UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE
CENTRO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO E DA ADIÇÃO DE FILMES DE ALUMÍNIO E PVC EM ELETRODOS REVESTIDOS E7018

CICERO LEONARDO PEREIRA DE SOUZA

Natal-RN, 11 de fevereiro de 2017

CICERO LEONARDO PEREIRA DE SOUZA

INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO E DA ADIÇÃO DE FILMES DE ALUMÍNIO E PVC EM ELETRODOS REVESTIDOS E7018

Trabalho apresentado como requisito para a obtenção do título de mestre na área de Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Norte.

Aprovada por:

_____

Orientador Prof. Dr. Ing. Augusto José de Almeida Buschinelli

_____

Coorientador Prof. Dr. Nicolau Apoena Castro

_____

Prof. Dr. Moacir Bispo Ramos

_____

Prof. Dr. Rubens Maribondo do Nascimento

Universidade Federal do Rio Grande do Norte – UFRN

Sistema de Bibliotecas – SISBI

Catalogação da Publicação na Fonte - Biblioteca Central Zila Mamede

Souza, Cicero Leonardo Pereira de.

Influência do aporte térmico e da adição de filmes de alumínio e PVC em eletrodos revestidos E7018 / Cicero Leonardo Pereira de Souza. - 2017.

111 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Centro de Ciências Exatas e da Terra, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. Natal, RN, 2017.

Orientador: Prof. Dr. Augusto José de Almeida Buschinelli.

1. Soldagem SMAW - Dissertação. 2. Eletrodo básico - Dissertação. 3. Alumínio - Dissertação. 4. PVC - Dissertação. 5. Zona fundida - Dissertação. I. Buschinelli, Augusto José de Almeida. II. Título.

RN/UF/BCZM CDU 621.791

AGRADECIMENTOS

Sou muito grato a ajuda que cada pessoa que esteve presente todo esse tempo concedeu, caso esqueça de citar alguém, saiba que agradeço imensamente.

- Primeiro de tudo agradeço a Deus por ter me concedido toda saúde física e mental que são dádivas que muitos não podem ter.
- Ao PPGCEM e a UFRN por todo o suporte de laboratórios e disponibilidade dos mesmos.
- À CAPES pelo incentivo financeiro que foi essencial para a minha permanência no programa.
- Aos meus familiares e amigos por todo o suporte e palavras de incentivo.
- À minha namorada Thayane, que serviu de apoio para mim, sendo compreensiva, mesmo na distância, me incentivando a não desistir.
- Aos meus colegas de apartamento Jean, Raelson, Ygor e os demais que passaram, mesmo que por breve momento, mas que todos formaram uma família durante esse tempo, se ajudando e servindo de companhia uns aos outros.
- Agradeço em especial ao meu orientador, Prof. Buschinelli, que mesmo com tantas divergências entre nós, não desistiu de mim, e me ajudou de uma maneira que não poderei retribuir.
- Ao Prof. Nicolau que foi quem esteve presente em toda a parte experimental do trabalho, me ajudando não só na utilização dos equipamentos, mas também na interpretação dos resultados.
- Aos professores Rubens e Moacir que, mesmo à distância, sempre foram solícitos quando eu precisei de alguma informação.
- Agradeço também aos colegas que estiveram presentes como o Fabio Gustavo, Luan e o Rafael que se dispôs a me ajudar nas soldagens, mesmo em horários adversos, agradeço grandemente.

RESUMO

A soldagem a arco elétrico por eletrodo revestido (SMAW) é uma das mais antigas técnicas de soldagem e a primeira a ser utilizada industrialmente em grande escala. Durante o século XX a soldagem SMAW foi a mais usada como técnica de união permanente de metais, sendo até hoje, mesmo com coexistência de diversas outras técnicas, uma das que possuem maior utilização no mercado brasileiro. Nesse tipo de soldagem uma das maiores preocupações é o cuidado no armazenamento do eletrodo, pois o mesmo não pode ficar exposto a atmosfera ambiente, já que absorveria umidade, que é danoso para a qualidade da solda. A umidade introduz na zona fundida o hidrogênio que pode levar ao surgimento de trincas a frio. A solução normalmente usada é a da ressecagem em temperaturas até 450º C, acompanhada de armazenamento em estufas, prática que gera custos adicionais para um projeto de fabricação. Nesse contexto o presente trabalho teve a intenção de caracterizar a zona fundida de soldas feitas com eletrodos revestidos E7018 encobertos com filmes de alumínio e PVC, aplicados com o intuito de resguarda-los contra a umidade ambiente, diminuindo custos e tempo com secagem, também variando o valor de aporte térmico utilizado durante a soldagem. Essa atual investigação dá continuidade à pesquisa recente sobre a influência de tais filmes protetores na composição e, em especial, na microestrutura do metal de solda depositado, onde a quantificação dos constituintes e caracterização microestrutural ocorreu através de um *software* para avaliação de imagens. No presente caso, com a utilização de um microscópio com emissão de campo, MEV-FEG, foram obtidas imagens com elevado contraste, que permitiram um levantamento detalhado dos tipos de constituintes presentes, assim como uma análise mais precisa de sua morfologia. Em particular foi possível avaliar quantitativamente o efeito dos filmes protetores no tamanho de grão e na razão de aspecto do microconstituinte AF (ferrita acicular). Com base numa revisão da literatura é apresentada uma análise crítica acerca dos parâmetros que tiveram maior relevância na formação da microestrutura final e nas propriedades mecânicas obtidas. Os resultados conduziram a constatação de que para maiores valores de aporte térmico a microestrutura, em especial a ferrita acicular, tende a ser mais grosseira. Com a utilização dos revestimentos de PVC e tinta de alumínio obteve-se uma leve diminuição nessa granulometria, já que a microestrutura apresentou-se mais refinada do que com os eletrodos de referência (E7018 puro e BRH4R).

Palavras chave: Eletrodo básico, SMAW, PVC, alumínio, filmes, ferrita acicular, aporte térmico, zona fundida.

ABSTRACT

The shield metal arc welding (SMAW) is one of the oldest welding processes and the first one to be used in large industrial scale. During the XX century the SMAW was the most applied process for metal joining, remaining until nowadays as one of the most used in the Brazilian market. In this kind of welding one of the biggest problems is to avoid the hydrogen induced cold cracking, what imposes rigid requirements in the storing of the weld consumables. In order to avoid the humidity absorption, the consumables must be dried out in special ovens at temperatures in the order of 450 C, what implies in additional and higher manufacturing costs. In this context a recent research suggested modifications in coating of electrodes providing an alternative for execution of welding with low hydrogen electrode AWS E7018 without having to dry it, The welds were developed with basic coated electrodes (hygroscopic) externally painted with aluminum spray paint for high temperatures or wrapped with thin plastic films (PVC) and aluminum foil films. The induced metallurgical changes in the deposited metal, associated with the addition of new materials to the electrode coating, were investigated, wereby the microconstituents in the fusion zone were quantified using a software for image analysis. In the actual work, with the use of a field emission microscope, MEV-FEG, high contrast images could be obtained, this allowed a detailed characterization of the various microconstituents and a more precise description of their morphology. In special it was possible to evaluate the influence of the protective films in the grain size and aspect ratio of the microconstituent AF (acicular ferrite). On base of a literature review a critical analysis is presented, that embraces the effect of the more relevant parameters on the final microstructure and resulting mechanical properties. The results showed that for higher values of heat input the microstructure, especially the acicular ferrite, tends to be coarser. With the use of PVC coatings and aluminum paint, a slight reduction was achieved in this granulometry, since the microstructure was more refined than with reference electrodes (E7018 pure and BRH4R).

Keywords: Basic electrode, SMAW, PVC, aluminum, films, acicular ferrite, heat input, melt zone.

Sumário

1. INTRODUÇÃO 19
2. OBJETIVOS 21
2.1. Objetivos gerais 21
2.2. Objetivos específicos 21
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 22
3.1. Soldagem a eletrodo revestido (SMAW) 22
3.2. Hidrogênio difusível 24
3.3. Constituintes segundo Classificação do IIW 25
3.3.1. Ferrita primária 25
3.3.2. Ferrita com fases secundárias [FS(A) e FS(NA)] 27
3.3.3. Ferrita acicular (AF) 28
3.3.4. Agregado de ferrita e carboneto (FC) 30
3.3.5. Martensíta (M) 31
3.3.6. Esquema para classificação de constituintes 32
3.4. Formação da microestrutura durante o resfriamento 34
3.5. Morfologia da ferrita acicular 35
3.5.1. Morfologia e razão de aspecto 35
3.5.2. Classificação alternativa 38
3.6. Fatores que influenciam na decomposição da austenita 40
3.6.1. Composição 40
3.6.2. Quantidade, tipo e tamanho de inclusões 49
3.6.3. Velocidade de resfriamento entre 800°C e 500°C 51
3.6.4. Tamanho do grão austenítico 52
3.6.5. Teor de oxigênio 54
3.7. Técnicas utilizadas para evitar a absorção de umidade 55
3.7.1. Eletrodos modificados com o uso de PTFE como aglomerante 55
3.7.2. Eletrodos modificados com o uso de revestimentos feitos de filme de alumínio, pintura em alumínio e PVC 56
4. METODOLOGIA 63
4.1. Análise de metal depositado por eletrodos E7018 modificados por revestimentos de Al e PVC e pelo eletrodo BRH4R 63

4.2. Análise de metal depositado por eletrodos E7018 modificados e BRH4 sob variação controlada do aporte térmico 64
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES 69
5.1. Avaliação da microestrutura do metal depositado por eletrodos E7018 modificados e BRH4R 69
5.1.1. Caracterização da microestrutura do metal de solda puro depositado pelo eletrodo de referência E7018 69
5.1.2. Caracterização da microestrutura do metal de solda puro depositado pelo eletrodo de referência BRH4R aglomerado com PTFE 71
5.1.3. Efeitos do revestimento com alumínio na microestrutura do metal de solda puro depositado pelo eletrodo E7018 75
5.1.4. Efeitos do revestimento com filme de PVC na microestrutura do metal de solda puro depositado pelo eletrodo E7018 80
5.2. Influência da composição na microestrutura 82
5.3. Características granulométricas da ferrita acicular 83
5.4. Avaliação da microestrutura dos corpos soldados controlando a variação do aporte térmico 91
5.4.1. Variações nas características da microestrutura devido a diferença de aporte térmico 92
5.4.2. Variações nas características da microestrutura devido aos diferentes tipos de revestimentos 100
5.5. Influência da largura dos grãos colunares na granulometria da ferrita acicular 102
5.6. Influência do aporte térmico na granulometria da ferrita acicular 104
6. CONCLUSÕES 108
7. Sugestões para trabalhos futuros 109
REFERÊNCIAS 110

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1: Ilustração do processo de soldagem por eletrodo revestido.....21

Figura 3.2: Teor de hidrogênio ao longo do cordão de solda para eletrodos rutílicos e básicos.....23

Figura 3.3: Desenho esquemático mostrando a morfologia da **PF(G)**.....25

Figura 3.4: Esquema em 3D da morfologia de grãos de **PF(G)**, modificado de Lessa.....25

Figura 3.5: Ilustração da morfologia da **PF(I)**.....26

Figura 3.6: Micrografia de uma região de contorno de grão de onde ocorre a nucleação de **FS(A)** do tipo Widmanstatten a partir da **PF(G)**.....26

Figura 3.7: Micrografia de uma microestrutura tipicamente bainítica.....27

Figura 3.8: Morfologia de FS(A) do tipo Widmanstatten quando nucleado (a) nos contornos de grãos e (b) a partir da **PF(G)**.....27

Figura 3.9: Esquema para a distinção entre AF e outros constituintes na microestrutura.....28

Figura 3.10: Micrografia exemplificando a característica refinada da **AF** na microestrutura em relação a **PF(I)**.....28

Figura 3.11: Reconstrução 3D da **AF**, demonstrando sua característica entrelaçada.....29

Figura 3.12: Micrografia mostrando uma região onde há agregado **FC**.....30

Figura 3.13: Ilustração da diferença entre as estruturas CFC da austenita, CCC da ferríta e TCC da martensíta.....30

Figura 3.14: Micrografias exemplificando a diferença entre martensíta (a) em ripas e (b) maclada.....31

Figura 3.15: Fluxograma auxilio para definição de constituintes na microestrutura de uma zona fundida.....32

Figura 3.16: Evolução da microestrutura no resfriamento da ZF em um processo de soldagem com as etapas (a) formação das inclusões, (b) formação da ferrita δ, (c) formação da austenita que envolve as inclusões, (d) e (e) formação da **PF(G)**, (f) formação da **FS(A)** e (g) formação da **AF**.....33

Figura 3.17: Variação do tamanho do grão da ferrita acicular devido ao tamanho de grão da austenita primaria.....35

Figura 3.18: Microestrutura tipicamente de **AF** mostrando exemplos de razão de aspecto entre 2 e 10, modificado de Kou.....36

Figura 3.19: Variação nas dimensões da AF e na porcentagem de PF(G) devido ao aporte térmico introduzido.....37

Figura 3.20: Ilustração dos tipos de constituintes pela definição dada por Thewlis.....38

Figura 3.21: Influência do teor de manganês na formação de constituintes na ZF, modificado de Evans.....40

Figura 3.22: Efeito do teor de manganês na quantidade de energia absorvida em ensaios Charpy para diversas temperaturas de teste, modificado de Evans.....40

Figura 3.23: Formação preferencial de bainita em lugar de **AF** para altas concentrações de elementos de liga.....41

Figura 3.24: Diferenças morfológicas em micrografias da ZF composta em sua maioria por (a) bainita e (b) **AF**.....41

Figura 3.25: Comparação da influência do **Ti** na microestrutura para baixo e alto teor de **Mn,** modificado de Evans.....42

Figura 3.26: Influência do titânio na microestrutura da zona fundida, modificado de Evans.....43

Figura 3.27: Variação no teor de **Al** e as mudanças ocasionadas na microestrutura da zona fundida, modificado de Evans.....44

Figura 3.28: Microestruturas presentes para diferentes teores de carbono em solução.....45

Figura 3.29: Escala preferencial de precipitação de óxidos dentro da zona fundida onde se tem SW1A com 840 ppm de O dissolvido e o SW2A com 290 ppm de oxigênio.....45

Figura 3.30: Influência do teor de níquel na microestrutura da zona fundida, modificado de Evans.....46

Figura 3.31: Influência dos elementos cromo e molibdênio na microestrutura da ZF.....47

Figura 3.32: Influência do enxofre na microestrutura da ZF, modificado de Evans.....47

Figura 3.33: Relação entre a energia de soldagem e a variação do tamanho e quantidade de inclusões.....49

Figura 3.34: Relação entre o tamanho das inclusões e a quantidade de **AF** formada.....50

Figura 3.35: Diagrama CCT para o metal de solda de um aço baixa liga.....50

Figura 3.36: Influência do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C em metais de solda de aços C-Mn, modificado de Evans.....51

Figura 3.37: Tipo de constituinte predominante nas regiões internas do grão austenítico em dependência com seu tamanho.....52

Figura 3.38: Relação entre tamanho de grão austenítico e teor de **AF** para duas velocidades de resfriamento Δt8-5.....52

Figura 3.39: Quantidade de **AF** formada em relação a quantidade de oxigênio presente do gás de proteção.....53

Figura 3.40: Frações volumétricas dos constituintes presentes para a soldagem feita com o eletrodo com PTFE e E7018 com 0,145% de carbono.....54

Figura 3.41: Preparação dos corpos de provas com coberturas de (a) alumínio e (b) PVC.....55

Figura 3.42: Região colunar na zona fundida do cordão superior como depositado do CP soldado com eletrodo de referência E7018 sem modificações, aumento de 200X, mostrando microestrutura composta por **FS(A)**, **AF**, **PF(G)** e **PF**.....57

Figura 3.43: Região colunar na zona fundida do cordão superior como depositado do CP soldado com eletrodo de referência, aglomerado com PTFE, aumento de 200X, mostrando uma microestrutura composta por **FS(A)**, **AF**, **PF(G)**, **PF**.....57

Figura 3.44: Região colunar na zona fundida do cordão superior como depositado do CP soldado com eletrodo E7018 modificado com o revestimento de tinta de alumínio, aumento de 200X, microestrutura composta de **FS(A)**, **PF(G)** e **AF**.....58

Figura 3.45: Região colunar na zona fundida do cordão superior como depositado do CP soldado com eletrodo E7018 revestido com filme PVC, aumento de 200X, microestrutura composta por **FS(A)**, **AF** e **PF(G)**.....58

Figura 3.46: Zona fundida de CP soldado com eletrodo pintado com tinta de alumínio e revestido com filme de alumínio, aumento de 200X, microestrutura composta por **FS(A)**, **FS(NA)** e **PF(G)**.....59

Figura 3.47: comparação entre a quantidade de AF presente com o teor de alumínio em solução.....60

Figura 3.48: relação entre teor de AF e energia absorvida no ensaio de impacto Charpy (AFxEA).....60

Figura 3.49: estimativa de **Δt8-5** em relação aos resultados obtidos nos CP's.....61

Figura 4.1: Macrografia exemplificando a região de grãos colunares onde foram analisados os CP's.....62

Figura 4.2: Eletrodos pintados com tinta de alumínio.....64

Figura 4.3: Ilustração dos cordões feitos na soldagem, mostrando os dois cordões a serem estudados, onde cordão 1 e cordão 2 possuem aportes térmicos baixo e alto, respectivamente.....64

Figura 4.4: Esquema mostrando os cortes que foram realizados para produzir os corpos de prova.....66

Figura 4.3: Ábaco usado para encontrar os valores de tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 ºC e 500 ºC, modificado de IRSID.....66

Figura 5.1: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência ST01, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, revelando **AF**, **PF(G)**, **PF** e **FS(A)**.....68

Figura 5.2: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência ST01, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, destacando a presença de inclusões e a morfologia acicular dos constituintes presentes.....69

Figura 5.3: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência ST01, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, região 2, presença de **AF**, **PF(G)**, **FS(A)** e **AF**.....69

Figura 5.4: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 1000X, nital 2%, presença de **AF**, **PF(G)**, **FS(A)** e **PF** na microestrutura.....70

Figura 5.5: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, razões de aspecto de alguns grãos observados na microestrutura.....71

Figura 5.6: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 30000X, nital 2%,, região 2, nucleação e crescimento de AF a partir de uma inclusão.....72

Figura 5.7: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 30000X, nital 2%, região 3, crescimento de **AF** junto com **PF(I)** a partir da mesma inclusão.....73

Figura 5.8: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 20000X, nital 2%, região 4, presença de perlita na estrutura.....74

Figura 5.9: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, microestrutura com a presença de **AF**, **FS(A)**, **PF(G)** e **AF**.....75

Figura 5.10: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 5000X, nital 2%, região 2, quantidade de inclusões visíveis na microestrutura.....75

Figura 5.11: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, região 3, razões de aspecto encontradas para alguns grãos observados.....76

Figura 5.12: Imagem obtida por MEV-FEG do CP ALPI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, presença massiva de **FS(A)**.....77

Figura 5.13: Imagem obtida por MEV-FEG do CP ALPI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, destaque para o alinhamento dos grãos observados.....77

Figura 5.14: Imagem obtida por MEV-FEG do CP ALPI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, presença de **FS(A)**, **FS(NA)** e **PF(G)**, além de grande quantidade de inclusões.....78

Figura 5.15: Imagem obtida por MEV-FEG do CP ALPI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 5000X, nital 2%, região tipicamente de **FS(A)** com destaque para a quantidade de inclusões presentes.....79

Figura 5.16: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PVC, elétrons secundários (SE), ampliação original de 1000X, nital 2%, microestrutura com presença de **AF**, **FS(A)**, **PF(G)** e **PF**.....80

Figura 5.17: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PVC, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, razões de aspecto de alguns grãos observados.....80

Figura 5.18: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PVC, elétrons secundários (SE), ampliação original de 5000X, nital 2%, com destaque para as inclusões presentes na região observada.....81

Figura 5.19: Média dos tamanhos de grãos de AF encontrados nos corpos de prova estudados.....83

Figura 5.20: CP ST01, aumento de 2000X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária.....84

Figura 5.21: CP ST01, aumento de 200X, medição aproximada da austenita primária, modificado de Ramos.....85

Figura 5.22: CP BRH4R, aumento de 2000X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária.....86

Figura 5.23: CP BRH4R, aumento de 200X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária, modificado de Ramos.....86

Figura 5.24: CP PI, aumento de 2000X, medição do tamanho de grão da austenita primária.....87

Figura 5.25: CP PI, aumento de 200X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária, modificado de Ramos.....88

Figura 5.26: CP PVC, aumento de 2000X, medição do tamanho de grão austenítico.....89

Figura 5.27: CP PVC, aumento de 200X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária, modificado de Ramos.....90

Figura 5.28: E7018 puro soldado com HI=9 KJ/cm, ampliação de 200x, medições da largura dos grãos colunares.....91

Figura 5.29: E7018 puro soldado com HI=15 KJ/cm, ampliação de 200x, medições da largura dos grãos colunares.....92

Figura 5.30: E7018 puro, imagem via MEV-FEG, 5000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com eletrodo E7018 puro, com (a) menor aporte e (b) maior aporte térmico.....92

Figura 5.31: BRH4R, soldado com HI=9 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares, destaque para a presença grande quantidade de **FS(A)**.....93

Figura 5.32: BRH4R, soldado com HI=17 KJ/cm, 200X, destaque para o caráter grosseiro da estrutura e presença de **FS(A)**.....94

Figura 3.33: BRH4R (eletrodo aglomerado com PTFE), imagem via MEV-FEG, 5000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com (a) menor aporte e (b) maior aporte térmico.....94

Figura 5.34: BRH4R (eletrodo aglomerado com PTFE), imagem via MEV-FEG, 2000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com (a) menor e (b) maior aporte térmico.....95

Figura 5.35: E7018-PI, HI=8 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares.....96

Figura 5.36: E7018-PI, HI=15 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares.....96

Figura 5.37: E7018-PI, imagem via MEV-FEG, 5000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com (a) menor e (b) maior aporte térmico.....97

Figura 5.38: E7018-PVC, HI=11 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares.....98

Figura 5.39: E7018-PVC, HI=17 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares.....98

Figura 5.40: E7018-PVC, imagem via MEV-FEG, 5000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com (a) menor e (b) maior aporte térmico.....99

Figura 5.41: Microestrutura dos corpos soldados com baixo aporte térmico com uso dos eletrodos (a) E7018 puro (HI=9 KJ/cm), (b) BRH4R (aglomerado com PTFE)

(HI=9 KJ/cm), (c) E7018-PI (HI=8 KJ/cm) e (d) E7018-PVC (HI=11 KJ/cm), 5000X.....100

Figura 5.42: Microestrutura dos corpos soldados com alto aporte térmico com uso dos eletrodos (a) E7018 puro (HI=15 KJ/cm), (b) BRH4R (HI=17 KJ/cm), (c) E7018-PI (HI=15 KJ/cm) e (d) E7018-PVC (HI=17 KJ/cm), 5000X.....101

Figura 5.49: E7018-PVC, HI=17 KJ/cm, 1000X, largura de grãos colunares para duas regiões distintas.....102

Figura 5.50: E7018-PVC, HI=17 KJ/cm, 5000X, medições das áreas dos grãos de ferrita acicular para grão colunar pequeno e grande, respectivamente.....103

Figura 5.51: E7018 puro, 5000X, comparação da granulometria da **AF** para os aportes térmicos de HI=9 KJ/cm e HI=15KJ/cm, respectivamente.....104

Figura 5.52: E7018-PI, 5000X, comparação da granulometria da **AF** para os aportes térmicos de HI=8 KJ/cm e HI=15 KJ/cm, respectivamente.....104

Figura 5.53: E7018-PVC, 5000X, comparação da granulometria da **AF** para os aportes térmicos de HI=11 KJ/cm e HI=17 KJ/cm, respectivamente.....105

Figura 5.54: Comparação entre os dados obtidos nesse trabalho sobre largura e comprimento da AF com aqueles de Grong.....106

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Composições analisadas para os corpos de prova estudados.....56

Tabela 3.2: constituintes com suas respectivas quantidades encontradas por Ramos.....59

Tabela 4.1: nomenclatura utilizada para cada corpo de prova utilizado.....62

Tabela 4.2: Valores dos parâmetros de soldagens utilizados para proporcionar aportes térmicos diferentes para cada tipo de eletrodo, onde **U** é a tensão, **I** é a corrente, **Vs** é a velocidade de soldagem e **HI** é o aporte.....65

LISTA DE SIGLAS

A	AMPERE
AF	Ferrita acicular
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
CCC	Cúbico de corpo centrado
CCT	Continuous cooling transformation
CFC	Cúbico de face centrada
CP	Corpo de prova
Δt	Variação de tempo
ΔV	Variação de velocidade
EA	Energia absorvida
FC	Agregado de ferrita e carboneto
FEG	Field emission gun
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(LB)	Ferrita com segunda fase do tipo bainita inferior
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada
FS(UB)	Ferrita com segunda fase do tipo bainita superior
HI	Heat imput
I	Corrente
IIW	International Institute of Welding
IRSID	Institut de recherche de la sidérurgie
J	Joules
LR	Limite de resistência
L_{TN}	Largura dos grãos da austenita primária
M	Martensíta
M(L)	Martensíta em ripas (laths)
M(T)	Martensíta maclada (twinned)
MA	Martensíta-austenita
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MPA	Megapascal
MS	Metal de solda
PF(G)	Ferrita primária de contorno de grão
PF(I)	Ferrita primária intragranular
PPM	Partes por milhão
PTFE	Politetrafluoretileno
PVC	Policloreto de vinila
RA	Razão de aspecto
SE	Elétrons secundários
SMAW	Shielded metal arc welding
TCC	Tetragonal de corpo centrado
U	Tensão

V	Volts
VS	Velocidade de soldagem
ZF	Zona fundida

1. INTRODUÇÃO

Em soldagem existem diversos fatores que podem influenciar nas propriedades finais da junta soldada, e esses fatores estão ligados diretamente a mudanças na microestrutura e macroestrutura do material. As propriedades físicas, principalmente o comportamento mecânico, são bastante influenciadas pela microestrutura, e esta depende de fatores como elementos de liga e tratamentos térmicos, entre outros [2]. A soldagem a arco elétrico por eletrodo revestido (SMAW – Shielded Metal Arc Welding) é uma das mais antigas técnicas de soldagem e a primeira a ser utilizada industrialmente em grande escala. Durante o século XX a soldagem SMAW foi a mais usada como técnica de união permanente de metais, sendo até hoje, mesmo com coexistência de diversas outras técnicas, uma das que possuem maior utilização no mercado [3].

Nesse tipo de soldagem uma das maiores preocupações é o cuidado no armazenamento do eletrodo, pois o mesmo não pode ficar exposto a atmosfera ambiente, já que absorveria umidade, que é danoso para a qualidade da solda. A umidade introduz na zona fundida o hidrogênio que a depender da concentração pode levar ao surgimento de trincas a frio [4]. Dessa forma a solução normalmente utilizada é a de resguarda-los com a utilização de estufas. Esta prática é a mais comum até hoje, porém gera custos adicionais para o projeto. Além de que ao serem retirados das estufas de campo até o momento da efetiva soldagem, os eletrodos entram em contato com a atmosfera e por sua alta higroscopicidade absorvem umidade o que pode acarretar em trincas à frio a depender das condições ambientais, da geometria da junta e do tempo de exposição [1].

Há também tipos de eletrodos desenvolvidos para não absorver umidade mesmo quando expostos ao ar, estes foram obtidos através da troca de silicatos por polímeros como aglomerantes do revestimento [3]. Porém se trata de um eletrodo mais caro.

Filmes de alumínio e de PVC são normalmente utilizados para a proteção contra a atmosfera. Neste caso estes foram utilizados no intuito de resguardar os eletrodos convencionais e impedi-los de absorver umidade e, como envolviam todo o eletrodo, no processo de soldagem os mesmos foram consumidos juntamente com o metal de solda (MS). Devido a isso houve a necessidade de caracterização da influência que esses revestimentos causavam na micro e macroestrutura da zona fundida.

A pesquisa foi realizada e apresentada como tese por Ramos [1] utilizando três tipos de revestimentos: filme de alumínio, tinta spray de alumínio e filme de PVC. Os mesmos foram colocados variando o número de voltas, assim como o número de passes da tinta spray. Também foram feitas amostras com mais de um tipo de revestimento, para estudar a influência conjunta dos mesmos. Após realizadas as soldagens as microestruturas foram avaliadas através de microscópios ótico e eletrônico de varredura.

O estudo da microestrutura foi realizado com a utilização de softwares de avaliação de imagens, conduzindo aos resultados que serão apresentados posteriormente. Como a introdução dos filmes na soldagem ocasionou mudanças na microestrutura, houve o interesse em se aprofundar essa avaliação através da utilização de um outro equipamento, o MEV-FEG, o seu avanço seria a emissão de campo que pode conceder contrastes mais precisos, permitindo uma avaliação minuciosa dos constituintes presentes na zona fundida para assim relacionar os resultados obtidos aos tipos de revestimentos utilizados.

Os fatores que motivaram o presente trabalho se fundamentam no interesse em se aprofundar a pesquisa sobre a influência que os revestimentos utilizados para proteção dos eletrodos proporcionam na zona fundida de corpos soldados, Também foi avaliada em particular a influência que diferentes valores de aporte térmico e os diferentes tipos de eletrodo possuem na granulometria da ferrita acicular (**AF**). As imagens obtidas foram avaliadas chegando a resultados relevantes para o entendimento da influência dos revestimentos e do aporte térmico utilizados.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivos gerais

Esta pesquisa visa estudar a influência de filmes de Al e PVC e do aporte térmico na microestrutura do metal de solda, especialmente na granulometria da ferrita acicular, depositado por eletrodos revestidos E7018.

2.2. Objetivos específicos

1- Tomando por base a classificação do IIW identificar, com o recurso da microscopia FEG, os constituintes presentes na região colunar da zona fundida do metal de solda puro, no estado como soldado, depositado por eletrodos E7018 com diferentes revestimentos.

2- Analisar a presença de microfases (**MA**), inclusões e eventuais alterações microestruturais associadas aos distintos revestimentos.

3- Avaliar em particular eventuais modificações (p.ex. alterações na razão de aspecto) do constituinte ferrita acicular (**AF**), sob efeito dos revestimentos.

4- Executar depósitos controlados (cordão sobre chapa), para verificar com especial acuidade o efeito de parâmetros de soldagem, particularmente da taxa de resfriamento na formação da **AF** para os distintos revestimentos do E7018.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

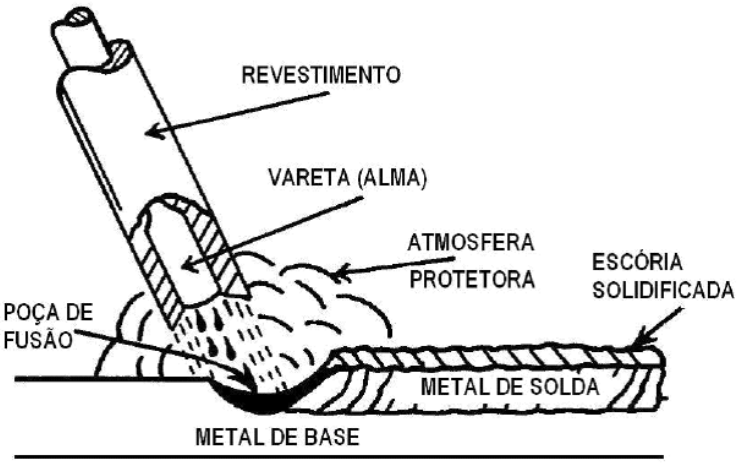
3.1. Soldagem a eletrodo revestido (SMAW)

A soldagem do tipo SMAW por ser uma técnica pioneira na área de soldagem a arco, passou por muitas melhorias, através de pesquisas nesse sentido, fazendo com que a mesma tenha uma vasta utilização mesmo com o avanço das técnicas.

Esta técnica trata da utilização de um arco elétrico formado entre uma peça e um eletrodo metálico revestido para fundir um metal que se encontra no interior do eletrodo, chamado de alma, de forma que este sirva de agente que promoverá a coalescência entre duas peças metálicas [2].

Para a formação do arco o eletrodo é fixado em uma base que será ligada a um terminal de uma fonte, enquanto que a peça estará ligada ao outro terminal desta mesma fonte. A alma do eletrodo conduzirá a energia formando o arco elétrico através do contato [2, 3]. A figura 1.1 ilustra o processo SMAW.

Figura 3.1: Ilustração do processo de soldagem por eletrodo revestido [4].



O eletrodo revestido, como o próprio nome sugere, possui um revestimento feito de material não-metálico, quando no processo de soldagem, tanto a alma do eletrodo quanto o revestimento são afetados pelo calor, de maneira que ocorre a fusão dos dois, além da evaporação do revestimento. Tanto o gás gerado, que fica no entorno do processo, quanto a parte liquida, que entra junto do metal de adição para a poça de fusão, possuem algumas finalidades que são descritas a seguir [2, 3]:

- Estabilizar o arco elétrico através da introdução de componentes que se decompõem de maneira instantânea em íons dentro do arco, isso aumenta a condutividade e faz com que o arco conduza a corrente elétrica mais suavemente.

- Proteger a poça de fusão e o metal de solda, impedindo que contaminantes atmosféricos sejam inseridos na poça de fusão através da proteção gasosa e da escória formada pela parte fundida do revestimento.

- Introduzir elementos de liga para o ajuste de composição do metal de solda.

- Desoxidar e limpar o metal de adição com a ajuda de agentes desoxidantes. Além de impedir a oxidação do metal recém solidificado e ainda quente através da escória que produz uma espécie de capa protetora.

- Adicionar pó de ferro, o que aumenta a produtividade da soldagem.

Os gases gerados da decomposição do revestimento normalmente são uma mistura de H_2, CO, H_2O e CO_2 para os celulósicos do tipo E6010. Já para os básicos do tipo E7018, que foi utilizado nesta pesquisa, na decomposição ocorre a liberação de CO_2 e escória de CaO, estes normalmente são utilizados para metais com suscetibilidade a trincas por hidrogênio [3].

Para os eletrodos básicos normalmente são encontrados alguns compostos, os principais exemplos são:

TiO_2 (rutílo) - Possui as funções de reduzir a viscosidade da escória e o intervalo de solidificação e estabilizar o arco.

Carbonatos - Controlam o pH da escória, além de liberarem gases como o CO e CO_2 para a proteção do processo.

Ferro-manganês e ferro-silício - Promovem a desoxidação da poça de fusão além de introduzirem elementos de liga, tais como o Mn e Si.

CaF_2 (fluoreto de cálcio) - Diminui a viscosidade e controla a basicidade da escória.

Pó de ferro - Aumentam a taxa de deposição.

Silicatos - Formam escória.

Além disso o eletrodo E7018 promove uma escória densa e fácil de remover, um bom aspecto do cordão, pode ser usado em qualquer posição e permite a utilização de corrente do tipo CC (corrente continua) ou CA (corrente alternada). A penetração vai de baixa a média, possui resistência a fissuração a quente relativamente baixa e pode ser considerado um eletrodo de uso geral [2, 5].

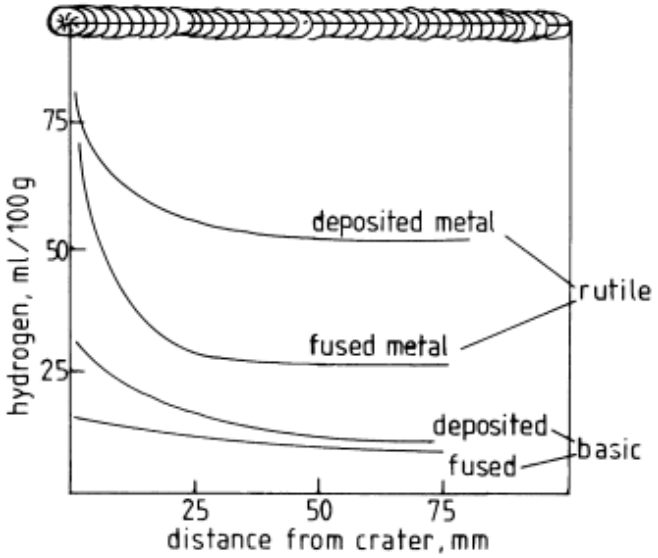
No geral o processo de soldagem a eletrodo revestido possui algumas vantagens e desvantagens que podem ser destacadas. Como vantagens tem-se o baixo custo, facilidade de manuseio, podendo facilmente ser usada em locais abertos e sujeitos a ação de ventos e, por ser uma técnica que se encontra há muito tempo no mercado, existe um grande número de mão-de-obra especializada. Porém a baixa produtividade da técnica devido a troca de eletrodos que precisa ser feita, além da taxa de deposição que é baixa devido ao revestimento superaquecer para altas correntes e se destacar do eletrodo, assim como os cuidados no armazenamento dos eletrodos que possuem caráter higroscópico, ou seja, absorvem umidade facilmente, trazem limitações ao uso, levando à busca de outras

técnicas de soldagem [4, 5]. Neste caso da absorção de umidade, pode ocorrer a introdução de quantidades danosas de hidrogênio na poça de fusão, o que pode acarretar em trincas a frio.

3.2. Hidrogênio difusível

A presença de H pode advir de diversas fontes que podem estar presentes durante a soldagem e para haver o controle do teor desse elemento no metal de solda é preciso levar em conta algumas precauções. O hidrogênio molecular pode ser quebrado em íons H+ que se difundirá para dentro do metal de solda, já que sua solubilidade é muito alta no aço a altas temperaturas, a figura 3.2 demonstra o teor de hidrogênio durante a soldagem para eletrodos rutílicos e básicos. As principais fontes de hidrogênio são: decomposição de soluções orgânicas que possam estar presentes na peça, como graxas, produtos da decomposição de eletrodos e principalmente umidade que pode estar presente na superfície da peça, no gás de proteção, no revestimento do eletrodo e no fluxo [3].

Figura 3.2: Teor de hidrogênio ao longo do cordão de solda para eletrodos rutílicos e básicos [12].



A literatura especializada concede vários métodos para se auferir a quantidade de hidrogênio difusível presente no metal de solda. Um dos mais utilizados no Brasil é o método em que se imerge um corpo-de-prova em um eudiômetro cheio de mercúrio, quanto mais hidrogênio difusível sai do corpo-de-prova, mais o nível de mercúrio no eudiômetro cai, dessa forma se consegue calcular o teor de H difusível, sua limitação é o tempo que pode levar o experimento, já que a difusividade do hidrogênio a temperatura ambiente é bem baixa, pode levar dias para a medição [3, 15].

Uma classificação da suscetibilidade de ocorrência de trincas a frio é citada por Freire [15], onde se analisa o nível de possibilidade de ocorrência a partir da

quantidade de hidrogênio difusível em solução no metal de solda. A quantidade de H é dada em ml/100g de metal, como se segue:

1- Muito baixo – entre 0 e 5 ml/100g
2- Baixo – entre 5 e 10 ml/100g
3- Médio – entre 10 e 15 ml/100g
4- Alto – maior que 15 ml/100g

Para inibir a presença excessiva de hidrogênio no metal de solda, pode-se utilizar de diversos meios, alguns mais factíveis que outros, como exemplos temos: utilizar gás de proteção que não contenha hidrogênio, que pode advir de gases combustíveis, eletrodos celulósicos e gases inertes com presença de H; realizar a secagem e ressecagem dos eletrodos antes do uso para que não haja umidade em quantidades apreciáveis nos mesmos; realizar a limpeza da peça a ser soldada, para que não haja contaminantes, como a graxa; o uso de eletrodos que concedam ao processo moléculas de CO_2 e de CaF_2 tem sido produtivo para a diminuição da quantidade de hidrogênio difusível; realizar um tratamento térmico pós-soldagem para ajudar o hidrogênio a sair do metal de solda [3].

