados através da excitação de um feixe elétrons na superfície de uma amostra dentro da câmara de um microscópio eletrônico de varredura. O sistema *Oxford AZtec EBS* foi utilizado para coletar os dados brutos sob uma voltagem de aceleração de 20 KV. O mapa de fase e o contorno de deformação foram processados utilizando o programa *HKL Channel 5*.

3.2 Caracterização de fases e defeitos em revestimentos ferríticos de segunda fase (RFe-SF) depositados por soldagem a arco, gás e metal com adição de arame frio (GMAW-CW)

Os RFe-SF analisados neste estudo foram depositados em placas de aço baixo carbono (9,5 mm x 63,5 mm x 101,6 mm), pelo processo *GMAW-CW* utilizando um arame eletrodo tubular (*Castolin-Eutectic DO*12*) de 1,2 mm de diâmetro e um segundo arame de adição não energizado de baixo carbono (*ESAB OK Autorod 13.6-ER70S-6*), ver Figura 3.4. Aplica-se um cordão soldado de uma única camada usando-se uma técnica de tecimento com 25 mm de amplitude de oscilação, 5,5 s de período oscilação e 30 % de sobreposição em cada passe. Os parâmetros da soldagem *GMAW-CW*, mostrados na Tabela. 3.2, foram obtidos em ensaios preliminares, levando em consideração a estabilidade do arco. A temperatura de interpasse é menor que 100 °C e após a soldagem



Figura 3.4 – Bancada preparada para execução da soldagem *GMAW-CW*.

a placa foi resfriada ao ar, e não houve tratamento térmico posterior.

Tabela 3.2 – Parâmetros da soldagem *GMAW-CW* para o RFe-SF.

Parâmetros de Soldagem	Valores
Distância do bico de contato a peça	25 mm
Velocidade de soldagem	100 mm/min
Velocidade de alimentação do arame	9 m/min
Voltagem	29 V
Corrente	250 A
Vazão da mistura 75%Ar25%CO ₂	15 l/min

A razão de arame frio (r_{AF}), é definida na Equação 3.1, como a razão entre a velocidade de alimentação do arame frio (v_{AF}) e a velocidade de alimentação do arame energizado (v_{AE}). A razão de arame frio foi mantida em quatro níveis: 60 %, 70 %, 80 % e 90 %, e três réplicas foram fabricadas para cada r_{AF} .

$$r_{AF} = \frac{v_{AF}}{v_{AE}} \quad (3.1)$$

A amostra para caracterização (10 mm x 63,5 mm x 14,7 mm) foi extraída de uma placa (106 mm x 63,5 mm x 14,7 mm) através de um corte perpendicular a direção de soldagem (Figura 3.5). O material foi lixado e polido com pasta de diamante, seguindo procedimentos de preparação de amostra padronizados para observação metalúrgica. As imagens de microscopia óptica foram realizadas, utilizando-se um microscópio óptico

(MO) de luz refletida de platina normal *Cannon*. As análises químicas quantitativas foram realizadas em um espectrômetro de emissão óptica (EEO) ou *optical emission spectrometer (OES)* da marca *Oxford Foundry Master*. Os ensaios de microdureza foram realizados em um microdurômetro da marca *Mitutoyo* da série HM100.

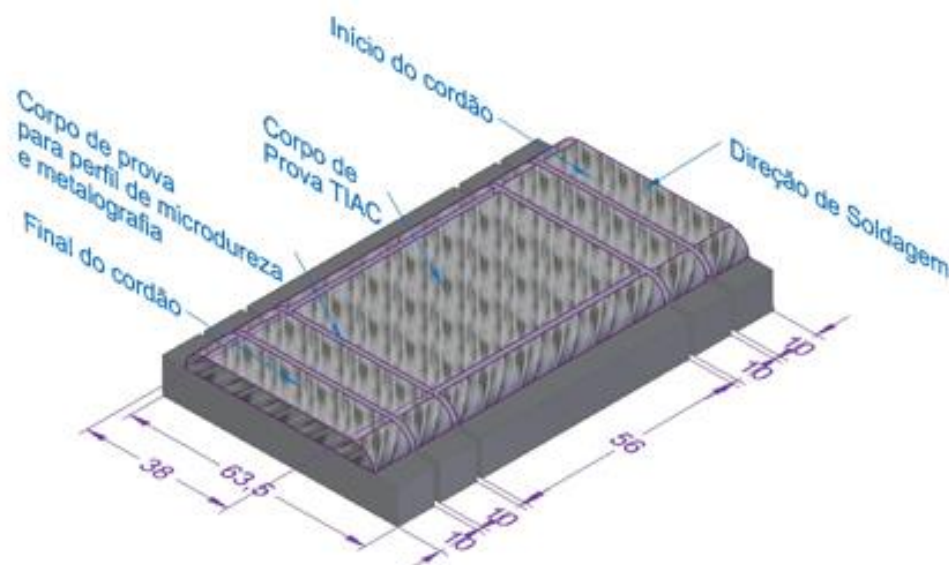


Figura 3.5 – Esquema mostrando a placa de RFe-SF e o local de retirada das amostras (dimensões em mm).

3.3 Caracterização do desgaste pelo teste de impacto abrasão compacto (TIAC)

O teste de impacto abrasão compacto foi realizado em uma máquina customizada da marca ASTECMA. O corpo de prova (56 mm x 38,5 mm x 14,7 mm e área superficial de 2128 mm^2) para teste de impacto abrasão compacto (TIAC) foi extraído da placa mostrada na Fig. 3.5. Os três CP's são fixados em um suporte cada, ao rotor central da máquina, ver Figura 3.6. O rotor central gira no sentido anti-horário com uma velocidade de 600 rpm, enquanto que um tambor que tem a função de elevar o material desgastante, também gira no sentido anti-horário, a velocidade de 55 rpm (Figura 3.7). O material desgastante utilizado foi o minério de cobre proveniente do moinho semi autógeno (SAG) instalado na mina do Sossego em Canaã dos Carajás-PA. O minério foi classificado como passante na peneira de malha equivalente a 12,5 mm e retido na peneira

de malha equivalente a 9,5 mm. O peneiramento permite não só a classificação, mas também a homogenização do elemento desgastante fazendo com que o comportamento em relação ao desgaste seja atribuído principalmente ao material testado. O ensaio TIAC foi realizado em cinco bateladas, utilizando-se 600 g de minério a uma razão massa/área superficial desgastada do CP de $0,28 \text{ g/mm}^2$ e três CP's por batelada de 15 minutos, com o objetivo de determinar a taxa de perda de massa em g/min dos revestimentos obtidos por *SAW* e *GMAW-CW*.

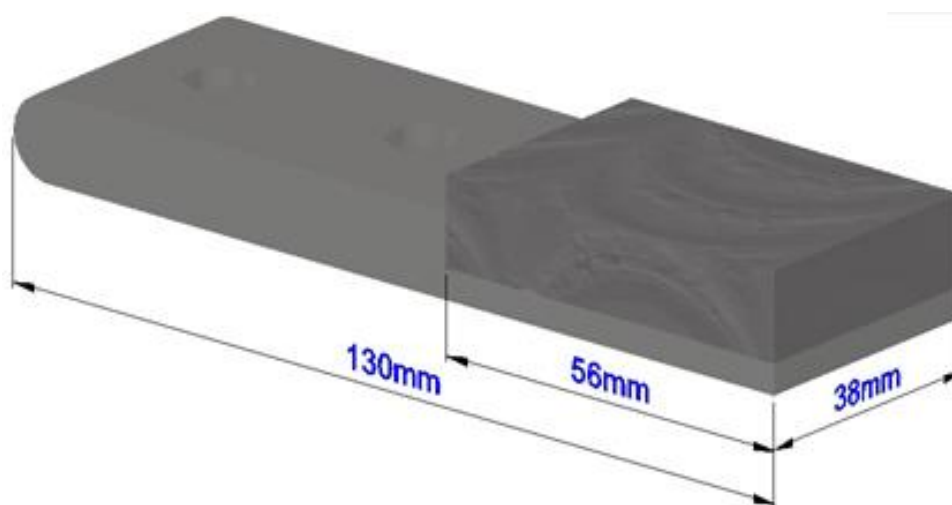


Figura 3.6 – Esquema mostrando o CP fixado ao suporte que foi montado juntamente com mais dois suportes no rotor central do TIAC.

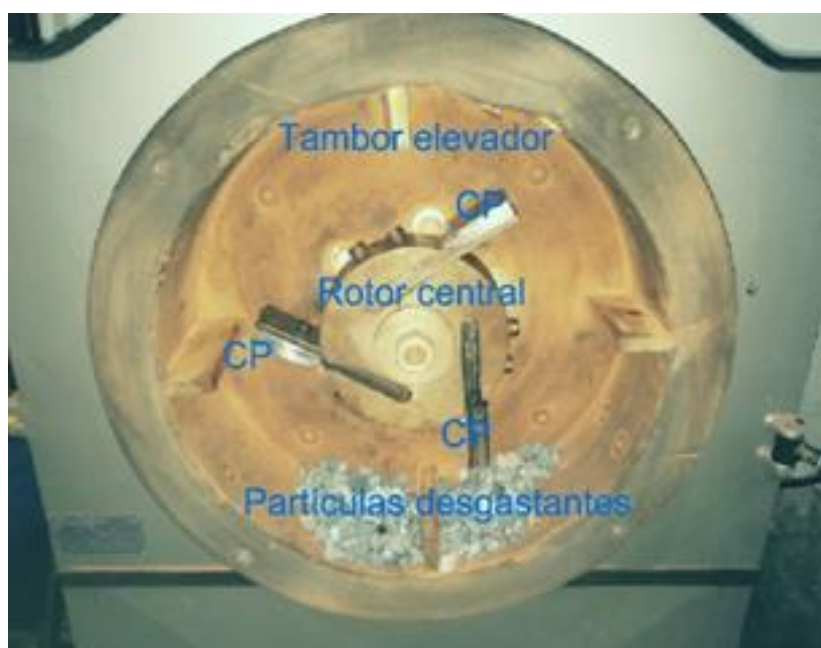


Figura 3.7 – TIAC carregado para execução do ensaio de desgaste dos RFe-SF.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados da caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas dos revestimentos soldados por arco submerso (*SAW*) e soldagem a arco gás metal com adição de arame frio (*GMAW-CW*).

4.1 Caracterização de fases e defeitos em revestimentos de carbeto de cromo (RCC) depositados por arco submerso (SAW)

O RCC apresentou uma superfície relativamente lisa, ou seja, sem endentações, arranhões ou protuberâncias, observadas a olho nú, apesar de ocorrerem, porosidades, canaletas ao longo da sobreposição entre os cordões de solda e trincas transversais a direção de soldagem (Figura 4.1). As trincas nos RCC's são intergranulares e ocorrem devido aos carregamentos termomecânicos que atuam principalmente após o processo de solidificação, onde os esforços de tração desenvolvidos através de grãos adjacentes, excedem a resistência do metal de adição quase completamente solidificado (KHOU, 2003). Segundo Khou (2003), o metal de adição quando está solidificando tende a contrair por causa do encolhimento de solidificação e da contração térmica. O metal de base também tende a contrair, mas nem tanto, pois não está fundido nem aquecido o suficiente em média, portanto, a contração do metal de adição pode ser dificultada,

especialmente se a peça estiver restrita a algum tipo de fixação e não puder contrair-se livremente, conseqüentemente serão desenvolvidos esforços de tração no metal de adição que está solidificando (KHOU, 2003).

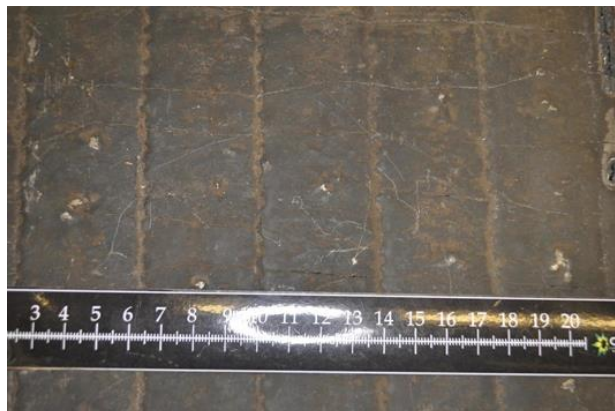


Figura 4.1 – Superfície da placa de RCC apresentando porosidades, canaletas e trincas transversais.

A análise da composição química do RCC (topo da superfície) e do metal de base (base da superfície), foi realizada por espectroscopia de emissão óptica (EEO), e são apresentadas na Tabela 4.1. Os teores de carbono e cromo encontrados no topo da superfície do RCC são características de uma liga hipereutética de alto cromo. Os teores de carbono e manganês encontrados na base da superfície do metal de base são características de um aço de baixo carbono aplicado em soldagem de revestimento.

Tabela 4.1 – Composição química percentual em peso do RCC (superfície de topo) e metal de base (superfície de base).

Elem.	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
RCC	62.7	4.07	0.277	2.19	0.0156	0.0011	29.6	0.886	0.142	0.0447
M. Base	98.4	0.23	0.254	0.858	0.006	0.0027	0.0194	0.001	0.142	0.0373

A Figura 4.2 apresenta microestruturas da seção transversal do RCC, onde observou-se uma microestrutura dendrítica na região inferior do RCC, iniciando na linha de fusão e se prolongando até aproximadamente a região intermediária do RCC, ver Figura 4.2 A-B. A partir da região intermediária são observados predominantemente carbeto na forma de barras hexagonais envolvidos em uma matriz eutética composta principalmente de austenita e carbeto secundários, ver Figura 4.2 C. Defeitos como porosidades trincas e

"flocos de arroz", também são observados no topo da microestrutura da seção transversal do RCC (Figura 4.2 D).

