CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NAS PROPRIEDADES DE METAIS DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDOS PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO UTILIZANDO ARAME METAL CORED (MCAW-RE)

WALKER ANDRADE DA SILVA FILHO

Proposta de Tese Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - PPEMM, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais.

Orientadores

Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Rio de Janeiro

Dezembro de 2024

INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NAS PROPRIEDADES DE METAIS DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDOS PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO UTILIZANDO ARAME METAL CORED (MCAW-RE)

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - PPEMM, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais.

Walker Andrade da Silva Filho

Banca Examinadora:

_____

Presidente, Professor Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc. (CEFET/RJ) (Orientador)

_____

Professor Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (CEFET/RJ) (Coorientador)

_____

Professor Humberto Nogueira Farneze, D.Sc. (CEFET/RJ)

_____

Professor Matheus Campolina Mendes, D.Sc. (CEFET/RJ)

_____

Professor Leonardo Sales Araújo, D.Sc. (COPPE/UFRJ)

_____

Professor André Rocha Pimenta, D.Sc. (IFRJ/CPar)

Rio de Janeiro
Dezembro de 2024

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

AGRADECIMENTOS

RESUMO

INFLUÊNCIA DO GÁS DE PROTEÇÃO NAS PROPRIEDADES DE METAIS DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDOS PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO UTILIZANDO ARAME METAL CORED (MCAW-RE)

Walker Andrade da Silva Filho

Orientadores:

Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Resumo da Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - PPEMM do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca - CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais.

O processo MCAW com eletrodo rotativo (MCAW-RE) é uma variação do processo MCAW convencional, onde são obtidos custos reduzidos e produtividade superior devido à soldagem em chanfro estreito, visto que o movimento rotacional do eletrodo permite ao arco elétrico atingir regiões periféricas do chanfro, evitando falta de fusão na parede lateral. Embora existam algumas informações sobre as características operacionais deste processo, a literatura que estuda as propriedades mecânicas é ainda muito limitada. Esta Tese avalia as propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de aços de alta resistência obtidos pelo MCAW-RE utilizando diferentes misturas de Ar-CO_2 como gás de proteção. A soldagem multipasse pelo MCAW-RE foi realizada com preaquecimento de 100 °C, em chapas de aço C-Mn com 500×150× 10 mm. Os metais de solda foram obtidos pelo processo MCAW-RE utilizando um consumível da classe 700 MPa e três misturas de Ar-CO_2 (5%CO_2, 10%CO_2 e 25%CO_2) como gás de proteção. Os resultados obtidos nos ensaios mecânicos (dureza e impacto Charpy-V) e exame metalográfico (microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de elétrons retroespalhados) realizados em amostras removidas transversalmente ao cordão de solda apresentaram resultados equivalentes para todos os metais de solda. Estes resultados evidenciaram que o processo MCAW-RE pode proporcionar metais de solda com comportamento satisfatório com diferentes gases de proteção. Este processo tem alto potencial de substituição do processo GMAW convencional porque os metais de solda atendem aos requisitos para diversas aplicações industriais.

Palavras-chave: Processo MCAW-RE, eletrodo rotativo, propriedades mecânicas, microestrutura, gás de proteção.

Rio de Janeiro

Dezembro de 2024

ABSTRACT

INFLUENCE OF SHIELDING GAS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH STRENGTH STEEL WELD METALS OBTAINED BY GMAW PROCESS WITH ROTATING ELECTRODE USING METAL CORED WIRE (MCAW-RE)

Walker Andrade da Silva Filho

Advisors:

Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

The MCAW with rotating electrode process (MCAW-RE) is a variation of the conventional MCAW(metal cored arc welding) process, where reduced costs and superior productivity are obtained due to narrow gap welding, since the rotational motion of the electrode allows the electric arc to reach peripheral regions of the groove, preventing lack of fusion on the sidewall. Although there is some information about the operational characteristics of this process, the literature studying the mechanical properties is very limited. This work evaluates the mechanical and microstructural properties of high strength steel weld metals obtained by the MCAW-RE using different mixtures of Ar-CO_2 as shielding gas. Multipass welding by MCAW-RE was performed with preheating of 100 °C, in 500×150× 10 mm C-Mn steel plates. Weld metals were obtained by the MCAW-RE process using a consumable of the class 700 MPa and two mixtures of Ar-CO_2 (5%CO_2, 5%CO_2, and 25%CO_2) as shielding gas. The results obtained from mechanical tests (hardness and impact Charpy-V) and metallographic examination (optical microscopy, scanning electron microscopy, and electron backscattering diffraction) carried out in samples removed transversally to the weld bead showed equivalent results for all weld metals. These results evidenced that the MCAW-RE process can provide weld metals with satisfactory behavior with different shielding gases. This process has a high potential for replacement of the conventional GMAW process because the weld metals achieved the requirements for several industrial applications.

Keywords: MCAW-RE, rotating electrode, mechanical properties, microstructure, shielding gas.

Rio de Janeiro
December, 2024

SUMÁRIO

	Pag
CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
II.1 – Metais de solda de alta resistência	6
II.2 – Comportamento mecânico e microestrutural de metais de solda obtidos pelo processo GMAW-RE	8
II.3 – Soldagem pelo Processo GMAW-RE	19
CAPÍTULO III – MATERIAIS E MÉTODOS	41
III.1 – Materiais	41
III.2 – Soldagem	41
III.3 – Análise química	43
III.4 – Ensaios mecânicos	43
IV.5 – Ensaios metalográficos	44
CAPÍTULO IV – RESULTADOS	46
IV.1 – Análise química	46
IV.2 – Ensaios mecânicos	46
IV.3 – Ensaios metalográficos	49
CAPÍTULO V – DISCUSSÃO	54
V.1 – Soldagem das juntas	54
V.2 – Relação microestrutura x propriedades mecânicas	55
V.3 – Aspectos fundamentais	62
CAPITULO VI – CONCLUSÕES e SUGESTÕES	64
VI.1 – Conclusões	64
VI.2 – Sugestões	65
CAPÍTULO VIII - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	66

LISTA DE FIGURAS

	Pág
Figura II.1 – Aspecto microestrutural do metal de solda observado por EBSD (TONGBANG et al., 2015).	12
Figura II.2 - Efeito do teor de CO_2 no gás de proteção na tenacidade ao impacto (TONGBANG et al., 2015)	12
Figura II.3 – Efeito do teor de oxigênio na energia absorvida à 40°C negativos (NAKAMURA et al., 2010).	14
Figura II.4 – Efeito do teor de oxigênio no patamar superior de energia absorvida (NAKAMURA et al., 2010)	14
Figura II.5 – Efeito do oxigênio na microestrutura (TERASHIMA et al., 2016)	16
Figura II.6 – Efeito do teor de oxigênio na miicroestrutura e inclusões do metal de solda da classe AWS ER 110S-G (SEO et al., 2013). Diâmetro das inclusões; (b) densidade de inclusões; (c) Ferrita acicular.	17
Figura II.7 – Efeito do gás de proteção na tenacidade ao impacto (SEO et al., 2013).	19
Figuras II.8 – Visão esquemática dos equipamentos desenvolvidos para soldagem em chanfros estreitos (MASATOSHI et al. 2015).	21
Figura II.9 – Visão esquemática do sistema GMAW-RE (adaptado de WANG et al., 2007).	22
Figura II.10 – Relação entre a da taxa de fusão do arame e a velocidade de rotação (MASATOSHI et al., 2015).	23
Figura II.11 - Efeito da velocidade de rotação no diâmetro da gota residual na ponta do arame (MASATOSHI et al., 2015).	24
Figura II.12 – Efeito do raio de rotação nas características da junta soldada (BAI et al., 2012). Temperatura do centro da solda; (b) Temperatura da ZTA; (c) Geometria do cordão.	25
Figura II.13 – Efeito do raio de rotação nas características da junta soldada. (BAI et al., 2012). Temperatura média da solda; (b) Temperatura de pico; (c) Geometria do cordão.	27
Figura II.14 - Influência da velocidade de rotação na geometria do cordão (MASATOSHI et al., 2015).	28
Figura II.15 – Tenacidade ao impacto comparativa entre juntas soldadas pelos processos GMAW convencional e GMAW-RE (COSTA et al., 2019)	29
Figura II.16 – Macrografia da junta soldada estudada por Min et al. (2011b)	30
Figura II.17 – Macrografia das juntas obtidas por KANNAN et al. (2024).	31
Figura II.18 – Resultados dos ensaios de tração (a), de microdureza (b) e da análise por EBSD da ZTA das juntas obtidas por KANNAN et al. (2024). HAGB e LAGB representam contornos de alto ângulo e contornos de baixo ângulo, respectivamente.	32
Figura II.19 – Análise microestrutural conduzida por KANNAN et al. (2024)	33
Figura II.20 – Macrografias de cordões sobre chapa obtidos por SILVEIRA et al. (2020) após ataque com nital 2%. Ocorrência de defeitos são indicadas por círculos	34
Figura II.21 – Microestrutura observada por MEV dos cordões sobre chapa com 3mm de diâmetro de rotação obtidos por SILVEIRA et al. (2020) com ataque de nital 2%. (a) 1500 rpm; (b) 3000 rpm; (c) 5000 rpm. AF – Ferrita acicular; PF – Ferrita primária; FS – Ferrita com Segunda Fase; M –Martensita. Os círculos indicam as inclusões nucleadoras de ferrita acicular	34
Figura II.22 – Resultados de microdureza em cordões sobre chapa (SILVEIRA et al., 2020)	35
Figura II.23 – Macrografia da junta soldada obtida por SILVEIRA et al. (2020)	35
FiguraII.24 – Microestrutura observada por MEV da junta soldada por SILVEIRA et al. (2020) com ataque de nital 2%. (a) Região do segundo passe; (b) Região	36