3.3. Constituintes segundo Classificação do IIW

O diagrama de fases Fe-C apresenta as transformações de fases que ocorrem durante o resfriamento do metal fundido no estado de equilíbrio termodinâmico, onde ocorrem as fases ferrita delta (δ), austenita (γ), ferrita (α) e cementita (Fe_3C), porém podem surgir diferentes morfologias da ferrita fora do equilíbrio a depender de diversos parâmetros como a velocidade de resfriamento e composição, entre outros. Essas morfologias e suas respectivas quantidades fazem grande diferença nas propriedades finais da junta soldada, devido a isso o Instituto Internacional de Soldagem (**IIW**) criou uma classificação especifica para os tipos de morfologias que se assemelham e que contribuem de maneira similar nas propriedades mecânicas, sendo critério a possibilidade de observação através do microscópio ótico, de modo que constituintes com o mesmo efeito nas propriedades possuem a mesma designação. Nesse contexto não há uma nomenclatura definida para os microconstituintes como microfases e inclusões.

3.3.1. Ferrita primária

Possui dois tipos possíveis de ocorrer, cujas designações segundo o IIW são:

3.3.1.1. Ferrita primária de contorno de grão [PF(G)]

Também chamada de ferrita alotriomórfica devido a sua morfologia irregular, é o primeiro tipo de ferrita a aparecer no resfriamento (entre 850°C e 800°C). Ocorre nos contornos de grãos austeniticos, formando veios que podem se estender por todo o contorno. É um tipo não desejado de ferrita devido a sua morfologia grosseira

que diminui a resistência do material nessas regiões. Além de que em seus contornos ocorre a segregação de carbonetos e impurezas que também fragilizam o material. Sua formação ocorre nos contornos devido a essa região ser de fácil difusão, de forma que sua taxa de crescimento é controlada pela difusão do carbono na interface austenita/ferrita [20]. A figura 3.3 ilustra a morfologia da **PF(G)**, onde é possível observar as regiões onde ocorre a segregação de carbonetos e impurezas, já a figura 3.4 apresenta um esquema em 3D onde é possível visualizar a morfologia de um grão completo de **PF(G)**.

Figura 3.3: Desenho esquemático mostrando a morfologia da **PF(G)** [17].

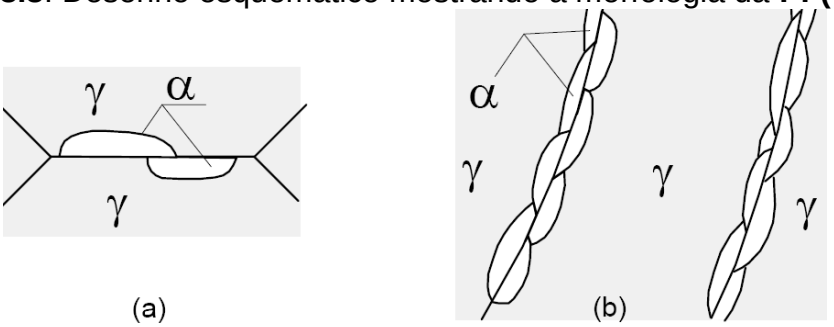
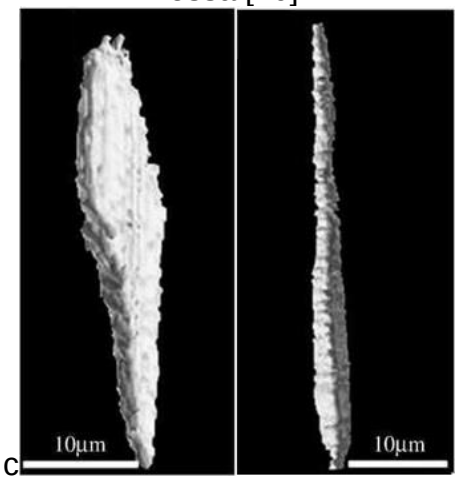


Figura 3.4: Esquema em 3D da morfologia de grãos de **PF(G)**, modificado de Lessa [20].

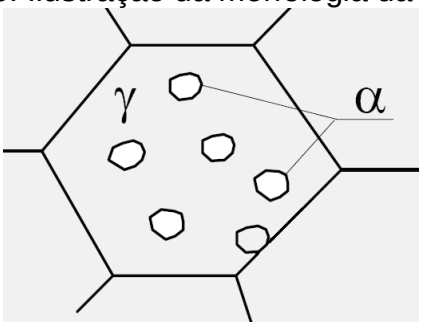


c

3.3.1.2. Ferrita primária intragranular [PF(I)]

Esta é uma categoria de ferrita primária que ocorre no interior do grão, normalmente nucleada a partir de inclusões grandes e/ou de sulfetos. Pode possuir morfologia de blocos, lupas, pétalas, elipse ou cunha. A depender da região e do crescimento da **PF(G)** pode ser que venha a aparecer no interior do grão resquícios de uma **PF(G)** que parte de um contorno de grão abaixo do campo de visão, como ilustra a figura 3.5. Essa é distinguível dos demais constituintes devido a possuir tamanho em torno de 3 vezes maior que os constituintes ao seu redor.

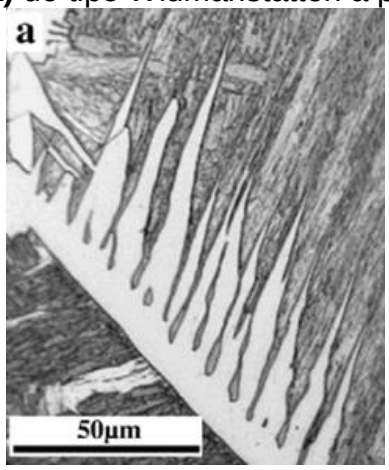
Figura 3.5: Ilustração da morfologia da **PF(I)** [17].



3.3.2. Ferrita com fases secundárias [FS(A) e FS(NA)]

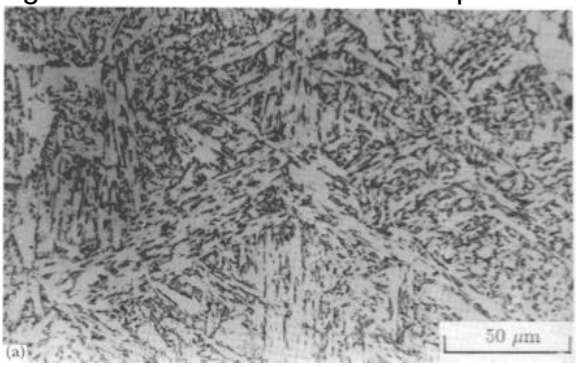
São tipos compostos por ferrita de Widmanstatten ou bainita, sendo que para baixa velocidade de resfriamento Widmanstatten é mais provável de ocorrer em lugar de bainita. Ambas possuem aproximadamente o mesmo efeito dentro da microestrutura e podem nuclear a partir dos contornos de grãos, da **PF(G)**, de inclusões ou mesmo a partir de **PF(I)**, crescendo em direção ao interior do grão. Para a ferrita de Widmanstatten, devido a sua forma de placas, o carbono é difundido para suas laterais de maneira que na frente de crescimento sempre há austenita pura, não havendo impedimento para seu crescimento, o que explica seu grande comprimento, enquanto que para a **PF(G)** o carbono particionado se encontra na interface austenita/ferrita, o que impede o crescimento da ferrita [20]. A figura 3.6 mostra uma microestrutura onde pode se observar a **FS(A)** do tipo ferrita de Widmanstatten.

Figura 3.6: Micrografia de uma região de contorno de grão de onde ocorre a nucleação de **FS(A)** do tipo Widmanstatten a partir da **PF(G)** [20].



Para a bainita há ainda os tipos superior e inferior, que possuem características diferentes. Quando se tem a convicção de que o constituinte em questão é bainita superior ou inferior, pode designar como FS(UB) ou FS(LB), respectivamente [21]. A figura 3.7 exibe a micrografia de uma estrutura tipicamente bainítica.

Figura 3.7: Micrografia de uma microestrutura tipicamente bainítica [10].

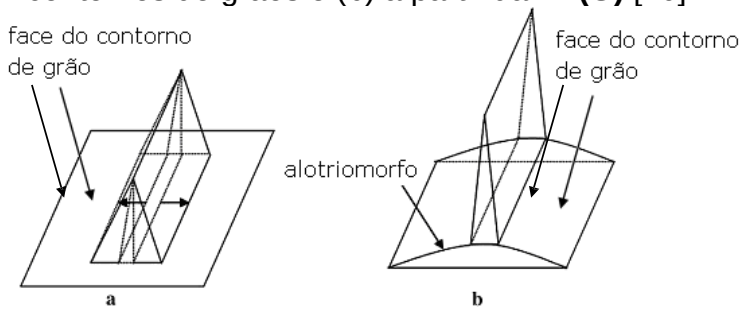


A **FS(A)** é prejudicial para uma zona fundida que requeira alta tenacidade, devido a serem caminhos fáceis para a propagação de trincas, já que seus contornos possuem baixo ângulo, ou seja, estão alinhados em uma direção especifica, além de que entre suas placas ou feixes pode ocorrer a precipitação de carbonetos duros e frágeis.

O tipo **FS(NA)** ocorre de maneira semelhante ao **PF(I)**, já que se trata de **FS(A)** que cresceu a partir de um contorno de grão abaixo do campo de visão da micrografia, mostrando apenas pontos relativos a cortes transversais das placas de **FS(A)**. O IIW define esse constituinte como ferrita envolvendo completamente microfases ou ripas de **AF** [17].

Lessa [20] cita que a morfologia da ferrita de Widmanstatten difere quando a mesma é nucleada a partir dos contornos de grão austenítico e quando a nucleação ocorre a partir da **PF(G)**, Como pode ser visto na figura 3.8, a ferrita Widmanstatten nucleada nos contornos tende a ter sua base alargada devido a fácil difusão do carbono na região dos contornos.

Figura 3.8: Morfologia de FS(A) do tipo Widmanstatten quando nucleado (a) nos contornos de grãos e (b) a partir da **PF(G)** [20].

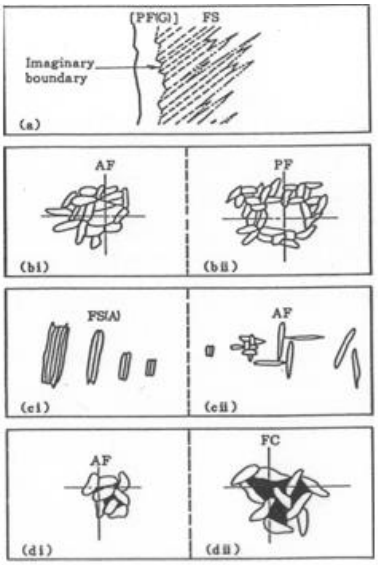


3.3.3. Ferrita acicular (AF)

Este é o tipo mais importante de ferrita para as propriedades mecânicas de uma junta soldada. Forma-se entre as temperaturas de 560ºC e 440ºC e trata-se de

placas de ferrita nucleadas a partir de inclusões no interior do grão, não alinhadas e que podem apresentar razão de aspecto <4:1, porém também podem ocorrer de maneira isolada com uma alta razão de aspecto, ou seja, sua largura muito menor que seu comprimento. Como mostra o esquema do IIW na figura 3.9 [24].

Figura 3.9: Esquema para a distinção entre AF e outros constituintes na microestrutura [24].



a) Imaginary boundary joining ends of second phases (indicated by dotted line) ;
bi) Ferrite under crosswire < 3 × average lath width ;
bii) Ferrite under crosswire > 3 × average lath width ;
ci) Two or more parallel laths and aspect ratio > 4 : 1 ;
cii) Two parallel laths with aspect ratio < 4 : 1 or non-aligned laths or isolated high aspect ratio laths ;
di) Area of FC colony under crosswire < individual ferrite lath area ;
dii) Area of FC colony under crosswire > individual ferrite lath area.

Note – aspect ratio – major axis : minor axis.

Outra característica da **AF** é que esta possui granulação muito fina devido a mutua restrição de crescimento, que ocorre com o grande número de núcleos formados e em crescimento, o que concede uma grande fração volumétrica de contornos de grãos de alto ângulo, como pode ser visto a partir da figura 3.10. Esse alto volume de contornos torna dificultosa a propagação de uma trinca, fazendo-a perder energia para propagação durante o percurso, dessa forma o material acaba por absorver mais energia antes da fratura, sendo mais resistente a impactos e solicitações mecânicas diversas [11]. Para melhor visualização da característica entrelaçada de **AF** a figura 3.11 apresenta uma reconstrução 3D desse constituinte nucleado a partir de uma inclusão.

Figura 3.10: Micrografia exemplificando a característica refinada da **AF** na microestrutura em relação a **PF(I)** [21].

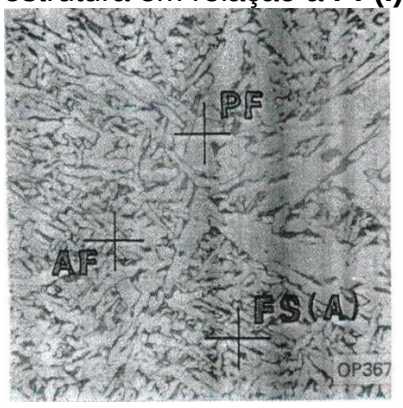
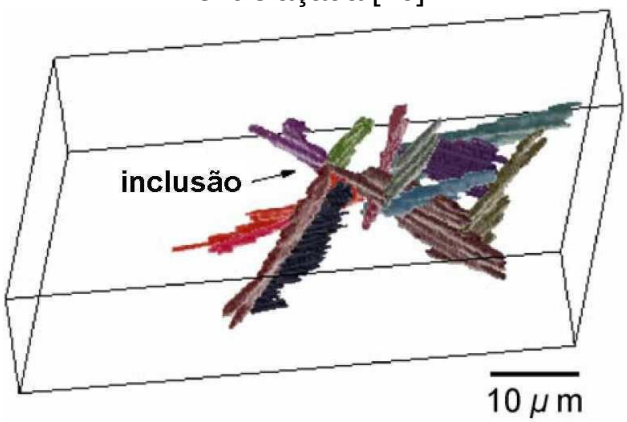


Figura 3.11: Reconstrução 3D da **AF**, demonstrando sua característica entrelaçada [20].



Tem-se uma relação diretamente proporcional entre a energia absorvida em ensaios de impacto Charpy e a porcentagem de **AF** presente na zona fundida da solda até um limite de 80% de **AF**, pois para valores maiores que este pode ocorrer a precipitação de fases fragilizantes na microestrutura, diminuindo a tenacidade. Essa precipitação ocorre geralmente pela presença do carbono que forma carbonetos complexos, devido a isso deve-se ter o controle do teor deste elemento.

3.3.3.1. Nucleação da ferrita acicular

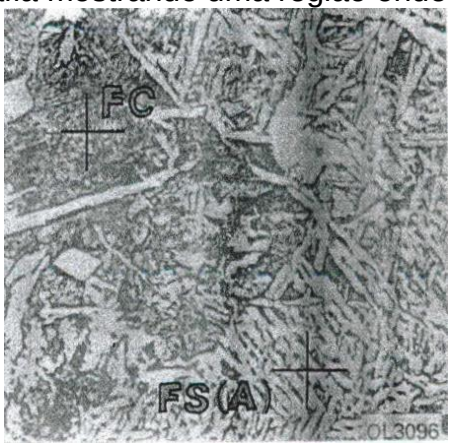
Bhadeshia [10] explica que já foi demonstrado que as regiões dos contornos de grãos austeníticos são mais eficientes para a nucleação da ferrita do que as inclusões, isso ocorre por que a energia interfacial entre as inclusões e a ferrita é considerada alta, enquanto que nos contornos a ferrita tende a tomar direções iniciais que minimizam a energia interfacial. Além disso inclusões maiores também possuem maior eficiência em nuclear **α**, já que quanto maior a inclusão, menor a curvatura da interface inclusão/ferrita, o que diminui a energia interfacial, e isso se torna consistente, mesmo dentro da faixa de tamanho de inclusões formadoras de **AF** e também explica o tamanho mínimo para nucleação da mesma e a ordem de nucleação de constituintes no resfriamento, como será visto mais à frente. Também é comentado pelo mesmo autor que a ferrita acicular possui uma orientação aleatória em relação as inclusões e de Kurdjumov-Sachs em relação a austenita primária. Sendo mais eficientes em formar **AF** as inclusões com a maior coerência com a rede da ferrita acicular [10].

3.3.4. Agregado de ferrita e carboneto (FC)

Constituinte comum no sistema ferro-carbono, esse agrega consigo dois tipos de fases através de lamelas alternadas constituídas de ferrita (**α**) e cementita (**Fe_3C**). Ocorre devido a supersaturação em carbono da ferrita **α** que, por ter estrutura cubica de corpo centrado (**CCC**), possui baixa solubilidade para este elemento e o expulsa para suas regiões adjacentes onde o mesmo se precipita na forma **Fe_3C** da cementita. Existe ainda dois tipos desse constituinte que vão variar

as propriedades e dependem da velocidade de resfriamento para ocorrerem, essas são a perlita fina (alta velocidade de resfriamento) e perlita grossa (baixa velocidade de resfriamento) que variarão na espessura de suas lamelas, sendo a perlita grossa mais frágil entre as duas. Na microestrutura de um aço, esse pode se apresentar na forma de nódulos com lamelas, ou de maneira não lamelar quando ocorre degeneração da estrutura, como ilustrado na figura 3.12.

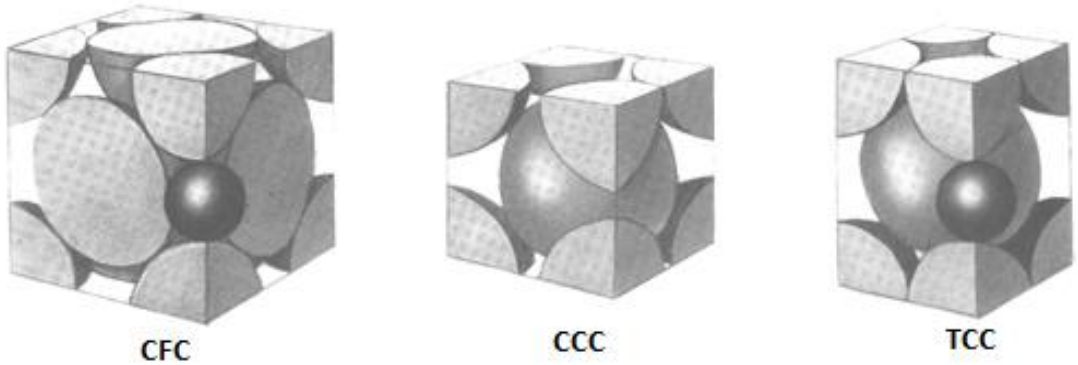
Figura 3.12: Micrografia mostrando uma região onde há agregado **FC** [21].



3.3.5. Martensíta (M)

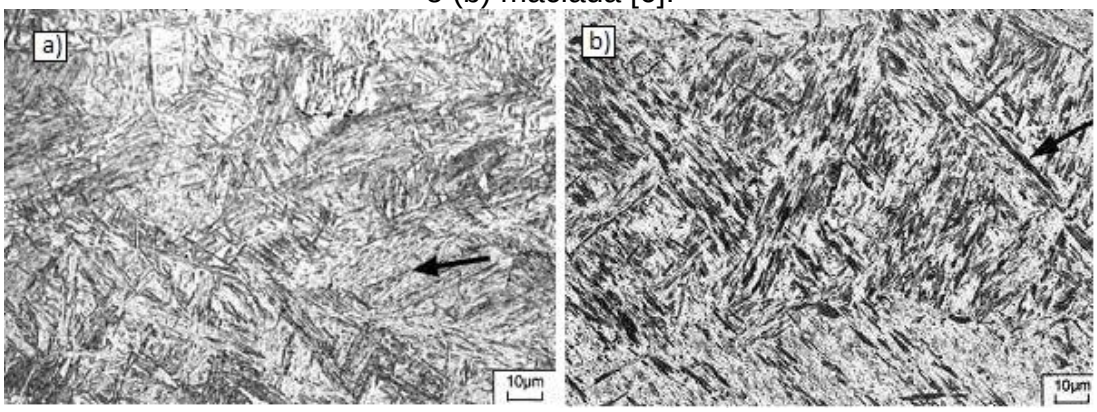
A martensíta trata-se de uma fase que pode estar presente nos aços a depender do teor de carbono em solução (geralmente >0,2%C) e da velocidade de resfriamento a que o metal foi submetido. Ocorre sem a necessidade de difusão, sendo considerada adifusional, sua transformação acontece através do mecanismo de cisalhamento, isso por que para certas composições a austenita (CFC) encontra-se saturada em carbono nos seus interstícios hexagonais, quando ocorre um brusco resfriamento não haverá tempo da difusão do carbono para formar ferrita (CCC), assim através de distorções na rede cristalina, a estrutura se transforma em martensíta com estrutura do tipo TCC (tetragonal de corpo centrado). Como ilustrado na figura 3.13.

Figura 3.13: Ilustração da diferença entre as estruturas CFC da austenita, CCC da ferríta e TCC da martensíta [22].



Esse constituinte ainda pode ser subdividido em duas categorias, onde para menores teores de carbono a martensíta em ripas **M(L)** tende a ocorrer, já para maiores concentrações de carbono, o tipo maclado da martensíta (twinned) **M(T)** é o que estará presente. O tipo **M(T)** é dito como o mais frágil entre os dois, sendo indesejável em uma zona fundida que requeira alta tenacidade, a figura 3.14 mostra a diferença entre os dois tipos de martensita.

Figura 3.14: Micrografias exemplificando a diferença entre martensíta (a) em ripas e (b) maclada [6].

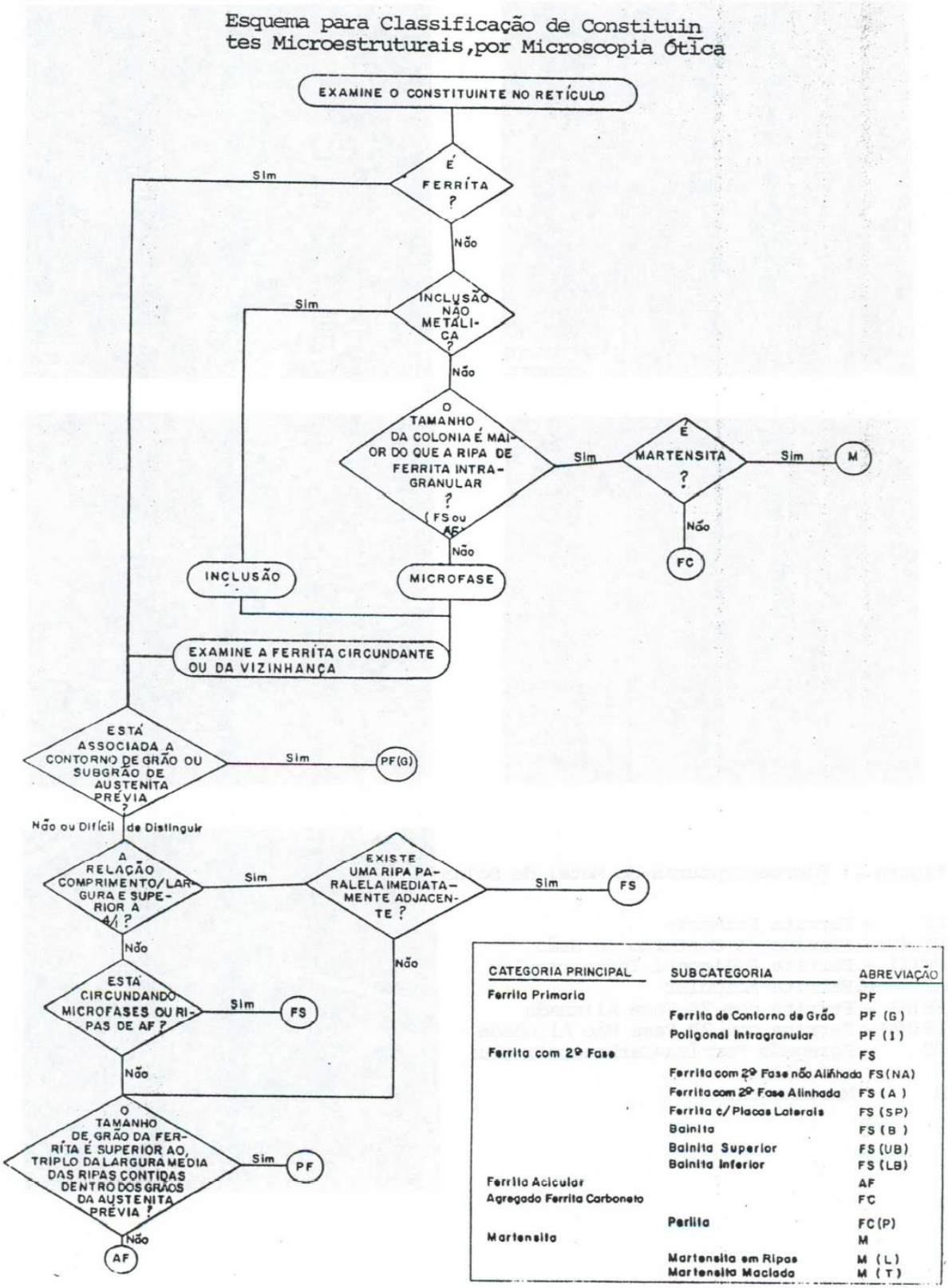


Quando a austenita enriquecida em carbono não se transforma totalmente em martensíta se tem o que é chamado de constituinte **MA** que também é prejudicial a tenacidade da junta.

3.3.6. Esquema para classificação de constituintes

O IIW ainda definiu uma rota para se conseguir distinguir entre os constituintes presentes em uma micrografia de forma que seguindo o fluxograma de perguntas se tem ao final qual o constituinte em questão, como pode ser visto a partir da figura 3.15.

Figura 3.15: Fluxograma auxilio para definição de constituintes na microestrutura de uma zona fundida [21]



CATEGORIA PRINCIPAL	SUBCATEGORIA	ABREVIAÇÃO
Ferrita Primaria		PF
	Ferrita de Contorno de Grão	PF (G)
	Poligonal Intragranular	PF (I)
Ferrita com 2ª Fase		FS
	Ferrita com 2ª Fase não Alinhada	FS(NA)
	Ferrita com 2ª Fase Alinhada	FS (A)
	Ferrita c/ Placas Laterais	FS (SP)
	Bainita	FS (B)
	Bainita Superior	FS (UB)
	Bainita Inferior	FS (LB)
Ferrita Acicular		AF
Agregado Ferrita Carboneto		FC
	Perlita	FC(P)
Martensita		M
	Martensita em Ripas	M (L)
	Martensita Maclada	M (T)

3.4. Formação da microestrutura durante o resfriamento

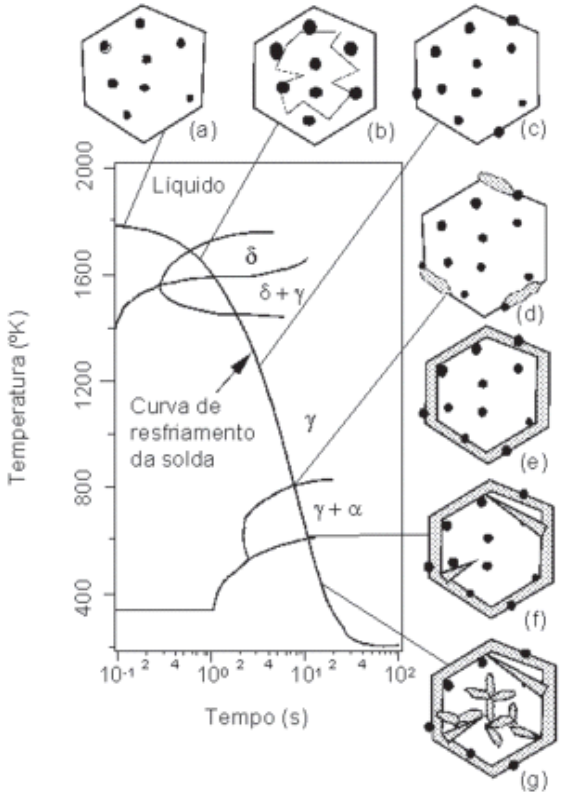
Babu [7] descreve o processo de resfriamento e a evolução da microestrutura na zona fundida que ocorre em uma soldagem como ilustra a figura 3.16. O metal enquanto fundido dissolve o oxigênio atmosférico, ao começar a resfriar a partir da fase liquida, quando se encontra entre as temperaturas de 2300 K a 1800 K, começa a formar as inclusões através dos elementos desoxidantes como o **Ti**, **Al**, **Mn** e **Si**. Após esse estágio em torno de 1800 K o metal se solidificará formando a ferrita **delta** que envolverá as inclusões.

Para temperaturas mais baixas em torno 1600 K a austenita se nucleará a partir da ferrita delta e poderá ocorrer o crescimento do grão austenítico a não ser que haja inclusões nos contornos que servirão de impedimentos a esse crescimento. Esse é um fator importante pois o tamanho do grão austenítico possui influência na estrutura final encontrada na zona fundida.

Entre 1100 K e 500 K é o intervalo de temperatura determinante para a microestrutura final, começando pela **PF(G)** e a partir dela poderá surgir a **FS(A)** do tipo Widmanstatten que crescerá na direção do interior do grão até que seu crescimento seja impedido por um outro constituinte intragranular.

Após isso a **AF** começará a nuclear a partir das inclusões internas do grão austenítico assim como a **PF(I)** poderá nuclear em inclusões maiores. Caso não haja inclusões suficientes para a formação de quantidade apreciável de **AF** a **FS(A)** do tipo bainita poderá ocorrer em maior quantidade podendo tomar conta das regiões internas dos grãos. Ao final do resfriamento, caso haja alguma quantidade de austenita retida, esta poderá se transformar parcialmente em martensíta formando o componente **MA**.

Figura 3.16: Evolução da microestrutura no resfriamento da ZF em um processo de soldagem com as etapas (a) formação das inclusões, (b) formação da ferrita δ, (c) formação da austenita que envolve as inclusões, (d) e (e) formação da **PF(G)**, (f) formação da **FS(A)** e (g) formação da **AF** [7].



3.5. Morfologia da ferrita acicular

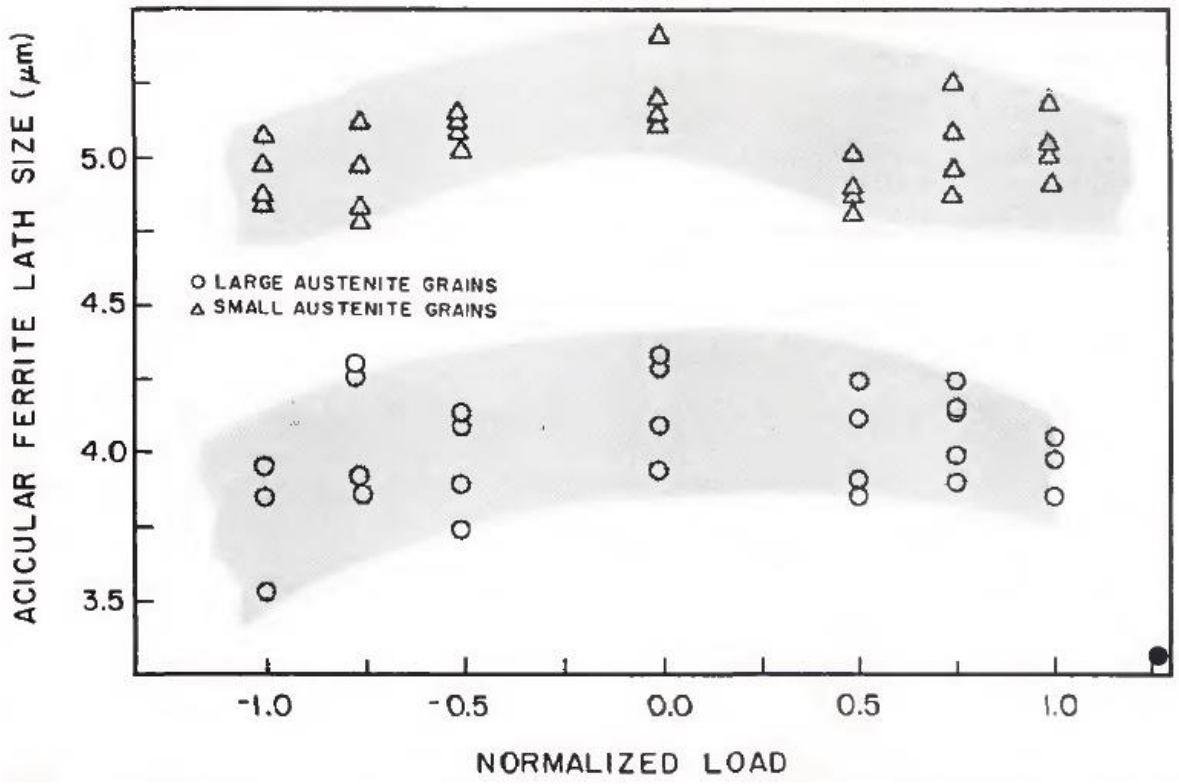
3.5.1. Morfologia e razão de aspecto

Existe uma controvérsia relacionada a granulometria da ferrita acicular formada, fala-se de uma **AF** grosseira e **AF** fina, onde a dúvida está na existência dessa diferenciação e, se existe, qual a relevância da mesma para as propriedades finais da zona fundida e quais os parâmetros mais relevantes para esse tamanho de grão da **AF**.

Dallan e Olson [20] realizaram experimentos e constataram que havia uma diferença na distribuição de tamanho de grão de **AF** devido à área de grão da austenita primária, de forma que para os maiores grãos austeníticos (em torno de 100 μm) ocorria uma granulometria ligeiramente mais fina da **AF** (ripas com comprimento entre 3,5 e 4,3 μm), enquanto que para pequenos grãos austeniticos (em torno de 70 μm) o contrário ocorria (ripas com comprimento entre 4,7 e 5,4μm). A variação citada é apresentada na figura 3.17. Essa variação pode ser considerada

pequena devido a escala em mícrons, podendo não ter relevância para as propriedades finais da zona fundida.

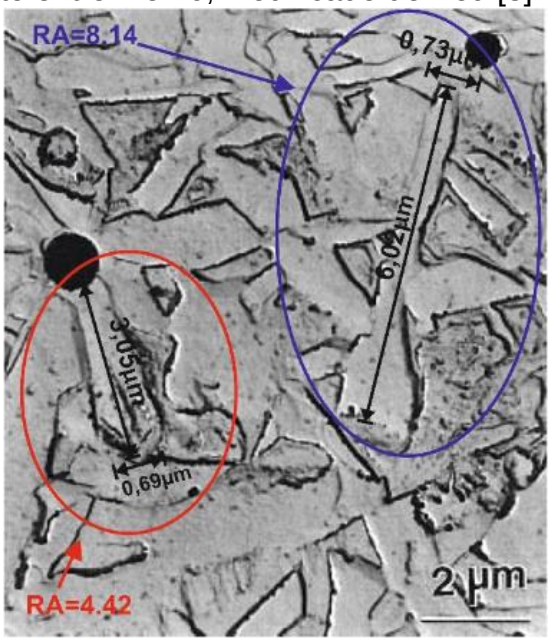
Figura 3.17: Variação do tamanho do grão da ferrita acicular devido ao tamanho de grão da austenita primaria [20].



Três hipóteses foram levantadas para explicar o fenômeno, sendo mais coerente, segundo os autores, a que cita que ocorre uma liberação de calor latente na formação da **PF(G)** e esse calor ao invés de ser dissipado homogeneamente entre a austenita remanescente e a **PF(G)** formada, é direcionado somente para a austenita remanescente de maneira que esse calor latente pode elevar a temperatura localmente. Assim para maiores grãos esse aumento seria menor, enquanto que para grãos menores haveria um maior aumento da temperatura, fazendo com que a **AF** fosse formada em maiores temperaturas, o autor cita a temperatura de 620ºC para a formação de **AF** com maiores dimensões com uma elevação de temperatura de 25ºC na austenita de grãos menores, enquanto que para grãos maiores, a temperatura é elevada em apenas 5ºC, levando à formação de uma AF fina em temperaturas mais baixas, entre 590ºC e 600ºC.

Modenesi [17] definindo as dimensões esperadas da **AF** afirma que este tipo de constituinte pode possuir espessura entre 1 e 2 μm e alta razão de aspecto, que pode estar entre 2 e 10, como pode ser visto na figura 3.18.

Figura 3.18: Microestrutura tipicamente de **AF** mostrando exemplos de razão de aspecto entre 2 e 10, modificado de Kou [3].

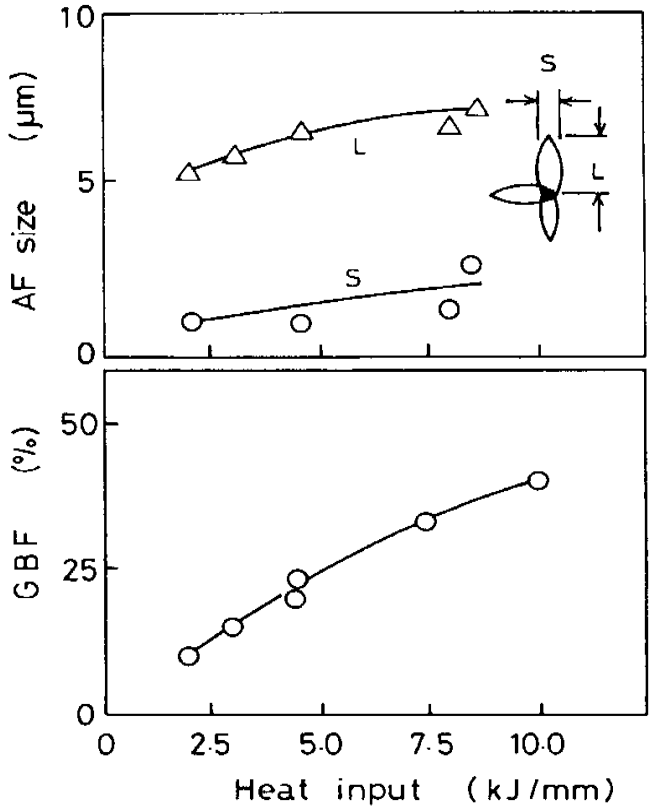


Svensson [9] apresenta uma fórmula para se estimar o tamanho de grão austenítico, onde estão relacionados a composição e o aporte térmico, do inglês *heat input* (HI), como mostra a equação 1.

$$L_{tn}(\mu m)=64.5-445.8[\%C]+139[\%Si]-7.6[\%Mn]+16[HI\ (kJ/mm)] \quad \textbf{eq. 1}$$

A figura 3.19 apresenta a variação das dimensões da ferrita acicular em ralação ao aporte térmico utilizado, onde pode se inferir uma variação de ~5 µm a ~7µm para o comprimento, e entre ~1 µm e ~2 µm para a largura desse constituinte [11].

Figura 3.19: Variação nas dimensões da AF e na porcentagem de PF(G) devido ao aporte térmico introduzido [11].