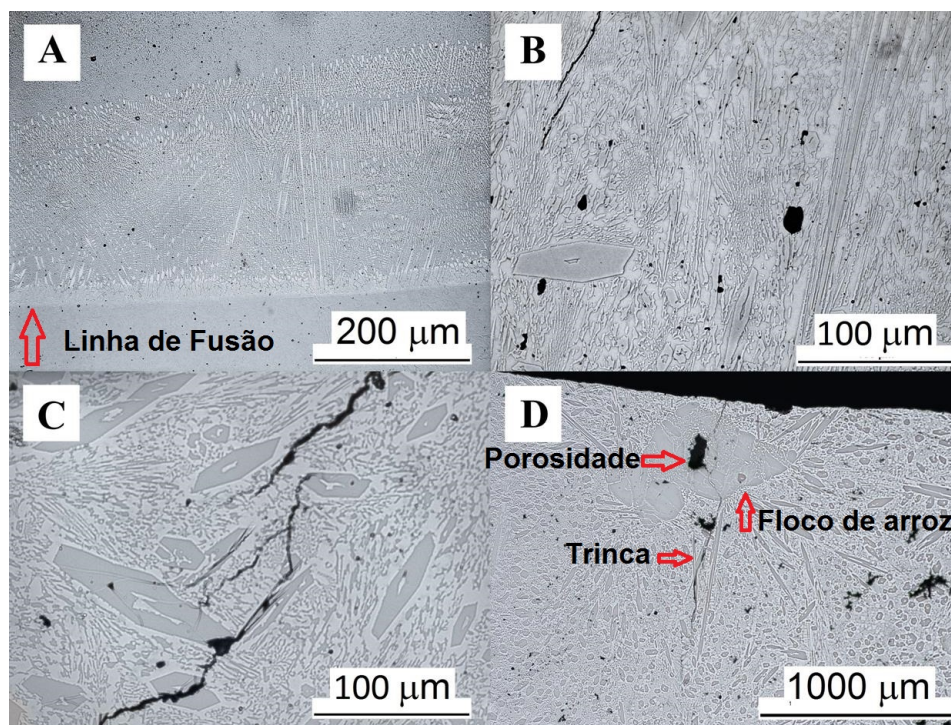


Figura 4.2 – Micrografias ópticas não atacadas da seção transversal do RCC depositado por SAW. A) Zona de ligação, (metal de base e zona afetada pelo calor (ZAC)) - dendritas e crescimento epitaxial, B) Meio - estruturas hexagonais e mistura eutética de austenita e carbeto secundários, C) Topo - mistura eutética de austenita e carbeto secundários, D) Pós não dissolvidos ("flocos de arroz"), porosidades e trincas

O foco desta análise está voltado para a microestrutura do topo do RCC, que é composta principalmente de carbeto primários e uma mistura eutética de carbeto secundários e austenita (Figura 4.3 A). Adicionalmente, defeitos como pós não dissolvidos, trincas e porosidades são observados na microestrutura de topo da seção transversal do RCC (Figura 4.3 B-C).

O EDS foi utilizado para identificar a distribuição dos elementos na região de topo da seção transversal do RCC, especificamente nos pós não dissolvidos. Os mapas das distribuições de elementos em uma partícula de pó não dissolvido são mostrados na (Figura 4.4). O mapa de cromo (Figura 4.4 A), mostra maior intensidade no pó não dissolvido, carbeto primários e carbeto secundários (mistura eutética), bem como o mapa do carbono (Figura. 4.4 D). O mapa de ferro apresenta esse elemento como o principal

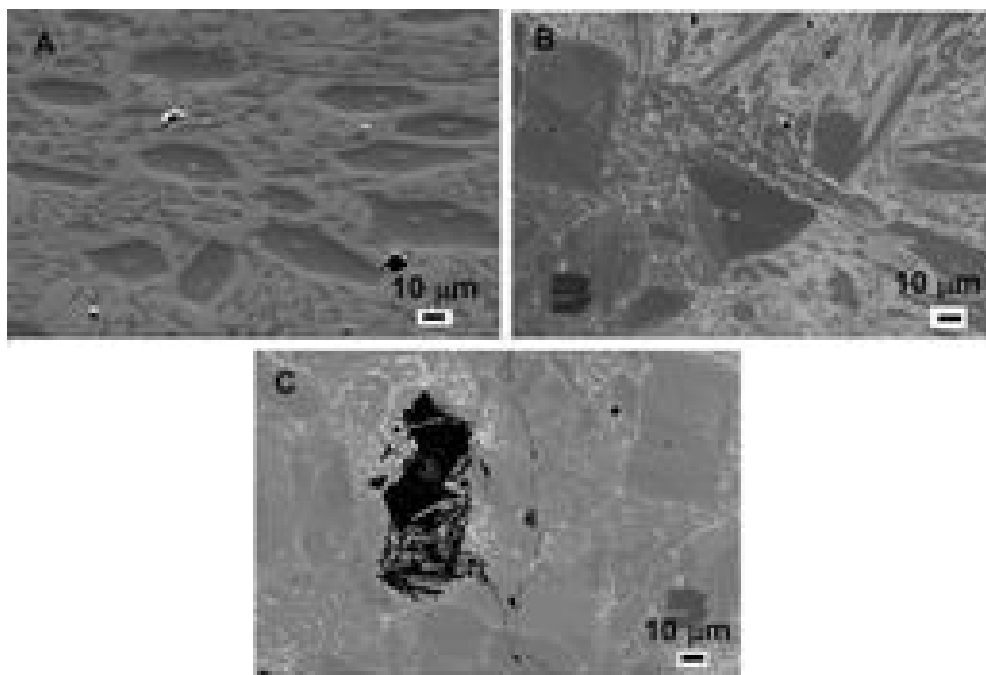


Figura 4.3 – Imagens do MEV mostrando a microestrutura do topo do RCC, A) Carbetos primários e eutético de austenita e carbetos secundários, B) Pós não dissolvidos ("flocos de arroz"), C) Porosidade dentro do pó não dissolvido

elemento na matriz, porém sua ausência no pó não dissolvido e em carbetos (Figura 4.4 B). O manganês e oxigênio também foram detectados no pó não dissolvido. Os minérios de cromo podem conter altas quantidades de MgO, que deveriam ser separados como ganga, um minério contendo uma quantidade relativamente alta de MgO irá necessitar de uma temperatura mais alta para fundir (SEETHARAMAN, 2013).

A análise de MEV acoplado com *EDS* dos pós de elementos de liga, mostraram a presença de cromo, ferro, carbono, manganês, molibdênio, alumínio e oxigênio (Figura 4.5), estes elementos também foram encontrados na análise de *EDS* do pó não dissolvido. A constituição e a composição química do pó foi semelhante as encontradas no "flocos de arroz", sendo esta uma forte evidência de que os pós não dissolvidos são "flocos de arroz".

A composição das fases do RCC pode ser prevista através de diagramas ternários da liga FeCrC, na sua composição de topo (Figura 4.6). A projeção *liquidus*, mostrada na Figura 4.6, sugere que os carbetos primários (M_7C_3) solidificam primeiro e o líquido restante se decompõe em uma reação eutética ternária em austenita e carbetos

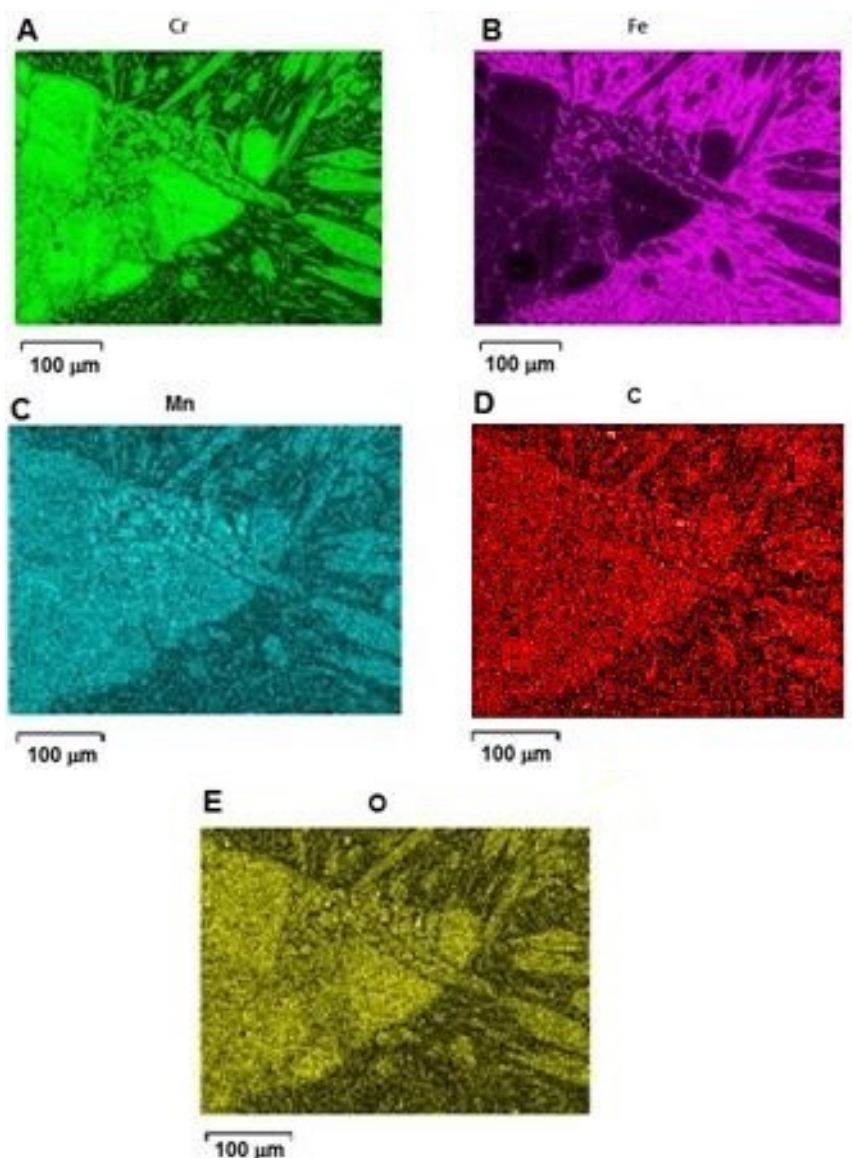


Figura 4.4 – Resultados dos mapas de *EDS* para, A) Cr, B) Fe, C) Mn, D) C e E) O, dentro do pó não dissolvido ("flocos de arroz").

secundários (M_7C_3), ver Figura 4.7-9. A análise de diagramas de fase fornece uma boa aproximação das fases resultantes, entretanto seu uso é limitado a condição de equilíbrio e presença de outros elementos em pequenas quantidades como, por exemplo, o silício, que interfere na estabilidade das fases (ATAMERT; BHADSHIA, 1990).

O mapa de fases da estrutura principal de carbeto primário e eutético de austenita e carbeto é mostrado na Figura 4.10. A matriz da estrutura principal é composta de austenita, mostrada em vermelho no mapa de fase. A ferrita (Fe-CCC) mostrada em amarelo no mapa de fase, também é detectada em pequena fração volumétrica. As estruturas hexagonais de carbeto primário, Cr_7C_3 , são mostradas na cor verde, dispersas

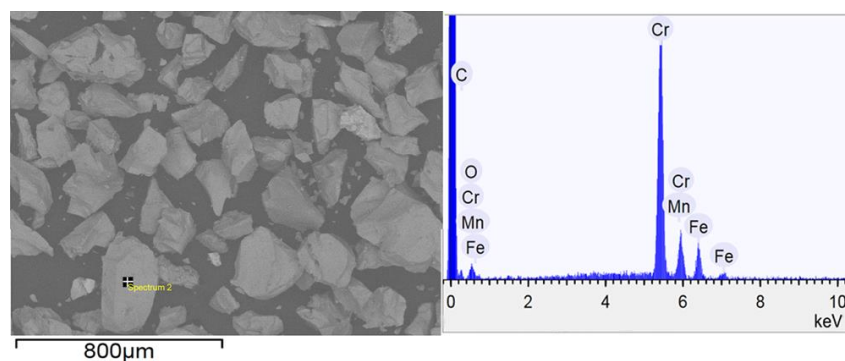


Figura 4.5 – Resultado de *EDS* para a partícula de ferrocromo do pó de elemento de liga.

