

Rafael Rocha Maia

**ESTUDO DA INTERSECÇÃO ENTRE OS
CORDÕES DE SOLDAGEM MULTIPASSES
CIRCUNFERÊNCIAL E O CORDÃO DE COSTURA
LONGITUDINAL PARA TUBULAÇÕES EM AÇOS
API5LX80**

Monografia apresentada ao Programa de
Educação Continuada em Engenharia da Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo para
Conclusão de Curso de Especialização.

São Paulo

Maio/2015

FICHA CATALOGRÁFICA

Catalogação-na-publicação

Mala, Rafael Rocha
ESTUDO DA INTERSEÇÃO ENTRE OS CORDÕES DE SOLDAGEM
MULTIPASSES CIRCUNFERENCIAL E O CORDÃO DE COSTURA
LONGITUDINAL PARA TUBULAÇÕES EM AÇOS API5LX80 / R. R. Mala -- São
Paulo, 2015.
73 p.

Monografia (Especialização em Engenharia de Soldagem) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1. Caracterização de junta soldada I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II. I.I.

DEDICATÓRIA

Dedico este a trabalho aos meus amados pais, Fabriciano Melo Maia

e Eide da Rocha Maia e a minha irmã Julyana Rocha Maia.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Prof. Dr. Sergio Duarte Brandi, orientador desse trabalho, pela orientação, paciência, credibilidade e companheirismo demonstrado ao longo do curso, dentro e fora de sala de aula; Por transmitir seus conhecimentos e me influenciar com humildade e simplicidade.

Ao professor Jaime Casanova Soeiro Jr. , pela Co-orientação desse trabalho e pelo apoio e incentivo;

A toda minha família pelo amor, carinho e incentivo;

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas – IPT por gentilmente em disponibilizar recursos humanos e técnicos para a realização de parte do procedimento experimental desse trabalho;

Ao professor Dr. André Paulo Tschptschin que viabilizou parte da etapa de caracterização microestrutural;

Aos meus amigos e colegas de pós-graduação Luana Biondo, Marcelo Rojas, Mário González Ramirez, Dany Michel, Adriano Alex, Daniel Rodrigues, Luis Varela, Marcele SusaKi, Anderson Ariza, Douglas Moraes, Paulo Henrique Ogata, Douglas Morais, Luigi Eduardo Amêndola, Murilo Mello e Alexandre Luiz Ricardo e muitos outros. Sem a sua colaboração e ajuda, a realização deste trabalho teria sido impossível;

Aos colegas do PMT Livio, Ivo, Veríssimo, Patrícia, Suellen, Cristina, Rubens, Danilo, Gilberto, Cletia;

A PECE – Programa de Educação Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo pela bolsa concedida.

RESUMO

Aços API 5L vêm sendo amplamente utilizados para o transporte de petróleo e gás. De acordo com o limite de resistência a tração os aços API podem ser classificados como API X60, API X80, APIX100, dentre outro, sendo o aço utilizado neste estudo um aço API X80 5L. Muitos aços alta resistência e baixa liga (ARBL) exibem uma variação nas propriedades mecânicas em função da microestrutura formada, do tamanho de grão da austenita anterior, bem como da orientação cristalográfica da amostra. Esta variabilidade pode ser associada ao efeito de anisotrópico do material, e sua ocorrência tem sido atribuída a efeitos como faixas microestrutural e planos de clivagem de ferrita orientada desfavoravelmente. Neste trabalho caracterizou-se a macro e a microestrutura de dois cordões de solda, em um aço API X80 5L, sendo um obtido pelo processo soldagem a arco submerso e o outro cordão obtido pelo processo MAG com transferência controlada no passe de raiz e um passe de enchimento com arame tubular, para além destas análises foi feita a caracterização da intersecção entre as duas juntas soldadas. Para tanto, realizou-se análise quantitativa das fases metalúrgicas e dos microconstituintes observados aplicando-se o método dos interceptos na determinação das frações volumétricas e o método da circunferência para determinação do tamanho de grãos da austenita anterior. Adicionalmente realizou-se, por difração de elétrons retroespelhados (EBSD), a identificação de possíveis micro-orientações cristalográficas nestas regiões. Para determinação das propriedades mecânicas realizou-se o ensaio de micro dureza Vickers com caga de 0.5 kg. Os resultados obtidos mostraram que na região de interseção dos cordões, o material apresentou um refino de grãos e aumento de dureza. Concomitante esta mesma região apresentou uma maior fração volumétrica de microconstituintes martensita autenita M/A. Os mapas de EBSD mostraram que a região de maior dureza, no interseção dos cordões, apresentou uma orientação preferencial na direção $<111>$ e uma microestrutura predominantemente constituída por grãos poligonais de ferrita, enquanto que a região de maior dureza apresentou grãos de ferrita acicular e grãos ultra finos de ferrita e apresentou uma orientação preferencial na direção $<001>$.

ABSTRACT

Steel API 5L are being widely used for oil and gas transportation. According to the tensile strength limit API steel can be classified as API X60, API X80, APIX100, among others, and the steel used in this study an API 5L X80 steel. Many high strength low alloy steel (HSLA) exhibit a variation in mechanical properties due to the microstructure formed, the grain size of the prior austenite as well as the crystallographic orientation of the sample. This variability may be associated with the effect of anisotropic material, and its occurrence has been attributed to effects such as ferrite microstructural bands and cleavage planes oriented unfavorably. This work characterized the macro and microstructure the two weld beads in an API 5L X80 steel, one obtained by the process submerged arc welding and the other cord obtained by GMAW process to transfer controlled the root pass and pass filling with cored wire, beyond these analyzes was the characterization of the intersection of the two welds. Therefore, we carried out quantitative analysis of metallurgical phases and observed microconstituents applying the method of intercepts in determining the volume fractions and the method of circumference to determine the grain size of prior austenite. Additionally it held by electron backscatter diffraction (EBSD), the identification of possible micro-crystallographic orientations in these regions. For determination of mechanical properties was performed the test micro Vickers hardness with shits 0.5 kg. The results showed that the intersepto region of the strands, the material showed a grain refining and increase of hardness. Concomitant this same region had a higher volume fraction of martensite microconstituents autenita M / A. The EBSD map showed that the region of greater hardness in intersepto of cords, showed a preferential orientation in the $<111>$ direction and a microstructure comprising predominantly polygonal ferrite grains, while the region of higher hardness showed acicular ferrite and grain ultra fine grains of ferrite and showed a preferred orientation towards $<001>$.

LISTA DE TABELAS

A Tabela 1: Composição química do metal de base do aço utilizado.	36
Tabela 2 :Dados do primeiro passe de enchimento	38
Tabela 3: Dados do primeiro passe da segunda camada de enchimento	38
Tabela 4: Dados do segundo passe da segunda camada de enchimento	39
Tabela 5: Dados do primeiro passe da camada de acabamento.	39
Tabela 6: Dados do segundo passe da camada de acabamento.....	40
Tabela 7: Extensão da ZAC em milímetro dos cordões analisados (cordão circunferencial ou cordão de costura).	46

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Mudanças na austenita durante a laminação controlada [5].	18
Figura 2: Ilustração do processo de laminação controlada em função da microestrutura obtida [6].....	18
Figura 3: Evolução do tamanho de grão da austenita e da nucleação posterior de ferrita a partir dela em função da evolução de temperatura aplicada durante o processo.....	21
Figura 4: Microestruturas de um aço API 5L X80: a) Taxa de resfriamento de 0,1°C/s: microestrutura de PF + B; b) Taxa de resfriamento de 0,3°C/s: microestrutura de PF + B; c) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de QF + GF) Taxa de resfriamento de 18°C/s: microestrutura de GF; e) Taxa de resfriamento de 95°C/s: microestrutura de BF + M [8].	22
Figura 5: Evolução dos aços usados na fabricação de tubos com grande diâmetro para transporte de óleo e gás [1].....	23
Figura 6: Modos de transferência de acordo com a classificação do IIW [13]..	26
Figura 7: Mostra o processo de fabricação do arame tubular [14].	28
Figura 8: Soldagem com arame tubular[14]	29

Figura 9: Microestruturas produzidas por soldagem multi passes [15].....	30
Figura 10: Esquema com todos os cordões de solda.....	37
Figura 11: Exemplo de malha comumente utilizada na determinação de fração de pontos [27].....	42
Figura 12: Ensaio macrográfico para o cordão de solda obtido pelo processo arco submerso.....	45
Figura 13: Ensaio macrográfico para o cordão de solda obtido pelo processo arame tubular	46
Figura 14: Ensaio macrográfico para a intersecção entre os dois cordões . Em (1) o metal base; em (2) metal de solda do cordão circunferencial obtido processo de soldagem por arame tubular; em (3) metal de solda do cordão longitudinal obtido processo de soldagem por arco submerso; em (4) metal de solda do passe de raiz feito pelo processo MAG com transferência controlada.	47
Figura 15: extensão média das zonas afetadas pelo calor observado nos materiais.....	48
Figura 16: Mapas de microdurezas obtidas para os dois cordões estudados assim como para a sua respectiva intersecção; a – mapa de microdureza para o cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso; b – mapa de microdureza para o cordão de solda obtido pelo processo a arame tubular;c – mapa de microdureza para intersecção entre os dois cordões.	50
Figura 17: Microestrutura do cordão de solda e ZAC, obtidos pelo processo arco submerso obtidos por microscopia óptica (500x) e eletrônica de varredura(5000x) respectivamente. A e B - microestrutura do cordão de solda ; C e D - microestrutura da ZAC região de grãos grosseiros; E e F - microestrutura da ZAC região de grãos finos. Ataque Nital 2%.	52
Figura 18: Microestrutura do cordão de solda e ZAC, obtidos pelo processo arame tubular. obtidos por microscopia óptica (500x) e eletrônica de varredura(5000x) respectivamente. A e B - microestrutura do cordão de solda ; C e D - microestrutura da ZAC região de grãos grosseiros; E e F - microestrutura da ZAC região de grãos finos. Ataque Nital 2%.	54
Figura 19: A - mostra mapa de microdureza HV0.5, para os dois cordões estudados assim como para a sua respectiva intersecção; B- estão	

representadas as regiões onde foram realizados os ensaios micrograficos e de EBSD.....	55
Figura 20: Microestrutura da região de inserção entre os cordões de solda (arame tubular e arco submerso). A - microestrutura da região b observada no microscópio eletrônico de varredura aumento de 5000x; 15 B - detalhamento da microestrutura observada em 15a com 5000x de aumento; microestrutura é predominante formada por grãos de ferrita poligonal, quase poligonal e microconstituinte M/A. Ataque Nital 2%.....	56
Figura 21: Micrografia mostrando o tamanho de grãos da austenita anterior para o cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso; A - microfotografia adquirida com um aumento de 50 x este aumento foi utilizado para determinar o tamanho de grão da austenita anterior no cordão de solda; B - microfotografia adquirida com um aumento de 500x revelando o tamanho de grãos da austenita anterior na ZAC junto a região de grão grosseiros. Ataque Nital plus (Nital 2% + Picral).....	58
Figura 22: Micrografia mostrando o tamanho de grãos da austenita anterior para o cordão de solda obtido pelo processo arame tubular; A - Tamanho de grão da austenita anterior no cordão de solda; B - Tamanho de grãos da austenita anterior na ZAC junto a região de grão grosseiros; C - microfotografia adquirida Tamanho de grãos da austenita anterior na ZAC junto a raiz do cordão . Ataque Nital plus (Nital 2% + Picral). Aumento 500x.....	59
Figura 23: Micrografia mostrando o tamanho de grãos da austenita anterior para intersecção entre os cordões de solda; aumento 500x. Ataque Nital plus (Nital 2% + Picral).....	60
Figura 24: Distribuição média do tamanho de grãos da austenita anterior nas amostras analisadas	60
Figura 25: Gráfico do logaritmo do diâmetro de grão em função do logaritmo do tempo para crescimento de grão no ferro a várias temperaturas [28]	61
Figura 26: microestrutura do cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso revelando o microconstituinte M/A (martensita e austenita); (A) mostra a microestrutura do metal de solda (B) ZAC –região de grãos grosseiros o; (C) mostra a microestrutura junto a ZAC – região de grãos finos. Aataque Klemm1. Aumento 500x.....	62

Figura 27: Microestrutura do cordão de solda obtido pelo processo a arame tubular assim como da sua ZAC revelando o microconstituente M/A (martensita e austenita); (A) mostra a microestrutura do metal de solda, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A; (B) mostra a microestrutura junto a ZAC –região de grãos grosseiros, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A.; (C) mostra a microestrutura junto a ZAC – região de grãos grosseiros, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A; ataque Klemm 1. Aumento 500x.	64
Figura 28: Microestrutura do material revelada pelo ataque com reagente Klemm 1 apresentando o agregado M/A (pontos brancos) aumento 500x; 25 A - região A; 25 B região B.	65
Figura 29: A - Mapa de microdureza HV0.5, para intersecção entre os dois cordões estudados; B- estão representadas as regiões onde foram realizados os ensaios micrográficos e de EBSD	67
Figura 30: Mapa de EBSD para a região A. Aumento 20000x	68
Figura 31: Mapa de EBSD para a região B. Aumento 20000x	68
Figura 32: Mapa de EBSD para a ZAC do cordão arame tubular no metal base- região de menor dureza. Aumento 20000x.	69
Figura 33: Mapa de EBSD para cordão arame tubular região de maior dureza.. Aumento 20000x	69
Figura 34: Mapa de EBSD para a o metal base. Aumento 20000x	70

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	14
2. JUSTIFICATIVA	16
3. Revisão Bibliográfica	17
3.1 Aço ARBL	17
3.2 Rota de produção e microestruturas obtidas	19
3.2.1 Laminação controlada	20
3.3 Aços API	22
3.3.1 Soldabilidade do API5LX80	24
3.4 Processos de soldagem MIG/MAG e Arame Tubular	25
3.4.1 Processos de soldagem MIG/MAG	25
3.4.2 Processo de Soldagem Com Arame Tubular	27
3.5 Soldagem Multi Passes	29
3.6 Grão da Austenita anterior	30
3.6.1 Crescimento de grão Austenítico	30
3.6.2 Medição do tamanho de grão austenítico prévio por métodos experimentais	32
3.7 Difração de elétrons retro-espalhados (EBSD)	33
4. OBJETIVOS	36
5. MATERIAIS E MÉTODOS	36
5.1 Processo de soldagem empregado	37
5.2 Análise metalográfica	40
5.3 Estereologia	41
5.3.1 Fração de pontos	42
5.4 A preparação das amostras para EBSD	43
5.5 Dureza	43

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
6.1 Análise macrográfica.....	45
6.2 Resultados do teste de microdureza.....	49
6.3 Caracterização metalográfica.....	51
6.3.1 Analise metalográfica do Cordão obtido pelo processo de soldagem Arco Submerso	51
6.3.2 Tamanho de grão da austenita anterior	57
6.3.3 Fração volumétrica de microconstituente martensita e austenita (M/A)	61
6.4 Análise por EBSD	67
7. CONCLUSÕES	71
8. REFERENCIA BIBLIOGRÁFICAS	72

1. INTRODUÇÃO

Com a crescente demanda mundial por energia, em especial a ampla demanda energética brasileira relacionada ao mercado de petróleo e gás. Neste contexto há uma grande procura por técnicas que apresentem menores custos para montagem, manutenção e análises de dutos. Umas das formas de se alcançar redução nos custos é a utilização de tubulações com menores espessuras de parede e/ou processos de soldagem mais eficientes e com maiores produtividades, sem que haja deterioração das propriedades do material.

Dependendo dos parâmetros da composição e de processamento, a microestrutura do aço alta resistência e de baixa liga ARBL, pode ser composto por diferentes componentes microestruturais de ferrita tais como poligonal (FP), ferrita quase poligonal (FQP), perlita (P), de ferrita acicular (FA), e bainita granular (BG) . Uma densidade mais elevada de discordâncias e os sublimites presentes dentro FQA, FA, BG em comparação com a estrutura de ferrita poligonal -perlita convencional proporciona maior resistência ao aço. Ripas de ferritas finas e a presença de partículas de carbonetos, as pequenas ilhas e filmes finos do constituinte martensita-austenita (M/A) dentro FA e da estrutura BG também são benéficos para o limite de resistência do aço. Para altas taxas de resfriamento a fase austenita enriquecida de carbono transforma-se parcialmente em fase martensita podendo apresentar a fase martensita - austenita (M/A) retida a temperatura ambiente, assim como micro orientação preferencial.

Além do tamanho do grão, da fração de fases e precipitados, as propriedades mecânicas (tais como a resistência, ductilidade, tenacidade e etc...) do aço ARBL, também dependem da orientação dos grãos de ferrita. A anisotropia dos materiais metálicos é um dos principais fatores microscópicas que influencia nas propriedades mecânicas. O conhecimento da anisotropia do aço (material cristalino) é necessário para otimizar seu desempenho. Microestrutura e textura em aço dependem dos parâmetros de processamento deste material, como no processo de soldagem há tensões residuais, tensões geradas pelas restrições de

geometria e orientação dos grãos que crescem na direção do fluxo de calor microtexturas podem se formar nos cordões e nas regiões afetadas pelo calor .

Estas transformações de fase podem resultar em regiões de fragilização localizadas consequentemente apresentando perdas de tenacidade na região de grão grosso da zona afetada pelo calor (ZAC),portanto conhecer a o tipo, a distribuição e a quantidade de MA presente é de extrema importância para que haja um bom controle da tenacidade na ZAC.

A fim de melhorar a tenacidade a fratura na ZAC, é de extrema importância a seleção de procedimentos de soldagem e técnicas de soldagem que permitam a redução da fração volumétrica de fase martensítica e de microconstituintes (MA).

2. JUSTIFICATIVA

A crescente demanda por combustíveis fosseis, tem impulsionado a expansão da indústria de petróleo e gás. Este avanço industrial motiva a descoberta de novos materiais com melhores propriedades para suprir a demandas. É dentro deste cenário que surge os aços de alta resistência e baixa liga, estes materiais tem sido amplamente utilizados na confecção de tubulações para transporte de petróleo e gás, porque apresentam boas propriedades mecânicas sendo que suas especificações são determinadas pelas normas da *American Petroliun Institute “API”*.

Entre as especificações determinadas encontram-se as referentes à soldabilidade do material, haja vista que normalmente as linhas de tubulações possuem grandes extensões de comprimento tornando, sendo que o processo de soldagem é principal meio empregado para ligar os tubos, porem há muitas transformações metalúrgicas envolvidas tornando, assim, o estudo destes processos bem como as transformações metalúrgicas envolvidas de extrema importância para garantir a integridade destes componentes. Já que qualquer tipo de falha catastrófica que possa ocorrer, resultará são uma perda de capital e possivelmente danos ambientais.

A região de intersecção entre dois cordões de solda costuma um ponto critico no material soldado devido às diversas transformações metalúrgicas que possivelmente ocorrem nestes locais. Dadas à complexidade dos fenômenos envolvidos, um estudo científico deste região é de estrema importância, concomitantemente contribui com a prevenção de uma possível falha em serviço nucleada nesta região.

3. Revisão Bibliográfica

3.1 Aço ARBL

Os aços Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) apresentam composição química similar ao aço carbono, mas com micro adições de elementos micro ligantes, como Nb, Ti ou V, que melhoram as propriedades mecânicas. Aços microligados ou aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) constituem uma importante categoria de aços, representando, cerca de, 12% do total da produção mundial. As propriedades mecânicas destes materiais podem ser explicadas pelo seu tamanho de grão refinado de aproximadamente $10\mu\text{m}$ e pela precipitação de fases intermetálicas [1-2]. O tamanho de grão deve-se ao processo de laminação a quente somada à adição de elemento de liga (Nb, Ti, V, Zr, Al e B), estes elementos também são responsáveis pelo endurecimento por precipitação. Para um elemento ser considerado microligante, ele deve ser capaz de influenciar de maneira singular as propriedades e/ou microestrutura de um aço com pequenas quantidades (< 0,1% em peso). As figuras 1 e 2 mostram alguns fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada [1-6].

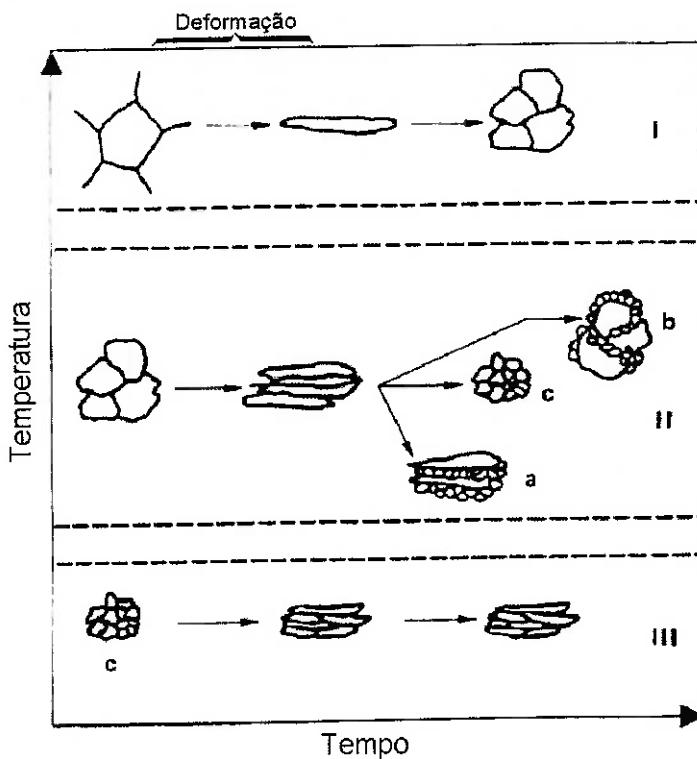


Figura 1: Mudanças na austenita durante a lamination controlada [5].