3.5.2. Classificação alternativa

Um trabalho desenvolvido por Thewlis [6] e colaboradores trouxe uma nova definição para se classificar a **AF** dentro de uma microestrutura. A mesma afirma que quando ocorrer o impedimento mutuo do crescimento de constituintes como a **PF(I)** e **FS(A)**, sendo que esses tenham nucleado a partir de inclusões no interior do grão austenítico, os mesmos podem ser considerados ferrita acicular, trazendo os termos ferrita acicular de Widmanstatten e ferrita acicular bainítica. É importante salientar que o autor deixa claro que quando o crescimento destes não é mutuamente impedido, estes não podem ser considerados **AF**, pois possuirão característica grosseira.

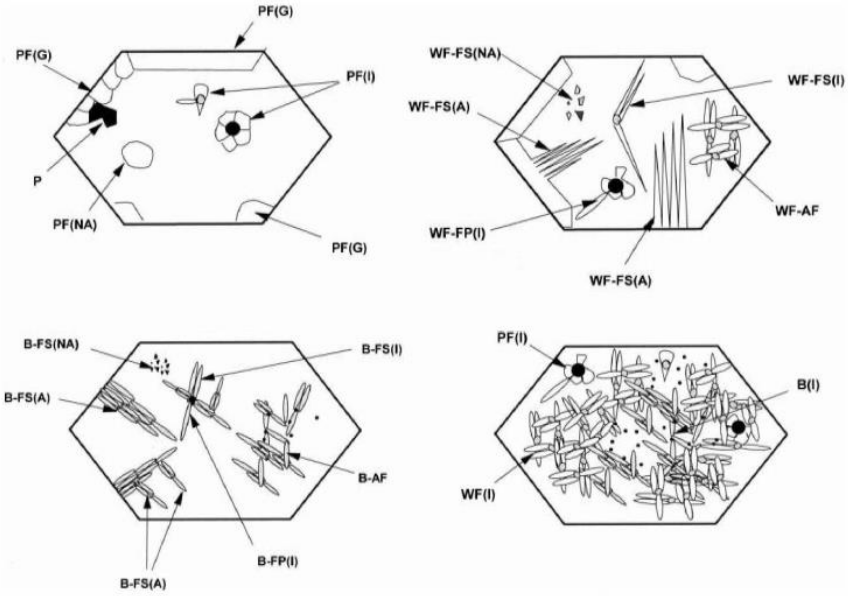
Diversos autores como Badeshia [10], Kou [3], Vaz e Bracarense [13] e Grong [11] afirmam que a ferrita acicular se trata de bainita nucleada intragranularmente nas inclusões, porém ainda assim, autores como Badeshia [10] ainda diferenciam esses constituintes, o que se torna contraditório, como será visto na figura 3.23. Sendo que Grong ainda relata sobre uma classificação de ferrita acicular superior e inferior, fazendo alusão a característica fina ou grosseira que a mesma possa apresentar, porém sem definições quantitativas nesse caso.

Através de sua pesquisa Thewlis [18] realizou soldagens para avaliar as temperaturas de transformação que ocorriam na decomposição da austenita, procedendo de maneira a suprimir o resfriamento normal para tentar manter a microestrutura ocorrida até o momento. Com isso o autor concluiu que a formação da ferrita acicular ocorre de maneira reconstrutiva (através de difusão) quando em inclusões grandes (maiores que ~3 μm) e de maneira displaciva (através de cisalhamento e dilatação da rede cristalina) quando em inclusões pequenas (~0,5 μm). A formação de **AF** de forma reconstrutiva é limitada devido a pequena quantidade de inclusões grandes e taxas de reação baixas, já que necessita de difusão para ocorrer, enquanto que a formação de **AF** displacivamente ocorre em grandes proporções devido ao alto número de inclusões pequenas e a alta taxa de reação, por cisalhamento.

Além disso conclui-se que o inicio da formação da **AF** de maneira displaciva ocorria a uma temperatura de ~630°C para todos os metais de solda investigados, ocorrendo um pico de transformação entre os valores de 597ºC e 610ºC, temperaturas essas que estão de 50 a 70 K acima da temperatura teórica e experimental de início da formação da bainita, chegando à conclusão de que a maior parte da ferrita acicular formada se tratava de ferrita de Widmanstatten e não bainita.

Em adição o autor ainda cita que o elemento boro e em menor proporção o molibdênio, fazem com que a ativação dos contornos de grãos e inclusões grandes como sítios para nucleação da ferrita ocorra para menores temperaturas, fazendo com que essa nucleação concorra com a formação de **AF**, porém como a formação displaciva de **AF** ocorre mais rapidamente que a reconstrutiva da **PF(G)** e **PF(I)**, maior quantidade de **AF** será produzida, não tendo a quantidade de boro presente uma interferência direta na formação da **AF**. A figura 3.20 ilustra a classificação dada por Thewlis [6].

Figura 3.20: Ilustração dos tipos de constituintes pela definição dada por Thewlis [6].



É preciso ainda esclarecer que o método de classificação mais aceito até a atualidade é o do **IIW**, sendo necessárias outras pesquisas que confirmem as observações do autor, assim como que haja uma aceitação por parte da comunidade internacional.

3.6. Fatores que influenciam na decomposição da austenita

Ao se realizar um procedimento de soldagem existem fatores que são determinantes e precisam ser levados em consideração no intuito de se obter uma zona fundida com alto teor de **AF** e assim uma junta soldada com boas propriedades mecânicas. Porém a observância isolada de fatores não é interessante neste caso, tornando-se necessário a atenção neles como um todo.

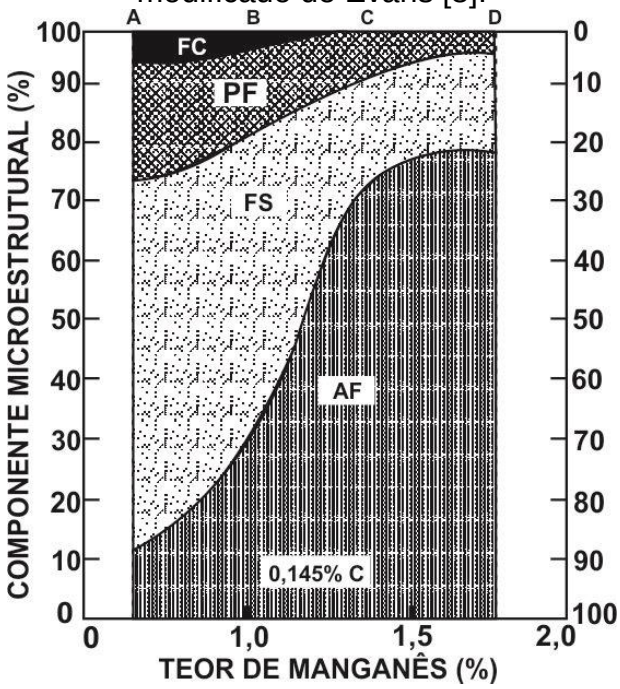
3.6.1. Composição

Para se obter constituintes que concedam boas propriedades mecânicas é preciso atentar-se para quais elementos de liga são melhores para a promoção dos mesmos. Evans [8] traz uma minuciosa descrição sobre a influência dos elementos mais comuns em zonas fundidas de soldagens de aços **C-Mn**, onde diagramas mostram os possíveis constituintes que ocorrerão para determinadas composições. Esses diagramas serão discutidos posteriormente, assim como as descrições dos elementos de liga em questão serão explicitados a seguir:

3.6.1.1. Manganês

Manganês é um componente que ajuda no refino da estrutura na ZF, além de que é um dos elementos necessários para a formação da galaxita ($MnOAl_2O_3$) que é dita como um dos melhores promotores de **AF.** Evans [8] demonstrou sua influência na promoção de **AF** que é ilustrada na figura 3.21, onde se percebe que aumentos sucessivos de **Mn** concede um teor sempre maior de ferrita acicular, até um ponto onde há uma certa estabilização desse teor.

Figura 3.21: Influência do teor de manganês na formação de constituintes na ZF, modificado de Evans [8].



Porém como pode ser visto na figura 3.22 existe um teor considerado ótimo que é de 1,5%, pois nessa porcentagem de **Mn** ocorre maior absorção de energia para diversas temperaturas de testes. Outro fato é relatado por Bhadeshia [10] que explica que para altos valores de elementos como o **Mn**, **Ni**, **Cr** e **Mo** a formação da bainita ocorre preferencialmente ao invés de **AF**, isso é mostrado na figura 3.23.

Figura 3.22: Efeito do teor de manganês na quantidade de energia absorvida em ensaios Charpy para diversas temperaturas de teste, modificado de Evans [8].

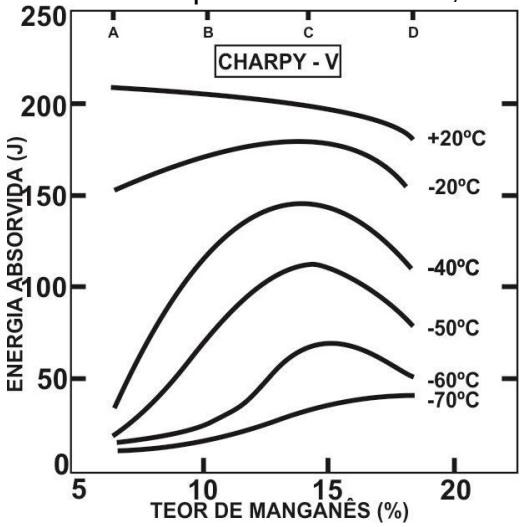
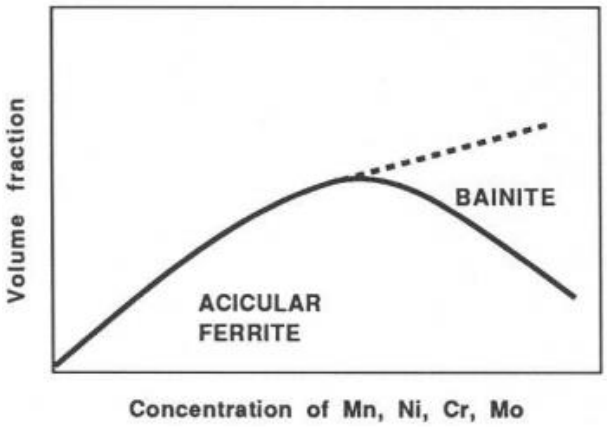
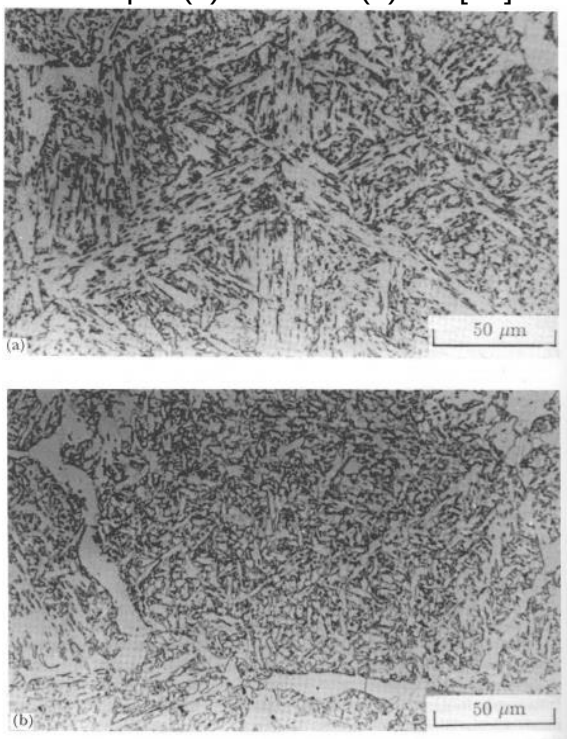


Figura 3.23: Formação preferencial de bainita em lugar de **AF** para altas concentrações de elementos de liga [10].



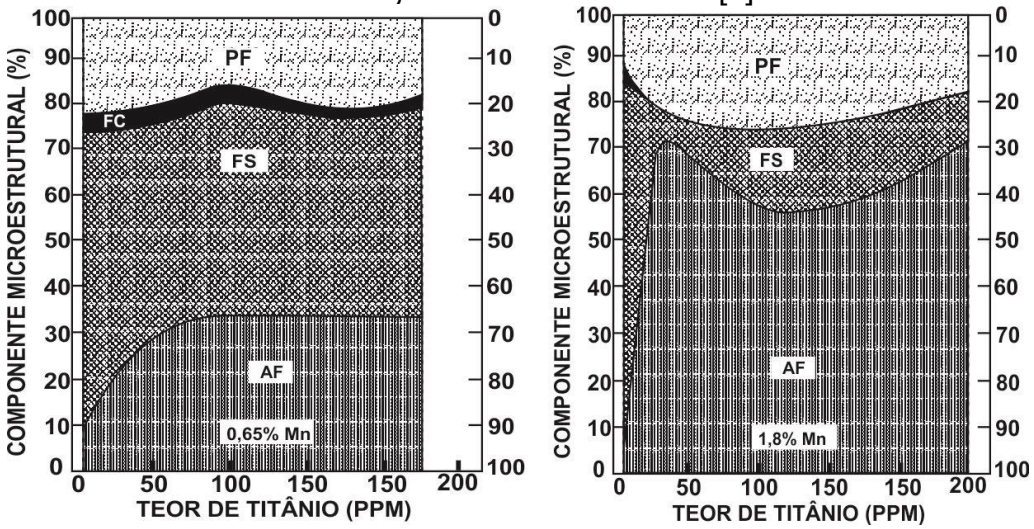
Bhadeshia [10] também ilustra as diferenças nas micrografias da zona fundida quando essa mudança ocorre, como pode ser visto na figura 3.24, que mostra o sentido inverso, ou seja, a passagem de quando a estrutura é predominantemente bainítica para predominantemente de ferrita acicular.

Figura 3.24: Diferenças morfológicas em micrografias da ZF composta em sua maioria por (a) bainita e (b) **AF** [10].



Em uma outra comparação Evans [8] demonstra a diferença microestrutural ocasionada por diferentes teores de titânio em relação a valores fixados de manganês, onde pode se inferir que a formação da galaxita possui grande influência na quantidade de **AF** ao final do processo de decomposição da austenita, como pode ser visto na figura 3.25.

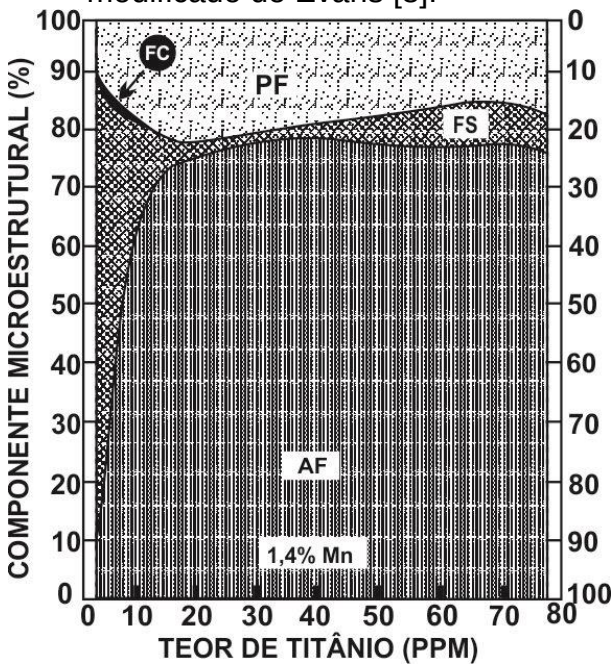
Figura 3.25: Comparação da influência do **Ti** na microestrutura para baixo e alto teor de **Mn,** modificado de Evans [8].



3.6.1.2. Titânio

Os óxidos de titânio e nitretos de titânio são considerados os melhores nucleantes para **AF** principalmente os tipos **TiO** e **TiN**, porém para a formação de **TiO** são necessárias condições bastante rígidas e difíceis de ocorrer. Desta forma tem-se que os óxidos de titânio termodinamicamente mais possíveis de ocorrerem são os do tipo $\mathbf{Ti_2O_3}$ e $\mathbf{TiO_2}$, que não são tão eficientes na formação da **AF** quanto a galaxita ($\mathbf{MnOAl_2O_3}$). A figura 3.26 demonstra o diagrama apresentado por Evans [8] em relação a influência do **Ti** na microestrutura final da zona fundida, onde torna-se perceptível que os melhores resultados estão entre os teores de 30 ppm e 40 ppm de titânio.

Figura 3.26: Influência do titânio na microestrutura da zona fundida, modificado de Evans [8].



3.6.1.3. Alumínio

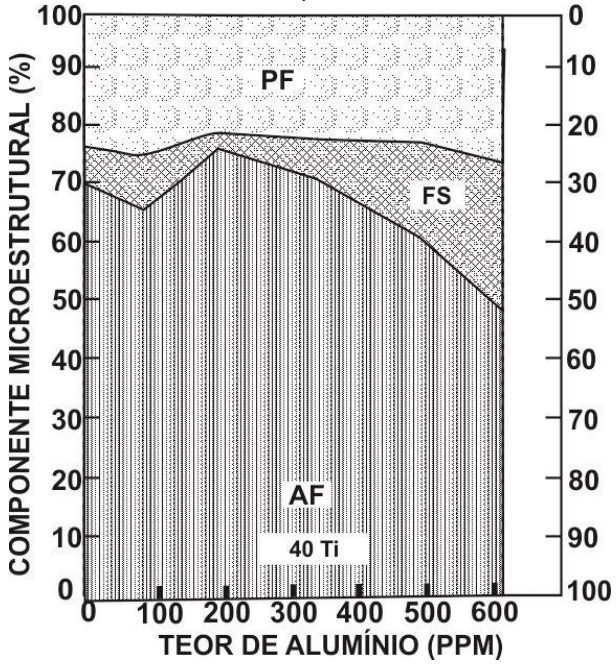
O alumínio possui afinidade para formar óxidos muito maior do que o titânio, sendo o primeiro elemento a formar inclusões oxidas [7]. Porém, a alumina (**Al_2O_3**) não é eficiente na formação de **AF**, sendo assim é necessário que se mantenha um teor de alumínio moderado. Em contrapartida Kluken citado por Svensson [9] descobriu que ao aumentar o teor de alumínio no metal de solda a quantidade de **AF** na microestrutura também aumentava, porém quando a relação **Al/O** era de 1.13, ou seja, todo o oxigênio era consumido na formação de óxidos de alumínio, percebeu-se uma queda abrupta no teor de ferrita acicular na estrutura.

É possível de explicar o fato por dois caminhos, um é que para baixos teores de alumínio, ao invés de ocorrer a formação só de **Al_2O_3** também ocorre a formação de **$MnOAl_2O_3$** que neste caso é um excelente promotor de **AF**, o outro ponto de vista seria o fato de que normalmente as inclusões contém camadas de oxido de titânio superficiais, ou seja, óxidos de titânio formam espécies de capas no entorno de inclusões de óxidos de alumínio, porém para quantidades muito grandes de alumínio o oxigênio será totalmente aprisionado pela alumina, não havendo **O** para formar óxidos de **Ti** e assim diminuindo a quantidade de **AF**.

É possível de se calcular a quantidade de oxigênio remanescente após a formação dos óxidos de alumínio levando em consideração que o limite de solubilidade do alumínio nesse tipo de estrutura é de 0,006% em peso, dessa forma do alumínio remanescente 1.13 vezes de oxigênio será capturado de acordo com o balanceamento para a alumina. Subtraindo o valor obtido pelo conteúdo de **O** inicial, se tem o valor remanescente que poderá formar outros tipos de óxidos.

Se o valor de alumínio for alto o bastante para consumir todo o oxigênio, haverá dois pontos negativos, a baixa promoção de **AF** por parte da alumina e o excesso de alumínio livre que é dito como prejudicial a tenacidade da junta soldada. Para um valor de 150 ppm de oxigênio um valor ótimo de alumínio seria de 0,01% em peso. A figura 3.27 traz uma relação do teor de alumínio e titânio dentro da zona fundida e suas influências na microestrutura final.

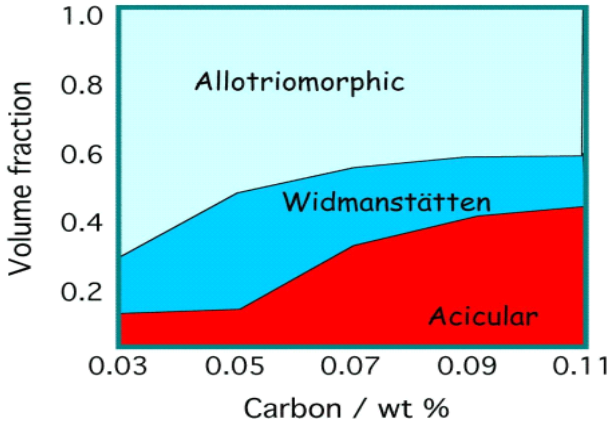
Figura 3.27: Variação no teor de **Al** e as mudanças ocasionadas na microestrutura da zona fundida, modificado de Evans [8].



3.6.1.4. Carbono

Elemento essencial na constituição de um aço, o carbono concede boas propriedades mecânicas à ZF além de auxiliar na promoção da **AF** na microestrutura. Porém seu teor deve ser mantido baixo, na faixa de 0,05% a 0,15% para que não se promova em demasia a precipitação de carbonetos assim como o aparecimento da martensíta do tipo maclada. A figura 3.28 demonstra a influência do carbono na microestrutura da ZF.

Figura 3.28: Microestruturas presentes para diferentes teores de carbono em solução [10].



3.6.1.5. Silício

Trata-se do mais potente desoxidante na zona fundida, sendo cerca de 4 vezes mais efetivo que o **Mn** neste quesito, porém seus óxidos não são bons promotores de **AF**. Além desse fator segundo o trabalho do Babu [7] na escala temporal de precipitação de inclusões, ou seja, na formação de óxidos, a sílica (**SiO_2**) ocorre sempre depois da formação de outros tipos de óxidos, como é ilustrado na figura 3.29, onde são mostrados dois aços com diferentes quantidades de oxigênio dissolvido. O que significa que a depender do teor de **Al** e **Ti**, por exemplo, além da quantidade de **O** dissolvido, muito pouco oxigênio poderá restar para a formação de óxidos de silício.

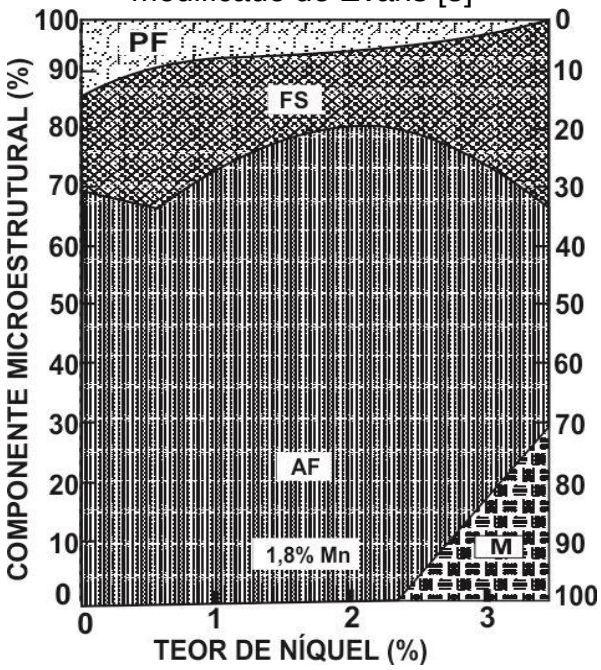
Figura 3.29: Escala preferencial de precipitação de óxidos dentro da zona fundida onde se tem SW1A com 840 ppm de O dissolvido e o SW2A com 290 ppm de oxigênio [7].

SW1A Weld		SW2A Weld	
Temperature, K	Oxide	Temperature, K	Oxide
2134	Al_2O_3	2073	Al_2O_3
2109	Ti_3O_5	2012	$MnOAl_2O_3$
2094	SiO_2	1938	Ti_3O_5
2087	$MnOAl_2O_3$	1889	SiO_2
2080	$MnOAl_2O_3$	1851	Ti_2O_3
2038	SiO_2	1828	SiO_2
2033	$MnOAl_2O_3$		
2025	$MnOAl_2O_3$		
2015	$MnOAl_2O_3$		
2004	$MnOAl_2O_3$		
1990	$MnOAl_2O_3$		
1972	$MnOAl_2O_3$		
1946	$MnOAl_2O_3$		
1940	SiO_2		
1836	$MnOAl_2O_3$		

3.6.1.6. Níquel

O níquel age de maneira semelhante ao manganês na estrutura, promovendo o refinamento e o surgimento da ferrita acicular, porém de maneira menos intensa. Evans [8] analisa sua influência que é demonstrada na figura 3.30, onde se percebe que para 2% desse elemento se tem um valor máximo de **AF**, porém por seu custo bastante elevado, adicionar muito níquel não se torna viável, normalmente ficando abaixo de 1%. Outro fato que pode se observar através da figura é que devido ao níquel ser um elemento austenitizante, o mesmo mantém certa quantidade de austenita presente para baixas temperaturas, o que pode acabar promovendo o surgimento da martensíta na estrutura como visto para valores acima de 2%.

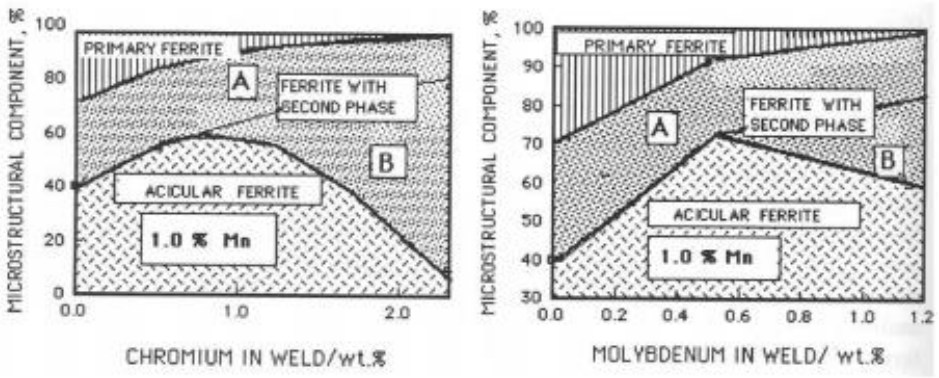
Figura 3.30: Influência do teor de níquel na microestrutura da zona fundida, modificado de Evans [8]



3.6.1.7. Cromo e molibdênio

Estes são dois elementos que possuem o efeito de inibir a presença da **PF(G)** e para baixos valores promovem a **AF**, porém para valores de cromo e molibdênio >1,5% e >0,5% em peso, respectivamente, ocasiona-se o aparecimento de bainita [**FS(A)**] que possuirá mais efetiva nucleação a partir dos contornos de grãos quando livres da **PF(G)** [10]. Este fato é demonstrado através da figura 3.31.

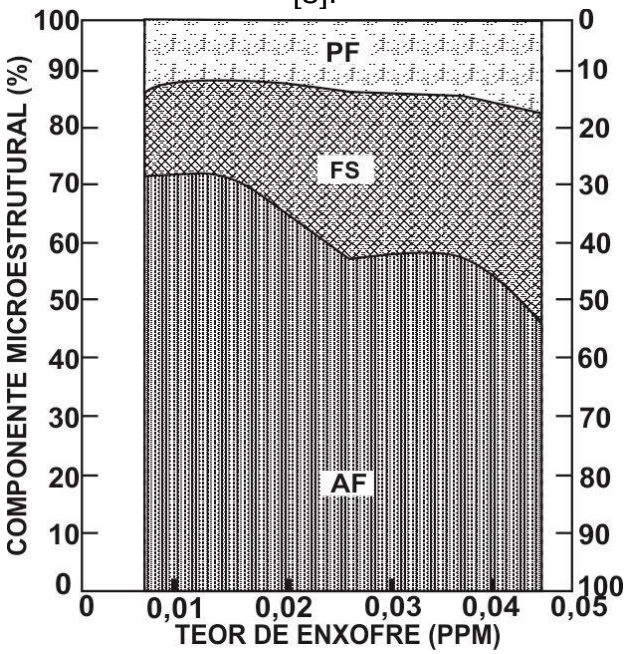
Figura 3.31: Influência dos elementos cromo e molibdênio na microestrutura da ZF [10]



3.6.1.8. Enxofre

O enxofre na zona fundida possui caráter danoso para as propriedades mecânicas pois pode se precipitar nos contornos de grãos e, assim como o fósforo, por ser um átomo de grande raio, fragilizar a estrutura. Além de que aumentos sucessivos de enxofre na estrutura proporciona quedas constante na quantidade de **AF** presente e aumento na temperatura de transição dúctil frágil, sendo interessante que se mantenha o seu teor abaixo de 0,01%, como pode ser visto na figura 3.32.

Figura 3.32: Influência do enxofre na microestrutura da ZF, modificado de Evans [8].



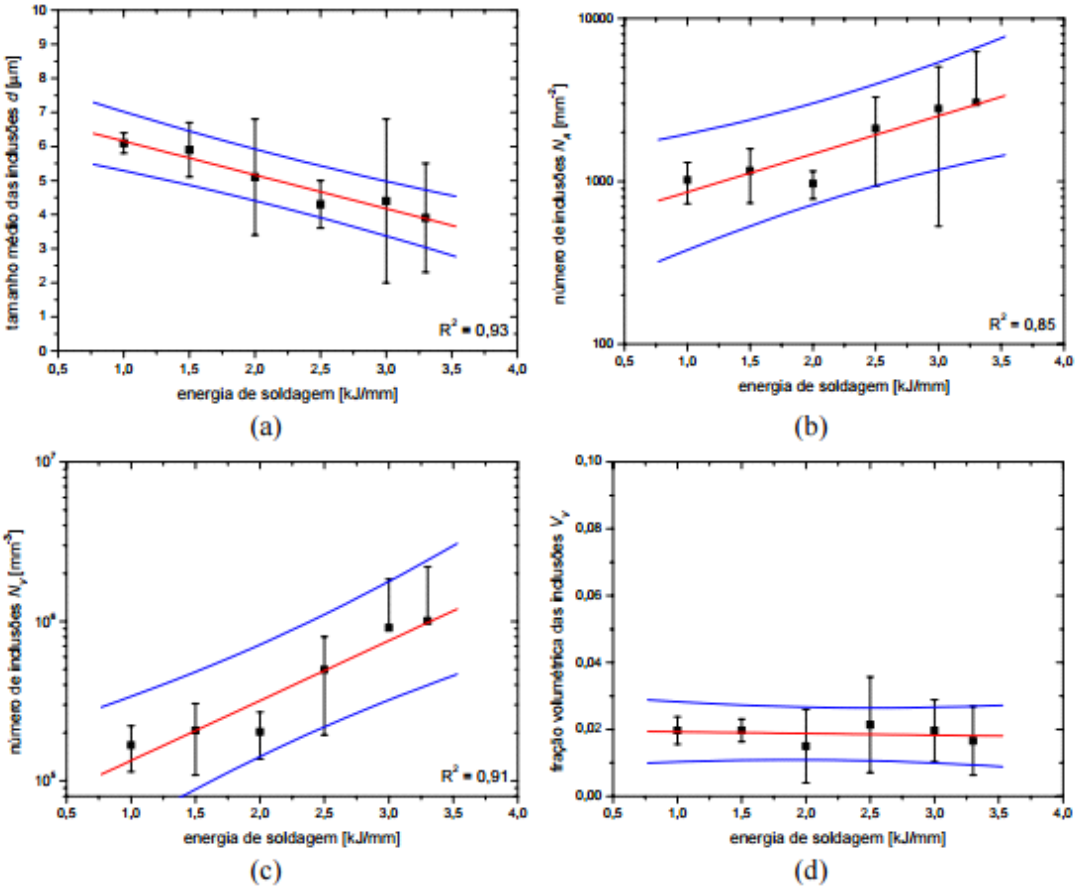
3.6.2. Quantidade, tipo e tamanho de inclusões

As inclusões são partículas cerâmicas que são formadas a altas temperaturas quando ocorre o resfriamento após a soldagem, esta formação se dá através da formação de óxidos e nitretos, ou seja, da retirada de oxigênio e/ou nitrogênio dissolvidos na estrutura através de elementos que possuem grande afinidade em fazer ligações com esses elementos, os principais são **Ti**, **Al**, **Mn** e **Si**. Porém nem todo tipo de óxido formado é eficiente para a promoção da ferrita acicular e também há diferenças no grau de afinidade dos mesmos com o oxigênio, dessa forma uns são mais possíveis de formar óxidos e são formados antes dos outros como foi mostrado. O alumínio é o que possui maior afinidade sendo o primeiro a formar a alumina, porém esta não é eficiente em formar **AF**, já outro tipo de oxido formado por alumínio em conjunto com o manganês é a galaxita e esta sim é considerada por autores como a melhor em eficiência na nucleação de **AF** e na possibilidade de ocorrência na estrutura, para que a mesma ocorra depende da composição do metal de solda. Outros tipos de inclusões promotoras de **AF** são **Ti_2O_3**, **TiO**, **TiN** e **Ti_3O_5** [9].

Para que haja uma boa quantidade de **AF** na estrutura é necessário que uma quantidade suficiente de inclusões esteja presente, porém se deve salientar que a relação entre quantidade de inclusões e de ferrita acicular não é de 1:1, pois se trata de processo autocatalílico de nucleação.

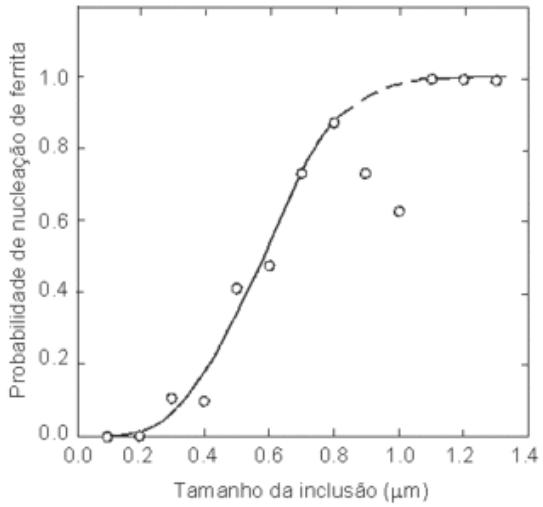
Outro ponto importante é o tamanho das inclusões. Este irá depender da quantidade de elementos de liga presentes, segundo Svensson [9] para baixos valores de teor em elementos de liga, as inclusões tenderão a ter seu tamanho reduzido. Já Araújo [12] relacionou o tamanho das inclusões com a energia de soldagem e plotou gráficos que demonstram também a variação da quantidade de inclusões formadas, como pode ser visto na figura 3.33, onde percebe-se a diminuição do tamanho médio das inclusões em contrapartida do aumento do número das mesmas à medida que se eleva o valor da energia de soldagem utilizado.

Figura 3.33: Relação entre a energia de soldagem e a variação do tamanho e quantidade de inclusões [12].



Kou [3] define o intervalo de 0,2 µm a 2 µm como a faixa apropriada de tamanho de inclusões para assegurar uma boa quantidade de **AF** formada e ainda ressalta que alguns autores afirmam que o tamanho de 0,4 µm pode ser considerado ótimo nesse caso. Já Lee [13] plotou um gráfico relacionando o tamanho das inclusões formadas com a probabilidade de formação de ferrita acicular, demonstrando que dentro deste intervalo citado por Kou [3], quanto maior o tamanho das inclusões, maior a probabilidade de **AF** ser formada, como pode ser visto a partir da figura 3.34.

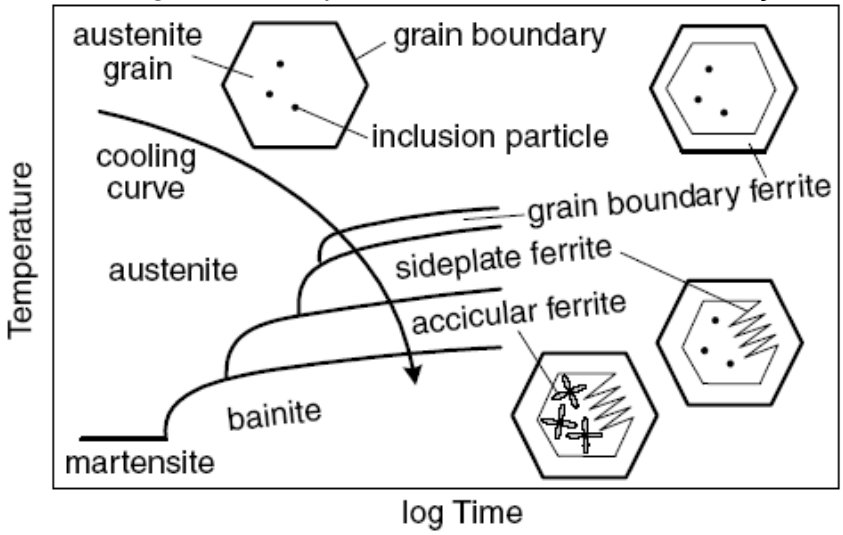
Figura 3.34: Relação entre o tamanho das inclusões e a quantidade de **AF** formada [13].



3.6.3. Velocidade de resfriamento entre 800°C e 500°C

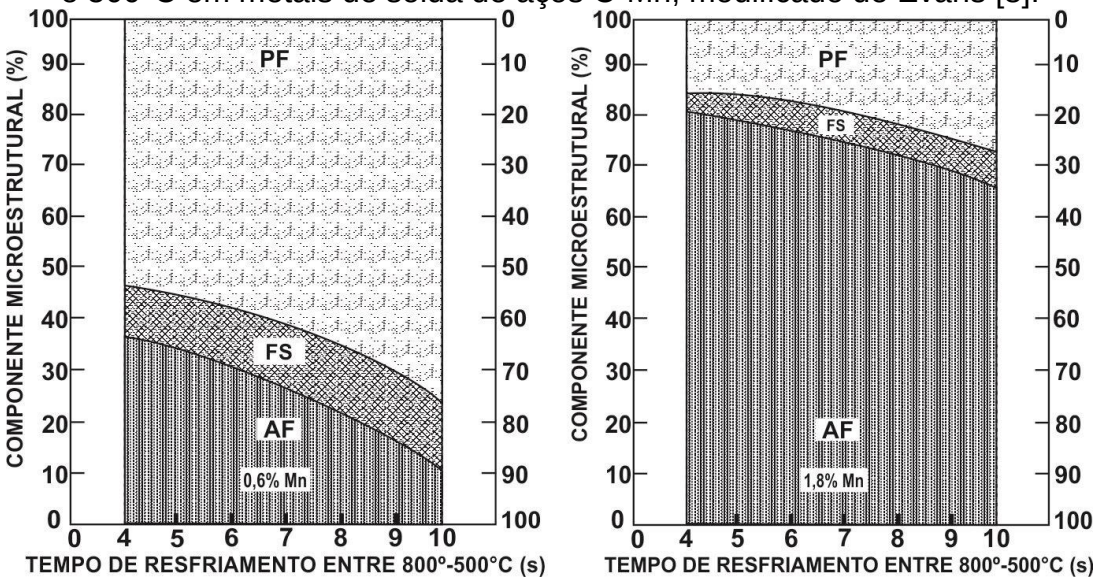
Entre as temperaturas de 800°C e 500°C é quando ocorre a nucleação da ferrita acicular, porém se nessa temperatura os fatores não forem favoráveis para que uma grande quantidade de **AF** seja formada, então outros constituintes irão se formar no lugar. A velocidade em que ocorre o resfriamento é um dos fatores determinantes nessa formação e pode ser analisado através do diagrama CCT, como visto na figura 3.35, onde para velocidades muito elevadas pode se ter uma microestrutura predominantemente martensítica ou bainítica, diminuindo a velocidade de resfriamento, percebe-se que se pode ter uma estrutura com predominância de **AF**, enquanto que para tempos muito prolongados de resfriamento, a estrutura possível de ocorrer em maior quantidade é a **PF(G)** junto com **FS(A)** do tipo Widmanstatten [3].