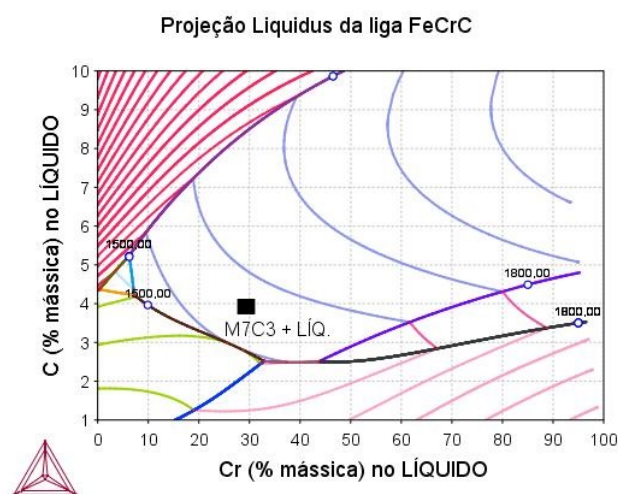


Figura 4.6 – Projeção *liquidus* do sistema FeCrC calculados pelo programa *Thermocalc*. A posição do RCC nos diagramas é indicada pelo símbolo ■.

na matriz austenítica. A austenita em pequenas quantidades, também foi encontrada dentro dos carbeto primários. As microestruturas mais finas de carbeto secundários Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$ e ferrita foram encontradas dispersas na matriz. O carbeto $Cr_{23}C_6$ não é uma fase termodinamicamente estável para esta liga. A nucleação preferencial do $Cr_{23}C_6$ em detrimento do Cr_7C_3 está associada a um bom acoplamento com a rede de austenita, tendendo a reduzir a energia interfacial, e portanto, a energia de ativação para a nucleação (ATAMERT; BHADESHIA, 1990). A Figura 4.11 mostra o mapa de contornos de fase para estrutura principal, exibindo a separação entre os carbeto primários e a mistura eutética de austenita e carbeto secundários bem definida. Os carbeto de cromo primários Cr_7C_3 crescem epitaxialmente na direção oposta do fluxo de calor resultante (ZHOU *et al*, 2012). Os carbeto de cromo primários com morfologia hexa-

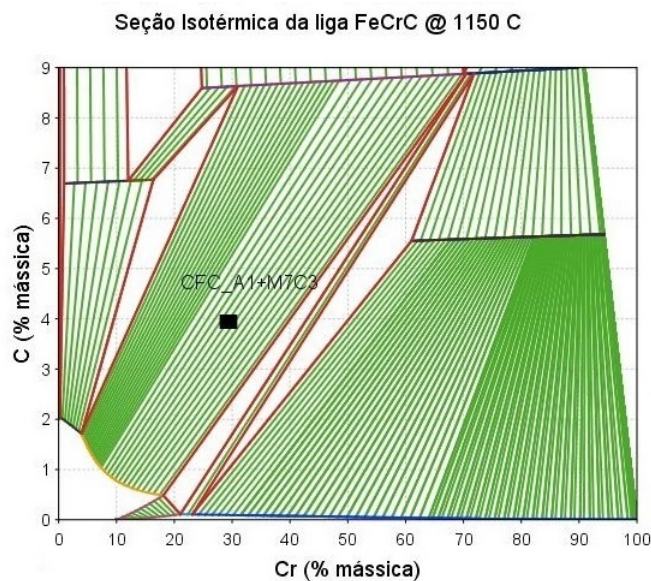


Figura 4.7 – Isotermas do sistema FeCrC a 1150 °C calculados pelo programa *Thermocalc*. A posição do RCC nos diagramas é indicada pelo símbolo ■.

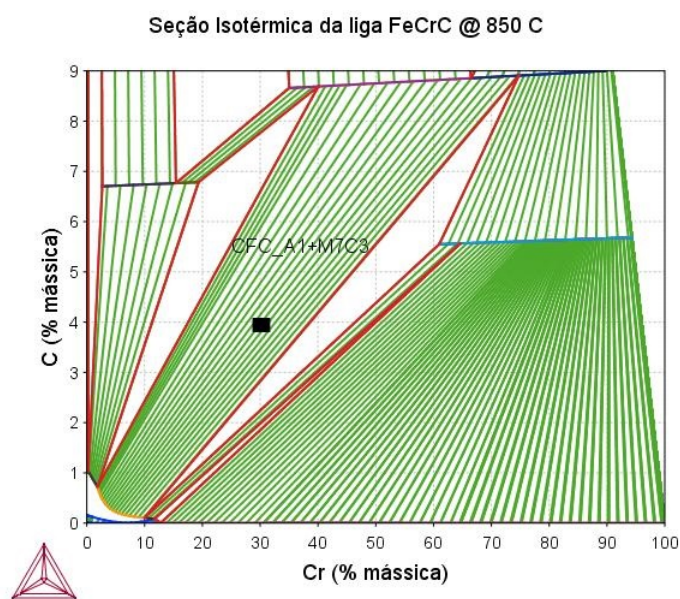


Figura 4.8 – Isotermas do sistema FeCrC a 850 °C calculados pelo programa *Thermocalc*. A posição do RCC nos diagramas é indicada pelo símbolo ■.

gonal em revestimentos soldados, segundo Powell, Carlson e Randle (1994), apresentam um crescimento preferencial na direção do plano basal $[0001]$, e também na direção da aresta da face prismática $[\bar{1}2\bar{1}0]$, como mostram os resultados obtidos na figura de inversão de pólo ou *Inverse Pole Figure (IPF)*, ver Figura 4.12. As diferentes orientações dos carbeto, devem-se a forma complexa da transferência de calor e massa no

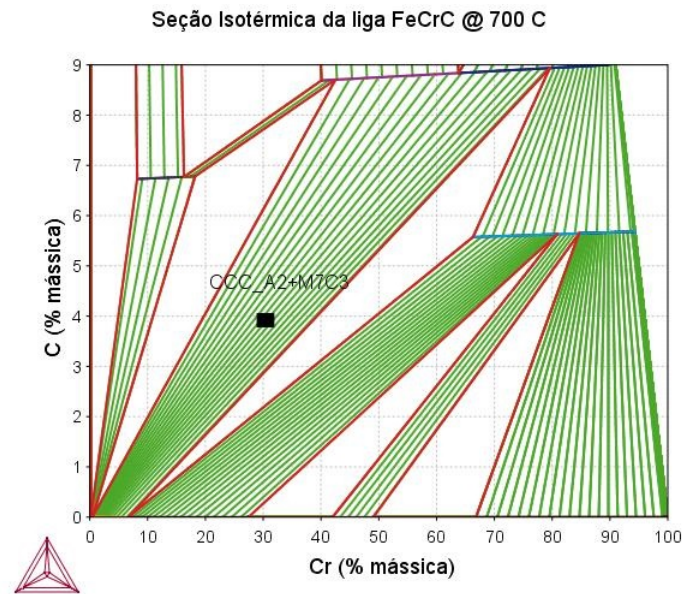


Figura 4.9 – Isotermas do sistema FeCrC a 700 °C calculados pelo programa *Thermocalc*. A posição do RCC nos diagramas é indicada pelo símbolo ■.

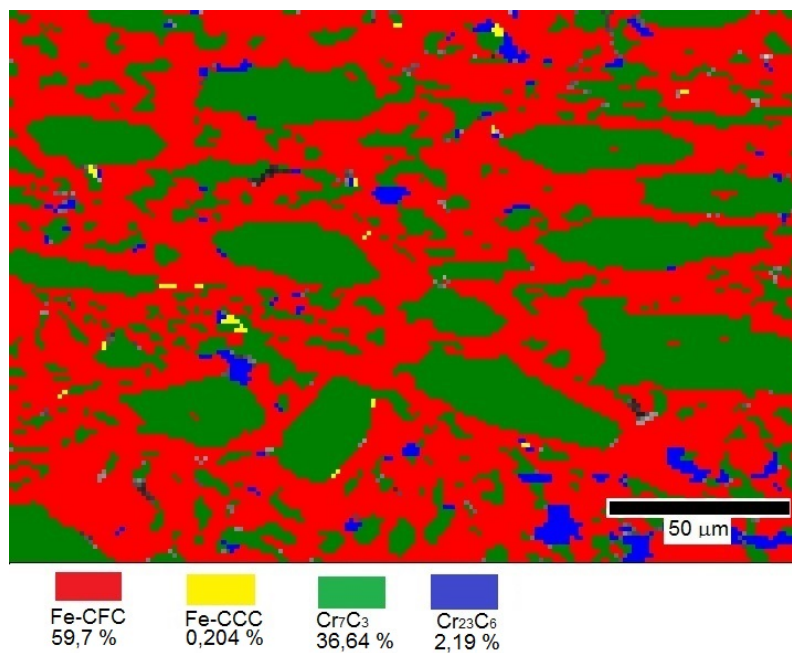


Figura 4.10 – Mapa de fases do *EBSD* da estrutura principal do topo da seção transversal do RCC formada por Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, Fe-CFC e Fe-CCC.

processo de soldagem, com uso de tecimento e sobreposição entre os cordões de solda. A formação de $Cr_{23}C_6$ é uma das prováveis consequências da aplicação destas técnicas, onde os carbeto primários apresentaram recristalização e formação de subgrãos com os $Cr_{23}C_6$ apresentando distorção (Figura 4.13), segundo Zhu *et al* (2012) a formação de $Cr_{23}C_6$ pode ocorrer na extremidade do subgrão, que possui uma menor energia inter-

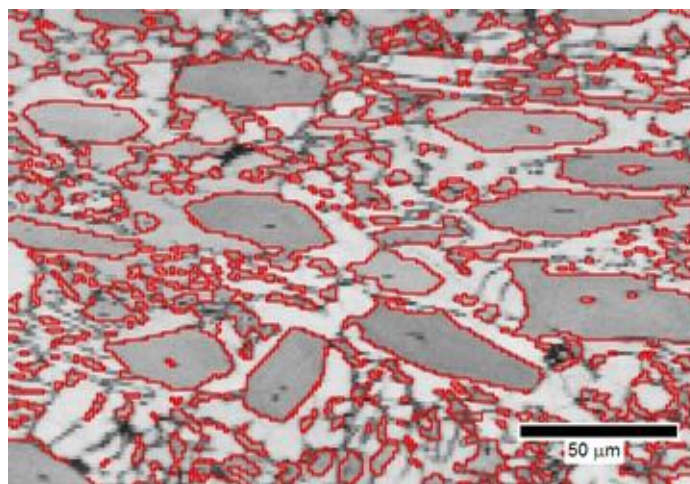


Figura 4.11 – Mapa de contornos de fases do *EBSD* da estrutura principal do topo da seção transversal do RCC.

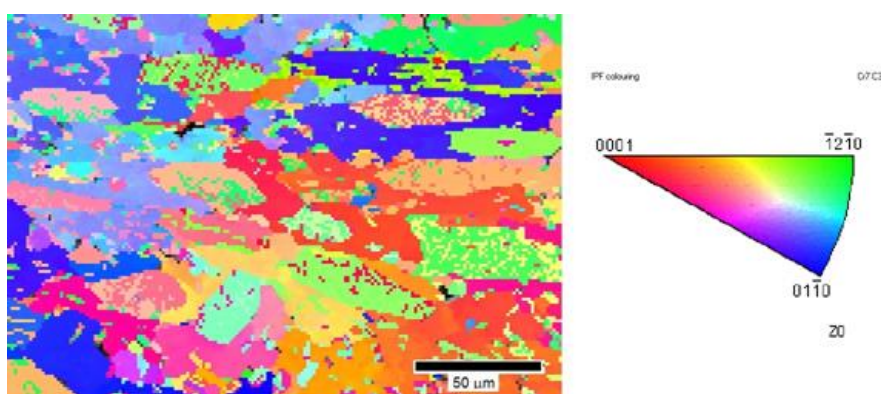


Figura 4.12 – Figura de inversão de pólo ou *Inverse Pole Figure (IPF)* do *EBSD* da estrutura principal do topo da seção transversal do RCC.

facial que o seu interior. A presença de pós não dissolvidos principalmente mais próximo da superfície, indicam que estas partículas tem menor densidade que o metal fundido na poça de fusão, logo após o início da solidificação. O pó também necessita ser misturado ao metal do arame. A heterogeneidade de composição química do RCC ao longo da sua profundidade causou a transição da morfologia dendrítica primária para mistura de carbetos primários e o constituinte eutético de carbetos secundários e austenita. As transições morfológicas das fases constituintes da liga Fe-Cr-C, dependem diretamente dos parâmetros de rugosidade da interface sólido líquido, entropias de fusão, composições químicas e frações volumétricas das fases constituintes (LIN *et al*, 2011). A rugosidade da interface sólido/líquido, determina a morfologia dos carbetos na solidificação, quando a superfície em uma escala atômica é relativamente rugosa ou lisa. A relação entre os

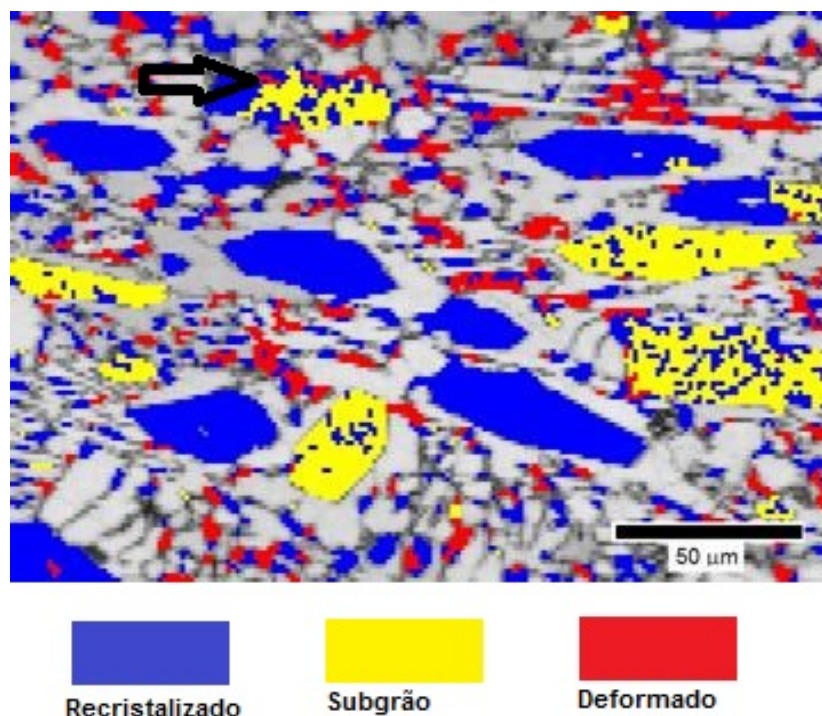


Figura 4.13 – Recristalização do Cr_7C_3 da estrutura principal do topo da seção transversal do RCC. A seta indica a formação do $Cr_{23}C_6$ na extremidade de um subgrão

valores de α ($\alpha = \Delta S_f/R$, onde S_f é a entropia de fusão e R a constante dos gases) será maior ou menor que 2, podendo a morfologia ser dendrítica ou poligonal, respectivamente (KURZ; FISHER, 1984). As heterogeneidades no material causadas por altas temperaturas de fusão e velocidades de solidificação, levarão a formação da microestrutura de grãos eutéticos de carbeto secundários, Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$ (LESKO; NAVARA, 1996). A mistura eutética de carbeto secundários, Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, austenita e ferrita solidificam por último, na forma de uma microestrutura eutética envolvendo os carbeto primários do tipo Cr_7C_3 . Uma das causas da baixa densidade dos pós não dissolvidos advém da presença de oxigênio nas partículas de carbeto não dissolvidos. Os mapas de EDS das Figuras 4.4 C-E, mostram a presença de manganês e oxigênio na partícula de pó não dissolvido. A presença de manganês e oxigênio na partícula de pó não dissolvido é provavelmente originada no processo de fabricação deste pó, devido a contaminação proveniente do sistema de resfriamento e do britador de mandíbulas (PIERSON, 1996).

