

UNIVERSIDADE FEDERAL DO AMAZONAS

FACULDADE DE TECNOLOGIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

EFEITO DE DIFERENTES CONFIGURAÇÕES DE CHANFROS NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAS DO AÇO ASTM 131-A SOLDADO POR ARCO
SUBMERSO

REBECA BANDEIRA NASCIMENTO

Manaus - AM

2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DO AMAZONAS

FACULDADE DE TECNOLOGIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

REBECA BANDEIRA NASCIMENTO

EFEITO DE DIFERENTES CONFIGURAÇÕES DE CHANFROS NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAS DO AÇO ASTM 131-A SOLDADO POR ARCO
SUBMERSO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Faculdade de Tecnologia da Universidade Federal do Amazonas, como parte dos requisitos necessários para a obtenção ao grau de Mestra em Engenharia e Ciência de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. José Costa de Macêdo Neto

Manaus - AM

2019

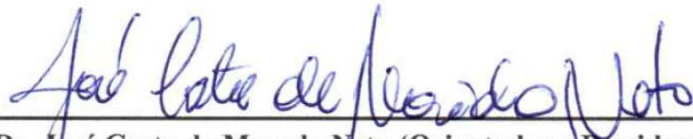
REBECA BANDEIRA NASCIMENTO

EFEITO DE DIFERENTES CONFIGURAÇÕES DE CHANFROS NAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS E MICROESTRUTURAS DO AÇO ASTM 131-A SOLDADO POR ARCO
SUBMERSO

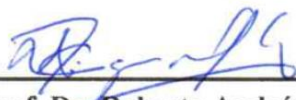
Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Faculdade de Tecnologia da Universidade Federal do Amazonas, como parte dos requisitos necessários para a obtenção ao grau de Mestra em Engenharia e Ciência de Materiais.

Aprovado em 23 de setembro de 2019

BANCA EXAMINADORA



Prof. Dr. José Costa de Macedo Neto (Orientador e Presidente)
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEM)



Prof. Dr. Roberto Andrés Estrada Cingualbres
Universidade do Estado do Amazonas - UEA



Profa. Dra. Ana Emília Diniz Silva Guedes
Centro Universitário do Norte - UNINORTE

*À Deus e
minha família*

AGRADECIMENTOS

Primeiramente à Deus, por nos dar um novo dia, uma nova página, uma nova oportunidade. À minha família que é fundamental em minha vida. Em especial à minha mãe Irismar Bandeira, pela fé, motivação e amparo em minha nova caminhada, compreendendo o estresse, as limitações e dificuldades nesse processo.

Ao Prof. Dr. José Costa de Macêdo Neto, orientador desse trabalho. Por ser solícito, atencioso, compreensivo e bondoso. Por sua confiança e por me proporcionar experiências de crescimento profissional e pessoal.

Ao Pedro Henrique pela amizade, atenção, compreensão, conselho, amparo, amor e cuidado, e por me mostrar como é bom viver, amar e compartilhar.

Aos meus amigos e colegas do curso de Engenharia de Materiais da UEA-EST, pela companhia e ajuda, em especial ao Reinaldo, Josiel Bruno, Débora e Gabriel.

Aos meus amigos do PPGCEM, pela amizade, auxílio, compreensão e motivação, especialmente a Greicielle e Darbens.

Aos colaboradores da Bertolini Construção Naval da Amazônia Ltda. pela atenção e auxílio, em especial ao Reginaldo Martins dos Santos pela grande ajuda e disposição.

Aos Professores do curso de Engenharia de Materiais da UEA-EST, em especial ao Prof. Msc. Raimundo Nonato, ao Prof. Msc. Bruno Freitas e a Prof^a Dr. Solenise Kimura pelos ensinamentos, conselhos e incentivos.

Ao Prof. Luiz Henrique, Laercio Guzela e Thays Obando, da COPPE-UFJR, pelo auxílio prestado na realização desse trabalho.

A FAPEAM pelo suporte financeiro durante a execução do presente trabalho.

A todos que me ajudaram de forma direta ou indireta durante a execução desse trabalho.

RESUMO

Como os estaleiros brasileiros que atuam no segmento da construção de embarcações fluviais enfrentam uma grande competitividade entre si, estes sentem a necessidade de aumentar a sua produtividade. Uma opção é utilizar configurações de chanfros que demandem poucas etapas de fabricação. Logo, o que se pretende nessa pesquisa é conhecer a influência de juntas soldadas por arco submerso, sem chanfro e com chanfro em V simples, de aço ASTM A 131 grau A, empregadas na fabricação de blocos de casco para balsas transportadoras de gás butano. A composição química da junta foi determinada por espectrometria de emissão óptica. As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram determinadas por ensaios de resistência à tração, microdureza Vickers e impacto Charpy. Já as microestruturas de cada região da junta soldada foram averiguadas por microscopia óptica enquanto as suas características foram determinadas pelo teste de indentação instrumentada. Macroscopia óptica foi utilizada para verificar a presença de defeitos de solda. O fluxo de soldagem utilizado forneceu Mn e Si ao metal de solda de ambas as juntas. Também há a presença de inclusão de escória em ambas as juntas. A micrografia mostrou basicamente os mesmos microconstituintes em cada região correspondente entre as juntas soldadas, porém, a junta CC apresentou uma estrutura mais refinada, indicando ter sofrido um resfriamento mais acelerado. Os ensaios de microdureza Vickers e de indentação instrumentada realizados ao longo das regiões das juntas soldadas mostraram que a dureza e resistência a deformação aumentam gradualmente a partir do metal de base até o metal de solda, sendo que os valores apresentados pela junta CC foram superiores aos apresentados pela junta SC. A resistência a tração da junta CC foi superior ao da junta SC, porém, ambas as juntas sofreram influência da inclusão de escória, já que para a maioria das amostras, as trincas iniciaram a partir das extremidades do defeito. Os valores de energia de impacto absorvida da junta CC foram superiores ao da junta SC, sendo que para todas as amostras, a fratura se ocorreu através do defeito de soldagem, o que tornou as juntas mais frágeis, porém, ambas as juntas apresentaram energia de impacto absorvida superior ao especificado pela norma, já que ambas as juntas apresentaram grande quantidade de ferrita acicular no metal de solda. De forma geral, as propriedades mecânicas das juntas CC foram superiores aos da junta SC.

Palavras-chave: metalurgia da soldagem, propriedades mecânicas, configuração do chanfro.

ABSTRACT

As the Brazilian dockyard in the river boat construction sector are highly competitive with each other, they feel the need to increase their productivity. One option is to use groove configurations that require few manufacturing steps. Therefore, the purpose of this research is to know the influence of welded joints ASTM A 131 grade A, no-groove and single V-groove, welding by arc submerged, used in the manufacture of hull blocks for butane gas carriers. The chemical composition of the joint was determined by optical emission spectrometry. The mechanical properties of welded joints were determined by tensile strength, Vickers microhardness and Charpy impact tests. The microstructures of each region of the welded joint were verified by optical microscopy while their characteristics were determined by the instrumented indentation test. Optical macroscopy was used to verify the presence of welding defects. The welding flux used supplied Mn and Si to the weld metal of both joints. There is also the presence of slag in both joints. The micrograph showed basically the same microconstituents in each corresponding region between the welded joints, but the CC joint had a more refined structure, indicating that it had undergone a faster cooling. The Vickers microhardness and instrumented indentation tests performed along the welded joint regions showed that the hardness and resistance to deformation gradually increased from the base metal to the weld metal, and the values presented by the CC joint were higher than submitted by the SC. The tensile strength of the CC joint was higher than that of the SC joint, but both joints were influenced by the inclusion of slag, since for most samples the cracks started from the defect ends. The absorbed impact energy values of the CC joint were higher than the SC joint, and for all samples, the fracture occurred through the welding defect, which made the joints more brittle, but both joints presented absorbed impact higher than specified by the standard, as both joints showed large amount of acicular ferrite in the weld metal. In general, the mechanical properties of CC joints were superior to those of SC joints.

Key-words: welding metallurgy, mechanical properties, groove configurations.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Regiões da junta soldada	18
Figura 2 - Regiões da zona afetada pelo calor	19
Figura 3 - Representação esquemática das morfologias das ferritas primárias de contorno de grão FP(G) e intragranular FP(I)	20
Figura 4 - Ferrita de contorno de grão e intragranular presente no metal de solda de um aço ASTM A 131 AH36	20
Figura 5 - Ilustração esquemática da ferrita de widmanstätten (a) secundária (b) primária	21
Figura 6 - Ferrita de widmanstätten (regiões claras indicadas pelas setas)	21
Figura 7 - Colônias interligadas de ferrita Widmanstätten presentes na ZAC de um aço HSLA (0.05% C, 1.35% Mn), soldado a arco submerso	22
Figura 8 - Típico agregado ferrita carboneto em aços c-mn (a) MO e (b) MEV	22
Figura 9 - Ferrita acicular nucleada a partir de inclusões não metálicas	23
Figura 10 - Ilustração esquemática do caminho de propagação de fratura de clivagem nos grãos de aço com ferrita de Widmanstätten e ferrita acicular	24
Figura 11 - Ilustração esquemática da curva CCT de um aço soldado mostrando as diferentes transformações de fases ocorridas durante a soldagem	25
Figura 12 - Variação da (a) energia de impacto absorvida, (b) limite de resistência a tração e (c) microdureza das juntas, soldadas com diferentes configurações e ângulos de chanfros	37
Figura 13 - Variações na microdureza ao longo da direção X para todas as configurações de chanfro estudadas	38
Figura 14 - Variações de (a) resistência a tração e (b) tenacidade de cada chanfro estudado	38
Figura 15 - Configuração das juntas estudadas. Todas as medidas estão em mm	39
Figura 16 - Variações na (a e b) microdureza na (c) resistência a tração das juntas soldadas	39
Figura 17 - Configuração dos chanfros estudados por Borba e Barbosa	40
Figura 18 - Valores de microdureza para cada entrada de calor e tipo de chanfro estudado	41
Figura 19 - Configuração das juntas estudadas por Sharma	42
Figura 20 - Representação das dimensões das placas soldadas com 3000 x 115 x 9,5 mm	45
Figura 21 - Configuração dos chanfros utilizados	45
Figura 22 - Juntas posicionadas e fixadas	46
Figura 23 - Passe com arco submerso na junta SC	47
Figura 24 - Passe de raiz na junta CC com arame tubular	47

Figura 25 - Passe com arco submerso na junta CC	48
Figura 26 - Superfície da seção transversal ao cordão	49
Figura 27 - Representação esquemática da distribuição das indentações	50
Figura 28 - (a) local de remoção dos corpos de provas, (b) corpos de provas confeccionados da junta SC e (c) corpos de provas confeccionados da junta CC	51
Figura 29 - Posicionamento dos corpos de provas para ensaio de impacto	52
Figura 30 - Macrografia das juntas soldadas	54
Figura 31 - Regiões onde foram realizados os registros micrográficos	55
Figura 32 - Micrografia do metal de base. Ataque com nital 3% (ampliação de 100x)	56
Figura 33 - Micrografia do metal de solda da junta SC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x	57
Figura 34 - Micrografia do metal de solda da junta CC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x	57
Figura 35 - Micrografia da linha de fusão da junta SC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x	58
Figura 36 - Micrografia da linha de fusão da junta CC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x	59
Figura 37 - Micrografia da ZAC-RGG da junta SC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x	60
Figura 38 - Micrografia da ZAC-RGG da junta CC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x	60
Figura 39 - Micrografia da ZAC-RGR da junta SC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x	61
Figura 40 - Micrografia da ZAC-RGR da junta CC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x	61
Figura 41 - Perfil de microdureza Vickers da junta CC: (a) linha 1, (b) linha 2 e (c) linha 3	63
Figura 42 - Perfil de microdureza Vickers da junta SC:(a) linha 1, (b) linha 2 e (c) linha 3	64
Figura 43 - Local de fratura dos corpos de provas das juntas SC e CC	66
Figura 44 - Superfícies de fratura dos corpos de provas	67
Figura 45 - Superfícies de fratura das juntas soldadas	70
Figura 46 - Diagrama carga-profundidade da indentação da junta SC	71
Figura 47 - Indentações realizadas na junta SC	72
Figura 48 - Dureza da indentação e módulo de elasticidade das regiões da junta SC	73
Figura 49 - Diagrama carga-profundidade da indentação da junta CC	75

Figura 50 - Indentações realizadas na junta CC	76
Figura 51 - Dureza da indentação e módulo de elasticidade das regiões da junta CC	76
Figura 52 - Comparação entre os resultados obtidos para as juntas SC e CC	78
Figura 53 - Comparação entre as regiões de indentação das juntas CC e SC	80
Figura 54 - Diagrama tensão deformação da junta SC	90
Figura 55 - Diagrama tensão deformação da junta CC	90

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação dos microconstituintes no metal de solda	26
Tabela 2 - Influência de elementos de liga na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas	31
Tabela 3 - Influência da taxa de resfriamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas	36
Tabela 4 - Propriedades mecânicas obtidas para as três juntas estudadas por Sharma	42
Tabela 5 - Composição química do aço estudado	43
Tabela 6 - Propriedades mecânicas do aço estudado	43
Tabela 7 - Composição química nominal (em %) do arame para arco submerso EM12K	43
Tabela 8 - Propriedades mecânicas do metal de solda	44
Tabela 9 - Características do arame tubular E71T-1	44
Tabela 10 - Parâmetros de corte à plasma para a placa de 9,5 mm	45
Tabela 11 - Sequência de execução dos passes de soldagem	46
Tabela 12 - Parâmetros e dados de soldagem	48
Tabela 13 - Composição química média do metal de base (em % p)	53
Tabela 14 - Composição química média do metal de solda da junta SC (em % p)	53
Tabela 15 - Composição química média do metal de solda da junta CC (em % p)	53
Tabela 16 - Dados obtidos com o ensaio de tração para ambas as juntas	65
Tabela 17 - Valores de energia de impacto absorvida pelas juntas SC e CC	68
Tabela 18 - Dados obtidos no ensaio de indentação instrumentada da junta SC	74
Tabela 19 - Dados obtidos no ensaio de indentação instrumentada da junta CC	77

LISTA DE ABREVEATURAS E SIGLAS

AFC	Agregado ferrita carboneto
AL	Alongamento
AS	Arco submerso
AT	Arame tubular
BECONAL	Bertolini Construção Naval da Amazônia Ltda
CC	Junta com chanfro em V simples
CC1	Amostra 1 da junta com chanfro em V simples
CC2	Amostra 2 da junta com chanfro em V simples
CC3	Amostra 3 da junta com chanfro em V simples
CCEP	Corrente contínua e eletrodo positivo
<i>CCT</i>	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
<i>E</i>	Módulo de elasticidade
F	Ferrita
FA	Ferrita acicular
FP	Ferrita primária equiaxial
FP(G)	Ferrita primária de contorno de grão
FP(I)	Ferrita primária poligonal ou intragranular
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(BI)	Bainita inferior
FS(BS)	Bainita superior
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada
FS(SP)	Ferrita de Widmanstätten
H	Dureza da indentação ou dureza Martens
h_o	Profundidade inicial
$h_{máx}$	Profundidade máxima
h_{final}	Profundidade final
HV	Dureza Vickers
LE	Limite de escoamento
LF	Linha de fusão

LRT	Limite de resistência a tração
MB	Metal de base
MS	Metal de solda
P	Perlita
$P-h$	Diagrama carga-profundidade
P_o	Carga inicial
$P_{m\acute{a}x}$	Carga máxima
PIM	Polo Industrial de Manaus
<i>SAW</i>	<i>Submerge Arc Welding</i>
SC	Junta sem chanfro
SC1	Amostra 1 da junta sem chanfro
SC2	Amostra 2 da junta sem chanfro
SC3	Amostra 3 da junta sem chanfro
TTPS	Tratamento térmico pós soldagem
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZAC-RGG	Região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor
ZAC-RGR	Região de grãos refinados da zona afetada pelo calor
ZF	Zona fundida ou zona de fusão

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 OBJETIVOS	16
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1 METALURGIA DA SOLDAGEM	17
2.1.1 Regiões da junta soldada	17
2.1.2 Microestruturas do metal de solda	19
2.2 INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA, DA MICROESTRUTURA, DA TAXA DE RESFRIAMENTO E DA CONFIGURAÇÃO DO CHANFRO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS	26
2.2.1 Influência da composição química e microestrutura	27
2.2.2 Influência da taxa de resfriamento	31
2.2.2.1 Influência da espessura e da temperatura de pré-aquecimento da chapa	31
2.2.2.2 Influência da entrada de calor nas propriedades mecânicas	33
2.2.2.3 Influência da configuração do chanfro	36
3 MATERIAIS E MÉTODOS	43
3.1 MATERIAIS UTILIZADOS	43
3.1.1 Metal de base	43
3.1.2 Metal de adição	43
3.1.3 Fluxo granular	44
3.1.4 Eletrodo do passe de raiz	44
3.2 METODOLOGIA	44
3.2.1 Procedimentos de soldagem	44
3.2.2 Metalografia	48
3.2.3 Ensaio de microdureza Vickers	49
3.2.4 Espectrometria de emissão óptica	50
3.2.5 Ensaio de indentação instrumentada	50
3.2.6 Ensaio de resistência à tração	50
3.2.7 Ensaio de impacto Charpy	51
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
4.1 ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA	53
4.2 MACROGRAFIA	53
4.3 MICROGRAFIA	55

4.3.1 Microestrutura do metal de base	56
4.3.2 Microestrutura do metal de solda	56
4.3.3 Microestrutura da região de grãos grosseiros	59
4.3.4 Microestrutura da região de grãos refinados	60
4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS	62
4.5 ENSAIO DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO	65
4.6 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY-V	68
4.7 ENSAIO DE INDENTAÇÃO INSTRUMENTADA	71
4.7.1 Ensaio de indentação instrumentada da junta sem chanfro	71
4.7.2 Ensaio de indentação instrumentada da junta com chanfro em V simples	75
5 CONCLUSÃO	81
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	83
APÊNDICE A - Diagrama tensão-deformação	90
SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	91

1 INTRODUÇÃO

A indústria naval brasileira estava em pleno crescimento até o ano de 2014, quando começou a enfrentar uma crise severa. Entretanto, os estaleiros brasileiros voltados para a construção de embarcações fluviais, como a construção de comboios fluviais, barcaças, rebocadores portuários, navios de apoio marítimo à produção de petróleo em alto mar, balsas para transporte de cargas e de passageiros, não apresentaram crise (ROCHA, 2015).

Grande parte dos estaleiros que atuam nesse segmento integram o Polo Industrial de Manaus (PIM) e atendem à demanda do mercado regional e nacional. De fato, as empresas ativas do PIM que integram esse segmento realizaram grandes investimentos nos últimos anos, obtendo um grande faturamento. Entretanto, para o período de janeiro a maio de 2019, os investimentos das empresas desse setor ultrapassavam R\$ 88 mi, sendo que o faturamento obtido foi de aproximadamente R\$ 79 mi, o que representa uma queda de 38,49% no faturamento para o período (CGPRO/SAP, 2019). Dentro desse cenário, os estaleiros enfrentam um grande competitividade entre si, sendo necessário investir no aprimoramento das tecnologias empregadas e nos métodos de fabricação de embarcações, visando aumentar a sua produtividade, reduzir os custos de produção e eliminar os retrabalhos, sem que haja prejuízo da qualidade do seu produto final.

Dessa forma, a produtividade de um estaleiro pode ser melhorada com a implementação de processos de soldagem a arco submerso, que além de permitir soldagens completamente mecanizadas, proporcionam uma alta taxa de deposição (JORGE, 2015). Além disso, a produtividade também pode ser melhorada utilizando configurações de chanfros que exijam poucas ou nenhuma etapa de fabricação.

Na literatura tem poucos relatos a respeito da influência de diferentes configurações de chanfros na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas. Entretanto, sabe-se que a configuração de chanfro que proporciona uma maior velocidade de resfriamento para a junta soldada apresenta uma estrutura mais refinada e de maior resistência mecânica e tenacidade (EVCI, 2017; LING, 2015). Portanto, o que se pretende nessa pesquisa é conhecer a influência de juntas soldadas por arco submerso, sem chanfro e com chanfro em V simples, de aço ASTM A 131 grau A com 9,5 mm de espessura, empregadas na fabricação de blocos de casco para balsas transportadoras de gás butano.

Este trabalho foi desenvolvido em parceria com o estaleiro Bertolini Construção Naval da Amazônia Ltda. (BECONAL), e com a Escola Superior de Tecnologia da Universidade do Estado do Amazonas.

1.1 OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho é caracterizar o comportamento mecânico das juntas soldadas por arco submerso do aço naval ASTM A 131 grau A, de 9,5 mm de espessura, sem chanfro e com chanfro em V simples, por meio de ensaios mecânicos e análise microestrutural.

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- Determinar as propriedades mecânicas das juntas soldadas por meio de ensaios de resistência à tração, resistência ao impacto Charpy, microdureza Vickers e por ensaio de indentação instrumentada.
- Identificar a microestrutura do metal de solda e da zona afetada pelo calor por microscopia óptica.
- Verificar a presença de defeitos de soldagem nas juntas soldadas por macroscopia óptica.
- Analisar comparativamente a influência das diferentes configurações dos chanfros no desempenho mecânico juntas soldadas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os processos de soldagem são os mais utilizados na união de componentes de estruturas metálicas devido à sua simplicidade e economia de energia, tempo e materiais, uma vez que as juntas soldadas requerem quantidades relativamente pequenas de material. A soldagem possui uma vasta gama de aplicações industriais, sendo que na indústria naval, é o principal método utilizado na construção de embarcações e estruturas offshore, além de ser amplamente utilizada em serviços de reparo e manutenção (GONÇALVES, 2017; OKUMURA, 1982).

Já o processo de soldagem a arco submerso (*submerged arc welding - SAW*) é bastante utilizado em diversos setores industriais, uma vez que apresenta inúmeras vantagens, principalmente devido a sua alta taxa de deposição e eficiência de deposição, possibilitando que o processo seja executado mais rapidamente, e, portanto, com alta produtividade. Na construção naval, a soldagem a arco submerso pode ser utilizada para soldar a placas grossas do casco e do convés, já que pode alcançar elevados aportes térmicos em um único passe de solda (SIRISATIEN, 2018; BARBOSA, 2018).

2.1 METALURGIA DA SOLDAGEM

2.1.1 Regiões da junta soldada

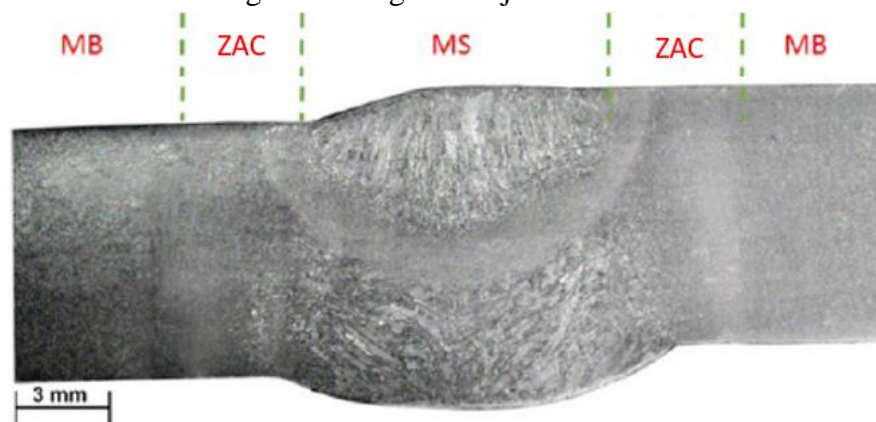
Assim como ocorre em outros processos de soldagem, a soldagem a arco submerso é um processo que envolve a fusão localizada da junta metálica. Essa elevada concentração de transiente térmico gera um campo de temperaturas distintas em uma região muito pequena, promovendo a formação de diferentes zonas na junta soldada, e, conseqüentemente, com diferentes microestruturas e propriedades. Na Figura 1, é mostrado o perfil de uma junta soldada. Nota-se que uma junta é composta basicamente por três regiões distintas (BARBOSA, 2018; GONÇALVES, 2017; RODRIGUES, 2011):

- Metal de solda (MS): é a região formada pelo metal fundido, tanto metal de base quanto metal de adição, onde se atinge as temperaturas máximas durante a soldagem. Essa região também é conhecida como cordão de solda ou zona fundida (ZF).

- Zona afetada pelo calor (ZAC): é a região adjacente à zona fundida que atinge temperaturas acima da mínima necessária para ocorrer transformações microestruturais, porém, abaixo da temperatura de fusão do metal.
- Metal de base (MB): é a região onde não ocorrem transformações microestruturais, uma vez que essa região se encontra mais afastada da fonte de calor.

Existe também a linha de fusão (LF) que corresponde a região parcialmente fundida adjacente a zona de fusão, a partir da qual a solidificação da poça de fusão se inicia. Após a solidificação, é possível observar essa linha separando o MS e a ZAC.

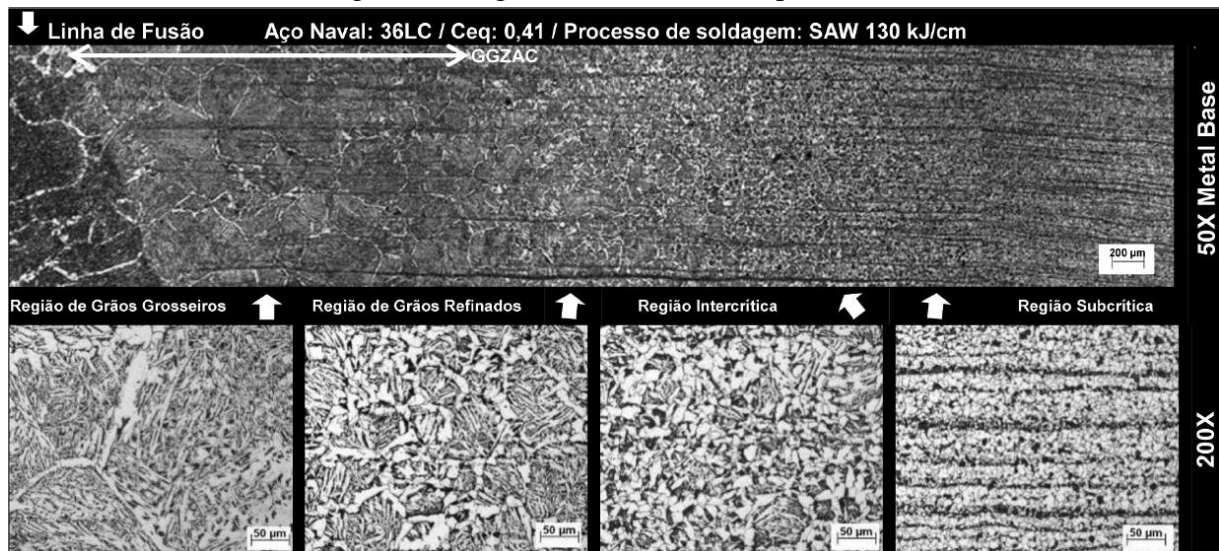
Figura 1 - Regiões da junta soldada.



Fonte: Adaptado de Gonçalves, 2017.

Conforme pode ser observado na Figura 2, a zona afetada pelo calor é composta por quatro regiões distintas: a região de grãos grosseiros (ZAC-RGG) que por ser adjacente a poça de fusão, sofreu um grande crescimento dos grãos de austenita; região de grãos refinados (ZAC-RGR) cujos grãos austeníticos sofreram um crescimento mais lento, e por isso apresenta uma estrutura mais refinada; região intercrítica onde apenas a perlita chega a sofrer austenitização, já que se encontra mais distante da fonte de calor e; a região subcrítica que é conhecida como zona esferoidizada, uma vez que as lamelas de cementita da perlita sofre esferoidização (BORBA, 2015; PHAM, 2014; RODRIGUES, 2011; WAINER, 1992).

Figura 2 - Regiões da zona afetada pelo calor



Fonte: Borba, 2015.

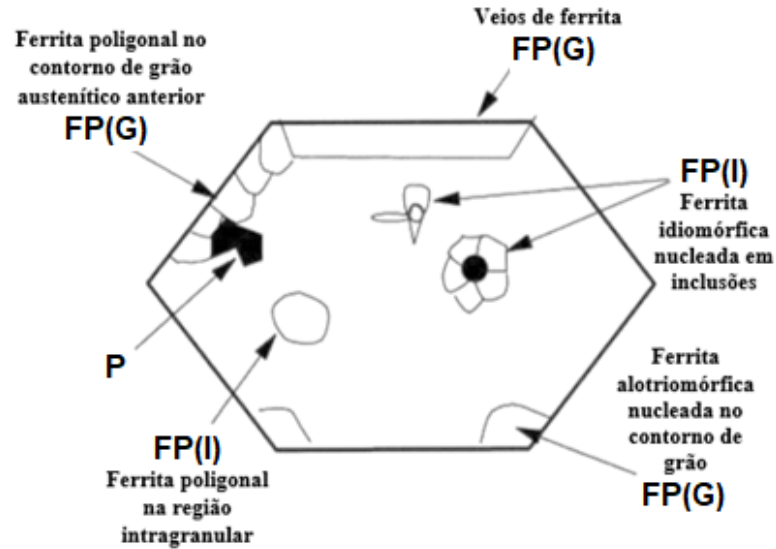
2.1.2 Microestruturas do metal de solda

Segundo Costin (2016), Rodrigues (2011) e Thewlis (2004), a microestrutura do metal de solda é composta basicamente por ferrita primária de contorno de grão FP(G), ferrita poligonal FP(I), ferrita acicular (FA) e bainita superior FS(BS). Sendo que cada microconstituente apresenta propriedades mecânicas intrínsecas devido a sua morfologia e características específicas, tais como, tamanho de grão, características do contorno de grão e presença de partículas de segunda fase.