Figura 3.35: Diagrama CCT para o metal de solda de um aço baixa liga [3]



Evans [8] também demonstrou essa variação na microestrutura com o tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C (Δt_{8-5}) para metais de solda com variados teores de manganês, demonstrando que para os teores de manganês entre 0,6% e 1,8% os aumentos do tempo de resfriamento provocavam a diminuição da quantidade de **AF** ao mesmo tempo que aumentavam a quantidade de ferrita primária, esses resultados podem ser visualizados a partir da figura 3.36.

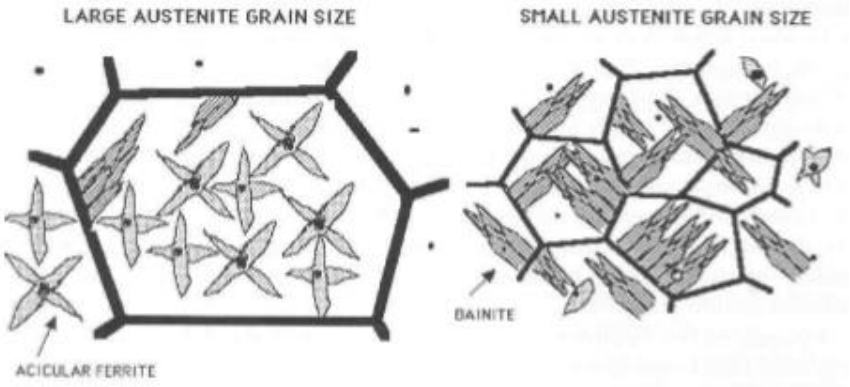
Figura 3.36: Influência do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C em metais de solda de aços C-Mn, modificado de Evans [8].



3.6.4. Tamanho do grão austenítico

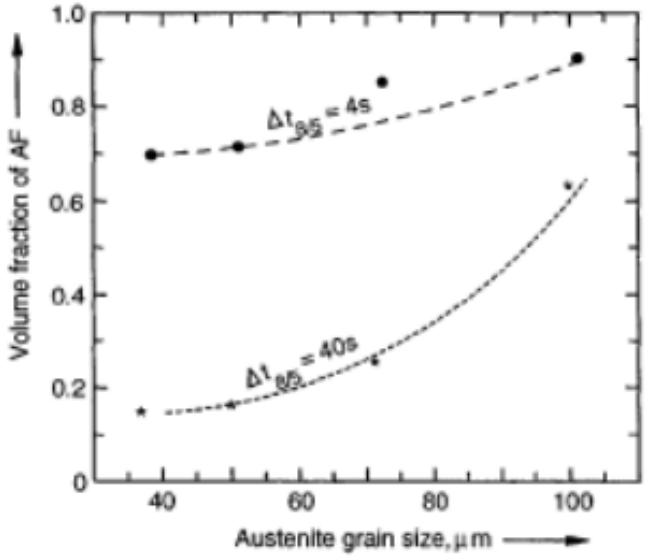
É claramente visível que ao se diminuir o tamanho dos grãos austeniticos se eleva a quantidade de contornos de grãos e isso conduz a duas possibilidades. A primeira se configura quando há um baixo teor de elementos de liga, elementos estes que são inibidores da formação da **PF(G)**, dessa forma se há um baixo teor desses elementos e uma alta concentração de contornos de grãos, é um ambiente muito favorável pra que ocorra grande quantidade de ferrita primária de contorno de grão e junto com ela a ferrita de Widmanstatten que crescerá na direção do centro do grão austenítico, suprimindo o crescimento da **AF**. Já para o caso em que há uma grande quantidade de elementos de liga, também com pequenos grãos austenícos, a formação de **PF(G)** será impedida e dessa forma os contornos de grãos ficarão livres para a nucleação da bainita em predominância. Já para a possibilidade de grãos austeniticos maiores, haverá uma fração maior de regiões internas aos grãos, o que irá favorecer a nucleação de fases intragranulares, como **AF** [9]. A figura 3.37 ilustra essa diferença.

Figura 3.37: Tipo de constituinte predominante nas regiões internas do grão austenítico em dependência com seu tamanho [10]



Grong [11] demonstra a relação direta entre o tamanho de grão austenítico e a quantidade de **AF** que é mostrada na figura 3.38. Sendo importante ressaltar ainda que o aumento do tamanho de grão isoladamente não é interessante, pois é necessário que haja uma quantidade suficiente de elementos de liga e de oxigênio dissolvido, caso isso não ocorra, constituintes intergranulares prevalecerão, como exemplo a bainita [8].

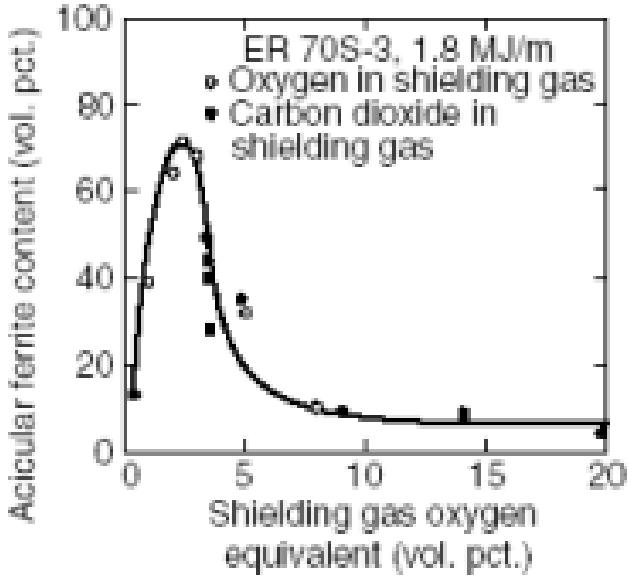
Figura 3.38: Relação entre tamanho de grão austenítico e teor de **AF** para duas velocidades de resfriamento $\Delta t_{8\text{-}5}$ [11].



3.6.5. Teor de oxigênio

A quantidade de oxigênio dissolvido deve ser grande o suficiente para permitir a formação de inclusões formadoras de **AF**, ou seja, que haja a formação da alumina, no caso de quando houver alumínio presente, e que ainda reste oxigênio para formar outros tipos de inclusões em uma quantidade suficientemente grande para permitir a nucleação de volume satisfatório de **AF**. Porém ao se elevar o número de inclusões presentes, pode fazer com que inclusões se precipitem nos contornos de grãos austenítico, impedindo-os de crescer, o que pode acarretar em promover **PF(G)** ou bainita no caso de grande quantidade de elementos de liga. Dessa forma uma faixa de teor de oxigênio é recomendada, Kou [3] cita que quantidades de oxigênio <200 ppm produzem quantidade insuficiente de inclusões, enquanto que quantidades >300 ppm conduzem a formação de um número alto de inclusões de pequeno tamanho (<0,2 μm) que reduzirão o tamanho do grão, além de serem ineficientes em formar **AF**. Na figura 3.39 é apresentada uma relação entre a quantidade de oxigênio presente no fluxo de gás de uma soldagem a arco com a quantidade de ferrita acicular formada.

Figura 3.39: Quantidade de **AF** formada em relação a quantidade de oxigênio presente do gás de proteção [3].



3.7. Técnicas utilizadas para evitar a absorção de umidade

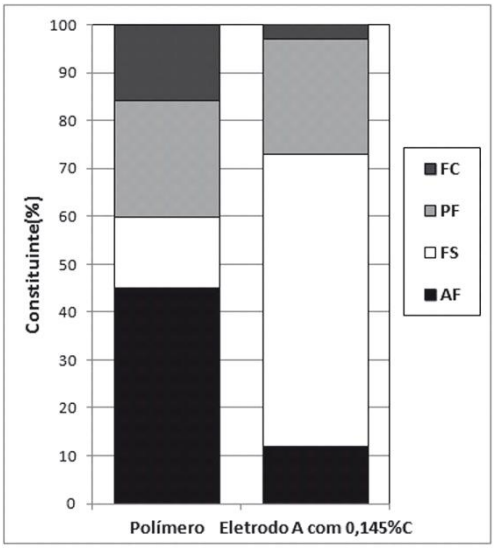
Há trabalhos que tentam fazer com que o eletrodo absorva menos umidade através da troca de aglomerantes ou do uso de revestimentos protetores. Dois destes serão relatados, sendo que o segundo se trata da tese motivadora para a presente pesquisa.

3.7.1. Eletrodos modificados com o uso de PTFE como aglomerante

Um trabalho reconhecido nesta área é o de Vaz e Bracarense [13] que desenvolveram um eletrodo utilizando o PTFE (politetrafluoretileno) em lugar dos silicatos como aglomerantes.

Essa modificação ocasionou uma queda nos níveis de absorção de umidade nos eletrodos, além de ter proporcionado uma estrutura com considerável teor de **AF** quando comparado com o eletrodo convencional E7018 com os mesmos parâmetros de soldagem, que foi estudado no trabalho do Evans e Bailey [8]. Essa diferença é observada a partir da figura 3.40.

Figura 3.40: Frações volumétricas dos constituintes presentes para a soldagem feita com o eletrodo com PTFE e E7018 com 0,145% de carbono [13].



Para o autor os parâmetros utilizados como diâmetro do eletrodo, energia de soldagem e tempo de resfriamento entre as temperaturas 800ºC e 500ºC não foram suficientes para explicar o fato do surgimento de tal porcentagem de **AF**. Sendo explicado com base em alguns fatores que são: a mudança no modo de transferência metálica, fazendo com que os curtos circuitos apresentados ocorressem com maior frequência, ocasionando gotas de menor diâmetro e assim uma menor absorção de nitrogênio (57ppm) que, segundo Evans, deve estar abaixo

de 70 ppm, enquanto que o E7018 estudado pelo próprio Evans absorveu 83 ppm. Outro fator é a presença de boro que, para Svensson [11], quando ocorre em conjunto com o titânio e o nitrogênio, acaba por inibir a nucleação da **PF(G)** e promove a nucleação da **AF**.

3.7.2. Eletrodos modificados com o uso de revestimentos feitos de filme de alumínio, pintura em alumínio e PVC

A pesquisa de Ramos [1], sobre a qual se baseia o presente trabalho, teve a intenção de proporcionar aos eletrodos convencionais do tipo E7018, proteção contra a umidade de maneira a resguardá-los e assim não necessitar de todo o cuidado requerido quando for soldar com esse tipo de eletrodo. Os resultados mostraram que os filmes introduzidos tiverem efeito positivo na proteção contra a entrada de umidade no eletrodo puro.

O trabalho consistiu em revesti-los com diferentes quantidades de camadas de filme de alumínio, pintura de alumínio e filme de PVC, como ilustrado na figura 3.41, fazendo uma análise microestrutural posterior para estudar as modificações estruturais introduzidas devido ao tipo de revestimentos utilizado.

Figura 3.41: Preparação dos corpos de provas com coberturas de (a) alumínio e (b) PVC [1].

Também foi medida a quantidade de umidade absorvida para cada tipo, tendo como referência os eletrodos dos tipos convencional E7018 e o aglomerado com polímero estudado por Vaz e Bracarense [13], citado anteriormente, chamado de BRH4R.

A avaliação microestrutural ocorreu de maneira qualitativa e quantitativa através do software de análise de imagens Image J®. Os resultados relativos aos eletrodos com 4 mm Ø, fabricados com metal de base do tipo aço carbono A 516 GR 60, chapa ASTM 36, chanfro V e espessura de 19 mm em 7 camadas, totalizando 28 a 30 passes, foram base para o presente trabalho e serão apresentados a seguir. Na tabela 3.1 estão listadas as composições analisadas dos corpos de prova, onde se pode perceber altos valores de manganês e alumínio para o CP pintado e revestido com filme de alumínio (ALPI). Os corpos de prova nomeados de PI e PVC, tratam-se dos tipos que foram encobertos por tintura em alumínio e por filme de PVC, respectivamente.

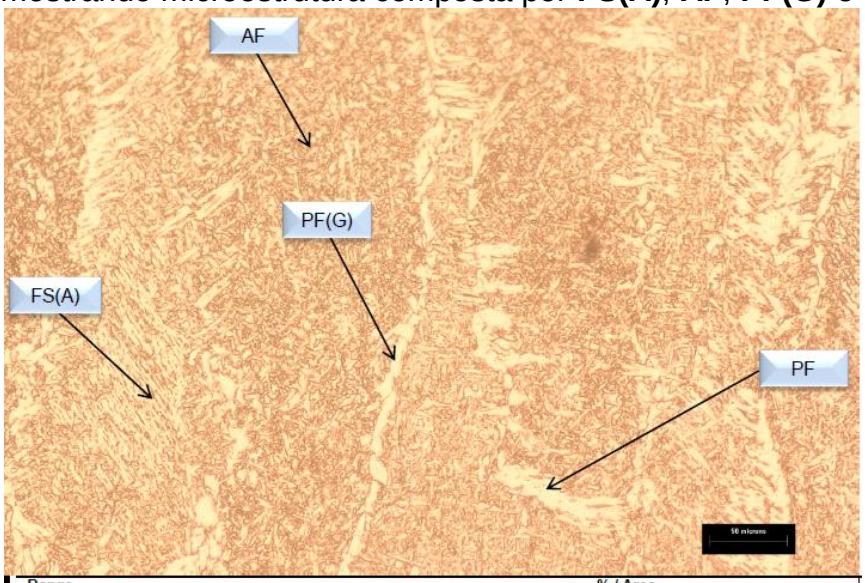
Tabela 3.1: Composições analisadas para os corpos de prova estudados [1].

Elemento (%)	ST01	BRH4R	PI	PVC	ALPI
Carbono	0,105	0,103	0,106	0,125	0,110
Manganês	**1,662**	**0,632**	**1,654**	**1,715**	**2,049**
Cromo	0,074	0,040	0,076	0,075	0,081
Silício	0,451	0,418	0,479	0,455	0,925
Molibdênio	0,003	0,004	0,006	0,003	0,004
Níquel	0,015	0,023	0,016	0,015	0,014
Enxofre	0,010	0,015	0,010	0,011	0,008
Fósforo	0,011	0,014	0,009	0,011	0,010
Cobre	0,026	0,046	0,030	0,026	0,025
Nióbio	0,003	0,004	0,003	0,003	0,005
Titânio	0,010	0,011	0,011	0,011	0,044
Alumínio	0,000	0,001	0,000	0,000	0,098
Ferro	97,620	98,660	97,590	97,540	96,610
Outros	0,010	0,029	0,010	0,010	0,017
Total (%)	100	100	100	100	100

Legenda: ☐ Eletrodos de referência **Negrito:** Melhores Resultados.

A figura 3.42 mostra a micrografia do corpo de prova de referência soldado com eletrodo E7018 sem modificações. Através da análise quantitativa, com o auxílio de programas computacionais de avaliação de imagens, este apresentou um percentual de 56% em **AF**, ficando o restante da estrutura definida como a soma das frações volumétricas dos outros constituintes.

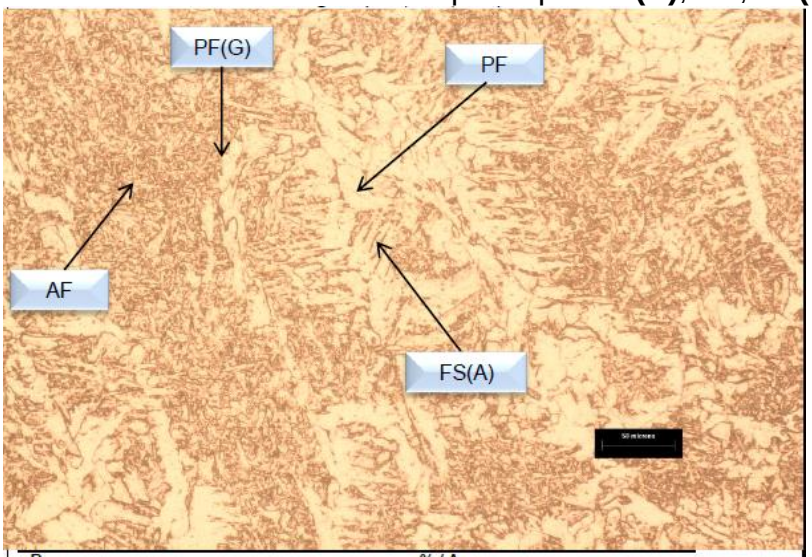
Figura 3.42: Região colunar na zona fundida do cordão superior como depositado do CP soldado com eletrodo de referência E7018 sem modificações, aumento de 200X, mostrando microestrutura composta por **FS(A)**, **AF**, **PF(G)** e **PF** [1].



Range	% / Area
AF	56
PF(G)+FS(A)+PF	44

A figura 3.43 mostra a microestrutura para o corpo de prova soldado com o eletrodo aglomerado com polímero, BRH4R. Através da análise quantitativa foi encontrada uma quantidade menor de **AF** (43%) para este do que para o eletrodo E7018 sem modificações. Porém esse valor é coerente com o encontrado por Vaz e Bracarense [13] em seu trabalho relacionado a esse tipo de eletrodo.

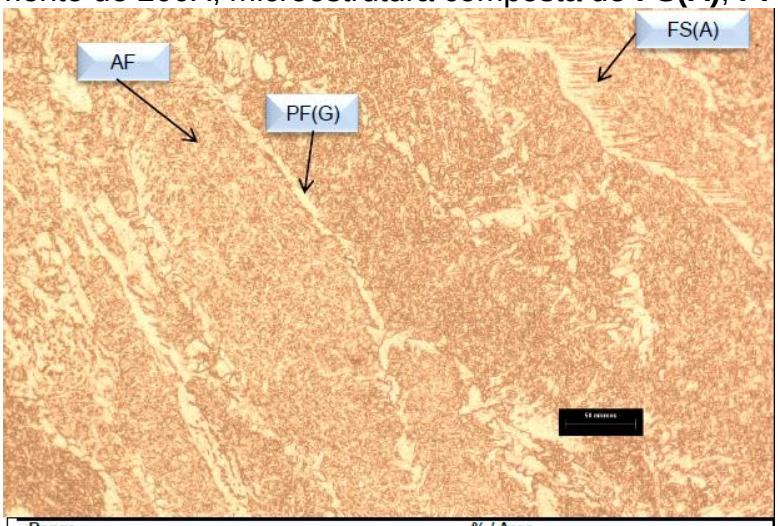
Figura 3.43: Região colunar na zona fundida do cordão superior como depositado do CP soldado com eletrodo de referência, aglomerado com PTFE, aumento de 200X, mostrando uma microestrutura composta por **FS(A)**, **AF**, **PF(G)**, **PF** [1].



Range	% / Area
AF	43
PF(G)+FS(A)+PF	57

Para o eletrodo modificado com pintura em alumínio se obteve um aumento na fração volumétrica de **AF**, com valor de 65%, enquanto que juntas, a **FS(A)** e **PF(G)** formam os 35% restantes da microestrutura. Como pode ser observado a partir da figura 3.44.

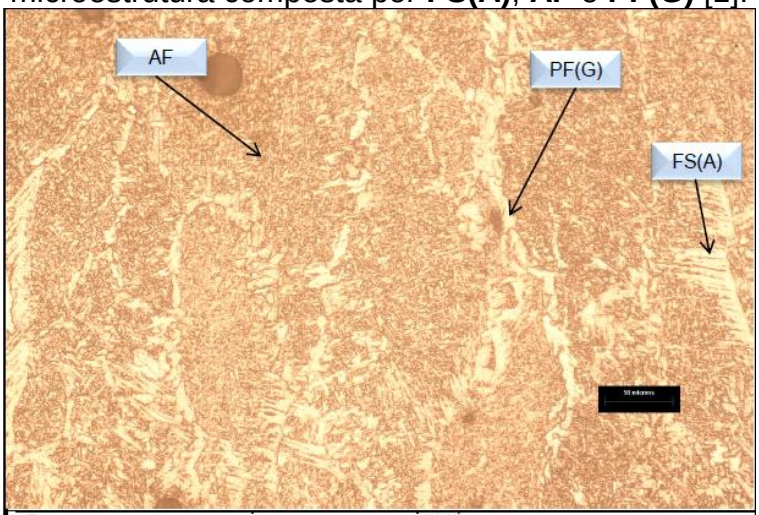
Figura 3.44: Região colunar na zona fundida do cordão superior como depositado do CP soldado com eletrodo E7018 modificado com o revestimento de tinta de alumínio, aumento de 200X, microestrutura composta de **FS(A)**, **PF(G)** e **AF** [1].



Range	% / Area
AF	65
PF(G)+FS(A)	35

O corpo de prova revestido com filme de PVC foi o que obteve maior percentagem de **AF** (71%), sendo constatada também a presença de **FS(A)** e **PF(G)**. A micrografia do CP em questão é apresentada na figura 3.45.

Figura 3.45: Região colunar na zona fundida do cordão superior como depositado do CP soldado com eletrodo E7018 revestido com filme PVC, aumento de 200X, microestrutura composta por **FS(A)**, **AF** e **PF(G)** [1].

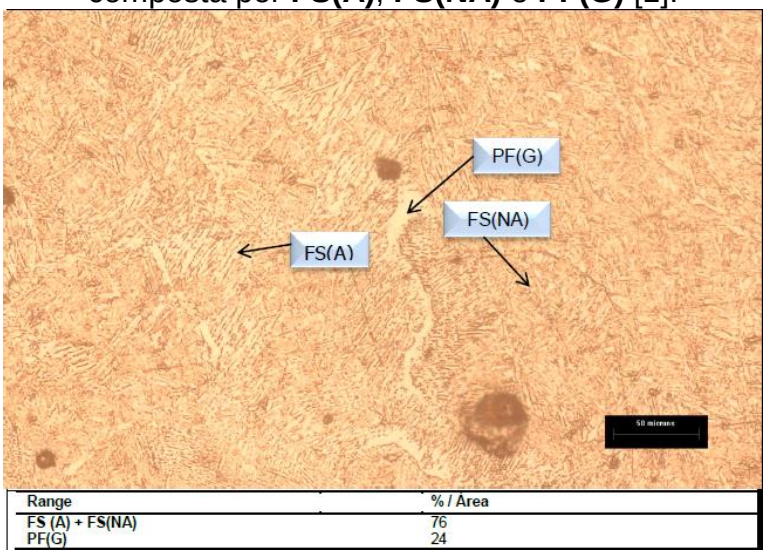


Range	% / Area
AF	71
PF(G)+FS(A)	29

Para os corpos de prova pintados com tinta alumínio e revestido com filme de alumínio obteve-se uma microestrutura bem diferente das anteriores, com uma estrutura majoritariamente composta de **FS(A)** e **FS(NA)** (74%). Sendo ainda detectada a presença em menor quantidade de PF(G) (36%). Como pode ser visto a partir da figura 3.46.

O autor cita Babu et al [7] para explicar que a estrutura ocorrida se deve ao aparecimento de **AlN**, justificando que o mesmo interfere na nucleação e crescimento dos óxidos normais, além de desestabilizar a transformação **δ→γ** e posteriormente **γ→α**.

Figura 3.46: Zona fundida de CP soldado com eletrodo pintado com tinta de alumínio e revestido com filme de alumínio, aumento de 200X, microestrutura composta por **FS(A)**, **FS(NA)** e **PF(G)** [1].

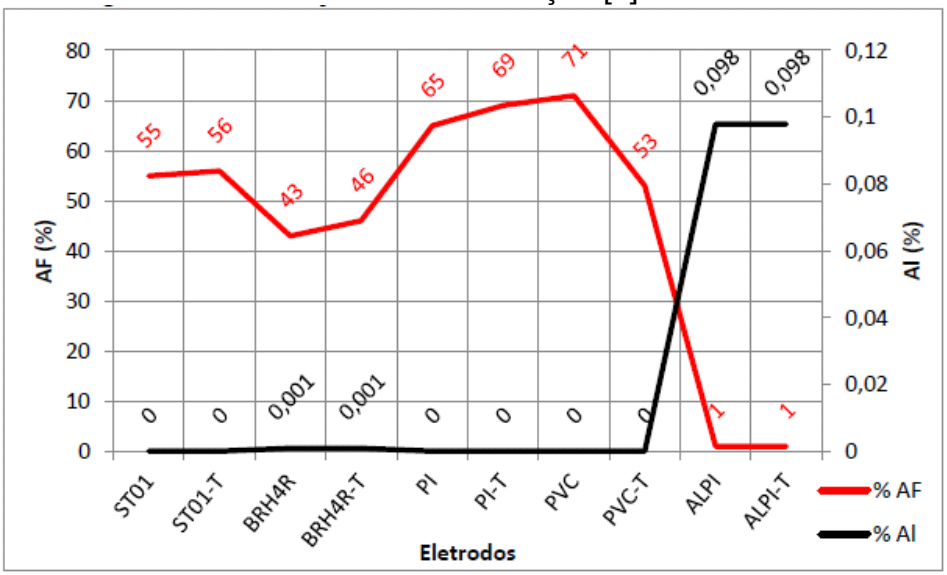


A tabela 3.2 traz um resumo das quantidades e tipos de constituintes encontrados por Ramos [1] para os corpos de prova soldados com eletrodo de 4 mm Ø. Na figura 3.47 o autor trouxe a relação entre a quantidade de alumínio e a quantidade de **AF** presente em solução e argumenta sobre o decréscimo em **AF** à medida que se eleva o teor de alumínio, versando sobre a formação de **AlN** (nitreto de alumínio) que seria o agente inibidor de **AF**.

Tabela 3.2: constituintes com suas respectivas quantidades encontradas por Ramos [1].

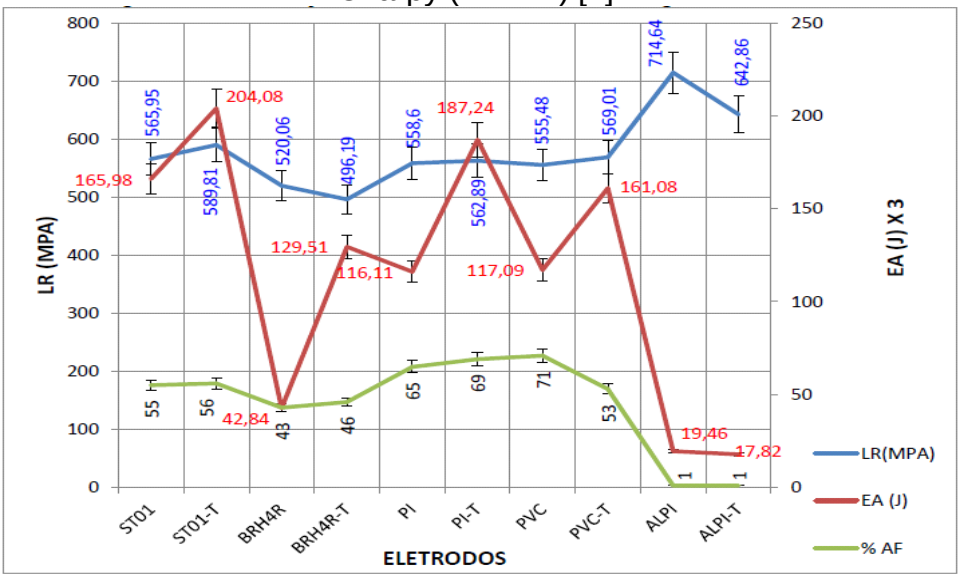
Nomenclatura	**Constituintes**	
CP ST01	**AF (56%)**	**PF(G)+FS(A)+PF (44%)**
CP BRH4R	**AF (43%)**	**PF(G)+FS(A)+PF (57%)**
CP PI	**AF (65%)**	**PF(G)+FS(A) (35%)**
CP PVC	**AF (71%)**	**PF(G)+FS(A) (29%)**
CP ALPI	**FS(A)+FS(NA) (76%)**	**PF(G) (24%)**

Figura 3.47: comparação entre a quantidade de AF presente com o teor de alumínio em solução [1].



Já na figura 3.48 são apresentados os valores de limite de resistência (LR) e o valor de energia absorvida no ensaio Charpy (EA) em comparação com o teor de **AF** na microestrutura. Onde pode ser observado a diferença no valor de energia absorvida entre os dois eletrodos de referência CP ST01 e BRH4R, sendo de 165,98 J para ST01 e 42,84 J para BRH4R, onde os teores de ferrita acicular foram de 55% e 43% respectivamente. O valor de energia absorvida volta a aumentar para os corpos pintados (116,11 J para 65% de **AF**) e para os revestidos com filme de PVC (117,24 J para 71% de **AF**), ainda obtendo um valor muito abaixo para os corpos pintados e revestidos com filme de alumínio (19,46 J para 1% de **AF**), o que era esperado devido a sua microestrutura frágil.

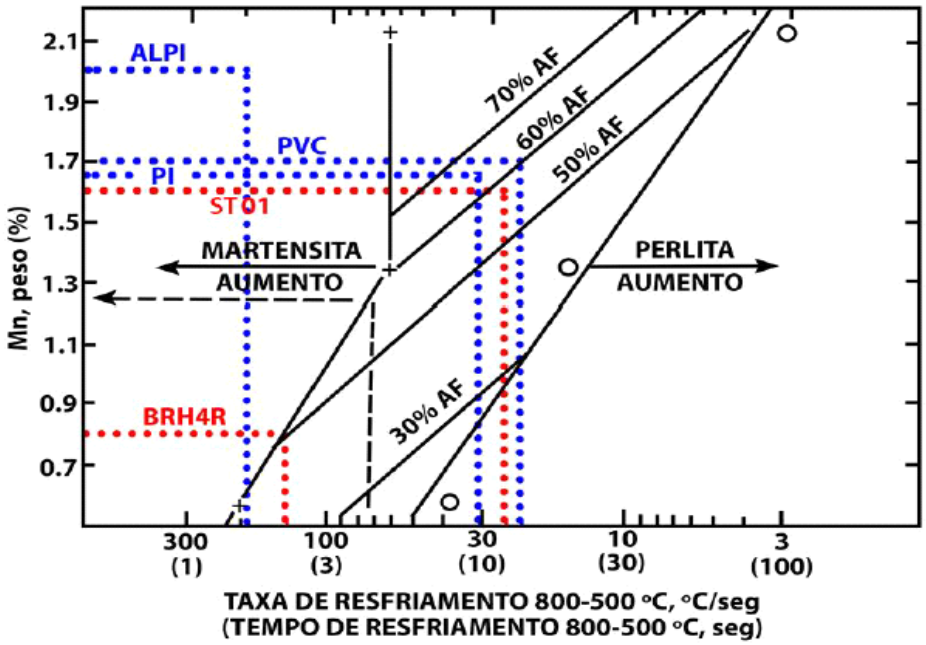
Figura 3.48: relação entre teor de AF e energia absorvida no ensaio de impacto Charpy (AFxEA) [1].



No geral para uma avaliação mais criteriosa haveria a necessidade do conhecimento do teor de oxigênio dissolvido nos corpos de prova, porém esse valor não foi definido na tese, o que impossibilitou essa abordagem mais aprofundada. Dessa forma os comentários serão baseados no restante dos parâmetros que foram definidos no trabalho em questão.

Um dos primeiros que pode ser abordado é o tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C, onde o autor fez uma suposição desse valor devido aos resultados do teor de **Mn** e da quantidade de **AF** presentes, como pode ser visto na figura 3.49. Nesta os valores se mostraram sempre muito acima ou abaixo do valor considerado ideal por Evans [8] de 4 segundos entre as temperaturas de 800°C e 500°C. Porém por não serem valores obtidos experimentalmente, pode ser que outros parâmetros tenham influenciado na quantidade de **AF**, o que acaba por mascarar os valores de Δt_{8-5} verdadeiros.

Figura 3.49: estimativa de Δt_{8-5} em relação aos resultados obtidos nos CP's [1].



4. METODOLOGIA

4.1. Análise de metal depositado por eletrodos E7018 modificados por revestimentos de Al e PVC e pelo eletrodo BRH4R

Para a investigação utilizou-se corpos de prova com metal de base do tipo Aço carbono A 516 GR 60 (aço C-Mn) soldados com eletrodos de diâmetros de 4 mm sem tratamento térmico pós soldagem. Dessa forma já havia uma nomenclatura que havia sido usada para cada CP, conforme Ramos [1]. Esta nomenclatura continuou a ser utilizada e é apresentada na tabela 4.1.

Tabela 4.1: nomenclatura utilizada para cada corpo de prova utilizado.

Nomenclatura	Definição
CP ST01	Eletrodo de referência E7018
CP BRH4R	Eletrodo de referência Bracarense [13]
CP PI	CP revestido com pintura em alumínio
CP PVC	CP revestido com filme feito de PVC
CP ALPI	CP pintado com tinta alumínio e revestido com filme de alumínio.

As mesmas passaram por uma preparação metalográfica onde foi utilizada uma politriz Arotec modelo Aropol 2V com lixas de granulometria 320, 600, 800 e 1200 sendo em seguida polidas com auxílio de pastas de diamante de 3 μm e 1 μm. O ataque químico foi realizado com nital a 2% durante 5 segundos para a revelação da microestrutura da região de grãos colunares da zona fundida. Foram utilizados os passes com menor interferência térmica, ou seja, o último passe, na região exemplificada na figura 4.1.

Figura 4.1: Macrografia exemplificando a região de grãos colunares onde foram analisados os CP's [1].

Após esta etapa foram feitas as micrografias com a utilização do microscópio do tipo MEV-FEG Zeiss Auriga 40, microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo, que é dedicado a análises de alta-resolução com magnificações

típicas de até 900 mil vezes, com filamento feito em monocristal de tungstênio com a ponta muito fina (cerca de 100 nm), concedendo imagens de alta resolução, podendo chegar a 1 nm para 15 kv de voltagem de aceleração com a possibilidade de reconstrução 3D de organelas celulares e nanoestruturas de materiais. Sendo feitas imagens de diversas regiões para a avaliação posterior. As imagens obtidas foram estudadas e avaliadas qualitativamente com o auxílio da literatura, onde foram definidos quais os constituintes que se encontravam presentes.

4.2. Análise de metal depositado por eletrodos E7018 modificados e BRH4 sob variação controlada do aporte térmico

Foi utilizada uma barra chata de aço-carbono ASTM A36 para retirada das peças a serem soldadas. A barra foi cortada com o auxílio de serra de fita em peças de dimensões de 25cmX10cmX1,27cm.

Para a soldagem foram utilizados eletrodos convencionais de 3,25 mm de diâmetro do tipo E7018 da Belgo Bekaert arames, sem modificações (E7018 puro) e recobertos com filme de PVC (E7018-PVC) e pintura de alumínio (E7018-PI), além do eletrodo aglomerado com PTFE (BRH4R). As peças passaram por uma limpeza inicial com escova de aço para ajudar na abertura do arco.

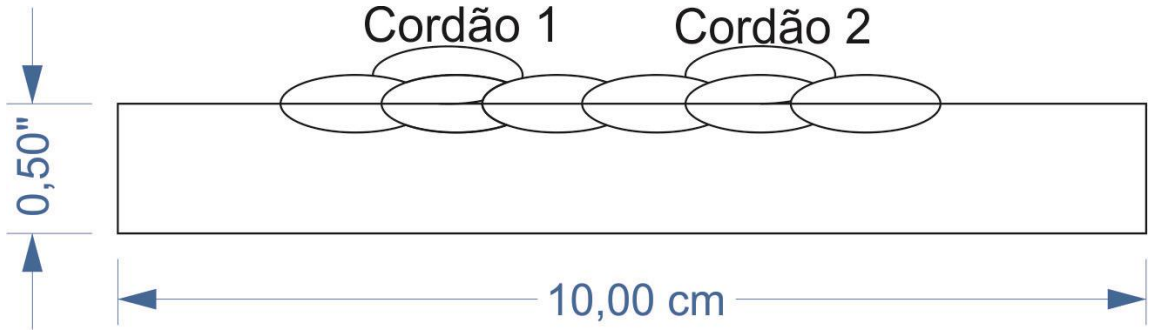
A preparação dos eletrodos seguiu a mesma rota especificada por Ramos [1], nos eletrodos que foram revestidos com filmes de PVC (E7018-PVC), os filmes utilizados foram os comumente usados para proteger alimentos. Estes foram enrolados nos eletrodos de maneira a conseguir em média 3 voltas completas, o que significa uma largura de 5 a 6 cm de filme.

Para os eletrodos revestidos com tinta alumínio (E7018-PI) foi utilizado tinta spray para altas temperaturas da marca ColorGin®, normalmente utilizado para pintar escapamentos de motos, para isto foi feita apenas uma demão em cada eletrodo com cuidado para que toda a superfície do eletrodo estivesse encoberta com a tinta. Como pode ser visto na figura 4.2.

Figura 4.2: Eletrodos pintados com tinta de alumínio.

O tipo de soldagem utilizado foi simples deposição, cordão sobre chapa, manual, fazendo uma primeira camada de amanteigamento, visando reduzir a diluição e efeito do metal de base, composta por 6 cordões e após resfriamento completo, foram feitos os 2 cordões a serem estudados, estes foram soldados a uma distância de 2 cordões entre os mesmos, também respeitando o tempo para resfriamento entre as duas soldagens, esse esquema está ilustrado na figura 4.3.

Figura 4.3: Ilustração dos cordões feitos na soldagem, mostrando os dois cordões a serem estudados, onde cordão 1 e cordão 2 possuem aportes térmicos baixo e alto, respectivamente.



Os parâmetros de soldagem utilizados foram definidos na intenção de proporcionar dois valores bem distintos de aporte térmico para cada tipo de eletrodo e assim avaliar a variação do tamanho de grão austenítico e da granulometria da microestrutura devido a esse parâmetro. Em soldagens de teste foi observado que a tensão (U) variava sempre entre 25 V e 30 V, dessa forma foi utilizado um valor intermediário inteiro de 27 V, já para o valor da corrente foi utilizado um valor de 155 A. Os valores desses dois parâmetros foram fixados para todas os cordões feitos, variando apenas o valor da velocidade de soldagem para obter diferentes valores de aporte térmico. Foi utilizado de Fortes [5] o valor da eficiência de 0,8 para a soldagem a eletrodo revestido. Os valores dos parâmetros estão inseridos na tabela 4.2. Para fins de cálculo do aporte térmico foi utilizada a equação 2.

$$HI(KJ/cm) = 0,8x\frac{U(V)xI(A)}{\Delta v(cm/min)}x0,06 \qquad \textbf{Eq. 2}$$

Onde, 0,8 é a eficiência do transporte térmico e 0,06 é um fator de conversão para KJ/cm.

Tabela 4.2: Valores dos parâmetros de soldagens utilizados para proporcionar aportes térmicos diferentes para cada tipo de eletrodo, onde **U** é a tensão, **I** é a corrente, **Vs** é a velocidade de soldagem e **HI** é o aporte.

Amostra	Cordão	U (A)	I (V)	Vs (cm/min)	HI (KJ/cm)
E7018 puro	Cordão 1	27	155	23	9
	Cordão 2	27	155	12	15
BRH4R	Cordão 1	27	155	22	9
	Cordão 2	27	155	13	17
E7018-PI	Cordão 1	27	155	24	8
	Cordão 2	27	155	13	15
E7018-PVC	Cordão 1	27	155	18	11
	Cordão 2	27	155	12	17

Foi feita uma aproximação do tempo de resfriamento para os diferentes aportes térmicos através do ábaco do IRSID [23], onde se relaciona as informações de aporte térmico, posição e tipo de soldagem, além da espessura da peça para se chegar ao valor do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 ºC e 500 ºC, foram encontrados os valores de Δt_{8-5} de 3-5 s para os cordões do tipo 1, enquanto para os cordões tipo 2 Δt_{8-5} foi de 15-20 s, o que representa um variação considerável na velocidade de resfriamento entre essas temperaturas, como pode ser visto na figura 4.3.