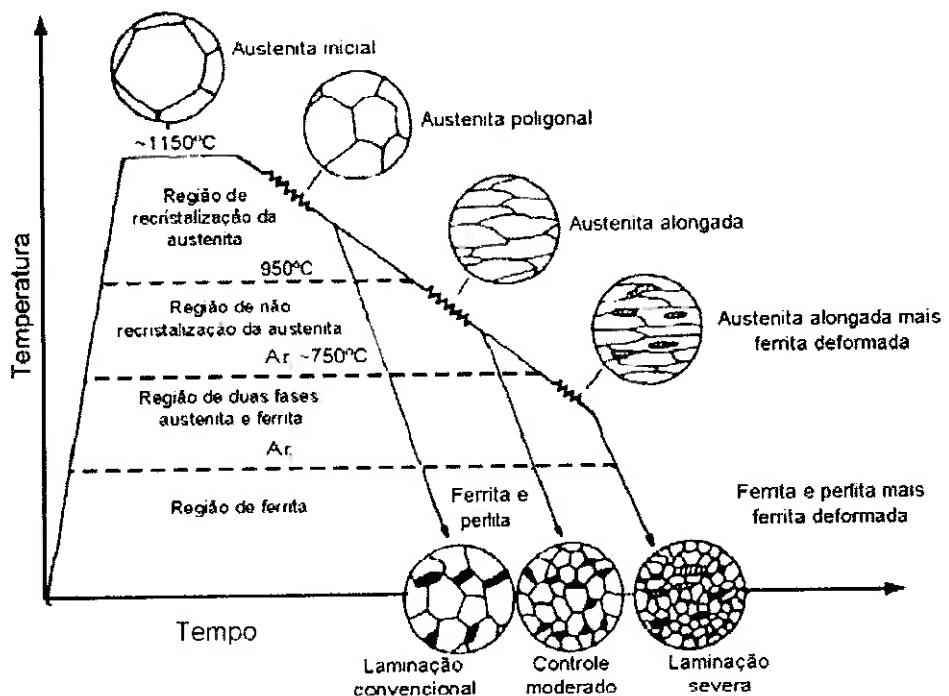


Figura 2: Ilustração do processo de lamination controlada em função da microestrutura obtida [6].

Os elementos químicos como carbono, manganês e vanádio propiciam um bom desempenho de precipitação após a laminação a quente, além de facilitar o refino dos grãos após um tratamento térmico de normalização. No entanto, alguns elementos microligantes apresentam outras características; por exemplo, a adição de vanádio aumenta o endurecimento por precipitação, o nióbio tem uma forte influência na redução da recristalização durante laminação a quente, assim, auxilia no refino de grãos, a pequena quantidade de titânio adicionado é muito eficaz no refino do tamanho de grão a altas temperaturas dentro do campo austenítico. A escolha dos elementos de microliga a serem empregados no ARBL é fortemente influenciada pela solubilidade dos carbonetos ou nitretos. Por exemplo, o carboneto de vanádio é relativamente solúvel no aço, o vanádio é usado para aumentar a resistência dos aços de alto carbono, enquanto que o nitreto de vanádio podem aumentar a resistência dos aços com maiores teores de nitrogênio [1-6].

O vanádio tem, relativamente, pouca ou nenhuma influência sobre as características de transformação após a laminação a quente, diferente do nióbio que apresenta um grande efeito sobre transformação, podendo causar a formação de uma microestrutura frágil. No entanto o nióbio apresenta alguns benefícios sendo a redução da taxa de recristalização da austenita durante a laminagem a quente, uma das mais importantes [1-6].

3.2 Rota de produção e microestruturas obtidas

Nos últimos anos houve um crescimento considerável da indústria de petróleo e gás, com isto surgiu uma necessidade de desenvolvimento de materiais com melhores propriedades mecânicas e menores pesos, para a fabricação de tubulações. O que motivou o surgimento dos aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), normalizados pela *American Petroliun Institute* (API). Esta família de materiais é produzida por processo de laminação controlada e possui elementos microligantes em sua composição química, o que lhes conferem um alto limite de resistência mecânica, boa tenacidade a baixas temperaturas e boa soldabilidade.

3.2.1 Laminação controlada

A laminação controlada é um procedimento pelo qual a chapa de aço é submetida a vários estágios de laminação onde as temperaturas são controladas, a quantidade de redução é pré-determinada para cada passe e a temperatura de acabamento tem que ser precisamente definida. Este processo consiste em passar as chapas de aços, nos laminadores, por três passos principais.

- No primeiro, a laminação ocorre em altas temperaturas onde ocorra a recristalização da austenita (aproximadamente 1250 °C);
- No segundo, a laminação ocorre a uma temperatura onde a austenita não recristaliza (em torno dos 1050°C);
- No terceiro, a laminação ocorre no campo onde coexistem austenita - ferrita (ou até mesmo a temperaturas mais baixas, dependendo do teor de carbono e da resistência mecânica que se visa obter) e finalmente o resfriamento.

A figura 3 mostra a evolução do tamanho de grão da austenita e da nucleação posterior da ferrita em função da evolução da temperatura aplicada durante o processo de laminação controlada.

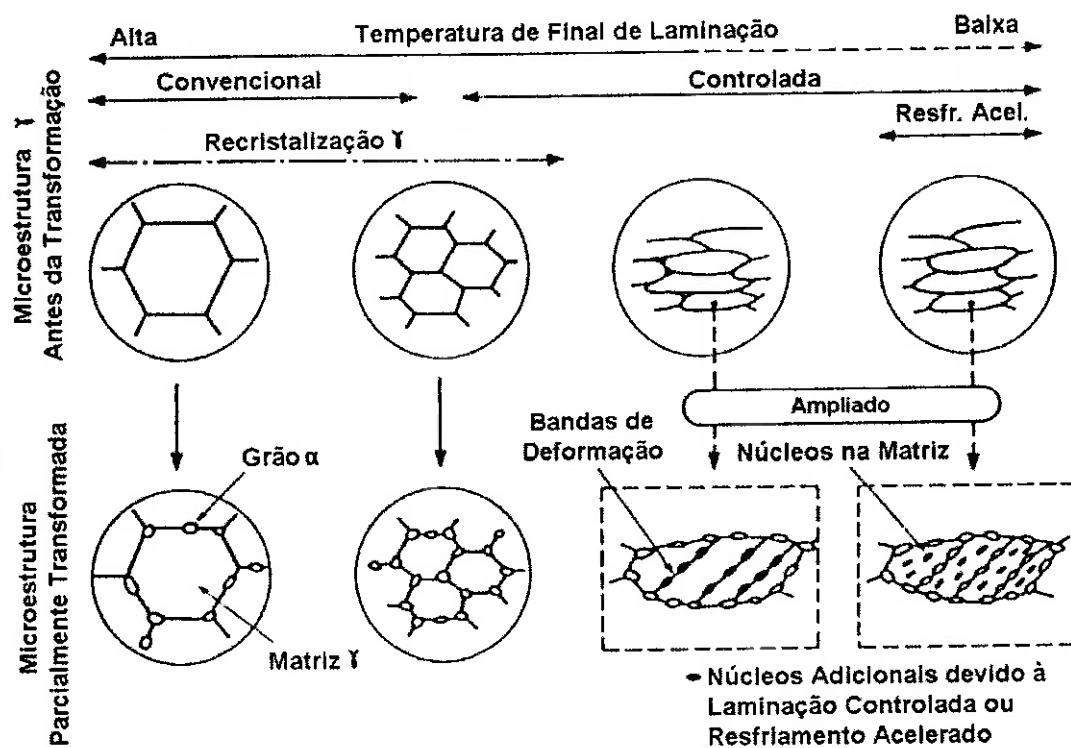


Figura 3: Evolução do tamanho de grão da austenita e da nucleação posterior de ferrita a partir dela em função da evolução de temperatura aplicada durante o processo.

Apesar das terminologias das microestruturas obtidas não estarem completamente padronizadas para os aços ARBL, existem algumas adotadas pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW / IIS), baseada fundamentalmente em observações feitas com microscopia ótica e na relação constituinte-tensão.

As nomenclaturas da zona fundida segundo o IIW são [7]:

- Ferrita Primária de Contorno de Grão - PF(G)
- Ferrita Poligonal Intragranular - PF(I)
- Ferrita Acicular - AF
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada - FS(A)
- Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada - FS(NA)

- Agregado Ferrita-Carboneto - FC
- Martensita – M
- Martensita –Austenita (MA)

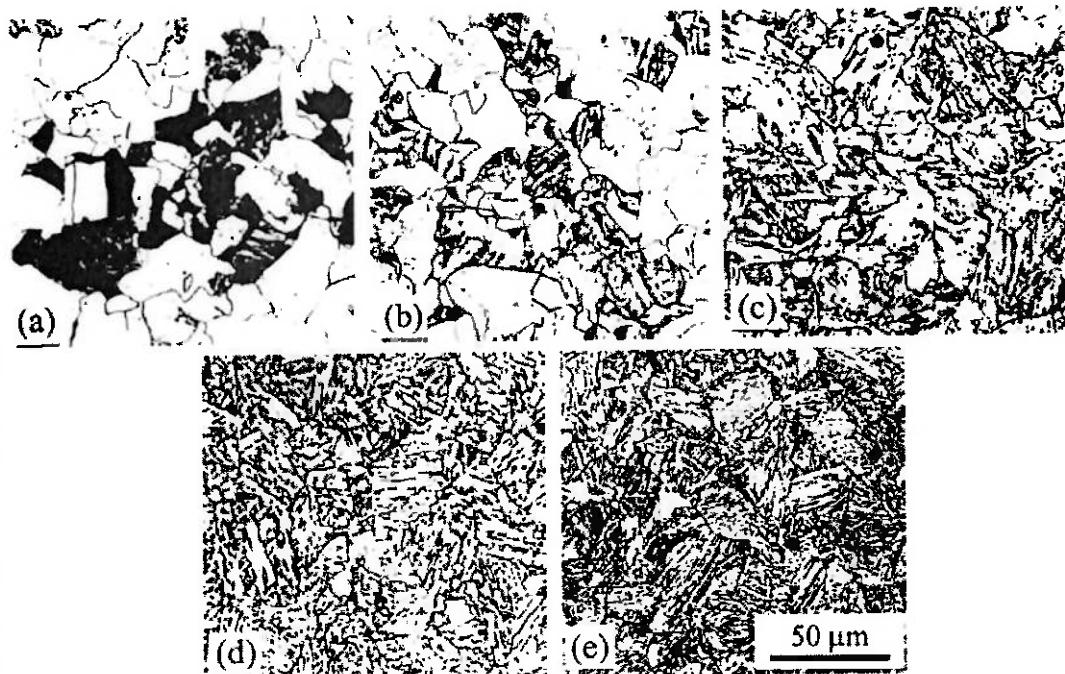


Figura 4: Microestruturas de um aço API 5L X80: a) Taxa de resfriamento de 0,1°C/s: microestrutura de PF + B; b) Taxa de resfriamento de 0,3°C/s: microestrutura de PF + B; c) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de QF + GF; d) Taxa de resfriamento de 18°C/s: microestrutura de GF; e) Taxa de resfriamento de 95°C/s: microestrutura de BF + M [8].

3.3 Aços API

O documento mais popular, especificando materiais para tubulações é normatizada pela *American Petroleum Institute* (API) padrão API 5L [1] que especifica tipos de aço com uma gama de propriedades. As especificações API foram introduzidas em 1948 naquela época incluía apenas um grau X-42, com limite de escoamento de 42 ksi. Desde então aços com maiores resistência têm sido desenvolvidos e as especificações agora incluem graus até X80 com o limite de escoamento de 80 ksi [1-2, 7, 9].

Desde meados do ano 1960, várias classes de aços API têm sido utilizados para transporte de petróleo e gás. O X52 API foi uma das primeiras classes de aços para tubulações com uma microestrutura consistindo principalmente de ferrita e perlita. O API X70 foi proposto em 1970 foi produzido através da rota termomecânica de laminação controlada, onde notou-se um aumento no refino de grão, porem a ferrita e a perlita ainda permaneciam dominante [1].

Novas gerações de aços API, como o API X80 com limite de resistência a tração mínimo de 550 MPa , apresentam uma microestrutura caracterizada como bainítica – ferríticos, contendo martensita/austenita (M/A) [1-2, 9].

Estes aços apresentam um baixo teor de carbono equivalente ($\leq 0.07\text{wt } \%$), mas um alto teor de manganês (1,5 - 1.8wt %). Recentemente, novos tipos de aços API como o X100 e X120 foram propostas, mas eles ainda estão na escala de pesquisa laboratorial. No caso do X100, a microestrutura é constituída por ripas de bainita e constituintes M/A com uma morfologia granular. A Figura 5 mostra a evolução dos aços API ao longo dos anos [1].

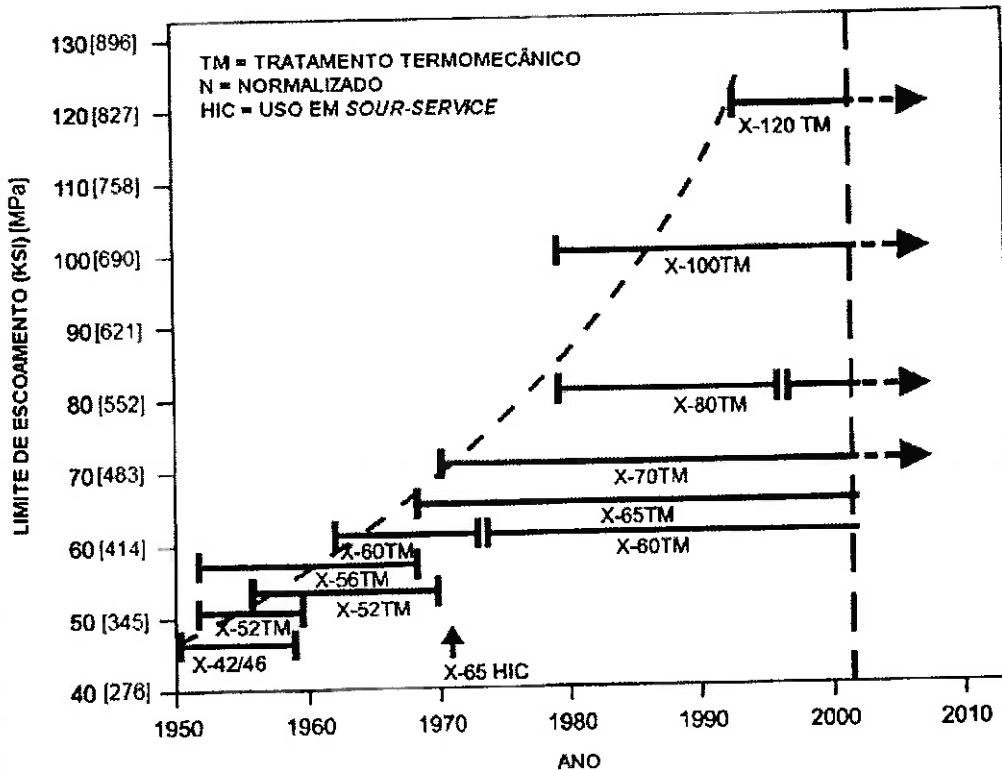


Figura 5: Evolução dos aços usados na fabricação de tubos com grande diâmetro para transporte de óleo e gás [1].

3.3.1 Soldabilidade do API5LX80

O processo de soldagem é amplamente utilizado na união de duto em campos, tornando a soldabilidade destes materiais uma propriedade muito importante. Os aços API apresentam soldabilidade superior e tenacidades melhores em relação aos aços convencionais de média e baixa liga [1-2, 9].

A soldabilidade de um material pode ser definida como a capacidade de um material ser soldado sob um conjunto específico de condições de fabricação e de projeto, apresentando um desempenho esperado durante a sua vida útil. Por causa da soldabilidade do aço, o valor do carbono equivalente é limitado, este teor que pode ser calculado a partida equação (1). De modo geral, soldabilidade é considerada muito boa para os aços com baixo carbono (nível de carbono, <0,15% em peso), bom para os aços com nível de carbono, entre 0,15 e 30%, justo para o aço de médio carbono (nível de carbono, 0,30 para 0,50%), e questionável para o aço de alto carbono (nível de carbono, 0,50 até 1,00%). Esta classificação é utilizada, porque a soldabilidade normalmente diminui com o aumento do teor de carbono. A abordagem quantitativa para determinar a soldabilidade do aço consiste em calcular ou valor de carbono equivalente. A seguir estão listadas na figura 2 algumas equações usualmente aplicadas no cálculo do Ceq [10].

$$CE_{HW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (1)$$

$$P_{eq} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2)$$

As equações (1) e (2) indicam que a presença de alguns elementos de liga podem diminuir a soldabilidade do aço. Um exemplo de aços de alta liga com baixa soldabilidade é do aço inoxidável martensítico que é soldável, mas propenso à formação de trincas devido à sua alta capacidade de endurecimento [9].

3.4 Processos de soldagem MIG/MAG e Arame Tubular

3.4.1 Processos de soldagem MIG/MAG

Soldagem a arco metálico, SAMG, comumente conhecido como "Metal Inert Gas", "MIG", foram adotados para designar o processo de soldagem em que o arco elétrico é obtido através de uma corrente contínua, numa atmosfera de gás inerte. No processo MIG o eletrodo é sempre o pólo positivo do arco elétrico (CCEP) [11].

A corrente de soldagem, o comprimento do arco e a velocidade de alimentação do eletrodo são controlados pela máquina de soldagem, de modo que, uma vez ajustados para um dado procedimento de soldagem, um novo ajuste não será mais necessário [11].

3.4.1.1 Características do processo MIG/MAG

Existem três formas principais de transferência de metal no processo *Gas Metal Arc Welding* (GMAW), mais conhecida como soldagem MIG/MAG: (a) Transferência por Curto-Círcuito, (b) Transferência Globular e (c) Transferência por "Spray", Aerossol ou Goticular (figura 6) [9, 11-12].

As principais variáveis que determinam o modo de transferência são a corrente de soldagem, o comprimento do arco, a composição do gás de proteção, a bitola e o comprimento do eletrodo [13].

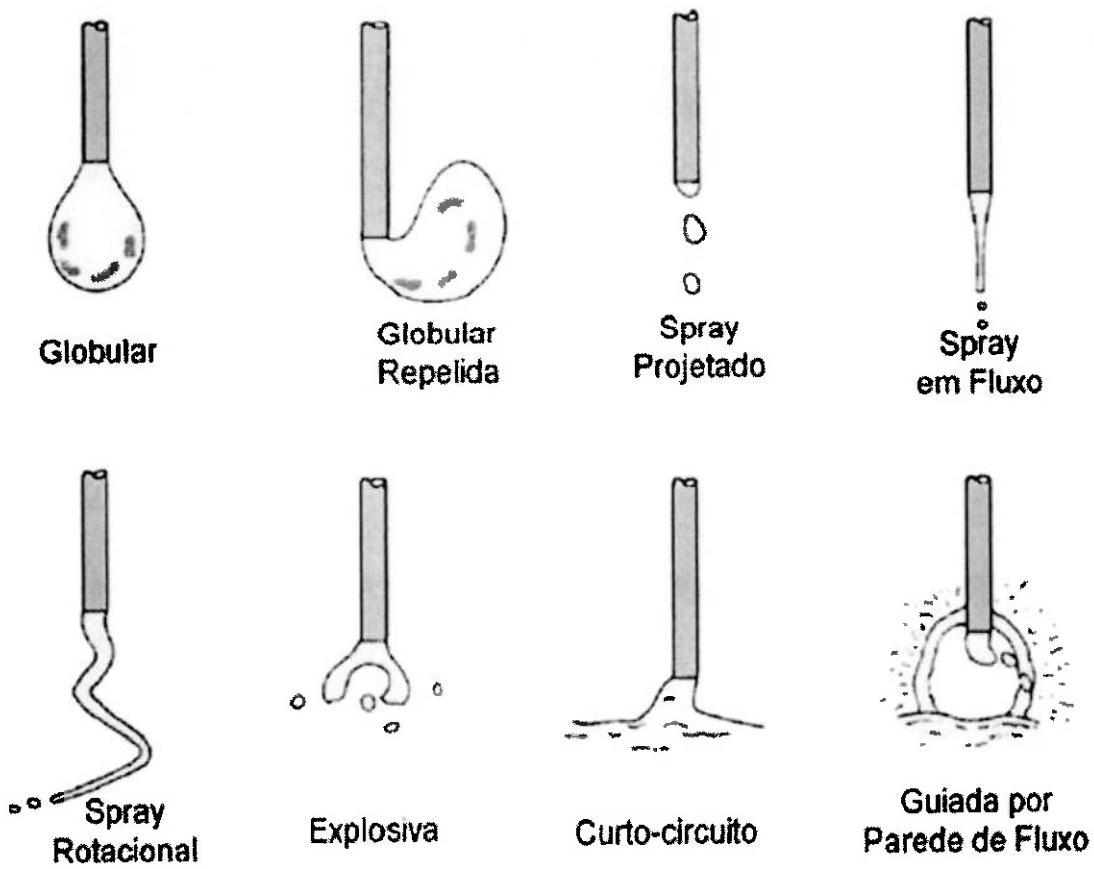


Figura 6: Modos de transferência de acordo com a classificação do IIW [13]

A transferência por curto-circuito é típica da soldagem com um pequeno comprimento de arco (menores valores de tensão de soldagem). Nesta, o eletrodo toca periodicamente (entre cerca de 20 a 200 vezes por segundo) a peça, ocorrendo um curto-círcito. Durante este, a corrente de soldagem se eleva rapidamente causando um aquecimento forte do eletrodo por efeito Joule, a sua fusão e a transferência de metal para a poça de fusão com a ruptura de uma parte do eletrodo e a reabertura do arco elétrico.