A ferrita primária de contorno de grão FP(G), ou ferrita alotriomórfica, nucleia ao longo do contorno de grão austenita anterior, assumindo a mesma orientação cristalográfica deste, e cresce para o grão de austenita adjacente, com o qual mantém uma orientação aleatória. Já a ferrita primária poligonal intragranular FP(I), ou ferrita idiomórfica, nucleia e cresce em inclusões dentro do grão de austenita sem manter nenhuma orientação fixa em relação ao grão onde cresce (TOMAZ, 2019; CHI, 2017; THEWLIS, 2004).

A Figura 3 ilustra esquematicamente a FP(G) e o FP(I), onde o hexágono representa a seção transversal de um grão colunar austenítico. Dentre as diferentes morfologias mostradas no metal de solda da Figura 4, é observado o aspecto da ferrita primária de contorno de grão e a intragranular.

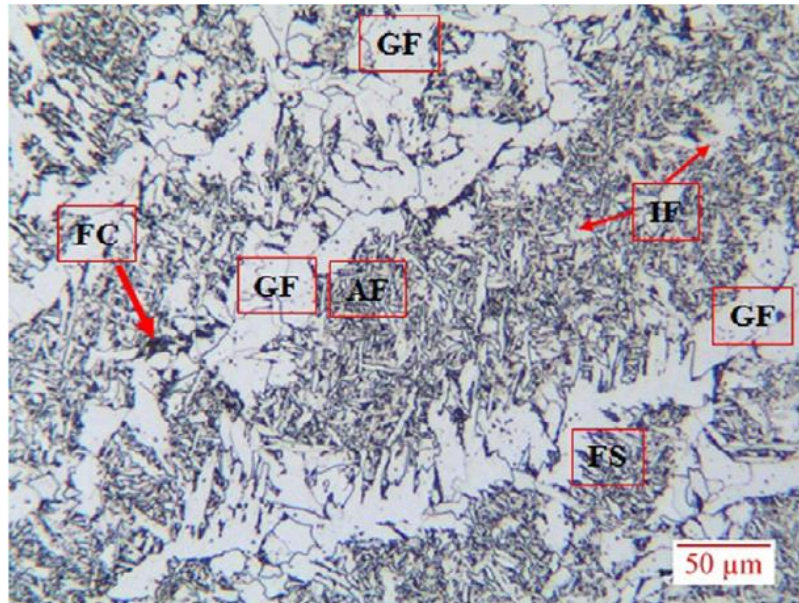
Figura 3 - Representação esquemática das morfologias das ferritas primárias de contorno de grão FP(G) e intragranular FP(I).



Notas: P - Perlita.

Fonte: Adaptado de Thewlis, 2004.

Figura 4 - Ferrita de contorno de grão e intragranular presente no metal de solda de um aço ASTM A 131 AH36.



Nota: GF - Ferrita de contorno de grão; IF - Ferrita intragranular; AF - Ferrita acicular; FS - Ferrita com segunda fase alinhada; FC - agregado ferrita carboneto.

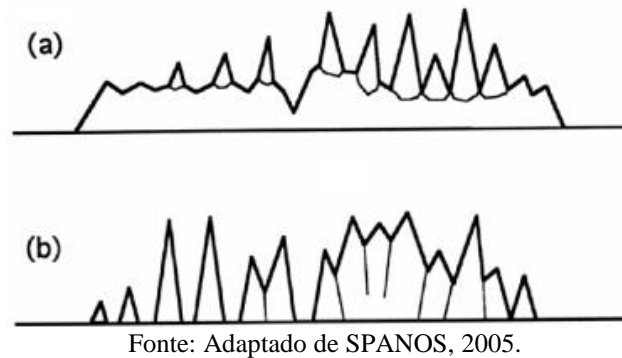
Fonte: Barbosa, 2019.

A ferrita de Widmanstätten FS(SP) é um constituinte que cresce em forma de placas paralelas, entre as quais, podem se formar microfases de austenita retida, martensita ou agregado de ferrita carboneto (perlita). Quando as placas de ferrita nucleiam e crescem a partir do contorno de grão do grão austenítico prévio ou diretamente sobre as inclusões presentes na região intragranular, temos a ferrita de Widmanstätten primária. Quando as placas de ferrita

nucleiam e crescem a partir da ferrita primária de contorno de grão, FP(G), ou da ferrita primária intragranular, FP(I), temos a ferrita de Widmanstätten secundária, sendo que em ambos os casos, a ferrita de Widmanstätten cresce com orientação diferente da ferrita primária (CHENG, 2014; THEWLIS, 2004).

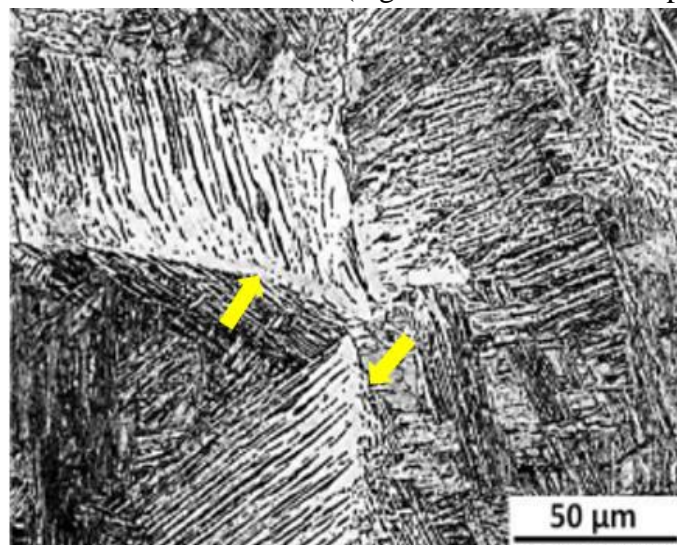
Na Figura 5 são ilustradas as morfologias da ferrita de Widmanstätten primária e secundária.

Figura 5 - Ilustração esquemática da ferrita de Widmanstätten (a) secundária (b) primária.



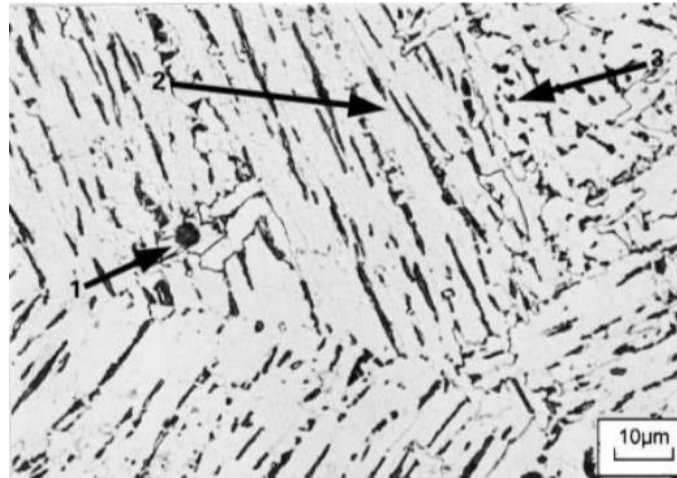
Segundo Thewlis (2004), a ferrita de Widmanstätten que cresce a partir do contorno de grão é geralmente vista como colônias de placas laterais grosseiras com microfase alinhada FS(A), conforme pode ser visto na Figura 6. Entretanto, dependendo do plano de observação, essas microfases podem parecer não alinhadas FS(NA), principalmente quando se observa a seção transversal da ferrita de Widmanstätten que cresceu no contorno de grão abaixo do plano de observação, nesse caso, o que de fato se observa são ilhas de microfases em matriz de ferrita nos grãos da austenita anterior (ver Figura 7).

Figura 6 - Ferrita de Widmanstätten (regiões claras indicadas pelas setas).



Fonte: Adaptado de Grewal, 2016.

Figura 7 - Colônias interligadas de ferrita Widmanstätten presentes na ZAC de um aço HSLA (0.05% C, 1.35% Mn), soldado a arco submerso.

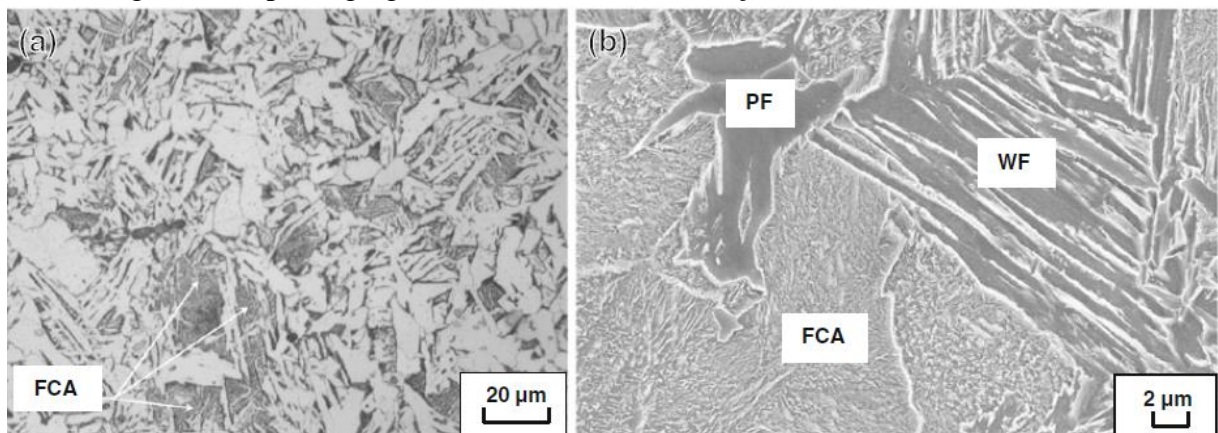


Nota: 1 - Ferrita idiomórfica, FP(I); 2 - Ferrita de Widmanstätten primária (de contorno de grão) com microfases alinhadas, FS(A); 3 - Ferrita de Widmanstätten primária (de contorno de grão) com microfases não alinhadas, FS(NA).

Fonte: Thewlis, 2004.

O agregado ferrita carboneto (AFC) consiste em uma matriz ferrítica com partículas de cementita. Porém, a cementita não se apresenta na forma lamelar como a perlita, e nem em ripas, como a bainita e martensita, mais sim na forma globular ou fibrosa, sendo que as fibras podem ser curtas, alongadas, alongadas ramificadas ou densamente conectadas. Na Figura 8 é mostrado o agregado de ferrita carboneto, que se apresenta como grandes grãos de uma fase escura, uma vez que os carbonetos estão amplamente dispersos e, as vezes interligados. Dessa forma, esse constituinte pode ser difícil de se identificar ao microscópio óptico (DI MARTINO, 2014; THEWLIS, 2004).

Figura 8 - Típico agregado ferrita carboneto em aços C-Mn (a) MO e (b) MEV.

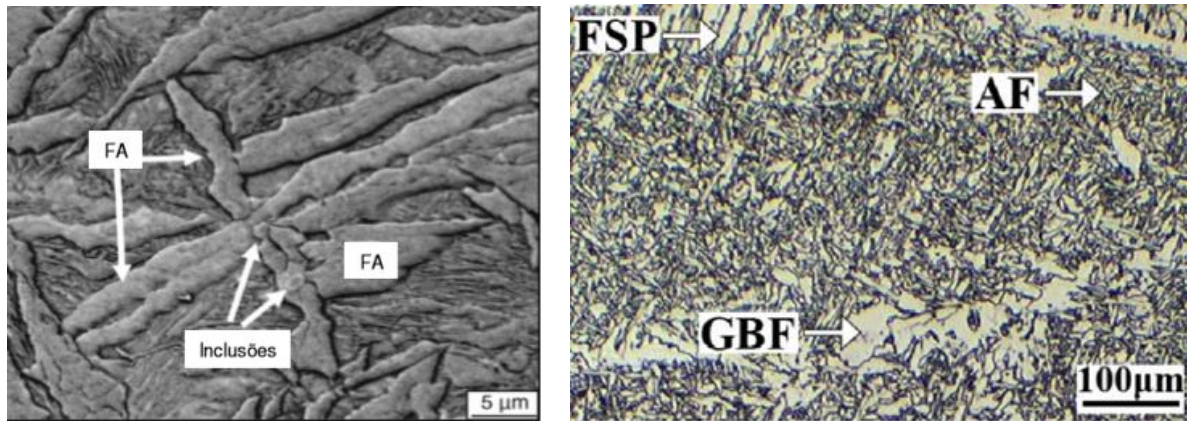


Nota: MO - Microscopia óptica; MEV - Microscopia eletrônica de varredura; FCA - Agregado ferrita carboneto; PF - Ferrita primária; WF - Ferrita de Widmanstätten.

Fonte: Di Martino, 2014.

A ferrita acicular é uma estrutura formada por placas finas de ferrita, que nucleiam e crescem radialmente a partir de inclusões não-metálicas presentes no interior dos grãos da austenita anterior, formando um arranjo caótico de pequeno tamanho de grão e com contornos de alto ângulo, conforme ilustrado na Figura 9. Sabe-se que as inclusões não metálicas apresentam dois efeitos opostos na tenacidade ao impacto do metal de solda, uma vez que pode atuar como sítios de iniciação de fraturas, tanto dúcteis quanto frágeis, mas também favorecem a formação de ferrita acicular. Dessa forma, as inclusões que favorecem a formação de ferrita acicular são óxidos a base de Ti, Zr, Si, Ce, Al, S e Mn com um tamanho ótimo de aproximadamente $1,1 \mu\text{m}$ (PU, 2017a; COSTIN, 2016; LAN, 2016; XIONG, 2015).

Figura 9 - Ferrita acicular nucleada a partir de inclusões não metálicas.



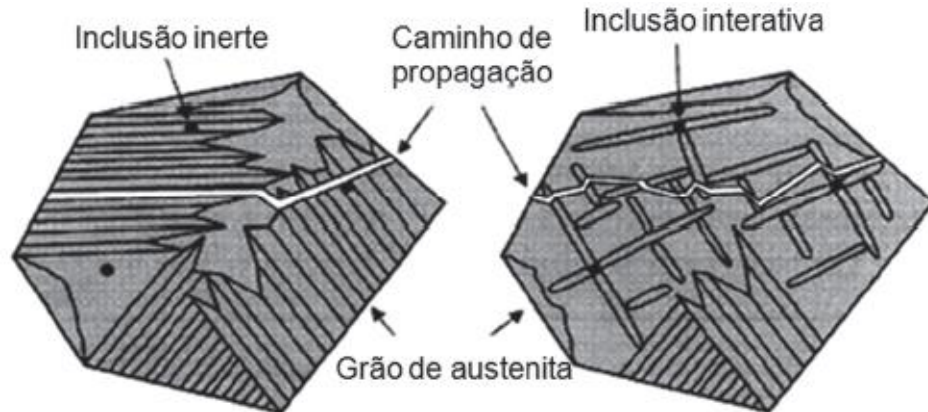
(a) FA - Ferrita acicular

(b) AF - Ferrita acicular; GBF - Ferrita de contorno de grão; FSP - Ferrita de Widmanstätten.

Fonte: (a) Hashimoto, 2010; (b) Pu, 2017b.

Dentre os diversos microconstituintes que podem ser encontrados dos metais de solda, a ferrita acicular é a mais importante, uma vez que a sua morfologia promove um aumento na tenacidade sem reduzir a resistência mecânica da junta. Isto ocorre devido os contornos de grãos de alto ângulo atuarem como fortes barreiras, já que as diferentes orientações cristalográficas das ripas podem mudar a direção de propagação de trincas, conforme mostrado na Figura 10. Dessa forma, a fração volumétrica desse constituinte influencia diretamente da resistência mecânica e tenacidade da junta soldada (CAO, 2018; XIONG, 2015).

Figura 10 - Ilustração esquemática do caminho de propagação de fratura de clivagem nos grãos de aço com ferrita de Widmanstätten e ferrita acicular.



Fonte: Paris, 2012.

Segundo Paris (2012) e Costin (2016), tanto a ferrita acicular quanto a bainita apresentam baixas temperaturas de transformação, sendo que a quantidade de ferrita acicular formada depende se há uma densidade de inclusões não metálicas adequadas para a nucleação, bem como se a austenita anterior apresenta grande tamanho de grão e com os seus contornos ocupados com outros microconstituintes, já que a bainita nucleia preferencialmente a partir dos contornos de grãos de austenita.

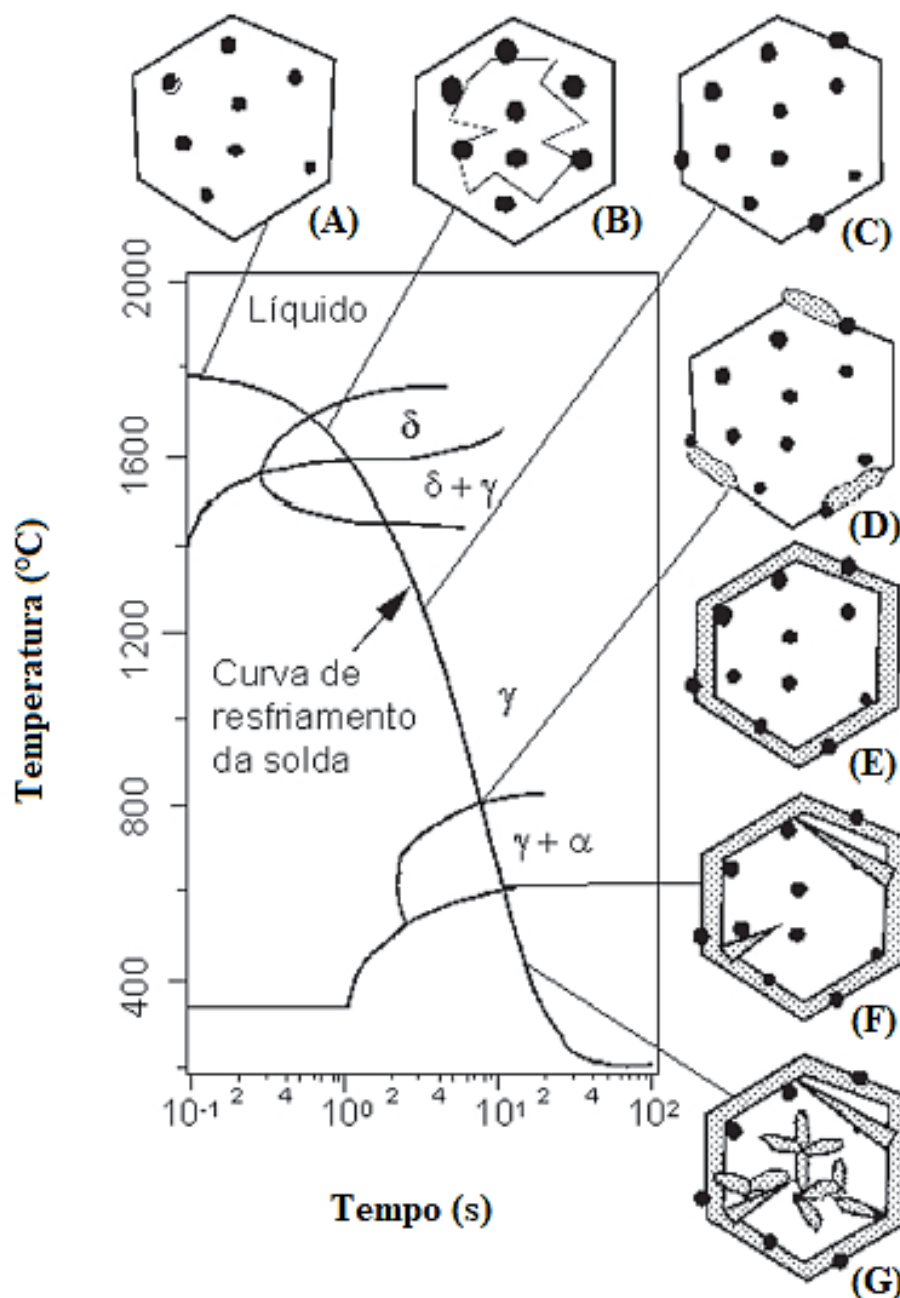
Conforme pode ser observado na Figura 11, durante o resfriamento de um metal de solda ocorre as seguintes transformações:

1. Em temperaturas acima de 2775 °C, o metal líquido da poça de fusão dissolve oxigênio da atmosfera;
2. Entre 2000 e 1700 °C, o oxigênio dissolvido e os elementos desoxidantes presentes no aço líquido reagem e formam inclusões de óxidos complexos (Figura 11.a);
3. Em temperaturas entre 1700 e 1600 °C, a ferrita δ se solidifica envolvendo essas inclusões (Figura 11.b);
4. Entre 1600 e 1400°C a ferrita δ se transforma em austenita;
5. Abaixo de 1400 °C, a microestrutura é composta apenas por austenita e os seus grãos sofrem um crescimento (Figura 11.c);
6. Entre 800 e 300 °C a austenita se decompõe em ferrita de diferentes morfologias. Inicialmente, a ferrita alotriomórfica nucleia e cresce nos contornos dos grãos austeníticos (Figuras 11.d e 11.e), atuando posteriormente, como substrato para a nucleação da ferrita de Widmanstätten (secundária), sendo que estes crescem para o interior do grão austenítico

não-transformado (Figura 11.f). Com a continuidade do resfriamento, a ferrita acicular nucleia e cresce a partir das inclusões não metálicas presentes na austenita remanescente (Figura 11.g), caso essas apresentem um alto potencial para iniciar a nucleação (caso contrário, a nucleação da bainita será favorecida);

7. Se ainda houver alguma austenita após essas transformações, com a posterior redução da temperatura da temperatura, ela se transformará em martensita ou formar compostos M-A (martensita - austenita retida).

Figura 11 - Ilustração esquemática da curva CCT de um aço soldado mostrando as diferentes transformações de fases ocorridas durante a soldagem.



Fonte: Paris, 2012.

Na Tabela 1 é mostrado um resumo com uma pequena descrição da morfologia dos principais microconstituintes que podem ser encontrados em metais de solda.

Tabela 1 - Classificação dos microconstituintes no metal de solda.

Constituintes		Sigla	Descrição
Ferrita primária	De contorno de grão	FP(G)	Veios de ferrita ou grãos poligonais que cresceram nos contornos de grão austeníticos prévios (TOMAZ, 2019; PARK, 2011; KIM, 2010).
	Poligonal intragranular	FP(I)	Grãos de ferrita poligonais que cresceram no interior dos grãos austeníticos prévios, a partir de inclusões não metálicas (CHI, 2017; PARK, 2011).
Agregado ferrita carboneto		AFC	Estrutura de matriz ferrítica com partículas de cementita. A cementita apresenta morfologia globular ou fibrosa, sendo que as fibras podem ser curtas, alongadas, ramificadas ou densamente conectadas (DI MARTINO, 2014).
Ferrita com segunda fase	Alinhada	FS(A)	Colônias de ripas paralelas de ferrita com microfases entre essas ripas, variando de perlita até martensita. Pode ser ferrita de Widmanstätten (sideplates) FS(SP), bainita inferior FS(BI) ou superior FS(BS). A ferrita de Widmanstätten são placas paralelas que crescem a partir do contorno de grão da austenita anterior ou a partir da ferrita alotriomorfa FP(G). A bainita inferior consiste em feixes de ripas paralelas de ferrita de orientações mútuas, separadas por contornos de baixo ângulo com precipitados de cementita dentro das ripas de cementita, já na bainita superior, os precipitados de cementita se encontram entre as ripas (DÜSING, 2019; CABALLERO, 2014)
	Não alinhada	FS(NA)	Agregado de ilhas de microfases com ferrita de Widmanstätten, ou com bainita, dentro do grão austenítico prévio. Também podem ser a seção transversal de placas laterais de ferrita de Widmanstätten, ou de bainita, que nuclearam no contorno de grão abaixo da superfície de observação (THEWLIS, 2004).
Ferrita acicular		FA	Pequenas ripas de ferrita não alinhadas, separadas por contornos de alto ângulo, que nucleiam a partir de inclusões não metálicas presentes no interior dos grãos austeníticos prévios. Microfases que variam de ferrita até martensita podem estar presentes entre as ripas de ferrita (TOMAZ, 2019; ZHAO, 2018; COSTIN, 2016).

Fonte: Próprio autor.

2.2 INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA, DA MICROESTRUTURA, DA TAXA DE RESFRIAMENTO E DA CONFIGURAÇÃO DO CHANFRO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS

Segundo Amanie (2012), o objetivo da soldagem é obter a melhor combinação entre a tenacidade e a resistência mecânica para a junta soldada, sendo que estes são fortemente dependentes da microestrutura formada. Dessa forma, diversos estudos já foram realizados com o intuito de verificar como a microestrutura da junta soldada pode ser afetada.

A microestrutura formada depende principalmente da composição química do metal de solda, que pode ser modificada de tal forma que favoreça a formação de microconstituintes de maior resistência mecânica, e da taxa de resfriamento, que pode modificar a temperatura de transformação de fases, gerando estruturas mais refinadas e resistentes (OSÓRIO, 2019; CAO 2018; WANG, 2018; PU, 2017a; 2017b).

2.2.1 Influência da composição química e microestrutura

Vários pesquisadores já estudaram o efeito da variação da composição química do metal de solda com o objetivo de verificar como a presença de alguns elementos, e suas concentrações, influenciam na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas.

Pu (2017a) estudou como a adição de CeO_2 ao metal de solda pode influenciar nas propriedades mecânicas de juntas de aço soldado por arco submerso.

Segundo Pu (2017a), o Ce reage com o O presente na poça de fusão formando CeO_2 , cujas partículas atuam como substrato para a nucleação de óxidos de Al, Ti, Si e Mn. Dessa forma, ocorre a formação de inclusões de óxidos complexos Ce, Al, Ti, Si, Mn que induzem a formação de ferrita acicular no metal de solda. Porém, a formação de ferrita acicular só é beneficiada para concentrações de até 3% de CeO_2 , pois acima disto, é formada uma grande quantidade de inclusões não metálicas de grande tamanho ($< 2\mu\text{m}$), que favorecem a formação de ferrita de contorno de grão e ferrita de Widmanstätten.

De fato, Pu (2017a) verificou que as amostras sem adição de Ce apresentaram uma estrutura com 31,5% de ferrita acicular, 27,8% de ferrita de Widmanstätten e 40,7% de ferrita de contorno de grão. Para a concentração de 3% de CeO_2 , a porcentagem de ferrita acicular subiu para 78,6%, enquanto a quantidade de ferrita de Widmanstätten e de ferrita de contorno de grão diminuíram para 6,8% e para 14,6%, respectivamente. Já para a concentração de 5% de CeO_2 , a porcentagem de ferrita acicular diminuiu para 45,6% enquanto a ferrita de Widmanstätten e a ferrita de contorno de grão aumentaram, respectivamente, para 8,1% e 46,3%.

Indiscutivelmente, essas variações na fração volumétrica dos constituintes que compõe o metal de solda afetam as propriedades mecânicas das juntas soldadas. De fato, com o aumento de CeO_2 para 3%, o limite de resistência a tração aumentou de 580 para 635 MPa, o alongamento aumentou de 15% para 24% e a energia de impacto bsovida aumentou de 30 para

89 J (em $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$). Com o subsequente aumento de CeO_2 para 5%, o limite de resistência a tração diminui para 600 MPa, o alongamento reduziu para 18,5% e a energia de impacto absorvida caiu para 38 J (PU, 2017a).

Portanto, as propriedades mecânicas apresentam valores ótimos em 3% de CeO_2 devido a maior quantidade de ferrita acicular no metal de solda. Já para 5% de CeO_2 , as propriedades mecânicas sofrem uma queda devido a redução na quantidade de ferrita acicular acompanhado que um aumento na quantidade de ferrita de contorno de grão (PU, 2017a).

Pu (2017b) também estudou a influência do Zr-Ti na microestrutura e nas propriedades mecânicas de metais de solda de juntas de aço soldado por arco submerso.

Segundo Pu (2017b) o Zr atua de forma similar ao Ce, ou seja, o Zr reage com o O presente na poça de fusão formando ZrO_2 , que atua como substrato para a nucleação de óxidos complexos a base de Al, Ti, Si, Mn. Esses óxidos a base de TiO, Ti_2O_3 , MnS e ZrO_2 formam inclusões que favorecem a nucleação de ferrita acicular.