do primeiro passe
Figura II.25 – Resultados obtidos por EBSD da junta soldada por SILVEIRA et al. (2020) com ataque de nital 2%. (a) Região do segundo passe; (b) Região do primeiro passe 36
Figura II.26 – Análise por EBSD da distribuição dos contornos de alto ângulo da junta soldada por SILVEIRA et al. (2020) 37
Figura II.27 – Resultados de microdureza do metal de solda da junta soldada por SILVEIRA et al. (2020) 37
Figura II.28 – Tenacidade ao impacto comparativa obtida por SILVEIRA et al. (2020) com outras pesquisas que utilizaram consumível do tipo metal cored 38
Figura II.29 – Resultados de tenacidade ao impacto a temperatura ambiente obtidos por SILVEIRA et al. (2021) 38
Figura II.30 – Macrografia da junta soldada obtida por PARTHIBAN et al. (2019) 39
Figura II.31 – Detalhe do ensaio de dobramento realizado por PARTHIBAN et al. (2019) 40
Figura III.1 – Desenho esquemático da geometria das juntas soldadas 41
Figura III.2 – Visão geral dos equipamentos utilizados na soldagem 42
Figura III.3 – Posição do corpo de prova de Impacto Charpy 44
Figura III.4 – Posição das medições de microdureza Vickers. 44
Figura IV.1 - Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V obtidos com os corpos de prova de dimensões 5 x 10 x 55 mm para os metais de solda. 47
Figura IV.2 - Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V obtidos com os corpos de prova de dimensões 3,3 x 10 x 55 mm para os metais de solda 48
Figura IV.3 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers 49
Figura IV.4 - Aspecto macrográfico das juntas soldadas. Ataque: Nital 2%. 50
(a) 5% CO_2 – 92% Região colunar; (b) 10% CO_2 – 81% Região colunar; (c) 25% CO_2 – 73% Região colunar
Figura IV.5 - Microestrutura dos metais de solda observada na região do entalhe do corpo de prova Charpy-V (MO). Ataque: nital 2%. 50
Figura IV.6 - Evolução da microestrutura com teor de CO_2 no gás de proteção 51
Figura IV.7 – Microestrutura dos metais de solda observada na região do entalhe do corpo de prova Charpy-V (MEV). Ataque: nital 2%. 51
Figura IV.8 - Microfases presentes na região do entalhe do corpo de prova Charpy-V dos metais de solda (MEV). Ataque: nital 2%. 52
Figura IV.9 - Evolução das inclusões com teor de CO_2. 52
Figura IV.10 – Figura de polo inversa obtida por EBSD dos metais de solda 53
Figura IV.11 – Distribuição de contornos de alto e baixo ângulo dos metais de solda obtidos por EBSD 53
Figura V.1 – Tenacidade ao impacto de metais de solda obtidos por diferentes processos (SILVEIRA et al., 2020,2021; SANKAR et al., 2021,AN et al., 2019; PENG et al., 2014; HAUPT et al., 2018; MUKHOPADHYAY et al., 2006; RAMINI et al., 2005; SEO et al., 2013; KARLSON et al., 2014; FARNEZE et al., 2010; HALSBERGER et al., 2018; KANG et al., 2000). 60