Após as soldagens, as peças foram novamente cortadas com serra de fita para formar os corpos de prova. Os cortes foram feitos a uma distância de 5 cm do início dos cordões, já que depois dessa distância é que se consegue entrar em regime térmico. Realizando o segundo corte após 2 cm, além de um terceiro corte separando os cordões com aportes térmicos controlados que foram utilizados, como ilustrado na figura 4.4.

Figura 4.4: Esquema mostrando os cortes que foram realizados para produzir os corpos de prova.

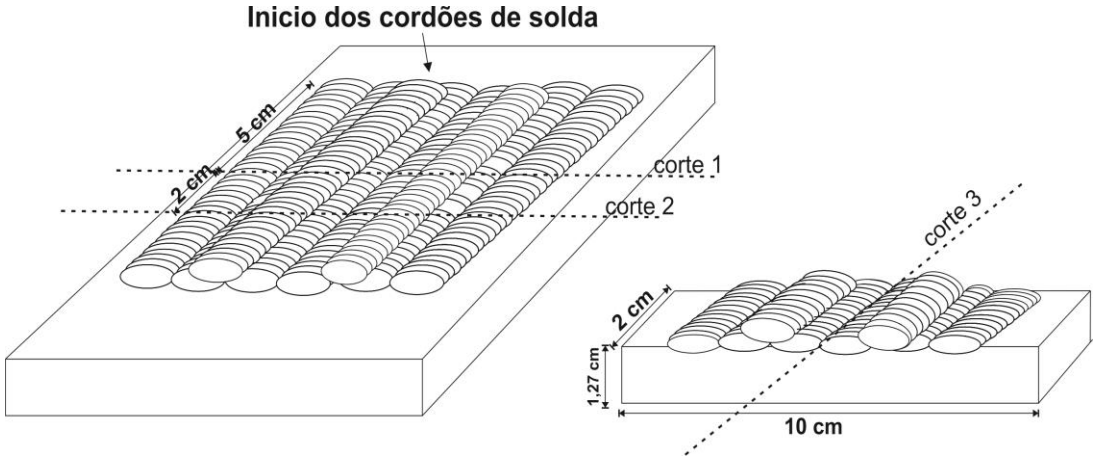
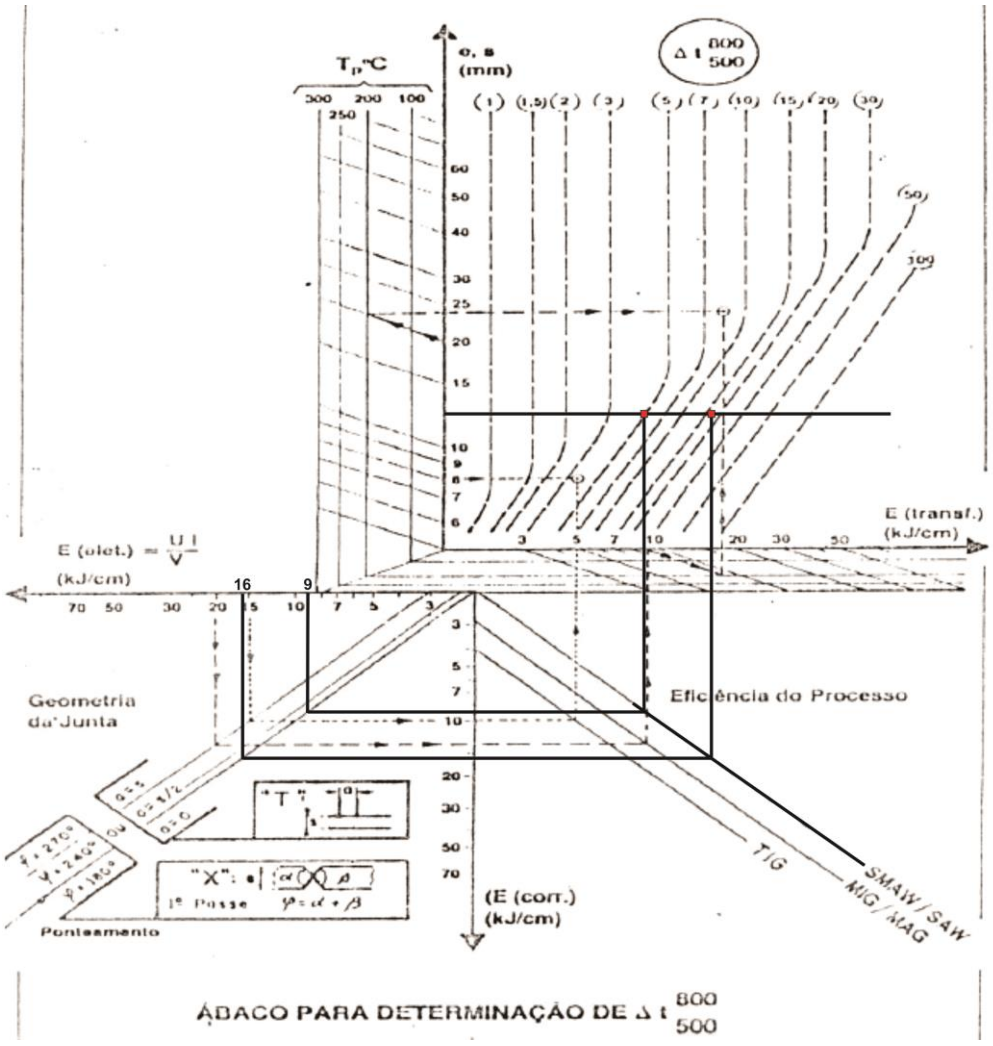


Figura 4.3: Ábaco usado para encontrar os valores de tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800 ºC e 500 ºC, modificado de IRSID [23].



Completada a parte de confecção dos CP's, os mesmos passaram por uma preparação metalográfica, onde com a utilização de uma máquina politriz Arotec modelo Aropol 2V os CP's foram lixados com lixas de granulometria de 120, 360, 600, 800 e 1200, sendo ainda polidos com o uso de alumina e pano de granulometria de 1 µm. Com as superfícies lixadas e polidas, os corpos foram submetidos ao ataque químico para revelação da microestrutura, feito com Nital a 2% durante 20 segundos.

Posteriormente as microestruturas foram observadas com o uso de equipamento MEV-FEG Auriga 40 da Zeiss citado anteriormente, que concede imagens de altíssima resolução. Também foram feitas imagens utilizando microscópio ótico Olympus GX51 com ampliação máxima de 1000X para observação dos grãos colunares da ZF.

As imagens obtidas foram avaliadas quanto ao tamanho de grão da austenita primária para fazer uma relação entre esse tamanho e o valor de aporte térmico utilizado, assim como com a granulometria da ferrita acicular presente nos grãos colunares da zona fundida. Isso foi conseguido através da medição de comprimento e largura dos grãos com característica acicular e aproximando os mesmos a forma geométrica de um retângulo, para assim calcular suas respectivas áreas.

Os corpos foram ainda atacados com o reagente Le pera (1 g de metabissulfito de sódio diluído em 100 mL de água destilada + 4 g de ácido pícrico diluído em 100 mL de etanol) no intuito de verificar a presença de **MA** porém o ataque não foi efetivo, mesmo com vários tempos de ataque, não sendo possível de avaliar os CP's nesse sentido.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

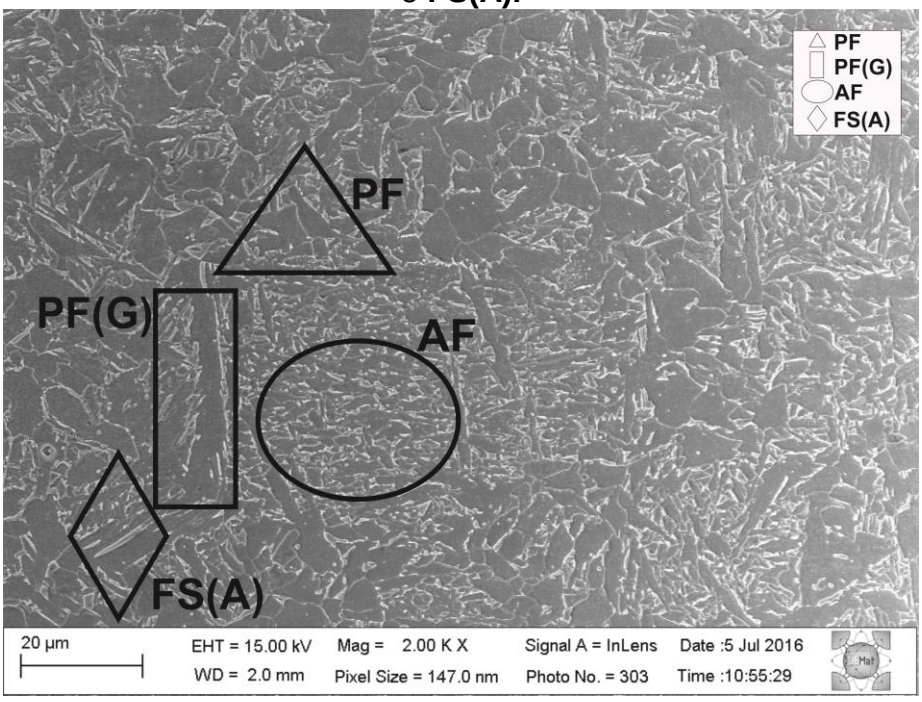
5.1. Avaliação da microestrutura do metal depositado por eletrodos E7018 modificados e BRH4R

As avaliações a seguir foram feitas com corpos de prova soldados em uma pesquisa prévia, realizada por Ramos [1].

5.1.1. Caracterização da microestrutura do metal de solda puro depositado pelo eletrodo de referência E7018

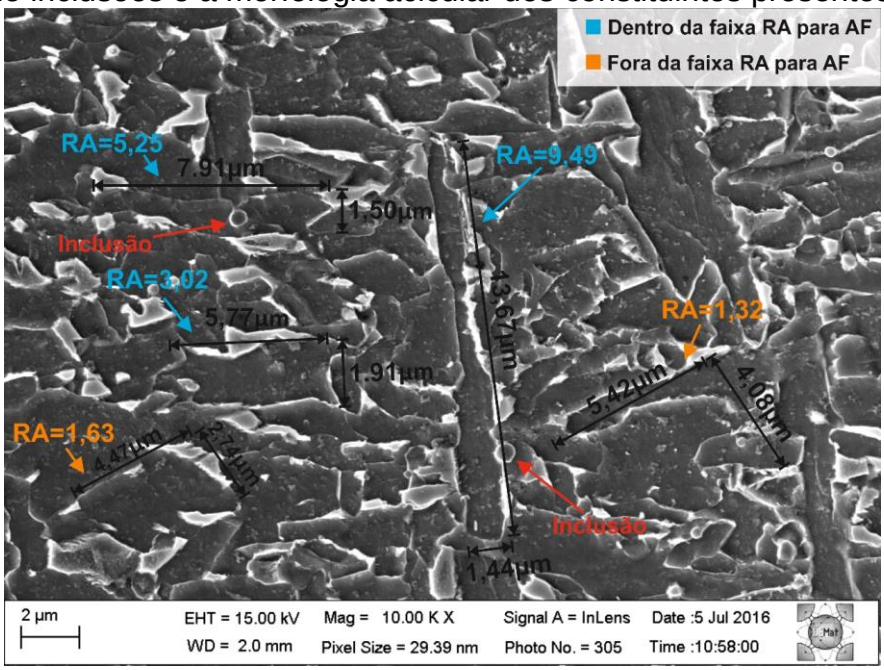
Na figura 5.1 é mostrada a microestrutura do metal depositado pelo eletrodo de referência E7018 onde pode se observar a presença de **AF** circundada por **PF(G)**. Sendo possível perceber ainda a presença de **FS(A)** e **PF**.

Figura 5.1: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência ST01, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, revelando **AF**, **PF(G)**, **PF** e **FS(A).**



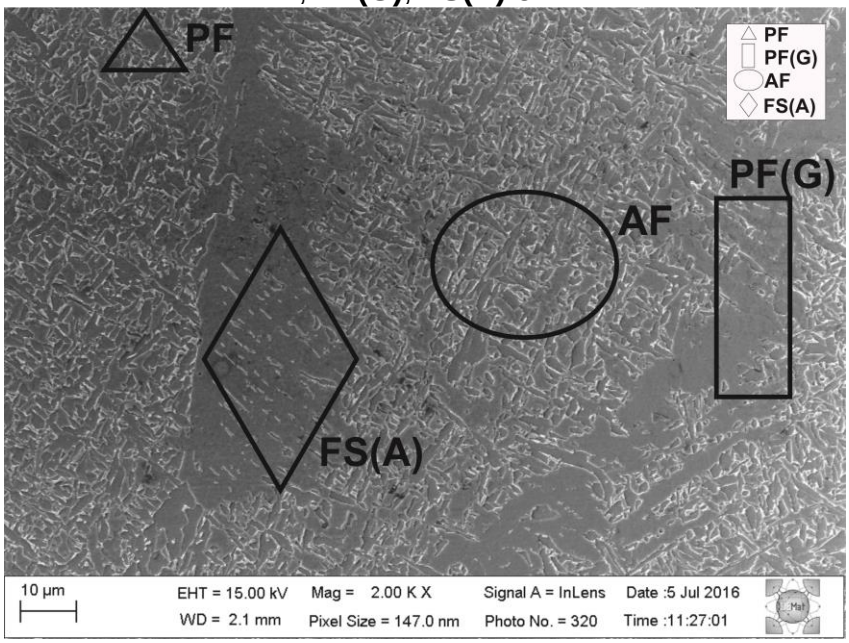
Com o auxílio de uma aproximação maior, figura 5.2, é possível visualizar a morfologia acicular da microestrutura, considerando as características indicadas pela literatura (razão de aspecto entre 2 e 10), assim como a presença de inclusões de onde parte o crescimento do constituinte caracterizando a presença de **AF**. Ainda da mesma figura observa-se exemplos de grãos com razão de aspecto fora da faixa estabelecida pelo IIW [24] para a ferrita acicular, estes são considerados **PF** devido a sua morfologia poligonal.

Figura 5.2: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência ST01, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, destacando a presença de inclusões e a morfologia acicular dos constituintes presentes.



A figura 5.3 traz a microestrutura de uma outra região deste mesmo CP, trazendo resultado similar ao anterior quanto aos constituintes presentes, com destaque para a presença mais pronunciada de **FS(A)** que se apresenta em praticamente toda a extensão do contorno de grão observado.

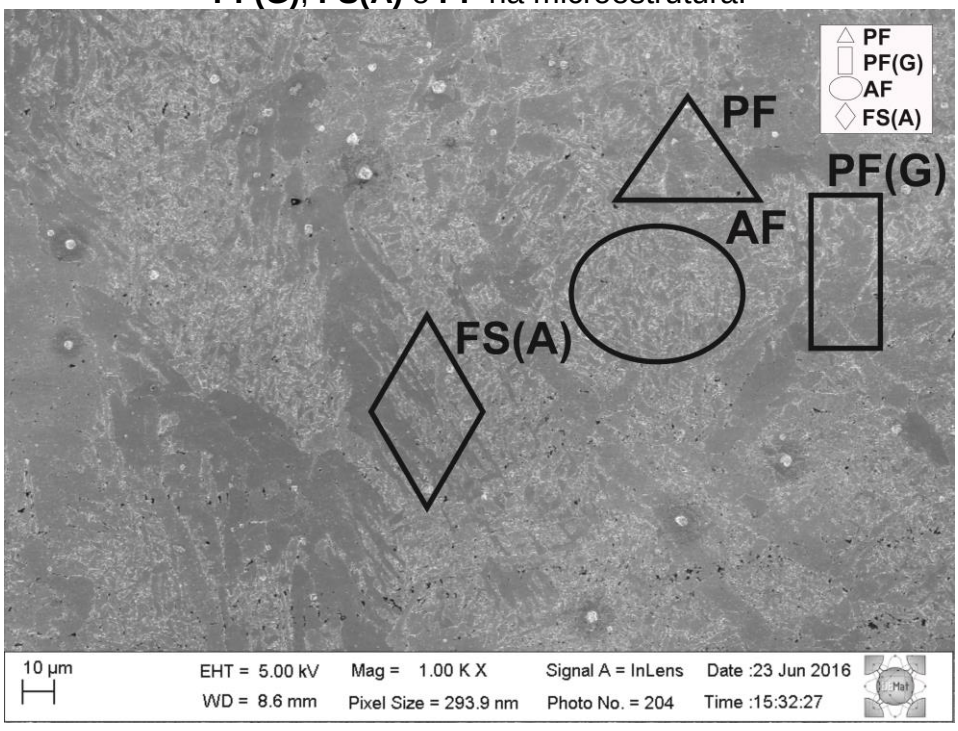
Figura 5.3: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência ST01, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, região 2, presença de **AF**, **PF(G)**, **FS(A)** e **AF**.



5.1.2. Caracterização da microestrutura do metal de solda puro depositado pelo eletrodo de referência BRH4R aglomerado com PTFE

Para o eletrodo de referência desenvolvido por Vaz e Bracarense [13], observou-se uma microestrutura com tipologia similar a anterior, como pode ser visto a partir da figura 5.4, onde se percebe a presença de **AF**, **PF(G)**, **FS(A)** e **PF**.

Figura 5.4: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 1000X, nital 2%, presença de **AF**, **PF(G)**, **FS(A)** e **PF** na microestrutura.



Com o auxílio de imagens com maior ampliação pode-se observar com maior precisão na figura 5.5 a região onde há a **AF**, percebendo seu aspecto acicular, assim como a presença de **PF,** novamente definida pela razão de aspecto de valor baixo. Nesta microscopia fica visível a característica mais grosseira da **AF** presente se comparada com as outras amostras submetidas à mesma ampliação (figura 5.2). Já na figura 5.6, obteve-se um destaque para um exemplo bem característico de nucleação da **AF** a partir de uma inclusão com diâmetro em torno de 0,5 μm. Pode-se perceber também que pode haver mais de uma nucleação a partir de uma só inclusão.

Figura 5.5: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, razões de aspecto de alguns grãos observados na microestrutura.

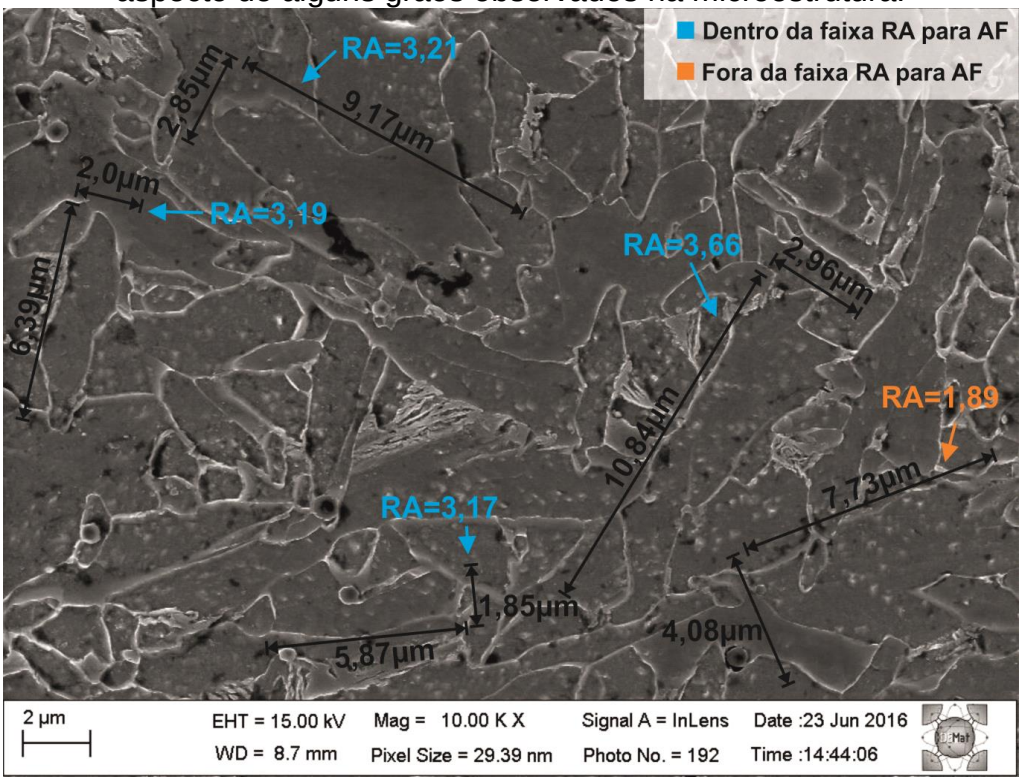
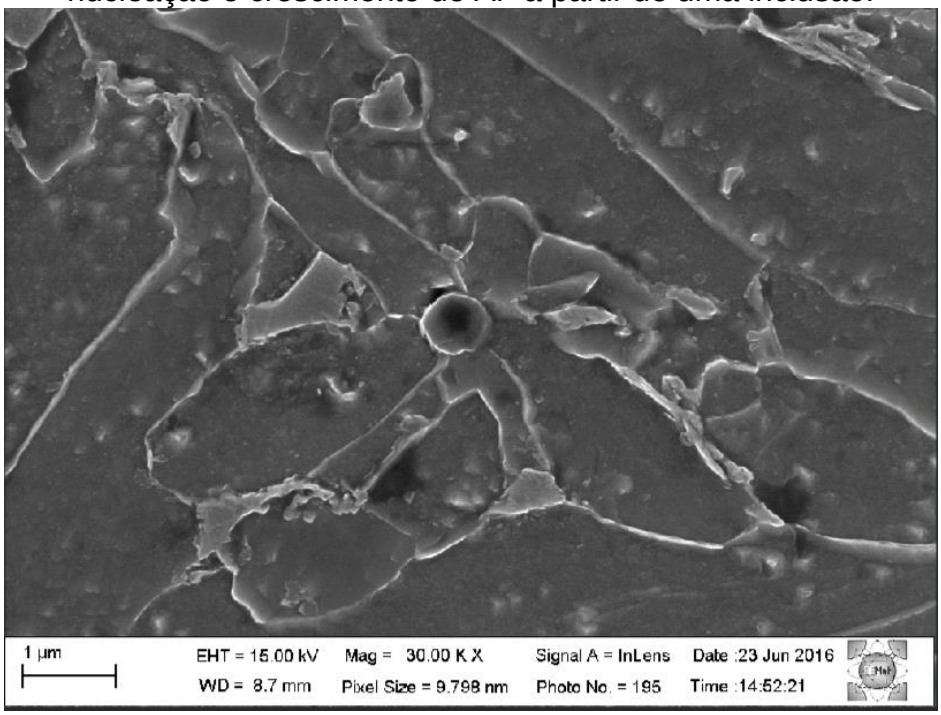
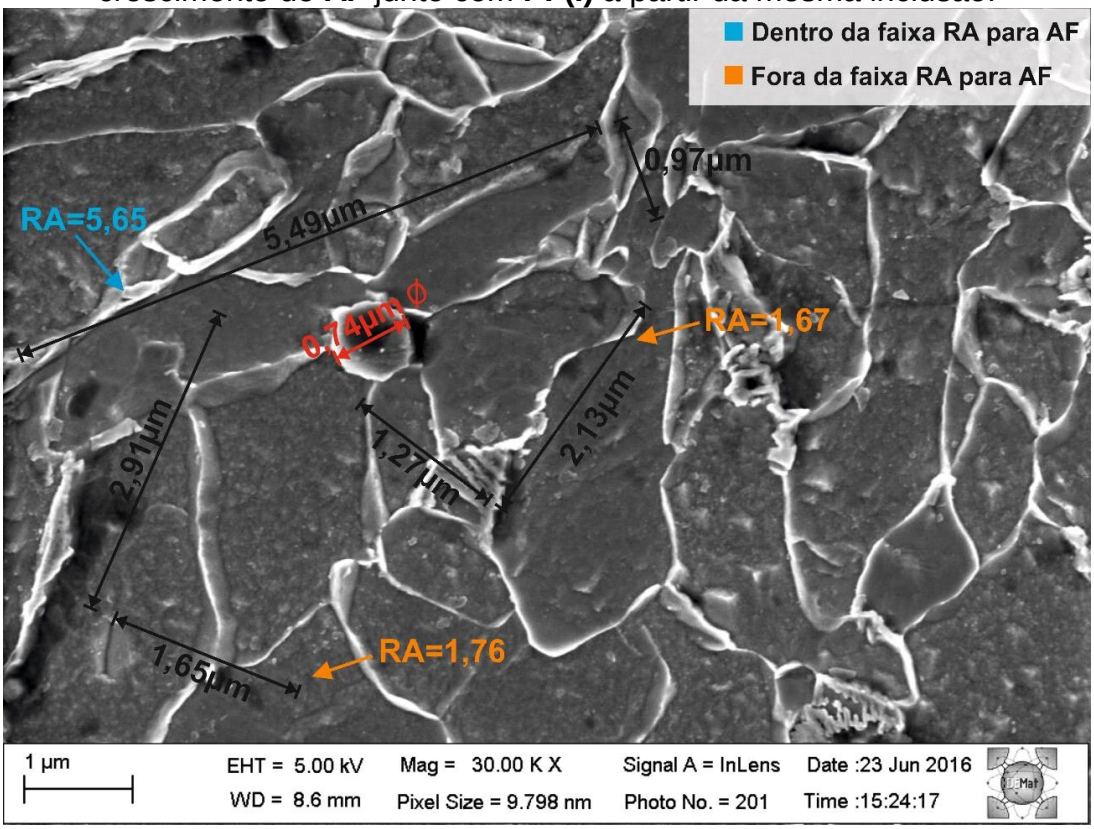


Figura 5.6: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 30000X, nital 2%,, região 2, nucleação e crescimento de AF a partir de uma inclusão.



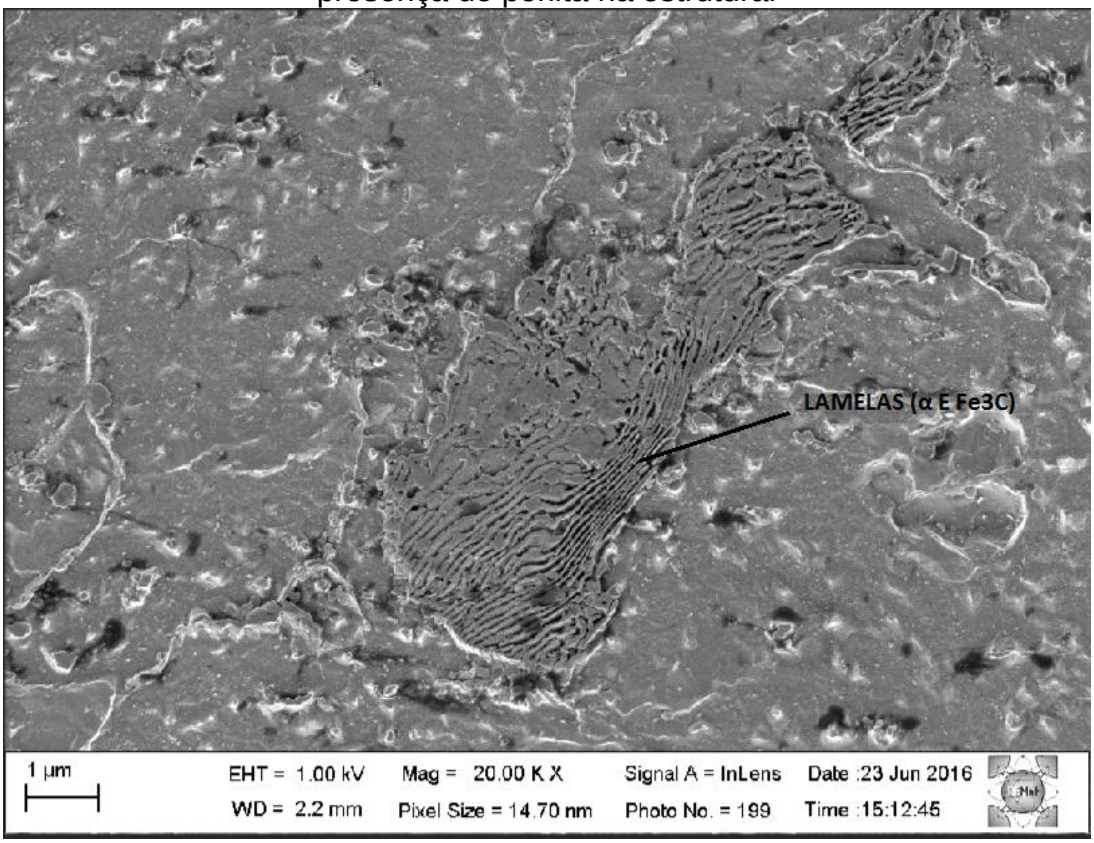
Na figura 5.7 obteve-se uma aproximação para a nucleação a partir de uma inclusão, onde pode ser observado que existe um grão formado com característica acicular, alta razão de aspecto, enquanto que da mesma inclusão nuclearam-se outros grãos com características idênticas ao tipo **PF(I)** na forma de pétalas, o que leva a uma definição levantada por Thewlis [6], onde ele afirma que quando a **PF(I)** e **FS(A)** de ambos os tipos nucleiam-se através de inclusões no interior do grão e tem seu crescimento impedido pelos crescimentos simultâneos ao seu redor, esse constituinte pode ser definido como **AF**. Como o mesmo autor definiu, para ser classificado como **AF** é preciso que o mesmo tenha seu crescimento impedido mutuamente para que não apresente morfologia grosseira, que é o que aparenta ter ocorrido no caso em questão.

Figura 5.7: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 30000X, nital 2%, região 3, crescimento de **AF** junto com **PF(I)** a partir da mesma inclusão.



O exame detalhado sob grande ampliação garantido pelo MEV-FEG permitiu ainda registrar a presença de um outro constituinte, o agregado **FC**, e ainda mais que isso, a possiblidade de classificação do tipo de agregado, sendo perceptível que se trata de perlita, que ocorreu na forma nodular, figura 5.8, é possível perceber claramente as lamelas alternadas entre ferrita e cementita.

Figura 5.8: Imagem obtida por MEV-FEG de eletrodo de referência BRH4R, elétrons secundários (SE), ampliação original de 20000X, nital 2%, região 4, presença de perlita na estrutura.



5.1.3. Efeitos do revestimento com alumínio na microestrutura do metal de solda puro depositado pelo eletrodo E7018

5.1.3.1. Eletrodos E7018 pintados com tinta alumínio

Com a soldagem utilizando o eletrodo pintado não houve mudanças nos tipos de constituintes, podendo apenas ter ocasionado mudanças na quantidade em que os mesmos se apresentam. Na figura 5.9, é mostrada uma região onde se visualiza os mesmos constituintes citados para os CP's anteriores, com a presença de **PF**, **FS(A)**, **PF(G)** e **AF**.

Na figura 5.10 foi dado um destaque para a quantidade visível de inclusões na microestrutura, onde se percebe que na região de maior quantidade de inclusões há presença massiva de **AF**, enquanto que na região dos contornos de grão ocorre a escassez, estando presente a **PF(G)** em grande quantidade.

Figura 5.9: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, microestrutura com a presença de **AF**, **FS(A)**, **PF(G)** e **AF**.

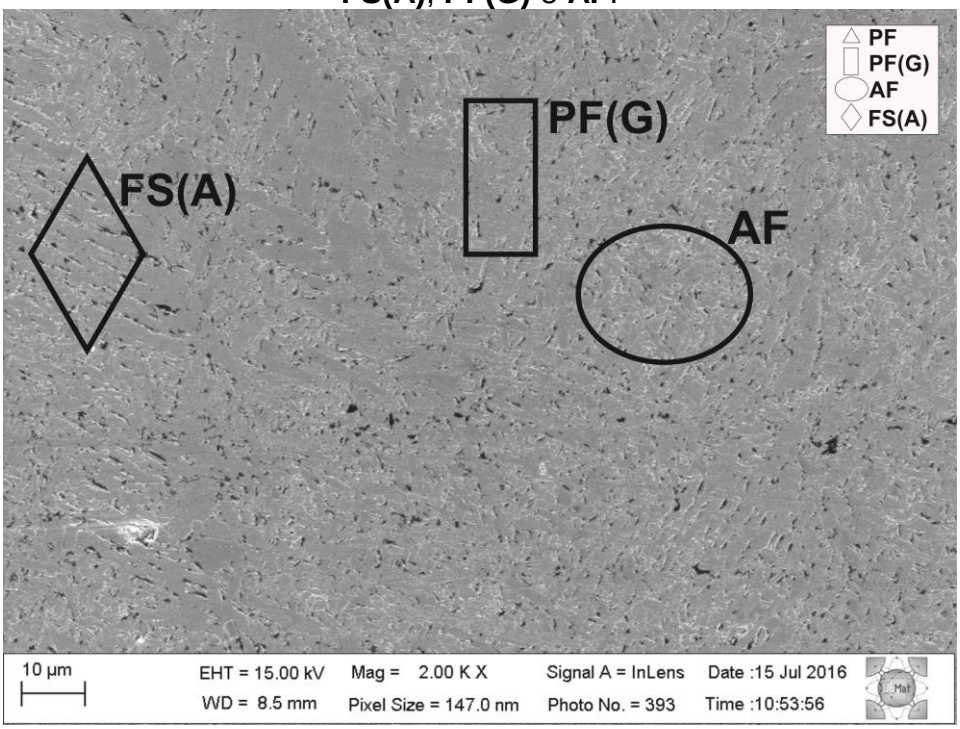
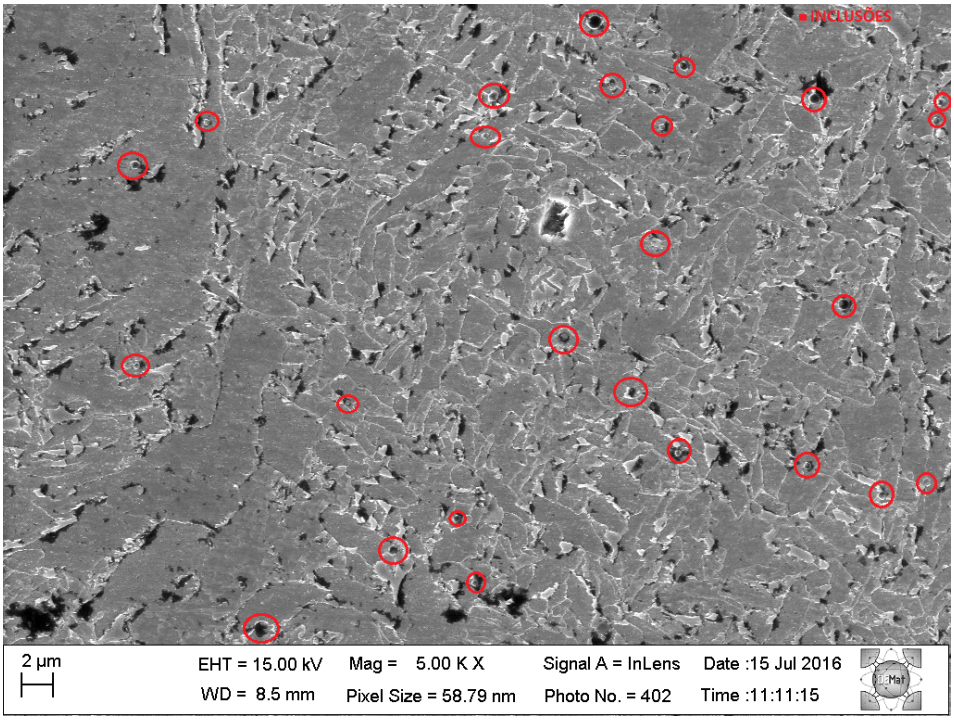
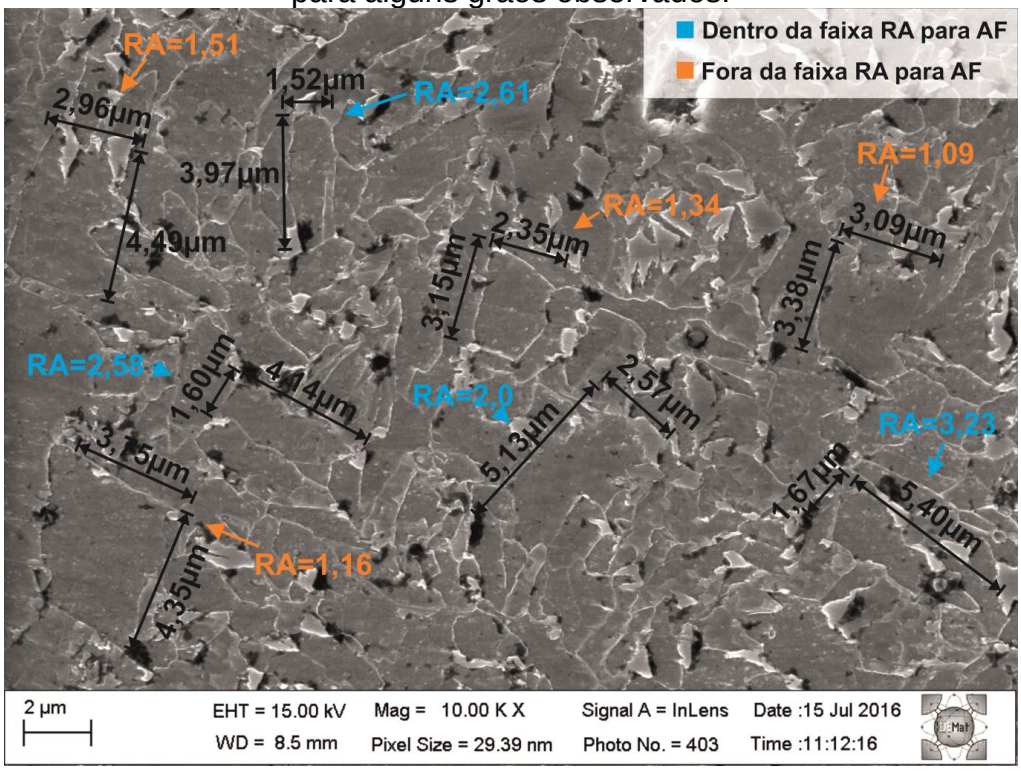


Figura 5.10: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 5000X, nital 2%, região 2, quantidade de inclusões visíveis na microestrutura.



Ainda desse corpo de prova apresenta-se na figura 5.11, as razões de aspecto de grãos observados, onde se percebe, além de uma quantidade maior de **PF**, uma microestrutura que pode ser considerada fina quando comparada a micrografia do corpo BRH4R na mesma ampliação. Essa diferença de tamanho de grão será novamente discutida posteriormente.

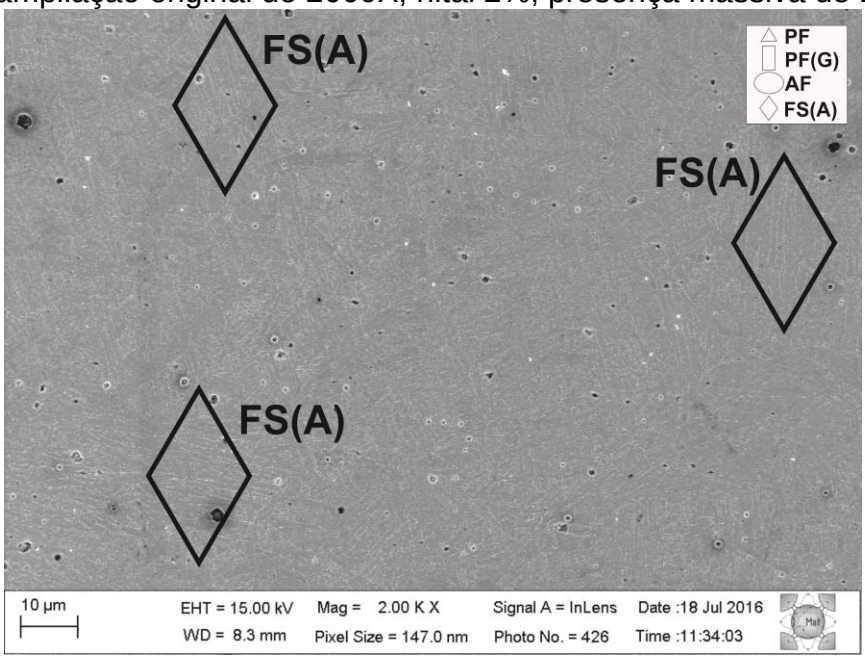
Figura 5.11: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, região 3, razões de aspecto encontradas para alguns grãos observados.