O metal de solda sem adição de Zr apresenta uma microestrutura composta por 63% de ferrita acicular, 21% de ferrita de contorno de grão e 16% de ferrita de Widmanstätten. Com o acréscimo de Zr, há um aumento na quantidade de inclusões que são mais efetivas para a nucleação de ferrita acicular, sendo que para 0,09% de Zr, a porcentagem de ferrita acicular atinge um valor ótimo de 82%, enquanto a porcentagem de ferrita de contorno de grão e de ferrita de Widmanstätten diminuem para 8% e 10%, respectivamente. Entretanto, para concentrações acima desse valor, ocorre uma redução na quantidade de inclusões que favorecem a formação de ferrita acicular, que induz a formação de ferrita de contorno de grão e ferrita de Widmanstätten, tanto que para 0,12% de Zr, a porcentagem de ferrita acicular é reduzida para 76% enquanto a ferrita de Widmanstätten e a ferrita de contorno de grão aumentaram para 15% e 9%, respectivamente (PU, 2017b).

Essas variações na quantidade de ferrita acicular formada gera mudanças nas propriedades mecânicas da junta soldada. Dessa forma, para a condição com 0,09% de Zr, a junta apresenta um aumento no limite de resistência a tração de 525 para 610 MPa, o alongamento sobe de 19 para 25% e a energia de impacto absorvida também aumenta de 53 para 145 J (em $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$). Com o posterior aumento de Zr para 0,12%, o limite de resistência a tração sofre uma redução para 591 MPa, o alongamento diminui para 22% e a energia de impacto absorvida decai para 132 MPa (PU, 2017b).

Cao (2018) estudou como o teor de silício e de cobre influencia na microestrutura e nas propriedades mecânicas de metais de solda.

Segundo Cao (2018), para uma composição com 0,045% de Cu e 0,3% de Si, a microestrutura é ferrítica-bainítica (55,4% de blocos uniformes de ferrita e 44,6% de bainita), e apresenta limite de resistência a tração de 780 MPa, microdureza de 302 HV e energia de impacto absorvida de 132 J. Com o aumento de Si para 1,2%, a bainita se torna predominante (com 1,8% de blocos uniformes de ferrita e 98,2% de bainita) e suas propriedades mecânicas sofrem alterações, sendo o limite de resistência a tração de 890 MPa, a microdureza de 309 HV e energia de impacto absorvida de 112 J. Nota-se que a tenacidade ao impacto foi a única propriedade que sofreu uma redução, já que a morfologia da bainita não apresenta uma resistência a propagação de trincas. Entretanto, quando o teor de Si é aumentado para 2,0%, a martensita se torna o constituinte predominante com 75,3%, enquanto a ferrita em blocos uniformes e a bainita apresentam 11,4 e 13,3%, respectivamente. Isso faz com que o limite de resistência a tração e a microdureza aumentem para 930 MPa e 382 HV, porém, a energia de impacto absorvida cai drasticamente para 48 J, uma vez que a martensita é uma estrutura com baixa resistência a propagação de trincas.

Já para a composição com 0,3% de Si com 0,18% de Cu, a microestrutura se torna predominantemente ferrítica, com 84% de ferrita, 4,3% de ferrita acicular e 11,7% de bainita. Logo, o limite de resistência a tração e a microdureza registram os menores valores (de 660 MPa e 253 HV), sendo que a energia de impacto absorvida aumenta novamente para 112 J. Esses resultados indicam que a formação de martensita e a bainita são favorecidos pela adição de Si enquanto a ferrita é favorecida pela adição de Cu, já que este promove um aumento no tamanho de grão da austenita anterior (CAO, 2018).

Wang (2018) estudou como o níquel atua nas propriedades mecânicas e microestruturais dos metais de solda.

Wang (2018) observou que com a variação de Ni de 0,93 para 1,19% p, houve pouca variação na fração volumétrica dos constituintes, sendo que a ferrita acicular aumentou 68 para 70%, a ferrita de contorno de grão variou de 12,8 para 12,5%, a ferrita de Widmanstätten diminuiu de 6,2 para 5,5% e os compostos M-A mudaram de 13 para 12%. Essas pequenas mudanças geraram um aumento no limite de resistência a tração (de 708 para 723 MPa), enquanto o alongamento e a energia de impacto absorvida (em -40 °C) reduziram de 19,3 para 17,8% e de 118 para 107 J/cm², respectivamente. Porém, com a adição de Ni para 1,45%, o

limite de resistência a tração e o alongamento não sofrem uma alteração significativa, com 722 MPa e 18,7%. Já a energia de impacto absorvida aumentou consideravelmente para 168 J/cm², uma vez que há uma maior quantidade de ferrita acicular (de 78%) para essa concentração, enquanto os demais constituintes sofrem uma redução, sendo 10% de ferrita de contorno de grão, 5% de ferrita de Widmanstätten e 8% de compostos M-A.

Diferentemente do que ocorre com o Ce ou o Zr, o Ni não atua como um substrato para formação de inclusões não metálicas que geram a ferrita acicular, mas sim como um estabilizador dos grãos de austenita, reduzindo dessa forma a sua temperatura de transformação, o que promove a formação de ferrita acicular, além de suprimir a formação de ferrita de contorno de grão, de ferrita de Widmanstätten e de compostos M-A no metal de solda (WANG, 2018).

Osório (2019) estudou o efeito da adição de 3NbC e de 3Nb₂O₅ na microestrutura e nas propriedades mecânicas de metais de solda.

A junta sem adição de Nb apresentou limite de resistência a tração de 531 MPa, ductilidade de 34% e microdureza de 180 HV. Entretanto, com a adição de 3% de 3Nb₂O₅, o limite de resistência e ductilidade apresentaram uma queda significativa para 463 MPa e 15%, respectivamente. Além disso, a microdureza sofreu um aumento de 40%. Com a adição de 3% de 3NbC, o limite de resistência a tração não sofreu grande variação apresentando 467,5 MPa, quanto a ductilidade aumentou para 43%. Por outro lado, a microdureza aumentou 140% (OSÓRIO, 2019).

Essas variações nas propriedades mecânicas ocorreram devido o Nb, diferentemente dos casos anteriores, se dissociar de seu composto original e interagir com o metal de solda da poça de fusão, que tende a se precipitar como óxido e/ou carbeto de nióbio de alta dureza ao longo dos contornos de grãos da austenita, prevenindo o crescimento de grão excessivo (OSÓRIO, 2019).

Considerando todos as pesquisas apresentadas, pode-se afirmar que a introdução de elementos de favorecem a formação de ferrita acicular promovem uma melhora na resistência mecânica das juntas soldadas, principalmente na tenacidade.

Na Tabela 2 é apresentado um resumo das variações que as propriedades mecânicas sofrem com o incremento de alguns elementos, assim como o microconstituente que mais afetada cada propriedade.

Tabela 2 - Influência de elementos de liga na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas.

Citação	Aditivo	Microestrutura	LRT	Alongamento	Tenacidade	HV
Pu (2017a)	CeO ₂	FA	↑	↑	↑	-
Pu (2017b)	Zr-Ti	FA	↑	↑	↑	-
Cao (2018)	Si	M	↑	-	↓	↑
Cao (2018)	Cu	F	↓	-	↑	↓
Wang (2018)	Ni	FA	↑	↓	↑	-
Osório (2019)	Nb	Óxidos e/ou carbetos de nióbio	↓	↓	-	↑

Nota: LRT - Limite de resistência a tração; HV - Microdureza Vickers; FA - Ferrita acicular; M - Martensita; F - Ferrita em blocos uniformes.

Fonte: Próprio autor.

2.2.2 Influência da taxa de resfriamento

O aumento da fração volumétrica de ferrita acicular também pode ser conseguida por meio do aumento nas taxas de resfriamento da junta soldada, que atua sobre a temperatura de início de transformação da ferrita acicular. Isto é, o aumento da taxa de resfriamento diminui a temperatura de início de transformação da austenita para ferrita gerando estruturas mais duras e refinadas como a ferrita acicular (ARYA, 2018; MOOJEN, 2015).

A taxa de resfriamento da junta soldada depende principalmente da entrada de calor (que é regida pelos parâmetros de soldagem, tais como tensão, corrente e velocidade de soldagem), da espessura das chapas, da configuração do chanfro utilizado e da temperatura de pré-aquecimento empregado (ARYA, 2018; AMANIE, 2012).

De forma geral, a taxa de resfriamento aumenta com o aumento da entrada de calor e vice-versa. Já o pré-aquecimento das chapas é realizado com o objetivo de reduzir a taxa de resfriamento, enquanto a configuração do chanfro influencia na velocidade de escoamento de calor, que depende da área de contato disponível entre a poça de fusão e o metal de base (BARBOSA, 2018; DUTRA, 2017; JORGE, 2015).

2.2.2.1 Influência da espessura e da temperatura de pré-aquecimento da chapa

Arya (2018) investigou como a taxa de resfriamento pode ser afetada pela espessura da chapa do metal de base.

Arya (2018) constatou que chapas mais espessas resfriam mais rapidamente, pois a dispersão de calor da poça de fusão para a metal de base ocorre tridimensionalmente, enquanto nas chapas mais finas essa extração de calor ocorre bidimensionalmente. Conseqüentemente, as propriedades mecânicas das juntas soldadas melhoram quando se têm maiores taxas de resfriamento, uma vez que a microestrutura se torna mais refinada e com maior porcentagem de ferrita acicular.

De fato, Arya (2018) averiguou que chapas com espessura de 10, 12, 14 e 16 mm apresentaram energia de impacto absorvida (em $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$) de 36, 41, 47 e 60 J, respectivamente. Quanto a microdureza, esta foi de 199, 196, 204 e 220 HV para as chapas com espessuras de 10, 12, 14 e 16 mm, respectivamente.

No estudo realizado por Moojen (2015) foi verificado os efeitos da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas de juntas soldadas, porém, a taxa de resfriamento não foi alterada por variações na espessura da chapa, mas pelo uso de pré-aquecimento.

Segundo Moojen (2015), altas taxas de resfriamento geram estruturas mais duras e refinadas, como a ferrita acicular e a bainita, devido a temperatura de início de transformação da austenita em ferrita ser diminuída. Logo, pré-aquecimento da chapa é empregado com o objetivo de reduzir a sua taxa de resfriamento, gerando estruturas mais grosseiras e de menor dureza.

Com efeito, Moojen (2015) observou que ao resfriar previamente as chapas a uma temperatura de $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ antes do processo de soldagem, o limite de resistência a tração, a microdureza e a energia de impacto absorvida foram de 652 MPa, 260 HV e 250 J (em $20\text{ }^{\circ}\text{C}$), respectivamente. Porém, ao utilizar uma temperatura de pré-aquecimento de $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, o limite de resistência a tração e a microdureza diminuíram para 638 MPa e 240 HV enquanto a energia de impacto absorvida aumentou para 300 J (em $20\text{ }^{\circ}\text{C}$).

A temperatura de início de transformação da ferrita acicular apresentada pela junta pré-aquecida a $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ foi de $660 \pm 20^{\circ}\text{C}$. para a junta resfriada a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$, essa temperatura foi de $600 \pm 19^{\circ}\text{C}$. Dessa forma, a microestrutura formada na junta pré-aquecida a $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ é mais grosseira do que a formada na junta resfriada a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$, já que resfriou mais lentamente (MOOJEN, 2015).

Assim, a junta com menor taxa de resfriamento (pré-aquecimento de 200 °C) apresentou os menores valores de dureza e resistência mecânica, sendo que a queda da tenacidade é atribuída a presença de grande quantidade de constituintes M-A (MOOJEN, 2015).

Dutra (2017) estudou a influência do pré-aquecimento na microestrutura e na dureza da zona afetada pelo calor de juntas soldadas.

Dutra (2017) observou que com o uso de pré-aquecimento, a microdureza apresentada pela chapa foi de aproximadamente 250 HV, já que uma menor taxa de resfriamento favoreceu a formação de ferrita de contorno de grão. Já a junta soldada sem pré-aquecimento apresentou microdureza de aproximadamente 300 HV, uma vez que a sua estrutura se tornou martensítica.

Zhang (2015) estudou o efeito da taxa de resfriamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aços microligados com Ti. Conforme foi mostrado no trabalho de Pu (2017b), o Ti tende a formar inclusões não metálicas que favorecem a formação da ferrita acicular.

Dessa forma, a microdureza do aço microligado com Ti diminuiu de 256 para 254 HV com o aumento da taxa de resfriamento, devido à presença ferrita acicular em todas as amostras. A energia de impacto absorvida sofreu uma redução (de 106 para 89 J) com o aumento da taxa de resfriamento, indicando uma significativa variação na fração volumétrica de ferrita acicular (ZHANG, 2015).

2.2.2.2 Influência da entrada de calor nas propriedades mecânicas

A entrada de calor, ou aporte térmico, exerce grande influência na microestrutura do metal de solda, e conseqüentemente, nas propriedades mecânicas de juntas soldadas, sendo que depende principalmente dos parâmetros de soldagem. Já foi bastante relatado na literatura como a entrada de calor atua na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas.

Barbosa (2019) estudou como a entrada de calor influencia na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas de aço soldado por arco submerso.

Barbosa (2019) constatou que ao aumentar a entrada de calor de 10,7 para 17,1 KJ/mm, a microestrutura do metal de solda se torna mais grosseira devido ao aumento na fração volumétrica de ferrita de contorno de grão (de 34 para 39,2%) e de ferrita intragranular (de 16

para 17,2%), acompanhado de uma redução na fração volumétrica de ferrita acicular (de 36 para 30%) e de ferrita de Widmanstätten (de 4 para 3,8%).

Como a ferrita de contorno de grão e a ferrita de intragranular são microconstituintes apresentam baixa dureza e baixa resistência, a junta soldada com maior entrada de calor apresentou uma queda nas suas propriedades mecânicas, sendo que a microdureza diminuiu de 176 para 154 HV e o limite de resistência a tração sofreu uma redução de 542 para 496 MPa (BARBOSA, 2019).

Wang (2017) estudou o efeito da entrada de calor na microestrutura, nas propriedades mecânicas, bem como na extensão da zona fundida e da zona afetada pelo calor de juntas soldadas de um aço microligado com Nb-Ti-Mo, unidas por soldagem híbrida laser-arco (*hybrid fiber laser arc welding* - HLAW) que combina a soldagem a laser com soldagem por arco elétrico com gás de proteção (GMAW).

Wang (2017) observou que a extensão da zona fundida subiu de 4,09 para 5,01 mm com o aumento da entrada de calor de 5,20 para 7,75 KJ/cm, sendo que o mesmo ocorreu com a extensão da zona afetada pelo calor (de 1,15 para 1,55 mm). Essas medições foram realizadas a 1 mm abaixo da superfície.

Com o aumento da entrada de calor, a microestrutura do metal de solda mudou de ripas de martensita para bainita granular, com ferrita de contorno de grão e ferrita acicular. Essa mudança causou uma redução na microdureza (de 347 para 327 HV) e no limite de resistência a tração (de 850 para 780 MPa), uma vez que a martensita apresenta maior dureza e resistência do que a bainita e ferrita. A energia de impacto absorvida também sofreu uma redução de 58,5 para 32,8 KJ/cm, porém essa queda é atribuída ao aumento na quantidade e no tamanho dos constituintes M-A proporcionado pelo aumento da entrada de calor (WANG, 2017).

Jorge (2015) investigou a influência da entrada de calor na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas de aço soldadas por arco submerso.

Com o aumento na entrada de calor de 7,8 para 14,3 KJ/mm, a microestrutura do metal de solda se tornou mais grosseira, sendo que a fração volumétrica de ferrita primária aumentou de 30 para 41% enquanto a fração volumétrica de ferrita acicular diminuiu de 19 para 3%. Isso gerou uma redução na microdureza, de 210 para 185 HV, e na energia de impacto absorvida, de 190 para 50 J (JORGE, 2015).

Borba (2015) averiguou a influência da entrada de calor na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas de aço processado por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, soldadas por arco submerso.

Borba (2015) observou que a microestrutura do metal de solda da junta soldada com 7,6 KJ/mm apresentou 57% de ferrita acicular, 32% de ferrita de contorno de grão e 6% de ferrita intragranular. Já a microestrutura do metal de solda da junta soldada com 13 KJ/mm apresentou 32% de ferrita acicular, 45% de ferrita de contorno de grão e 14% de ferrita intragranular.

Essa redução na fração volumétrica de ferrita acicular acompanhado de um aumento da fração volumétrica de ferrita primária gera uma redução nas propriedades mecânicas, tanto que a microdureza diminuiu de 180 para 173 HV, o limite de resistência a tração reduziu de 550 para 531 MPa e a energia de impacto absorvida diminuiu de 100 para 95 J (BORBA, 2015).

Marouço (2013) também estudou a influência da entrada de calor na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas de aço soldadas por arco submerso.

Marouço (2013) observou que com o aumento da entrada de calor de 6 para 12 KJ/mm, o metal de solda apresentou uma redução na quantidade de ferrita acicular de 45 para 35%. Isso gerou uma redução na quantidade de energia absorvida de 98 para 75 J (em 0 °C) e no limite de resistência a tração de 631 para 564 MPa, sendo que o alongamento aumentou de 22,5 para 28%.

Ao analisar os resultados obtidos nas pesquisas realizadas acima, é possível perceber que, de modo geral, a fração volumétrica de ferrita acicular diminui à medida que a entrada de calor aumenta. Isto ocorre devido o resfriamento da junta soldada ocorrer mais lentamente conforme se aumenta a entrada de calor. Logo, as propriedades mecânicas das juntas soldadas dependem majoritariamente da microestrutura formada sob cada condição.

Na Tabela 3 é apresentado um resumo das variações que as propriedades mecânicas das juntas soldadas sofrem sobre diferentes condições de resfriamento, assim como o microconstituente que mais afetam as propriedades.

Tabela 3 - Influência da taxa de resfriamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas.

Citação	Taxa de resfriamento	Microestrutura	LRT	Tenacidade	Microdureza
Arya (2018)	↑	↑FA	-	↑	↑
Moojen (2015)	↓	↓FA - ↑M-A	↓	↓	↓
Dutra (2017)	↓	↓M - ↑FP(G)	-	-	↓
Zhang (2015)*	↑	↑FA	-	↓	↑
Barbosa (2019)	↓	↓FA	↓	-	↓
Wang (2017)	↓	↓M - ↑B/↑M-A	↓	↓	↓
Jorge (2015)	↓	↓FA	-	↓	↓
Borba (2015)	↓	↓FA	↓	↓	↓
Marouço (2013)	↓	↓FA	↓	↓	-

Nota: * Aço microligado com Ti; LRT - Limite de resistência a tração; FA - Ferrita acicular; M-A - Compostos martensita-austenita retida; FP(G) - Ferrita primária de contorno de grão; B - Bainita.

Fonte: Próprio autor.

2.2.2.3 Influência da configuração do chanfro

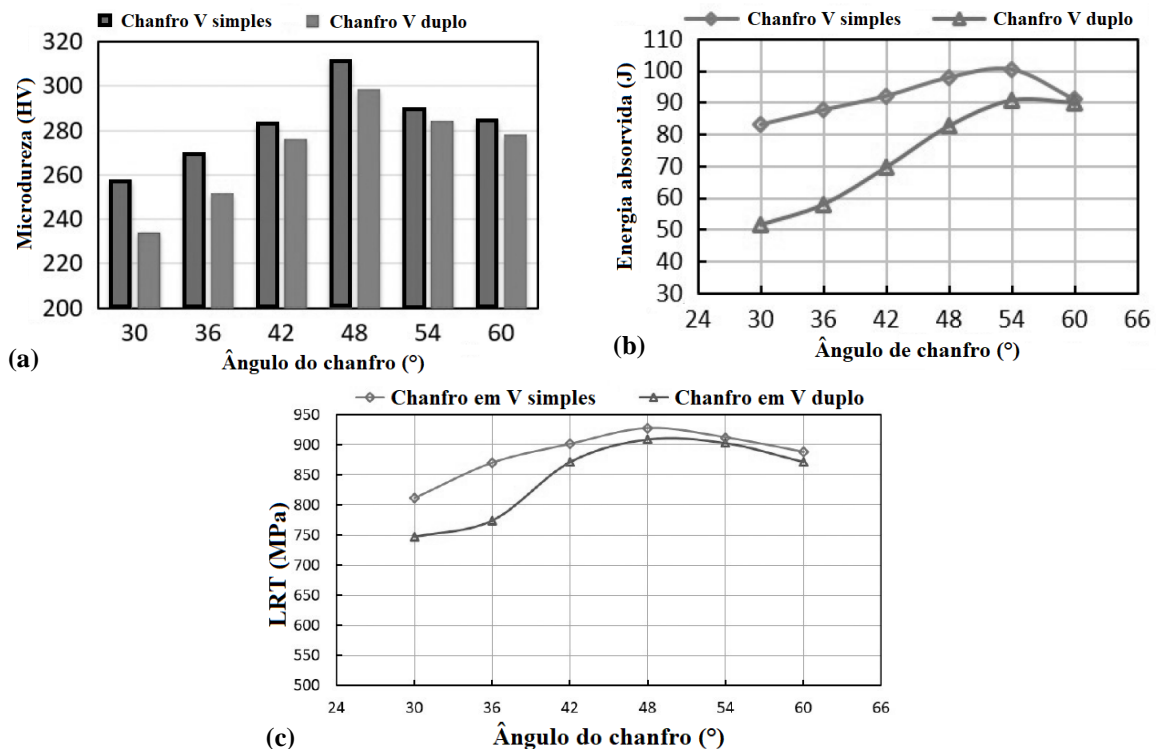
Evcı (2017) estudou a influência da configuração do chanfro, e do ângulo do chanfro, nas propriedades mecânicas de juntas soldadas, sendo que juntas com chanfro em V simples e em V duplo foram investigadas, com variações no ângulo do chanfro de 30 a 60°.

De forma geral, Evcı (2017) constatou que para todos os ângulos utilizados, as propriedades mecânicas das juntas soldadas com chanfro em V simples foram superiores ao das juntas soldadas em chanfro em V duplo, conforme mostrado na Figura 12. Ao observar os gráficos, percebe-se que para ambas as juntas, a energia de impacto absorvida, o limite de resistência a tração e a microdureza apresentaram os menores valores para o ângulo de chanfro de 30°, sendo que esses baixos valores são atribuídos a presença de defeitos prejudiciais a qualidade da solda. Porém, as propriedades mecânicas aumentam gradualmente até atingir valores ótimos entre 48 e 54°.

Esse ganho nas propriedades mecânicas com o aumento do ângulo de chanfro foi atribuído ao tamanho das dentritas formadas durante a solidificação do metal de solda, isto é, Evcı (2017) observou que o tamanho das dentritas formadas no metal de solda diminuiu gradualmente ao aumentar o ângulo de chanfro de 30 para 48°, sendo que para ângulos maiores, o tamanho das dentritas aumentaram. Essas variações no tamanho das dentritas está relacionado

com a taxa de resfriamento, uma vez que Amanie (2012) verificou que para menores taxas de resfriamento se obtém dentritas maiores. De fato, Barbosa (2018) afirma que a extração de calor da poça de fusão é mais rápida quando se tem uma maior área de contato entre o metal de solda e o metal de base, sendo que esse aumento da área de contato é conseguido por meio do uso de chanfros.

Figura 12 - Variação da (a) energia de impacto absorvida, (b) limite de resistência a tração e (c) microdureza das juntas, soldadas com diferentes configurações e ângulos de chanfros.

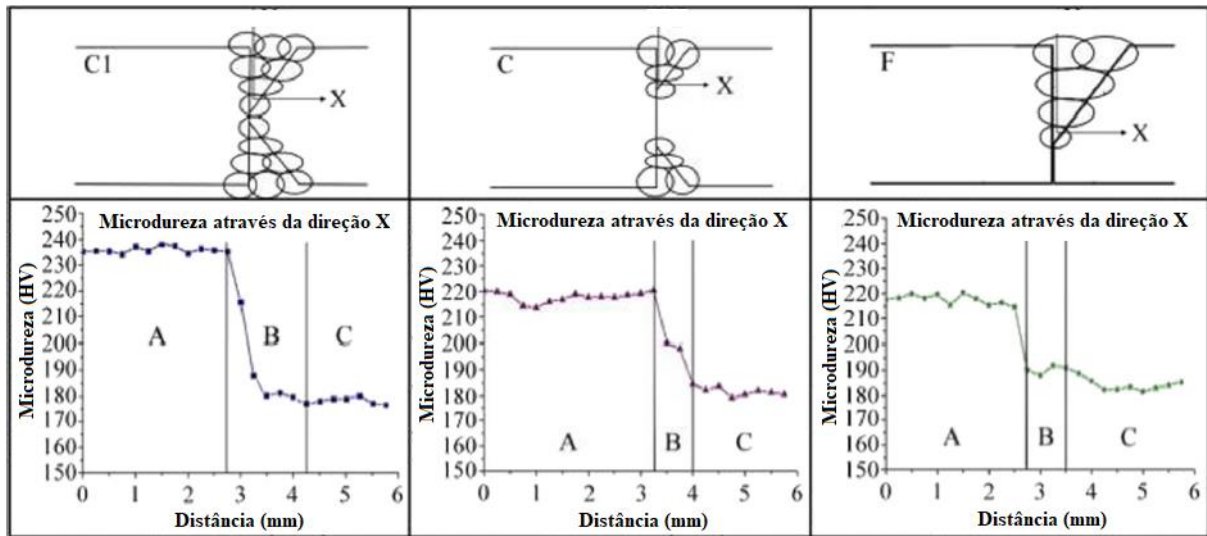


Nota: LRT - Limite de resistência a tração.
Fonte: Adaptado de Evcı, 2017.

Portanto, pode-se concluir que para juntas soldadas com ângulos de chanfros de 48 e 54° proporcionaram a maiores velocidades de resfriamento ao metal de solda, tornando a estrutura dentrítica mais refinada e com melhores propriedades mecânicas.

Ling (2015) estudou a influência de diferentes configurações de chanfros na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas. Na Figura 13 é mostrado cada configuração de chanfro estudado bem como a suas respectivas variações de microdureza a partir do centro da junta, onde A corresponde ao metal de solda, B a zona afetada pelo calor e C ao metal de base. Nota-se que a para a microdureza na região da solda da junta C1 (de aproximadamente 235 HV) é maior do que a microdureza apresentada pelas outras juntas (cerca de 220 HV).

Figura 13 - Variações na microdureza ao longo da direção X para todas as configurações de chanfro estudadas.

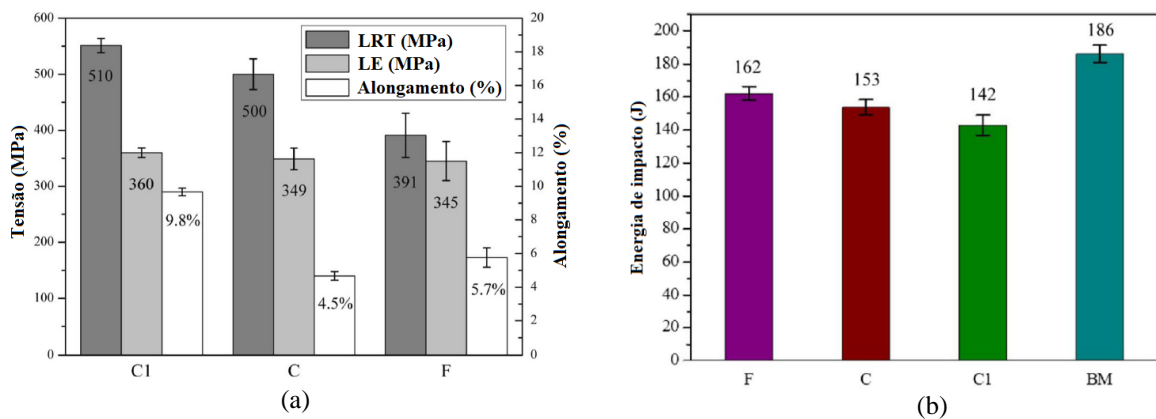


Nota: A - Metal de solda; B - Zona afetada pelo calor; C - Metal de base.

Fonte: Adaptado de Ling, 2015.

Na Figura 14 estão apresentadas as variações na resistência a tração e na energia de impacto absorvida. Nota-se que a junta C1 apresentou os maiores valores de limite de resistência a tração, de alongamento e energia de impacto absorvida. Já para a junta F, essas propriedades mecânicas apresentaram os menores valores.

Figura 14 - Variações de (a) resistência a tração e (b) tenacidade de cada chanfro estudado.