Os resultados de difração de raios X (DRX) realizados no pó de elemento de liga e no RCC confirmam a presença de Cr_7C_3 em ambos. A presença de austenita (Fe-

CFC) e $(FeCr)_7C_3$, só foi detectada no RCC (Figura. 4.14). O mapa de fase obtido por EBSD da partícula de pó não dissolvido confirma a presença do carbeto de cromo Cr_7C_3 (Figura 4.15). O carbeto de cromo primário Cr_7C_3 possui o maior ponto de fusão em relação as outras fases da liga.

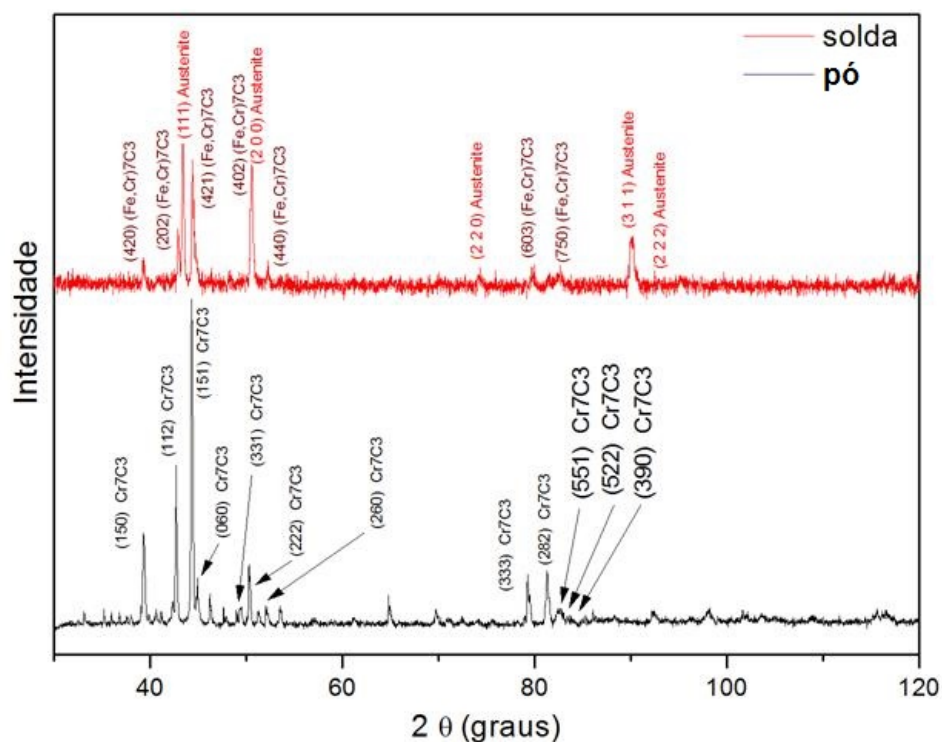


Figura 4.14 – Identificação de fases cristalográficas por DRX para a solda de revestimento (RCC) e o pó de elemento de liga (pó).

A presença de porosidade na partícula de pó não dissolvido também reduz sua densidade. A análise do pó de elemento de liga no MEV constatou que estas porosidades são oriundas do processo de fabricação do pó (Figura 4.16). As porosidades fazem com que partículas não dissolvidas sejam arrastadas para superfície e flutuem na região do topo da poça de fusão do RCC, atuando também como concentradores de tensão durante e após a solidificação completa do RCC. A combinação de concentradores de tensão e as máximas tensões termomecânicas de tração no topo do revestimento, inerentes ao processo de solidificação, contribuem para a nucleação e propagação de trincas no RCC.

A porosidade pode atuar como concentrador de tensão, dentro da partícula não

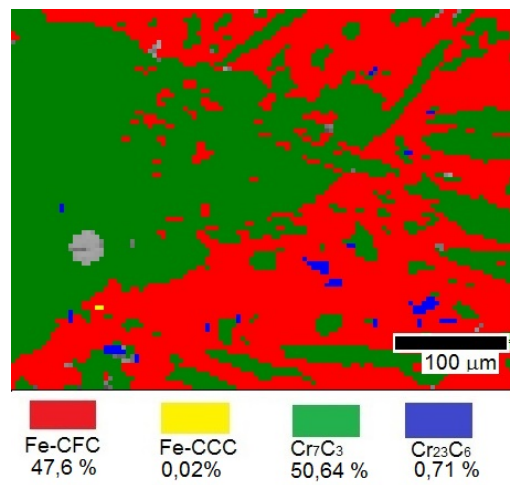


Figura 4.15 – Mapa de fases do EBSD da partícula de pó não dissolvido ("flocos de arroz") no topo da seção transversal do RCC formada por Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, Fe-CFC e Fe-CCC.

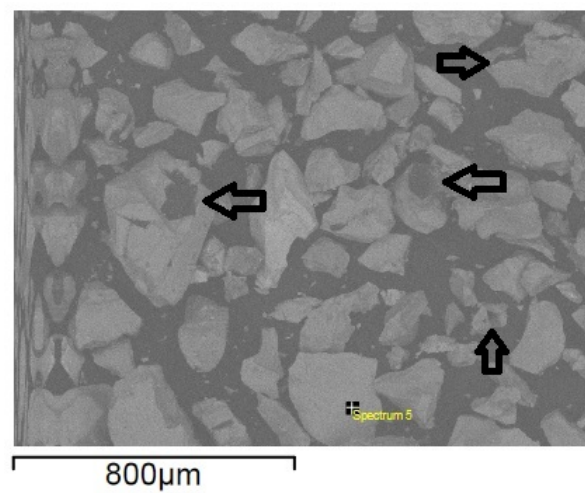


Figura 4.16 – Imagem de MEV identificando porosidades (indicadas por setas) no pó de elemento de liga.

dissolvida dura e frágil de Cr_7C_3 . A combinação de concentrador de tensão e a máxima tensão de tração dos carregamentos termomecânicos devido ao processo de solidificação, contribuem para a nucleação e propagação de trinca no RCC. A Figura 4.17 A, mostra a região de origem da trinca em uma porosidade no interior de uma partícula não dissolvida no topo do RCC.

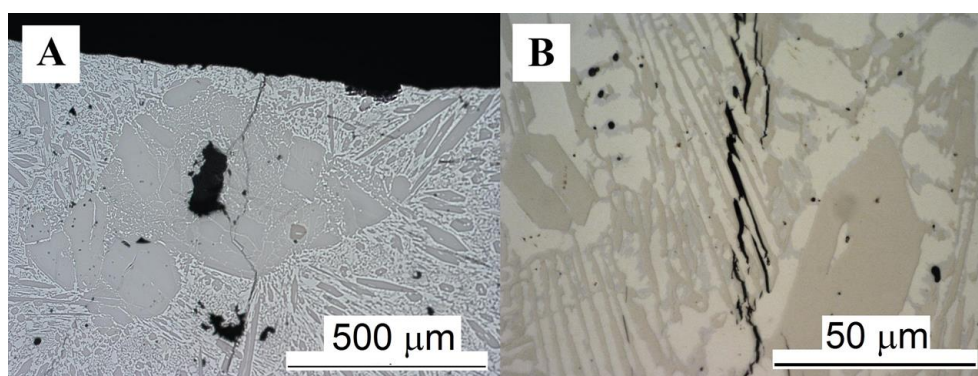


Figura 4.17 – Micrografia óptica não atacada do RCC. A) Iniciação da trinca de solidificação dentro da porosidade da partícula não dissolvida. B) Propagação da trinca através das interfaces das camadas de Cr_7C_3 e austenita.

A propagação da trinca ocorre devido a carregamentos termomecânicos através da interface entre os carbeto Cr_7C_3 e austenita (Figura 4.17 B), que são frágeis e não permitem deformação plástica. O mapa de fase, obtido por EBSD da região da trinca, mostrado na Figura 4.18 A, indica que a trinca da Figura 4.17 B, propaga-se através de uma região eutética de Cr_7C_3 e austenita (Fe-CFC). O carbeto ($Cr_{23}C_6$) e ferrita (Fe-CCC), também foram encontrados nas áreas vizinhas da trinca, este fato pode indicar que esta região foi a última a solidificar. O mapa de contornos de deformação da Figura 4.18 B, enfatiza as maiores concentrações de tensões não só ao redor da extremidade da trinca, mas também em trincas menores ao longo da trinca principal.

Os pós não dissolvidos de carbeto de cromo podem adicionar dureza ao RCC, no perfil de dureza do RCC, apresentado na Figura 4.19, a maior dureza encontrada foi exatamente no "flocos de arroz", ver Figura 4.19, que teoricamente seria benéfico para a resistência ao desgaste, entretanto, não só a dureza isoladamente deve ser considerada para análise da resistência ao desgaste. Além disso, a presença de poros nestas partículas aumenta a concentração de tensões, promovendo a nucleação e propagação de trincas.

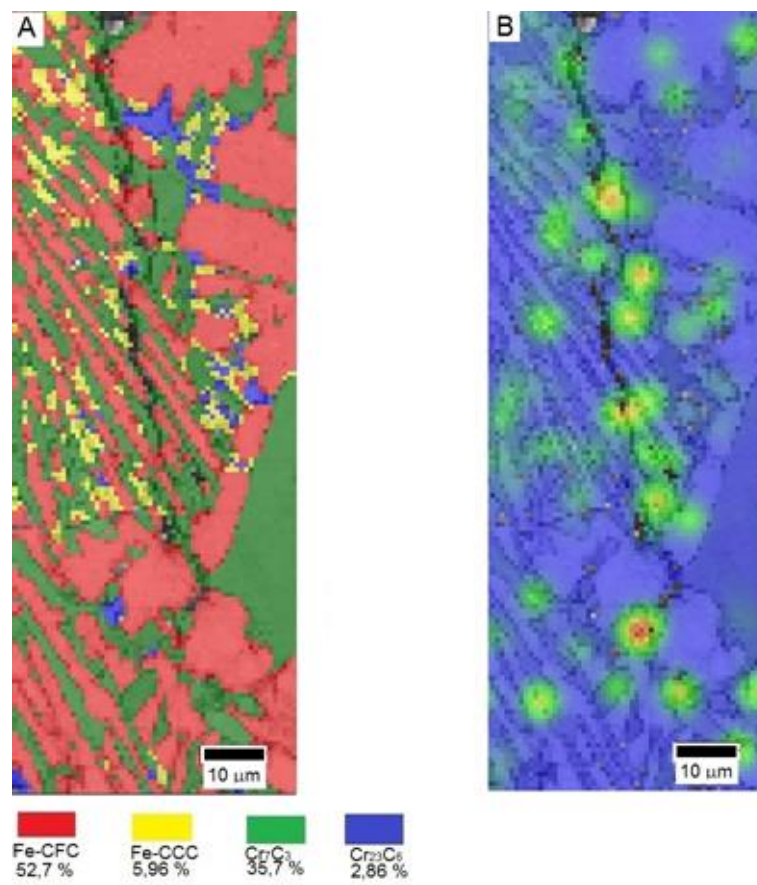


Figura 4.18 – Análise por *EBSD*. A) Mapa de fases e B) Mapa de deformações da extremidade da propagação da trinca.

As porosidades podem se combinar com trincas, interconectando a superfície do revestimento ao metal de base, permitindo que elementos oxidantes ataquem este material menos resistente a corrosão. Nos RCC's as porosidades reduzem a dureza, contribuem para um acabamento pobre da superfície, diminuindo então a resistência ao desgaste. As porosidades nos RCC's também podem levar a geração de fragmentos, que podem se tornar agentes de corte abrasivo, aumentando a taxa de desgaste (DARYL, 2013).

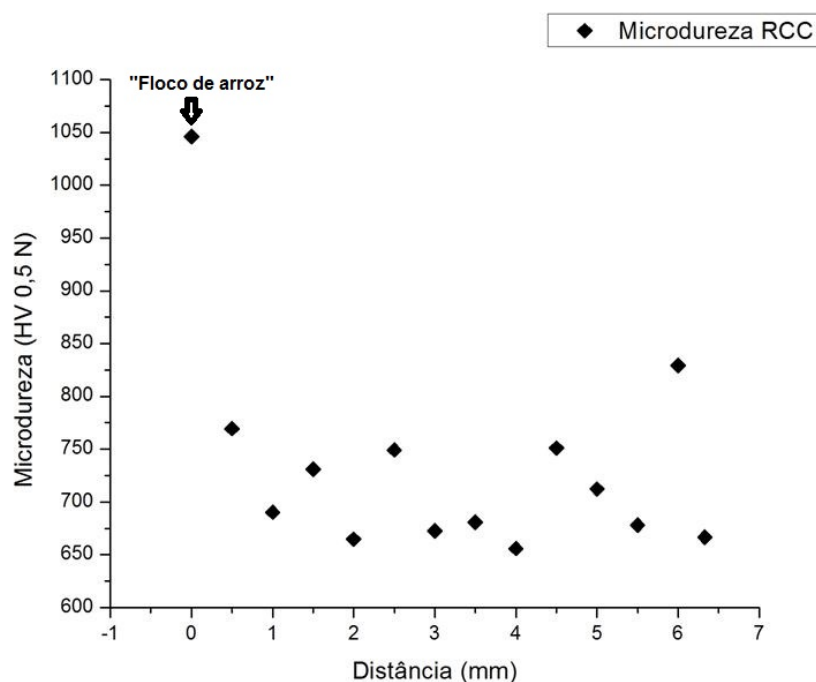


Figura 4.19 – Perfil de microdureza da seção transversal do RCC, iniciando no topo da superfície e terminando na linha de fusão.