5.1.3.2. Eletrodos E7018 pintados com tinta de alumínio e revestidos com filme de alumínio

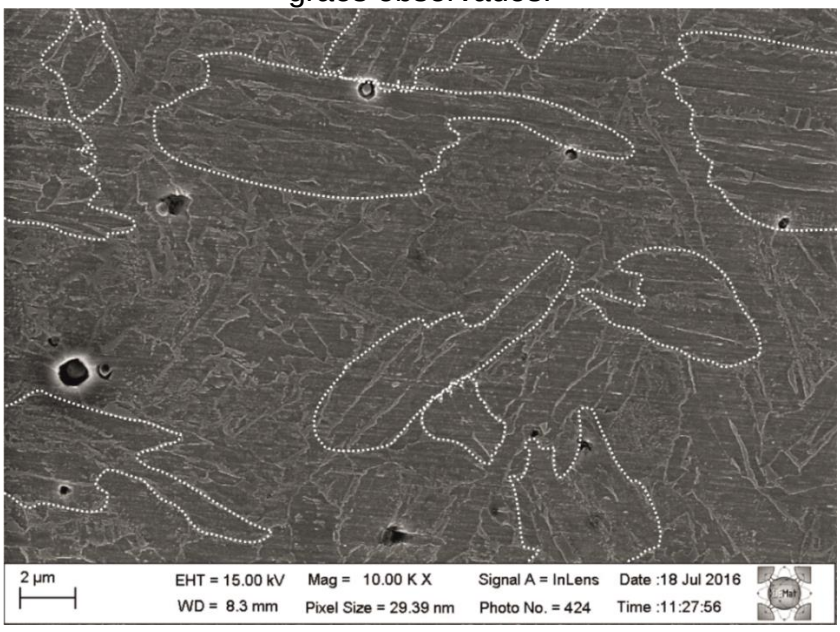
O corpo de prova pintado com tinta alumínio e revestido com filme também de alumínio apresentou a microestrutura mais diferenciada entre todos os estudados. Não foi possível observar os grãos colunares, típicos de um cordão no estado “como soldado”, mesmo para menores aproximações, revelando-se além disso a presença predominante de **FS(A)** e **FS(NA)** do tipo bainítica, sendo ainda possível encontrar evidencias de **FP(G)**, mas em quantidade inferior ao constituinte principal. A figura 5.12 apresenta a micrografia da estrutura em questão.

Figura 5.12: Imagem obtida por MEV-FEG do CP ALPI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, presença massiva de **FS(A)**.



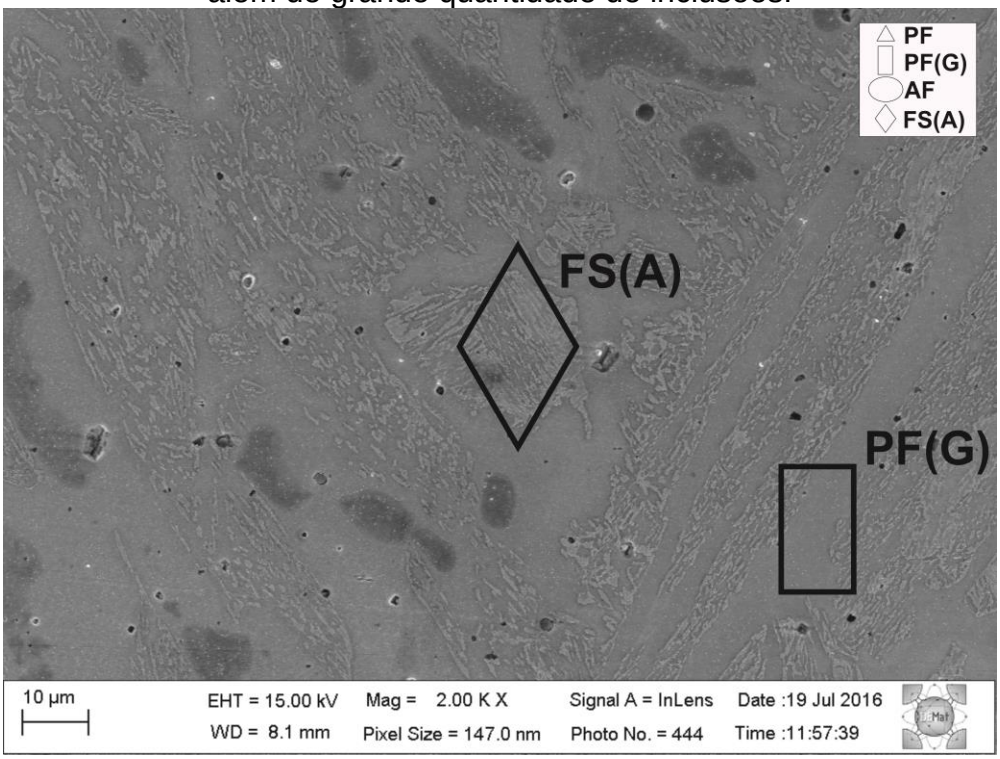
Com o auxílio de uma ampliação maior, foram dados destaques as regiões onde é perceptível o alinhamento dos grãos em determinadas direções, ainda sendo possível de observar regiões com coloração diferente entre os grãos, o que pode caracterizar a região para onde o carbono se difunde na formação da bainita, figura 5.13.

Figura 5.13: Imagem obtida por MEV-FEG do CP ALPI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, destaque para o alinhamento dos grãos observados.



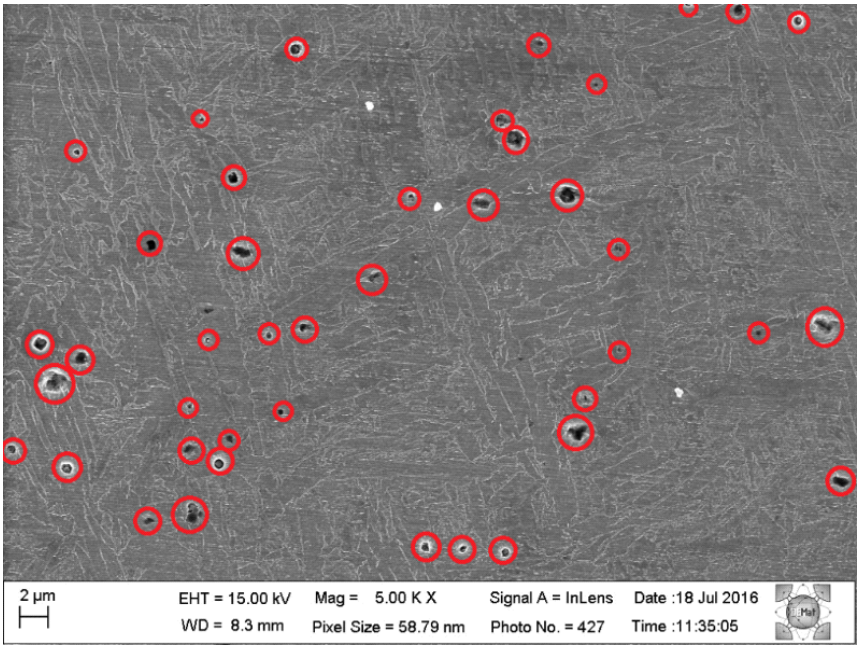
Na figura 5.14 percebe-se a variação microestrutural ocorrida em algumas regiões, onde é destacada a presença dos constituintes **PF(G)** e **FS(A)**. Nessa região se observa grande quantidade de **PF(G)**, mas isso não se repete ao longo de toda a estrutura. Também a partir dessa micrografia, observa-se a grande quantidade de inclusões presentes, porém nenhuma evidencia aparente de **AF**.

Figura 5.14: Imagem obtida por MEV-FEG do CP ALPI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 2000X, nital 2%, presença de **FS(A)**, **FS(NA)** e **PF(G)**, além de grande quantidade de inclusões.



Foi dado destaque as inclusões para o mesmo nível de aumento dado para os CP's anteriores para comparar as quantidades das mesmas em cada um. Esse destaque é apresentado na figura 5.15.

Figura 5.15: Imagem obtida por MEV-FEG do CP ALPI, elétrons secundários (SE), ampliação original de 5000X, nital 2%, região tipicamente de **FS(A)** com destaque para a quantidade de inclusões presentes.



5.1.4. Efeitos do revestimento com filme de PVC na microestrutura do metal de solda puro depositado pelo eletrodo E7018

Os corpos soldados com o eletrodo revestido com filme PVC apresentaram microestrutura semelhante as dos corpos de prova de referência (ST01 e BRH4R) e o pintado com alumínio. Assim a microestrutura do metal de solda observado possui **AF**, **FS(A)**, **PF(G)** e **PF**. A microestrutura é apresentada na figura 5.16. Outra característica é que se observa a presença em maior quantidade de regiões internas de grãos, se comparado com as micrografias anteriores, ou seja, grãos colunares maiores. Com maior ampliação torna-se mais visível a morfologia acicular da estrutura observada, figura 5.17.

Figura 5.16: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PVC, elétrons secundários (SE), ampliação original de 1000X, nital 2%, microestrutura com presença de **AF**, **FS(A)**, **PF(G)** e **PF**.

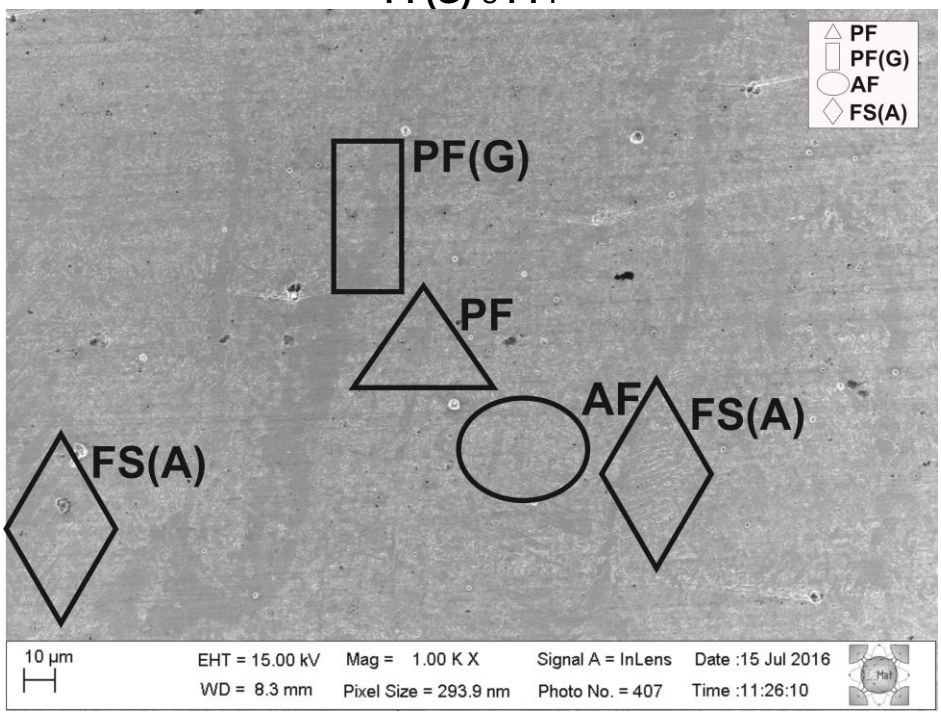
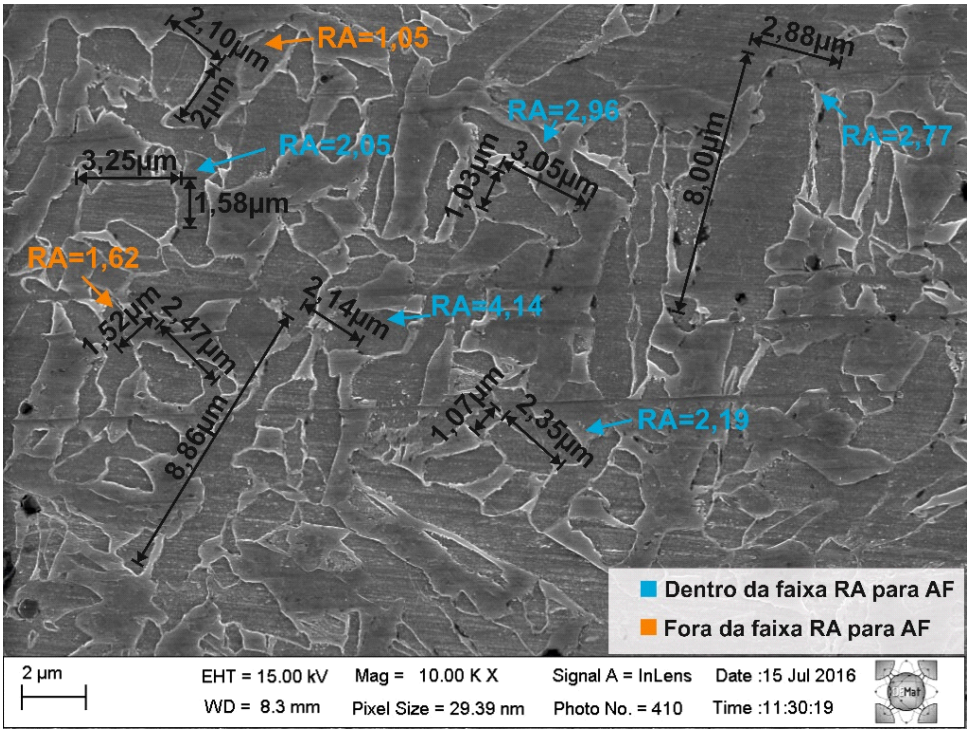
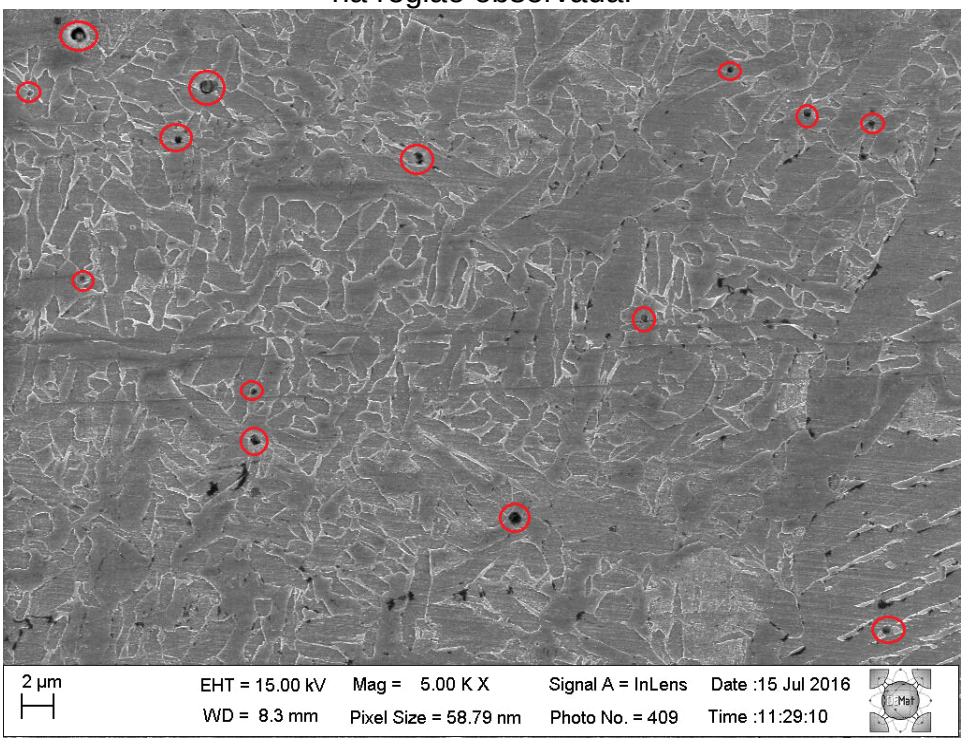


Figura 5.17: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PVC, elétrons secundários (SE), ampliação original de 10000X, nital 2%, razões de aspecto de alguns grãos observados.



Na figura 5.18 foi destacada a quantidade de inclusões para se comparar com o número encontrado na região observada no CP ALPI. Pode-se perceber um menor número para o CP PVC, porém ainda assim uma região com alta quantidade de **AF**. O que remete à característica promotora de ferrita acicular que uma inclusão pode ter, não sendo qualquer tipo de inclusão que promoverá uma quantidade significante de **AF** na estrutura.

Figura 5.18: Imagem obtida por MEV-FEG do CP PVC, elétrons secundários (SE), ampliação original de 5000X, nital 2%, com destaque para as inclusões presentes na região observada.



5.2. Influência da composição na microestrutura

A queda na quantidade de **AF** apresentada na figura 3.45 para a ZF do CP ALPI foi relacionada por Ramos [1] ao valor de **Al** em relação a precipitação de **AlN**, que faz sentido, devido à alta quantidade de alumínio presente, porém essa explicação não é válida para o eletrodo BRH4R. Vaz e Bracarense [13] mostraram que o PTFE como aglomerante promove a redução da absorção de nitrogênio, deixando esse valor abaixo do máximo considerado de 70 ppm. Dessa forma não é muito provável que tenha havido nitrogênio suficiente para se precipitar na forma de **AlN**. Além disso, segundo Svensson [9], na estrutura desse aço o valor do limite de solubilidade do alumínio é de 0,006%, sendo que havia apenas 0,001% de **Al**, o que leva a pensar que essa quantidade de alumínio seria apenas solubilizada pelo soluto, não havendo também alumínio suficiente para a precipitação de **AlN**.

Em contrapartida Evans [8] mostrou a relação da quantidade de alumínio com a porcentagem de **AF** possivelmente presente na estrutura, como foi apresentado

na figura 3.26, onde percebe-se que qualquer aumento no teor de alumínio ocorre o decréscimo da quantidade de **AF**, voltando a se elevar para valores maiores que 0,01% de **Al** e encontrando seu valor máximo em 0,02%, levando a inferir que na verdade a relativamente baixa quantidade de **AF** foi devida ao baixo valor de alumínio e não o contrário.

Outro fato de relevância neste caso seria o teor de manganês em solução que está em um valor de praticamente a metade do ideal considerado por diversos autores, isto também pode ter influenciado na queda da quantidade de **AF,** devido aos dois fatores em conjunto convergirem para a não formação da galaxita, que é bastante eficiente na formação da **AF**.

Já para o caso do outro extremo, ou seja, alto teor de alumínio que ocorreu no caso do CP ALPI, Svensson [9] explica que para valores muito altos de teor de **Al**, o mesmo acaba por aprisionar todo o oxigênio dissolvido, devido a ter maior afinidade e assim prioridade na formação de óxidos, como citou Babu [7], formando uma alta quantidade de inclusões de alumina e não havendo oxigênio remanescente para formar óxidos de **Ti** e de **Mn**. Essa afirmação é confirmada por Evans [8] em seu gráfico mostrando a queda na quantidade de **AF** para valores de alumínio maiores que 0,02%.

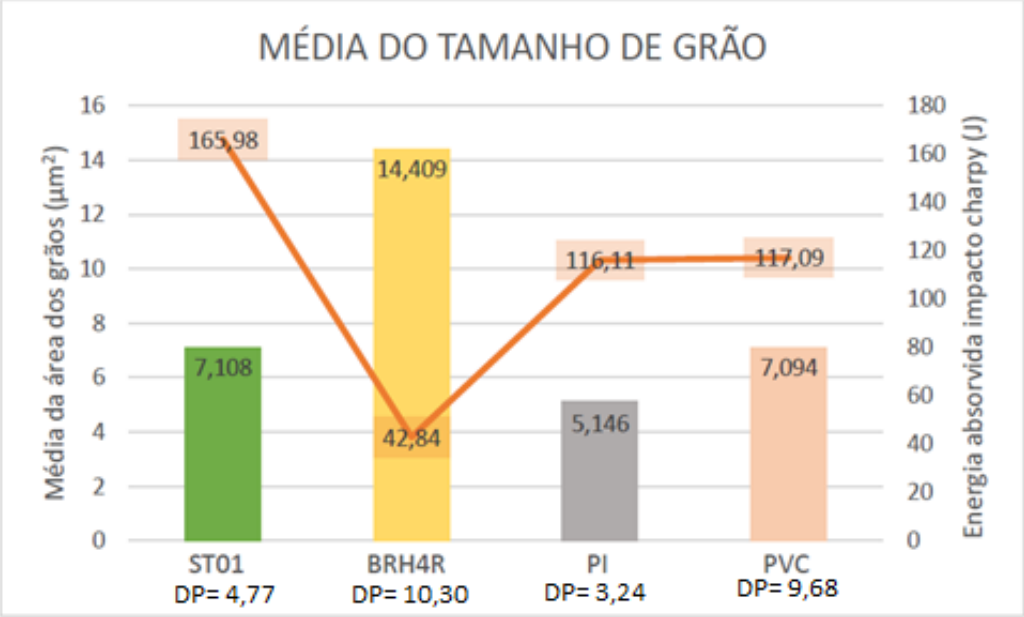
Este mesmo fato pode servir de suporte para se explicar o fato da microestrutura do CP ALPI ter se apresentado predominantemente de **FS(A)** e **FS(NA)**. Como foi explicado por Svensson [9] e Babu [7], para altos valores de alumínio ocorre alta formação de inclusões de alumina. Com a alta concentração desse tipo de inclusões, ocorreu a inibição da nucleação da **PF(G)** deixando os contornos livres para o nucleação da bainita que, devido a impotência das inclusões de alumina em formar **AF,** cresceu em grandes proporções, estando presente na maior parte da estrutura. O que também explica a grande quantidade de inclusões formadas, porém sem efeito na nucleação de **AF**.

5.3. Características granulométricas da ferrita acicular

Como foi possível de observar, há uma diferença na distribuição do tamanho de grão nas micrografias estudadas, devido a isso foi feito um estudo da granulometria de cada amostra, utilizando os grãos que possuíam razão de aspecto condizente com as características da **AF** segundo a literatura especializada. Para o corpo de prova ALPI, seu tamanho de grão foi desconsiderado devido a não ser possível de se observar **AF** suficiente para justificar o estudo.

Destes valores foram feitas médias dos tamanhos de grãos de ferrita acicular, e estes valores foram resumidos na figura 5,19, onde também estão inseridos no gráfico os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy, permitindo fazer uma relação com os valores de tamanho de grão encontrados.

Figura 5.19: Média dos tamanhos de grãos de AF encontrados nos corpos de prova estudados.

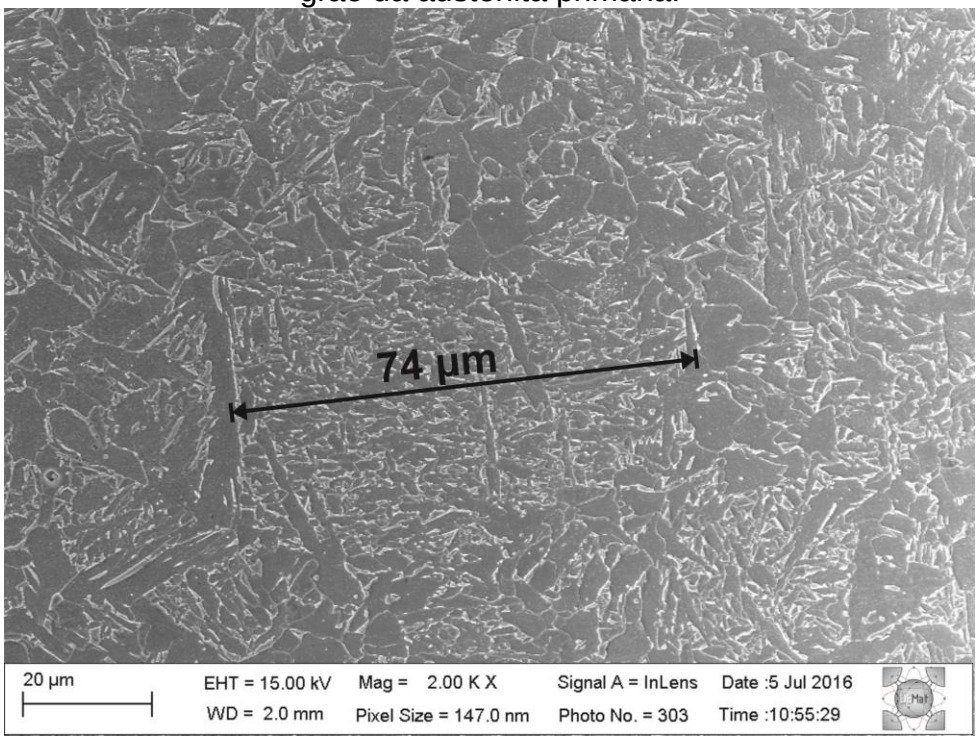


É possível observar uma relação inversamente proporcional entre os valores das médias de tamanho de grão e os valores de absorção de energia, onde para o corpo de prova BRH4R, que obteve o pior desempenho de tenacidade dentre os corpos que apresentam quantidade significativa de **AF**, valor esse que apesar de menor que os demais estudados, encontra-se dentro do limite inferior especificado pela norma AWS D1.1 constatou-se um valor duas vezes maior que a média de tamanho de grãos dos outros corpos de prova, conforme figura 5.19. É importante salientar que o teor de **AF** dos corpos de prova ST01 e BRH4R, por exemplo, não tiveram uma diferença que justificasse a discrepância nos valores de absorção de energia observados, 55% de **AF** para o ST01 e 43% para o BRH4R. Essa avaliação da granulometria da **AF** será retomada em item posterior nesse texto.

As micrografias foram analisadas de maneira a medir a largura aproximada dos grãos austeníticos (L_{tn}) onde foram feitas as médias dos tamanhos de grão de **AF**, já que o comprimento na região de grãos colunares pode se estender além da área de observação da micrografia, delimitando os mesmos a partir do constituinte **PF(G)** já que o mesmo ocorre nos contornos de grão, como o próprio nome sugere, também podendo ocorrer em contornos de subgrãos.

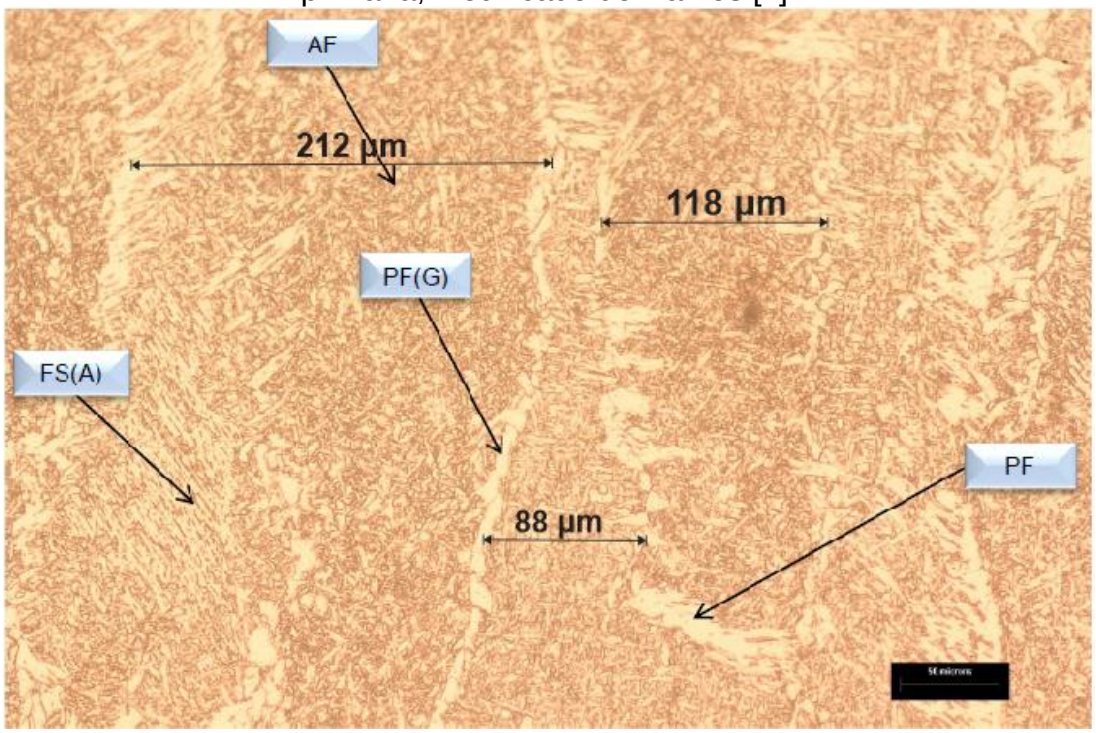
Na figura 5.20, mostra-se a microestrutura do corpo de prova de referência ST01, eletrodo E7018 sem modificações, onde se obteve um valor de ~74 µm para o grão austenítico primário. Valor acima da faixa necessária para ativação das regiões internas segundo a literatura.

Figura 5.20: CP ST01, aumento de 2000X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária.



Através de medições feitas nas micrografias concedidas por Ramos [1] foi possível de perceber, para o corpo ST01, uma distribuição de granulometria bem elevada, variando de 88 µm a 212 µm, como visto na figura 5.21. Isso torna difícil afirmar com certeza de que o tamanho do grão colunar influencia na granulometria da **AF**.

Figura 5.21: CP ST01, aumento de 200X, medição aproximada da austenita primária, modificado de Ramos [1].



Para o corpo de prova BRH4R, aglomerado com PTFE, obteve-se valores de ~50 µm e ~61 µm para os grãos que foram possíveis de delimitar os contornos, valores menores de grão austenítico. A microestrutura em questão é apresentada na figura 5.22.

Enquanto que na figura 5.23, a medição é feita na micrografia com menor aproximação, conforme Ramos [1]. Onde os tamanhos de grãos da austenita primária são maiores do que os medidos para a região observada na figura 5.22. Porém não é possível de se obter dados acerca da granulometria da **AF** nessas regiões, devido à baixa resolução, para se comparar com as medições feitas para os grãos austeníticos de menores tamanhos. Também não é possível nesses casos de ter certeza de qual o tamanho de grão austenítico que foi predominante, já que se tratam de regiões isoladas da microestrutura, sendo necessário um tratamento estatístico para se obter parâmetros de representatividade desses valores para a microestrutura como um todo.

Figura 5.22: CP BRH4R, aumento de 2000X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária.

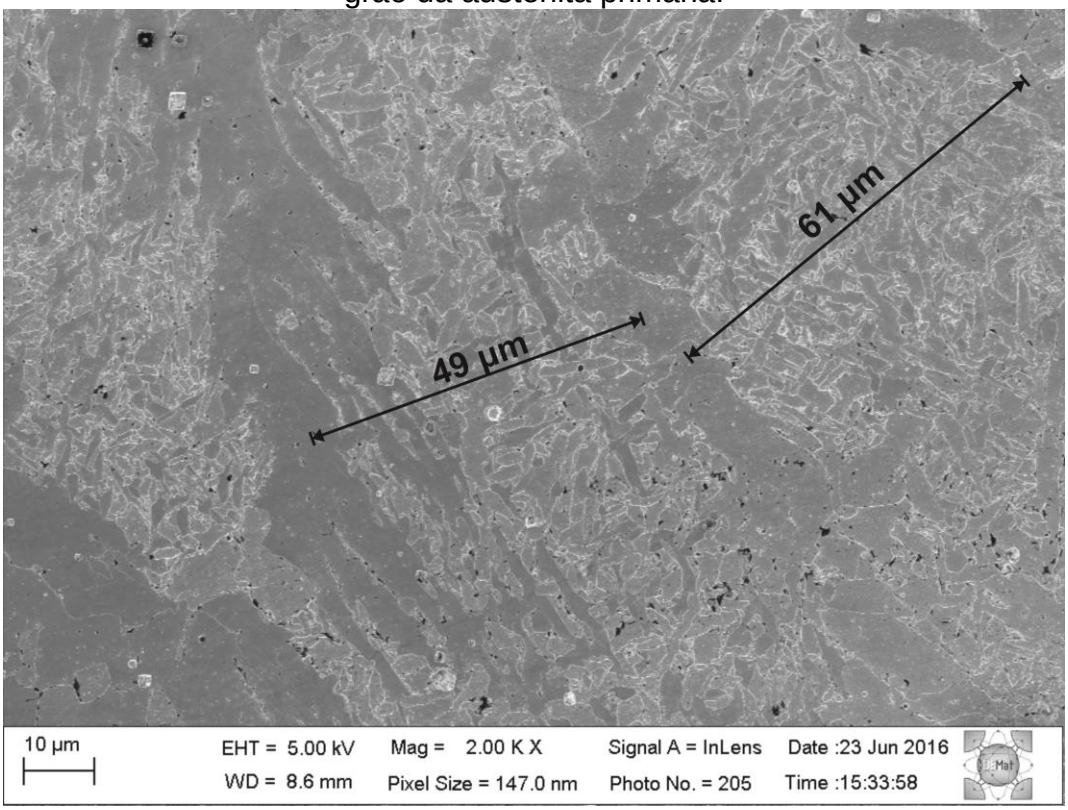
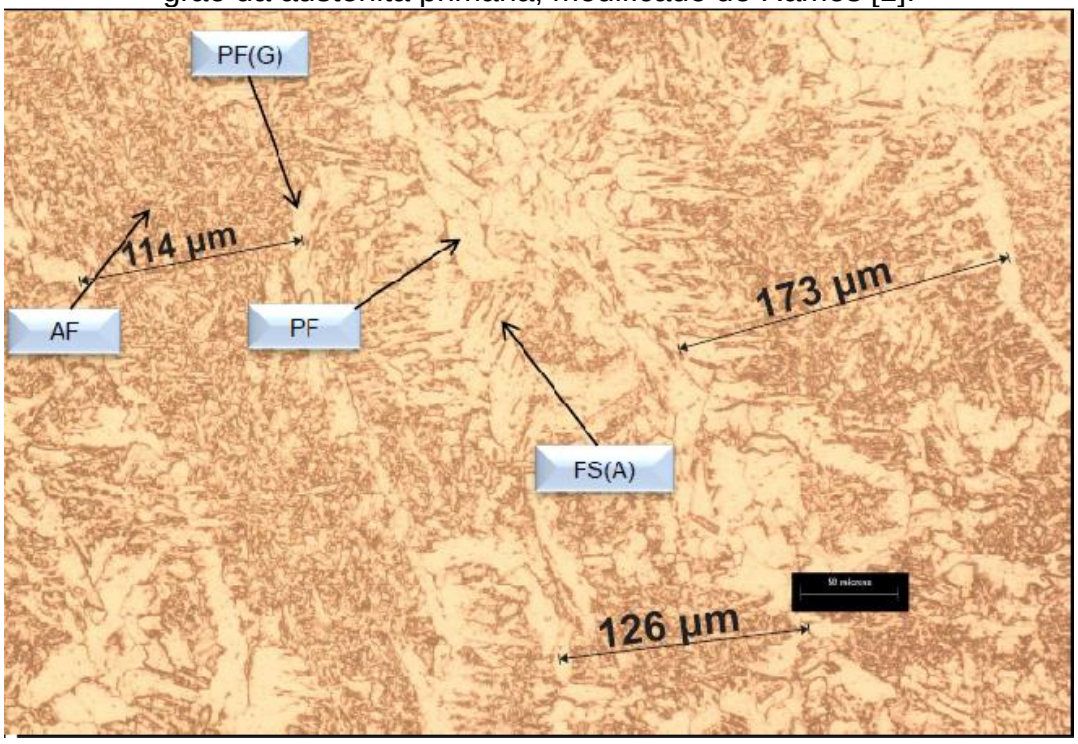
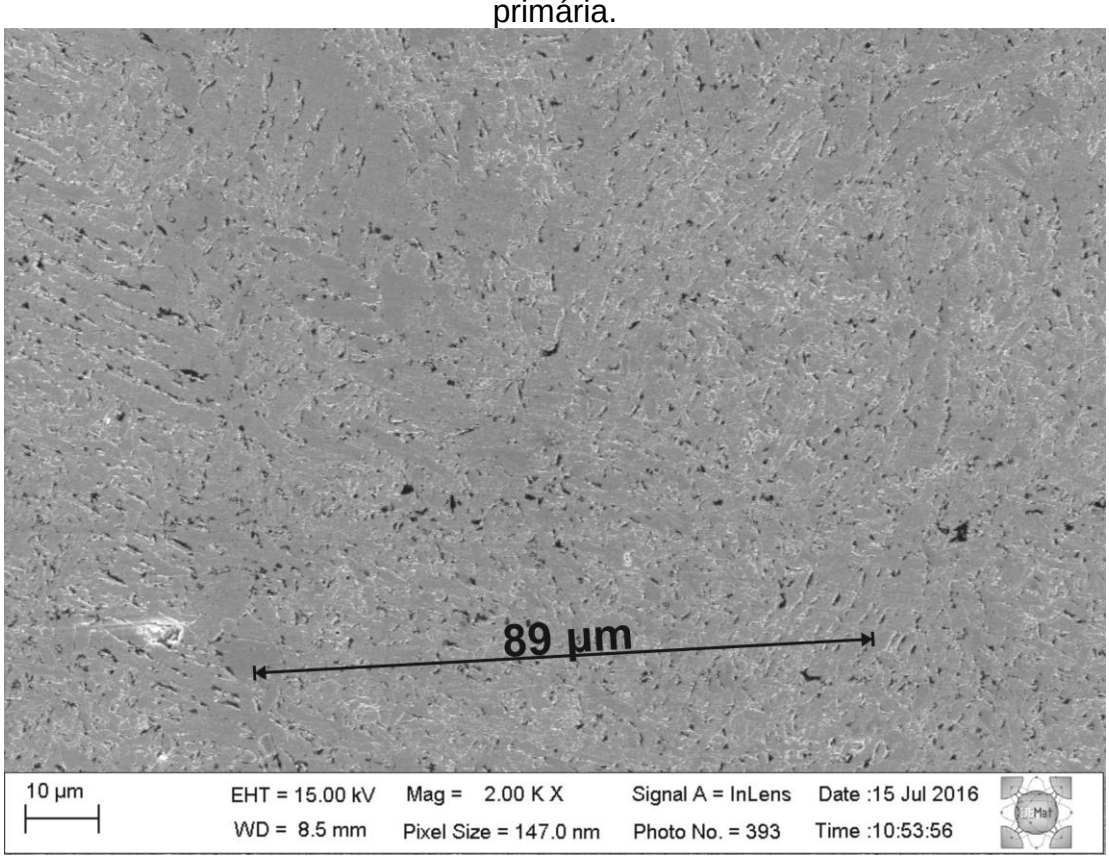


Figura 5.23: CP BRH4R, aumento de 200X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária, modificado de Ramos [1].