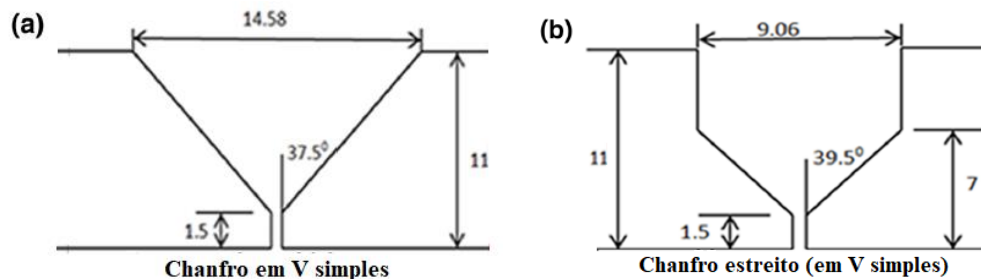
Notas: LRT - Limite de resistência a tração; LE - Limite de escoamento, BM - Metal de base.

Fonte: Adaptado de Ling, 2015.

Segundo Ling (2015), as boas propriedades apresentadas pela junta F são decorrentes da presença de uma estrutura mais refinada e com maior quantidade de ferrita acicular, o que indica que essa configuração de chanfro em meio V possui características de dissipação de calor relativamente elevada. Entretanto, a maior taxa de resfriamento é apresentada pela junta C1, uma vez que sua estrutura é composta por martensita, cuja estrutura apresenta alta dureza e baixa tenacidade.

Um estudo similar foi realizado por Pandey (2016), sendo que além da influência de da configuração do chanfro, também foi analisado a influência de um tratamento térmico pós soldagem (TTPS). Os chanfros utilizados estão mostrados na Figura 15.

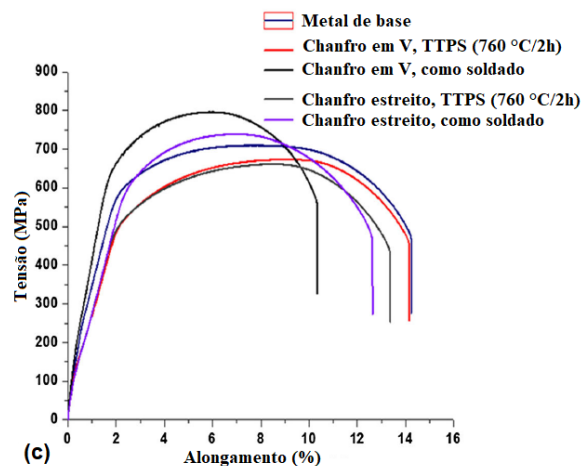
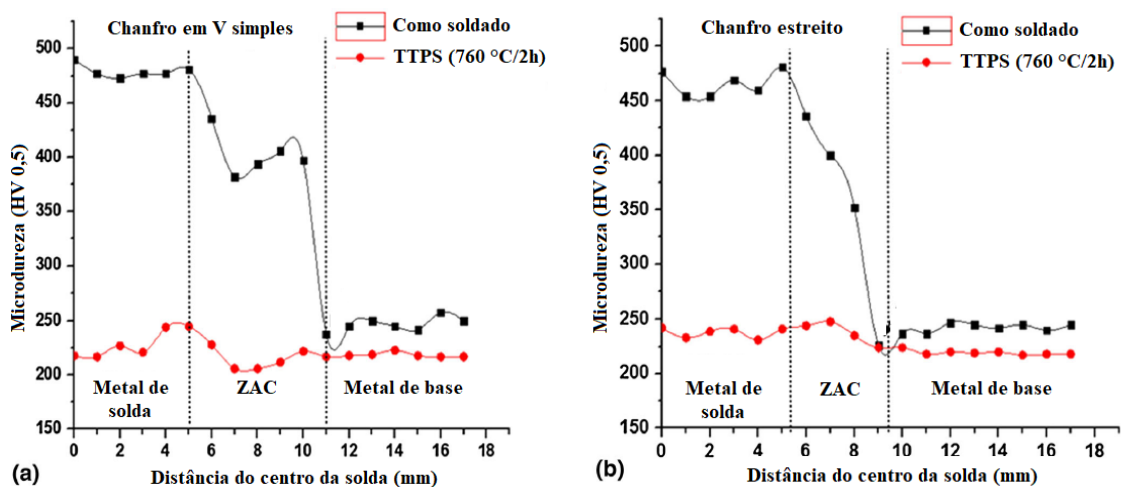
Figura 15 - Configuração das juntas estudadas. Todas as medidas estão em mm.



Fonte: Adaptado de Pandey, 2016.

Os metais de solda das juntas no estado ‘como soldado’ apresentam estrutura martensítica não revenida com precipitados nos contornos de grãos de austenita. Já os metais de solda das juntas ‘TTPS’ apresentaram estrutura martensítica revenida com grãos grosseiros de austenita. Na Figura 16 estão mostrados os resultados obtidos pelo estudo de Pandey (2016).

Figura 16 - Variações na (a e b) microdureza na (c) resistência a tração das juntas soldadas.



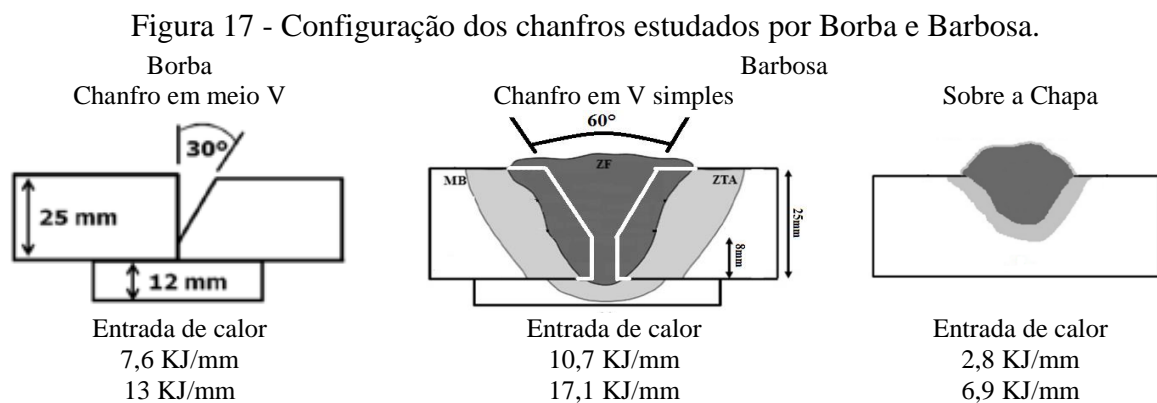
Fonte: Adaptado de Pandey, 2016.

Observando os dados da Figura 16, nota-se que as juntas ‘como soldado’ apresentam microdureza e resistência a tração superiores as das juntas ‘TTPS’. Segundo Pandey (2016), esse comportamento é decorrente da martensita sofrer revenimento, o que reduz a sua dureza e aumenta a ductilidade. Com relação as configurações dos chanfros, não houve uma grande variação nos valores de microdureza. Mas, de forma geral as juntas ‘como soldado’ apresentaram valores de microdureza maiores do que as juntas ‘TTPS’.

Entretanto, a extensão da zona afetada pelo calor da junta soldada com chanfro em V simples (de 90,58 mm²) é menor que a da junta soldada com chanfro estreito (de 92,96 mm²). Esse aumento na extensão da zona afetada pelo calor indica que a junta com chanfro em V simples pode ter resfriado mais rápido que a junta com chanfro estreito, o que pode ter tornado a martensita um pouco mais refinada (PANDEY, 2016).

As juntas ‘como soldado’ apresentaram resistência a tração superior ao das juntas ‘TTPS’. Entretanto, para ambas as condições, as juntas com chanfro em V simples apresentaram resistência a tração superior ao as juntas com chanfro estreito. Essas diferenças podem ser decorrentes das taxas de resfriamento experimentadas por cada junta (PANDEY, 2016).

Barbosa (2018) e Borba (2015) estudaram a influência do aporte térmico em juntas de aço EH 36 TMPC (*Thermo-mecanical control processing*), utilizando chapas de 25 mm de espessura sob as mesmas condições de soldagem. Logo, é possível fazer uma breve comparação da microestrutura e da microdureza apresentado por cada configuração de chanfro. As configurações de chanfro estudadas estão mostradas na Figura 17, sendo que Barbosa comparou o comportamento do metal de solda depositado sobre um chanfro em V e diretamente sobre a chapa.




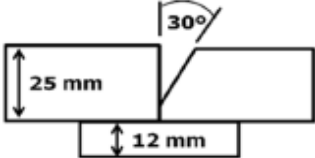
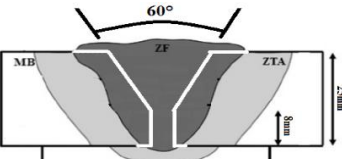
Fonte: Adaptado de Borba (2015) e Barbosa (2018).

Foi observado que com o acréscimo da entrada de calor, o tamanho de grão da austenita anterior sofreu um aumento, assim como um aumento da fração volumétrica de ferrita primária de contorno de grãos e da ferrita primária intragranular. Porém, a fração de ferrita acicular sofreu uma redução. De modo geral, a microestrutura do metal de solda da junta soldada com baixa entrada de calor é mais refinada que a microestrutura do metal de solda da junta soldada com maior entrada de calor (BARBOSA, 2018; BORBA, 2015).

Na Figura 18 é apresentado os valores de microdureza obtidos, onde nota-se que de modo geral, a dureza diminui com o aumento da entrada de calor.

Entretanto, ao comparar a microdureza de todas as juntas, nota-se que o cordão de 10,7 KJ/mm (chanfro V simples) apresentou dureza maior do que a do cordão de 6,8 KJ/mm (sobre a chapa). De forma similar, o cordão de 13 KJ/mm (chanfro em meio V) apresentou dureza maior que as apresentadas pelo cordão de 10,7 KJ/mm (chanfro V simples) e pelo cordão de 6,8 KJ/mm (sobre a chapa).

Figura 18 - Valores de microdureza para cada entrada de calor e tipo de chanfro estudado.

Tipo de chanfro	Entrada de calor (KJ/mm)	Microdureza (HV3)
	2,8 6,9	~ 202 ~ 170
	7,6 13	~ 193 ~ 178
	10,7 17,1	~ 176 ~ 154

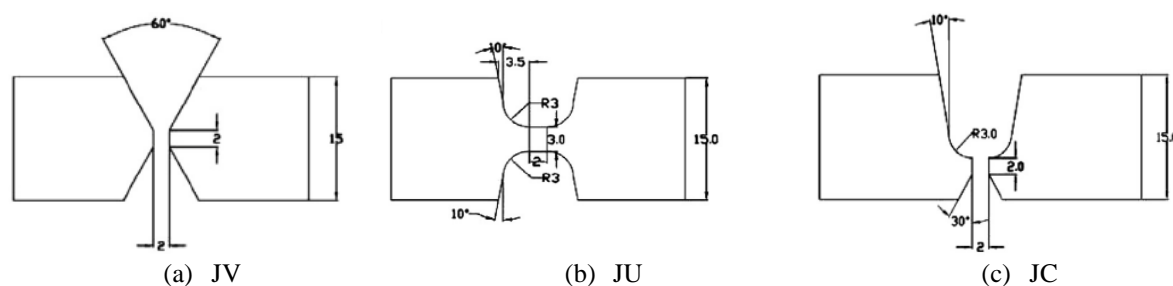
Fonte: Adaptado de Borba (2015) e Barbosa (2018).

Seguindo o princípio de que a junta soldada com elevada entrada de calor deve apresentar estruturas mais grosseiras, e, portanto, de menor dureza. As discrepâncias observadas indicam que a configuração do chanfro exerce forte influência sobre as características de dissipação de calor. Isto é, a dissipação de calor do metal depositado diretamente sobre um chanfro tende a ser melhor do que a do metal depositado diretamente sobre a chapa, sendo que a dissipação de calor do metal de solda da junta com chanfro em meio V é melhor.

De fato, Barbosa (2018) afirma que a dissipação de calor é melhorada devido as paredes do chanfro aumentarem a área de contato entre o metal de base e o metal depositado, melhorando o escoamento de calor do metal de solda para o restante da chapa.

Sharma (2014) também estudou como a configuração do chanfro influencia na microestrutura e nas propriedades mecânicas de juntas soldadas. Na Figura 19 é apresentado as configurações de chanfros estudadas.

Figura 19 - Configuração das juntas estudadas por Sharma.



Fonte: Sharma (2014).

A microestrutura predominante no metal de solda da junta JV foram ferrita acicular com ferrita primária nos contornos de grãos da austenita anterior. Já a microestrutura do metal de solda das juntas JU e JC apresentaram ferrita primária dentro da matriz de ferrita acicular com precipitados grosseiros de cementita (SHARMA, 2014).

Segundo Sharma (2014) a formação dessas microestruturas indica que a junta JV sofreu um resfriamento mais acelerado do que as juntas JU e JC. Dessa forma, a junta JV apresentou dureza, resistência à deformação e à tração relativamente maior do que as juntas JU e JC, conforme mostrado na Tabela 4.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas obtidas para as três juntas estudadas por Sharma.

Chanfro	LE (MPa)	LRT (MPa)	Ductilidade (%)	Microdureza (HV)
JV	622,63	694,28	8,5	228,8
JU	527,7	661,25	11,07	256,1
JC	511,72	689,58	7,14	233,7

Nota: LE - Limite de escoamento; LRT - Limite de resistência a tração.

Fonte: Sharma, 2014.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

3.1.1 Metal de base

O metal de base utilizado foi o ASTM A 131 grau A fabricado pela USIMINAS, se trata de um aço de baixo teor de carbono com bom desempenho mecânico e boa soldabilidade. A especificação ASTM A131/A 131M é a padrão para chapas de aço estrutural destinadas principalmente à construção de estruturas marítimas, tais como, plataformas offshore, navios-sonda, estruturas e cascos de navios, balsas, barcaças e outras embarcações. De acordo com esta especificação, o aço ASTM A131 grau A possui a composição química e propriedades mecânicas apresentadas nas Tabelas 5 e 6.

Tabela 5 - Composição química do aço estudado.

$C_{\text{máx}}$	$Mn_{\text{mín}}$	$Si_{\text{máx}}$	$P_{\text{máx}}$	$S_{\text{máx}}$	$C_{\text{eq}} = C + Mn/6$ máx
0,21	2,5 x C	0,50	0,035	0,035	0,40

Nota: C_{eq} - Carbono equivalente.

Fonte: ASTM A 131, 2001.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas do aço estudado.

Tensão limite de escoamento σ_{LE} (MPa)	Tensão limite de resistência σ_{LRT} (MPa)	Alongamento	
		BM (mm)	%
235 _{mín}	400 a 520	200	21

Nota: BM - Base de medição do corpo de prova.

Fonte: ASTM A 131, 2001.

3.1.2 Metal de adição

O metal de adição utilizado foi o arame para arco submerso BMAS 122 da Belgo Bekaert, com 3,180 mm de diâmetro e especificado pela AWS A5.17, com classificação EM12K. É um arame com médio teor de manganês adequado para a soldagem de aços ao carbono aplicados em estruturas marítimas. A composição química metal de adição está apresentada no Tabela 7 e a resistência mecânica do metal de solda na Tabela 8.

Tabela 7 - Composição química nominal (em %) do arame para arco submerso EM12K.

Carbono	Silício	Manganês	Fósforo	Enxofre	Cobre
0,05 a 0,15	0,1 a 0,35	0,8 a 1,25	0,030 _{máx}	0,030 _{máx}	0,035 _{máx}

Fonte: AWS A5.17, 1997.

Tabela 8 - Propriedades mecânicas do metal de solda.

Limite de escoamento σ_{LE} (MPa)	Limite de resistência σ_{LR} (MPa)	Alongamento	
		BM (mm)	%
400	480 a 660	200	22

Fonte: AWS A5.17, 1997.

3.1.3 Fluxo granular

Para a proteção do arco elétrico, foi utilizado o fluxo aglomerado ativo OK Flux 10.81 da ESAB, normatizado pela AWS A5.17, com a classificação F7AZ. Trata-se de um fluxo com pequenas quantidades de Si e Mn que atuam como desoxidantes para melhorar a resistência à porosidade e a trincas no metal de solda (AWS A5.17, 1997).

3.1.4 Eletrodo do passe de raiz

Na junta com chanfro em V simples foi realizado um passe de raiz, por meio da soldagem com arame tubular (AT). O arame utilizado foi E71T-1 da Böhler com diâmetro nominal de 1,2 mm, normatizado pela AWS A5.20/A5.20M sendo que o gás de proteção utilizado é 100% dióxido de carbono (CO_2). As características do eletrodo estão apresentadas na Tabela 9.

Tabela 9 - Características do arame tubular E71T-1.

Composição química nominal (em %)									Propriedades Mecânicas		
C	Mn	Si	S/P	Ni	Cr	Mo	V	Cu	LRT (MPa)	LE (MPa)	AL (%)
0,12	1,75	0,90	0,030	0,50	0,20	0,30	0,08	0,35	490 a 670	390	22

Notas: LRT - limite de resistência a tração; LE - limite de escoamento; AL - alongamento.

Fonte: AWS A5.20, 2015.

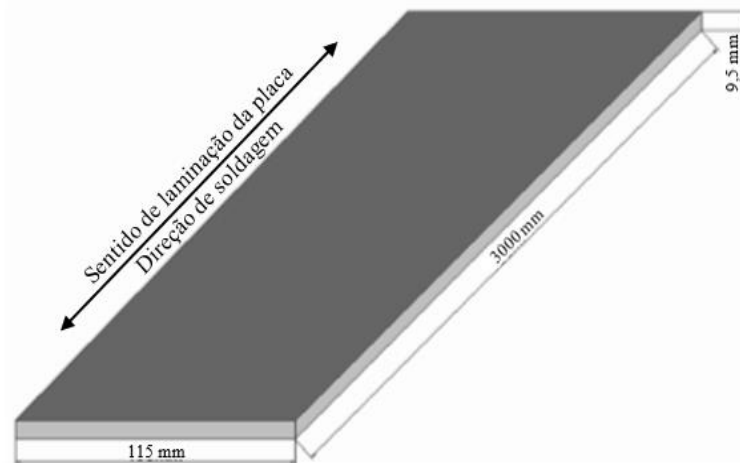
3.2 METODOLOGIA

3.2.1 Procedimentos de soldagem

Para este estudo, foram cortadas quatro placas de aço ASTM A131 grau A (fornecido no estado laminado) nas dimensões indicadas na Figura 20, na máquina de corte à plasma MESSER Modelo OmniMat T. Duas placas foram cortadas Sem Chanfro (SC), e duas Com

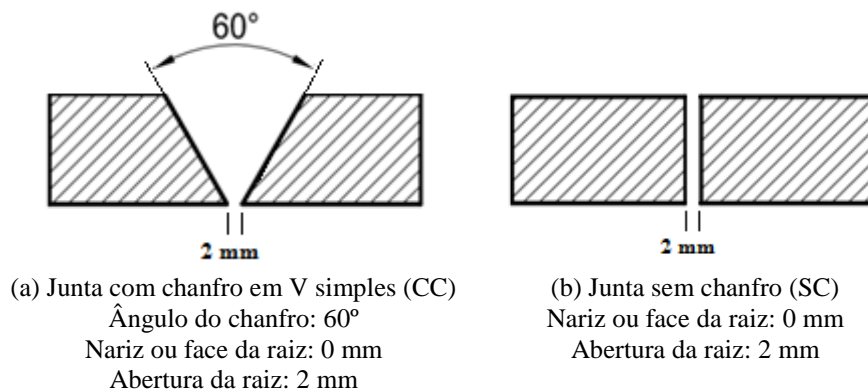
Chanfro em V simples (CC), conforme ilustrado na Figura 21. A Tabela 10 indica os parâmetros utilizados no corte das placas.

Figura 20 - Representação das dimensões das placas soldadas com 3000 x 115 x 9,5 mm.



Fonte: Próprio autor.

Figura 21 - Configuração dos chanfros utilizados.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 10 - Parâmetros de corte à plasma para a placa de 9,5 mm.

	Corrente	Velocidade
Corte reto	130 A	90 mm/s
Corte em ângulo (30°)	260 A	80 mm/s

Fonte: Próprio autor.

Para a realização adequada da soldagem, as placas foram devidamente posicionadas e fixadas, conforme mostrado na Figura 22, por meio de ponteamto com Arame Tubular, ao longo das suas extremidades, para evitar a ocorrência de grandes deformações durante os procedimentos de soldagem.

Figura 22 - Juntas posicionadas e fixadas.



Fonte: Próprio autor.

Todos os passes de soldagem foram executados na posição plana, e no mesmo sentido da direção de laminação das chapas, seguindo a ordem descrita na Tabela 11.

Tabela 11 - Sequência de execução dos passes de soldagem.

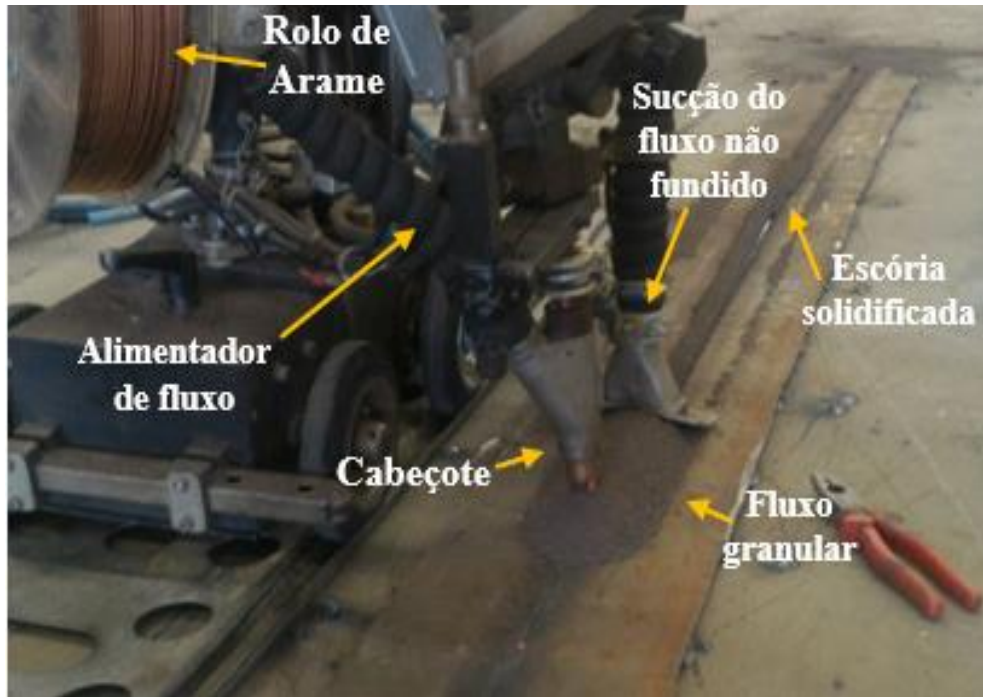
		Sequência de soldagem
Junta CC		<ul style="list-style-type: none"> • 1 passe de raiz com AT na face do chanfro, para evitar a perfuração da poça de fusão durante o 1º passe com AS; • 1º passe com AS na face do chanfro, sendo que este foi realizado diretamente sobre o passe de raiz; • 2º passe com AS no lado não chanfrado, sendo que o passe de raiz não foi removido (sem goivagem).
Junta SC		<ul style="list-style-type: none"> • 1º passe com AS; • 2º passe com AS no outro lado da junta, oposto ao 1º passe.

Nota: AT - arame tubular; AS - arco submerso.

Fonte: Próprio autor.

Para ambas as juntas, após o primeiro passe de soldagem com arco submerso, as chapas foram viradas e novamente fixadas, sendo que para tal processo, foi aguardado o resfriamento natural delas, isto é, ao ar livre. A Figura 23 mostra a realização do passe com arco submerso na junta SC. As Figuras 24 e 25 mostram a execução dos passes, com arame tubular e com arco submerso, na junta CC.

Figura 23 - Passe com arco submerso na junta SC.



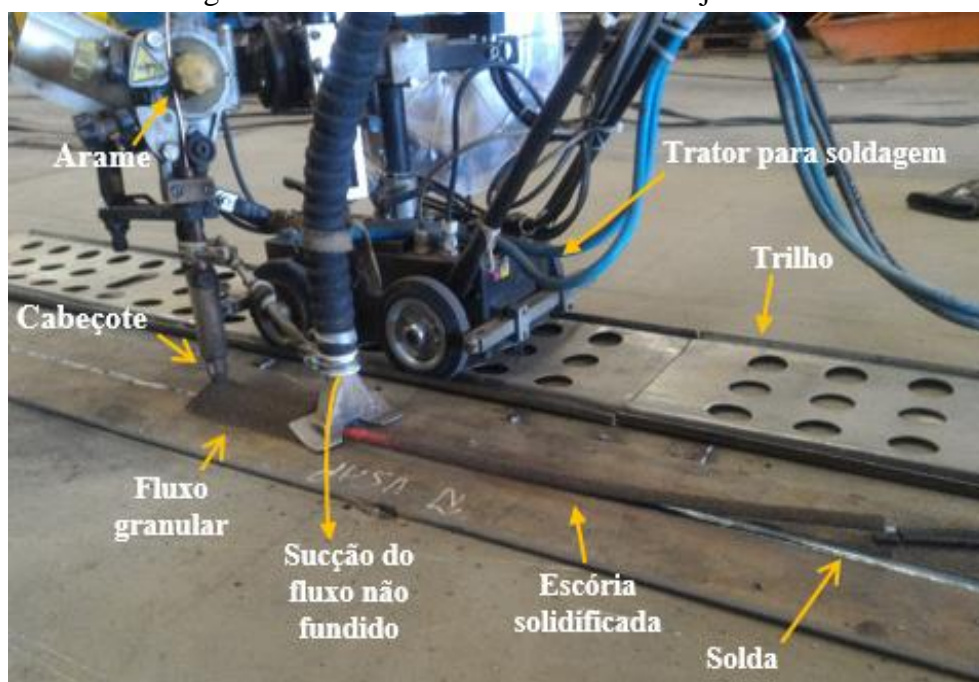
Fonte: Próprio autor.

Figura 24 - Passe de raiz na junta CC com arame tubular.



Fonte: Próprio autor.

Figura 25 - Passe com arco submerso na junta CC.



Fonte: Próprio autor.

Todos os dados e parâmetros de soldagem utilizados estão apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 - Parâmetros e dados de soldagem.

Procedimento	Junta sem chanfro	Junta com chanfro	
	AS	AS	AT
Camada	Enchimento	Enchimento	Raiz/Ponteamento
Tensão (V)	33,6	33,6	31,6
Corrente (A)	450	450	115 a 145
V. de soldagem (cm/min)	38	38	8 a 14
Polaridade	CCEP	CCEP	CCEP
Aporte térmico (KJ/cm)*	23,87	23,87	-
Proteção	Fluxo granular	Fluxo granular	100% Gás CO ₂
Arame	EM12K	EM12K	E71T-1
Diâmetro do arame	3,180 mm	3,180 mm	1,2 mm

Nota: *Aporte térmico (ou entrada de calor) calculado considerando a eficiência térmica igual a 1; AS - arco submerso; AT - arame tubular; CCEP - corrente contínua e eletrodo positivo.

Fonte: Próprio autor.

3.2.2 Metalografia

A preparação da superfície das amostras foi realizada conforme as etapas descritas pela norma ASTM E3, seguindo as etapas de corte, lixamento, polimento e ataque químico. A seção transversal ao cordão de solda (ver Figura 26) foi escolhida para o estudo, sendo que o corte das amostras foi realizado utilizando a cortadeira metalográfica modelo AROCOR 40, com

disco de corte AA-4, Ø 230 mm x 1,5 mm, sob refrigeração. A etapa de embutimento não foi realizada devido à grande extensão das amostras. O ataque químico foi realizado com Nital 3% por imersão com tempo de ataque de 4 s.

Figura 26 - Superfície da seção transversal ao cordão.



Fonte: Próprio autor.

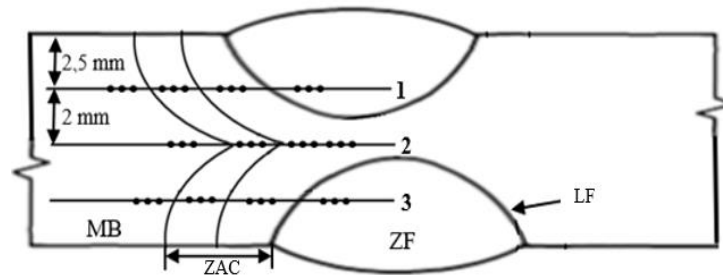
Os registros micrográficos foram realizados no microscópio óptico do microdurômetro Mitutoyo, modelo HM-200, com ampliação de 100X, com o objetivo de caracterizar as microestruturas do metal de base, metal de solda e da zona afetada pelo calor.

Os registros macrográficos foram realizados no estereomicroscópio óptico com ampliação de até 12x, com o objetivo de verificar a presença, formato e posições de eventuais defeitos de soldagem.

3.2.3 Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado nas superfícies das amostras preparadas por metalografia, seguindo as orientações da norma ABNT NBR NM ISO 6507-1, para verificar variações de dureza nas diferentes regiões da junta soldada. Foram realizadas três indentações espaçadas entre si por 0,5 mm em cada uma das regiões da junta soldada, desde o MB até a ZF, ao longo de três linhas paralelas e equidistantes, conforme ilustrado na Figura 27. O ensaio foi realizado no microdurômetro Mitutoyo modelo HM-200, com força de 0,3 Kgf.