LISTA DE TABELAS

Tabela II.1 - Resultados obtidos por TONGBANG et al. (2015).
Tabela II.2 - Distribuição de inclusões nos metais de solda (TONGBANG et al., 2015)
Tabela II.3 - Composição química dos consumíveis utilizados por TERASHIMA et al. (2016).
Tabela II.4 – Resultados obtidos por PAMNANI et al. (2016).
Tabela II.5 – Energia absorvida (joules) nos ensaios de impacto Charpy-V realizados a -50 ^{o}C obtidos por Min et al. (2011b)
Tabela II.6 – Resultados de propriedades mecânicas obtidos por SANKAR et al. (2021,2022,2022b).
Tabela II.7 – Resultados de propriedades mecânicas obtidos por PARTHIBAN et al. (2019)
Tabela III.1 - Composição química dos materiais empregados.
Tabela III.2 – Parâmetros de soldagem das juntas soldadas.
Tabela IV.1 – Composição química dos metais de solda obtidos por espectrometria de emissão ótica.
Tabela IV.2 - Resultados de ensaios de Impacto Charpy-V obitidos com corpos de prova de dimensões 5 x 10 x 55 mm
Tabela IV.3 - Resultados de ensaios de Impacto Charpy-V realizados a temperatura ambiente (25 ^{o}C) em corpos de prova de dimensões 3,3 x 10 x 55 mm
Tabela V.1 – Principais parâmetros obtidos pela técnica EBSD.

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ZTA	Zona Termicamente Afetada
TMCP	Thermomechanically Controlled Process
GMAW	Processo de soldagem ao Arco elétrico com arame sólido e proteção gasosa
GMAW-RE	GMAW com arco rotativo pela rotação do arame-eletrodo
MCAW-RE	Processo de soldagem ao arco elétrico com arame tubular metal-cored, com arco rotativo pela rotação do arame-eletrodo
SAW	Processo de soldagem Arco Submerso
HI	Heat Input
TEM	Microscopia Eletrônica de Transmissão

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de aços de alta resistência tem como principais diretrizes o atingimento de altos níveis de tensão de escoamento, com um adequado balanço entre resistência, tenacidade e soldabilidade (LIU et al., 2013; FELBER et al., 2008; REN et al., 2014; KAH et al., 2013; ZHAO et al., 2018). Processamentos siderúrgicos complexos disponibilizam, atualmente, aços microligados termomecanicamente processados com tensões de escoamento da ordem de 690 MPa (API 5L X120) com ótimo balanço de propriedades (227J à -40°C) (LIU et al., 2013). Esse desenvolvimento gera um ambiente desafiador para a aplicação desses materiais, pois microestruturas mais complexas demandam por tecnologias capazes de produzirem juntas soldadas com propriedades compatíveis com os materiais de base empregados (KEEHAN et al., 2004; MENZEL et al., 2003).