A transferência por curto-círcito é relativamente instável, com a geração de uma elevada quantidade de respingos, particularmente ao final de cada curto-círcito. Existe, contudo, em geral, uma condição de menor instabilidade que ocorre quando a frequência de transferência (ou de curtos-circuitos) é máxima. Esta condição pode ser obtida, com base no ruído emitido pelo processo, variando, em geral, a tensão de soldagem. Outro fator importante para a estabilidade do processo na transferência por curto-círcito é a taxa de crescimento (A/s) da corrente durante um curto-círcito. Se a corrente se eleva de uma forma

excessivamente rápida, o rompimento do arame ao final de um curto tende a ser explosivo e forma uma elevada quantidade de respingos [11, 13].

Na transferência globular, as gotas de metal líquido, cujo diâmetro tende a ser maior que o do próprio eletrodo se destacam eletrodo, pela ação direta da gravidade, de uma forma similar a uma torneira gotejando, sem a ocorrência de curto-círcito. Esta forma de transferência é característica da soldagem com corrente baixa (força magnética pequena) e elevada tensão (grande comprimento de arco) [11, 13].

A transferência spray ocorre na soldagem com mistura de proteção rica em argônio e com correntes suficientemente elevadas para que a força de origem magnética passe a controlar o processo de transferência. Esta forma de transferência tende a ser extremamente estável (desde que o arco seja suficientemente longo para prevenir a ocorrência de curto-círcito) e não depende da força da gravidade. A necessidade de uma corrente elevada, contudo, restringe o seu uso para a soldagem de juntas de maior espessura e para a soldagem na posição plana (a poça de fusão tende a ter um volume e fluidez que dificultam o seu controle fora da posição plana) [11, 13].

3.4.2 Processo de Soldagem Com Arame Tubular

A soldagem a arco com arame tubular, também conhecida pela sigla FCAW (*Flux Cored Arc Welding*), é um processo em que o calor para soldagem é produzido por um arco entre um consumível arame tubular consumível e o metal de base, havendo uma proteção gasosa que é formada durante a combustão e decomposição do fluxo utilizado no arame tubular ou um gás de proteção auxiliar (figura 7). Este processo apresenta as seguintes vantagens: o alto rendimento, resultando em alta produtividade e qualidade da solda, aliados com as vantagens da soldagem manual com eletrodo revestido – SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*) – como a grande versatilidade, possibilidades de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo [9, 11, 14].

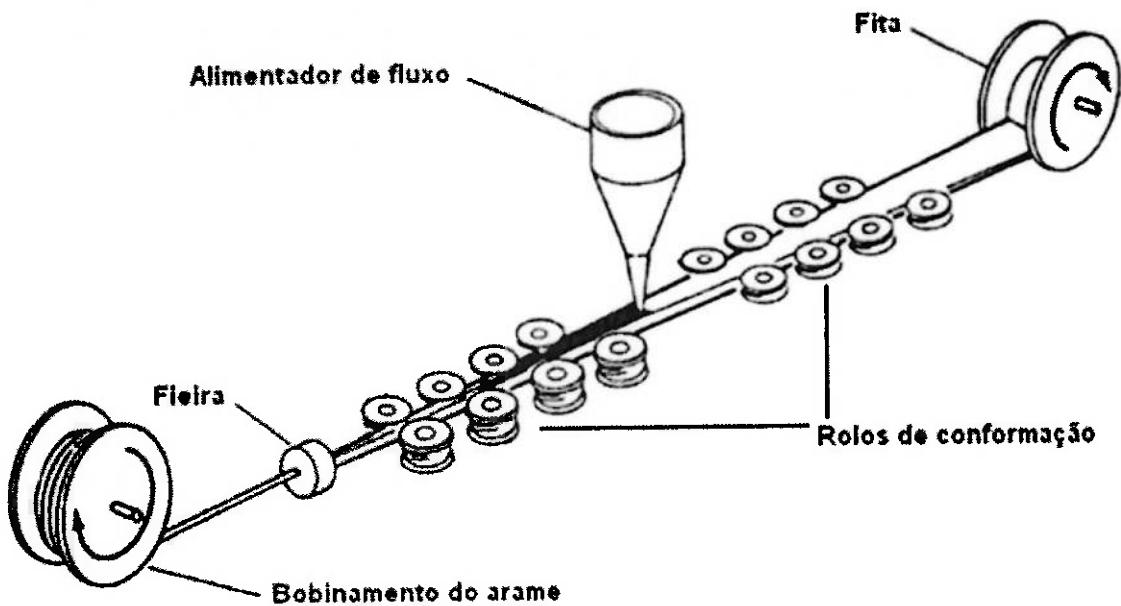


Figura 7: Mostra o processo de fabricação do arame tubular [14].

Nesse processo, a fonte de soldagem deve ser do tipo tensão constante e corrente contínua e o modo de transferência tem influência no processo de soldagem.

3.4.2.1 Arames tubulares com gás de proteção

Os arames tubulares com gás de proteção foram desenvolvidos no inicio da década de 50. Originalmente, os arames tubulares com gás de proteção eram restritos à soldagem na posição plana e horizontal por causa do grande diâmetro do arame. Esta restrição não durou muito e foram desenvolvidos arames tubulares de pequeno diâmetro, por exemplo, diâmetro de 1 mm, constituídos no seu interior de um fluxo não metálico para a soldagem em todas as posições, o que possibilitou a aceitação do emprego destes materiais em aplicações específicas na indústria [11, 14].

Devido ao gás de proteção auxiliar, o modo de transferência com arco spray pode ser utilizado com altas densidades de correntes resultando em uma máxima proteção, sendo que as transferências globular e curto-círcuito também podem ser utilizadas (figura 8) [11, 14].

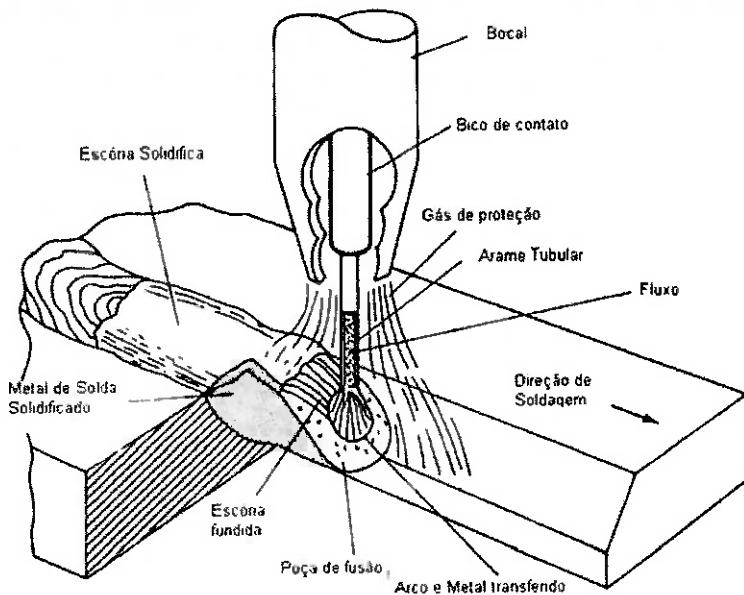


Figura 8: Soldagem com arame tubular[14].

3.5 Soldagem Multi Passes

Cada passe da soldagem modifica a microestrutura, tanto do cordão previamente fundido quanto do metal base. Isto decorre do fato de que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos (ciclos térmicos), comumente pouco controlados. Tais variações de temperatura, reaquecimento repetido da zona fundida (ZF) e da zona afetada pelo calor (ZAC), podem modificar a microestrutura original e, consequentemente, afetar o desempenho da junta, modificando suas propriedades mecânicas. [9, 15-16]. Toyoda [15] realizou um estudo sobre as mudanças microestruturais ocorridas em uma soldagem multi passes como é mostrado esquema abaixo (figura 9):

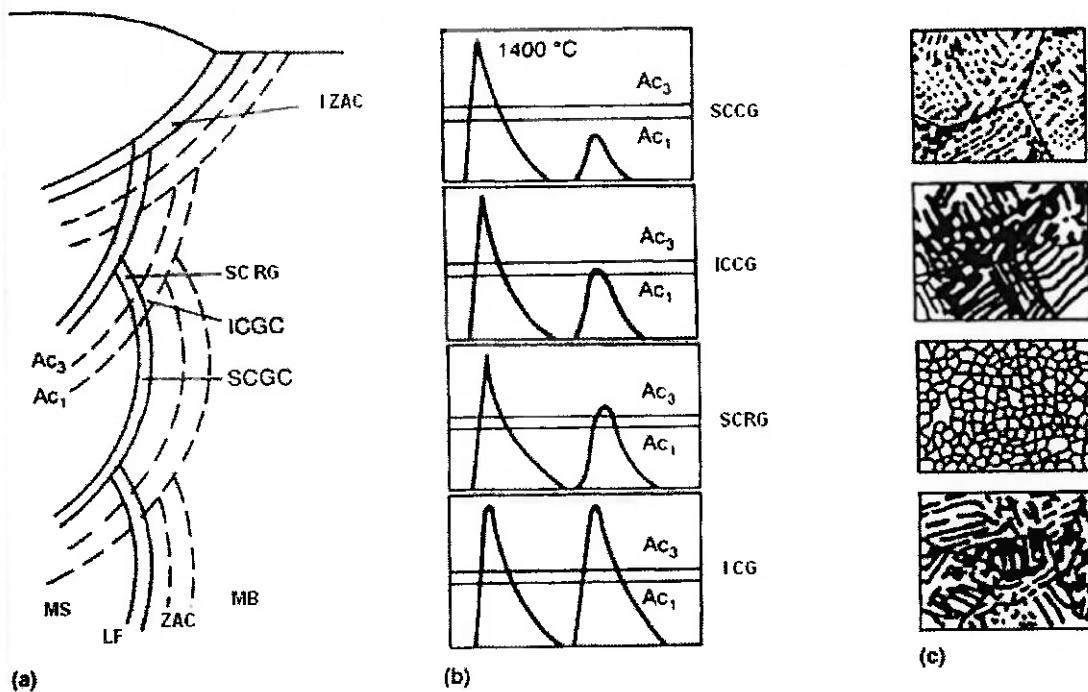


Figura 9: Microestruturas produzidas por soldagem multi passos [15]

A heterogeneidade causada pelos múltiplos ciclos de calor faz com que seja difícil de compreender os resultados dos testes mecânicos obtidos para estes materiais. Os ciclos térmicos da solda multi passe tem uma influência significativa na mecânica e as propriedades metalúrgicas das juntas soldadas. Eles são, geralmente, a causa da formação de zonas frágeis, estas que são julgadas decorrentes à presença de ilhas M-A [9, 15-16].

3.6 Grão da Austenita anterior

3.6.1 Crescimento de grão Austenítico

Na maioria dos processos de tratamento térmico dos aços o material é aquecido até a temperaturra de austenitização, objetivando-se obter uma homogêniação composicional e microestrutural, isto se dá em temperaturas dentro do campo austenítico do diagrama de fases. A homogenização da composição química é

tida como positiva, porém para que ela ocorra há a necessidade de se manter o material por um tempo prolongado em altas temperaturas, o que desencadeia outros fenômenos metalúrgicos, como o crescimento de grãos e a descarbonatação. O tamanho do grão da austenita está diretamente relacionado a temperatura e tempo de austenitização [7].

A microestrutura da maioria dos componentes de aço, previa a um tratamento térmico, é uma mistura de carboneto e ferrita, normalmente sob a forma de ferrita-perlita, perlita, ou estruturas cementita-ferrita, dependendo do teor de carbono do aço[2, 7, 9, 15].

Os aços hipoeutétoides quando dentro do campo de austenitização onde as temperaturas situam-se entre as linhas AC1 e AC3, ou quando está acima da linha AC3

a perlita é transforma em austenita. Uma vez que toda a perlita transforma-se em austenita, a austenita cresce consumindo totalmente, ou parcialmente, a ferrita remanecente.. Da mesma forma, nos aços hipereutétoides, a perlita transforma-se em austenita, seguido pela dissolução da cementite pró-eutétóide.

Os fatores que determinam a energética e a cinética de nucleação da austenita são similares as de qualquer transformação no estado sólido. Durante a austenitização, novos grãos de austenita nucleam em uma série de sitios e crescem a partir desses pontos (núcleos). A principal força motriz termodinâmica responsável pelo crescimento dos grãos é a redução da energia interfacial. As interfaces de uma microestrutura são as fronteiras entre os grãos e, por isso é essencialmente que haja uma redução na energia de contorno de grão, desencadeando o crescimento dos mesmos. [17-19].

Durante o crescimento do grão, grãos de austenita maiores crescem a custa dos menores, sendo que alguns destes eventualmente desaparecem, assim, reduzindo o número e aumentando o tamanho médio dos grãos. Assim, o tamanho do grão austenítico obtido depois austenitização depende da temperatura e do tempo de austenitização.

Quando o aço, após a austenitização, é rapidamente resfriado à temperatura ambiente a uma taxa de resfriamento suficiente para suprimir a decomposição da

austenita em ferrite, cementita, perlita e/ou bainita; a austenita é transformada termicamente em uma fase dura e frágil chamado martensita. A martensita que é formada tem a composição similar ao da austenita. A transformação da martensita é por vezes também chamado de adifusional, por não haver nenhuma redistribuição de carbono ou outros elementos de liga durante a transformação. A martensita possui um reticulado cristalino tetragonal de corpo centrado, cujo $c = a$ sendo que a proporção varia de acordo com o teor de carbono da martensita [17-19].

3.6.2 Medição do tamanho de grão austenítico prévio por métodos experimentais

O tamanho dos grãos, em um material policristalino, em todas as três dimensões não é o mesmo. Além disso, os cortes de plano através dos grãos ocorrem de uma forma aleatória, portanto em qualquer seção transversal de um conjunto de tamanhos é visualizado. O tamanho máximo de um grão é essencialmente a seção transversal do maior grão visualizado. É fato conhecido que o tamanho de grão da martensita formada em aços tratados termicamente não pode ser medido. Além disso nos aços de baixo carbono a martensita formada se organiza em pacotes dentro dos grãos da austenita que havia se formado na autenitização. Considerando que, a martensita em aços de alto carbono não forma qualquer forma geometria adequada que possa ser medido [17-19].

Por conseguinte, é uma prática comum medir o tamanho dos grãos da austenite anterior. No entanto, não é fácil de revelar os contornos dos grãos da austenite anterior utilizando os procedimentos metalográficos convencionais para aço carbono. Porem a determinação do tamanho de grão é uma das medidas mais importantes na metalografia devido a forte influencia desta característica sobre as propriedades e comportamentos mecânicos dos materiais. Abordagens práticas para determinação dos tamanhos de grãos incluem estimativa em comparação com modelos padrões, sobreposições, e/ou retículas; bem como medição direta e indireta.

Alguns procedimentos de medição do tamanho de grãos, como os descritos acima, são descrito em detalhe na norma ASTM E112. Embora estes métodos possam, ocasionalmente, serem especificados para o material, eles normalmente não são considerados métodos preferíveis porque as técnicas apresentam uma tendência de alterar a microestrutura do material como recebido. Além disso, na maioria das vezes quando se quer maximizar tempo-eficiencia e minimizar o custo as metodologias empregadas nas estimativas dos tamanhos de grãos envolvem a utilização de técnicas de tratamento de imagem para delinear os contornos [17-19].

3.7 Difração de elétrons retro-espalhados (EBSD)

Elétrons acelerados no feixe primário de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) podem ser difratados por camadas atômicas em materiais cristalinos. Estes elétrons difratados podem ser detectados quando colidir com uma tela de fósforo e gerar linhas visíveis, chamados de bandas Kikuchi de ligeiramente maior intensidade em relação a um fundo não uniforme. Este contraste é devido à difração dos elétrons retro-espalhados por o cristal. Esses elétrons, gerados por um feixe de elétrons incidente no SEM, se espalharam sob a superfície da amostra em todas as direções. Isto produz uma fonte divergente de elétrons dentro de um volume de interação na amostra, o que irá difratar com os planos do cristal de acordo com a condição de Bragg. Uma vez que os elétrons viajar a partir da fonte em todas as direções, para cada conjunto de planos em que a condição de Bragg [20-23] .

O arranjo geométrico de bandas Kikuchi no EBSD fornece informações sobre simetria do cristal, a orientação de cristal, como o padrão adquirido é indexado para determinar a orientação do grão, grão a grão desorientação e mesmo deformação cristal. Distorção devido a projeção dessas bandas em uma tela de fósforo fazer os padrões muito difícil de analisar "na mão" [20-23].

A configuração e a operação do sistema é iniciada quando a câmara é montada sobre a tela de fósforo e imagens SEM. Desta forma o feixe de elétrons é focada

em um determinado ponto de interesse na amostra. A interação entre o feixe e os resultados da microestrutura de uma imagem EBSD formando sobre a tela de fósforo, o qual é capturado pela câmera e depois processados. Dependendo do sistema, a imagem é tipicamente ajustado para efeitos de fundo quer utilizando um processador de sinais dedicado ou software para PC. Em última análise, uma imagem digital das bandas Kikuchi está presente no computador de indexação [20-23].

No mapeamento OIM, uma variedade de dados e os parâmetros são calculados e registrados, incluindo a orientação do cristal, um fator de qualidade que define a nitidez do padrão de difração (IQ), o "índice de confiança" (CI - patenteado pela TSL) indicando o grau de confiança que o cálculo orientação é correto, dados Hough, a fase do material, bem como a localização (em coordenadas x, y), onde os dados foram obtidos com a amostra, etc [20-23].

Grandes quantidades de dados de cristalografia de uma amostra podem ser coletadas pelo posicionamento do feixe de elétrons no espécime sob o controle manual ou automático e repetir o procedimento de indexação em cada posição do feixe. Quando sob controle automático, o feixe pode ser posicionado sequencialmente sobre os pontos de uma grade para digitalizar uma área de interesse na amostra .

Os dados armazenados (localização, orientação, qualidade de imagem, o índice de confiança, e fase) podem ser processados para criar micrografias Orientação de imagem, permitindo uma representação visual da microestrutura cristalográfica. Cada ponto pode ser atribuído uma cor ou um valor de escala de cinza com base em uma variedade de parâmetros, tais como orientação, qualidade de imagem, o índice de confiança, de fase, etc [20-23].

Por exemplo, um mapa de orientação é gerada por sombreamento de cada ponto na verificação OIM de acordo com alguns parâmetros refletindo a rotação cristalográfico. O mapa abaixo e esquerda é um mapa inverso Pólo (FPI), em que as cores correspondem às orientações cristalinas como mostrado na projeção. Cristais com as suas normais eixo 111 para a superfície da amostra estará azul, e assim por diante[20-23].

Para gerar a Figura de polo inversa "Inverse Phigure Pólo (IPF)" o componente de orientação usa uma coloração básica *RGB* (vermelho, verde e azul), com ajuste de identificação da figura de pólo inverso. Para as fases cúbicos, adota-se o vermelho completo, verde e azul são atribuídos aos grãos cujo as respectivas orientações são $<100>$, $<110>$ ou $<111>$, sendo que estes grãos tem as suas orientações paralelas ao eixo de direção normal à superfície analisada. Para as orientações adota-se escalas de cores intermediárias formadas por uma mistura *RGB*, como visto nas [20-23].

A limitação mais notável desta técnica consiste na coloração dos pixels somente pelo eixo cristalográfico de projeção paralela, independente da rotação em torno desse eixo. Assim, os grãos com eixos paralelos idênticos a uma específica direção de projeção IPF terão a mesma cor na base IPF- esquema, mesmo apresentando diferentes orientações. Por exemplo, dois grãos com direção $<100>$, mas com 30 ° de rotação relativa em torno do eixo (superfície normal), ambos serão de cor vermelha. Portanto os mapas de orientação baseados em FPI são mais úteis para materiais com fortes texturas e para o entendimento das orientações preferenciais paralelas a uma direção de amostra de interesse [20-23].

4. OBJETIVOS

Avaliar a macro e a microestrutura da intersecção de juntas soldadas de aço API X80 5L, sendo um cordão obtido pelo processo MAG com transferência controlada no passe de raiz e um passe de enchimento com arame tubular e o outro cordão obtido pelo processo arco submerso. Identificação e quantificação das fases metalúrgicas e microconstituintes. Identificação de possíveis microorientação cristalográficas nesta região.