Figura 27 - Representação esquemática da distribuição das indentações.



Nota: 1 - Linha superior; 2 - Linha central; 3 - Linha inferior.

Fonte: Próprio autor.

3.2.4 Espectrometria de emissão óptica

O ensaio de espectrometria de emissão óptica foi realizado a fim de determinar a composição química do metal de base e do metal de solda. O ensaio foi realizado na superfície das amostras preparadas por metalografia, com o auxílio do espectrômetro de arco/centelha SPECTROMAXx da AMETEK (SPECTRO). Foram tomadas três medições no metal de base, três no metal de solda da junta CC e 3 no metal de solda da junta SC, totalizando 9 medições.

3.2.5 Ensaio de indentação instrumentada

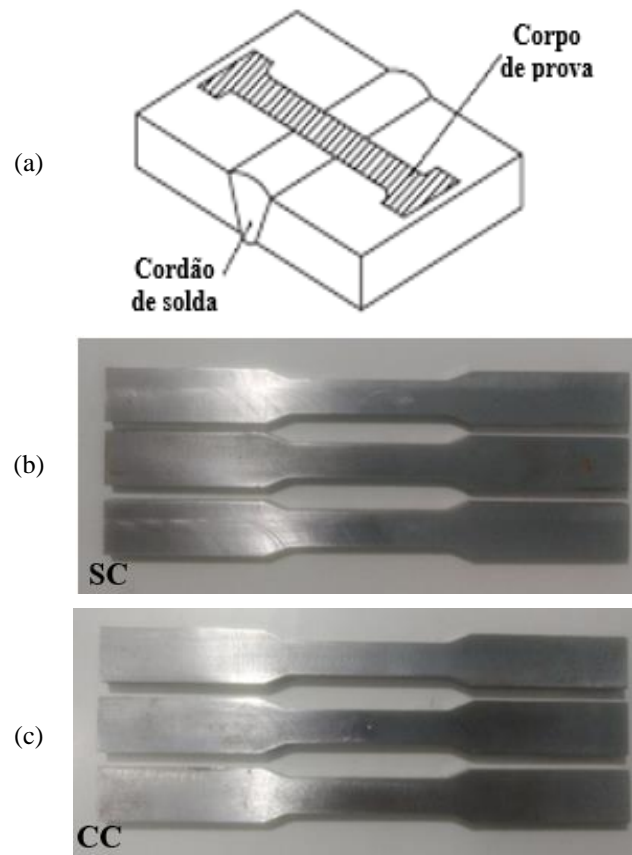
O ensaio de indentação instrumentada foi realizado a fim de determinar algumas propriedades mecânicas locais das juntas soldadas, tais como dureza de indentação, módulo de indentação e deslocamento. O ensaio foi realizado na seção transversal ao cordão de solda, nas superfícies das amostras preparadas por metalografia, seguindo as orientações da norma ISO14577-1. Foram realizadas quatro indentações em cada região da junta soldada, desde o metal de metal de base até o metal de solda.

Para a realização do ensaio foi utilizado o testador mecânico Fischerscope modelo HM 2000 com indentador de diamante do tipo pirâmide ortogonal de base quadrada (pirâmide Vickers). O carregamento máximo utilizado foi de 2000 mN com tempos de carga, descarga de 10s, o que corresponde a uma taxa de 200 mN/s. O tempo de espera utilizado foi de 5s.

3.2.6 Ensaio de resistência à tração

O ensaio de tração foi realizado para determinar a resistência das juntas soldadas. Os corpos de provas foram confeccionados conforme as especificações da norma ASTM A 370. Foram confeccionados 3 corpos de provas para cada junta, com o auxílio da fresadora ferramenteira CLEVER 2VS, sob refrigeração. Todos os corpos de provas foram retirados da direção transversal ao sentido de soldagem, conforme ilustrado na Figura 28.

Figura 28 - (a) local de remoção dos corpos de provas, (b) corpos de provas confeccionados da junta SC e (c) corpos de provas confeccionados da junta CC.



Fonte: Próprio autor.

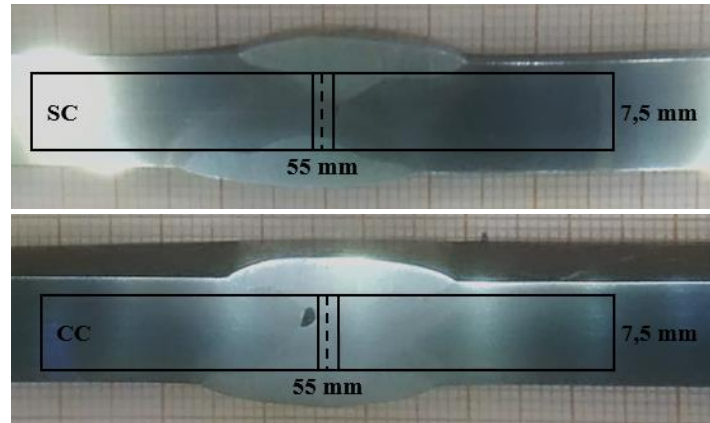
O ensaio de tração foi realizado na máquina universal de ensaio eletromecânico INSTRON modelo 5984, com célula de carga de 150 KN, a uma velocidade de tensionamento de 30 MPa/s conforme as instruções da norma ABNT NBR ISO 6892-1.

3.2.7 Ensaio de impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy com entalhe em V foi realizado com o objetivo de observar os valores de energia absorvida pelas juntas soldadas bem como as características de fratura. Os corpos de provas foram confeccionados de acordo com as orientações da norma ASTM A

370, sendo o entalhe posicionado no centro da junta soldada, na direção transversal ao sentido de soldagem, conforme ilustrado na Figura 29.

Figura 29 - Posicionamento dos corpos de provas para ensaio de impacto.



Fonte: Próprio autor.

Foram realizados três ensaios para cada junta soldada, sendo obtida a média e o desvio padrão desses resultados. As condições de ensaio adotadas foram as estabelecidas pela norma ASTM A 370, sendo que a temperatura de ensaio foi a ambiente. O ensaio foi realizado na máquina Charpy instrumentado ZWICK/ROWELL modelo RKP450.

Imediatamente após o térmico de cada teste foi aplicado uma camada de esmalte sobre as superfícies de fraturas a fim de evitar oxidação da superfície. As superfícies de fratura também foram registradas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA

A análise química realizada no metal de base forneceu a composição química (em %) apresentada na Tabela 13. Foi detectado a presença de Co, Nb, Ti, V, e W com porcentagens $\leq 0,01\%$ e de Al com $\leq 0,06\%$, ainda que as concentrações desses elementos não sejam especificadas pela norma. Também foram obtidas as porcentagens de Ni, Cr, Mo, e Cu com valores $\leq 0,02\%$. Dentre os elementos que são especificados pela norma ASTM A131 apenas a concentração de P se encontra, cerca de 30%, acima do previsto.

Tabela 13 - Composição química média do metal de base (em % p).

C	Mn	Si	P	S
0,197	0,722	0,186	0,045	0,009

Fonte: Próprio autor.

As composições obtidas nos metais de solda são apresentadas nas Tabelas 14 e 15, para as juntas SC e CC, respectivamente. É possível observar que houve uma elevação na concentração de Mn e Si, sendo que esse acréscimo é proveniente do fluxo utilizado (AWS A5.17, 1997). Segundo a norma especificadora, o aumento no teor de Mn e Si também aumenta a resistência mecânica e a dureza do metal de solda, mas pode diminuir a sua tenacidade.

Tabela 14 - Composição química média do metal de solda da junta SC (em % p).

C	Mn	Si	P	S
0,179	1,095	0,436	0,044	0,008

Fonte: Próprio autor.

Tabela 15 - Composição química média do metal de solda da junta CC (em % p).

C	Mn	Si	P	S
0,149	1,260	0,481	0,045	0,009

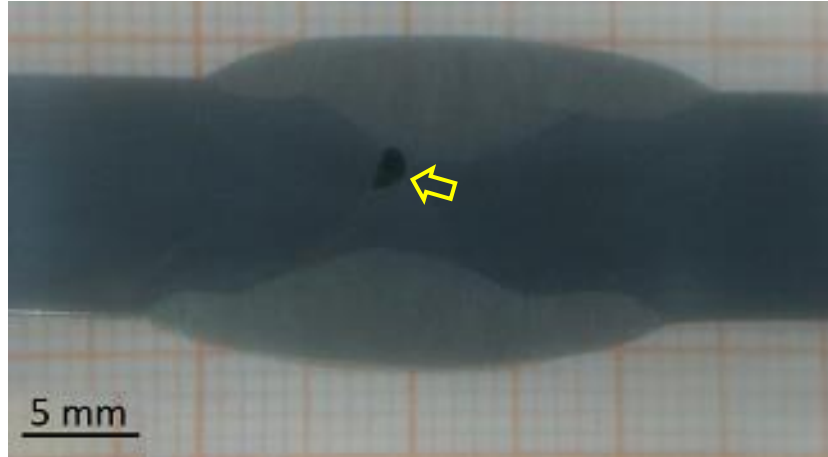
Fonte: Próprio autor.

4.2 MACROGRAFIA

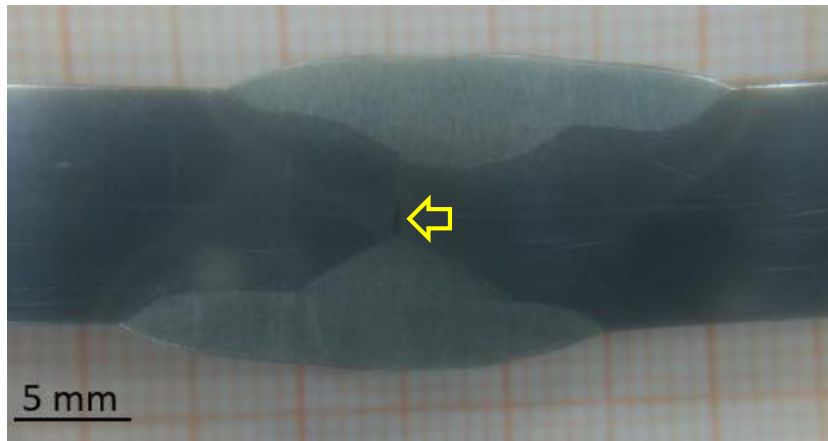
Nas Figuras 30.a e 30.b são mostradas as imagens macrográficas das juntas soldadas com chanfro (CC) e sem chanfro (SC). Nelas é possível observar, em ambas as juntas, houve a ocorrência de penetração incompleta dos cordões de solda e de inclusões de escória. A inclusão de escória é a região assinalada no centro das figuras. Nas imagens, o cordão de solda inferior

corresponde ao primeiro passe de soldagem enquanto o cordão de solda superior corresponde ao segundo passe de soldagem.

Figura 30 - Macrografia das juntas soldadas.



(a) Junta com chanfro - CC



(b) Junta sem chanfro - SC

Fonte: Próprio autor.

Como no presente estudo não houve variações nas condições de soldagem, os mesmos tipos de defeitos estão presentes nas duas juntas soldadas, isto é, penetração incompleta do cordão de solda e inclusão de escória, sendo que:

- A penetração incompleta dos cordões de solda é um defeito causado pelo uso de correntes de soldagem muito baixas e pode ser solucionada aumentando-se esse parâmetro. Isto ocorre porque à medida que a corrente de soldagem é aumentada, mais metal de adição é introduzido na poça de fusão, provocando um aumento na profundidade e no reforço do cordão de solda sem afetar de forma significativa a sua largura. Entretanto, esse aumento na corrente de soldagem também gera um aumento no aporte térmico, que por sua vez, afeta a fração volumétrica dos microconstituintes do metal de solda. A literatura relata que com o aumento do aporte térmico, a quantidade

de ferrita acicular no metal de solda diminuiu drasticamente enquanto a quantidade de ferrita primária (de contorno de grão e intragranular) e de agregados ferrita-carbonetos aumentam. Consequentemente, essas mudanças nas proporções de cada microconstituente também altera as propriedades mecânicas da junta soldada (BARBOSA, 2018; LI, 2018; LAN, 2016; BORBA, 2015; JORGE, 2015; AMANIE, 2012).

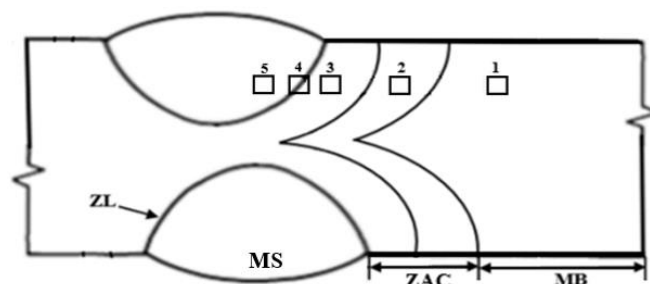
- As geometrias das inclusões de escória podem ser decorrentes dos tipos de chanfros utilizados, uma vez que a presença de defeitos de solda, e sua extensão, varia conforme o tipo e o ângulo de chanfro utilizado. A literatura também relata que defeitos como inclusões de escória podem ser evitados utilizando correntes de soldagem mais elevadas, gerando cordões de solda mais refinados (EVCI, 2017; LAN, 2016; LING, 2015; JORGE, 2015; MAROUÇO, 2013; NOWAKI, 2005).

Nota-se também que a extensão da zona afetada pelo calor (ZAC) é maior para a junta SC, indicando que a configuração do chanfro influencia na taxa de resfriamento da junta, uma vez que a extensão da ZAC é maior, e com estruturas mais grosseiras, quando se utiliza taxas de resfriamento menores (DUTRA, 2017; MOOJEN, 2017).

4.3 MICROGRAFIA

Para ambas as amostras, CC e SC, os registros micrográficos foram realizados nas superfícies transversais ao sentido de laminação da placa, onde foi observado as diferentes regiões da junta soldada, desde o metal de base (MB) até o metal de solda (MS), conforme esquematizado na Figura 31. As regiões 2 e 3 são referentes as regiões de grãos grosseiros e de grãos refinados da zona afetada pelo calor, respectivamente (BORBA, 2015).

Figura 31 - Regiões onde foram realizados os registros micrográficos.



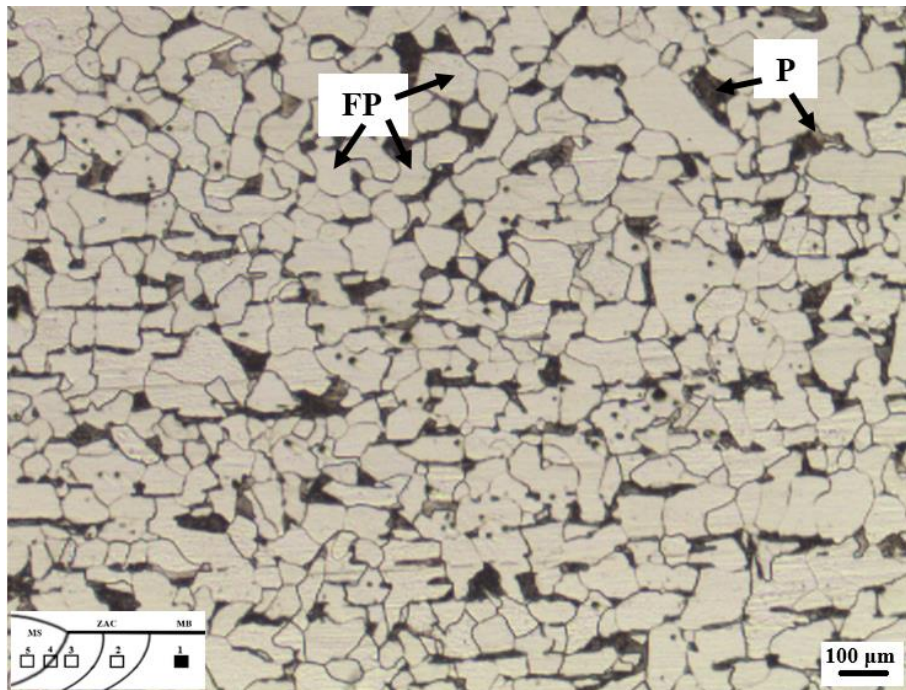
Fonte: Próprio autor.

A análise da microestrutura das seções transversais das amostras apontou que cada zona de soldagem apresentou quase os mesmos microconstituintes, em ambas as juntas soldadas, sendo que a microestrutura da zona afetada pelo calor próxima a linha de fusão consiste de grãos grosseiros enquanto a zona afetada pelo calor mais afastados é composta por grãos mais refinados.

4.3.1 Microestrutura do metal de base

A Figura 32 mostra a micrografia do metal de base. Como se trata de um aço com baixo teor de carbono (com 0,14%p de C), a sua composição consiste basicamente em grãos equiaxiais de ferrita primária (FP) com colônias isoladas de perlita (P), sendo FP as regiões claras e P as regiões escuras (GONÇALVES, 2017).

Figura 32 - Micrografia do metal de base. Ataque com nital 3% (ampliação de 100x).

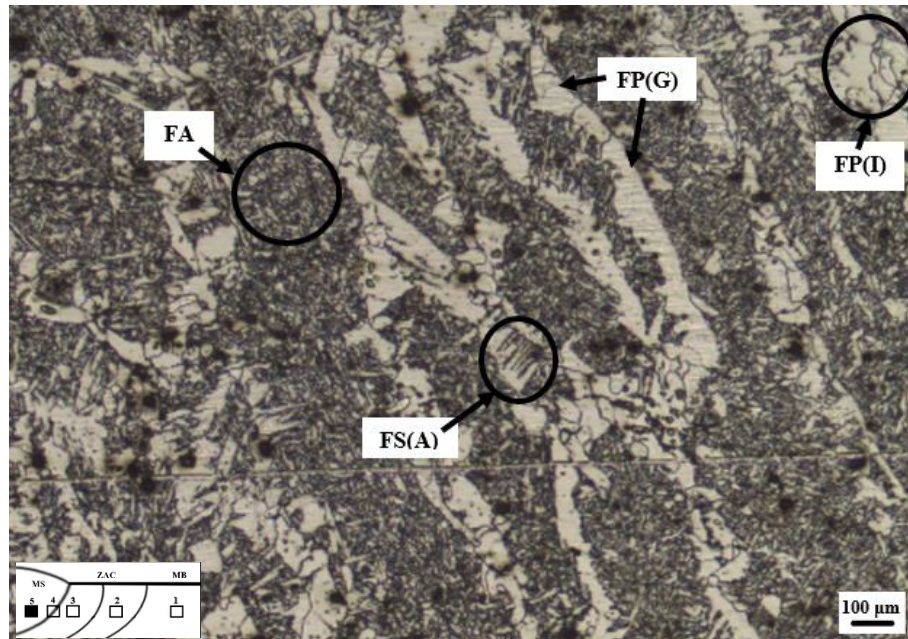


Fonte: Próprio autor.

4.3.2 Microestrutura do metal de solda

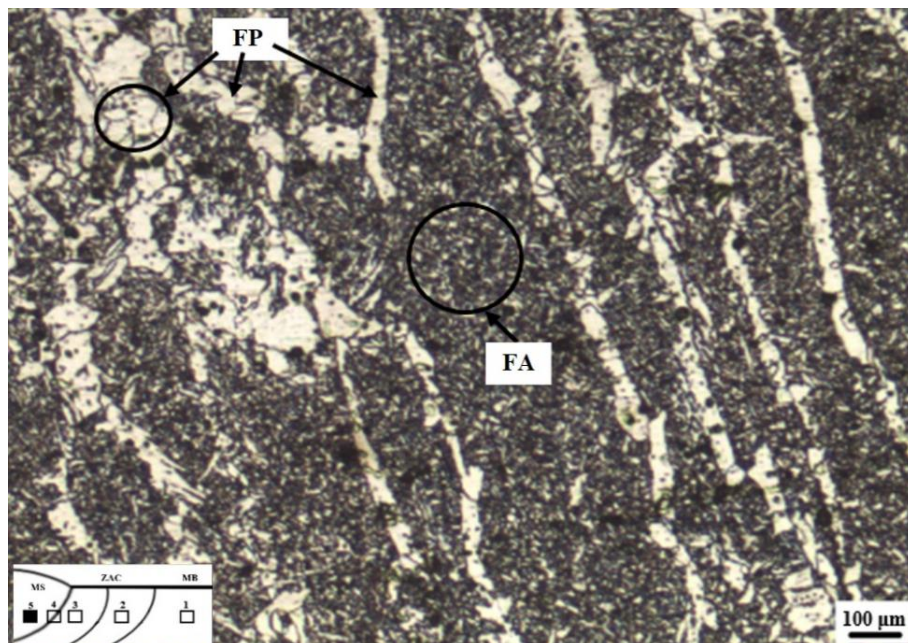
As micrografias do metal de solda das juntas SC e CC são apresentadas nas Figuras 33 e 34, onde é possível verificar a presença de alguns microconstituintes comumente formados em metais de solda, tais como: ferrita acicular, (FA); ferrita primária de contorno de grão, FP(G); ferrita primária intragranular, FP(I) e ferrita com segunda fase alinhada, FS(A).

Figura 33 - Micrografia do metal de solda da junta SC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 34 - Micrografia do metal de solda da junta CC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x.



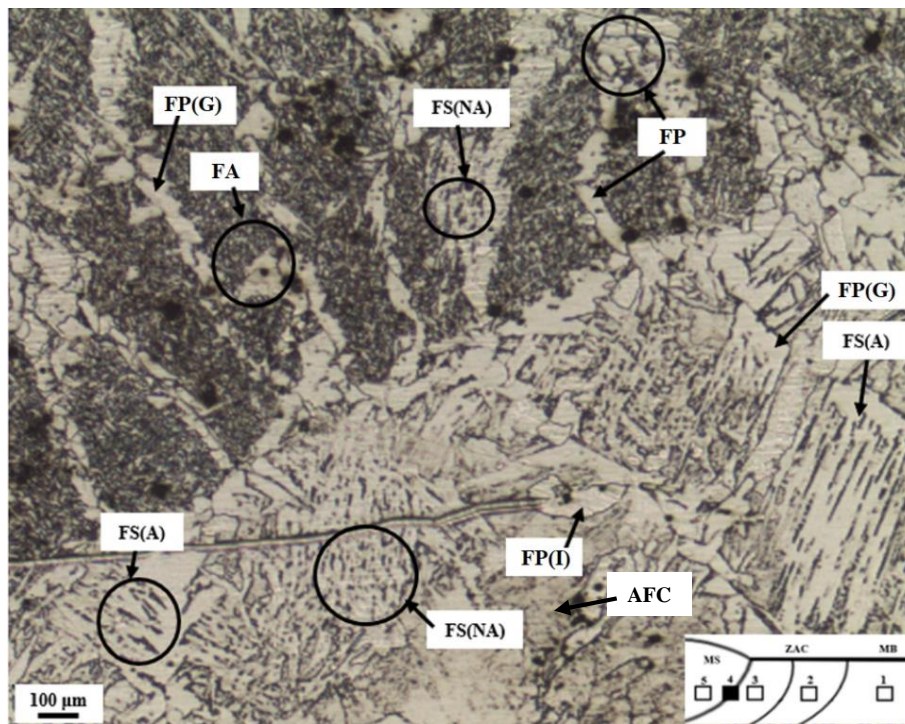
Fonte: Próprio autor.

Entretanto, nota-se que o metal de solda da junta CC apresenta maior quantidade de ferrita acicular do que a junta SC. Além disso, a quantidade de ferrita primária de contorno de grão também é menor e mais refinada para a junta CC. Essas discrepâncias nas morfologias foram causadas pelas diferentes taxas de resfriamento experimentadas pelas juntas soldadas,

uma vez que a temperatura de início da formação da ferrita acicular depende, entre outros fatores, da taxa de resfriamento da junta soldada, visto que taxas de resfriamento maiores abaixam as temperaturas de início da transformação da austenita em ferrita, gerando estruturas mais refinadas (EVCI, 2017; MOOJEN, 2017; DUTRA, 2017).

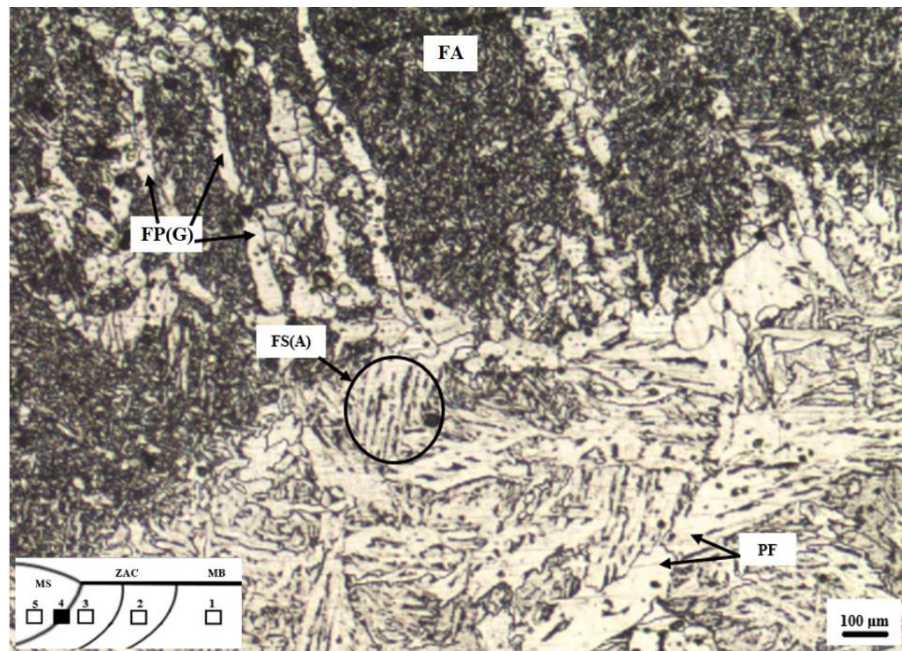
Portanto, é esperado que a junta CC apresentasse uma estrutura mais refinada já que sofreu um resfriamento mais rápido que a junta SC. Essas discrepâncias são observadas com mais clareza quando é comparado as morfologias dos metais de solda a partir da linha de fusão (LF), conforme mostrado nas Figuras 35 e 36, onde nota-se também que a região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada pelo calor (ZAC-RGG), adjacente a linha de fusão da junta CC também a presença de ferritas com morfologia mais refinadas do que a junta SC.

Figura 35 - Micrografia da linha de fusão da junta SC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 36 - Micrografia da linha de fusão da junta CC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x.



Fonte: Próprio autor.

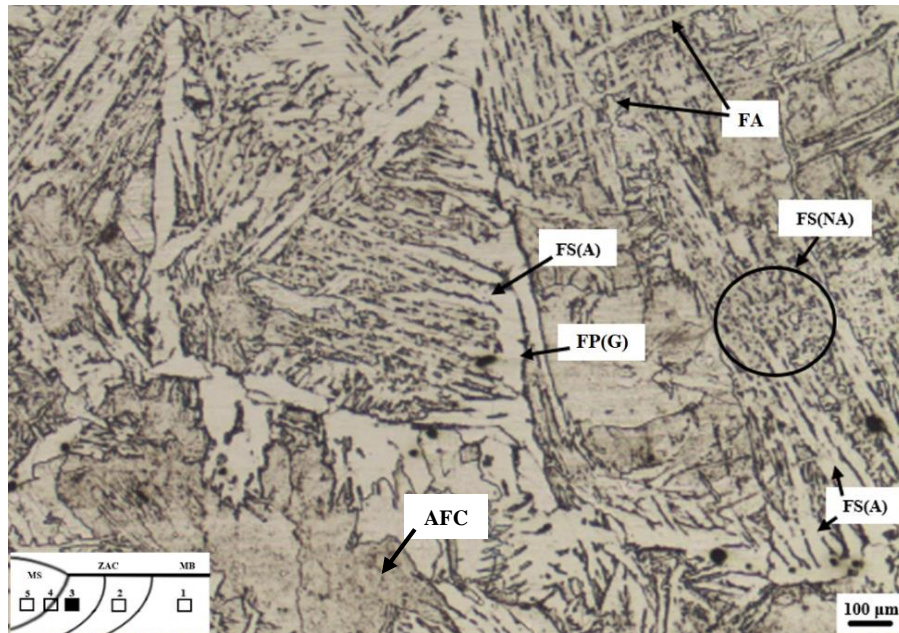
4.3.3 Microestrutura da região de grãos grosseiros

Nas Figuras 37 e 38 são apresentadas as micrografias da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (ZAC-RGG) das juntas SC e CC, respectivamente. Nota-se que para ambas as juntas, há as presenças de FP(G), FP(I), FS(A), FS(NA), FA e AFC.