As características microestruturais e o comportamento mecânico da zona fundida são bem diferentes daquelas encontradas no metal de base original, mesmo que ambos possuam a mesma composição química. Isso se deve essencialmente aos diferentes históricos térmicos de ambos. A uniformidade e o tamanho médio dos grãos, bem como a homogeneidade da composição química e da microestrutura, são muito bem controlados durante o processamento do material de base. Por outro lado, a microestrutura do metal de solda, encontra-se sujeita às microssegregações e estruturas dendríticas inerentes ao processo de solidificação da poça de fusão e às ações de reaquecimento causadas pela deposição em vários passes, bem como a outros fenômenos metalúrgicos característicos do resfriamento do metal de solda, como a epitaxia e o crescimento competitivo dos grãos (KEEHAN et al., 2004). Sendo assim, o comportamento mecânico do metal de solda é função da sua composição química e das condições de resfriamento da poça de fusão e da zona fundida, que são os fatores que determinam a sua estrutura de solidificação. O conhecimento sobre os fenômenos metalúrgicos capazes de controlar o comportamento mecânico do metal de solda é essencial no desenvolvimento de propriedades compatíveis com os materiais de base (MENZEL et al., 2003).

A composição química do metal de solda é determinada pela composição e volume, tanto do metal de base diluído, como do metal de adição transferido, além da composição do gás que forma a atmosfera protetora da poça de fusão (KEEHAN et al., 2004; MENZEL et al., 2003). Essa atmosfera protetora influi diretamente na composição do metal de solda, através dos seus elementos ativos, capazes de

reagirem com o metal líquido durante a soldagem (KEEHAN et al., 2014; MENZEL et al., 2003). As temperaturas do arco na interface metal- líquido são resultantes do calor concentrado do arco elétrico, e facilitam essas reações (CAI et al., 2016). Por outro lado, a taxa de resfriamento da poça de fusão e da zona fundida são influenciadas pela espessura do material e pelo tipo de junta, além da extensão da área preaquecida e do aporte de calor. As propriedades do gás de proteção e as variáveis de procedimento relacionadas com a potência térmica do arco de soldagem são fatores de influência sobre o ciclo térmico de soldagem (KEEHAN et al., 2004; CAI et al., 2016; PAWARIA et al., 2013).

Ainda com relação à composição química, cabe mencionar que na soldagem em chanfros estreitos a influência da composição química do metal de solda devido à diluição é afetada pela variação na densidade de corrente causada pela variação da área do chanfro atingida pelo arco de soldagem (GUO et al., 2009). Segundo NATHAN et al., 2015, o metal depositado com arame tubular de núcleo metálico permite maior controle sobre a adição de elementos de liga, assim como aplica maiores densidades de corrente em relação ao arame sólido e arames tubulares com fluxo e, consequemtente, permite maior taxa de deposição do que os arames sólidos e arames tubulares com fluxo.

A combinação adequada do tipo de arame e composição do gás de proteção ativo é essencial na obtenção das propriedades desejadas para o metal de solda de alta resistência (KEEHAN et al., 2004; MENZEL et al., 2003). A importância desses dois aspectos se deve ao seu impacto na composição química da zona fundida, já que os elementos de liga presentes na poça de fusão e as reações do metal líquido com os gases da atmosfera da poça sofrem a interferência destes parâmetros.

A mistura de gases, normalmente aplicada na soldagem ao arco elétrico dos aços carbono, é composta por um gás inerte e um gás ativo, sendo que misturas binárias com diferentes frações de Ar-CO_2 são as mais utilizadas (CAI et al., 2016). O volume ativo dessa mistura de gases (CO_2) é responsável pela inserção de oxigênio (O) na poça de fusão, disponibilizado pela sua dissociação do CO_2, que ocorre nas temperaturas do arco de soldagem (MENZEL et al., 2003). A literatura (PAWARIA et al., 2013; SEO et al., 2013; SVOBODA et al., 2007; WANG et al., 2016; RAMINI et al., 2005; TERASHIMA et al., 2006; GADALLAH et al., 2012; ABSON et al., 1993; SEO et al., 2019) mostra resultados da influência dos teores de oxigênio na microestrutura e comportamento mecânico do metal de solda de alta resistência. A solubilidade do oxigênio é baixa no metal de solda, de forma que a maior parte desse elemento se encontra presente na forma de inclusões não metálicas na microestrutura. Embora não exista consenso sobre o efeito dessas inclusões nas