5. MATERIAIS E MÉTODOS

Foi realizada a soldagem de dois anéis de 300,0 mm de comprimento cada, retirados de um tubo de 1067 mm (42") de diâmetro e 16,9 mm de espessura. O chanfro do tubo era do tipo V com ângulo de Bisel de 30°.

Os tubos foram fabricados seguindo a norma API 5L, e classificado como API 5L X80, sendo o aço obtido pela rota de fabricação TMCP. A composição química do aço está apresentada na Tabela (Tabela 1).

A Tabela 1: Composição química do metal de base do aço utilizado.

%C	% Mn	%S	% Ni	% Cr	% Cu	% Ti	% Al	% Si	% Nb	CE _{EW}	Ceq
0,054	1,72	0,004	0,146	0,218	0,2	0,013	0,034	0,221	0,089	0,401	0,172

5.1 Processo de soldagem empregado

A soldagem dos dois anéis foi realizada na empresa Lincoln Eletric do Brasil. Primeiramente os tubos foram alinhados deixando uma abertura de raiz de 1,6mm entre eles. Após a montagem, foi realizado o passe de raiz utilizando o processo MAG com transferência controlada, utilizando-se uma mistura gasosa de 80% argônio e 20% CO₂, com vazão de 17 litros por minuto. O arame utilizado neste passe foi o ER80S-G com 1,1mm de diâmetro. Durante a soldagem foram coletados dados de tempo de soldagem, tensão média do arco elétrico, corrente média de soldagem e velocidade de alimentação do arame.

Nos passes de enchimento e acabamento o processo utilizado foi o arame tubular com proteção gasosa. O gás de proteção utilizado foi uma mistura de 75% argônio e 25% CO₂, com vazão de 16 litros por minuto. O consumível utilizado foi o E101T1GM-H8, com arame de 1,1 mm de diâmetro.

Os dados coletados no momento da soldagem forneceram as informações descritas nas tabelas de 2 a 6.

Na figura 12 observa-se o esquema com todos os cordões de solda.

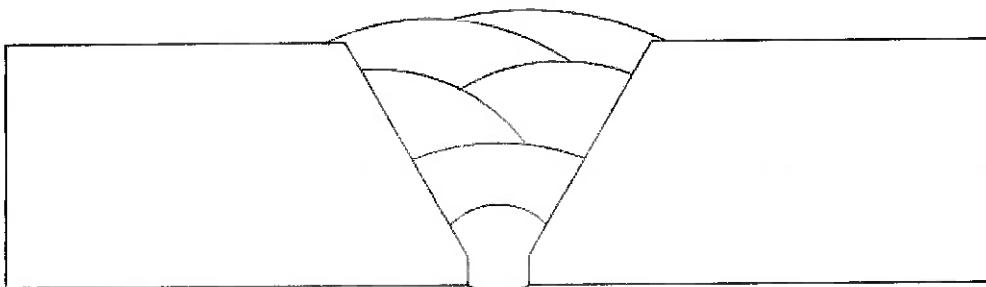


Figura 10: Esquema com todos os cordões de solda

A Tabela 2 mostra os dados do primeiro passe de enchimento

Tabela 2 :Dados do primeiro passe de enchimento

Passe	Tempo de Soldagem (s)	Tensão Média (V)	Corrente Média (A)	Velocidade Média Consumível (mm/s)	do True Energy™ (KJ)	Velocidade de soldagem (mm/s)
1	77	22	148,9	93,4	252,9	7,3
2	87,4	22	138,3	93,4	266,5	7,3
3	118,3	22	141,7	93,4	369,8	7,3
4	152,6	22	145,3	93,4	489,3	7,3
5	77,7	22	150	93,4	257,1	7,3
6	54,9	22	147,2	93,4	178,3	7,3
7	88,5	21,9	146,7	93,4	287,4	7,3
8	162,8	21,7	142,5	93,4	506,1	7,3
9	90,5	21,9	154,4	106,2	308,9	7,3

A Tabela 3 mostra os dados do primeiro passe da segunda camada de enchimento

Tabela 3: Dados do primeiro passe da segunda camada de enchimento

Passe	Tempo de Soldagem (s)	Tensão Média (V)	Corrente Média (A)	Velocidade Média Consumível (mm/s)	do True Energy™ (KJ)	velocidade (mm/s)
1	72,3	21,9	161,6	106,2	257,8	10,2
2	54,8	22	159,1	106,2	192,4	10,2
3	97,1	22	158,8	106,2	340,3	10,2
4	114,3	21,9	157,2	106,2	396,4	10,2
5	62,2	22	154,7	106,2	212,4	10,2
6	184,9	22	157,9	106,2	643,9	10,2
7	53,8	22	156,4	106,2	185,5	10,2

A Tabela 4 mostra os dados do segundo passe da segunda camada de enchimento

Tabela 4: Dados do segundo passe da segunda camada de enchimento

Passe	Tempo de Soldagem (s)	Tensão Média (V)	Corrente Média (A)	Velocidade Média do Consumível mm/s	True Energy™ (KJ)	velocidade (mm/s)
1	145,8	22	158,5	110,5	509,9	8,1
2	274,3	21,9	171,5	123,3	1038,1	8,1
3	121,6	21,9	167,1	123,3	448,3	8,1
4	201,9	21,9	176,4	123,3	786,1	8,1
5	44,9	21,9	176,9	123,3	175	8,1
6	10,2	22,2	190,8	122,4	42,8	8,1

A tabela 5 mostra os dados do primeiro passe da camada de acabamento.

Tabela 5: Dados do primeiro passe da camada de acabamento.

Passe	Tempo de Soldagem (s)	Tensão Média (V)	Corrente Média (A)	Velocidade Média do Consumível mm/s	True Energy™ (KJ)	velocidade (mm/s)
1	113,8	22	186,8	200,1	469	3,6
2	166,4	22	176,4	276,3	647,6	3,6
3	153,7	22	176,7	255,6	599,2	3,6
4	140,5	22	174,6	230,7	540,9	3,6
5	289,9	21,9	174,9	477,1	1118,2	3,6
6	179,8	21,9	175,9	297,7	697,8	3,6
7	116,3	22	170	185,7	435,4	3,6
8	169,7	21,9	172,9	276,2	647,3	3,6
9	190,1	22	173,5	310,1	726,9	3,6
10	247,1	21,9	175,3	407,7	955,7	3,6

A Tabela 6 mostra os dados do segundo passe da camada de acabamento.

Tabela 6: Dados do segundo passe da camada de acabamento

Passe	Tempo de Soldagem (s)	Tensão Média (V)	Corrente Média (A)	Velocidade Média do Consumível mm/s	True Energy™ (KJ)	velocidad e (mm/s)
1	66	22	175,8	123,3	255,9	3,7
2	43,1	21,9	177	123,3	168,7	3,7
3	48,5	22	175,7	123,3	187,9	3,7
4	86,9	22	177,3	123,3	340	3,7
5	159,9	21,9	174	123,3	614,4	3,7
6	46,9	22,1	177,6	123,3	183,6	3,7
7	48,1	22	177,5	123,3	188,2	3,7
8	125,1	21,9	178,7	123,3	493,7	3,7
9	127,4	22	180,8	123,3	508,5	3,7
10	60,4	22	184,5	123,3	246	3,7
11	29,2	22,1	181,1	123,3	116,6	3,7
12	34,9	22,1	183,1	123,3	141,1	3,7
13	33,7	22,1	188,2	123,3	139,9	3,7
14	66,6	22	188,3	123,3	276,6	33,7
15	56	22	173,9	123,3	214,9	3,7
16	66,4	22	172,7	123,3	253,3	3,7
17	167,6	22	183	123,3	676,8	3,7
18	151,1	22	177,6	123,3	591,8	3,7
19	103,7	22	179,8	127,6	411,1	3,7
20	28,8	22,1	190,4	127,6	121	3,7
21	128	21,9	179,7	127,6	507,1	3,7

5.2 Análise metalográfica

A análise metalográfica dos aços foi feita seguindo os procedimentos de corte e em seguida embutidas em baquelite, posteriormente lixadas em papel com carbeto de silício, - com granulométricas de #180, #220, #320, #420, #600 e #2000 nessa exata sequência- para o desbaste mais grosso, e depois lavadas com água entre cada etapa de passagem de lixa. Em seguida, as amostras foram polidas com pasta de diamante com granulométrica de 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m, nessa sequência, sendo lavadas com água e álcool etílico entre cada polimento e também ao final deste, seguindo o procedimento metalográfico padrão [18, 24-25]. Após estes passos, as amostras foram observadas em microscópio óptico, onde foram feitas fotografias das inclusões encontradas nas amostras metálicas. Em sequência, as amostras foram imersas por 10 segundos em solução de Nital

2%, álcool etílico e ácido nítrico (2ml de HNO_3 em 98ml de álcool etílico (95%), sendo lavadas após o ataque químico com água e álcool e posteriormente secas com ar quente forçado, e novamente levadas para serem observadas em microscópio óptico (*Olympus BX60M* luz refletida direta), produzindo novas imagens agora com a microestrutura dos contornos de grão visíveis.

Realizou-se análise da microestrutura após ataque metalográfico com o reagente Klemm 1 que consiste de 1g de metabissulfito de potássio em 50 ml de solução saturada de tiossulfeto de sódio, para determinação do agregado de MA. Este reagente colore a microestrutura e deixa o agregado MA sem ataque, que se apresenta da cor branca. Para determinação do tamanho de grão da austenita anterior realizou ataque com o reagente Nital Plus, que consiste em uma mistura (1parte para 1) dos reagentes Nital 2% e Picral (1 grama de ácido pícrico diluído em água) por 5 segundos.

5.3 Estereologia

Tamanho de grão da austenita anterior

O tamanho grão da austenita anterior foi realizando aplicando a técnica Intercepto médio. Onde tem-se um círculo de perímetro conhecido e o numero de contornos de grãos que são cortados pela linha, conforme equação abaixo:

$$N_L = n^{\circ} \text{ de interceptos/ perímetro} \quad (3)$$

$$d = 1/N_L \quad (4)$$

n° de interceptos = Intercepto é onde a linha cruza o contorno de grão

D= diâmetro médio do grão em milímetro.

Com esta media o efeito de anisotropia é reduzida quando compara ao método de medição do intercepto simples. Para revelar o contorno de grão foi realizado o ataque metalográfico com o reagente Nital Plus (2 ml de ácido nítrico em 98 ml de álcool + 1g ácido pícrico em 100ml de água; 1:1) por 5 segundos.

5.3.1 Fração de pontos

Para a etapa de determinação da fração volumétrica das inclusões foram utilizadas as especificações da norma ASTM E 562-02 [26], de determinação da fração volumétrica pela contagem sistemática manual de pontos (Figura 11). Este método consiste em sobrepor uma rede de pontos sobre uma determinada área da microestrutura, neste trabalho a rede foi disposta sobre a micrografia. A seleção do tipo de rede a ser utilizada consistiu da seguinte forma: na média dois pontos não poderiam cair sobre a mesma inclusão, e o espaçamento entre os pontos foi próximo do espaçamento entre as inclusões conforme a literatura sugere. O número de pontos que caem dentro da fase de interesse (microconstituente M/A), dividido pelo número total de pontos da rede, fornece a fração da área de interesse (microconstituente M/A).

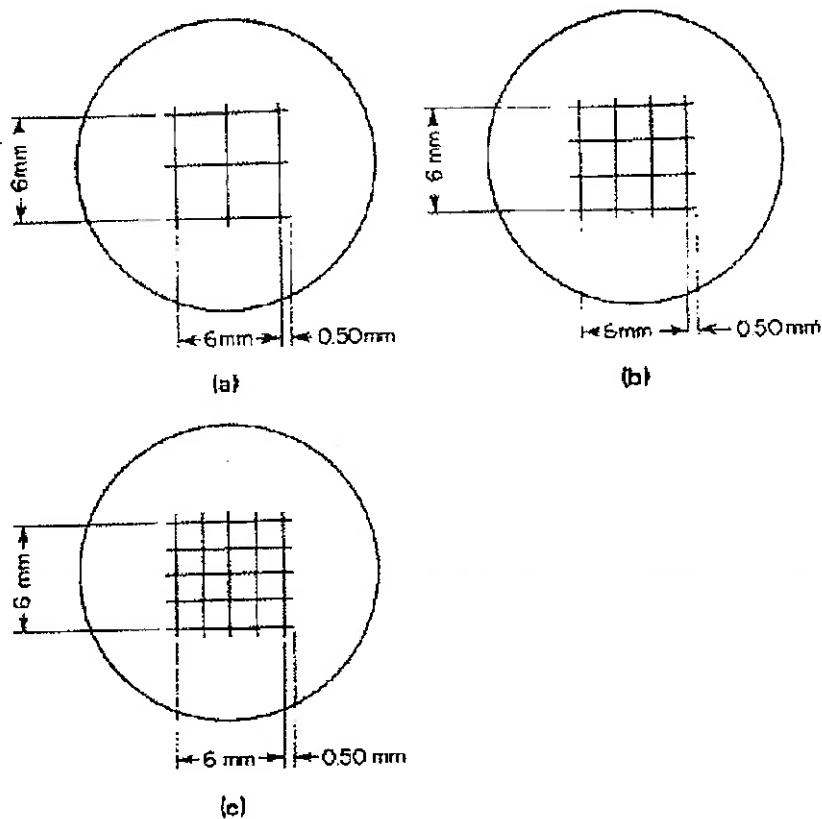


Figura 11: Exemplo de malha comumente utilizada na determinação de fração de pontos [27].

5.4 A preparação das amostras para EBSD

A superfície da amostra deve ser cristalina e sem deformação plástica excessiva. No caso dos metais, geralmente são preparados por eletropolimento. Já os materiais mal condutores, a preparação da amostra consiste em fornecer um meio de desviar a corrente de feixe de elétrons para evitar imposições superfície. Revestimento de carbono pode ser necessário para isolantes e semicondutores, mas os revestimentos devem ser minimizados (inferior a 100 Angstroms) para assegurar sinal suficiente para relações de ruído para padrões utilizáveis [20-23].

Para análise de orientação cristalográfica aplicou-se a técnica de EBSD, para tal as amostras foram polidas mecanicamente com sílica coloidal na fase de polimento final. Imagens de orientação foram tiradas em funcionamento voltagem de 20 kV, de uma distância de trabalho de 20 mm e um ângulo de inclinação de 70 °. Os dados eram recolhidos utilizando um tamanho de passo de 0,4 um com uma ampliação de 20000 vezes.

5.5 Dureza

As propriedades mecânicas da junta soldada (cordão, zac, zona fundida, zona de ligação), foram determinadas através do ensaio de microdureza. Em geral, dureza implica em resistência à deformação e, para os metais, esta propriedade é uma medida de sua resistência à deformação plástica, ou permanente. Portanto isto foi realizado os ensaios de macrodureza Brinell e microdureza vickers. Haja vista a possibilidade de se determinar o limite de resistência à tração de materiais, que apresentem valores de dureza superiores a 380HB, utilizando os valores obtidos a partir do ensaio de dureza Brinell como mostra a equação abaixo, também é possível converter os resultados de dureza Vickers utilizando a tabela apresentada abaixo, segundo a norma ASTM (equação 3).

$$\sigma = \alpha \cdot HB \quad (4)$$

Outra forma de se determinar a resistência a tração (empírica) dos materiais, por meio dos resultados de dureza Brinell, é multiplicando-se uma constante (3,5) ao valor de dureza obtido no ensaio, como visto na equação abaixo (equação 4).

$$\sigma = 3,5 \cdot HB \quad (5)$$

O ensaio de dureza Brinell consiste em indentar uma superfície metálica com uma esfera de aço de 10 mm de diâmetro sob uma carga de 3000 Kgf. Para metais macios, a carga é reduzida para 500 Kgf para evitar uma impressão muito profunda, e para metais muito duros uma esfera de carbeto de tungstênio é usada para minimizar a distorção do indentador. A carga é aplicada por um tempo padrão, normalmente 30 segundos, e o diâmetro da indentação é medido com um microscópio de baixo aumento após a remoção da carga. Uma medida de duas leituras de diâmetros perpendiculares deve ser feita. A superfície sobre a qual a indentação é feita deve estar relativamente polida, limpa e livre de óxidos. O número de dureza Brinell (BHN) é expresso pela carga P dividida pela área superficial da indentação, o que é expresso pela equação 5:

$$HB = P / (D/2)(D - D^2 - d^2) \quad (6)$$

onde: P é a carga aplicada, em kgf, D é o diâmetro da esfera, em mm e d o diâmetro da indentação, em mm.

Já o ensaio de dureza *Vickers* utiliza como penetrador um diamante de base quadrada, sendo o ângulo interno entre as faces opostas da pirâmide igual a 136°. A dureza *Vickers* (VHN) é definida como a carga dividida pela área superficial da indentação. Na prática, esta área é calculada a partir de medições ao microscópio dos comprimentos das diagonais das impressões. O numero de dureza *Vickers* pode ser determinado pela equação 6:

$$HV = 2F \operatorname{sen}(136^\circ/2) / L^2 = 1,854P/L^2 \quad (7)$$

onde F é a carga aplicada em kgf, L é o comprimento médio das diagonais em mm e 136° é o ângulo entre as faces opostas do diamante. Foram realizados ensaios de microdureza automatizados, onde aproximadamente 3000 pontos foram medidos, com estes resultados construiu-se o mapa de microdureza da

junta soldada o que possibilitou uma melhor observação de possíveis diferenças de propriedades no material.

6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Análise macrográfica

A Figura 12 apresenta o resultado do ensaio macrográfico para o cordão obtido pelo processo arco submerso. Através desta análise, observa-se sobreposição entre os cordões de solda interno e externo. Isto indica que os parâmetros arco voltaico (tensão e corrente) e as variações de velocidade não alteraram a geometria básica para uma soldagem por arco submerso, e para o processo de arame tubular. Concomitante por meio deste perfil é possível observar que a junta soldada não apresenta descontinuidades.

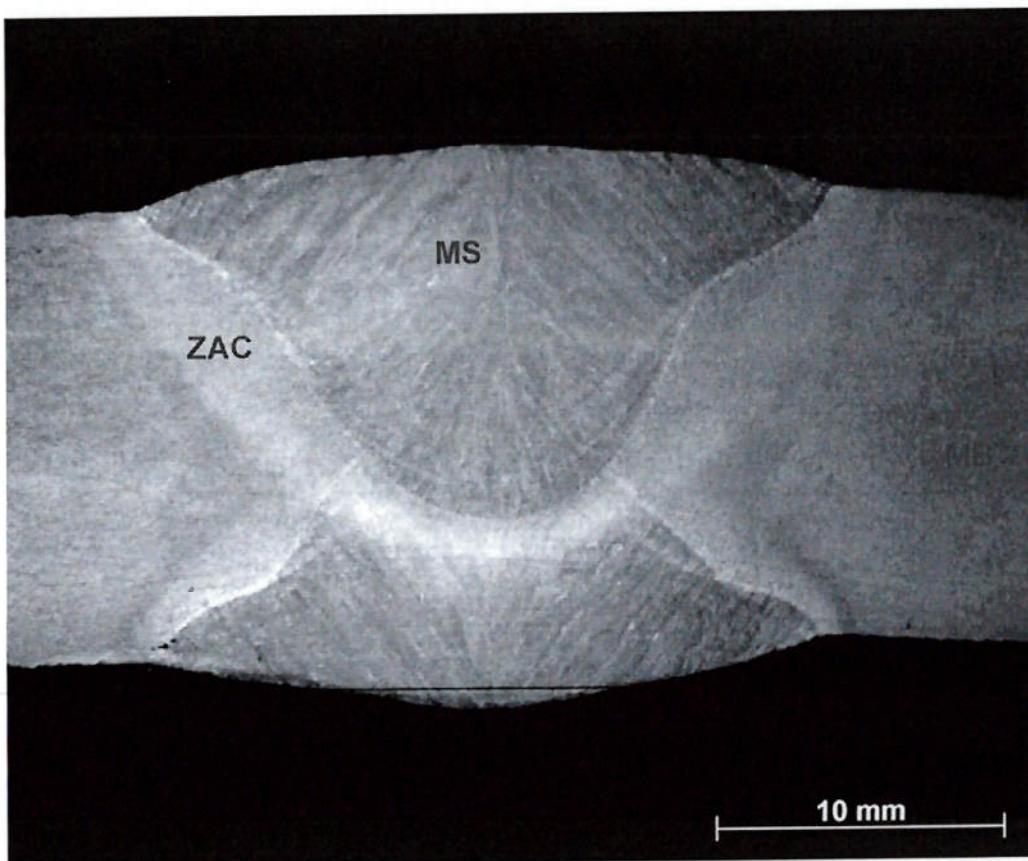


Figura 12: Ensaio macrográfico para o cordão de solda obtido pelo processo arco submerso.

A Figura 13 apresenta o resultado do ensaio macrográfico para o cordão obtido pelo processo arame tubular.