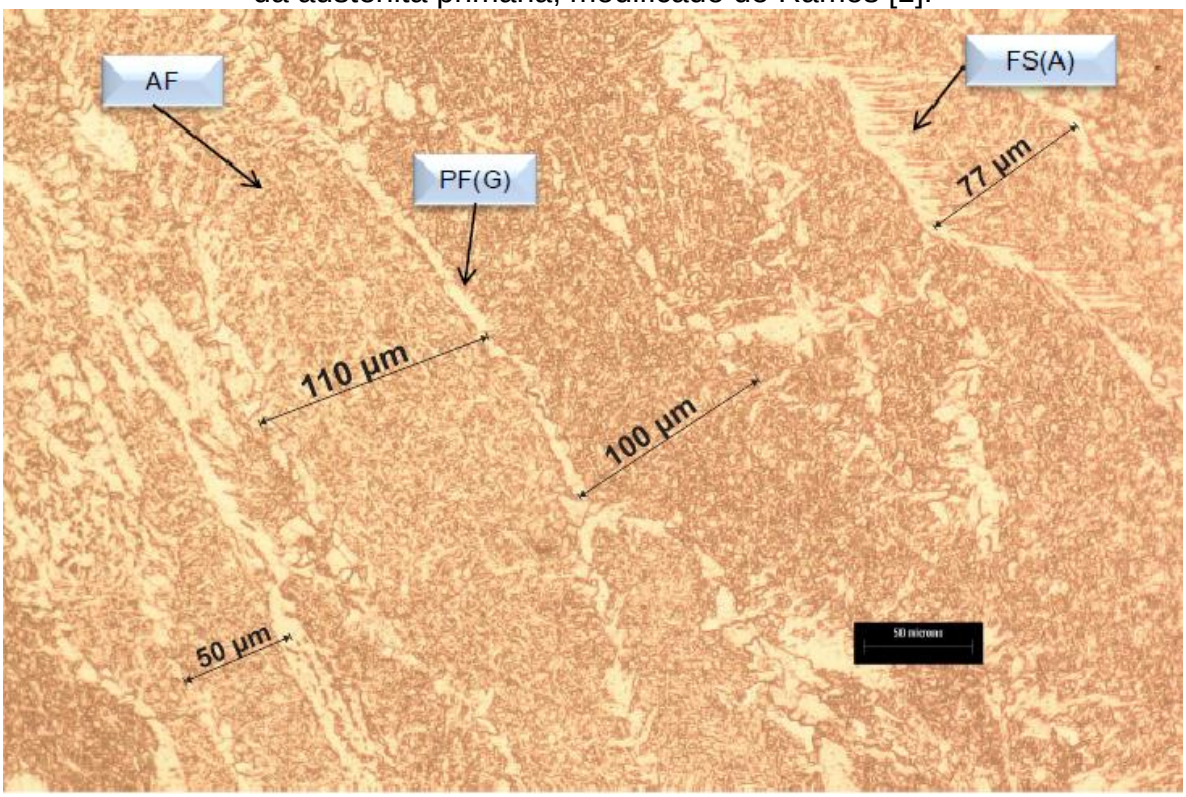
Na figura 5.24, observa-se a medição do tamanho de grão austenítico para o corpo de prova CP PI, eletrodo E7018 pintado com tinta de alumínio, onde se obteve um valor de ~89 µm, valor maior que para os corpos de prova ST01 e BRH4R, que parece consistente com a média de tamanhos de grãos de **AF** encontrados na zona fundida desta amostra.

Figura 5.24: CP PI, aumento de 2000X, medição do tamanho de grão da austenita primária.



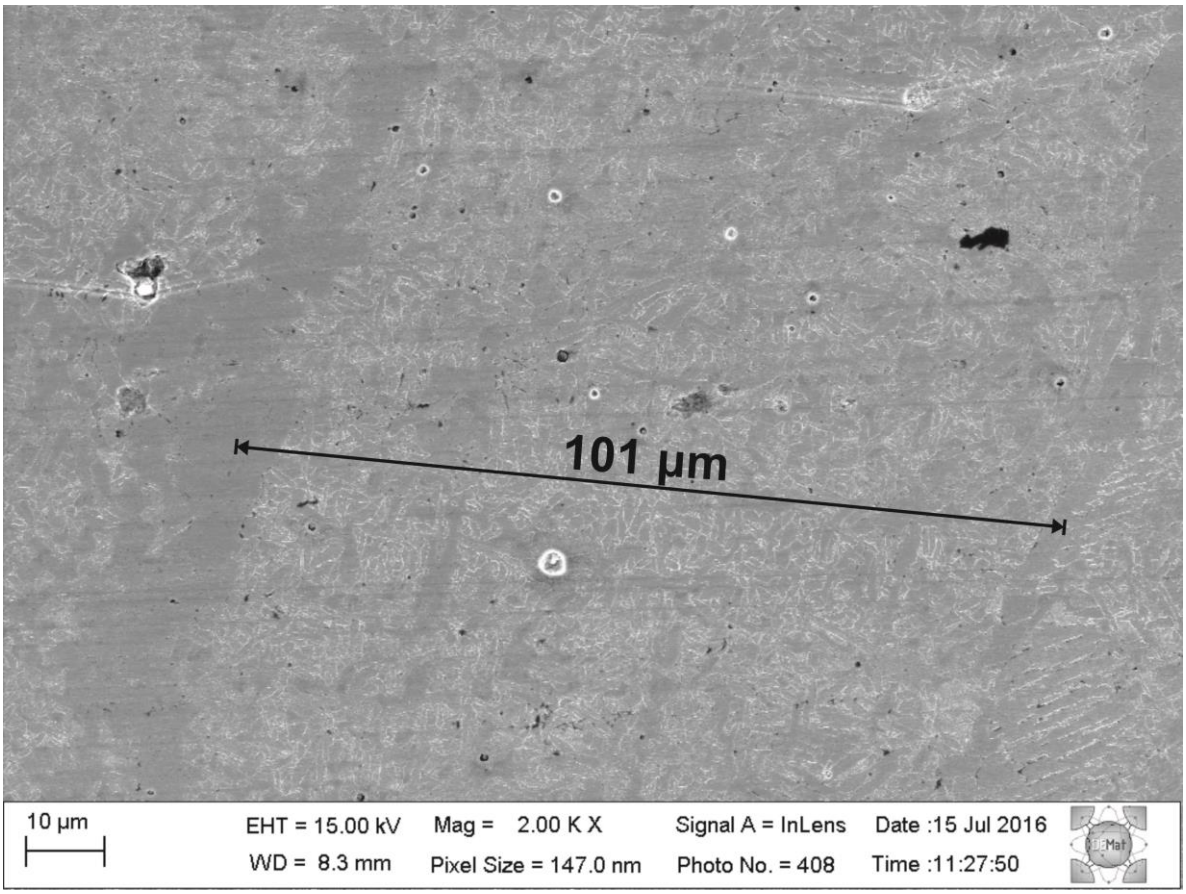
Para as medições feitas com a microscopia com aumento de 200X, figura 5.25, os valores de tamanho de grão austenítico estiveram numa faixa aproximada com o observado na figura 5.24, tamanho de grão variando de 50 µm a 110 µm.

Figura 5.25: CP PI, aumento de 200X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária, modificado de Ramos [1].



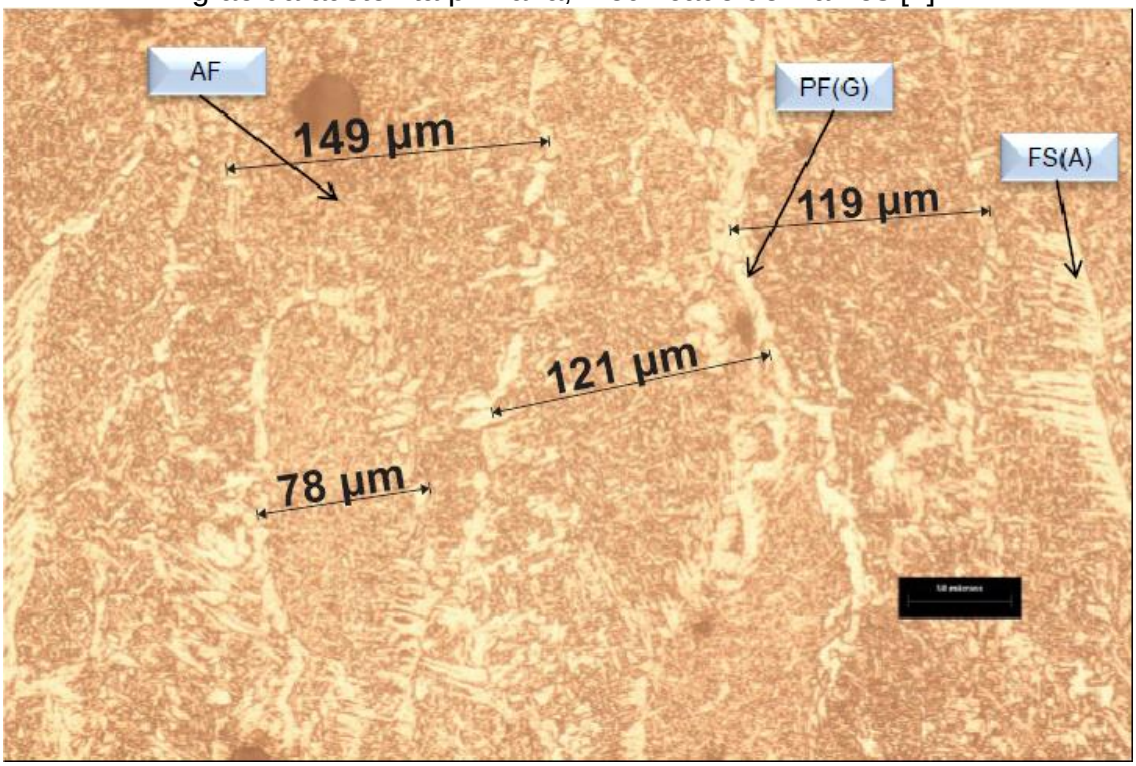
O valor encontrado para o corpo de prova CP PVC, eletrodo E7018 revestido com filme de PVC, é apresentado na figura 5.26, onde foi obtido o maior valor de tamanho de grão austenítico, ~101 µm, o que confirma a observação feita na seção 4.1.4 de que havia mais regiões internas aos grãos nas micrografias apresentadas. Porém não torna tão consistente a relação com o tamanho de grão da ferrita acicular, já que o CP PVC obteve um tamanho de grão austenítico maior que o CP PI e ainda assim seus grãos de **AF** possuíam granulometria mais grosseira, podendo ter havido influência de algum outro fator para esse tamanho de grão da **AF**, como a quantidade das inclusões, que como percebido era menor. No entanto tendo em vista que o CP PVC obteve valor de 71% de **AF** e seu valor de absorção de energia foi praticamente igual ao do CP PI, pode-se inferir que tanto a porcentagem de **AF** quanto a sua granulometria tiveram influência nesse valor final de absorção de energia.

Figura 5.26: CP PVC, aumento de 2000X, medição do tamanho de grão austenítico.



Realizando as medições na micrografia de menor ampliação, foram encontrados tamanhos de grãos ainda maiores do que o observado na figura 5.26, o que torna a medição feita mais consistente, tendo sido encontrados ainda grãos com granulometria relativamente baixa, porém assim como nos casos anteriores, devido à baixa resolução, não é possível de se observar com detalhes a granulometria da **AF** nessas regiões, como visto na figura 5.27. Nesse caso a média do tamanho de grão austenítico foi de ~116 µm.

Figura 5.27: CP PVC, aumento de 200X, medição aproximada do tamanho de grão da austenita primária, modificado de Ramos [1].



O corpo de prova CP ALPI, pintado e revestido com filme de alumínio, não foi submetido a medição acima devido a que o mesmo não apresenta regiões de grãos colunares, tampouco quantidade de ferrita acicular que justificasse a análise.

5.4. Avaliação da microestrutura dos corpos soldados controlando a variação do aporte térmico

Os microconstituintes observados nas amostras estudadas foram basicamente os mesmos visto no estudo prévio, realizado por Ramos [1], podendo ter variado somente na quantidade, porém como a presente pesquisa não possui caráter quantitativo esse assunto não será novamente abordado.

Dessa forma as microestruturas dos corpos de prova foram estudadas quanto a granulometria da estrutura, em especial da ferrita acicular, e o tamanho do grão da austenita primária, para os diferentes revestimentos e valores de aporte térmico utilizados.

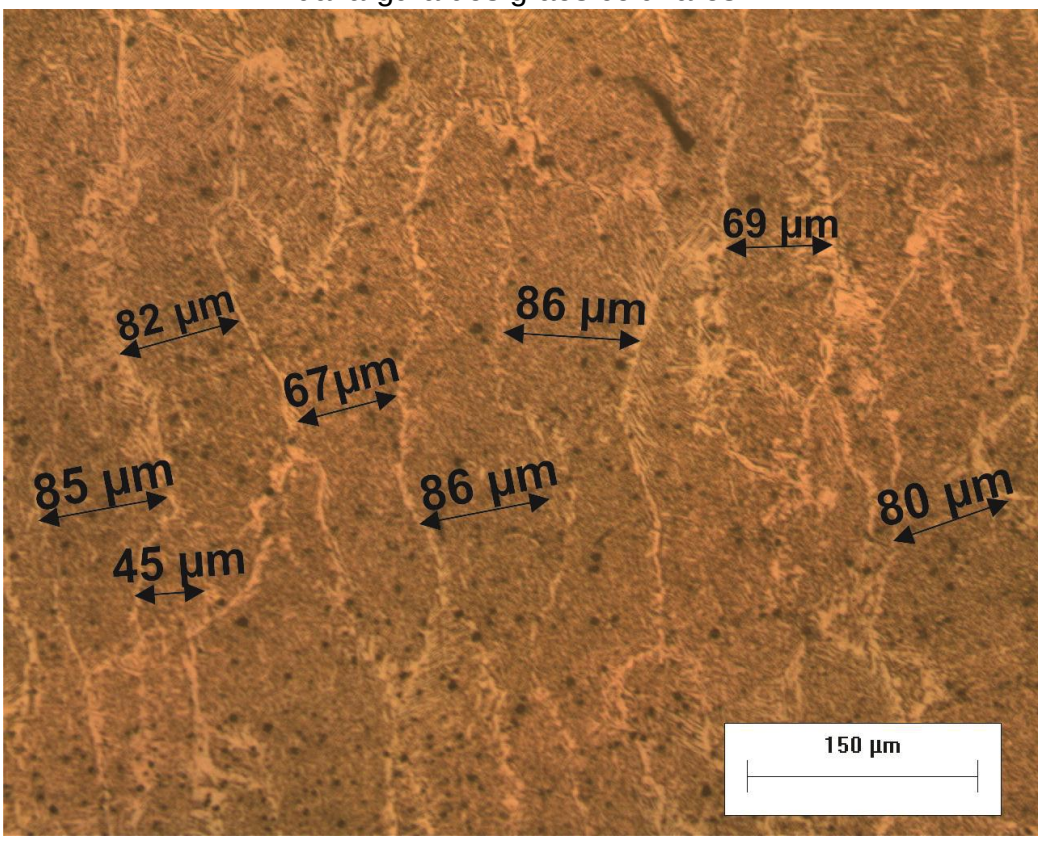
5.4.1. Variações nas características da microestrutura devido a diferença de aporte térmico

5.4.1.1. Eletrodo E7018 padrão

Foram feitas imagens via microscópio ótico com aumento de 200X, medindo assim a largura dos grãos colunares.

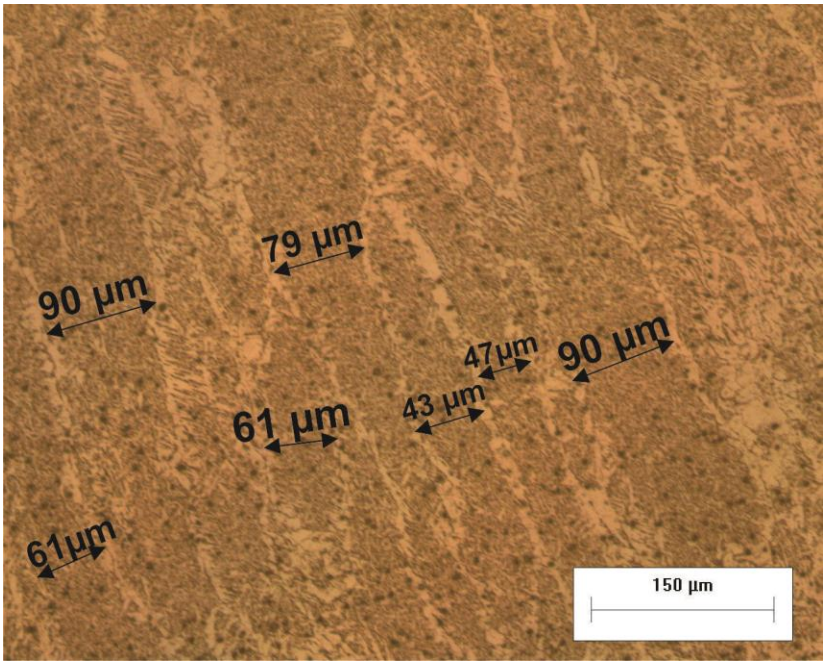
Para o eletrodo E7018 puro com aporte térmico menor (HI=9 KJ/cm) obteve-se um valor médio de ~73 µm com desvio padrão de ±14 µm. Uma das micrografias é apresentada na figura 5.28.

Figura 5.28: E7018 puro soldado com HI=9 KJ/cm, ampliação de 200x, medições da largura dos grãos colunares.



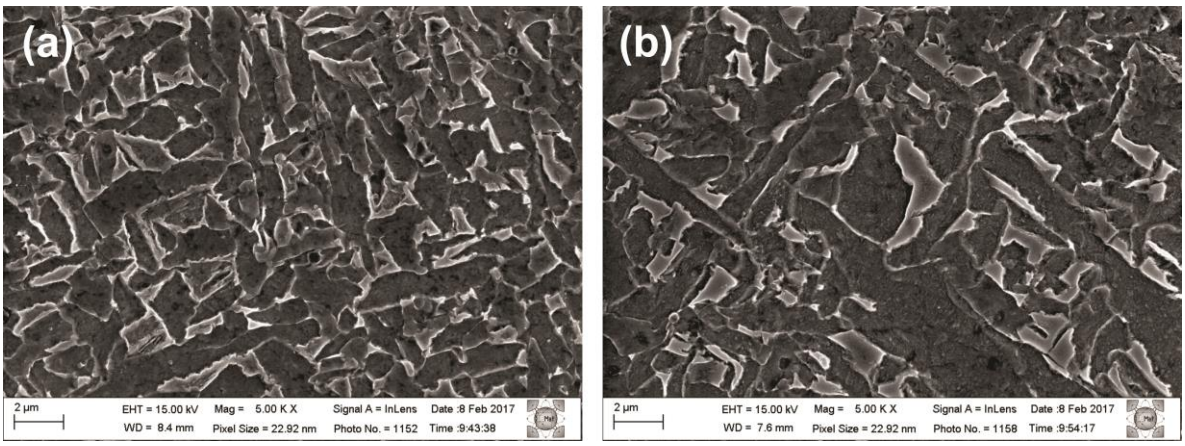
Para a soldagem realizada com alto valor de aporte térmico (HI=15 KJ/cm) com esse mesmo eletrodo puro, a média de largura dos grãos foi de ~74 µm com desvio padrão de ±22 µm. Valor bem próximo ao que foi observado para o corpo soldado com menor aporte térmico. A microestrutura é apresentada na figura 5.29.

Figura 5.29: E7018 puro soldado com HI=15 KJ/cm, ampliação de 200x, medições da largura dos grãos colunares.



As amostras também foram analisadas via microscópio eletrônico de varredura (MEV-FEG) com diversas ampliações para que se pudesse comparar visualmente a diferença na granulometria da microestrutura para os diferentes aportes. Na figura 5.30 torna-se possível perceber uma diferença visível entre a granulometria observada nas duas amostras, onde para um menor aporte térmico (HI=9 KJ/cm) a estrutura se mostra mais refinada em relação a amostra com alto aporte (HI=15 KJ/cm).

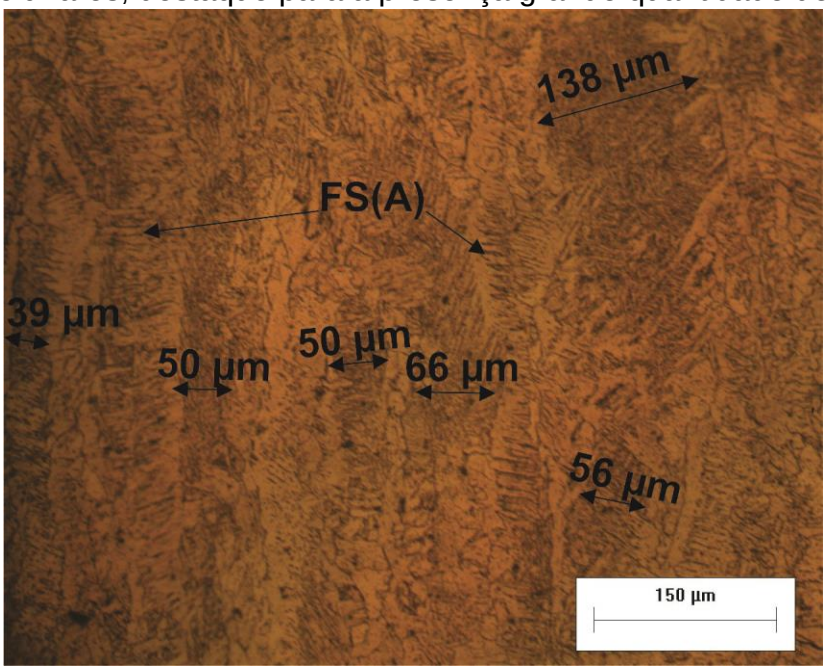
Figura 5.30: E7018 puro, imagem via MEV-FEG, 5000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com eletrodo E7018 puro, com (a) menor aporte e (b) maior aporte térmico.



5.4.1.2. Eletrodo de referência BRH4R, aglomerado com PTFE

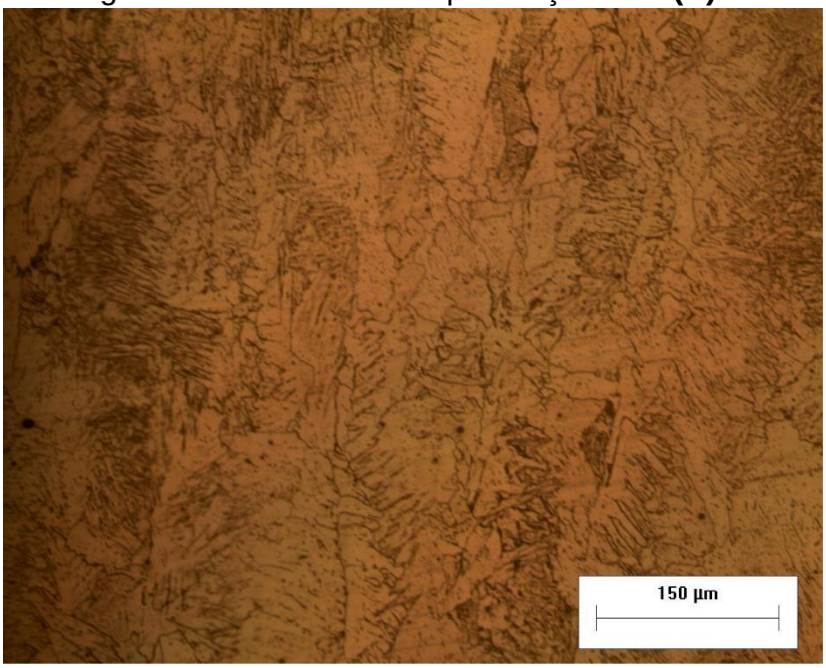
Para os corpos soldados com o eletrodo aglomerado com polímero se obteve para o caso da soldagem com menor aporte térmico (HI=9 KJ/cm) uma média de largura de grãos colunares de ~64 µm com desvio padrão de ±15 µm, a estrutura é apresentada na figura 5.31. Na microestrutura em questão foi possível observar uma grande quantidade de microconstituintes alinhados [**FS(A)**] que predominaram em toda a estrutura.

Figura 5.31: BRH4R, soldado com HI=9 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares, destaque para a presença grande quantidade de **FS(A)**.



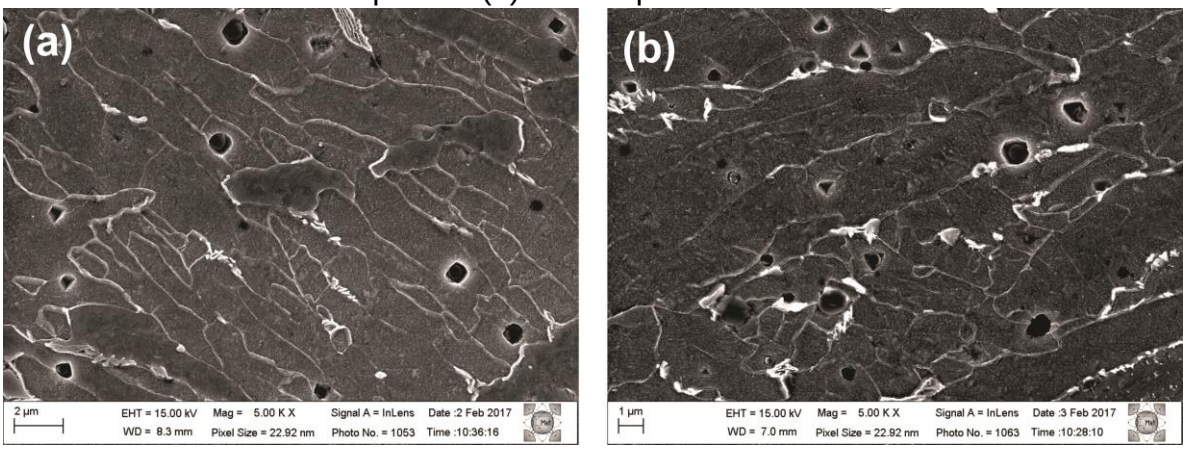
As amostras soldadas com alto valor de aporte térmico (HI=17 KJ/cm) não foram possíveis de serem avaliadas quanto a largura dos grãos colunares devido a estrutura se apresentar demasiadamente grosseira, o que levou a não ser possível de distinguir a região dos contornos em grãos suficientes para ser feita uma amostragem. A microestrutura em questão é apresentada na figura 5.32.

Figura 5.32: BRH4R, soldado com HI=17 KJ/cm, 200X, destaque para o caráter grosseiro da estrutura e presença de **FS(A)**.



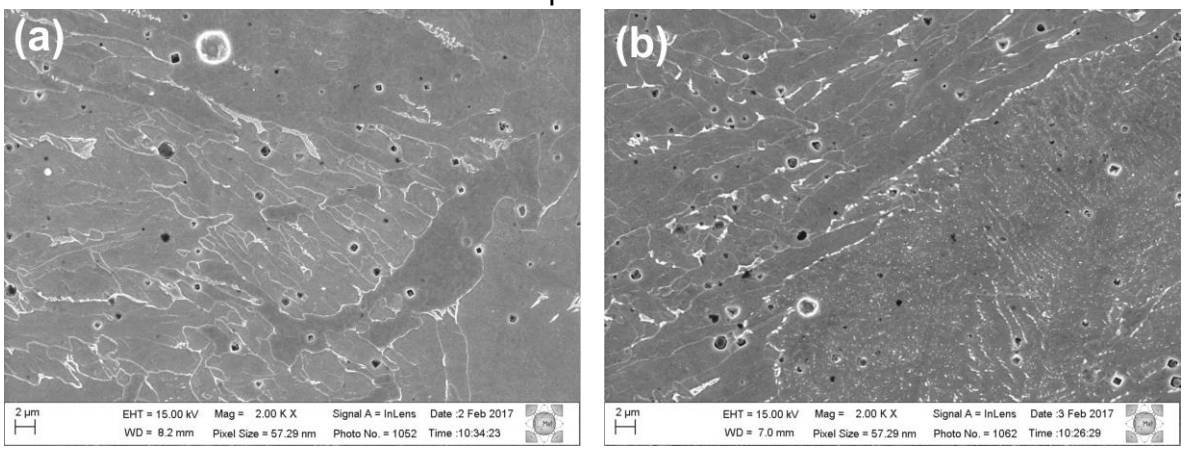
Através do uso do MEV-FEG foi possível de comparar e avaliar a granulometria da microestrutura dos corpos soldados pelo eletrodo BRH4R com diferentes aportes térmicos. Na figura 5.33 estão dispostas as duas microestruturas onde torna-se possível ver uma diferença granulométrica, sendo a amostra com menor aporte (HI=9 KJ/cm) a mais refinada.

Figura 3.33: BRH4R (eletrodo aglomerado com PTFE), imagem via MEV-FEG, 5000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com (a) menor aporte e (b) maior aporte térmico.



Com o auxílio de uma ampliação menor essa diferença se torna mais evidente, como pode ser visto a partir da figura 3.34 com aumento de 2000X.

Figura 5.34: BRH4R (eletrodo aglomerado com PTFE), imagem via MEV-FEG, 2000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com (a) menor e (b) maior aporte térmico.



5.4.1.3. Eletrodo E7018 revestido com pintura de alumínio

Os corpos soldados com eletrodos pintados apresentaram uma grande diferença na média da largura dos grãos colunares para diferentes valores de aporte térmico utilizado, na figura 5.35 é apresentada a microestrutura do corpo soldado com baixo valor de aporte (HI=8 KJ/cm), se obteve a média de ~59 µm com desvio padrão de ±15,66 µm.

Já para o corpo de prova soldado com alto valor de HI (15 KJ/cm) a média da largura dos grãos foi de ~87 µm com desvio padrão de ±34,25 µm, o que indica que os valores dessas larguras variaram bastante, como pode ser visto a partir da figura 5.36.

Figura 5.35: E7018-PI, HI=8 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares.

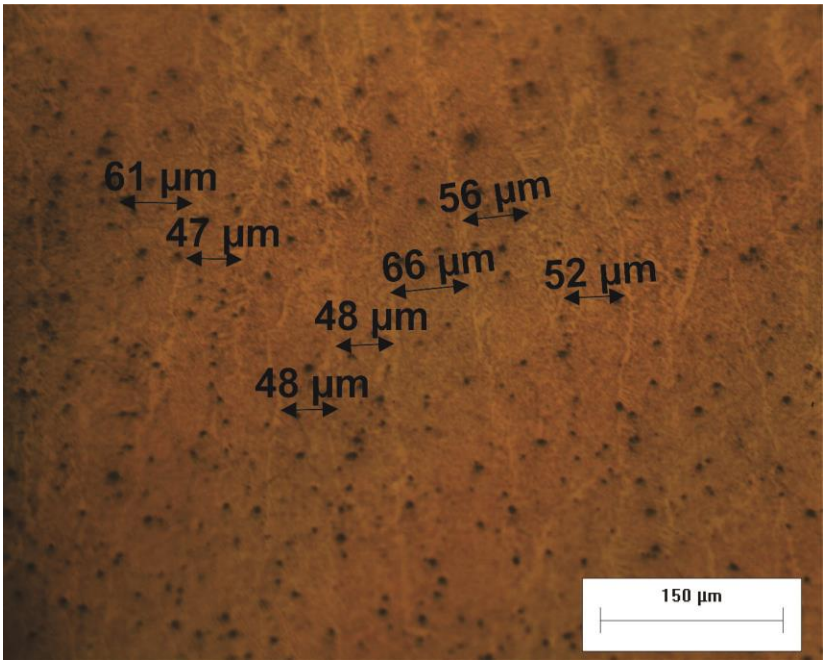
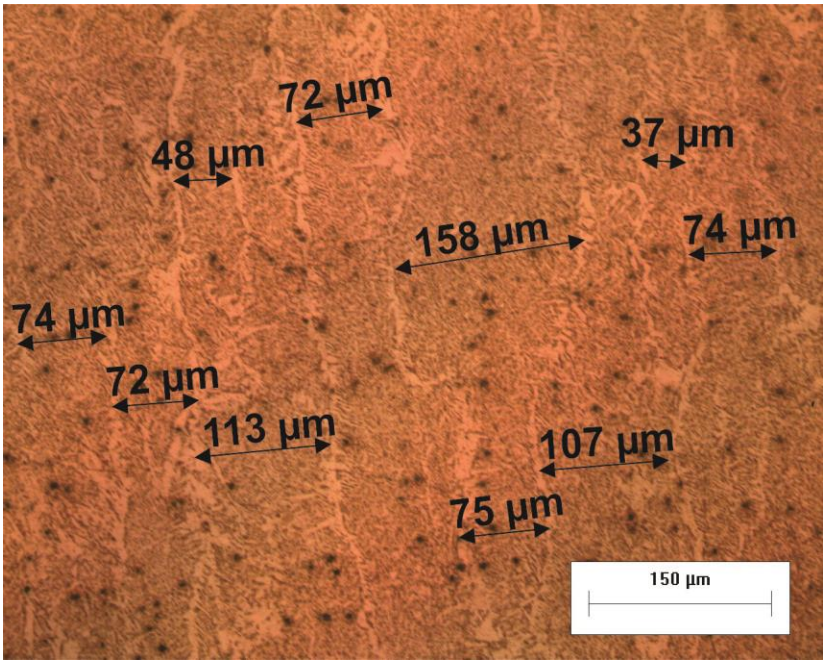


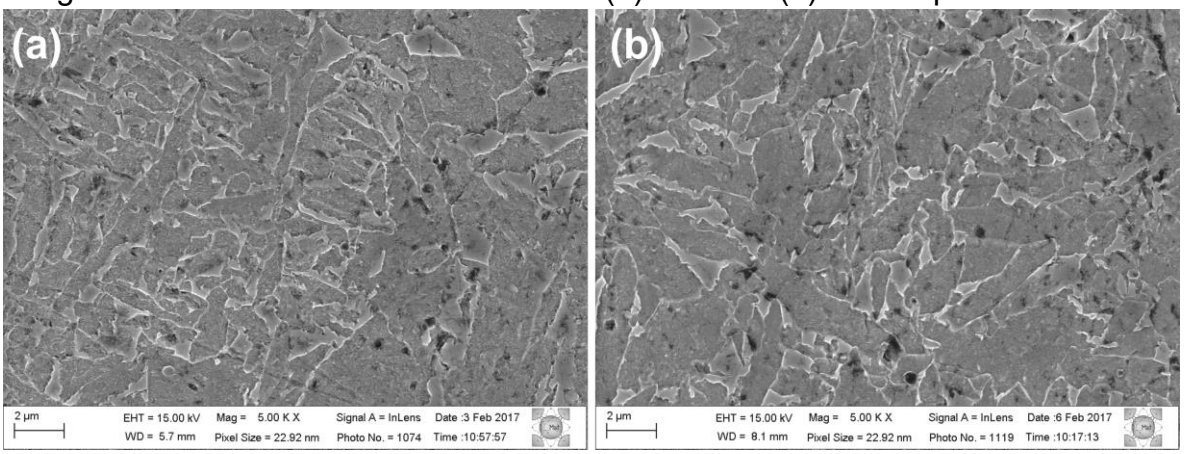
Figura 5.36: E7018-PI, HI=15 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares.



Já com o uso do MEV-FEG se observou a estrutura interna aos grãos colunares, onde através da comparação entre imagens com a mesma ampliação foi possível de observar mais uma vez a influência do valor do aporte térmico na granulometria da estrutura, onde para o corpo soldado com o menor valor de aporte

térmico se obteve a microestrutura mais refinada. Como pode ser observado na figura 5.37. A granulometria da ferrita acicular também sofre alterações que serão apresentadas posteriormente.

Figura 5.37: E7018-PI, imagem via MEV-FEG, 5000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com (a) menor e (b) maior aporte térmico.



5.4.1.4. Eletrodo E7018 revestido com filme de PVC

Os corpos soldados com eletrodos revestidos com filme de PVC apresentaram média da largura de grãos colunares próximas, tendo o corpo com menor aporte térmico (HI=11 KJ/cm) a menor média de largura, ~70 µm com desvio padrão de ±25,88 µm, figura 5.38.

Enquanto que para os corpos soldados com maior aporte (HI=17 KJ/cm) a média dessa medida foi de ~79 µm e desvio padrão de ±17,40 µm, conforme ilustrado na figura 5.39.

Figura 5.38: E7018-PVC, HI=11 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares.

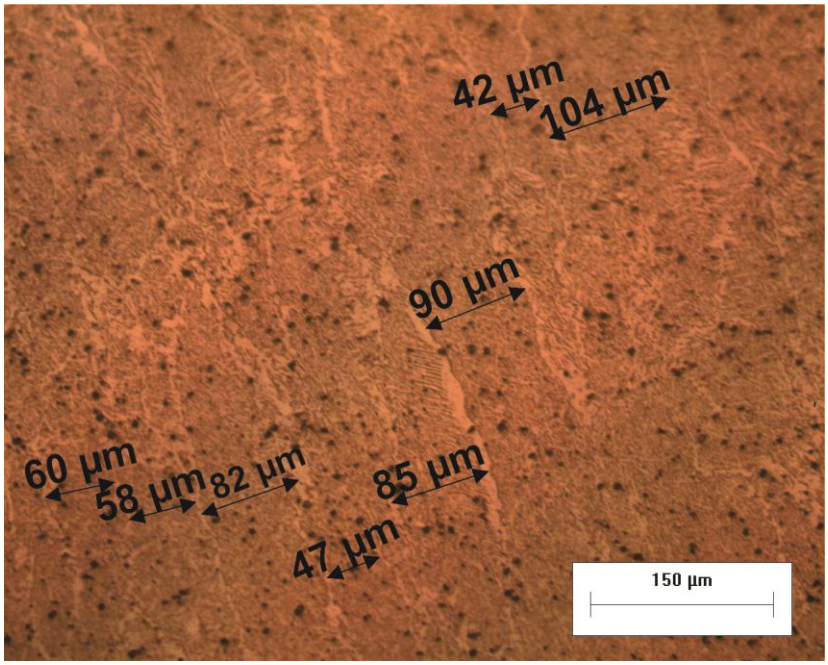
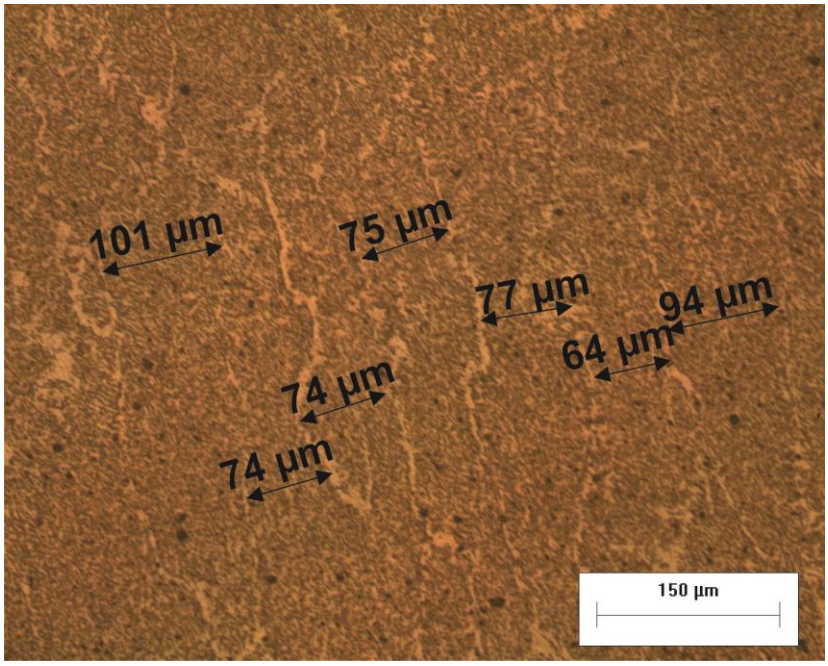


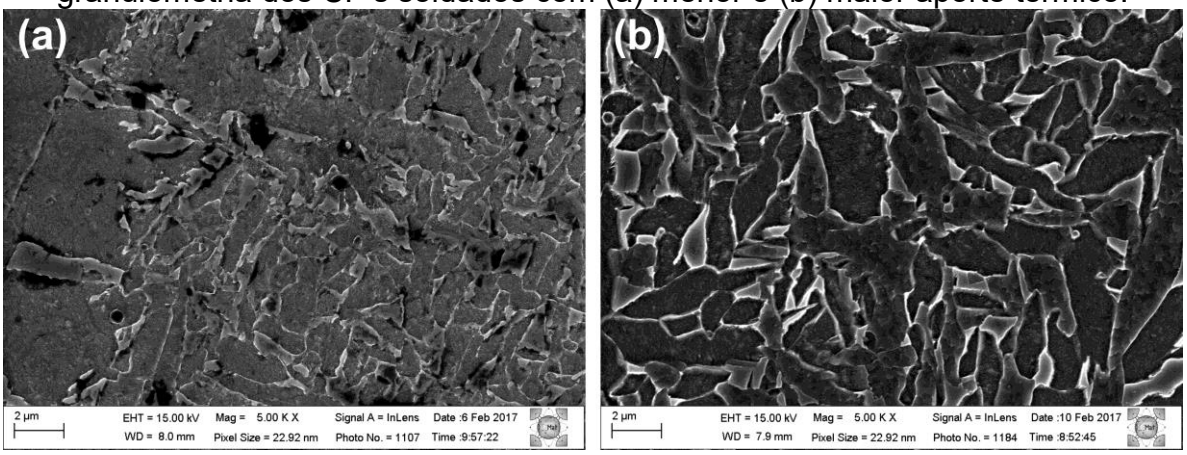
Figura 5.39: E7018-PVC, HI=17 KJ/cm, 200X, medição da largura dos grãos colunares.