propriedades mecânicas do metal depositado de alta resistência (ABSON et al., 1993 e NAKAMURA et al., 2010), há evidências sobre efeitos benéficos pela formação do constituinte ferrita acicular (GUO et al., 2009; NATHAN et al., 2015; SEO et al., 2013; SVOBODA et al., 2004; WANG et al., 2016; RAMINI et al., 2005; TERASHIMA et al., 2006; GADALLAH et al., 2012; ABSON et al., 1993; SEO et al., 2019; NAKAMURA et al., 2010) e efeitos nocivos por atuarem como pontos preferenciais de iniciação de trincas, dependendo da fração volumétrica, tamanho e distribuição das partículas.

Além das questões mencionadas, deve-se destacar o efeito adicional da diluição com o metal base, que pode propiciar outros efeitos indesejáveis, notadamente devido ao enriquecimento do teor de carbono (RAMINI et al., 2005; TERASHIMA et al., 2006; GADALLAH et al., 2012; ABSON et al., 1993). Esta influência se torna mais destacada quando se realizam operações de soldagem em chanfros estreitos utilizados com o objetivo de melhoria da produtividade (NATHAN et al., 2015).

O desenvolvimento de metais depositados capazes de alcançar os elevados níveis de resistência exige rigoroso controle sobre a sua composição química, pois esse é o principal parâmetro de controle sobre o comportamento mecânico do metal de solda. Nesse caso, encontra-se nos arames tubulares de núcleo metálico melhores oportunidades de controle sobre a composição química, sem a utilização de fluxos que inviabilizam a soldagem em chanfros estreitos, mas associando as possibilidades de melhor combinação entre arame e composição de gás de proteção no controle da composição química e redução no volume de metal depositado na produção de juntas de grandes espessuras em aços de alta resistência (RAMINI et al., 2005, NAKAMURA et al., 2010; e SVOBODA et al., 2007).

A literatura consultada (NATHAN et al., 2015; SEO et al., 2013; SVOBODA et al., 2007; WANG et al., 2016; RAMINI et al., 2005; TERASHIMA et al., 2006; GADALLAH et al., 2012; ABSON et al., 1993; SEO et al., 2019; NAKAMURA et al., 2010; LIU et al., 2020; TRINH et al., 2024, 2024b) permitiu concluir que o controle sobre o comportamento mecânico do metal de solda através da composição do gás de proteção na soldagem em chanfros estreitos ainda não foi explorada de forma adequada. A maior parte dos estudos encontrados sobre os gases de proteção encontra-se direcionada ao estudo sobre a influência do gás nos processos e procedimentos com arames sólidos e tubulares fluxados (NATHAN et al., 2015; SEO et al., 2013; WANG et al., 2016; RAMINI et al., 2005; TERASHIMA et al., 2006; GADALLAH et al., 2012; ABSON et al., 1993; SEO et al., 2019; NAKAMURA et al., 2010; SVOBODA et al., 2007). Desta forma, a literatura ainda carece de trabalhos capazes de explorar a influência dos gases de proteção nos metais de solda de alta

resistência depositados com arame de núcleo metálico, com processos de soldagem inovadores capazes de explorar o alto potencial produtivo desses consumíveis.

A indústria, na sua crescente demanda por processos mais produtivos, historicamente coloca os processos de soldagem por fusão numa posição de destaque no cenário da construção mecânica pesada, principalmente por sua versatilidade e alta produtividade. Os processos de soldagem com alimentação contínua de arame têm sido muito explorados como uma resposta a essa demanda. Atualmente, sua adequação à aplicação na soldagem em chanfros estreitos e grandes espessuras tem mostrado progressos significativos a partir do desenvolvimento de tochas de soldagem capazes de imprimir movimento de rotação à altas velocidades de rotação do arame-eletrodo, proporcionando a rotação do arco elétrico (PRASAD et al., 2018; COSTA et al., 2019; SILVA et al., 2020; SILVEIRA et al., 2020, 2021). Essa tecnologia é uma variação do processo GMAW, identificada como processo GMAW com eletrodo rotativo (GMAW-RE) (COSTA et al., 2019). A rotação do arco a altas velocidades têm alcançado bons resultados de produtividade, bem como superado a ocorrência de falta de fusão no chanfro e de penetração na raiz da junta, defeitos de soldagem comumente encontrados na produção de juntas em chanfros estreitos (MASATOSHI et al., 2015; SHIJI et al., 2009; PRASAD et al., 2018; WANG et al., 2007).