4.2 Caracterização de fases e defeitos em revestimentos ferríticos de segunda (RFe-SF) depositados por soldagem a arco, gás e metal com adição de arame frio (GMAW-CW)

O RFe-SF também apresentou uma superfície relativamente lisa, apesar de ocorrerem, porosidades e canaletas ao longo da sobreposição entre os cordões de solda (Fig. 4.20). A análise da composição química do RFe-SF (topo da superfície) e do metal de base (base da superfície), foi realizada por espectroscopia de emissão óptica (EEO), e



Figura 4.20 – Superfície da placa de RCC apresentando porosidades e a canaleta ao sobreposição entre os cordões de solda.

são apresentadas na Tabela. 4.2. A quantidade de carbono e cromo encontradas no topo

Tabela 4.2 – Composição química percentual em peso do RFe-SF com r_{AF} igual a 60 %, 70 %, 80 %, e 90 % (superfície de topo).

r_{AF}	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
60%	94,9	0,260	0,494	0,666	0,0113	0,001	2,61	0,646	0.0578
70%	94,5	0,264	0,662	0,739	0,0112	0,0031	2,81	0,642	0.0693
80%	94,4	0,290	0,517	0,664	0,0110	0,005	3,10	0,714	0.0444
90%	94,4	0,305	0,567	0,661	0,007	0,005	3,14	0,680	0.045

da superfície do RFe-SF são características de um aço de baixa liga. Os gráficos das composições químicas de carbono e cromo versus r_{AF} , apresentados nas Figuras. 4.21-24, mostram que os teores de carbono e cromo tiveram uma tendência a aumentar com o aumento de r_{AF} . O carbono é um elemento que em pequenas variações de concentração pode alterar completamente a microestrutura de um aço, podendo estas pequenas variações modificar inteiramente a microestrutura resultante, dependendo da história térmica do material. O teor de manganês apresentou um pequena variação no r_{AF} 60 %, mas de uma maneira geral permaneceu constante (Figura 4.23). O manganês é normalmente empregado na fabricação dos aços como desoxidante. Em concentrações mais altas o

manganês eleva a resistência ao desgaste do aço, porém reduzindo sua tenacidade. O molibidênio também apresentou uma tendência de crescimento com o aumento do r_{AF} (Figura 4.24). O molibidênio é um elemento que em pequenas concentrações promove a formação de carbeto. Segundo Gundlach (2008), a adição de molibidênio também pode evitar a formação de perlita.

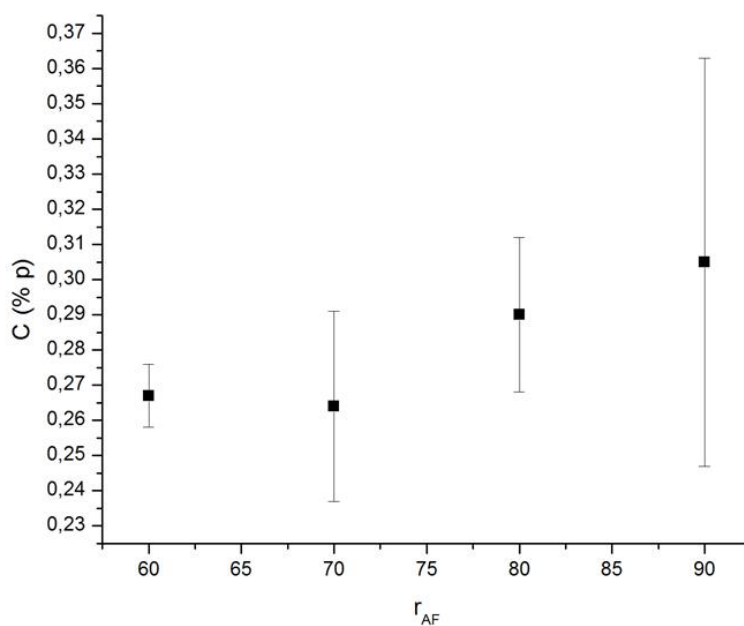


Figura 4.21 – Gráfico da composição química de carbono versus razão de arame frio (r_{AF}) do RFe-SF.

A projeção *liquidus* mostrada na Figura 4.25 sugere que a ferrita CCC solidifica primeiro e o líquido restante se decompõe em uma reação eutética em ferrita e carbeto secundários (M_7C_3), ver Figuras 4.26-28, entretanto, conforme comentado anteriormente na seção 4.1, estes diagramas são para condições de equilíbrio.

A microestrutura do RFe-SF foi revelada com o ataque de nital 2 %. A Figura 4.29 apresenta a microestrutura de topo do RFe-SF onde foi identificada a microestrutura ferrítica com segunda fase. A segunda fase pode ser, bainita, martensita e carbeto de cromo. A solidificação devido as altas taxas de resfriamento, inerentes ao processo de soldagem, favorecem a ocorrência de transformações displacivas, levando a formação de martensita e bainita.

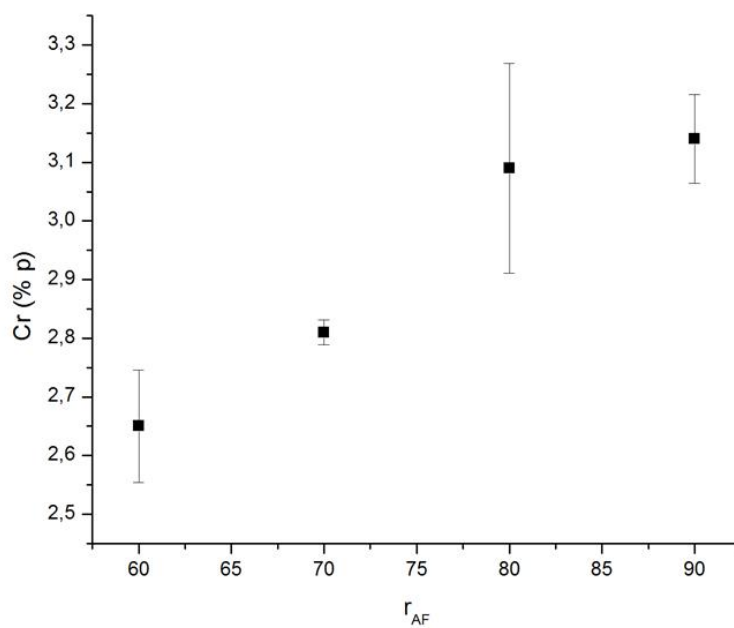


Figura 4.22 – Gráfico da composição química de cromo versus razão de arame frio (r_{AF}) do RFe-SF.

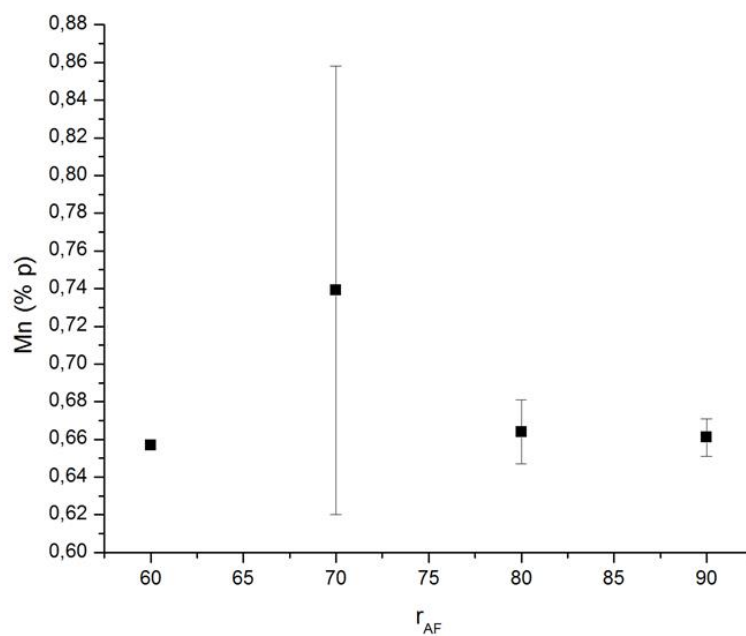


Figura 4.23 – Gráfico da composição química de manganês versus razão de arame frio (r_{AF}) do RFe-SF.

Os ensaios de microdureza foram realizados ao longo da seção transversal dos revestimentos. Os resultados das microdurezas para cada r_{AF} na seção transversal do

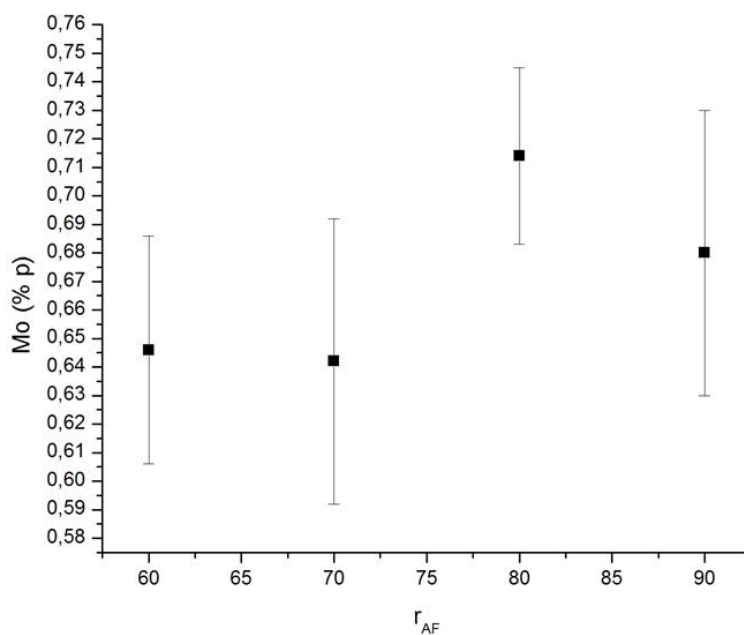


Figura 4.24 – Gráfico da composição química de molibidênio versus razão de arame frio (r_{AF}) do RFe-SF.

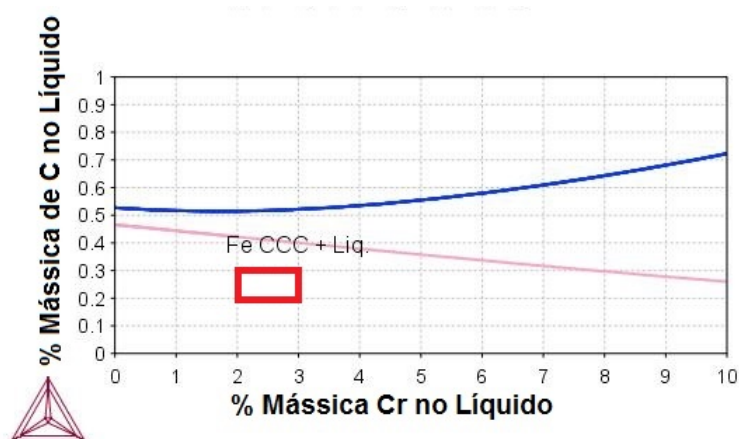


Figura 4.25 – Projeção liquidus da extremidade rica em ferro do sistema FeCrC calculados pelo programa *Thermocalc*. A posição do RFe-SF nos diagramas é indicada pelo retângulo vermelho.

RFe-SF, são mostrados nas Figuras 4.30-33. A microdureza apresentou uma tendência de aumento a medida que aumenta a r_{AF} , este aumento pode ser atribuído a uma tendência de aumento nas concentrações de carbono e cromo à medida que cresce a r_{AF} , favorecendo a formação da segunda fase mais dura. As variações de microdureza observadas são devido a natureza polifásica do material, alternando ferrita, uma fase

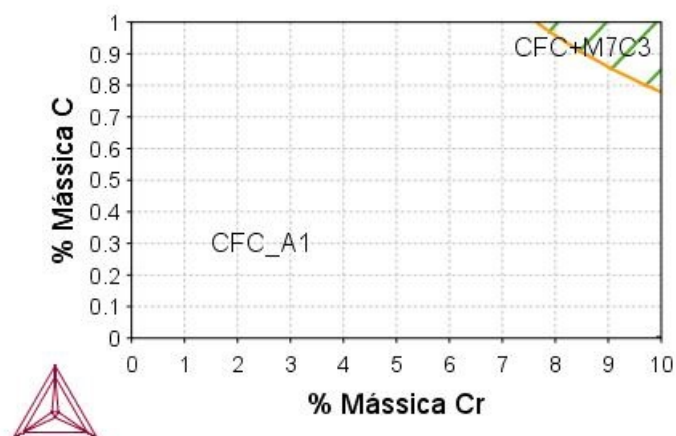


Figura 4.26 – Isotermas a 1150°C da extremidade rica em ferro do sistema FeCrC calculados pelo programa *Thermocalc*.