No estudo das regiões internas aos grãos colunares, através do MEV-FEG, observou-se comportamento parecido com os que ocorreram para os outros corpos de prova, onde um maior aporte térmico proporcionou uma microestrutura mais

grosseira quando comparada com a microestrutura da amostra soldada com menor aporte térmico. Essa diferença pode ser vista a partir da figura 5.40.

Figura 5.40: E7018-PVC, imagem via MEV-FEG, 5000X, comparação entre a granulometria dos CP's soldados com (a) menor e (b) maior aporte térmico.



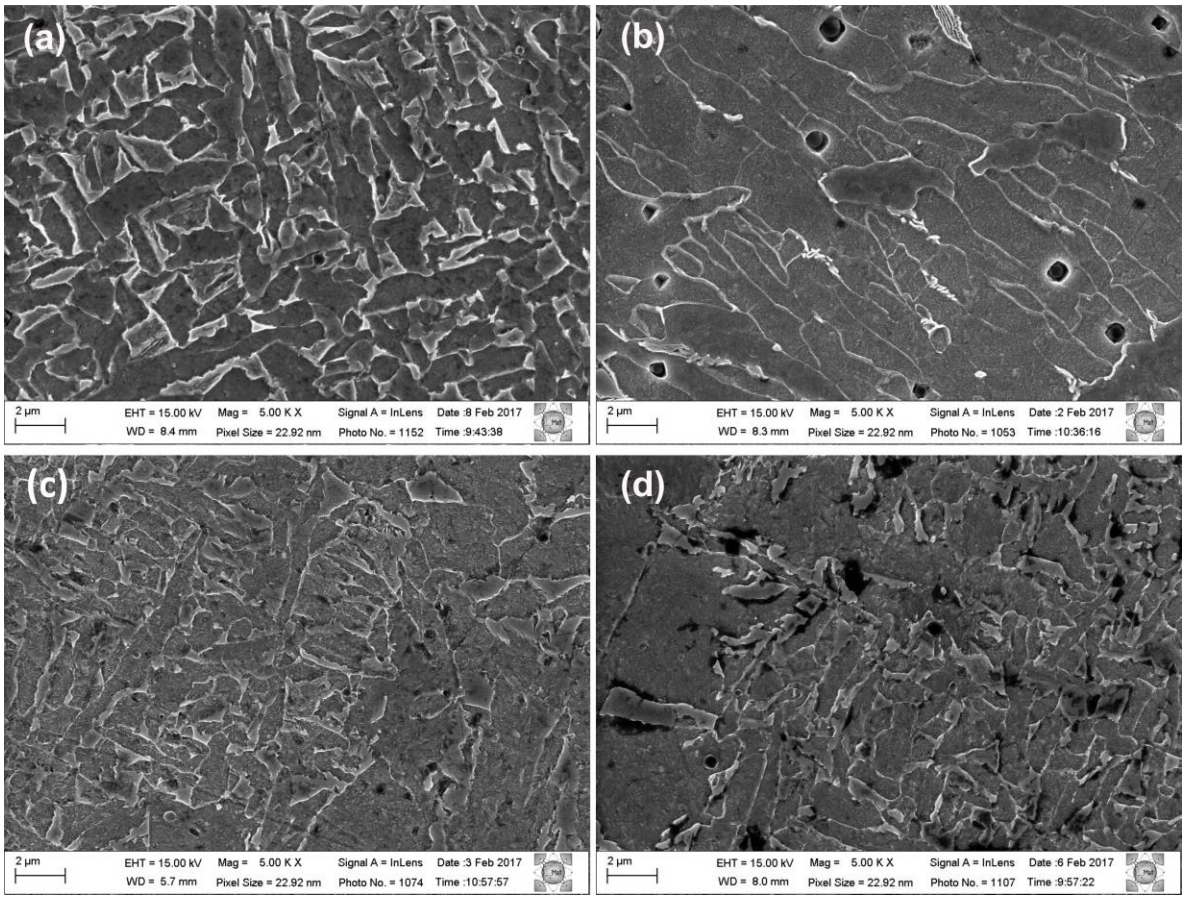
5.4.2. Variações nas características da microestrutura devido aos diferentes tipos de revestimentos

Com a utilização do poder de resolução dado pelo MEV-FEG foi possível obter imagens de grande ampliação e assim observar e comparar as microestruturas encontras para os diversos tipos de eletrodos utilizados. Sendo avaliados quanto a granulometria observada nos mesmos.

Na figura 5.41 estão dispostas as microestruturas dos corpos soldados com baixo aporte térmico, eletrodos de referência E7018 sem modificações com HI=9 KJ/cm, BRH4R (aglomerado com PTFE) com HI=9 KJ/cm, eletrodos E7018 pintado com tinta alumínio (HI=8 KJ/cm) e revestido com filme de PVC (HI=11 KJ/cm), respectivamente. Onde percebe-se uma diferença granulométrica entre as mesmas, o eletrodo BRH4R apresenta uma microestrutura mais grosseira, isso torna consistente o observado nos corpos soldados em estudo prévio, levando a dedução de que há algum parâmetro no eletrodo aglomerado com polímero que torna sua microestrutura mais grosseira.

Entre os eletrodos E7018 puro (HI=9 KJ/cm) e o revestido com tinta alumínio (HI=8 KJ/cm) é possível de observar que a microestrutura do CP soldado com E7018 sem modificações se mostra um pouco mais grosseira. Além disso percebe-se que essa mesma microestrutura se mostrou também mais grosseira que a do E7018 revestido com PVC.

Figura 5.41: Microestrutura dos corpos soldados com baixo aporte térmico com uso dos eletrodos (a) E7018 puro (HI=9 KJ/cm), (b) BRH4R (aglomerado com PTFE) (HI=9 KJ/cm), (c) E7018-PI (HI=8 KJ/cm) e (d) E7018-PVC (HI=11 KJ/cm), 5000X.

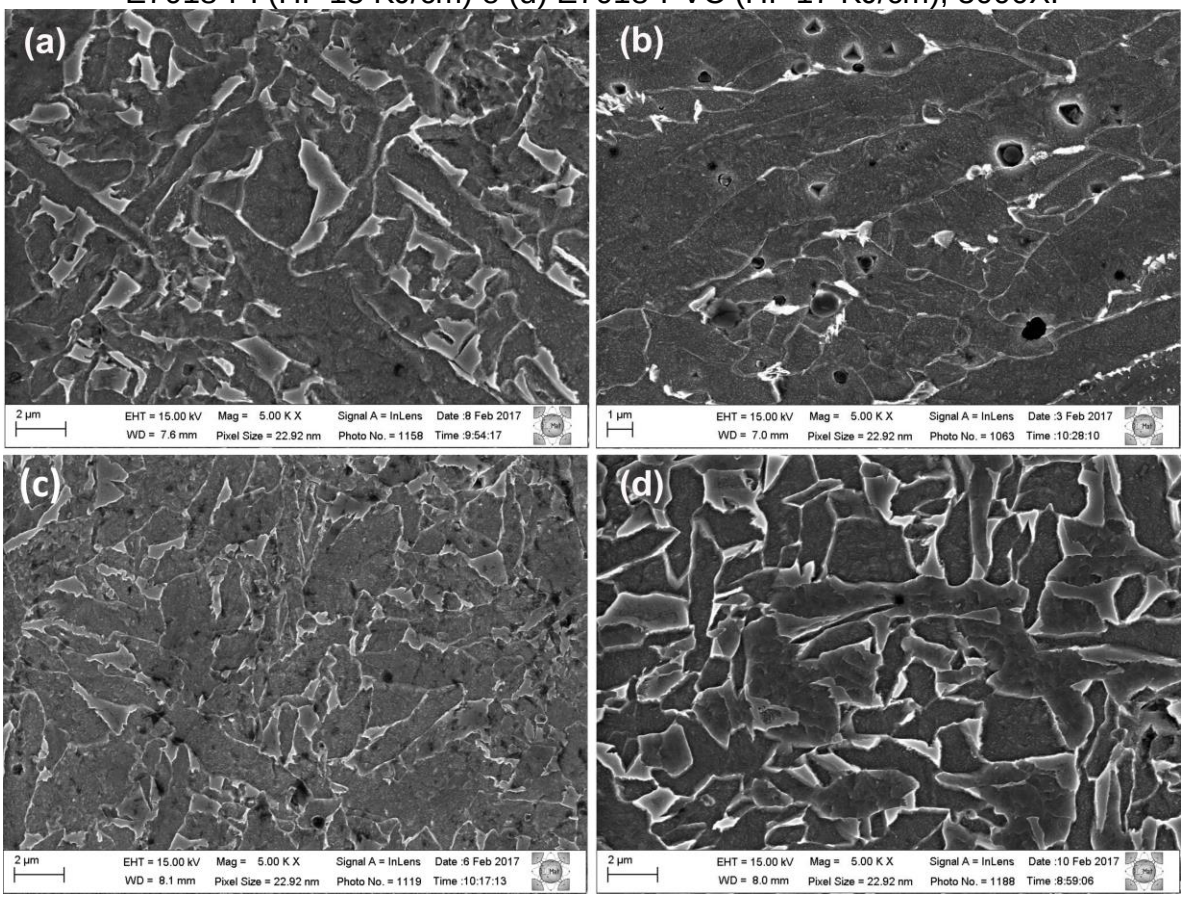


A mesma avaliação foi realizada para os corpos soldados com alto valor de aporte térmico.

Na figura 5.42 estão dispostas as imagens das microestruturas dos CP's E7018 puro (HI=15 KJ/cm), BRH4R (HI=17 KJ/cm), E7018-PI (HI=15 KJ/cm) e E7018-PVC (HI=17 KJ/cm). Foi percebido que também para estes valores de aporte térmico o BRH4R se mostrou mais grosseiro do que o E7018 puro.

Para os eletrodos E7018-PI (HI=15 KJ/cm) e E7018-PVC (HI=17 KJ/cm) não foi possível de perceber diferença granulométrica. Comparando E7018 puro e E7018-PI, observou-se um caráter ligeiramente mais grosseiro para o E7018 puro, já entre E7018 puro e E7018-PVC não foi possível de perceber grande diferença de granulometria, nesses casos é preciso fazer medidas das áreas para um maior grau de certeza.

Figura 5.42: Microestrutura dos corpos soldados com alto aporte térmico com uso dos eletrodos (a) E7018 puro (HI=15 KJ/cm), (b) BRH4R (HI=17 KJ/cm), (c) E7018-PI (HI=15 KJ/cm) e (d) E7018-PVC (HI=17 KJ/cm), 5000X.



5.5. Influência da largura dos grãos colunares na granulometria da ferrita acicular

Segundo Dallan e Olson [19] o fator de maior relevância para a granulometria de **AF** é o tamanho do grão da austenita primária. Para Thewlis [18] a faixa desse valor necessária para tornar as regiões internas dos grãos ativas para a nucleação de ferrita está entre 20 e 60 μm, sendo que para maiores tamanhos de grãos de austenita primária, se obtêm menor granulometria da ferrita acicular, enquanto que para menores grãos de austenita primária o contrário acontece.

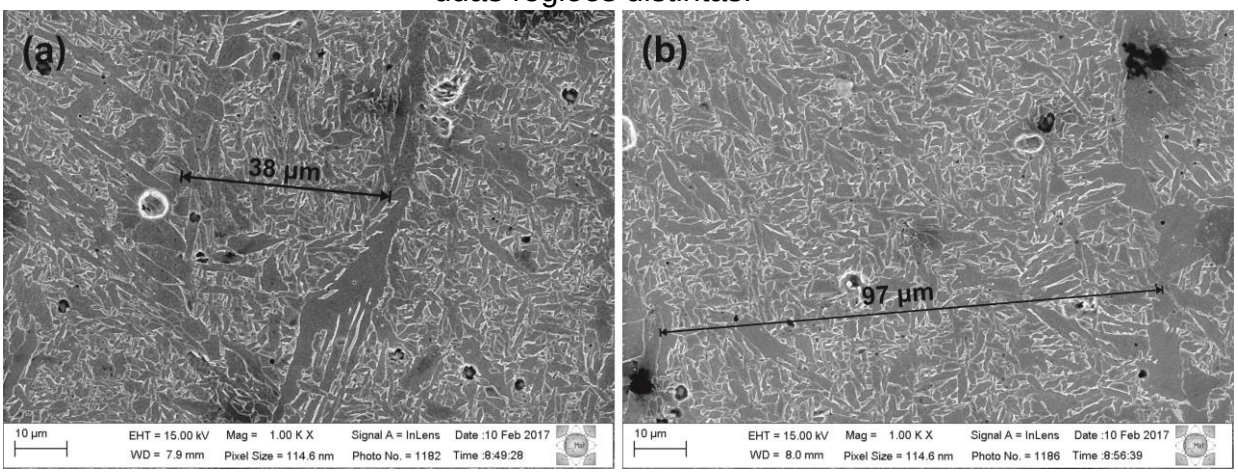
Como nos CP's soldados com controle da variação do HI foram estudadas as regiões situadas no meio do cordão de solda, as mesmas não podem ser modeladas a partir da equação 1 dada por Svensson [9] já que a dita equação se refere aos grãos localizados nas regiões adjacentes a ZAC (zona afetada pelo calor).

A partir das avaliações feitas foi possível de observar que nas regiões estudadas há uma grande variação na largura dos grãos colunares na zona fundida, conforme os altos valores de desvio padrão encontrados, e que dessa forma não é possível de afirmar que esses valores possuem influência apreciável na granulometria **AF**, já que houveram casos em que a média de largura dos grãos colunares foi baixa e ainda assim esse constituinte se apresentou mais refinado do que outras com grandes valores de média da largura.

Houve uma tendência de crescimento das regiões internas para grãos austeníticos maiores, o que vai de encontro a afirmação dada por Dallan e Olson [20] de que para maiores grãos austeníticos a granulometria da ferrita acicular seria menor. Este fato não necessariamente quer dizer que a granulometria da ferrita acicular tenha relação diretamente proporcional com o tamanho do grão austenítico, mas sim com o aporte térmico utilizado.

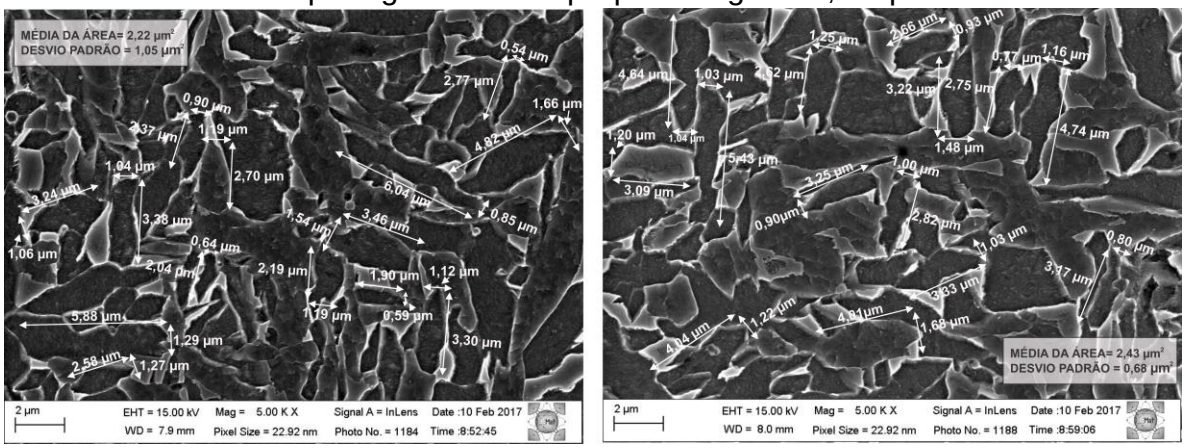
Para avaliar de maneira mais precisa esse quesito, foram feitas medições e médias das áreas de grão da ferrita acicular para grãos colunares de larguras bastante distintas, soldados com os mesmos parâmetros e tipo de eletrodo, conforme figura 5.49.

Figura 5.49: E7018-PVC, HI=17 KJ/cm, 1000X, largura de grãos colunares para duas regiões distintas.



Como pode ser visto a partir da figura 5.50, as duas regiões de ferrita acicular observadas possuem praticamente a mesma granulometria (2,22 μm^2 e 2,43 μm^2), Mesmo estando situadas em grãos austeníticos de largura bastante diferentes, isso refuta as afirmações de Dallan e Olson [20]. As médias das áreas foram conseguidas aproximando a geometria da **AF** a retângulos e assim medindo base e altura para calcular a área.

Figura 5.50: E7018-PVC, HI=17 KJ/cm, 5000X, medições das áreas dos grãos de ferrita acicular para grão colunar pequeno e grande, respectivamente.



5.6. Influência do aporte térmico na granulometria da ferrita acicular

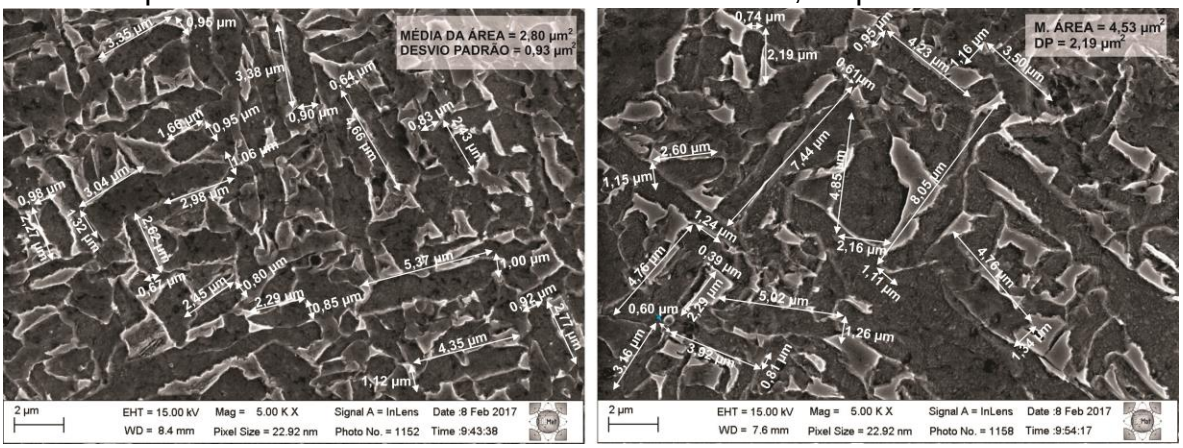
Para todas as amostras com controle do aporte térmico foi possível de constatar a influência gerada pela variação desse parâmetro. Sempre que o valor HI foi maior, a ferrita acicular foi mais grosseira. Não só as regiões internas aos grãos colunares sofreram mudança, mas também os próprios grãos da austenita primaria.

O tempo de resfriamento entre 800 ºC e 500 ºC (**Δt_{8-5}**) possui relação direta com o aporte térmico e demonstra influência na granulometria da **AF**, sendo o tempo entre 3 a 5 segundos o melhor, segundo estes resultados.

Para uma melhor avaliação dessa influência gerada pelo aporte térmico foram feitas medições de largura e comprimento dos grãos com característica acicular e com isso foram feitas médias das áreas desses grãos devido ao valor de HI utilizado. Não foi possível de realizar essa avaliação para o eletrodo de referência BRH4R devido à dificuldade de observar grãos com característica acicular na estrutura em número suficiente para uma amostragem.

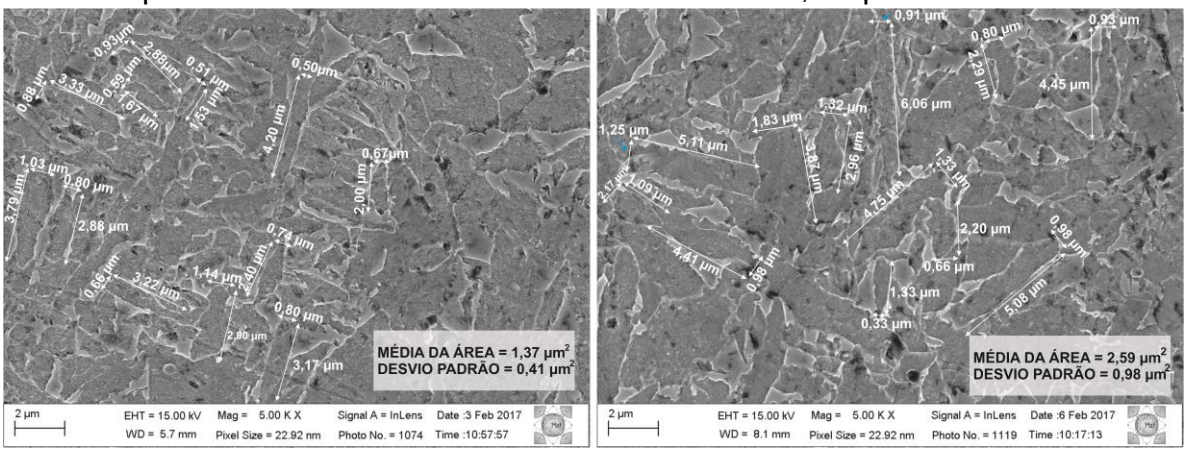
Para o eletrodo de referência E7018 puro observou-se uma variação considerável entre os corpos soldados com HI=9 KJ/cm e HI=15 KJ/cm, como pode ser visto a partir da figura 5.51, onde para o maior aporte térmico a média da área da **AF** foi de 4,53 µm^2 contra 2,80 µm^2 conseguido com o menor aporte utilizado.

Figura 5.51: E7018 puro, 5000X, comparação da granulometria da **AF** para os aportes térmicos de HI=9 KJ/cm e HI=15KJ/cm, respectivamente.



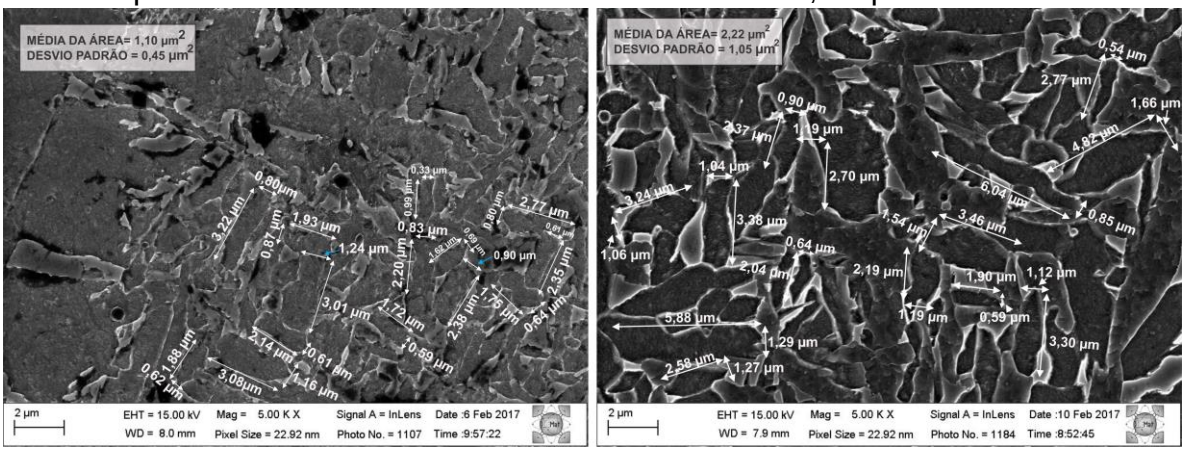
Na figura 5.52 foram medidas as dimensões dos grãos de **AF**, como explicitado anteriormente, para os corpos soldados com eletrodo E7018 pintado com tinta alumínio com diferentes aportes térmicos. Sendo possível constatar a variação na granulometria da ferrita acicular, em que para o maior valor de aporte térmico os grãos tiveram a média de sua área praticamente dobrada (1,37 µm^2 para 2,59 µm^2).

Figura 5.52: E7018-PI, 5000X, comparação da granulometria da **AF** para os aportes térmicos de HI=8 KJ/cm e HI=15 KJ/cm, respectivamente.



A mesma avaliação foi feita para a zona fundida dos corpos soldados com eletrodo E7018 revestido com filme de PVC, onde o mesmo comportamento foi observado, ou seja, para um maior valor de aporte térmico a granulometria da ferrita acicular foi mais grosseira, com a média das áreas dos grãos de **AF** dobrando de valor em relação aos corpos soldados com baixo aporte térmico, como observado na figura 5.53.

Figura 5.53: E7018-PVC, 5000X, comparação da granulometria da **AF** para os aportes térmicos de HI=11 KJ/cm e HI=17 KJ/cm, respectivamente.



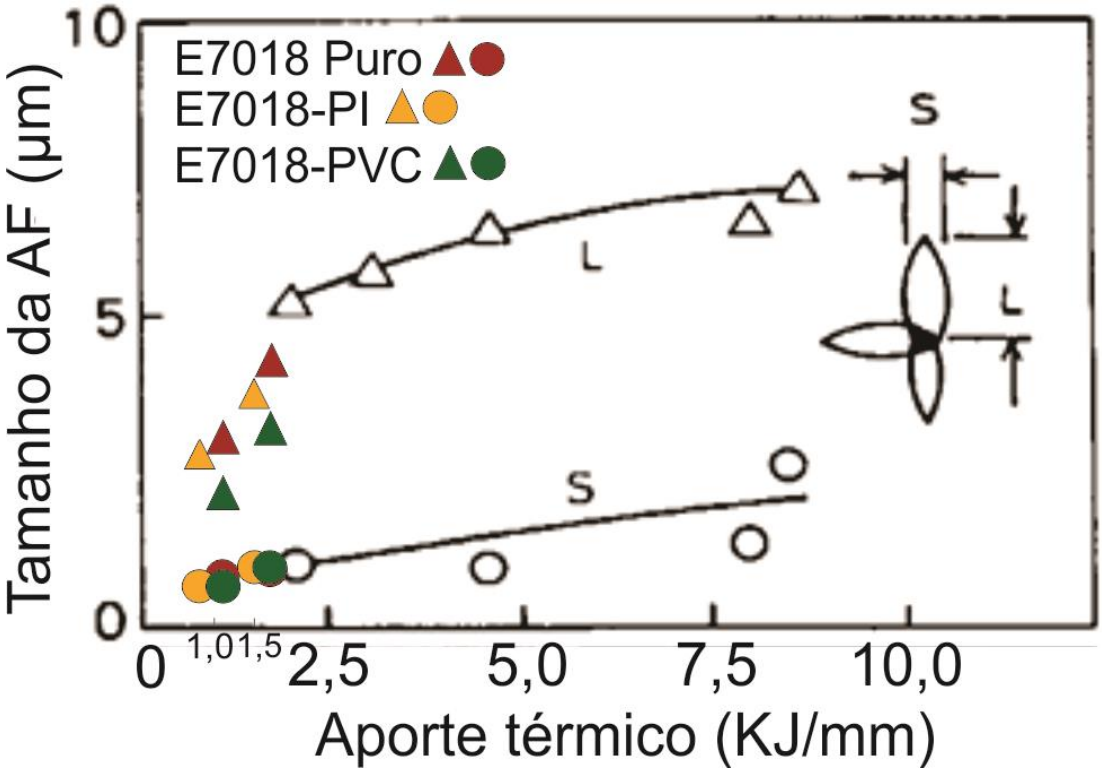
Observando os dados na figura 5.19 com os encontrados nesta seção é possível de observar que os corpos soldados no trabalho prévio, conforme Ramos [1], tiveram a granulometria da ferrita acicular maior, isso pode ter sido devido ao tipo de soldagem multipasse empregado pelo autor, com temperaturas de pré-aquecimento e interpasses, que eleva a quantidade de energia introduzida na zona fundida.

Ainda como subsídio para a compreensão do crescimento da ferrita acicular devido ao aporte térmico, foram feitas modificações na figura 3.18 do Grong [11], adicionando valores de médias de largura e comprimento da **AF** para menores aportes térmicos do que os previamente estudados pelo autor.

É perceptível que há uma queda nos valores do comprimento dos grãos da ferrita acicular para todos os eletrodos do tipo E7018 com o aporte térmico, com os valores ficando sempre abaixo de 4 µm, tamanho que é comparável ao resultado encontrado por Dallan & Olson [19]. Enquanto que a largura desse microconstituinte sofreu uma queda tênue, seguindo a tendência dos resultados do Grong [11], como pode ser visto a partir da figura 5.54.

A variação do aporte térmico conseguida neste trabalho foi pequena se comparada ao trabalho do Grong [11], porém os valores de tensão e corrente que foram utilizados são os recomendados para o tipo de soldagem e eletrodos empregados.

Figura 5.54: Comparação entre os dados obtidos nesse trabalho sobre largura e comprimento da AF com aqueles de Grong [11].



Na avaliação feita quanto aos tipos de eletrodo utilizado para a soldagem, observou-se que o eletrodo do tipo BRH4R proporcionou a microestrutura mais grosseira dentre todas, o que parece consistente com a estrutura observada em amostras previamente estudadas por Ramos [1]. No presente caso, a estrutura apresentou poucas áreas com ferrita acicular, tanto para alto quanto para baixo aporte térmico.

O eletrodo E7018 puro, apresentou a granulometria da **AF** mais refinada do que o BRH4R porém mais grosseira que o restante, com média da área dos grãos de **AF** variando entre 2,80 μm^2 e 4,53 μm^2 para os valores de aporte térmico utilizados. Já os CP's E7018-PI e E7018-PVC apresentaram microestrutura semelhante entre si, com uma pequena diferença de granulometria, sendo o E7018-PVC o que apresentou estrutura mais refinada entre todos (1,10 μm^2 e 2,22 μm^2 para baixo e alto HI, respectivamente). O E7018-PI apresentou média da área da **AF** entre 1,37 μm^2 e 2,59 μm^2 para baixo e alto aporte térmico, respectivamente.

Apesar de ser perceptível a variação da granulometria da ferrita acicular com o aporte térmico e os diferentes revestimentos, é preciso levar em conta que essa é uma varação muito baixa se comparada à geometria dos demais microconstituintes, como **PF(G)** e **FS(A)**.

6. CONCLUSÕES

Ao final podemos concluir que foi possível de obter informações pertinentes acerca das influências dos filmes de PVC e tinta em alumínio, assim como do aporte térmico na microestrutura da zona fundida, em especial na morfologia da ferrita acicular, ainda com as conclusões específicas que seguem:

1- A análise via FEG permitiu confirmar qualitativamente a natureza dos constituintes previamente identificados por microscopia óptica no metal de solda depositado pelos eletrodos de referência E7018 e BRH4R, bem como no E7018 modificado por diferentes revestimentos.

2- A análise via FEG permitiu verificar diferença de morfologia (razão de aspecto) e granulometria da **AF** entre os corpos de prova estudados, com média de tamanho de grão variando bastante para o CP soldado com o eletrodo aglomerado com PTFE (média da área dos grãos de AF de ~14 μm^2 contra valores entre ~5 e ~7 μm^2 para os outros CP's). Este parâmetro pareceu relevante para a tenacidade da ZF, já que houve uma relação inversamente proporcional com o valor de energia absorvida.

3- O aporte térmico possui influência na granulometria da ferrita acicular, havendo uma diminuição entre 1 e 2 μm^2 na média da área dos grãos de **AF**, que é um valor baixo se comparado ao tamanho de outros microconstituintes intergranulares. O tempo de resfriamento Δt_{8-5} de 3 a 5 segundos, relacionado ao baixo valor de aporte térmico, mostrou-se efetivo para o refino da ferrita acicular.

4- A granulometria mais grosseira (>5 microns) da AF obtida por Ramos, relativamente aos aqui observados, seria resultante da menor taxa de resfriamento associada ao preaquecimento empregado na soldagem multipasses.

5- Não houveram indícios de influência do tamanho de grão da austenita primária na granulometria da **AF**, sendo o valor do aporte térmico e o tipo de revestimento utilizado mais efetivos em modificar essa característica, porém com pequena variação na geometria deste microconstituinte.

6- O metal de solda depositado com eletrodo aglomerado com PTFE (BRH4R) apresentou a estrutura mais grosseira dentre os metais de solda estudados.

7- A diminuição na fração volumétrica de **AF** para o eletrodo BRH4R pode ser inerente ao baixo valor de **Al** (<0,01%) em conjunto com o baixo valor de **Mn** (~0,6%), o que também pode ter influenciado na característica grosseira do constituinte.

8- A escassez de **AF**, assim como a predominância de **FS(A)** e **FS(NA)** na estrutura do CP ALPI se deu pela quantidade exorbitante de alumínio presente (>>0,02) o que também ocasionou o baixo valor de energia absorvida para o corpo de prova em questão, com o aprisionamento do oxigênio pela alumina.

9- Os revestimentos de filme de PVC e tinta alumínio pareceram ser efetivos no refino da microestrutura, em especial na granulometria da **AF**, tendo o eletrodo revestido com PVC os melhores resultados nesse quesito.

7. Sugestões para trabalhos futuros

- Analisar a presença de microfases como **MA** na zona fundida do eletrodo com diferentes revestimentos e sua influência nas propriedades mecânicas da junta soldada.
- Verificar a influência do tratamento térmico na granulometria da ferrita acicular para os diferentes tipos de revestimento do eletrodo.

REFERÊNCIAS

1. **RAMOS, M. B.** - Modificação do eletrodo AWS E-7018 com adição de filmes finos externos de PVC e Al, para soldagem de aço C-Mn. Tese de doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Centro de Tecnologia, Natal, 2015.

2. **MODENESI, P. J.** - Soldagem - fundamentos e tecnologia. 3ª ed. Universidade Federal de Minas Gerais, editora UFMG, Belo Horizonte, 2009.

3. **KOU, S.** - Welding metallurgy, second edition, John Wiley & Sons, Inc., Publication, New Jersey, 2003.

4. **AWS D1.1** - Structural welding code- steel, American Welding Society, 2010.

5. **FORTES, C.** - Apostila de eletrodos revestidos. ESAB-BR, assistência técnica de consumíveis, 2005.

6. **THEWLIS, G. -** Classification and quantification of microstructures in steels. IoM Communications Ltd, DOI 10.1179/026708304225010325, Materials Science and Technology, Vol. 20, pag. 143, Sweden 2004.

7. **BABU, S. S. –** The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. Science Direct, Elsevier, DOI 10.1016/j.cossms.2004.10.001, Oak Ridge, USA, 2004.

8. **EVANS, G. M.; BAILEY, N. -** Metallurgy of basic weld metal. Woodhead publishing limited, 1997.

9. **SVENSSON L-E –** Control of microstructures and properties in steel arc welds. CRC Press, Tokyo, 1994.

10. **BHADESHIA, H. K. D. H.; SVENSSON L-E** - Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal. Mathematical Modelling of Weld Phenomena, eds H. Cerjak, K. E. Easterling, Institute of Materials, London, 1993, pp. 109–182.

11. **GRONG, Ø.** – Metallurgical modeling of welding – second edition. Norwegian University of Science and Technology, H. K. D. H. Bhadeshia, 1994.

12. **ARAÚJO, M.R.V. -** Estudo das inclusões não-metálicas formadas no metal de solda depositado por arco submerso. 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Pag. 5318-5329, Foz do Iguaçu-PR, 2006, il.

13. **VAZ, C. T.; BRACARENSE, A. Q.** - Influência do uso de PTFE como aglomerante em eletrodos revestidos básicos sobre a formação de ferrita acicular no metal de solda. Soldagem e Inspeção, Vol. 19, Nº. 02, p.177-189, DOI: 10.1590/0104-9224/SI1902.10, São Paulo, 2014.

14. **BUSCHINELLI**, **J. A.** - Trincas a frio induzidas pelo hidrogênio - métodos para determinação do pré-aquecimento. Apostila Curso Metalurgia da Soldagem UFSC. Disponível em <http://servidor.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Arquivos%20da%20disciplina/Buschinelli%20-%20Trinca%20Frio%20m_todos%20para%20determina__o%20do%20pr_-aquecimento.pdf> acessado em 02/06/2016 às 9:00 hrs.

15. **FREIRE, R. C. S. J.** – Influência dos parâmetros de soldagem na formação de trincas a frio em juntas soldadas de aços ARBL. Trabalho de conclusão de curso. Universidade Federal da Paraíba, Campina Grande-PB, 1998.

16. **AWS D1.1** - Structural welding code- steel, American Welding Society, 2010.

17. **MODENESI, J. P.** – Soldabilidade dos aços transformáveis. Universidade Federal de Minas Gerais, departamento de engenharia metalúrgica e de materiais, Minas Gerais, 2012.

18. **THEWLIS, G.** - Dynamics of austenite to ferrite phase transformation in ferrous weld metals. Materials Science and Technology, 13:3, 257-274, DOI: 10.1179/mst.1997.13.3.257, University of Sheffield, UK, 1997.

19. **DALLAN, C. B.; OLSON, D. L.** - Stress and grain size effects on weld metal ferrite formation. Welding research supplement, 68th Annual AWS Meeting, pag. 198-204, Chicago, 1987.

20. **LESSA, C. R. L.** - Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn. Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

21. **PERDIGÃO, S. C.** – Instrução para classificação dos constituintes estruturais do metal de solda dos aços ferríticos, utilizando-se microscopia ótica. Associação Brasileira de Soldagem, nº 16, IIW doc. IX 1377-85. 1987.

22. **CALLISTER, W. D. Jr.** – Ciência e engenharia de materiais, uma introdução – sétima edição. LTC, Salt Lake City, Utah, 2006.

23. **IRSID** - Soudalité des Aciers an C-Mn et Microallies, Relatório final, jun. 1976, pp. 9-10.

24. **IIW** - Guidelines for the Classification of Ferritic Steel Weld Metal Microstructure Constituents using the Light Microscopy. International Institute of Welding, DOC. IX-1533-88, 1988.