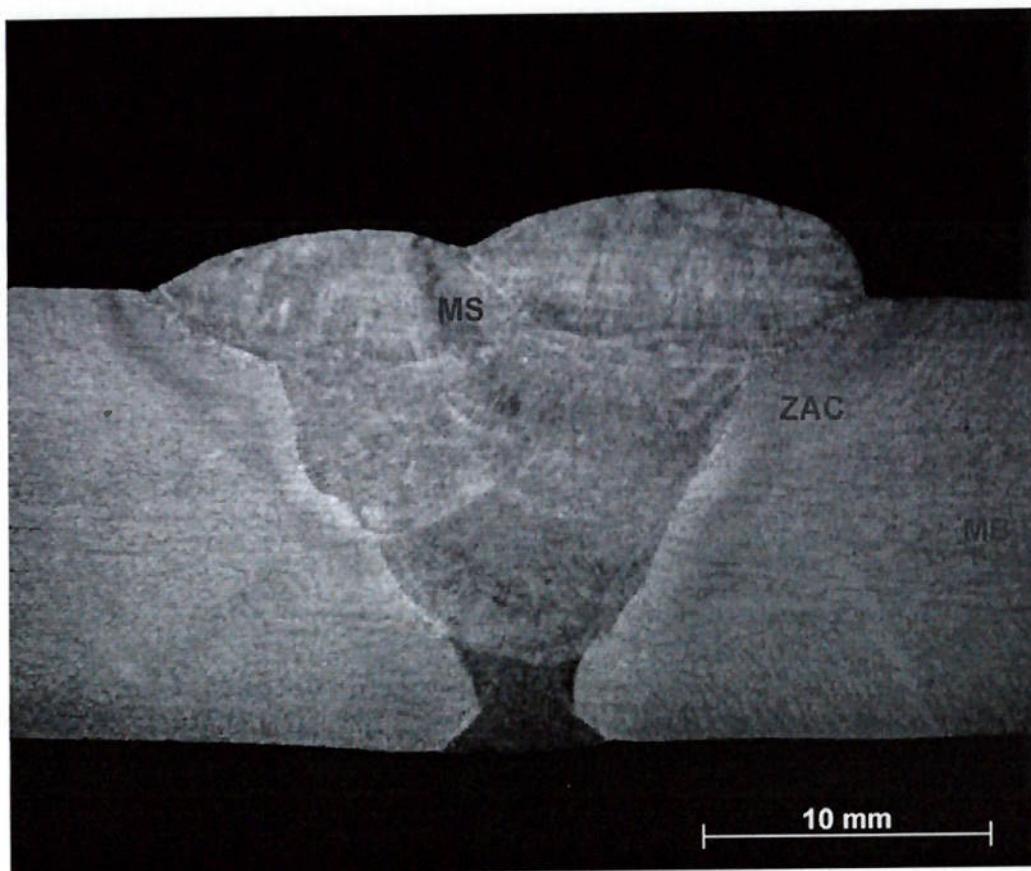


Figura 13: Ensaio macrográfico para o cordão de solda obtido pelo processo arame tubular .

A Tabela 7 apresenta a Extensão da ZAC em milímetro dos cordões analisados (cordão circunferencial ou cordão de costura).

Tabela 7: Extensão da ZAC em milímetro dos cordões analisados (cordão circunferencial ou cordão de costura).

	Arame tubular		Arco submerso	
	Esquerda	Direita	Esquerda	Direita
Acabamento	2.78	3.13	2.46	2.48
Enchimento	3.13	2.61	4.51	5.16
Raiz	3.04	2.69	3.65	3.36

A Figura 14 apresenta os resultados do ensaio macrográfico para a intersecção entre os dois cordões mostrados na Figura 12 e Figura 13. Através desta análise,

observa-se junto ao lado esquerdo da figura a zona afetada pelo calos no metal base gerado pelos processo de soldagem arame tubular e pelo processo MAG transferência controlada. No lado direito da figura observa-se a macroestrutura - vista do central do cordão - obtido pelo processo arco submerso, nesta região da amostra observa-se a presença de grão colunares, partindo do núcleo do cordão indo em sentido a superfície.

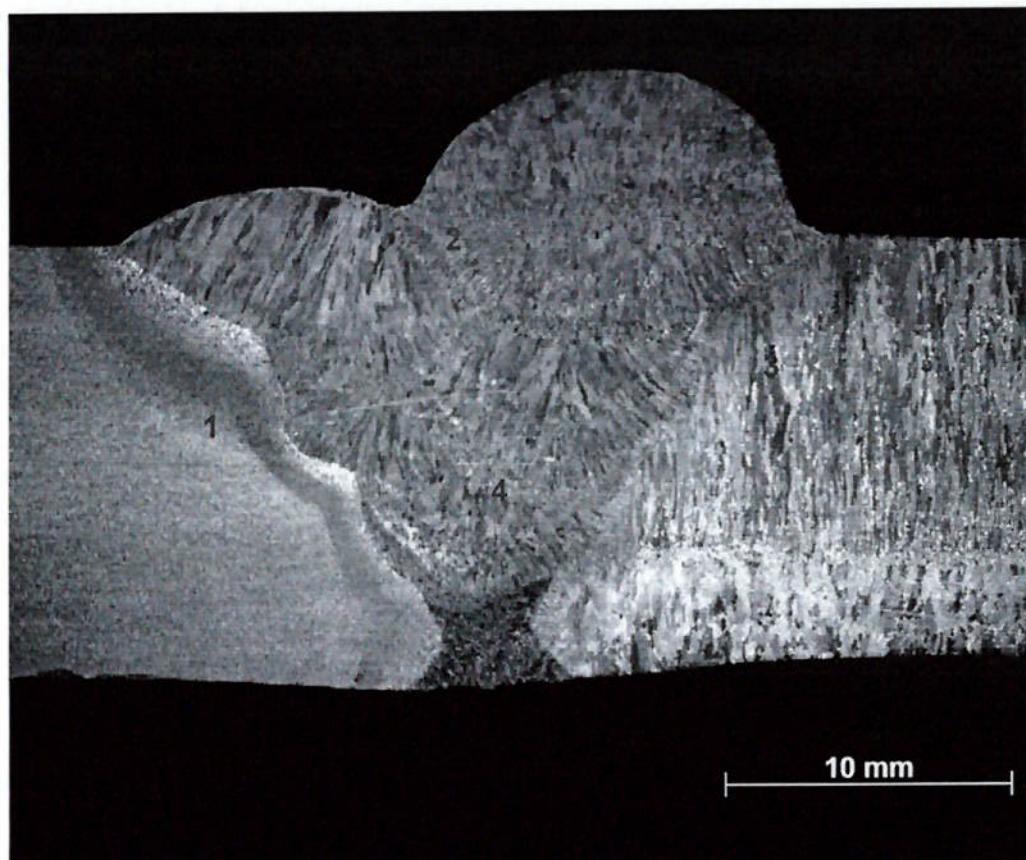


Figura 14: Ensaio macrográfico para a intersecção entre os dois cordões . Em (1) o metal base; em (2) metal de solda do cordão circunferencial obtido processo de soldagem por arame tubular; em (3) metal de solda do cordão longitudinal obtido processo de soldagem por arco submerso; em (4) metal de solda do passe de raiz feito pelo processo MAG com transferência controlada.

A Figura 15 mostra a distribuição média do tamanho de grãos da austenita anterior nas amostra analisadas.

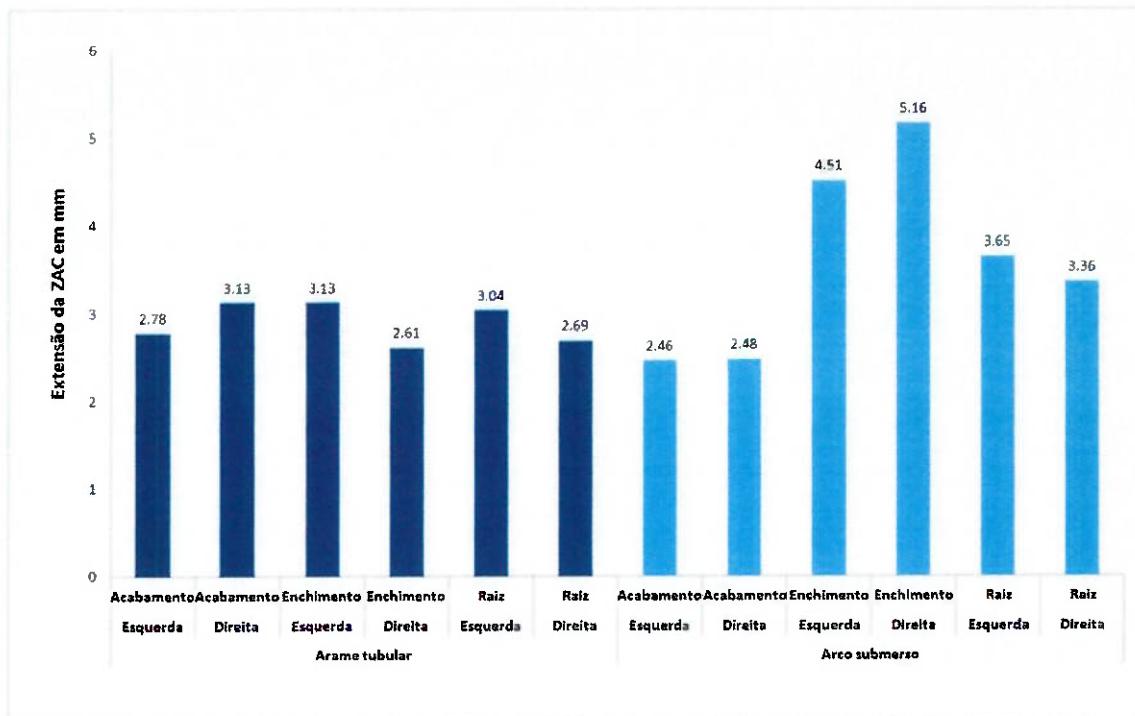


Figura 15: extensão média das zonas afetadas pelo calor observado nos materiais.

As análises macrográficas mostram sinais de bandeamento devido à existência de segregação química herdada do estágio de solidificação e expansão em camadas pela deformação de laminação no metal base. Com base nos resultados apresentados na Figura 15, pode-se notar que a amostra soldada com arco submerso apresentou uma maior extensão da ZAC que a amostra soldada pelo processo de arame tubular. A extensão da ZAC está diretamente relacionada a quantidade de calor presente no processo, o processo de soldagem a arco submerso há maiores aporte térmicos e acumulo de calor, quando comparado ao processo a arame tubular, isto justifica o aumento do tamanho do grão nestas amostras.

6.2 Resultados do teste de microdureza

As Figura 16 a-c mostram mapas de microdureza para os dois cordões estudados assim como para a sua respectiva intersecção. a – mapa de microdureza para o cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso; b – mapa de microdureza para o cordão de solda obtido pelo processo a arame tubular; c – mapa de microdureza para intersecção entre os dois cordões.

A região A apresenta um valor de dureza 280 HV significativamente superior ao valor obtido na região B que é de 180HV. A microdureza medida no metal de base foi de aproximadamente 230 HV. A microdureza da ZAC foi de aproximadamente 180HV e o comprimento total da ZAC em torno de 4 mm extensão. O metal de solda apresentou uma microdureza de aproximadamente 250 HV.

De maneira geral os valores da microdureza nas zonas fundidas dos corpos de prova (circuferencial, costura e intersecção) se apresentam maiores que aqueles medidos na zona afetada pelo calor e metal base, tanto os valores vão dentro dos cordões chegam a atingir 280 HV0.5, enquanto que na ZAC os valores ficam próximos de 196HV0.5, já o metal base apresenta um valor de aproximadamente 230HV0.5.

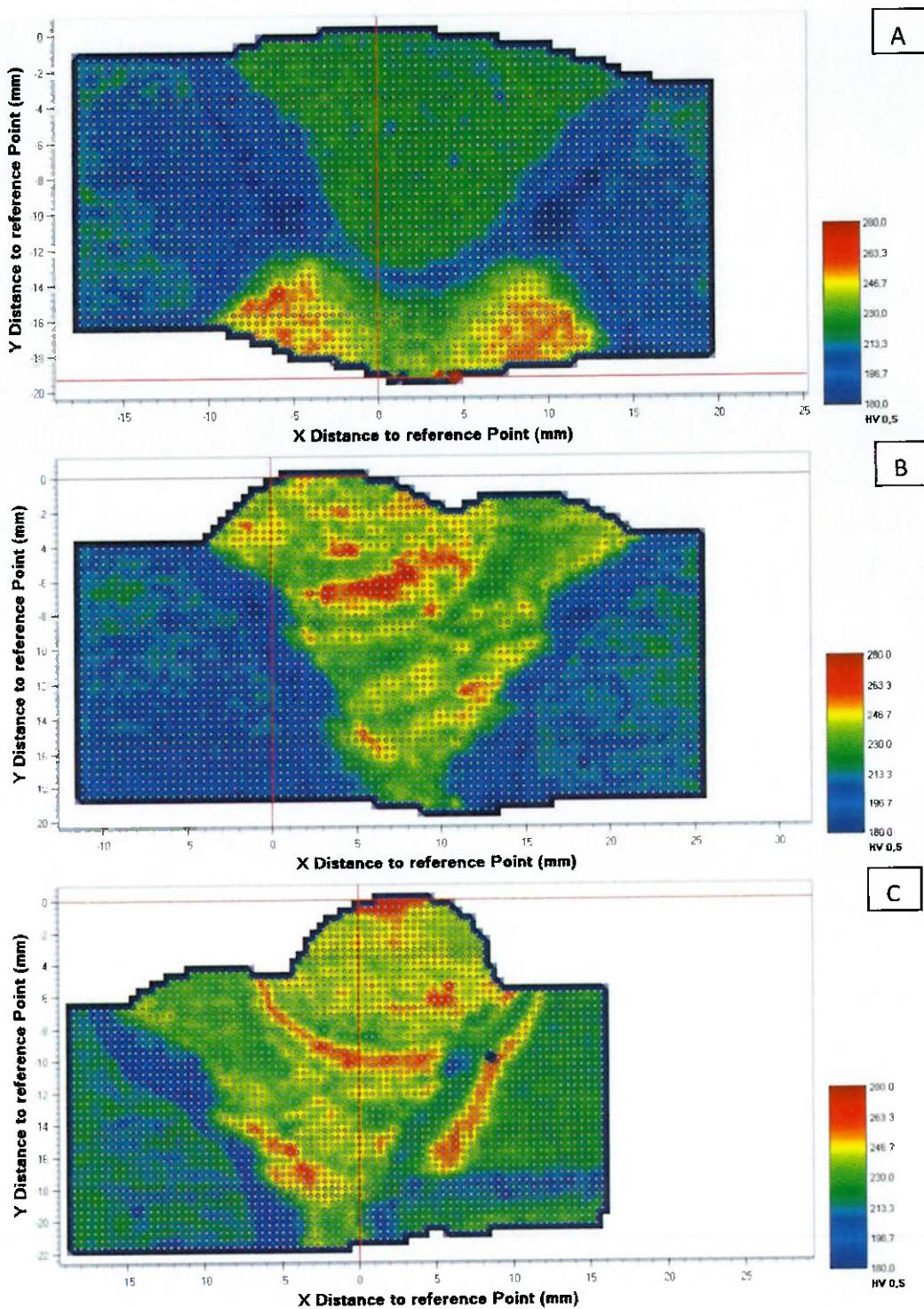


Figura 16: Mapas de microdurezas obtidas para os dois cordões estudados assim como para a sua respectiva intersecção; a – mapa de microdureza para o cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso; b – mapa de microdureza para o cordão de solda obtido pelo processo a arame tubular; c – mapa de microdureza para intersecção entre os dois cordões.

6.3 Caracterização metalográfica

As microestruturas foram examinadas utilizando microscopia óptica e eletrônica de varredura. Adicionalmente, a metalografia quantitativa forneceu informações detalhadas sobre as frações de fase e tamanho de grãos.

6.3.1 Analise metalográfica do Cordão obtido pelo processo de soldagem

Arco Submerso

As Figura 17 A-F apresentam, respectivamente, as micrografias obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura, para o processo de arco submerso da zona fundida, região de grãos grosseiros na ZAC e região de grãos finos na ZAC.

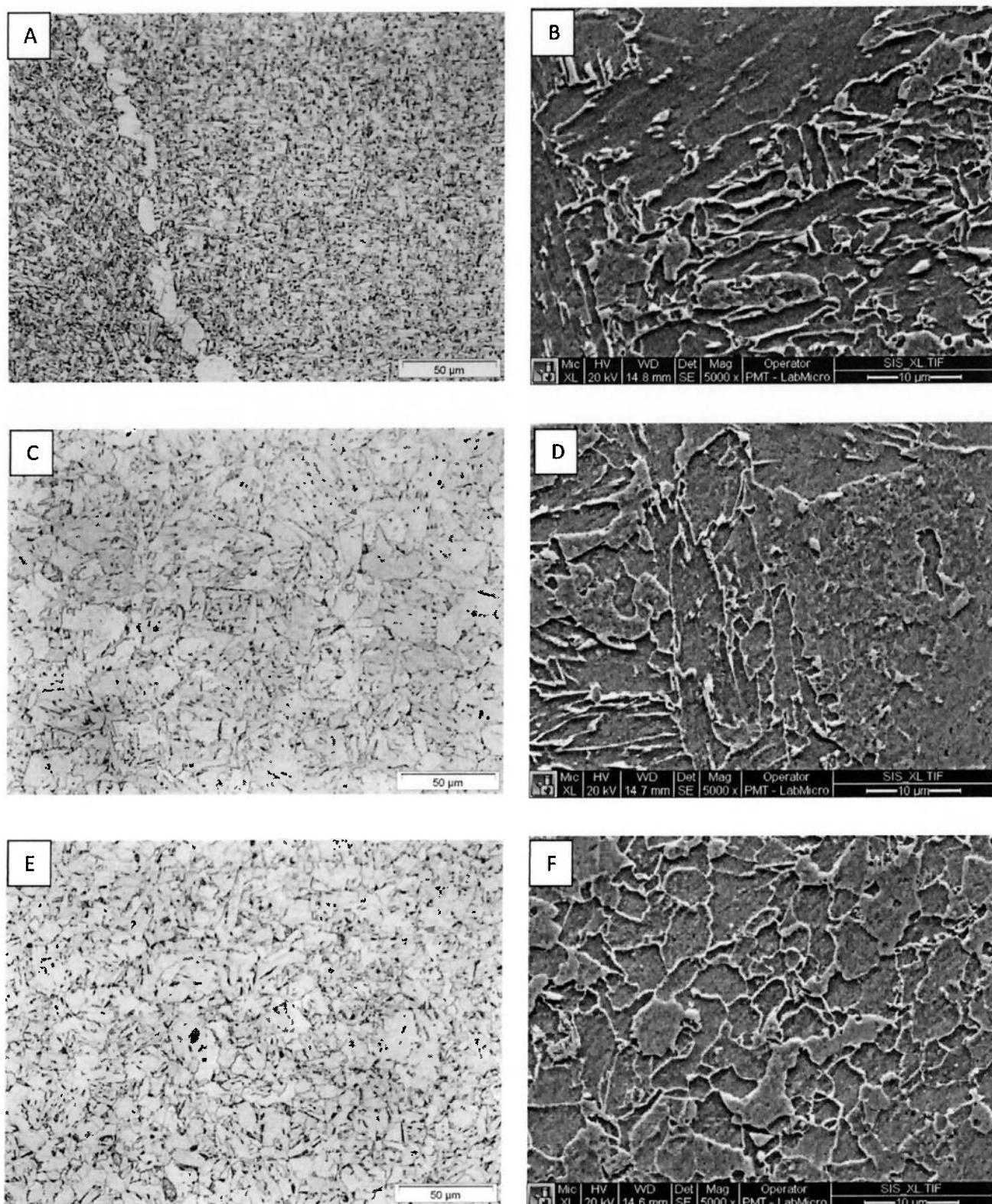


Figura 17: Microestrutura do cordão de solda e ZAC, obtidos pelo processo arco submerso obtidos por microscopia óptica (500x) e eletrônica de varredura(5000x) respectivamente. A e B - microestrutura do cordão de solda ; C e D - microestrutura da ZAC região de grãos grosseiros; E e F - microestrutura da ZAC região de grãos finos. Ataque Nital 2%.

As microestruturas observadas nas Figura 17 (A) e (F) foram obtidas no interior do cordão de solda (zona fundida). Na Figura 17 (A), observa-se grãos de ferrita poligonal acicular e grãos de ferrita quase poligonal de tamanho de grão heterogêneo. A Figura 17 (B) mostra com maior aumento um detalhamento desta microestrutura (5000x). As Figura 17 (C) e (D) foram obtidas da zona afetada pelo calor na região de grãos grosseiros. Na Figura 17 (C), observa-se grãos de ferrita poligonal acicular e grãos de ferrita quase poligonal de tamanho de grão heterogêneo, também presença de bainita. A Figura 17 (D) mostra com maior aumento um detalhamento da microestrutura da ZAC região de grãos grosseiros (5000x). Figura 17 (E) e (F) mostra a microestrutura do material observado na ZAC região de grãos finos. Figura 17 (E) observa-se grãos finos de ferrita poligonais, a presença de grãos finos de ferrita, que podem ser consequência do ciclo térmico dentro da zona crítica. Figura 17 (F) observa-se um detalhamento desta microestrutura observada em microscópio eletrônico de varredura com aumento de 500x.

As Figura 18 (A) – (F) apresentam, respectivamente, as micrografias obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura, para o processo de soldagem arame tubular para a zona fundida, a região de grãos grosseiros na ZAC e região de grãos finos na ZAC.