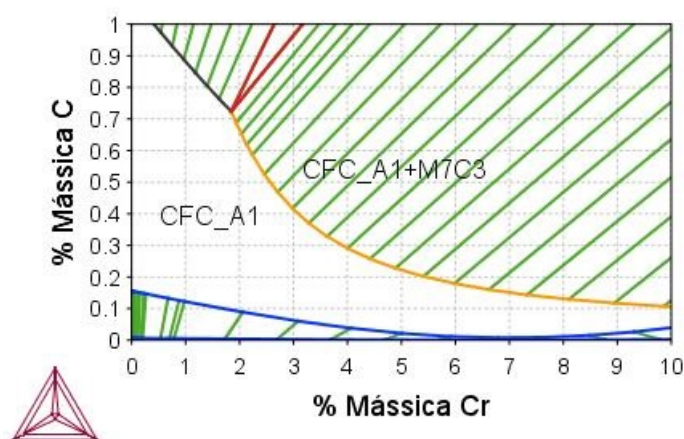


Figura 4.27 – Isotermas a 850°C da extremidade rica em ferro do sistema FeCrC calculados pelo programa *Thermocalc*.

relativamente mais "mole" e a segunda fase mais "dura", bainita, martensita e carbeto de cromo.

4.3 Caracterização do desgaste pelo teste de impacto abrasão compacto (TIAC)

O teste de impacto abrasão compacto foi realizado com a utilização de minérios provenientes da mina do Sossego da região de Carajás. Segundo Shimizu (2012), os mi-

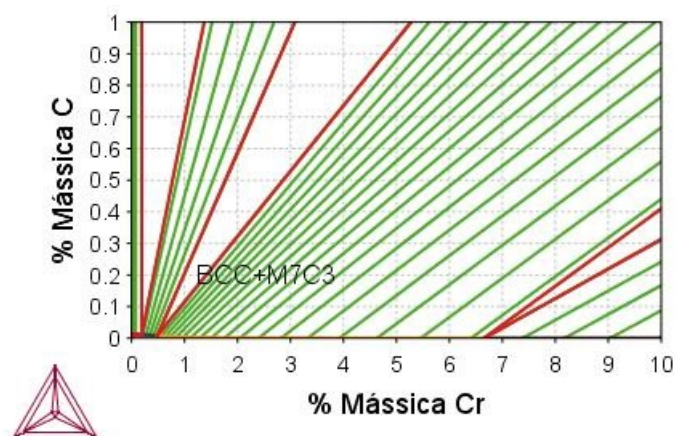


Figura 4.28 – Isothermas a 700 °C da extremidade rica em ferro do sistema FeCrC calculados pelo programa *Thermocalc*.

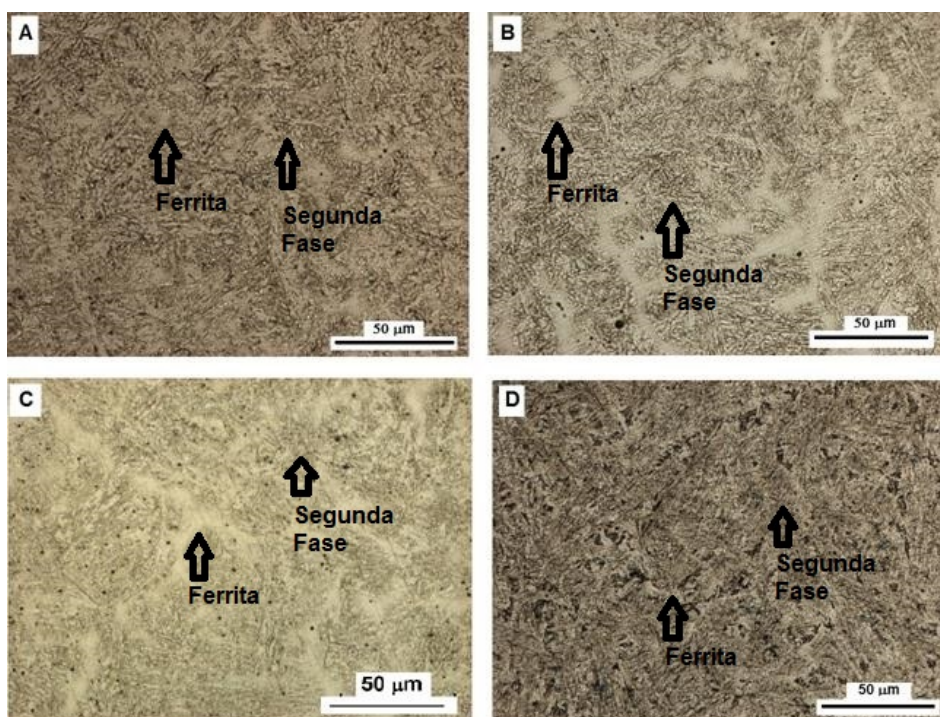


Figura 4.29 – Microestrutura ferrítica com precipitados de segunda fase da superfície de topo do RFe-SF com diferentes r_{AF} . A) 60 %, B) 70 %, C) 80 % e D) 90 %.

nérios da mina do Sossego são compostos principalmente de óxidos de ferro (magnetita e hematita), actinolita, feldspato (albita e feldspato potássico), mica (biotita e muscovita) e clorita. O minério foi cominuído no moinho SAG e as partículas classificadas segundo a granulometria requerida pelo ensaio apresentaram formas poligonais, com ângulos de aresta variando de 65 a 113 graus (Fig. 4.34), e uma microdureza média de $679,9 \pm 32,1$

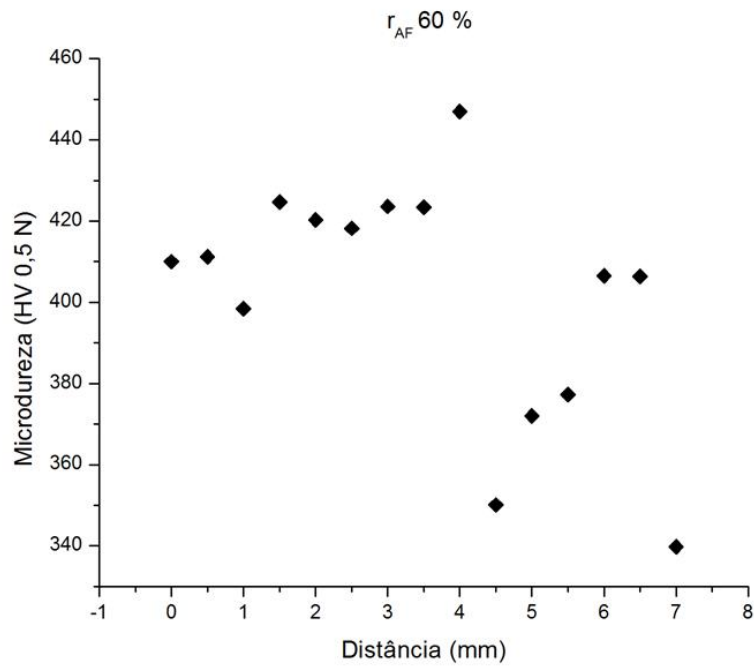


Figura 4.30 – Perfil de microdureza na seção transversal do RFe-SF para a razão de arame frio (r_{AF}) de 60 %.

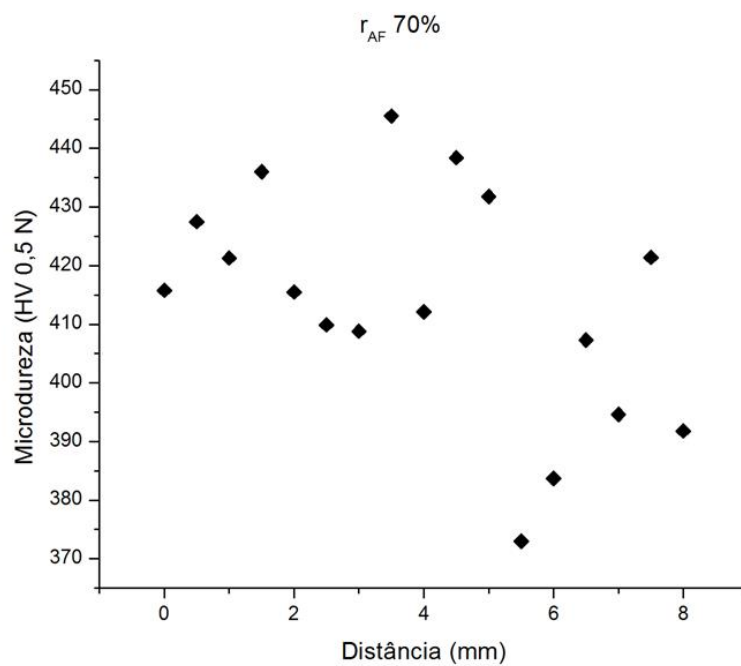


Figura 4.31 – Perfil de microdureza na seção transversal do RFe-SF para a razão de arame frio (r_{AF}) de 70 %.

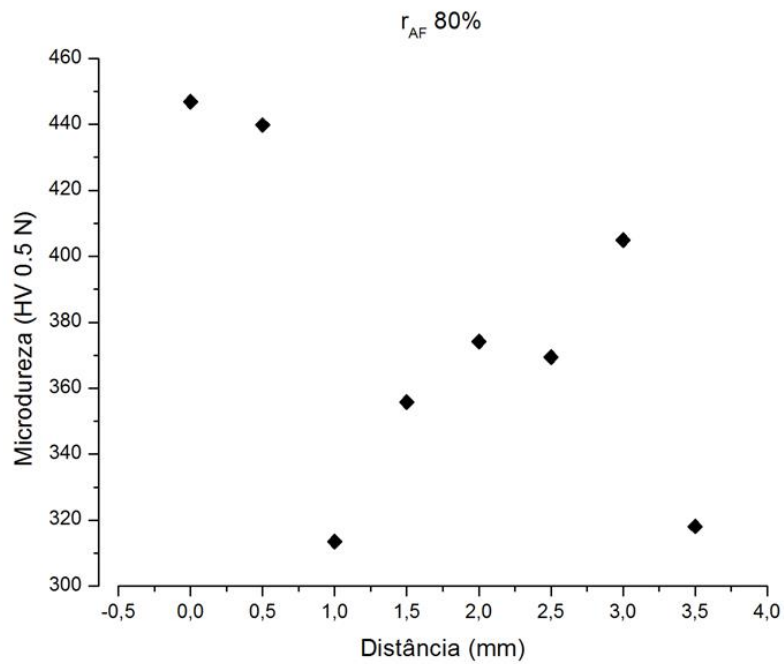


Figura 4.32 – Perfil de microdureza na seção transversal do RFe-SF para a razão de arame frio (r_{AF}) de 80 %.

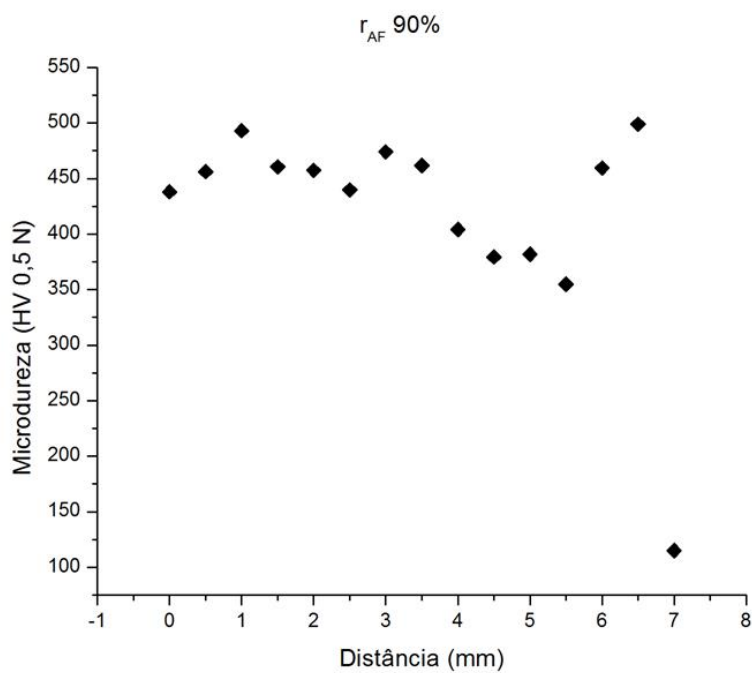


Figura 4.33 – Perfil de microdureza na seção transversal do RFe-SF para a razão de arame frio (r_{AF}) de 90 %.

HV.