A ZAC-RGG de ambas as juntas são compostas basicamente pelos mesmos tipos de microconstituintes. Entretanto, ao comparar as microscopias entre si, é visível que a morfologia da junta SC é mais grosseira do que a morfologia da junta CC. Além disso, nota-se que as duas juntas apresentam ripas de ferritas, porém a junta CC as possui em menor quantidade e mais refinadas. Essas diferenças no tamanho e na morfologia da microestrutura da região de grãos grosseiros estão relacionadas com a taxa de resfriamento, que difere para cada configuração de chanfro utilizada (EVIC, 2017; SHARMA, 2014).

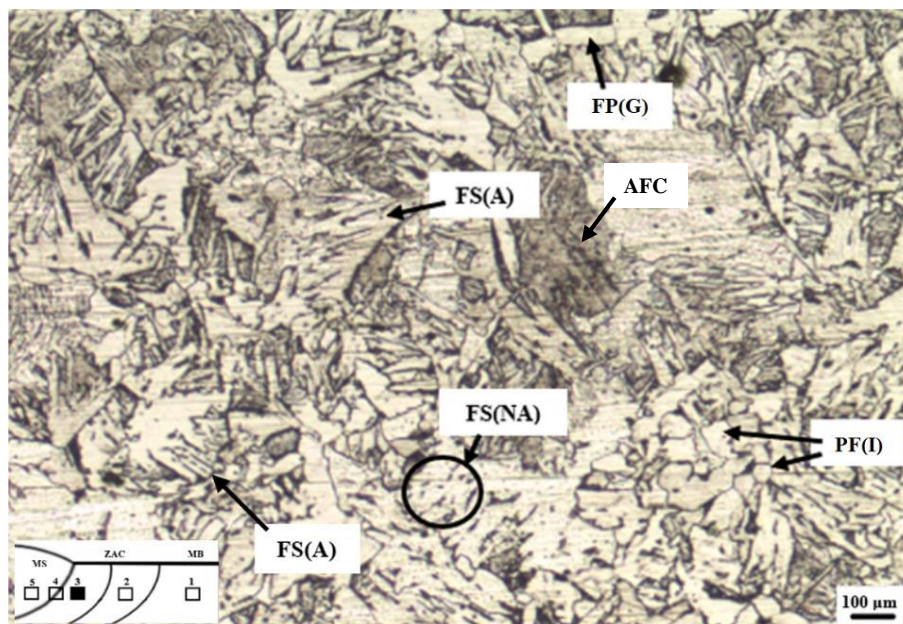
Dessa forma, a junta SC resfriou mais lentamente do que a junta CC, já que ocorre um crescimento um grão austenítico mais efetivo sob um resfriamento mais lento, e conseqüentemente, forma-se microconstituintes mais grosseiros e de mais altas temperaturas de transformação (BORBA, 2015; JORGE, 2015).

Figura 37 - Micrografia da ZAC-RGG da junta SC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 38 - Micrografia da ZAC-RGG da junta CC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x.

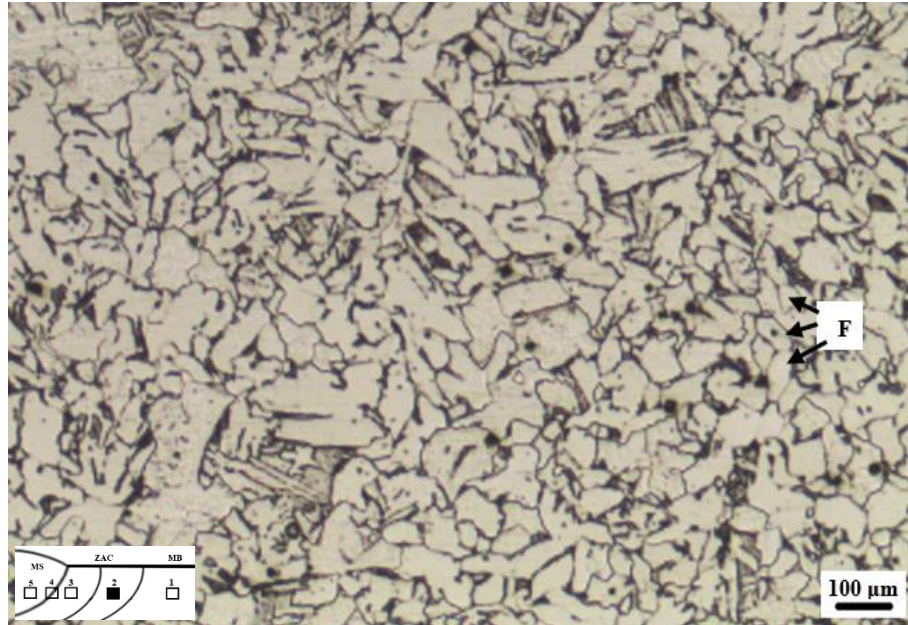


Fonte: Próprio autor.

4.3.4 Microestrutura da região de grãos refinados

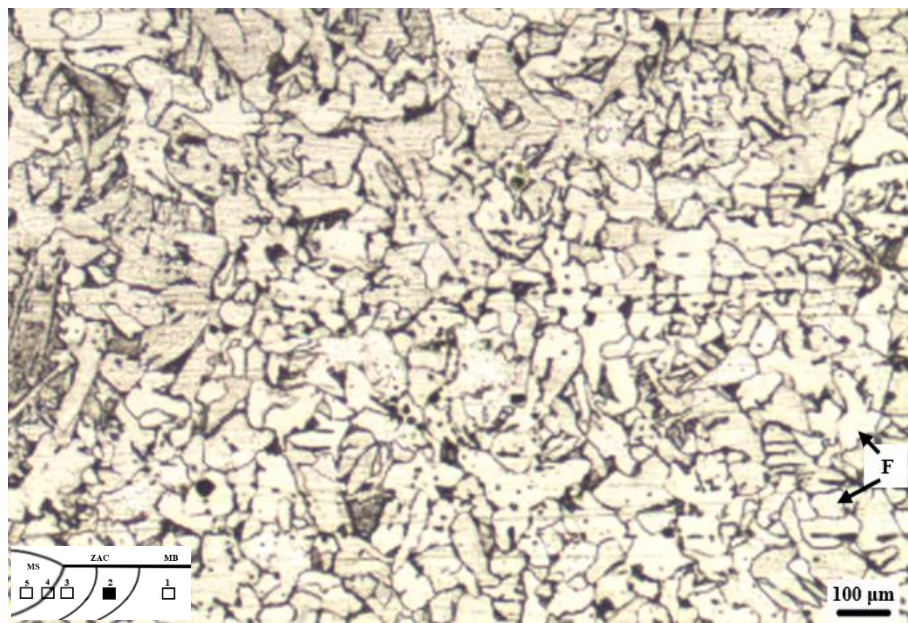
Nas Figuras 39 e 40 estão apresentadas as micrografias da região de grãos refinados da zona afetada pelo calor (ZAC-RGR) das juntas SC e CC, respectivamente.

Figura 39 - Micrografia da ZAC-RGR da junta SC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 40 - Micrografia da ZAC-RGR da junta CC. Ataque com nital 3% e ampliação de 100x.



Fonte: Próprio autor.

Para ambas as juntas, o constituinte predominante é a ferrita equiaxial (F), porém com tamanho menor do que a ferrita equiaxial observada no metal de base, uma vez que sua estrutura foi afetada pelo calor. Além disso, não se observa uma estrutura uniforme de ripas de ferrita, como ocorre com a região de grãos grosseiros. Evidentemente, como cada região da junta soldada apresenta uma morfologia distinta, também irá apresentar propriedades mecânicas

características, ou seja, a região de grãos refinados possui microdureza e módulo de elasticidade diferente das outras regiões da junta soldada.

Novamente, devido as diferentes taxas de resfriamento experimentadas pelas juntas soldadas, a região de grãos refinados da junta SC apresenta morfologia ligeiramente mais grosseira do que a da junta CC. Portanto, nota-se que há um padrão de comportamento, com relação ao tamanho dos microconstituintes, que se repete de forma similar desde o metal de solda até a região de grãos refinados, ou seja, de forma geral, a microestrutura da junta SC é mais grosseira do que a da junta CC para cada região estudada, com exceção do metal de base. Isso evidencia que a configuração do chanfro tem grande influência na microestrutura formada, já que a junta SC apresentou microestrutura mais grosseira do que a junta CC. Evidentemente, essas diferenças microestruturais influencia no comportamento mecânico da junta, sendo que juntas com estruturas mais grosseiras tendem a apresentar menor dureza, tenacidade e resistência mecânica (BARBOSA, 2018; EVIC, 2017; JORGE, 2015; BORBA, 2015).

4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

As medidas tomadas no ensaio das juntas CC e SC estão apresentadas nas Figuras 41 e 42, respectivamente, sendo que os dados de microdureza tomados na zona afetada pelo calor são correspondentes as regiões de grãos grosseiros (ZAC-RGG) e de grãos refinados (ZAC-RGR).

Nas linhas 1 e 3, de ambas as juntas SC e CC, é possível perceber que os valores de microdureza são menores no metal de base, seguido de um aumento gradual ao longo da zona afetada pelo calor, até atingir os maiores valores no metal de solda. Esse comportamento já foi amplamente relatado na literatura e é característico de juntas soldadas, estando relacionado com a microestrutura apresentada por cada região da junta (OSÓRIO, 2019; BARBOSA, 2018; GONÇALVES, 2017; JORGE, 2015; LING, 2015; PARIS, 2012).

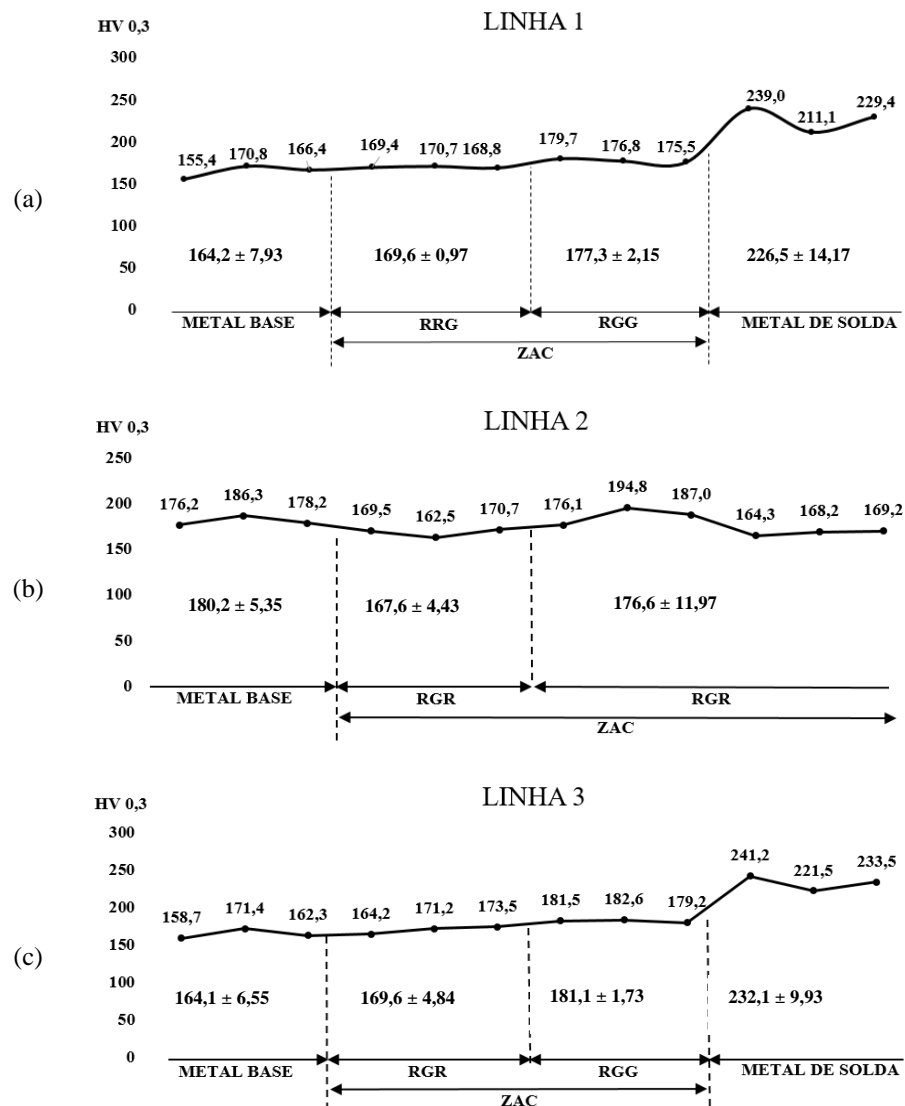
Dessa forma, o metal de base não afetado pelo calor apresentou os menores valores de microdureza devido ao microconstituente predominante dessa região ser a ferrita primária equiaxial com grande tamanho de grão, que possui dureza menor do que os demais constituintes presentes na junta soldada (GONÇALVEZ, 2017; JORGE, 2015).

Na região de grãos refinados (ZAC-RGR), também há uma grande quantidade de ferrita primária equiaxial, porém ela se encontra mais refinada do que a ferrita do metal de base, o que

causa um aumento na microdureza dessa região em relação ao metal de base. Por sua vez, a região de grãos grosseiros (ZAC-RGG) apresentou um aumento na sua microdureza em relação ao metal de base e a ZAC-RGR. Isso ocorre devido a microestrutura dessa região ser composta por grande quantidade de placas paralelas de ferrita alinhadas ou não a uma segunda fase, além de agregados ferrita carbonetos, que apresentam dureza elevada (GONÇALVEZ, 2017; JORGE, 2015).

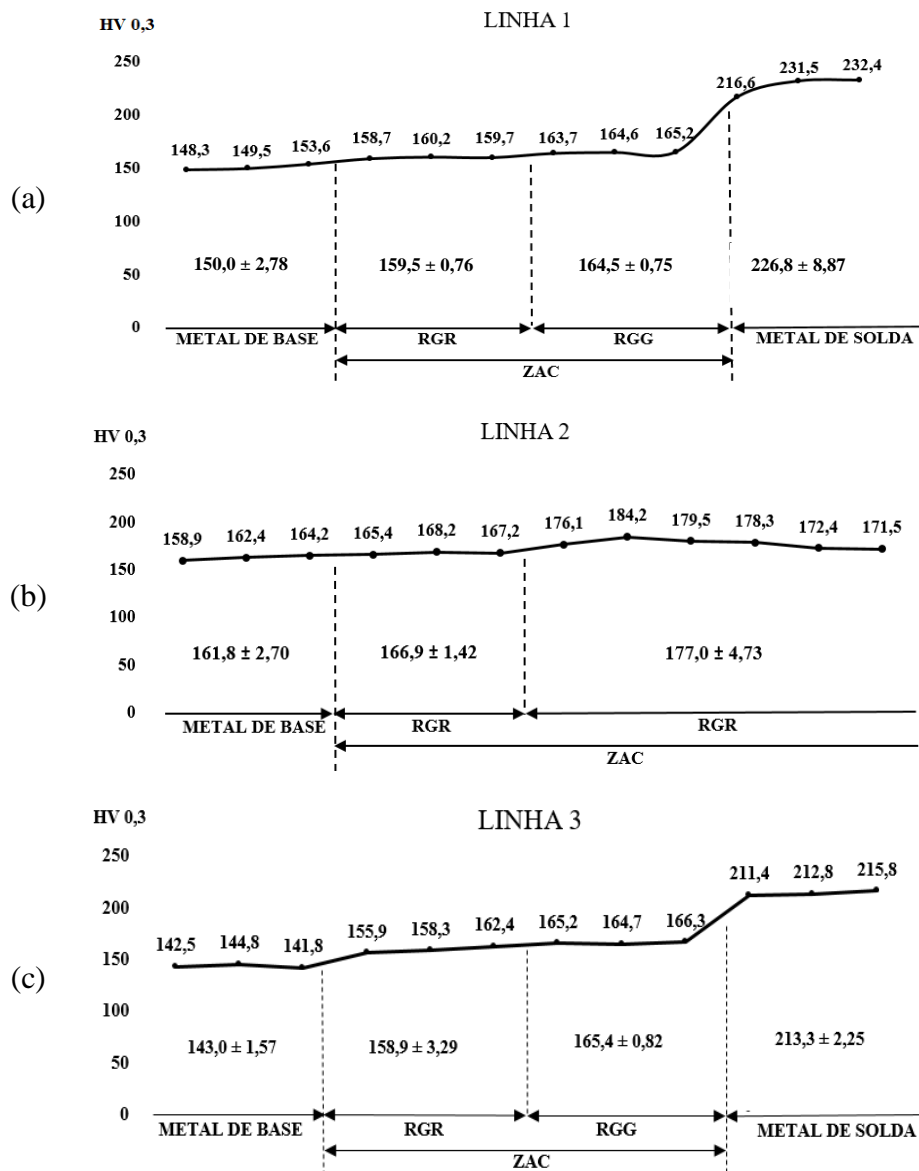
O metal de solda é a região que apresentou os maiores valores de microdureza, uma vez que a sua microestrutura é composta predominantemente por ferrita acicular, que apresenta alta dureza, em conjunto com a ferrita primária de contorno de grão de pequeno tamanho de grão (BARBOSA, 2018).

Figura 41 - Perfil de microdureza Vickers da junta CC: (a) linha 1, (b) linha 2 e (c) linha 3.



Fonte: Próprio autor.

Figura 42 - Perfil de microdureza Vickers da junta SC:(a) linha 1, (b) linha 2 e (c) linha 3.



Fonte: Próprio autor.

Quanto a linha 2, para ambas as juntas, não houve registro de microdurezas próximas das apresentadas pelo metal de solda (acima de 210 HV), já que nessa ocorre sobreposições das zonas afetadas pelo calor dos cordões de solda.

Ao se comparar cada região da ZAC das duas juntas soldadas, observa-se que tanto a região de grãos refinados quanto a região de grãos grosseiros da junta CC apresentaram microdureza superiores as regiões correspondentes da junta SC. Esse comportamento ocorre devido a junta CC ter apresentado uma estrutura mais refinada do que a junta SC, uma vez que o chanfro de 60° proporcionou um resfriamento mais rápido a junta soldada (BARBOSA, 2018; MOOJEN, 2015; JORGE, 2015).

De forma geral, o metal de solda apresenta comportamento similar, ou seja, a microdureza do metal de solda da junta CC é maior do que o apresentado pela junta SC. Novamente, esse comportamento ocorre devido a junta CC ter resfriado mais rapidamente do a junta SC, e, portanto, ter apresentado uma estrutura mais refinada, com maior quantidade de ferrita acicular e menor quantidade de ferrita primária de contorno de grão (BARBOSA, 2018; JORGE, 2015).

4.5 ENSAIO DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO

Os resultados obtidos com o ensaio de tração das juntas são apresentados na Tabela 16. Os diagramas tensão-deformação obtidos com o ensaio de ambas as juntas estão apresentados nas Figuras 54 e 55 no Apêndice A. Nas Figuras 43 e 44 são mostrados os locais e as superfícies de fratura dos corpos de provas.

Tabela 16 - Dados obtidos com o ensaio de tração para ambas as juntas.

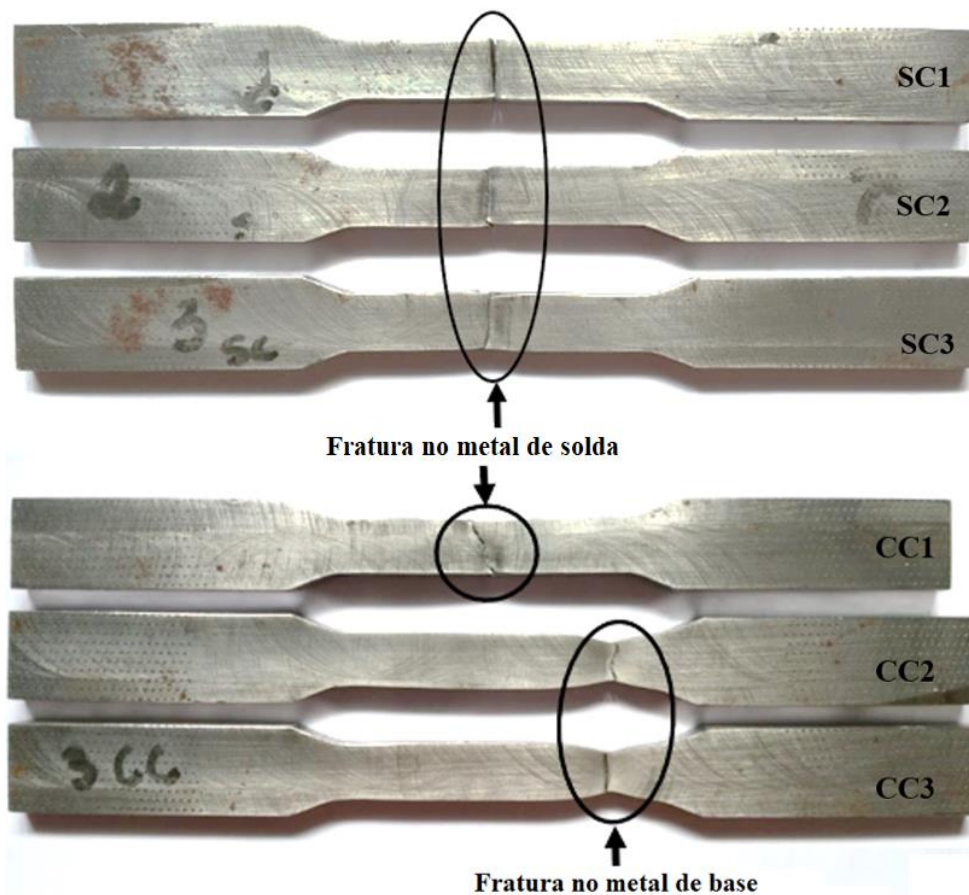
Amostra	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Local da fratura
Junta sem chanfro (SC)				
SC1	150,78	202,82	3,10	Metal de solda
SC2	268,11	314,28	5,05	Metal de solda
SC3	237,63	340,68	10,09	Metal de solda
Média	218,84	285,93	6,08	
Desvio-padrão	49,71	59,75	2,95	
Junta com chanfro (CC)				
CC1	225,00	274,67	7,72	Metal de solda
CC2	252,31	378,78	19,57	Metal de base
CC3	228,62	362,94	20,93	Metal de base
Média	235,31	338,80	16,07	
Desvio-padrão	14,83	56,10	7,27	

Fonte: Próprio autor.

Percebe-se que os valores médios do limite de escoamento, do limite de resistência e do alongamento apresentados pela junta SC são inferiores aos apresentados pela junta CC. Sendo que todas as amostras fraturaram na região do metal de solda, com exceção das amostras CC1 e CC2, que fraturaram na região do metal de base.

A junta CC apresenta um maior limite de escoamento e maior limite de resistência a tração devido a sua microestrutura ser mais refinada e com maior quantidade de ferrita acicular do que a junta SC, uma vez que o uso do chanfro em V promoveu um resfriamento mais acelerado da junta (BARBOSA, 2019).

Figura 43 - Local de fratura dos corpos de provas das juntas SC e CC.



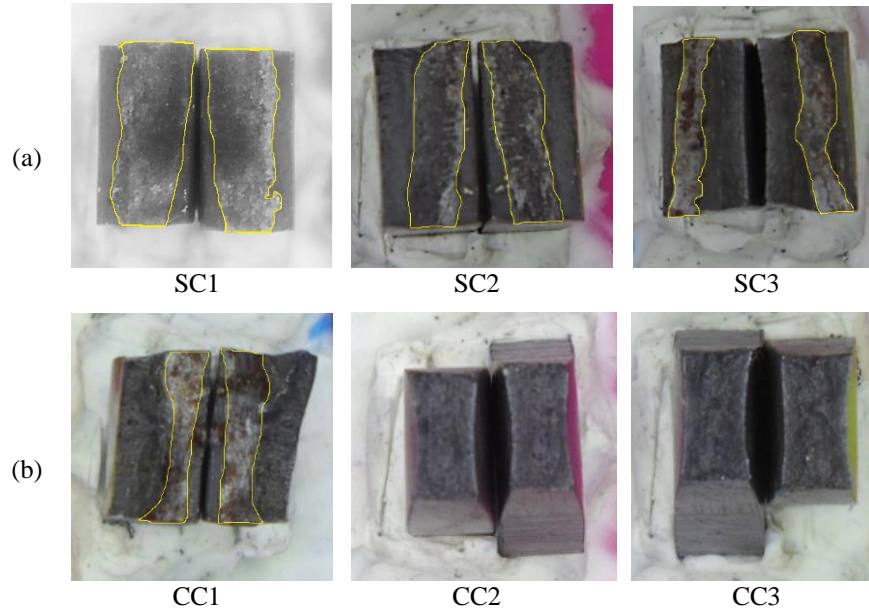
Fonte: Próprio autor.

Ao se analisar as superfícies de fratura das amostras SC (ver Figura a), percebe-se que todas as amostras apresentaram regiões de aspecto liso (área interna aos traços amarelos), característico de fratura frágil, e de aspecto rugoso (áreas externas aos traços amarelos), característico de fratura dúctil. Sendo que a amostra SC1 apresenta uma grande área com superfície de fratura predominantemente frágil.

Com relação as superfícies de fratura das juntas CC (ver Figura b), nota-se que apenas a amostra CC1 que sofreu fratura no metal de solda apresentou regiões com aspecto liso (área interna aos traços amarelos) e rugoso (áreas externas aos traços amarelos), sendo que a região com aspecto rugoso é maior do que a região de aspecto liso. Já as demais amostras, que

fraturaram na região do metal de base, apresentaram superfície de fratura predominantemente dúctil.

Figura 44 - Superfícies de fratura dos corpos de provas.



Fonte: Próprio autor.

Nota-se que as amostras que fraturaram no metal de base apresentaram os valores mais altos de limite de resistência, enquanto o oposto acontece com as amostras que fraturaram no metal de solda.

Conforme foi visto no ensaio macrográfico, há a presença de defeitos de solda tanto na junta SC quanto na junta CC, que podem atuar como concentradores de tensão. Logo, a área da superfície de fratura com aspecto liso sugere uma fragilidade nessa região, onde havia o defeito de solda, a partir dos quais as trincas se propagaram. Portanto, pode-se concluir que a presença do defeito foi o principal responsável pela redução na resistência mecânica a tração das juntas soldadas, sendo que o seu efeito é pior nas juntas SC, já que todos os corpos de provas dessa junta fraturaram a partir do defeito (CHEN, 2019; LING, 2015; EVCI, 2017).

De modo geral, a resistência mecânica apresentada pela junta CC foi melhor do que a apresentada pela junta SC, sendo que esse comportamento já era esperado, uma vez que a literatura já relatou que a configuração do chanfro é um dos parâmetros que determinam as propriedades mecânicas de uma junta soldada, tais como limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento. Essas discrepâncias ocorrem devido ao chanfro da junta CC ter aumentado a área de contato entre a poça de fusão e o metal de base, o que proporcionou uma melhora no escoamento do calor, e conseqüentemente, aumentou a velocidade de resfriamento da junta soldada, gerando uma estrutura mais refinada e com maior quantidade de

ferrita acicular para essa junta. Entretanto, a presença do defeito de solda teve um efeito negativo nas propriedades mecânicas das juntas soldadas, principalmente para a junta SC (BARBOSA, 2019; EVCI, 2017; BORBA, 2015; LING, 2015; MOOJEN, 2015; SHARMA, 2014).

4.6 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY-V

Os resultados obtidos com o ensaio de impacto para as juntas com e sem chanfro estão mostrados na Tabela 17.

A norma ASTM A 131 não especifica os valores de energia mínima de impacto absorvida para o grau do aço estudado com espessuras inferiores a 50 mm. Porém, a energia mínima de impacto absorvida para espessuras entre 50 e 70 mm é de 24 J, enquanto para espessuras superiores a 70 mm, esse valor é de 27 J (ASTM A 131, 2001).

Além disso, para amostras sub-size (7,5 mm x 10 mm), as energias de impacto devem ser reduzidas à 5/6 da energia mínima requerida para as amostras full-sized (10 mm x 10 mm). Logo, os valores mínimos de energia de impacto absorvidas pelo metal de base estudado deve variar entre 20 e 22,5 J (ASTM A 131, 2001).

Tabela 17 - Valores de energia de impacto absorvida pelas juntas SC e CC.

Corpo de prova	Energia de impacto absorvida (J)
Junta com chanfro (CC)	
CC1	61,40
CC2	62,49
CC3	123,30
Média	82,40
Desvio-padrão	35,43
Junta sem chanfro (SC)	
SC1	37,86
SC2	65,78
SC3	50,21
Média	51,28
Desvio-padrão	13,99

Fonte: Próprio autor.

O valor médio da energia de impacto absorvida foi de $82,40 \pm 35,43$ J para a junta CC e de $51,28 \pm 13,99$ J para a junta SC. Portanto, apesar da dispersão considerável, os valores médios obtidos são considerados satisfatórios, uma vez que são superiores aos 22,5 J do metal de base (BORBA, 2015).