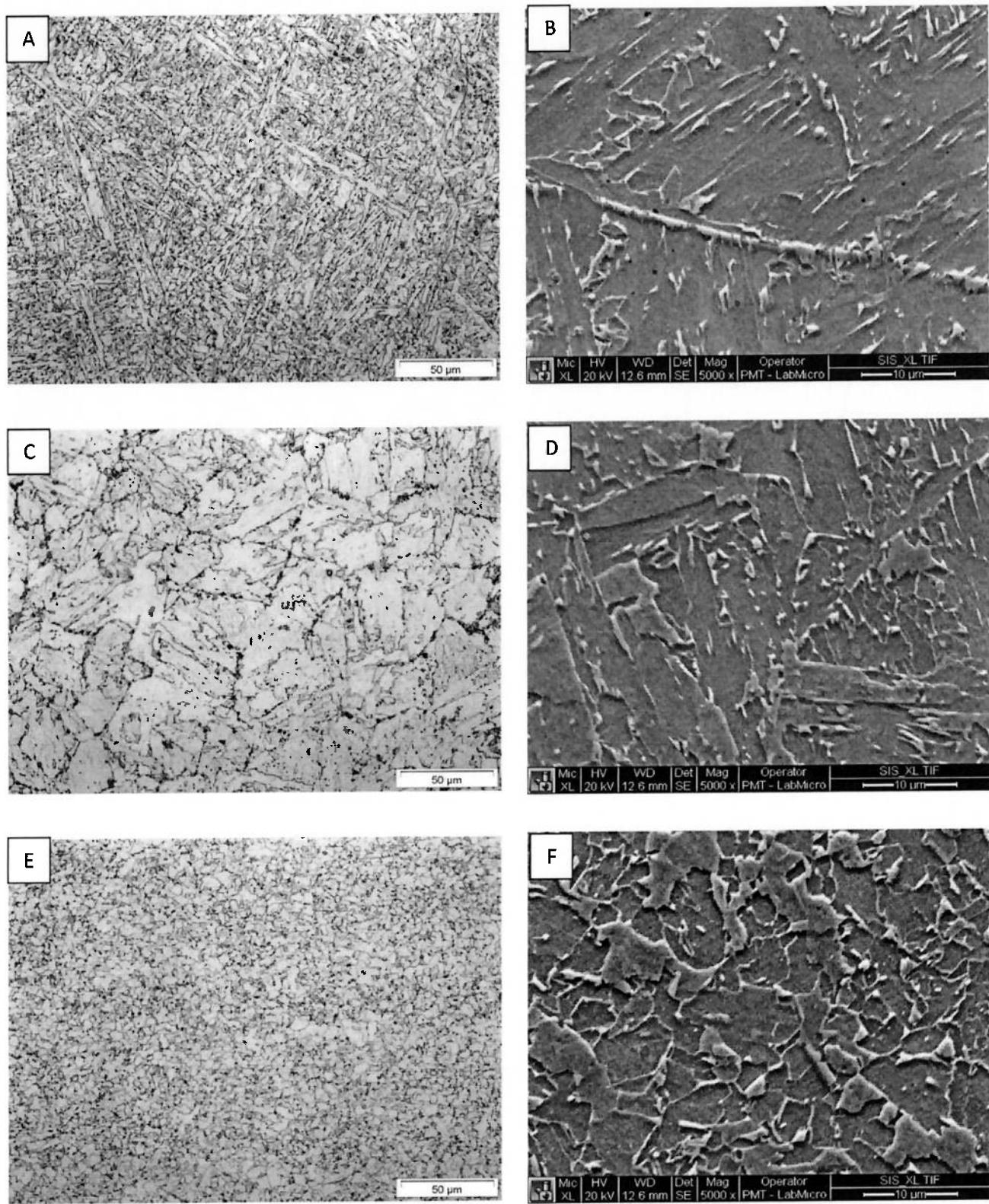


Figura 18: Microestrutura do cordão de solda e ZAC, obtidos pelo processo arame tubular, obtidos por microscopia óptica (500x) e eletrônica de varredura(5000x) respectivamente. A e B - microestrutura do cordão de solda ; C e D - microestrutura da ZAC região de grãos grosseiros; E e F - microestrutura da ZAC região de grãos finos. Ataque Nital 2%.

As microestruturas observadas nas Figura 18 (A) e (B) foram obtidas no interior do cordão de solda (zona fundida). Na Figura 18 (A), observa-se grãos de ferrita poligonal acicular e grãos de ferrita quase poligonal de tamanho de grão heterogêneo. A Figura 18 (B) mostra com maior aumento um detalhamento desta microestrutura (5000x). As Figura 18 (C) e (D) foram obtidas da zona afetada pelo calor na região de grãos grosseiros. Na Figura 18 (C), observa-se grãos de ferrita poligonal acicular e grãos de ferrita quase poligonal de tamanho de grão heterogêneo, também presença de bainita. A Figura 18 (D) mostra com maior aumento um detalhamento da microestrutura da ZAC região de grãos grosseiros (5000x). Figura 18 (E) e (F) mostra a microestrutura do material observado na ZAC região de grãos finos. Figura 18 (E) observa-se grãos finos de ferrita poligonais, a presença de grãos finos de ferrita, que podem ser consequência do ciclo térmico dentro da zona crítica. Figura 18 (F) observa-se um detalhamento desta microestrutura observada em microscópio eletrônico de varredura com aumento de 500x.

As Figura 20 A e B apresentam, respectivamente, as micrografias obtidas por microscopia ótica e eletrônica de varredura para o cordão obtido pelo processo de arco submerso. Estas microestruturas apresentaram-se compostas basicamente por uma mistura de ferrita acicular e ferrita poligonal extremamente refinadas. As imagens foram obtidas de acordo com os resultados de microdureza, que é reapresentado na Figura 19.

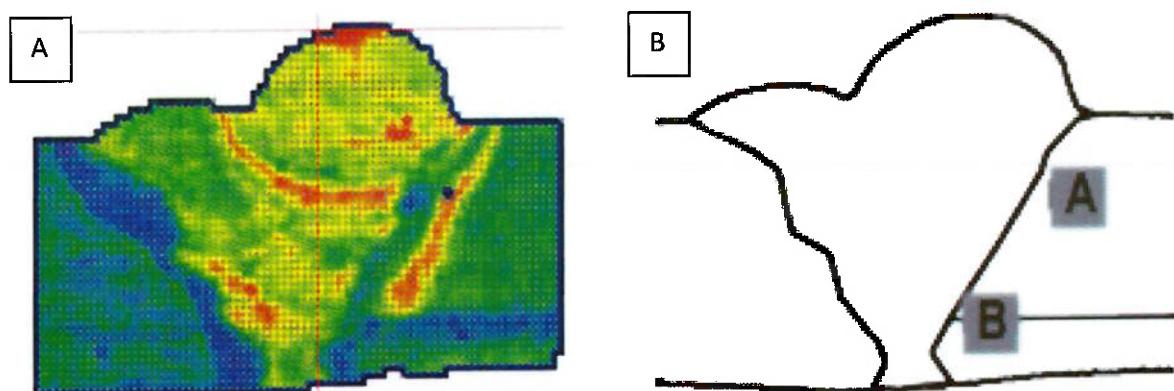


Figura 19: A - mostra mapa de microdureza HV0.5, para os dois cordões estudados assim como para a sua respectiva intersecção; B- estão representadas as regiões onde foram realizados os ensaios micrográficos e de EBSD.

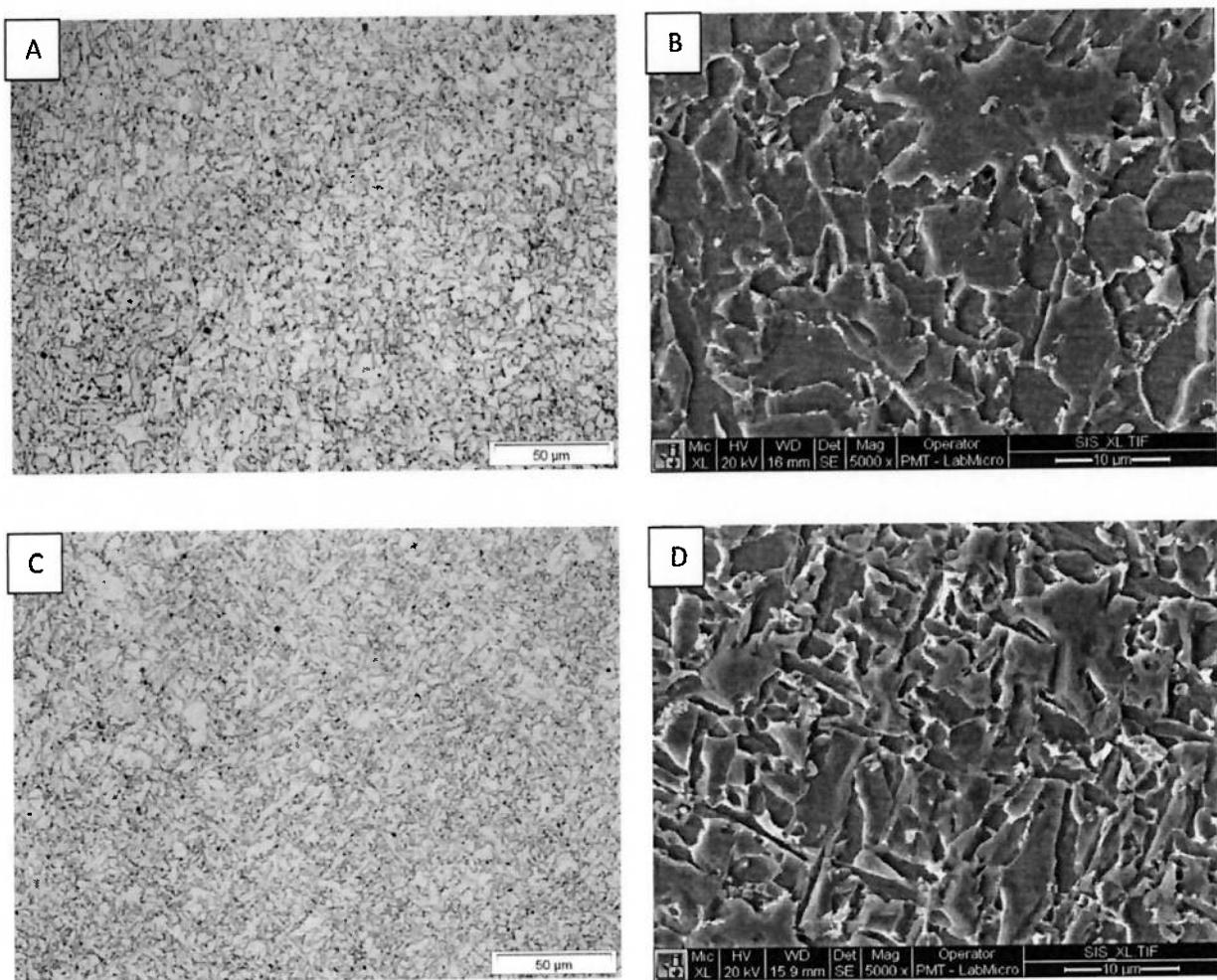


Figura 20: Microestrutura da região de inserção entre os cordões de solda (arame tubular e arco submerso). A - microestrutura da região b observada no microscópio eletrônico de varredura aumento de 5000x; 15 B - detalhamento da microestrutura observada com 5000x de aumento; microestrutura é predominante formada por grãos de ferrita poligonal, quase poligonal e microconstituente M/A. Ataque Nital 2%.

As Figura 20 (A) – (D) mostram as microestruturas da região de inserção entre os cordões de solda (arame tubular e arco submerso), sendo que as imagens foram feitas conforme Figura 19. (A) e (B) - microestrutura do cordão de solda obtidos por microscopia óptica (500x) e eletrônica de varredura(5000x) respectivamente para região A identificada conforme Figura 19 (B) - microestrutura é predominante formada por grãos de ferrita poligonal, quase poligonal; Figura 20 (D) e (F) microestrutura do cordão de solda obtidos por microscopia óptica (500x) e eletrônica de varredura(5000x) respectivamente para região B identificada

conforme Figura 19 B - microestrutura é predominante formada por grãos de ferrita acicular, quase poligonal.

A análises metalográficas indica que as microestruturas das amostras são mistas. Nas regiões de grãos finos. A presença da ferrita alotriomórfica foi estabelecida; ferrita alotriomórfica é o produto de transformação de difusão e, consequentemente, os grãos que crescem são relativamente livres de luxações. O restante da estrutura é demasiado fina, com uma estrutura fortemente deslocado na região de grosseiro, provavelmente bainita. Na região de granulação fina, agregado de placas de ferrita, foi observado, mas apresentando deslocamento significativo. Pode haver alguma precipitação cementita, que associada a perlita e a M/A, pode ser visto na regiões que se pensa serem bainítica, mas em frações muito pequenas. Em resumo, consiste de ferrita bainítica, alotriomórfica ferrita, perlita e constituintes martensita-austenita. Em particular, ferrita bainítica podem ser classificados em dois tipos; grão fino com carbonetos e grosseiras sem carboneto regiões granulados

6.3.2 Tamanho de grão da austenita anterior

A Figura 21 Micrografia mostrando o tamanho de grãos da austenita anterior para o cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso. A Figura 21 (A) apresenta uma microfotografia adquirida com um aumento de 50 x este aumento foi utilizado para determinar o tamanho de grão da austenita anterior no cordão de solda. A Figura 21 (B) apresenta uma microfotografia adquirida com um aumento de 500x onde observa-se o tamanho de grãos da austenita anterior junto a região de grão grosseiros.

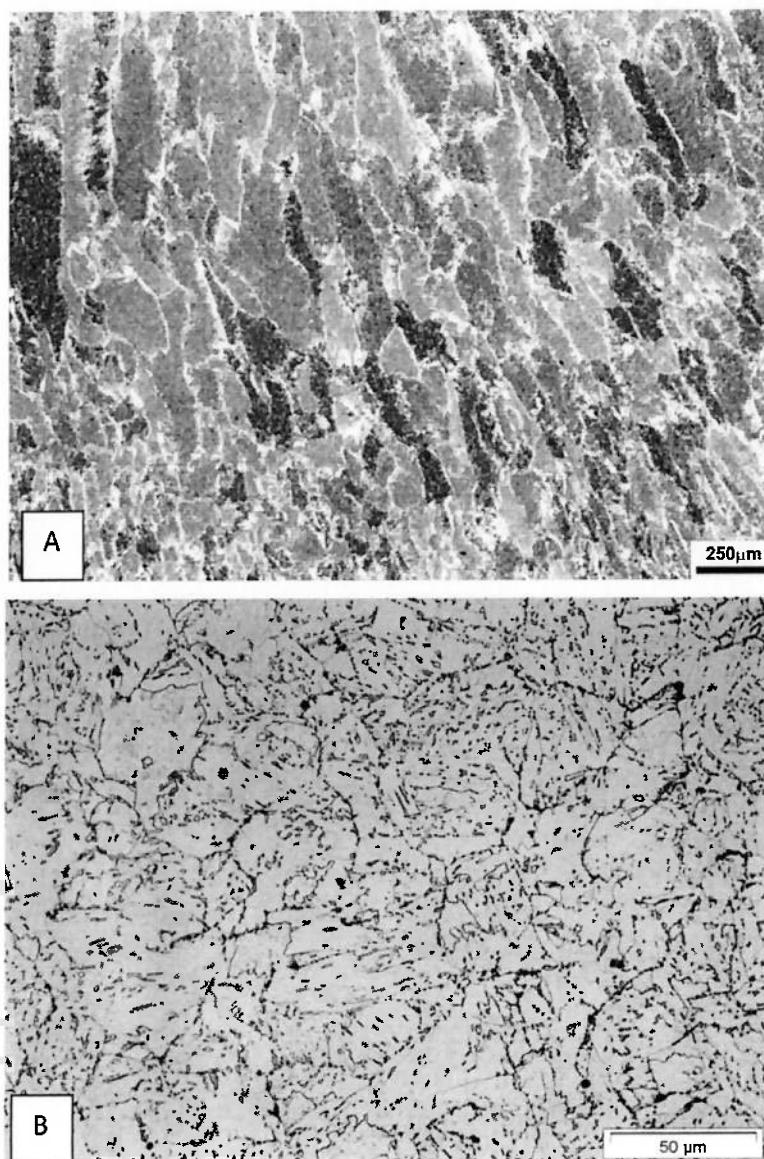


Figura 21: Micrografia mostrando o tamanho de grãos da austenita anterior para o cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso; A - Tamanho de grão da austenita anterior no cordão de solda; B - Tamanho de grãos da austenita anterior na ZAC junto a região de grão grosseiros. Ataque Nital plus (Nital 2% + Picral)

A Figura 22 (A) apresenta uma microfotografia adquirida com um aumento de 500 x este aumento foi utilizado para determinar o tamanho de grão da austenita anterior no cordão de solda. A Figura 22 (B) apresenta uma microfotografia adquirida com um aumento de 500x onde observa-se o tamanho de grãos da austenita anterior junto a região de grão grosseiros. A Figura 22 (C) apresenta uma microfotografia adquirida com um aumento de 500x onde observa-se o tamanho de grãos da austenita anterior junto a raiz do cordão.

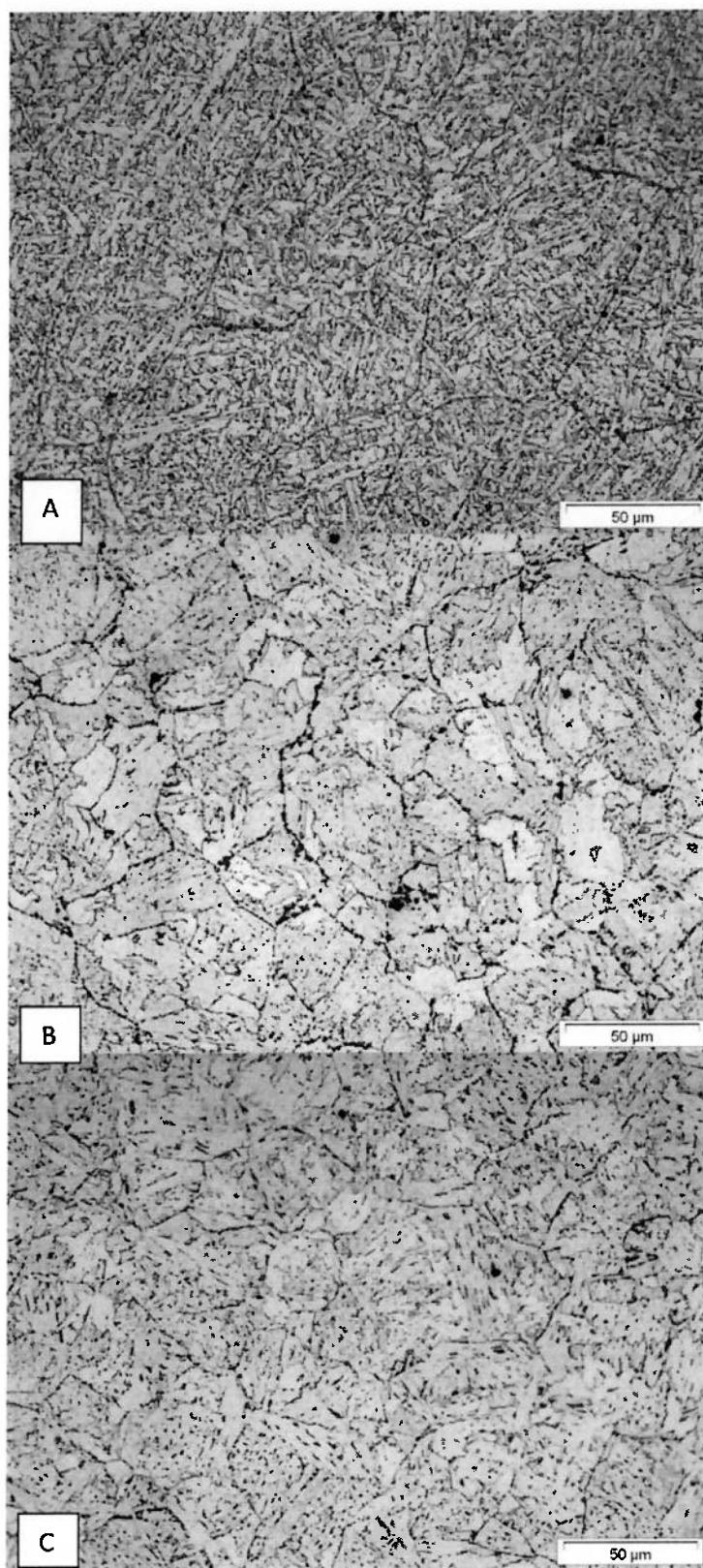


Figura 22: Micrografia mostrando o tamanho de grãos da austenita anterior para o cordão de solda obtido pelo processo arame tubular; A - Tamanho de grão da austenita anterior no cordão de solda; B - Tamanho de grãos da austenita anterior na ZAC junto a região de grão grosseiros; C - microfotografia adquirida Tamanho de grãos da austenita anterior na ZAC junto a raiz do cordão . Ataque Nital plus (Nital 2% + Picral). Aumento 500x

A Figura 23 apresenta uma microfotografia adquirida com um aumento de 500x onde observa-se o tamanho de grãos da austenita anterior junto a região de grão grosseiros ou seja a região de menor dureza da intersecção entre os cordões.