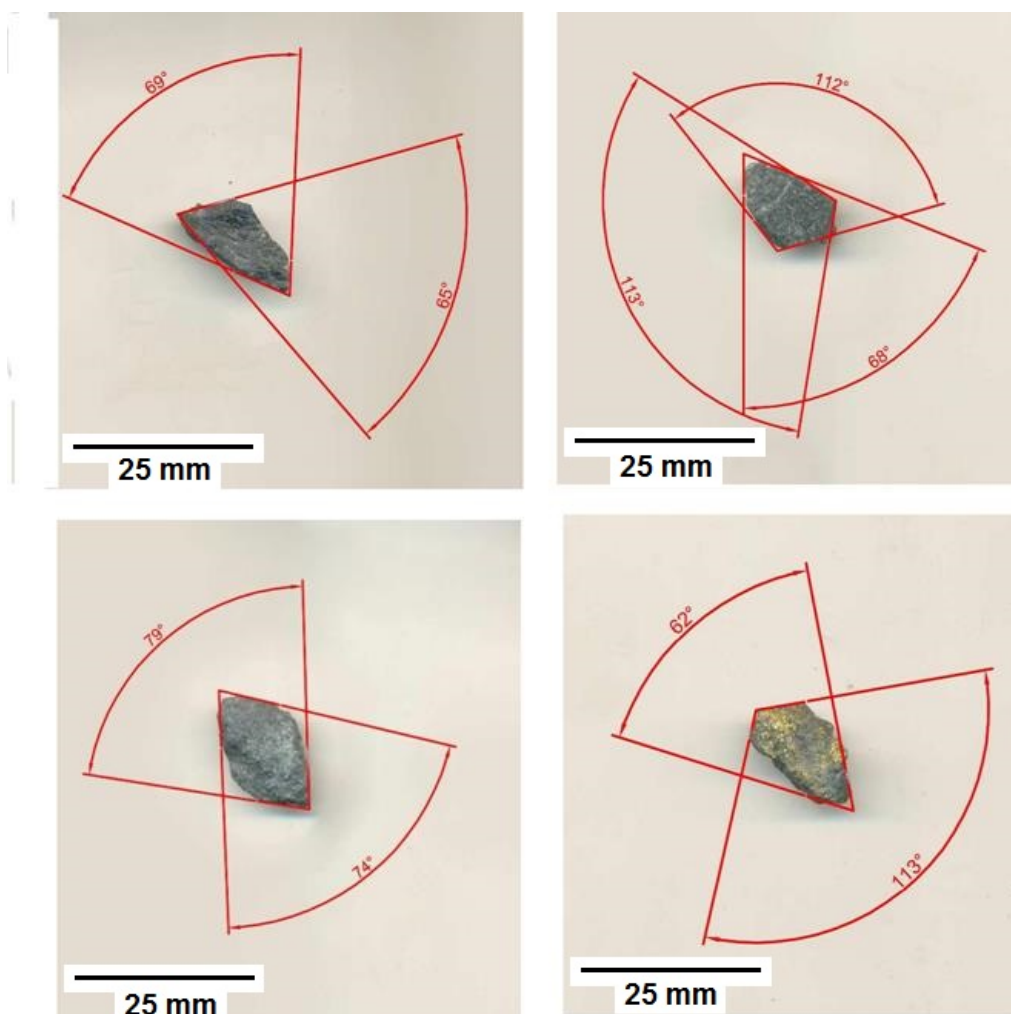


Figura 4.34 – Determinação dos ângulos das partículas de minério provenientes da mina do Sossêgo em Canaã dos Carajás-PA, utilizadas no TIAC.

As curvas de perda de massa cumulativa versus tempo (média de três ensaios) para o RCC e os RFe-SF's de 60 %, 70 %, 80 % e 90%, são apresentadas nas Figuras 4.35-39. A taxa de desgaste por impacto e abrasão combinados pode ser determinada, calculando-se a inclinação da curva de perda de massa cumulativa versus tempo (WÍLSON, 1999). As taxas de desgaste foram calculadas a partir da determinação da inclinação das curvas apresentadas nas Figuras 4.35-39.

As taxas de desgaste para o RCC e RFe-SF's são apresentadas na Tabela 4.3.

Os RCC e RFe-SF's apresentaram um crescimento da perda de massa ao longo do tempo de ensaio (Figuras 4.35-39). O RCC apresentou a menor taxa de perda massa, 48,1 % menor que a do RFe-SF de 90 % e 61,4% menor que a do RFe-SF de 60 %,

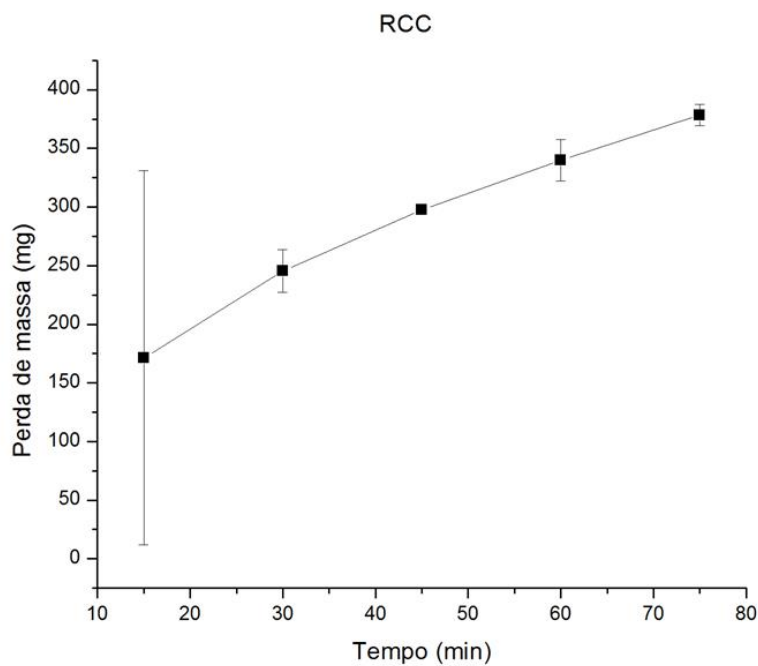


Figura 4.35 – Gráfico da perda de massa versus tempo do RCC.

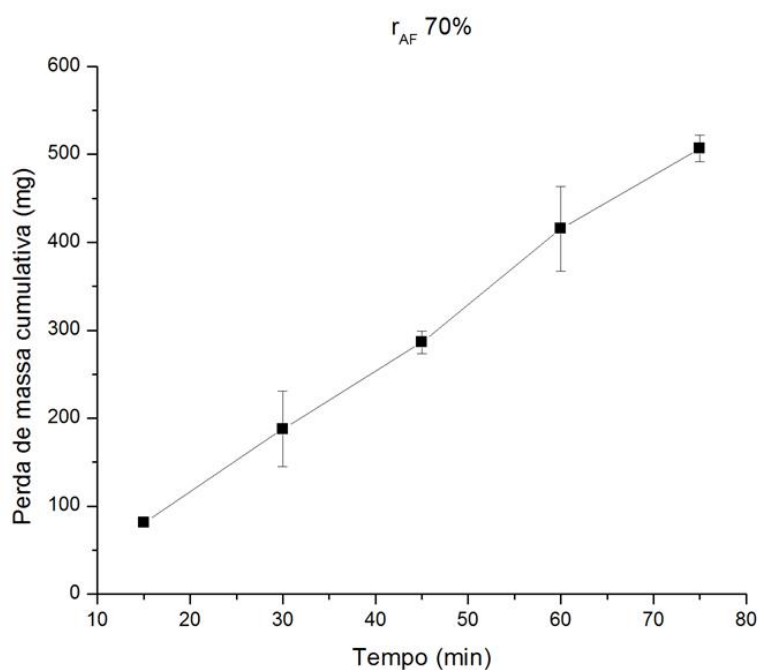


Figura 4.36 – Gráfico da perda de massa versus tempo do RFe-SF para razão de arame frio r_{AF} de 70 %.

entretanto, em um dos ensaios nos primeiros quinze minutos de teste, um dos CP's apresentou uma elevada perda de massa que ocorreu devido a um lascamento, este

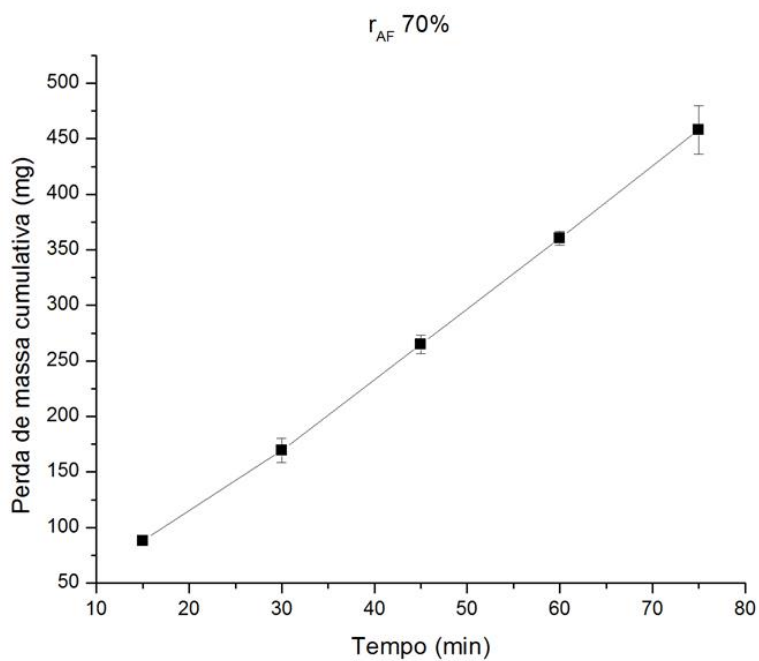


Figura 4.37 – Gráfico da perda de massa versus tempo do RFe-SF para razão de arame frio r_{AF} de 80 %.

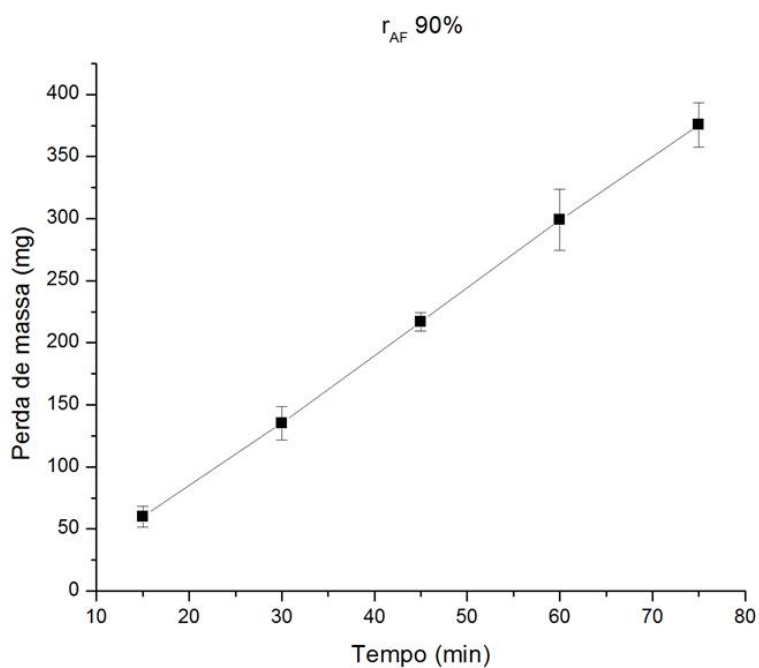


Figura 4.38 – Gráfico da perda de massa versus tempo do RFe-SF para razão de arame frio r_{AF} de 90 %.

lascamento ocorreu provavelmente devido a natureza frágil do RCC e também devido aos defeitos deste material, já discutidos na seção 3.1. O lascamento do CP provocou

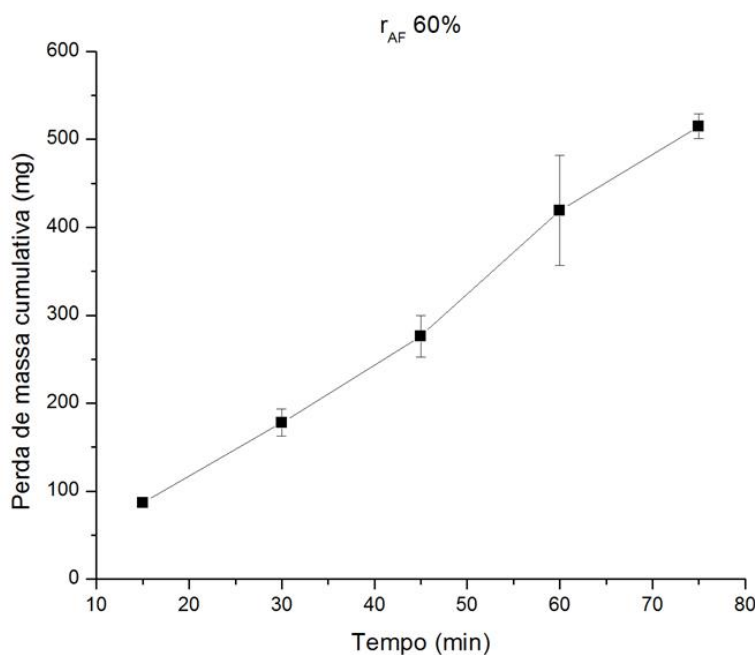


Figura 4.39 – Gráfico da perda de massa versus tempo do RFe-SF para razão de arame frio r_{AF} de 60 %.

Tabela 4.3 – Taxas de desgaste para o RCC e RFe-SF's com razão de arame frio de 60%, 70%, 80% e 90%.

Revestimento	Taxa de desgaste
RFe-SF 60%	7,0 mg/min
RFe-SF 70%	6,8 mg/min
RFe-SF 80%	6,4 mg/min
RFe-SF 90%	5,2 mg/min
RCC	2,7 mg/min

a grande variação no desvio padrão dos primeiros quinze minutos de teste mostrado na Figura. 4.35. A taxa de perda de massa aumentou com a redução da razão de arame frio (Tabela 4.3). A taxa de perda de massa do RFe-SF de 60 % é 34,6 % maior que a do RFe-SF de 90 % . A taxa de perda de massa em relação a r_{AF} , comportou-se de forma inversa em relação a microdureza, ou seja quanto maior a microdureza menor a perda de massa. A combinação de impacto e abrasão neste caso com a predominância do impacto, segundo Kirchgaßner *et al* (2008), muda completamente o comportamento do material em relação ao desgaste se comparado com o teste de abrasão simples da norma ASTM G65. A liga submetida a impacto e abrasão combinados, que combina

tenacidade com dureza provavelmente apresentará uma menor taxa de desgaste ao longo de sua vida útil.