Nota-se que o valor médio de energia de impacto absorvida pela junta CC é cerca de 60% superior ao apresentado pela junta SC. Essa diferença pode ser decorrente da microestrutura apresentada por cada junta, pois como a junta CC apresentou um resfriamento mais lento do a junta SC, a sua microestrutura é mais grosseira, com maior quantidade de ferrita de contorno de grão e menor quantidade de ferrita acicular. Já a microestrutura da junta SC é mais refinada, com menor quantidade de ferrita de contorno de grão e maior quantidade de ferrita acicular.

De fato, Ling (2015) e Costin (2016) afirmam que as propriedades de impacto do metal de solda aumentam proporcionalmente com o aumento na quantidade de ferrita acicular, uma vez que a morfologia da ferrita acicular proporciona uma maior resistência à propagação de trincas, já que as suas ripas arranjadas de modo caótico apresentam contornos de grão de alto ângulo ($> 15^\circ$).

Portanto, a presença de ferrita acicular pode ser o principal responsável pelo aumento nos valores de energia de impacto absorvida pelas juntas, uma vez que o entalhe está localizado no centro da junta soldada, cuja microestrutura é composta predominantemente por ferrita acicular, proveniente do metal de solda.

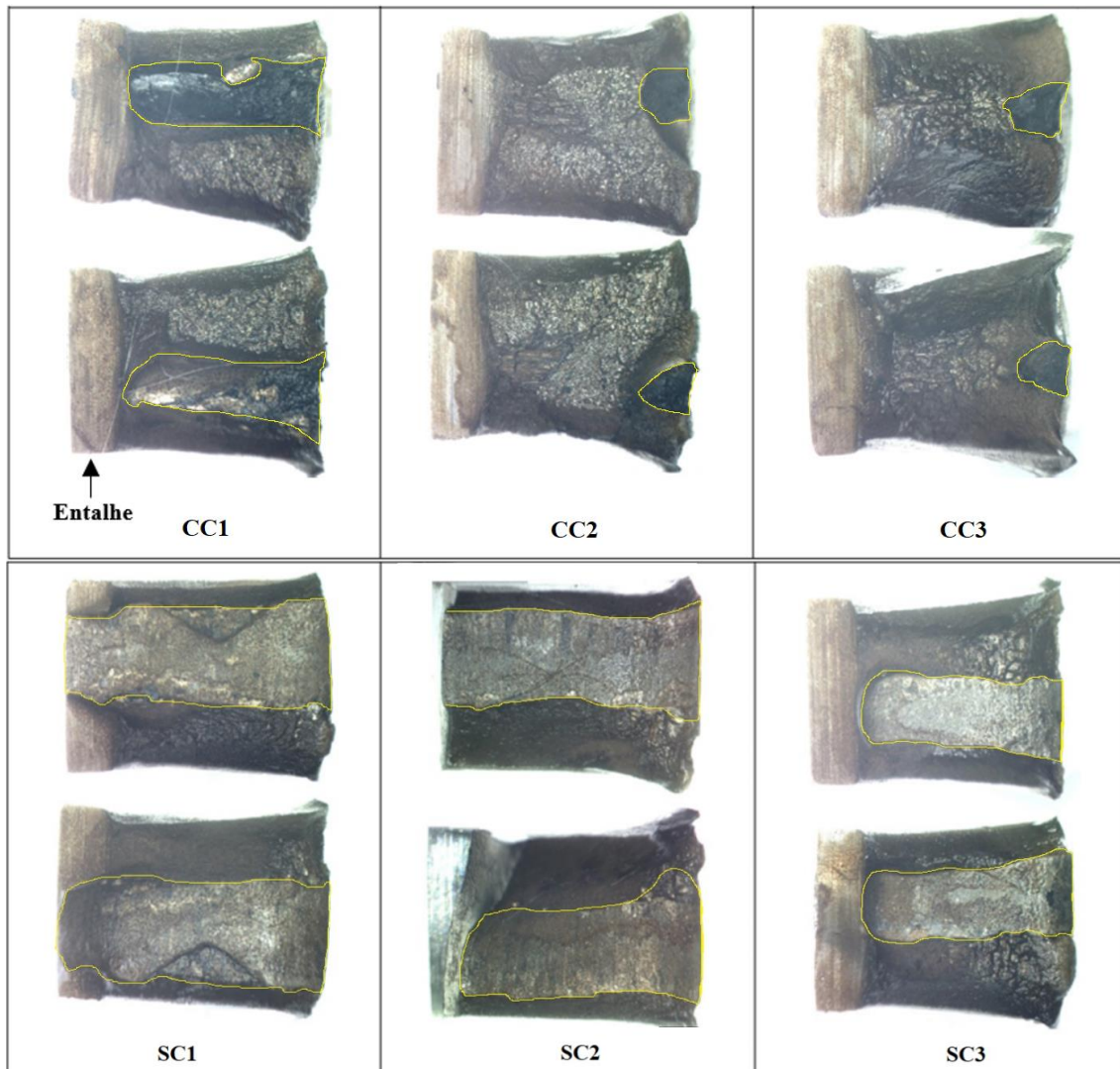
As superfícies de fratura das juntas ensaiadas são apresentadas na Figura 45. Para todos os corpos de provas, os entalhes estão posicionados a esquerda das imagens. De modo geral, nota-se que as trincas propagaram através das inclusões de escória, ainda que o entalhe não tenha realizado diretamente sobre elas.

Analisando as superfícies de fratura das amostras, percebe-se que para todas as amostras houve fratura do tipo dúctil, com as superfícies apresentaram um aspecto rugoso,

As superfícies de fratura das juntas CC apresentaram aspecto rugoso, característico de fratura dúctil, sendo que as trincas também se propagaram por meio das inclusões de escória com fratura frágil (região assinalada com o traço amarelo). Já as superfícies de fratura das juntas SC apresentaram um aspecto semelhante aos apresentados pelas amostras ensaiadas por tração, ou seja, com a superfície de fratura com aspecto rugoso nas laterais (fratura dúctil nas regiões

externas aos traços amarelos) e liso no centro (fratura frágil) onde há a presença do defeito de soldagem. Dessa forma, as juntas CC apresentaram maior área de fratura dúctil do que as juntas SC, o que proporcionou um aumento da tenacidade dessa junta em relação a junta SC (XIONG, 2015).

Figura 45 - Superfícies de fratura das juntas soldadas.



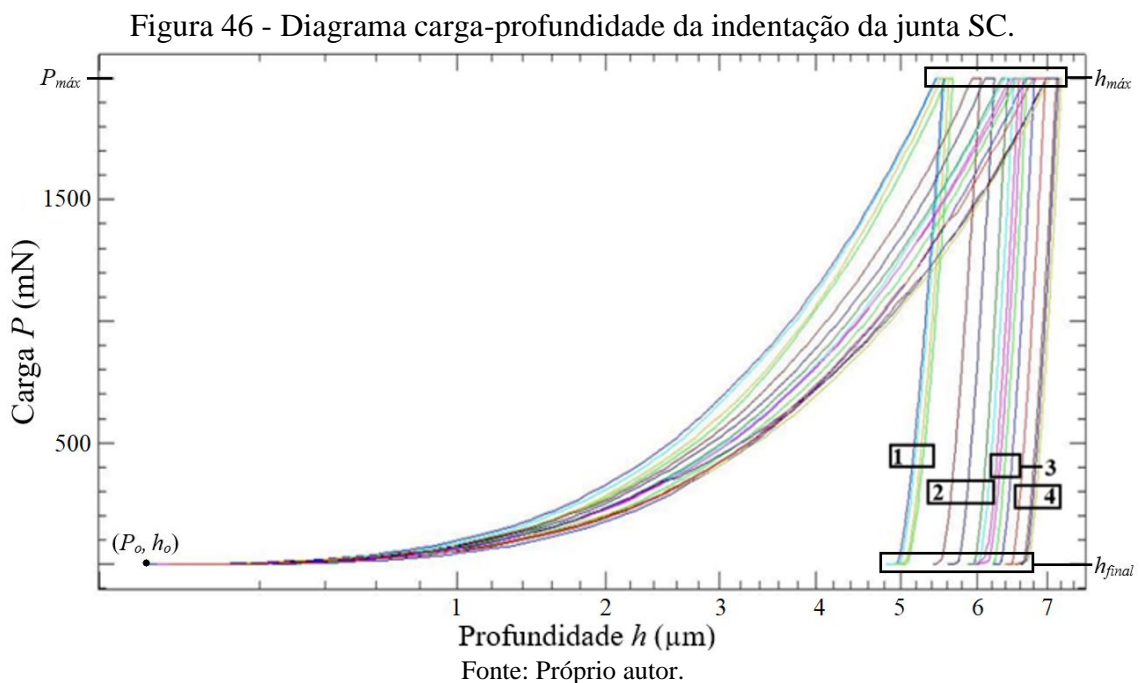
Fonte: Próprio autor.

Conforme foi observado no estudo de Evcı (2017) a tenacidade das juntas varia conforme a configuração e o ângulo do chanfro, sendo que para pequenos ângulos, a baixa tenacidade se deve a presença de defeitos de soldagem. Dessa forma, o valor de tenacidade não depende apenas da microestrutura formada, mas também da configuração e do ângulo do chanfro utilizado, uma vez que estes influenciam na taxa de resfriamento da junta, e, conseqüentemente, na microestrutura e nas propriedades de impacto. Portanto, considerando os chanfros estudados, pode-se dizer que apesar de ambas as juntas apresentarem defeitos, a junta com ângulo de chanfro de 60° apresentou melhor tenacidade do a junta sem chanfro.

4.7 ENSAIO DE INDENTAÇÃO INSTRUMENTADA

4.7.1 Ensaio de indentação instrumentada da junta sem chanfro

O diagrama carga-profundidade ($P-h$) obtido com o ensaio de indentação instrumentada da junta SC está mostrado na Figura 46, onde o eixo profundidade (h) mostra a profundidade atingida pelo indentedor e os retângulos identificam as curvas de cada região da junta soldada, isto é, (1) metal de solda, (2) região de grãos grosseiros ZAC-RGG, (3) região de grãos refinados ZAC-RGR e (4) metal de base.



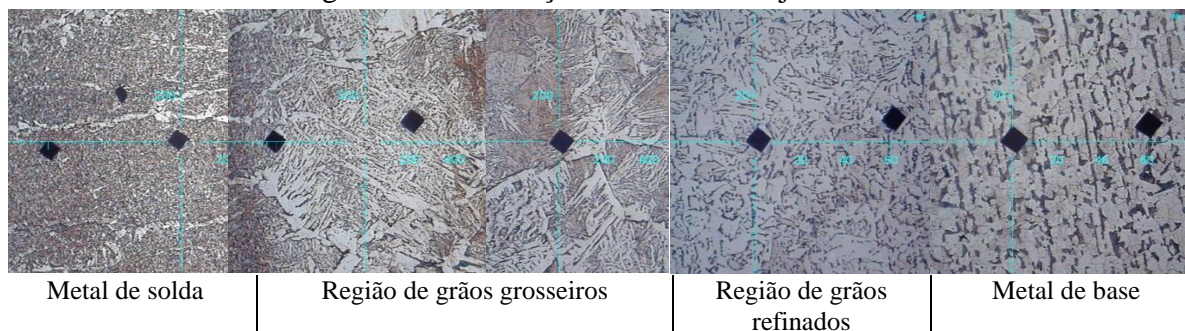
O diagrama carga-profundidade relaciona a força da indentação com a profundidade alcançada pelo indentedor, sendo a primeira curva (com início em P_o , h_o) referente ao carregamento da carga e a segunda curva (com início em $P_{máx}$, $h_{máx}$) referente ao descarregamento. Com a remoção da carga, a profundidade da indentação diminui até atingir a profundidade final (h_{final}) que é conhecida como profundidade da deformação plástica da indentação após a remoção completa da carga de teste. Caso a curva de descarregamento estivesse sobrepondo a curva de carregamento, o material estudado teria comportamento totalmente elástico. Portanto, o aço estudado se deformou plasticamente durante o teste, já que a curva de descarregamento é diferente da curva de carregamento, apresentando certa recuperação elástica (SANTOS, 2018; ISO 14577-1, 2002).

Analisando as curvas do diagrama, é possível constatar que para a mesma carga máxima, a profundidade da penetração do indentedor foi diferente em cada região da junta soldada. De fato, a profundidade máxima é maior no metal de base (com média de 7,12 μm), ocorrendo uma redução ao longo da ZAC, sendo que no metal de solda a profundidade máxima é menor (com média de 5,63 μm). A profundidade final também apresenta o mesmo comportamento, isto é, foi maior para o metal de base (com média de 6,48 μm) e menor para o metal de solda (com média de 4,87 μm).

Esse comportamento já foi relatado na literatura e é característico de juntas soldadas, sendo atribuído principalmente a resistência a deformação de cada região da junta. Dessa forma, os valores de profundidade máxima obtidos indicam que a região do metal de solda tem uma maior resistência a deformação do que a zona afetada pelo calor e o metal de base, sendo que essa redução na resistência a deformação ocorre de forma gradual (PHAM, 2017, 2015; KIM, 2015; YE, 2013).

Na Figura 47 é mostrado algumas das indentações realizadas em cada região da junta. Observando as imagens, é possível perceber que o tamanho (diagonais) das indentações aumentam a partir do metal de solda até o metal de base. Isso mostra que a profundidade da indentação aumenta quando a microestrutura apresenta baixa resistência a deformação. De fato, o metal de base é composto majoritariamente por ferrita equiaxial, que possui baixa resistência a deformação, o metal de solda possui grande quantidade de ferrita acicular, que apresenta alta resistência a deformação, e a zona afetada pelo calor possui ferrita primária de baixa resistência a deformação juntamente com microconstituintes de alta resistência a deformação, tais como agregados ferrita-carboneto e ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada (PHAM, 2017; KIM, 2015; COSTIN, 2016).

Figura 47 - Indentações realizadas na junta SC.

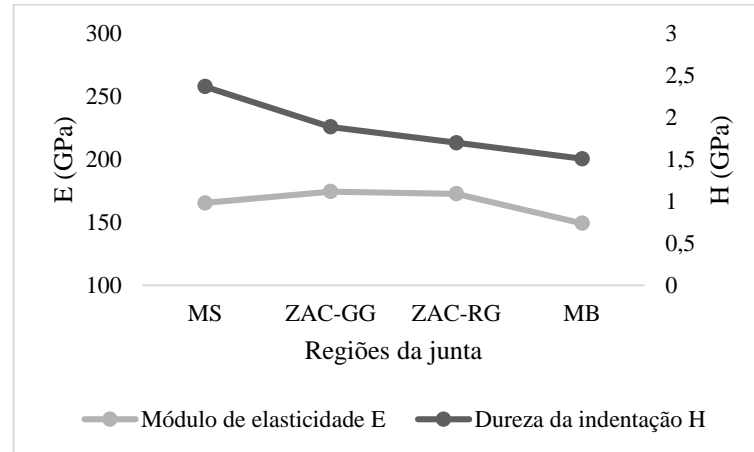


Fonte: Próprio autor.

No gráfico da Figura 48 estão plotados os valores médios da dureza da indentação (H) e do módulo de elasticidade (E) obtidos com o teste de indentação instrumentada. Nota-se que a

dureza média da indentação (ou dureza Martens), cresce de forma gradual ao longo da junta soldada, sendo menor para o metal de base (com 1,51 GPa) e maior para o metal de solda (com 2,37 GPa). Já o módulo de elasticidade apresenta uma tendência similar, ou seja, o metal de solda apresenta um valor maior (com 165,58 GPa) do que o metal de base (com 149,39 GPa).

Figura 48 - Dureza da indentação e módulo de elasticidade das regiões da junta SC.



Fonte: Próprio autor.

Essa tendência na distribuição das propriedades mecânicas ao longo da junta soldada está em consistente com relatos anteriores (PHAM, 2017; KIM, 2015) e é atribuída principalmente as microestruturas de cada região, ou seja, os microconstituintes que compõem o metal de base possuem menor dureza e menor rigidez enquanto o metal de solda é composto por microconstituintes de maior dureza e maior rigidez.

Pham (2015) propõe que o aumento dessas propriedades mecânicas está relacionado com a densidade de contornos de grãos, isto é, quanto maior for a quantidade de contornos de grãos em uma região maior será a sua resistência a deformação e, portanto, maiores serão as suas propriedades mecânicas. Sabe-se que a microestrutura do metal de base é composta basicamente por colônias de perlita e grandes grãos de ferrita equiaxial, enquanto na região de grãos refinados a grãos de ferrita são menores e mais regulares e, portanto, com maior quantidade de contornos de grãos. A microestrutura da região de grãos grosseiros também apresenta uma alta quantidade de contornos de grãos, já que a sua microestrutura é composta por grandes placas alinhadas de ferrita, alinhada ou não a uma segunda fase. O metal de solda, por sua vez, apresenta grande quantidade de ferrita acicular, cuja morfologia é caracterizada por placas finas de ferrita, que nucleiam e crescem radialmente formando uma grande quantidade de contornos de grãos de alto ângulo.

Dessa forma, é possível dizer que a ferrita equiaxial é o principal responsável pelo metal de base apresentar baixas propriedades mecânicas enquanto a ferrita acicular é o principal responsável pelas elevadas propriedades mecânicas do metal de solda. Quanto a zona afetada pelo calor, as suas propriedades mecânicas são intermediárias entre o metal de base o metal de solda devido a presença de grãos mais refinados, de placas de ferrita com segunda fase alinhada e agregados ferrita-carboneto.

Todos os dados obtidos com o ensaio de indentação instrumentada da junta SC estão apresentados na Tabela 18.

Tabela 18 - Dados obtidos no ensaio de indentação instrumentada da junta SC.

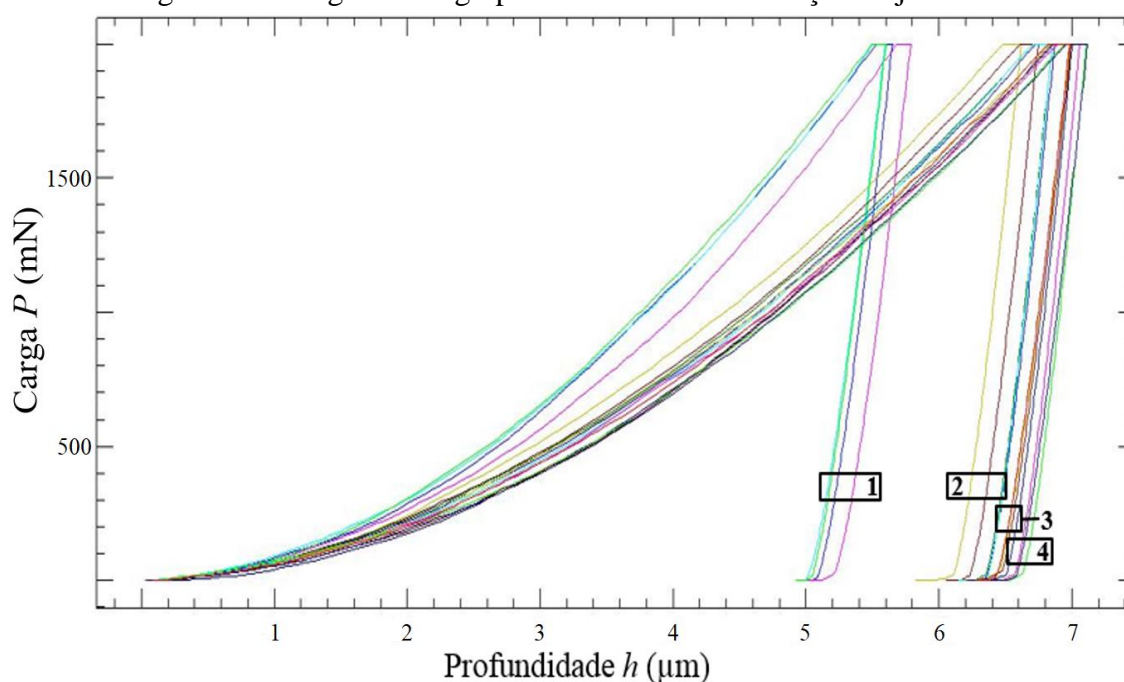
	H (MPa)	HV	<i>E</i> (GPa)	<i>h</i> _{máx} (μ m)	<i>h</i> _{final} (μ m)
1 - Metal de solda					
Média	2367,54	263,91	165,58	5,63	4,87
Desvio padrão	71,92	8,67	2,78	0,09	0,80
Coefficiente de variação	3,04	3,28	1,68	1,51	1,62
Mínimo	2294,5	254,1	162,9	5,55	4,81
Máximo	2438,6	272,7	169,5	5,73	4,97
2 - Região de grãos grosseiros					
Média	1888,20	203,89	174,55	6,33	5,72
Desvio padrão	139,20	16,74	4,62	0,23	0,26
Coefficiente de variação	7,37	8,21	2,65	3,68	4,57
Mínimo	1744,0	186,1	168,4	6,05	5,41
Máximo	2057,6	224,6	179,6	6,59	5,99
3 - Região de grãos refinados					
Média	1704,04	181,67	172,78	6,67	6,09
Desvio padrão	65,24	6,93	5,67	0,12	0,15
Coefficiente de variação	3,83	3,81	3,28	1,84	2,41
Mínimo	1627,5	174,1	164,6	6,52	5,96
Máximo	1784,8	190,6	177,6	6,81	6,22
4 - Metal de base					
Média	1509,77	159,47	149,39	7,12	6,48
Desvio padrão	47,76	4,87	2,69	0,10	0,11
Coefficiente de variação	3,16	3,05	1,80	1,46	1,66
Mínimo	1472,2	155,3	147,1	6,97	6,38
Máximo	1579,8	166,5	153,2	7,21	6,61

Fonte: Próprio autor.

4.7.2 Ensaio de indentação instrumentada da junta com chanfro em V simples

O diagrama carga-profundidade ($P-h$) obtido com o ensaio de indentação instrumentada da junta CC está mostrado na Figura 49. Os retângulos identificam as curvas referentes as indentações realizadas em cada região da junta soldada, isto é, (1) metal de solda, (2) região de grãos grosseiros ZAC-RGG, (3) região de grãos refinados ZAC-RGR e (4) metal de base.

Figura 49 - Diagrama carga-profundidade da indentação da junta CC.



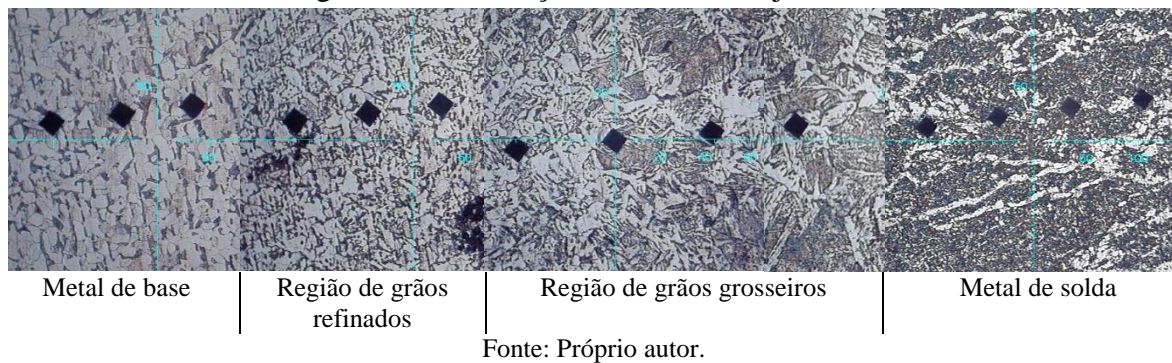
Fonte: Próprio autor.

Observando as curvas do diagrama, é possível notar que para a mesma carga máxima, a profundidade alcançada pelo indentador foi distinta em cada região da junta soldada. O metal de base apresentou a maior profundidade máxima (com média de 7,02 μm), havendo uma redução gradual ao longo da ZAC até atingir a menor profundidade máxima no metal de solda (com média de 5,66 μm). A profundidade final também apresenta um comportamento similar, ou seja, ela aumenta gradualmente a partir do metal de solda (com média de 4,96 μm) até o metal de base (com média de 6,22 μm). Assim como foi observado para a junta SC, esse comportamento indica que há um aumento gradual da resistência a deformação a partir do metal de base até o metal de solda (PHAM, 2017, 2015; KIM, 2015; YE, 2013).

Na Figura 50 é mostrado algumas das indentações realizadas em cada região da junta soldada. É possível notar que o tamanho das indentações realizadas no metal de base são maiores do que o tamanho das indentações do metal de solda, demonstrando que a profundidade da indentação depende da resistência a deformação da microestrutura que compõe cada região

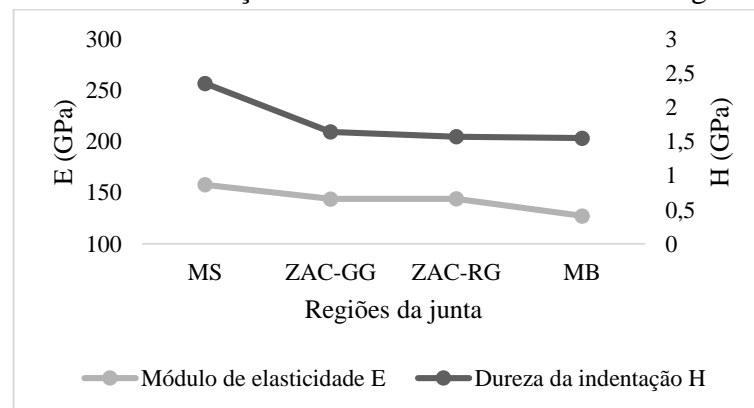
da junta. Assim como foi observado na junta SC, o metal de base da junta CC é composto principalmente por ferrita equiaxial de baixa resistência a deformação, o metal de solda apresenta uma grande quantidade de ferrita acicular, a zona afetada pelo calor possui ferrita primária de baixa resistência a deformação além de agregados ferrita-carboneto e ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada, que possuem alta resistência a deformação (PHAM, 2017; KIM, 2015; COSTIN, 2016).

Figura 50 - Indentações realizadas na junta CC.



No gráfico da Figura 51 estão plotados os valores médios da dureza da indentação, H , e do módulo de elasticidade, E . Nota-se que a dureza média da indentação cresce de forma gradual ao longo da junta soldada, sendo menor para o metal de base (com 1,55 GPa) e maior para o metal de solda (com 2,35 GPa). O módulo de elasticidade também apresenta a mesma tendência, ou seja, o metal de solda apresenta um valor maior (com 157,81 GPa) do que o metal de base (com 127,31 GPa).

Figura 51 - Dureza da indentação e módulo de elasticidade das regiões da junta CC.



Esse comportamento da dureza e do módulo de elasticidade estão coerentes com a literatura (PHAM 2017; KIM, 2015), que atribui essas variações principalmente as microestruturas de cada região, ou seja, a microestrutura do metal de solda possui elevada propriedades mecânicas (possui grande quantidade de ferrita acicular) enquanto o metal de base

apresenta microestrutura com baixas propriedades mecânicas (apresenta ferrita equiaxial com grande tamanho de grão). A zona afetada pelo calor apresenta propriedades mecânicas intermediárias entre o metal de base e o metal de solda, sendo que a região de grãos grosseiros (composta por muitas placas paralelas de ferrita com ou sem segunda fase alinhada) apresenta propriedades mecânicas superiores a região de grão refinados (que possui grãos de ferrita menores e mais regulares do que o metal de base).

Todos os dados obtidos com o ensaio de indentação instrumentada da junta SC estão apresentados na Tabela 19.

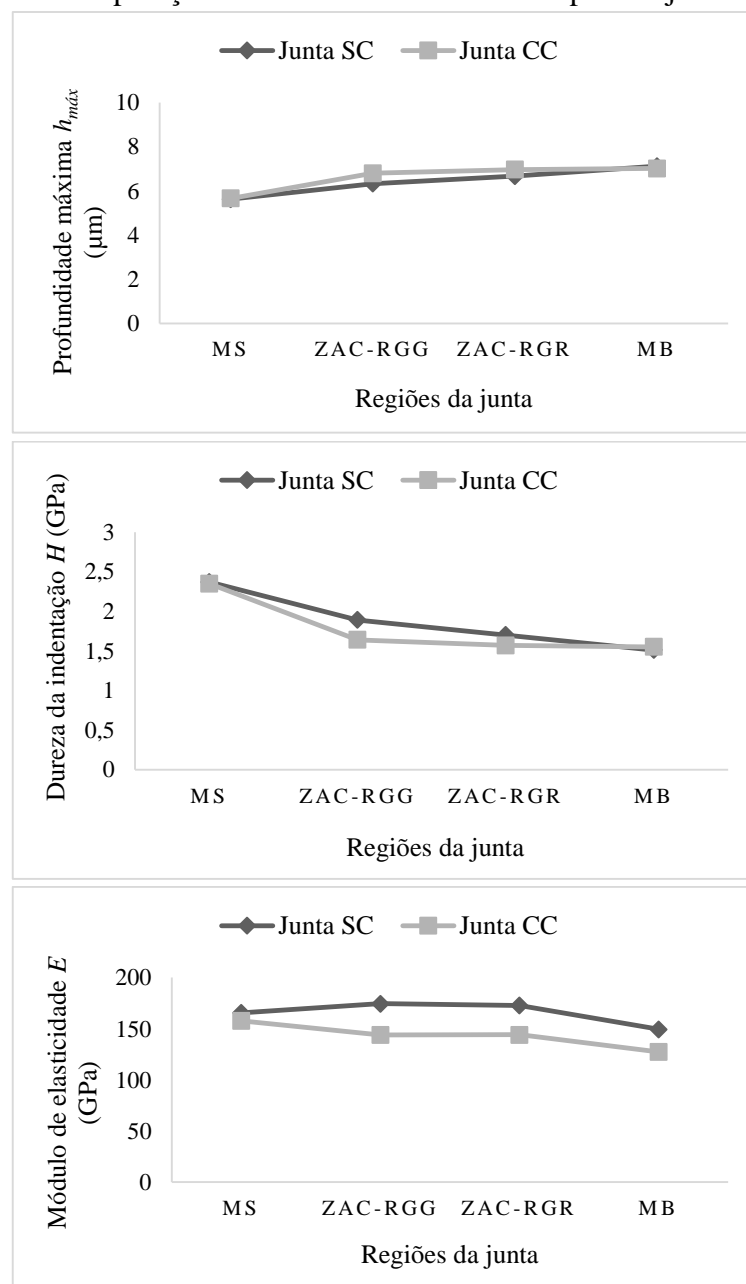
Tabela 19 - Dados obtidos no ensaio de indentação instrumentada da junta CC.