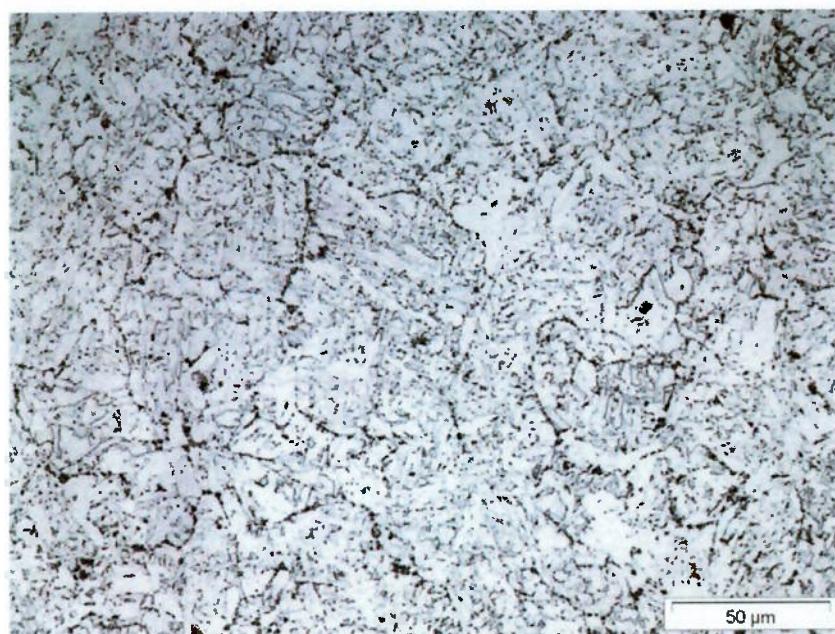


Figura 23: Micrografia mostrando o tamanho de grãos da austenita anterior para intersecção entre os cordões de solda; aumento 500x. Ataque Nital plus (Nital 2% + Picral)

A Figura 24 mostra a distribuição média do tamanho de grãos da austenita anterior nas amostras analisadas.

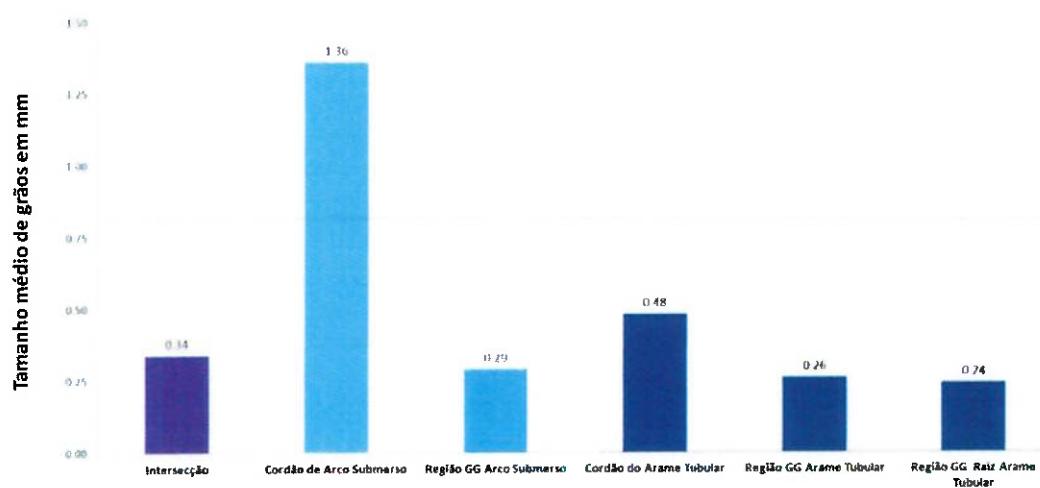


Figura 24: Distribuição média do tamanho de grãos da austenita anterior nas amostras analisadas

Nesta imagem é possível perceber que a amostra soldada pelo processo de arco submerso apresentou maior tamanho de grãos que as amostras soldadas pelo processo de arame tubular. O do tamanho de grão depende da relação ao tempo e à temperatura, que está demonstrada na Figura 25, que apresenta um gráfico do logaritmo do tamanho de grão em função do logaritmo do tempo para o ferro em várias temperaturas. Nota-se que o crescimento de grão procede mais rapidamente à medida que a temperatura aumenta. O processo de soldagem a arco submerso há maiores aportes térmicos e acumulo de calor, quando comparado ao processo a arame tubular, isto justifica o aumento do tamanho do grão nestas amostras.

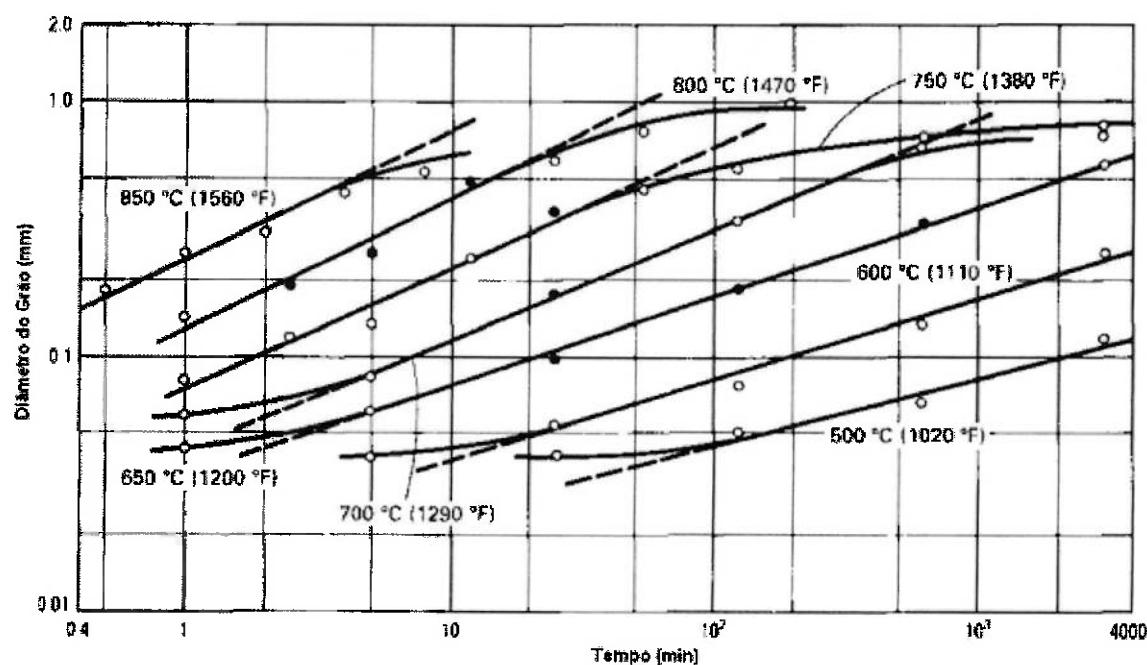


Figura 25: Gráfico do logaritmo do diâmetro de grão em função do logaritmo do tempo para crescimento de grão no ferro a várias temperaturas [28]

6.3.3 Fração volumétrica de microconstituinte martensita e austenita (M/A)

A Figura 26 representante, de forma ilustrativa, microestrutura do cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso assim como da sua ZAC revelando o microconstituinte M/A (martensita e austenita). O M/A aparece como uma fase

branca brilhante enquanto a ferrita é exposto como azul a bainita Ferrita (poligonais e aciculares), bem como a granulares tem cor azul escuro.

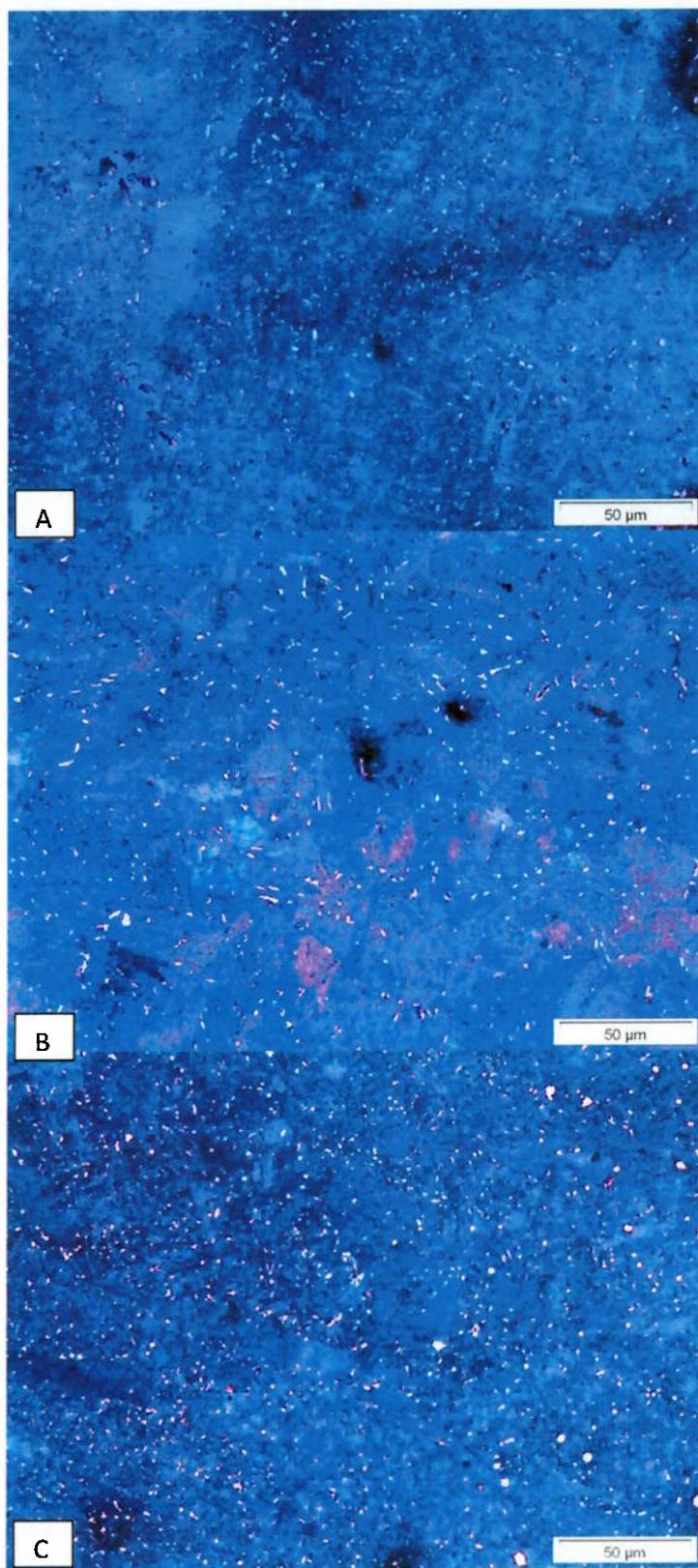


Figura 26: microestrutura do cordão de solda obtido pelo processo a arco submerso revelando o microconstituinte M/A (martensita e austenita); (A) mostra a microestrutura

do metal de solda (B) ZAC –região de grãos grosseiros o; (C) mostra a microestrutura junto a ZAC – região de grãos finos. Aataque Klemm1. Aumento 500x.

A Figura 26 (A) mostra a microestrutura do metal de solda revelada por ataque, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A Figura 26 (B) mostra a microestrutura junto a ZAC –região de grãos grosseiros - revelada por ataque Klemm1, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A. Figura 26 (C) mostra a microestrutura junto a ZAC – região de grãos grosseiros - revelada por ataque Klemm1, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A. De forma qualitativa nota-se que a proporções de constituinte M/A na região de grãos finos é maior que na região de grãos grosseiros e de solda.

A Figura 26 representante, de forma ilustrativa, microestrutura do cordão de solda obtido pelo processo a Arame tubular assim como da sua ZAC revelando o microconstituinte M/A (martensita e austenita). O M/A aparece como uma fase branca brilhante enquanto a ferrita é exposto como azul a bainita ferrita (poligonais e aciculares), bem como a granulares tem cor azul escuro.

O microconstituente martensita -austenita (M/A) costuma ser desajeitada porque é essencialmente um mistura de martensita não revenida junto a austenita retida. Quando transformações como widmanstätten ou ferrita bainita ocorrem em temperaturas acima da temperatura de formação da martensita(MS). A austenita residual é enriquecida em carbono e a sua temperatura de formação da martensita é reduzida. Em aços baixo carbono, a fração volumétrica desta austenita residual tende a ser pequena, e algumas delas podem decompor-se em parte em martensita se o MS for maior do que a temperatura ambiente. É essa pequena quantidade de martensita e austenita enriquecida em carbono é o constituinte MA. Este mecanismo simples para a gênese do constituinte M/A ajuda a estabelecer o papel dos elementos liga, taxas de resfriamento e tamanho de grão austenítico. Se o fração volumétrica de M/A é grande, então sua concentração de carbono será baixo; assumindo que o comportamento fragilizante está relacionado com elevado teor de carbono, a fase passa ser menos prejudicial em grandes frações. Os filmes de austenita retida não são considerados prejudiciais a tenacidade.

Quando se realiza uma análise comparativa para os resultados obtidos, observa-se que a ZAC de grãos finos apresentaram maiores frações volumétricas que o cordão de solda e do que a região de grãos grosseiros. Quando se compara os processos nota-se que as amostras soldados pelo processo de arco submerso apresentaram maiores teores. Na intersecção os resultados se repetiram, a região de grãos finos que apresentou maior dureza apresentou maiores proporções de M/A, quando comparado com a região de grãos grosseiros e menor dureza. A diferença entre a região de grãos finos e grosseiros pode ser explicada pelo numero de sitio, vista que o microconstituente MA forma-se nos contornos de grãos. Na comparação entre as Figuras 28 (A) (região A) e Figura 28 (B) (região b), que são referentes a intersecção, nota-se que os constituintes M/A encontrados na região A são de menores diâmetros do que os encontrados na região B e em termos de fração volumétrica a região A apresenta uma fração volumétrica maior do que a região B.

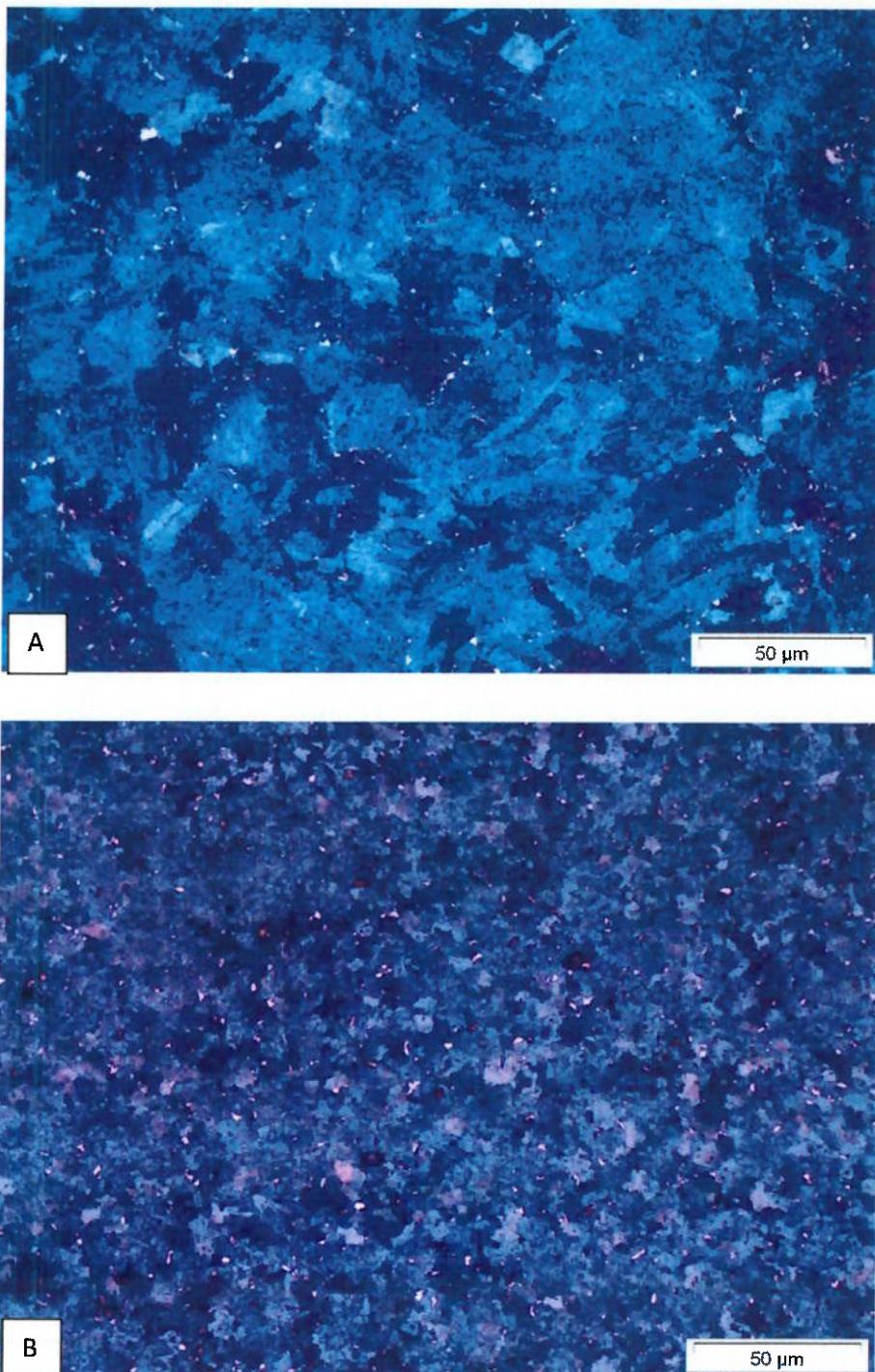


Figura 27: Microestrutura do cordão de solda obtido pelo processo a arame tubular assim como da sua ZAC revelando o microconstituente M/A (martensita e austenita); (A) mostra a microestrutura do metal de solda, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A; (B) mostra a microestrutura junto a ZAC –região de grãos grosseiros, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A.; (C) mostra a microestrutura junto a ZAC – região de grãos grosseiros, observa-se a presença de partículas de constituinte M/A; ataque Klemm 1. Aumento 500x.

A Figura 28 representante, de forma ilustrativa, microestrutura para as intersecções dos cordões de solda revelando o microconstituente M/A (martensita e austenita). O M/A aparece como uma fase branca brilhante enquanto a ferrita é exposto como azul a bainita Ferrita (poligonais e aciculares), bem como a granulares tem cor azul escuro.

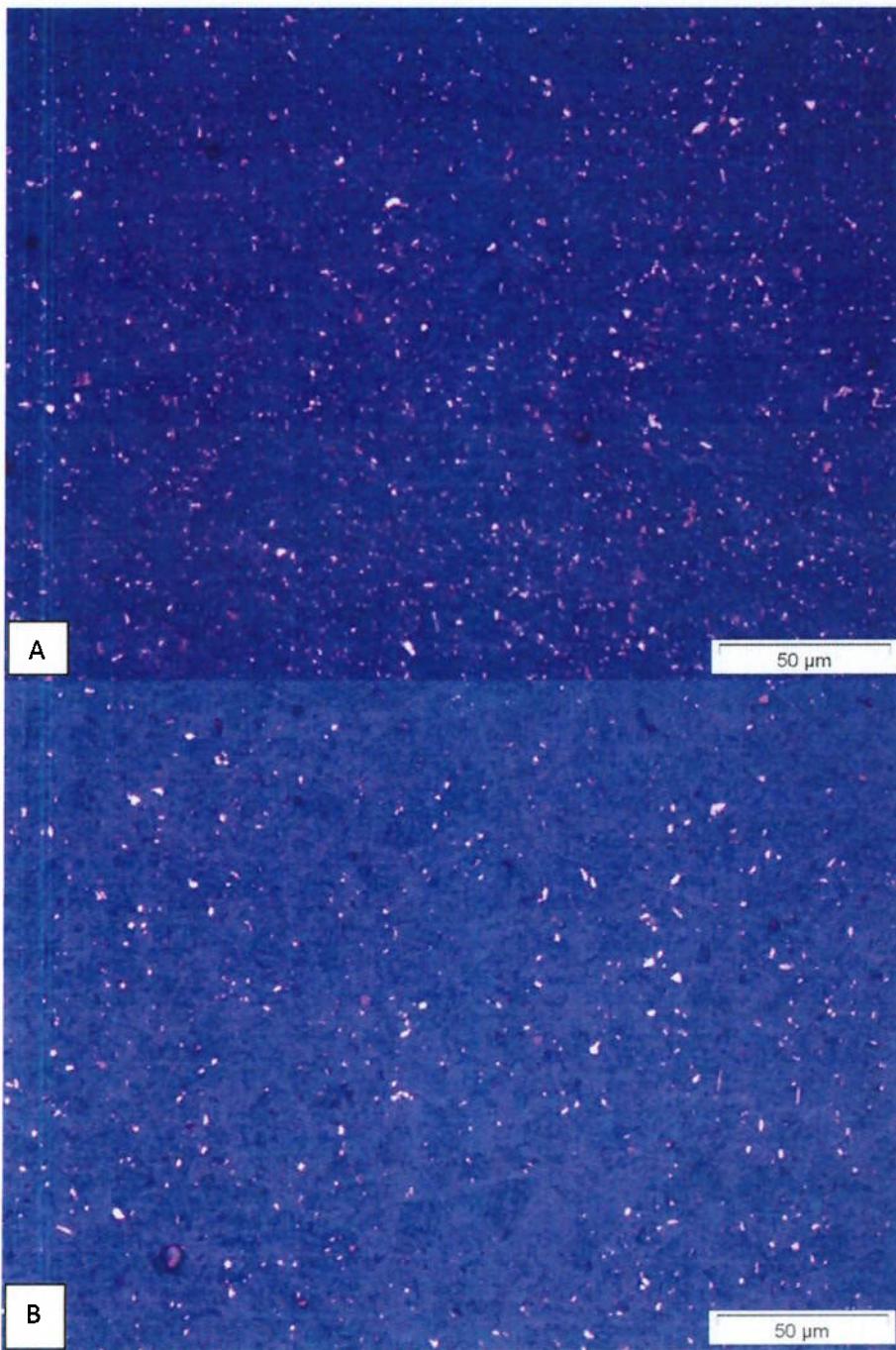


Figura 28: Microestrutura do material revelada pelo ataque com reagente Klemm 1 apresentando o agregado M/A (pontos brancos) aumento 500x; 25 A - região A; 25 B região B.