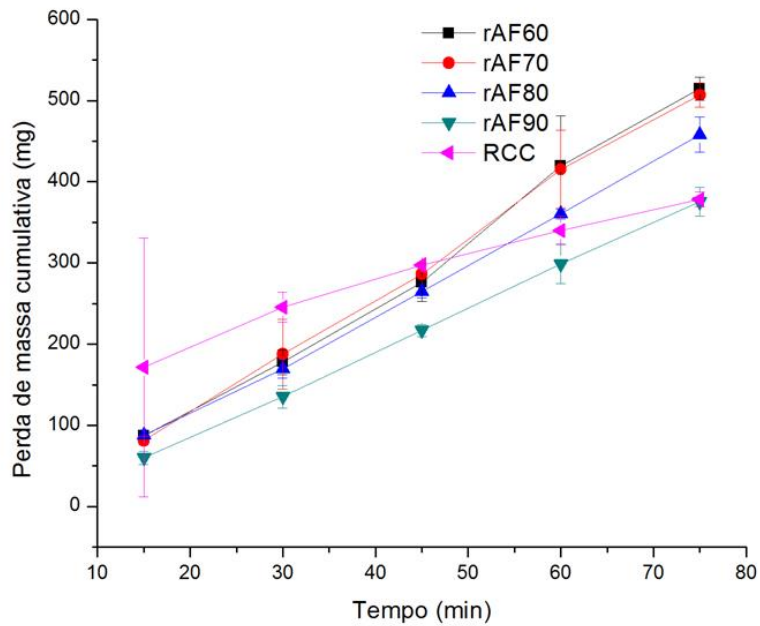


Figura 4.40 – Gráfico da perda de massa versus tempo para o RCC e RFe-SF's com razão de arame frio de 60%, 70%, 80% e 90%.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

- As trincas de solidificação no RCC nucleiam e crescem a partir dos "flocos de arroz", devido a redução de sua resistência causada por sua constituição frágil (carbetos) e concentradores de tensões (porosidades).
- A trinca propaga-se através da interface de uma região eutética de Cr_7C_3 mais austenita (Fe-CFC).
- Os *flocos de arroz* ocorrem principalmente a partir da zona intermediária até o topo da seção transversal do revestimento, devido ao aprisionamento de gases dentro de porosidades de partículas de pós não dissolvidos, tornando estas partículas menos densas. A formação destas porosidades é uma consequência do processo de fabricação dos pós de elementos de liga;
- Os *flocos de arroz* foram caracterizados como carbetos de cromo não dissolvidos derivados de pós de elementos de liga ricos em carbetos de cromo utilizado na fabricação de RCC's por SAW.
- A distribuição das fases (carbeto de cromo primário Cr_7C_3 e carbeto de cromo secundário secundário Cr_7C_3 e $Cr_{23}C_6$, ferrita e matriz de austenita retida) no

RCC foram identificadas por EBSD.

- Os RFe-SF's e RCC apresentaram um crescimento da perda de massa ao longo do tempo de ensaio.
- O RCC apresentou a menor taxa de perda massa, 48,1 % menor que a do RFe-SF de 90 % e 61,4% menor que a do RFe-SF de 60 %.
- A taxa de perda de massa aumentou com a redução da razão de arame frio. A taxa de perda de massa do RFe-SF de 60 % é 34,6 % maior que a do do RFe-SF de 90 % . A taxa de perda de massa em relação a r_{AF} , comportou-se de forma inversa em relação a microdureza, ou seja quanto maior a microdureza menor a perda de massa.
- A utilização de técnicas de caracterização microestrutural como DERE (*EBSD*) e de propriedades mecânicas como o TIAC, mostraram-se capazes de gerar resultados aplicáveis no desenvolvimento de processos já utilizados industrialmente como *SAW*, bem como em novos processos como o *GMAW-CW*, na aplicação de revestimentos resistentes ao desgaste depositados por soldagem.

5.2 Trabalhos futuros

Os resultados obtidos e discutidos permitem que os estudos avancem em diferentes direções. Desta forma, destaca-se a seguir sugestões para trabalhos futuros que podem contribuir para o melhoramento da caracterização e dos processos e deposição revestimentos resistentes ao desgaste, propostos bem como melhor entendimento dos fenômenos físicos envolvidos:

- Estudar os comparativamente custos da aplicação de RCC depositado por arco submerso (*SAW*) e de RFe-SF depositado por soldagem gás metal com adição de arame frio (*GMAW-CW*).
- Avaliar o tecimento como alternativa da mitigação das trincas no RCC;

- Caracterizar e realizar o TIAC em revestimentos utilizados comercialmente para comparação com os resultados dos RFe-SF soldados por GMAW-CW.
- Simular o TIAC utilizando o método dos elementos discretos (DEM).
- Realizar testes de desgaste em escala industrial com revestimentos duros simulados no TIAC.
- Adicionar o arame frio na obtenção de revestimentos duros depositados pelo processo SAW.
- Elevar o tempo de ensaio para eliminar os efeitos do endurecimento por encruamento.
- Estudar os efeitos da rugosidade na taxa de desgaste.
- Realizar EBSD em CP's soldados por GMAW-CW antes e depois do TIAC

CAPÍTULO VI

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ASTM STANDARDS G40-13 *Standard Terminology Related to Wear and Erosion*. 2013, 9 p..

ASTM STANDARDS G65-04 *Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*. 2004, 12 p..

ATAMERT S.; BHADESHIA H. K. D. H. Microstructure and Stability of Fe-Cr-C Hard-facing Alloys. *Materials Science and Engineering*, v. A130 , n. 1, p. 101-111, 1990.

AWS A5 Committee on Filler Metals and Allied Materials. *Specification for Surfacing Electrodes for Shielded Metal Arc Welding: (AWS A5.13/A5.13M:2010)*. 5th. Ed. , 2010, 11 p..

BUDINSKI K., G. *Guide to Friction, Wear and Erosion Testing*. West Conshohocken-PA: ASTM international, 2007, 129 p.

CHEN Z., YANG Y., JIAO H., Some Applications of Electron Backscattering Diffraction (EBSD) in Materials Research, Scanning Electron Microscopy, Dr. Viacheslav Kazmiruk,

ch. 4, p. 1-29, 2012.

CHENG, W.-J.; WANG C.-J. EBSD characterization of high-temperature phase transformations in an AlSi coating on CrMo steel, *Materials Characterization Journal*, v. 64, p. 15-20, 2012.

DARYL, E. C. Thermal Spray Technology, Coating Structures, Properties, and Materials. *ASM Handbook*, v. 05A, p. 60-64, 2013.

DEFECTS AND DISCONTINUITIES OF WELDING. *Design and Planning Manual for Cost- Effective Welding*. American Welding Society (AWS), v. 12, p. 75-91, 1999.

D'OLIVEIRA A. S. C. M.; TIGRINHO J. J.; TAKEYAMA R. R. Coatings enrichment by carbide dissolution. *Surface and Coatings Technology*, v. 202, n. 19, p. 4660-4665, 2008.

GARH, K. H. Z. Development of Materials to Resist Unlubricated Sliding Wear. Surface Modification Technologies VIII - *Proceedings of the Eighth International Conference Held in Nice, France*, p. 1-16, 1995.

GUEST, S. D. *Depositing Ni-WC Wear Resistant Overlays with Hot-Wire Assist Technology*. Edmonton: Thesis, University of Alberta - Chemical and Materials Engineering Department, 2014, 217 p..

GUNDLACH, R. B. White iron and high-alloyed iron castings, casting. *ASM Handbook*, ASM International, p. 896-903, 2008.

ISO/TR 13393. *Welding consumables - Hardfacing - classification - Microstructures: (ISO/TR 13393:2009)*. 1st. Ed., 2009.

KIRCHGABNER, A. *et al.* Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact, *Wear*, v. 265, p. 772-779, 2008.

KURZ, W.; FISHER, D. J. *Fundamentals of solidification*. Switzerland: Trans Tech Publications, 1984, 305 p..

KHOU, S. *Welding metallurgy*. Hoboken-NJ-USA, Wiley & sons, 2nd. ed., 2003, 461 p..

LIENERT, T. J. *et al.* Submerged Arc Welding. *ASM Handbook, Welding Fundamentals and Processes*. ASM International, v. 06A, c. 35, p. 335-343, 2011.

LESKO, A.; NAVARA, E. Microstructural Characterization of High Carbon Ferrochromium. *Materials Characterization*, v. 36, p. 249-356, 1996.

LIN, C-M. *et al.* Effect of carbon content on solidification behaviors and morphological characteristics of the constituent phases in Cr-Fe-C alloys. *Materials Characterization*, v. 62, p. 1124-1133, 2011.

MATHERS, G. *Welding of Aluminium and Its Alloys*. UK: Woodhead Publishing, 2002, 213 p..

MENDEZ, P. F. *et al.* Welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*, v. 16, n. 1, p. 4-25, 2014.

NETO, P. C. S. *Avaliação da resistência ao desgaste por abrasão e impacto combinado em superfícies revestidas por soldagem*. Belém: Dissertação, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade de Federal do Pará, Departamento de Engenharia Mecânica, 2015, 79 p..

O'BRIEN, A. Materials and Applications, Part 1 - 7. Surfacing Materials. *Welding Handbook*, American Welding Society (AWS), 9th Ed., v. 4, p. 453-512, 2011.

PIERSON, H. O. Processing of Refractory Carbides and Nitrides (Powder, Bulk, and Fibers). *Handbook of Refractory Carbides and Nitrides*. William Andrew Publishing/Noyes, c. 14, p. 248-275, 1996.

PIERSON, H. O. Carbides of Group VI: Chromium, Molybdenum, and Tungsten Carbides, *Handbook of Refractory Carbides and Nitrides*. William Andrew Publishing/Noyes, c. 6, p. 101-117, 1996.

POWELL, G. L. F.; CARLSON, R. A.; RANDLE V. The morphology and microtexture of M_7C_3 carbides in Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-Si alloys of near eutectic composition. *Journal of Materials Science*, n. 29, p. 4889-4896, 1994.

SÁBIO, A. D. *Estudo da viabilidade operacional do processo de soldagem MAG com alimentação adicional de arame frio*. Belém: Dissertação, Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, 2007, 131 p..

SEETHARAMAN, S. Treatise on Process Metallurgy. *Industrial Processes*, Elsevier Science, v. 3A, p. 477-532, 2013.

SHIMIZU, V. K. *Classificação e caracterização de tipos de minério de cobre da mina do Sossêgo - Região de Carajás*. São Paulo: Dissertação, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia de Minas e Petróleo, 2012, 121 p..

STACHOWIAK, G. W.; BACHELOR, A. W. Abrasive, erosive and cavitation wear. *En-*

Engineering Tribology, 4th ed., c. 11, p. 525-576, 2014.

SUNDSTRÖM A.; RENDÓN J.; OLSSON, M. Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions. *Wear*, v. 250, p. 744-754, 2001.

THORPE, W. R.; CHICCO, B. The Fe-Rich Corner of the Metastable C-Cr-Fe Liquidus Surface. *Metallurgical Transactions A*, v. 16A, p. 1531-1549, 1985.

TUCKER, R. C. Jr. Surface Engineering, Thermal Spray Technology. *ASM Handbook*, ASM International, v. 5A, p. 10-30, 2013.

TYLCZAK, J. H. Abrasive Wear. *ASM Handbook. Friction, Lubrication, and Wear Technology*, v. 18, p. 184-190, 1992.

WEMAN, K. Submerged Arc Welding, Cold Wire. *Welding Processes Handbook*, 2nd Ed., UK: Woodhead Publishing, c. 10, p. 105-117, 2012.

WILSON, R. D.; HAWK, J. A. Impeller wear impact-abrasive wear test. *Wear*, v. 225-229, p. 1248-1257, 1999.

ZAHIRI, R. *et al.* Hardfacing using ferro-alloy powder mixtures by submerged arc welding. *Surface & Coatings Technology*, n. 260, p. 220-229, 2014.

ZHOU, Y. F. *et al.* Fe₂₄wt.%Cr_{4.1}wt.%C hardfacing alloy: Microstructure and carbide refinement mechanisms with ceria additive. *Materials Characterization*, n. 72, p. 77-86, 2012.

ZHU, N-Q. *et al.* Coarsening of Cr₂₃C₆ precipitates in an Fe-Cr-C ternary alloy. *Journal*

of Iron and Steel Research, v. 19, n. 9, p. 62-67, 2012.

WANG H. *et al.* Microstructure and bend strength of WC-Co and steel joints. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 10, n. 2, p. 167-168, 2005.

ANEXO

Publicações

- CARVALHO, M. C.; WANG, Y.; SOUZA, J. A. S.; BRAGA, E. M.; LI, L.
Characterization of Phases and Defects in Chromium Carbide Overlays Deposited by SAW Process. *Engineering Failure Analysis*, v. 60, p. 374-382, 2016.
- CARVALHO, M. C.; WANG, Y.; SENGUPTA, V.; MENDEZ, P. F.; LI, L.; BRAGA, E. M. Defects characterization of chromium carbide overlay's deposited by submerged arc welding. *70 Congresso Anual da ABM Internacional, ABM Week*, Rio de Janeiro: Apresentação e publicação em anais, 17 a 21 Agosto de 2015. ISSN 1516 392X.
- CARVALHO, M. C.; WANG, Y.; SOUZA, J. A. S.; BRAGA, E. M. Imperfections in Chromium Carbide Overlay's Deposited by Submerged Arc Welding. *XIV encontro da Sociedade Brasileira de Pesquisa em Materiais - SBPMAT*, Rio de Janeiro: Aceito para apresentação e publicado em anais, 27 Set. a 01 de out. de 2015.
- SILVA, C. N.; REIS, M. S.; CARVALHO, M. C.; BRAGA, E. M. Análise operacionais de revestimentos utilizando o processo GMAW-CW. *Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF 2015*, Salvador-BA: Aceito para apresentação e publicado em anais, 2015.
- CARVALHO, M. C. Caracterização de Revestimentos resistentes ao desgaste. *I Workshop em Tecnologias Avançadas em Fabricação por Soldagem*, Parauapebas-PA: Organização do evento e apresentação de palestra, 27 de Agosto de 2015.