	H (MPa)	HV	E (GPa)	$h_{máx}$ (μm)	h_{final} (μm)
1 - Metal de solda					
Média	2352,83	262,63	157,81	5,66	4,96
Desvio padrão	70,82	8,47	4,03	0,09	0,04
Coefficiente de variação	3,01	3,23	2,55	1,59	0,75
Mínimo	2248,5	250,6	151,9	5,59	4,92
Máximo	2400,1	269,1	160,4	5,79	5,01
2 - Região de grãos grosseiros					
Média	1643,38	176,66	143,96	6,80	6,09
Desvio padrão	78,81	8,91	2,97	0,16	0,20
Coefficiente de variação	4,80	5,04	2,07	2,40	3,34
Mínimo	1548,7	166,0	140,0	6,62	5,82
Máximo	1735,3	187,0	146,7	7,00	6,26
3 - Região de grãos refinados					
Média	1571,41	167,43	144,06	6,97	6,31
Desvio padrão	55,06	6,74	2,62	0,13	0,17
Coefficiente de variação	3,50	4,02	1,82	1,90	2,66
Mínimo	1512,4	160,4	142,3	6,85	6,14
Máximo	1623,3	173,5	148,0	7,11	6,47
4 - Metal de base					
Média	1550,08	166,68	127,31	7,02	6,22
Desvio padrão	28,24	3,27	1,84	0,06	0,04
Coefficiente de variação	1,82	1,96	1,44	0,92	0,60
Mínimo	1508,5	161,8	126,2	6,98	6,19
Máximo	1569,1	168,8	130,1	7,12	6,26

Fonte: Próprio autor.

Nos gráficos da Figura 52 há um comparativo entre os resultados obtidos (valores médios) no ensaio das juntas SC e CC. Nota-se que as duas juntas apresentaram o mesmo padrão de comportamento, ou seja, o metal de base apresentou os valores de H e E mais baixos do que o metal de solda, sendo que as propriedades mecânicas na zona afetada pelo calor aumentaram gradualmente a partir do metal de base em direção ao metal de solda. Além disso, observa-se que as propriedades mecânicas diminuem com o aumento da profundidade máxima do indentador, indicando que a resistência a deformação da microestrutura aumenta gradualmente a partir do metal de base até o metal de solda.

Figura 52 - Comparação entre os resultados obtidos para as juntas SC e CC.



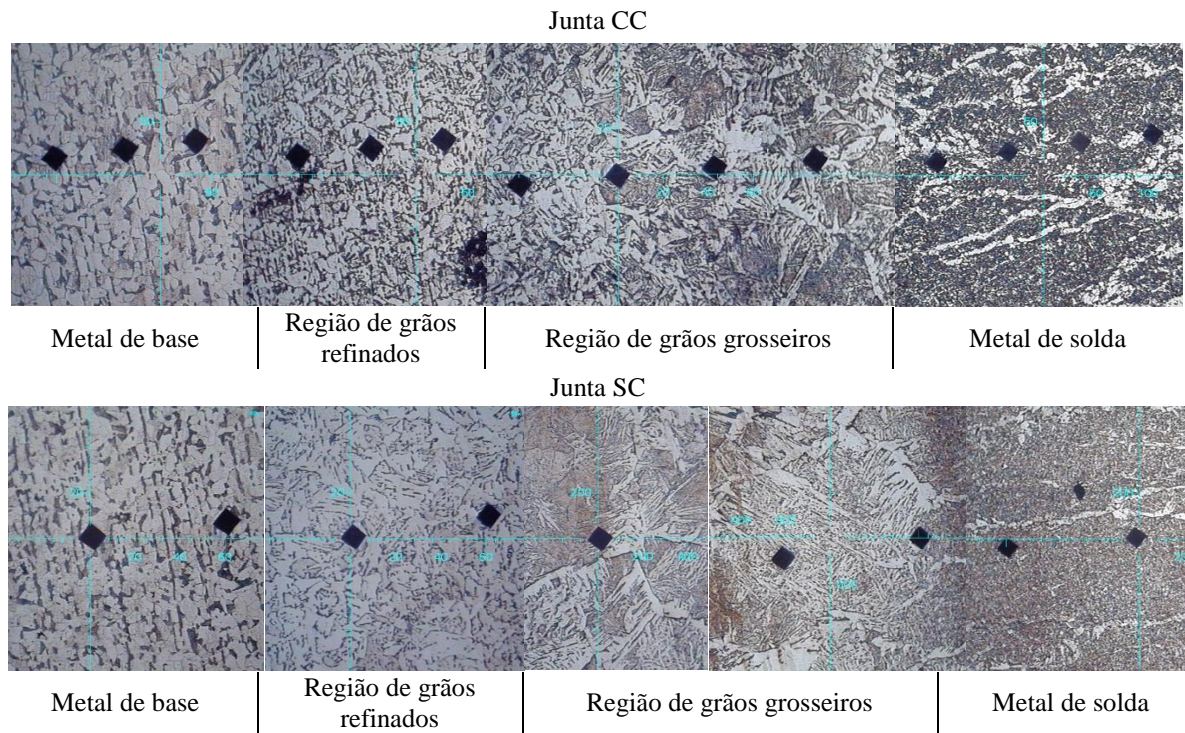
Fonte: Próprio autor.

Ao comparar a dureza da indentação das juntas soldadas, nota-se que os valores obtidos para o metal de base foram semelhantes para ambas as junta, sendo que o mesmo ocorreu com o metal de solda. Entretanto, na zona afetada pelo calor, a dureza da indentação da junta SC foi maior do que a da junta CC, sendo que na região de grãos grosseiros essa diferença é de 15,24% enquanto na região de grãos refinados essa diferença foi de 8,28%.

Houve um comportamento semelhante entre as duas juntas com relação ao módulo de elasticidade, ou seja, na zona afetada pelo calor, o módulo de elasticidade da junta SC foi maior do que a da junta CC, sendo que na região de grãos grosseiros essa diferença é de 21,25% enquanto na região de grãos refinados essa diferença foi de 19,94%.

Conforme já foi constatado, a microestrutura da junta CC é mais refinada por ser sido submetida a uma velocidade de resfriamento mais acentuada do que a junta SC. Logo, é esperado que as duas juntas apresentem propriedades distintas. Entretanto, como a técnica empregada realiza indentações em áreas muito pequenas, os valores obtidos para cada região são influenciados pelas heterogeneidades microestruturais, dessa forma, os resultados obtidos dependem não apenas dos microconstituintes presentes no local da indentação, mas também da quantidade de cada um. Assim, apesar da microestrutura da zona afetada pelo calor da junta CC ser mais refinada, (e, portanto, com maior rigidez devido a sua maior densidade de contornos de grãos), o seu módulo de elasticidade e dureza são menores já que as indentações foram realizados em locais com maior quantidade de ferrita de contorno de grão, que possui baixa resistência mecânica e baixa dureza, como pode ser observado na Figura 53 (CHANG, 2019; BARBOSA, 2018).

Figura 53 - Comparação entre as regiões de indentação das juntas CC e SC.



Fonte: Próprio autor.

5 CONCLUSÃO

Com base nas informações obtidas, foi possível concluir que:

- O metal de solda apresentou um ganho significativo no teor de Mn e Si, provenientes do fluxo ativo utilizado durante a soldagem.
- Ambas as juntas apresentaram penetração parcial do cordão de solda e inclusão de escória no centro da junta. Porém, a extensão da ZAC da junta SC é maior do que a ZAC da junta CC, sugerindo que a junta CC sofreu um resfriamento mais acelerado do que a junta SC.
- Ambas as juntas apresentam basicamente as mesmas microestruturas para cada região, porém a microestrutura da junta CC é mais refinada do que a da junta SC, o que indica que o chanfro em V proporciona um aumento da velocidade de resfriamento da junta.
- Dessa forma, para ambas as juntas é observado que: a microestrutura do metal de base é constituída por colônias isoladas de perlita e ferrita equiaxial com grande tamanho de grão; na zona afetada pelo calor, a microestrutura da região de grãos refinados apresenta grande quantidade de ferrita equiaxial com pequeno tamanho de grão, enquanto a região de grãos grosseiros possui muitos grãos de agregados ferrita carbonetos, ferrita de contorno de grão e placas paralelas de ferrita, alinhadas ou não a uma segunda fase; a ferrita acicular e a ferrita poligonal de contorno de grãos são predominantes na microestrutura do metal de solda.
- A microdureza Vickers apresentaram o mesmo padrão de comportamento em ambas as juntas, isto é, foram menores no metal de solda, aumentando gradualmente ao longo da zona afetada pelo calor até alcançar os maiores valores no metal de solda. Entretanto, de forma geral, as microdurezas da junta CC foram superiores as microdurezas apresentadas pela junta SC. Essas discrepâncias podem ser decorrentes do fato da microestrutura da junta CC ser mais refinada do que a junta SC.
- O ensaio de tração demonstrou que, de forma geral, a resistência mecânica da junta CC foi superior a resistência mecânica da junta SC, sendo que para ambas as juntas, a presença do defeito de solda foi prejudicial, já que as suas superfícies de fraturas das amostras que romperam no metal de solda indicaram que a nucleação e propagação das trincas ocorreram a partir das extremidades desses defeitos.

- As energias de impacto absorvidas pelas juntas soldadas foram superiores ao especificado para o metal de base, indicando que a presença da ferrita acicular gerou um aumento na tenacidade das juntas. Entretanto, a energia média absorvida pela junta CC foi cerca de 60% superior ao apresentado pela junta SC, sendo que para todas as amostras, a fratura se deu através do defeito de solda, o que afeta negativamente o seu desempenho.
- As propriedades mecânicas de ambas as juntas apresentaram o mesmo padrão de comportamento, isto é, o metal de base tem valores mais baixos de E e H do que o metal de solda, e as propriedades mecânicas na zona afetada pelo calor aumenta gradualmente a partir do metal de base em direção ao metal de solda. Quanto a profundidade da indentação, esta aumentou gradualmente a partir do metal de base até o metal de solda, indicando que do metal de base até o metal de solda, ocorre um aumento gradual da resistência a deformação. No geral, as propriedades mecânicas da junta SC foram superiores ao da junta CC, porém, as indentações ao longo da zona afetada pelo calor da junta CC foram realizadas em locais com alta concentração de ferrita de contorno de grão, o que influenciou nos seus resultados.
- Por tudo que foi exposto, pode-se concluir que a o comportamento mecânico da junta sem chanfro foi inferior ao da junta com configuração de chanfro em V, já que o chanfro proporcionou uma maior velocidade de resfriamento da junta, gerando uma microestrutura mais refinada e com maior resistência mecânica.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMANIE, J. *et. al.* Effect of submerged arc welding parameters on microstructure of SA516 steel weld metal. **Canadian Metallurgical Quarterly**. v. 51. p. 048-057. 2012.

AMERICAN Society For Testing And Materials. **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. ASTM E 3. 2011.

AMERICAN Society For Testing And Materials. **Standard Specification for Structural Steel for Ships**. ASTM A 131/A 131M. 2001.

AMERICAN Society For Testing And Materials. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. ASTM A 370. 2003.

AMERICAN Welding Society. **Specification for Carbon Steel Electrodes and Flux Cored Arc Welding**. AWS A5.20/A5.20M. 2005.

AMERICAN Welding Society. **Specification for Carbon Steel Electrodes and Fluxes for Submerged Arc Welding**. ANSI/AWS A5.17/A5.17M. 1997.

ARYA, Harish Kumar. Effect of weld cooling rates on mechanical and metallurgical properties of submerged arc welded pressure vessel steel. **Journal of Pressure Vessel Technology**. v. 140. p. 041406/1-7. 2018.

ASSOCIAÇÃO Brasileira De Normas Técnicas. **Materiais Metálicos - Ensaio de Dureza Vickers. Parte 1: Método de Ensaio**. ABNT NBR NM ISO 6507-1. 2008.

ASSOCIAÇÃO Brasileira De Normas Técnicas. **Materiais metálicos - Ensaio de Tração. Parte 1: Método de Ensaio à Temperatura Ambiente**. ABNT NBR ISO 6892-1. 2015.

BARBOSA, Luiz Henrique Soares. *et. al.* Fatigue crack growth rates on the weld metal of high heat input submerged. **International Journal of Fatigue**. v. 119. p. 43–51. 2019.

BARBOSA, Luiz Henrique Soares. *et. al.* Microestrutura e características mecânicas da zona fundida de um aço naval soldado ao arco submerso com aporte térmico muito elevado. **Soldagem & Inspeção**. v. 23. p. 168-179. 2018.

BORBA, Tadeu Messias Donizete. *et. al.* Avaliação da soldabilidade do aço naval EH36 TMCP soldado por arco submerso com elevado aporte de calor. **Soldagem & Inspeção**. v. 20. p. 92-104. 2015.

CABALLERO, F.G.; MILLER, M.K.; GARCIA-MATEO, C. Influence of transformation temperature on carbide precipitation sequence during lower bainite formation. **Materials Chemistry and Physics**. v. 146. p. 50-57. 2014.

CAO, R. *et. al.* The effects of silicon and copper on microstructures, tensile and Charpy properties of weld metals by refined X120 wire. **Materials Science & Engineering A**. v. 718. p. 350–362. 2018.

CGPRO/SAP. Indicadores de Desempenho do Polo Industrial de Manaus de 2014 a 2019. 2019.

CHANG, Chao. *et. al.* Revisiting the procedure for characterizing mechanical properties in welded joints through nanoindentation. **Materials Science and Technology**. v. 35. p. 986-992. 2019.

CHEN, Guowei. *et. al.* Effects of the welding inclusion and notch on the fracture behaviors of low-alloy steel. **Journal of Materials Research and Technology**. v. 8. p. 447-456. 2019.

CHENG, L. *et. al.* In-situ observation on the growth of Widmanstätten sideplates in an Fe-C-Mn steel. **Materials characterization**. v. 87. p. 86-94. 2014.

CHI, Y. T. *et. al.* Investigation of idiomorphic ferrite and allotriomorphic ferrite using electron backscatter diffraction technique. **Materials Science and Technology**. v. 33. p. 537-545. 2017.

COSTIN, Walter L. A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite. **Materials Science & Engineering A**. v. 663. p. 193-203. 2016.

DI MARTINO, S.F.; THEWLIS, G. Transformation Characteristics of Ferrite/Carbide Aggregate in Continuously Cooled, Low Carbon-Manganese Steels. **Metallurgical and materials transactions A**. v. 45A. p. 579-594. 2014.

DÜSING, Martin; MAHNKEN, Rolf. A coupled phase field/diffusional/mechanical framework for simulation of upper and lower bainitic transformation. **International Journal of Solids and Structures**. v. 162. p. 45-59. 2019.

DUTRA, William Todendi; MACHADO, Ivan Guerra. Influência do pré-aquecimento indutivo localizado sobre características metalúrgicas de juntas soldadas. **Soldagem & Inspeção**. v. 22. p. 333-342. 2017.

EVCI, C. Effect of welding wire and groove angle on mechanical properties of high strength steel welded joints. **Material wissenschaft und Werkstofftechnik**. v. 48. p. 912-921. 2017.

GONÇALVES, Daniel Casassola; MARTINS, Mateus Campos; FONSECA, Maria P. Cindra. Estudo Experimental e Numérico de Tensões Residuais em Juntas Soldadas com e sem Restrição. **Soldagem & Inspeção**. v. 22. p. 147-162. 2017.

GREWAL, Rupanjit. *et. al.* Formation of Widmanstätten ferrite at very high temperatures in the austenite phase field. **Acta Materialia**. v. 109. p. 23-31. 2016.

HASHIMOTO, Maurício Maia Braga. **Caracterização microestrutural de um aço baixo carbono e baixos teores de elementos de ligas com estrutura contendo ferrita acicular**. Dissertação – Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

INTERNATIONAL Standard. **Metallic Materials - Instrumented Indentation Test For Hardness and Materials Parameters. Part 1: Test Method**. ISSO 14577-1. 2002

JORGE, Carlos Ferreira Jorge. Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Juntas Soldadas pelo Processo a Arco Submerso com Elevado Aporte Térmico. **Soldagem & Inspeção**. v. 20. p. 347-358. 2015.

KIM, Dae Woo. *et. al.* Dual orientation and variant selection during diffusional transformation of austenite to allotriomorphic ferrite. **Journal of Materials Science**. v. 45. p. 4126-4132. 2010.

KIM, Jung J.; PHAM, Thai-Hoan; KIM, Seung-Eock. Instrumented indentation testing and FE analysis for investigation of mechanical properties in structural steel weld zone. **International Journal of Mechanical Sciences**. v. 103. p. 265-274. 2015.

LAN, Liangyun. *et. al.* Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints. **Materials and Design**. v. 90. p. 488-498. 2016.

LI, HongLiang. *et. al.* Effects of heat input on arc stability and weld quality in underwater wet flux-cored arc welding of E40 steel. **Journal of Manufacturing Processes**. v. 31. p. 833-843. 2018.

LING, Kuo-Hsia. *et. al.* Groove configurations of a flux-cored arc welding process used in critical structures of precision mechanical presses — mechanical and metallurgical studies. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. v. 78. p. 1905-1916. 2015.

MAROUÇO, Erick de Sousa. *et. al.* Estudo do aporte térmico nas propriedades mecânicas de metais de solda de aço C-Mn obtidos pelo processo arco submerso. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**. v. 10. p. 128-137. 2013.

MOOJEN, Roberto Gomes. *et. al.* Efeitos da Taxa de Resfriamento na Soldagem do Aço API 5L-X80. **Soldagem & Inspeção**. v. 20. p. 347-358. 2015.

NOWACKI, Jerzy; RYBICKI, Pawel. The influence of welding heat input on submerged arc welded duplex steel joints imperfections. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 164–165. p. 1082–1088. 2005.

OSÓRIO, A.G. Effect of niobium addition on the flux of submerged arc welding of low carbon steels. **Journal of Manufacturing Processes Tech**. v. 266. p. 046-051. 2019.

OKUMURA, Toshie; TANIGUCHI, Célio. **Engenharia de soldagem e aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982.

PANDEY, C.; MAHAPATRA, M. M. Effect of Groove Design and Post-Weld Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of P91 Steel Weld. **Journal of Materials Engineering and Performance**. v. 25. p. 2761-2775. 2016.

PARK, Kyung-Tae. *et. al.* Inclusions Nucleating Intragranular Polygonal Ferrite and Acicular Ferrite in Low Alloyed Carbon Manganese Steel Welds. **Metals and Materials International**. v. 17. p. 349-356. 2011.

PARIS, Aleir Fontana de. Estudo Microestrutural de Aço Carbono Soldado com o Processo Arco Submerso e Adições de Fe-Ti. **Soldagem & Inspeção**. v. 17. p. 058-064. 2012.

PHAM, Thai-Hoan; KIM, Jung J.; KIM, Seung-Eock. Estimation of microstructural compositions in the weld zone of structural steel using nanoindentation. **Journal of Constructional Steel Research**. v. 99. p. 121-128. 2014. (?)

PHAM, Thai-Hoan; KIM, Seung-Eock. Characteristics of microstructural phases relevant to the mechanical properties in structural steel weld zone studied by using indentation. **Construction and Building Materials**. v. 155. p. 176-186. 2017.

PHAM, Thai-Hoan; KIM, Seung-Eock. Determination of mechanical properties in SM490 steel weld zone using nanoindentation and FE analysis. **Journal of Constructional Steel Research**. v. 114. p. 314-324. 2015.

PU, Juan; YU, Shengfu; LI, Yuanyuan. Role of inclusions in flux aided backing submerged arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 240. p.145-153. 2017a.

PU, Juan; YU, Sheng Fu; LI, Yuan Yuan. Effects of Zr-Ti on the microstructure and properties of flux aided backing submerged arc weld metals. **Journal of Alloys and Compounds**. v. 692. p. 351-358. 2017b.

ROCHA, Ariovaldo. Notas para a imprensa: Construção Naval em 2015 perde empregos e o desafio é maior produtividade. **SINAVAL**. 17 de dez. de 2015. Disponível em: <<http://sinaval.org.br/2015/12/construcao-naval-em-2015-tem-perde-empregos-e-o-desafio-e-maior-productividade/>>. Acesso em: 17 de ago. de 2019.

RODRIGUES, Lino Alberto Soares. **Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas de soldas de aço ASTM A 131 pelos processos FCAW convencional e com adição de arame frio**. Dissertação – Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.

SANTOS, Erick Araújo dos. **Simulação, fabricação e caracterização de MEMS para extração de propriedades mecânicas de filmes finos**. Dissertação – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018.

SHARMA, Varun; SHAHI, A.S. Effect of groove design on mechanical and metallurgical properties of quenched and tempered low alloy abrasion resistant steel welded joints. **Materials and Design**. v. 53. p. 727-736. 2014.

SIRISATIEN, Tanawat, *et. al.* Effect of submerged arc welding process with one-side one-pass welding technique on distortion behavior of shipbuilding steel plate ASTM A131 grade A. **Materials Today: Proceedings**. v. 5. p. 9543-9551. 2018.

SPANOS, G.; WILSON, A.W.; KRAL, M.V. New Insights into the Widmanstätten Proeutectoid Ferrite Transformation: Integration of Crystallographic and Three-Dimensional Morphological Observations. **Metallurgical and materials transactions A**. v. 36A. p. 1209-1218. 2005.

THEWLIS, G. Classification and qualification of microstructures in steels. **Materials Science and Technology**. v. 20. p. 143-160. 2004.

TOMAZ, Raphael Fialho. *et. al.* Complex phase quantification methodology using electron backscatter diffraction (EBSD) on low manganese high temperature processed steel (HTP) microalloyed steel. **Journal of Materials Research and Technology**. v. 8. p. 2423-2431. 2019.

WAINER, Emílio. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher, 1992.

WANG, X.-N, *et. al.* Effect of heat input on microstructure and properties of hybrid fiber laser-arc weld joints of the 800 MPa hot-rolled Nb-Ti-Mo microalloyed steels. **Optics and Lasers in Engineering**. v. 91. p.86-96. 2017.

WANG, Z.Q, *et. al.* Effect of Ni content on the microstructure and mechanical properties of weld metal with both-side submerged arc welding technique. **Materials Characterization**. v. 138. p. 67-77. 2018.

XIONG, Zhihui, *et. al.* The contribution of intragranular acicular ferrite microstructural constituent on impact toughness and impeding crack initiation and propagation in the heat-affected zone (HAZ) of low-carbon steels. **Materials Science & Engineering A**. v. 636. p. 117-123. 2015.

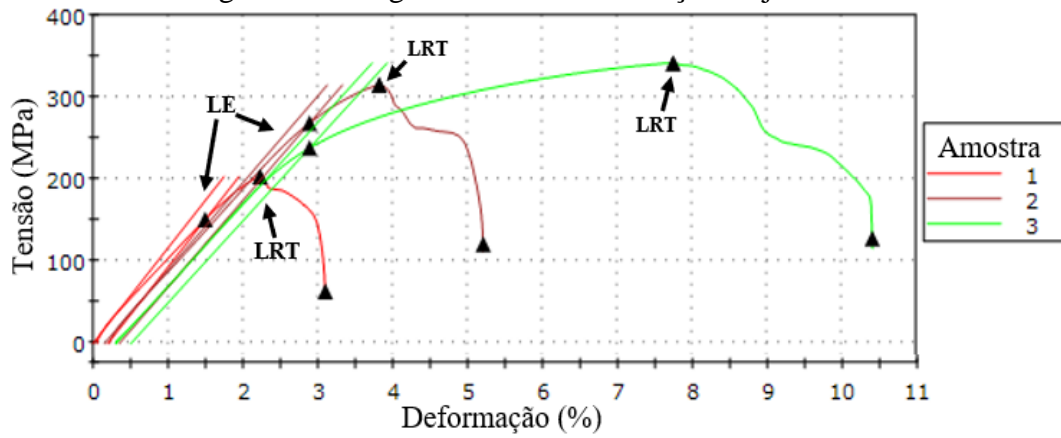
YE, Duyi. *et. al.* Use of instrumented indentation testing to study local mechanical properties of 304L SS welded joints subjected to low-cycle fatigue loadings. **Materials Science & Engineering A**. v. 564. p. 76-84. 2013.

ZHANG, L. *et. al.* Effect of cooling rate on microstructure and properties of microalloyed HSLA steel weld metals. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 20. p. 371-377. 2015.

ZHAO, Haitao; PALMIERE, Eric J. Effect of austenite grain size on acicular ferrite transformation in a HSLA steel. **Materials Characterization**. v. 145. p. 479-489. 2018.

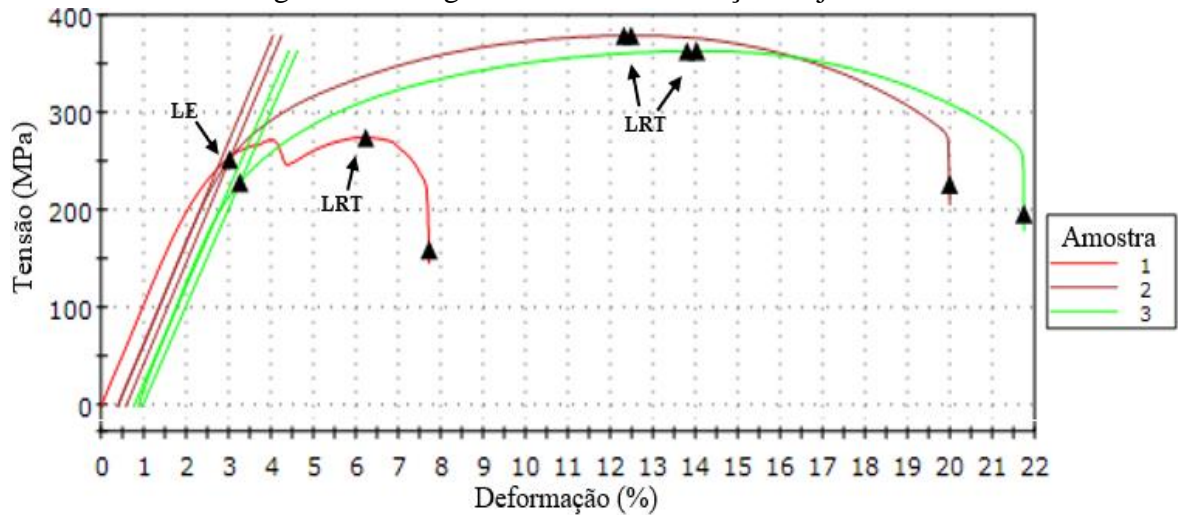
APÊNDICE A – Diagramas tensão-deformação

Figura 54 - Diagrama tensão deformação da junta SC.



LE = Limite de escoamento.
LRT = Limite de resistência à tração.
Fonte: Próprio autor.

Figura 55 - Diagrama tensão deformação da junta CC.



LE = Limite de escoamento.
LRT = Limite de resistência à tração.
Fonte: Próprio autor.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Realizar a soldagem a arco submerso com maiores correntes de soldagem, a fim de evitar os defeitos de solda, no caso a penetração incompleta e a inclusão de escória.
- Realizar os ensaios de resistência a tração e de impacto Charpy com maior quantidade de corpos de provas, a fim de obter valores com menor desvio padrão.
- Realizar soldagem com variações nos parâmetros de soldagem, a fim de estudar as influências de diferentes entradas de calor.
- Estudar o comportamento de juntas soldadas com diferentes espessuras de chapas e/ou em outras configurações de chanfros, tais como chanfro em meio V ou em K, que exijam poucas etapas de fabricação.
- Estudar o comportamento das juntas soldada sob fadiga, principalmente os mecanismos de crescimento de trinca por fadiga.