6.4 Análise por EBSD

Na Figura 29 estão representadas as regiões onde foram realizados os ensaios micrograficos e de EBSD, estas regiões foram identificadas como região A (maior dureza) e região B (menor dureza).

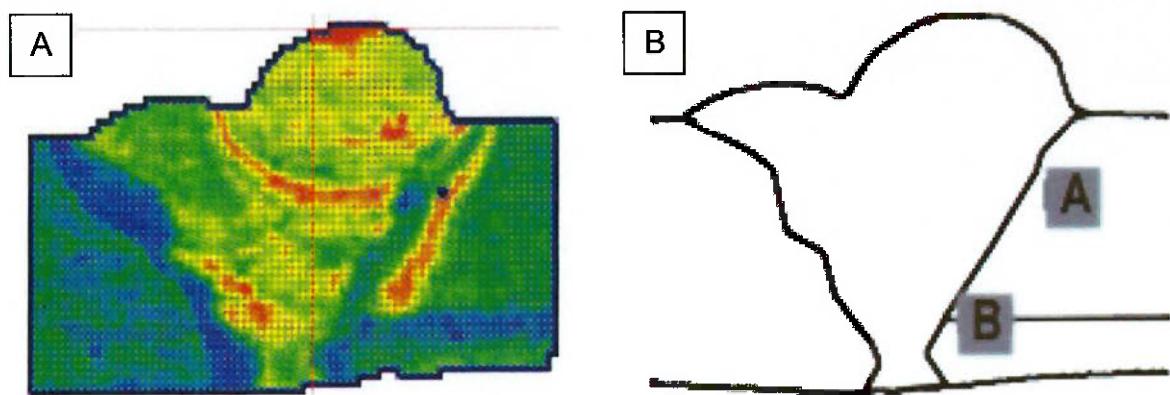


Figura 29: A - Mapa de microdureza HV0.5, para intersecção entre os dois cordões estudados; B- estão representadas as regiões onde foram realizados os ensaios micrograficos e de EBSD

O mapa de microdureza de toda a secção transversal foi usado para identificar a exata extensão da zona afetada pelo calor e a partir destes resultados foram realizadas as análises de EBSD.

A Figura 30 a 34 apresentam os mapas de EBSD para as regiões em estudo. As cores diferentes nos mapas de orientação em figura Figura 30 a 34 representam a direção de cristal em relação ao sentido normal das amostras. Os mapas revelam ainda a formação de grãos de ferrita ultra-fina (Figura 31 e 32).

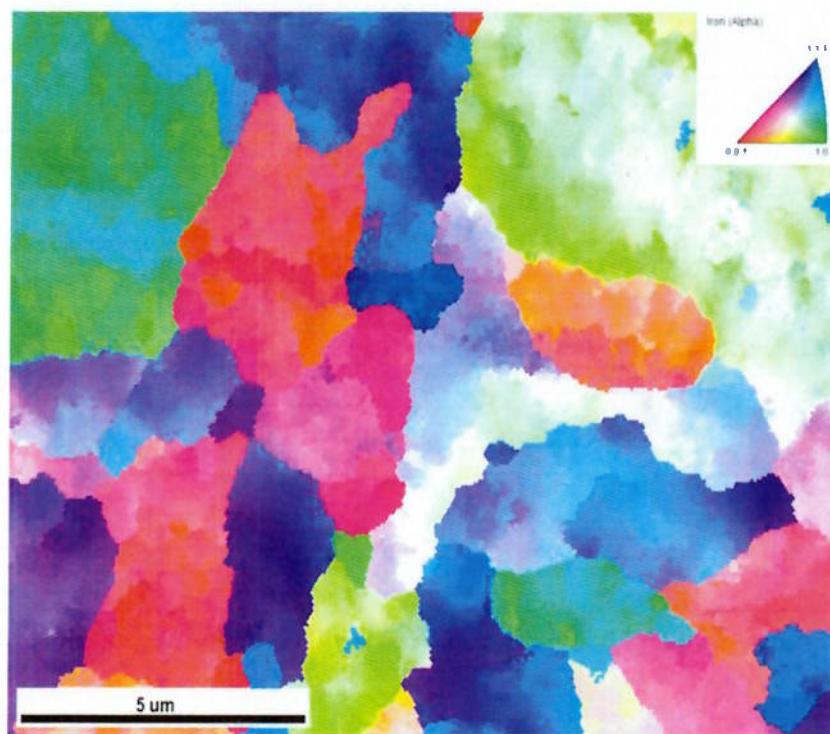


Figura 30: Mapa de EBSD para a região A. Aumento 20000x

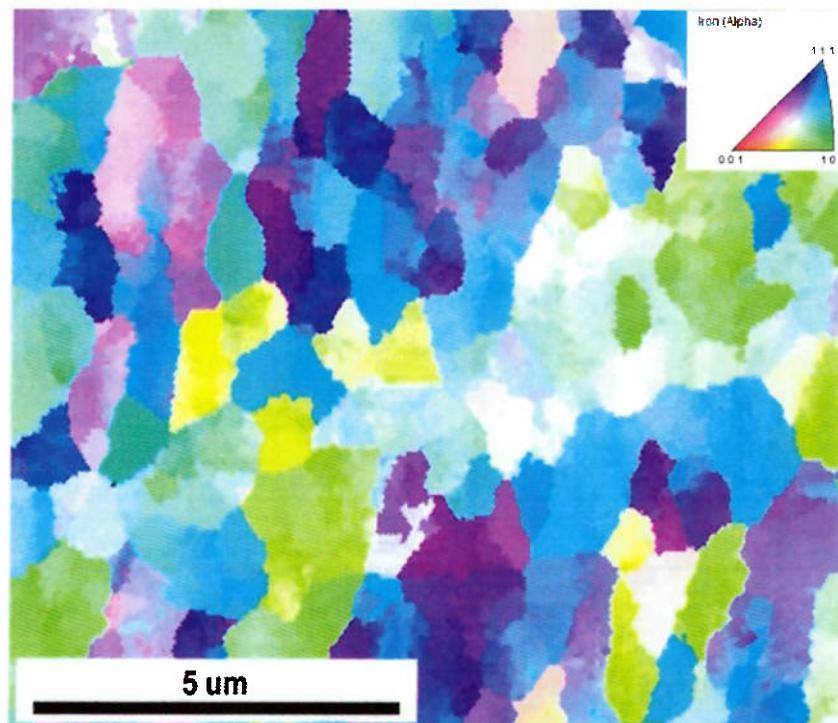


Figura 31: Mapa de EBSD para a região B. Aumento 20000x

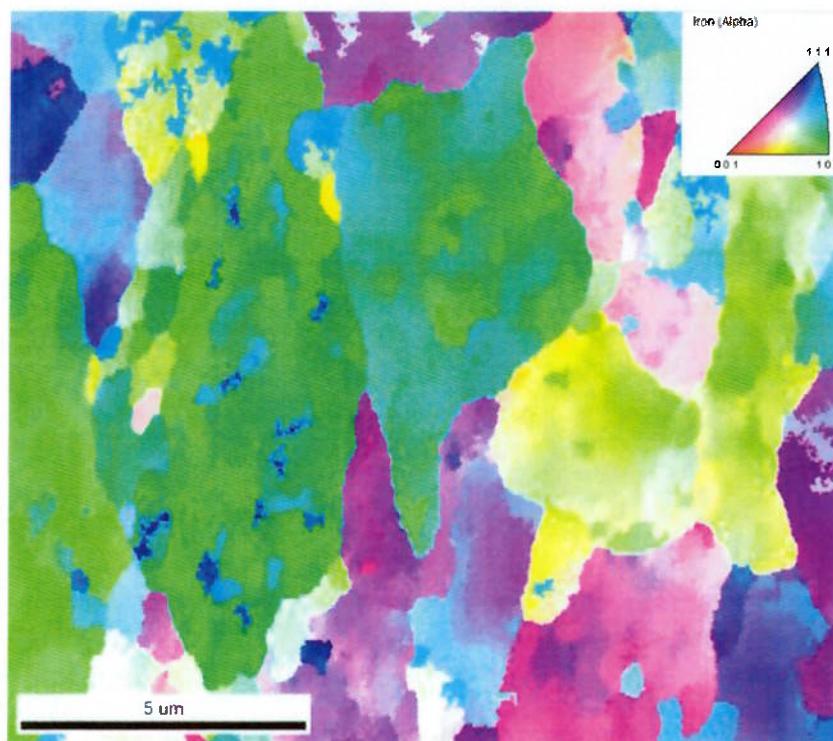


Figura 32: Mapa de EBSD para a ZAC do cordão arame tubular no metal base- região de menor dureza. Aumento 20000x.

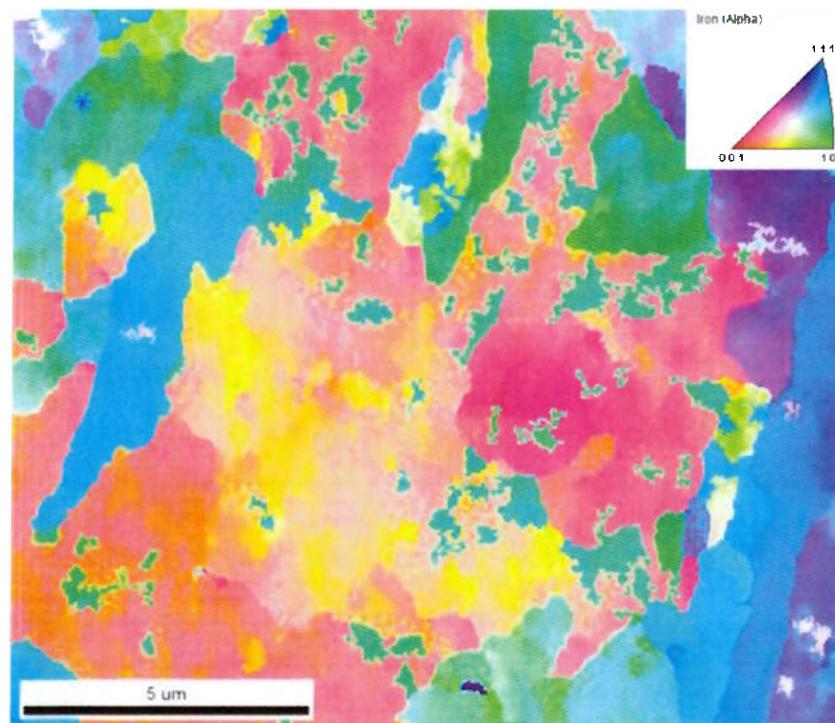


Figura 33: Mapa de EBSD para cordão arame tubular região de maior dureza.. Aumento 20000x

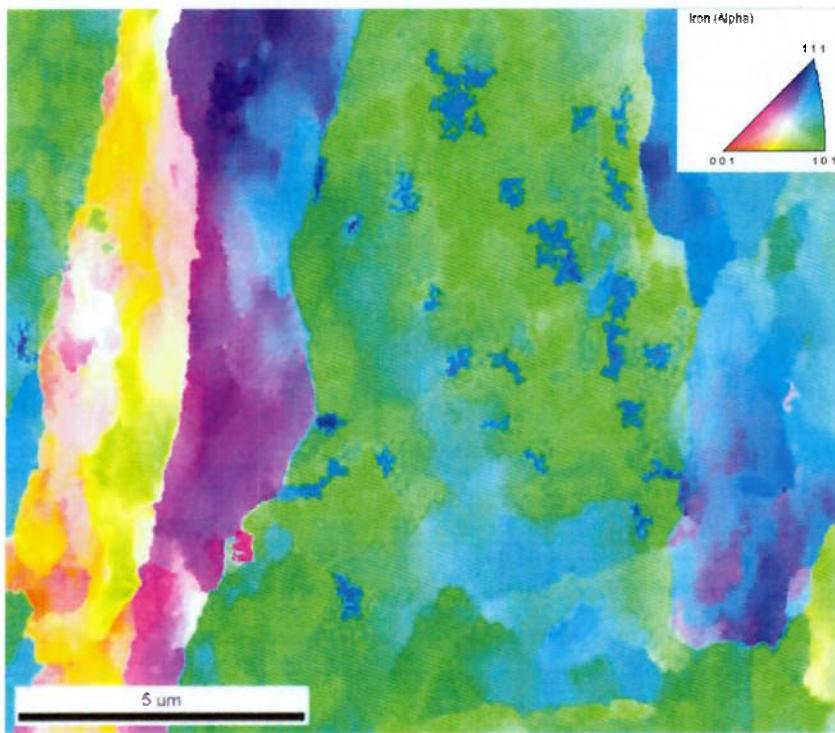


Figura 34: Mapa de EBSD para a o metal base. Aumento 20000x

O metal base e ZAC do cordão de arame tubular no metal base apresentaram uma predominância preferencial do plano $\{101\}_a$. A região A da intersecção e a região de maior dureza do cordão de solda por arame tubular apresentaram uma propensão ao plano $\{110\}$ e este é muito importante, porque o sistema de escorregamento $\{110\} <111>$ neste plano é uma das principais fontes de deformação plástica em metais CCC. A quantidade de deformação plástica e resistência ao impacto irão aumentar com um aumento da fração volumétrica dos cristais de orientação $\{110\}$ sendo que este será participante da nucleação e crescimento microalveolado.

A região B apresentou uma predominância preferencial do plano $\{100\}_a$. Esta microorientação preferencial aumenta a propensão de planos de clivagem ao longo desta orientação particular, ou seja, aumenta a probabilidade a comportamento frágil do material. Portanto, como é bem conhecido, o menor ângulo entre o plano normal de clivagem $<001>$ e superfície de fratura normal aumenta a suscetibilidade a fraturas frágeis nos aços. Sendo assim pode-se dizer que a região B tende a apresentar um comportamento frágil.

7. CONCLUSÕES

- A amostra apresentou um refino de grãos na região de maior dureza.
- A região de maior dureza apresentou maior porcentagem de microconstituínte M/A
- A região de maior dureza apresentou uma orientação preferencial no sentido $<111>$, indicando um melhoramento nas propriedades mecânicas quanto comparadas a região de menor dureza.
- A região de maior dureza apresentou uma microestrutura predominantemente constituída por grãos poligonais de ferrita, enquanto que a região de maior dureza apresentou grãos de ferrita acicular e grãos ultra finos de ferrita.
- A extensão da ZAC do cordão obtido pelo processo a arco submerso é maior que o obtido pelo processo a arame tubular
- A ZAC obtida pelo processo de arco submerso apresentou maior tamanho de grão da austenita anterior na região de grãos grosseiro do que a ZAC de arame tubular
- A ZAC de grãos finos obtidos pelo processo de soldagem arame tubular foi a região das amostras que apresentou maior porcentagem de microconstituínte M/A.

8. REFERENCIA BIBLIOGRÁFICAS

1. CASANOVA, J., JUNIOR, S., ROCHA, D. B, *Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações*. Soldagem e Inspeção, 2013. **18**: p. 176–195.
2. ROCHA, D.B., *Estudo da Soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os Processos de Soldagem: MAG com Transferência Controlada e Eletrodo Tubular*, in Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 2010, Escola Politécnica da Universidade: São Paulo. p. 2018.
3. INSTITUTE, A.P., *API 5L, Specification for Line Pipe*. January 2000, Washington.
4. KOTHE, A., J. RICHTER, A. GUTH, B. MUSGEN, AND H. BAUMGARDT, *Structure/Property Relationships in HSLA Steel with Low Carbon and Manganese and Increased Silicon Content*. Journal de Physique IV Colloque C7, supplement au Journal de Physique III, 1993. **3**.
5. COHEN, M.O.W.S., *Thermomechanical processing of microalloyed steels*. In: *Proceedings of International Symposium on High-Strength Low-Alloy Steels*. Proceedings of International Symposium on High-Strength Low-Alloy Steels -Microalloying 1975. **75**: p. 2-8.
6. SHIGA, C.K., A.; HATOMURA, T.; HIROSE, K.; KUDOH, J.; SEKINE, T, *Development of large diameter high strength line pipes for low temperature services*. Kawasaki Steel Technical Report, 1981. **4**.
7. OGATA, P.H., *CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO API 5L-X65 EM DIFERENTES REGIÕES DA CHAPA COMO LAMINADA E APÓS AUSTENITIZAÇÃO E RESFRIAMENTO SOB DIVERSAS TAXAS DE RESFRIAMENTO*, in Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 2009, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: SÃO PAULO.
8. CIZEK, P., et. Al. , *Effect of simulated thermo mechanical processing on the transformation characteristics and microstructure of an X80 pipeline steel*, in *International Conference on Super-High Strength Steels*, A.I.d. Metallurgia, Editor. 2005.
9. CASANOVA, J., *Estudo da Soldabilidade do Tubo API 5L X80 utilizando os processos de soldagem eletrodo revestido e MAG com transferência controlada na raiz e enchimento com arame tubular autoprotegido*, in Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. 2013, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: São Paulo.
10. MALCOLN, J.G., *Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels*. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, 2007. **37**.
11. WAINER, E.B., S. D.; MELO, F. D. H. , *SOLDAGEM: PROCESSOS E METALURGIA*, ed. E. BLUCHER. 1995, SÃO PAULO.
12. BAY, Y., *Pipelines and Rivers*. Elsevier, 2011: p. 353 -380.
13. IIW, *Institute International of Welding*. Atlas of MIG/MAG Welding Metal Transfer Modes, 2009.
14. Cleveland, T.J.F.L.A.W.F., *WELDING PROCESS* The Procedure Handbook of Arc Welding, 2000. **43º** p. 742.
15. TOYODA, M., *Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds*. 1988. **Part I**.
16. FERNANDES, P.E.A., *Avaliação da Tenacidade à Fratura da Zona Afetada Pelo Calor (ZAC) do Aço API 5L X80 Soldado pelos Processos SMAW e FCAW*, in *Engenharia Naval e Oceânica*. 2011, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: São Paulo.
17. C. Garcí'a de Andre's*, M.J.B., C. Capdevila, D. San Martí'n, F.G. Caballero, V. Lo'pez, *Metallographic techniques for the determination of the austenite grain size in medium-carbon microalloyed steels*. Elsevier Science, 2001.
18. ASM, *Metallography and Microstructures*, ed. M. Handbook. Vol. 9. 2004.
19. ACEVEDO, D., *Prior Austenite Grain Size Controlled by Precipitates*. 2010, L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon: Lyon -França.

20. Joo, M.S., *Anisotropy of Charpy Properties in linepipe Steels*, in *Department of Ferrous Technology (Computational Metallurgy)*. 2012, Pohang University of Science and Technology Pohang.
21. Tribe, A.M., *Study on the Fracture Toughness of Friction Stir Welded API X80*, in *Department of Mechanical Engineering*. 2012, Brigham Young University: Provo- Utah.
22. M. S. Joo, D.W.S., J. H. Bae, N. Sanchez Mouriño, R. Petrov, L. A. and H.K.D.H.B. I. Kestens, *Experiments to Separate the Effect of Texture on Anisotropy of Pipeline Steel*. Materials Science and Engineering, 2012. **556**: p. 601-606.
23. MISHRA, D.K., *Thermo-mechanical Processing of API-X60 Grade Pipe Line Steel*., in *Metallurgical and Materials Engineering*. 2014, National Institute of Technology: Rourkela.
24. Colpaert, H., *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*, ed. E. Blücher. 1974, São Paulo.
25. ASTM., *Norma ASTM E3-01. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. 2007-Originally approved in 1921-Last previous edition approved in 2001 as E3-01. 2007.
26. ASTM., *Norma ASTM E 562-02. Standard Test Method for Determining Volume*. American Society for Testing and Materials. 2002.
27. Padilha A.F., F.F.A., *Técnicas de Analise Microestrutural*, ed. H.E. Ltda. 1985, São Paulo.
28. HU, H., *Recovery, Recrystallization, and Grain-Growth Structures*. ASM Handbook 1990. **9**.