Os desafios da soldagem em chanfros estreitos esbarravam nas limitações que os processos de soldagem apresentavam em superar problemas de falta de fusão na raiz e de penetração da junta nas condições de confinamento do arco elétrico (MASATOSHI et al., 2015; WANG et al., 2017; LI et al., 2015; WANG et al., 2007). Ao longo do tempo, vários processos foram adaptados para a soldagem em chanfros estreitos e, entre todos aqueles experimentados (GTAW, SAW e FCAW), o processo GMAW reune as condições mais favoráveis de aplicação (MASATOSHI et al., 2015; WANG et al., 2016; LI et al., 2015; WANG et al., 2007). Vários estudos sobre técnicas de movimentação do arco elétrico de soldagem foram empreendidos (MASATOSHI et al., 2015; WANG et al., 2016; LI et al., 2015; WANG et al., 2007), objetivando solucionar essa questão limitativa dos defeitos de soldagem detectados. Os esforços foram direcionados na distribuição do aporte de calor dentro do chanfro estreito, pois no GMAW convencional se encontra limitado pela trajetória linear da poça de fusão, sendo desenvolvidas várias técnicas para a movimentação do arame-eletrodo, tendo a maioria empregado movimentos de oscilação de baixa frequência (até 15 Hz, ou 900 rpm) que se mostraram improdutivos e ineficientes (MASATOSHI et al., 2015).

A partir do desenvolvimento de equipamentos de soldagem que imprimiam movimento de rotação em alta velocidade (até 10.000 rpm) ao arco de soldagem

GMAW, através da rotação do arame-eletrodo, como no processo GMAW-RE, a soldagem em chanfros estreitos vem obtendo um notável impulso, com bons resultados de produtividade e qualidade (MASATOSHI et al., 2015; WANG et al., 2016; LI et al., 2015; WANG et al., 2007).

O desenvolvimento da soldagem em chanfros estreitos, impulsionada pelo advento do GMAW-RE (MASATOSHI et al., 2015; WANG et al., 2016; LI et al., 2015; WANG et al., 2007) possibilita um conjunto de vantagens de natureza econômica e metalúrgicas, todas associadas a sensível redução no volume de metal depositado em juntas de grandes espessuras. Notadamente, a produção de juntas de alta resistência encontra na aplicação do processo GMAW-RE uma oportunidade de se explorar a redução do aporte de calor na soldagem multipasses de processos explorando ao máximo seus potenciais de produtividade e suas altas taxas de deposição (PRASAD et al., 2018; ZHANG et al., 2017; WANG et al., 2007).

Embora existam trabalhos enfocando as características de juntas soldadas pelo processo GMAW com eletrodo rotativo (GMAW-RE) (COSTA et al., 2019, 2024; SILVEIRA et al., 2020,2021; SANKAR et al., 2021, 2022, 2022b; SUGITANI et al., 1993), a literatura sobre o comportamento mecânico e microestrutural do metal de solda ainda é muito limitada, notadamente em relação a metais de solda de alta resistência.

Neste cenário, a presente Tese apresenta uma contribuição sobre o efeito da composição do gás de proteção Ar-%CO_2 no comportamento mecânico de metal de solda de alta resistência à luz das propriedades mecânicas e microestruturais da zona fundida, com discussão do efeito do teor de oxigênio nestas propriedades, detalhando o efeito de diferentes misturas Ar-CO_2 utilizadas como gases de proteção pelo processo GMAW-RE com arames do tipo metal cored, a partir de agora denominado de processo MCAW-RE. É importante ressaltar a contribuição inovadora desta proposta, visto não existir literatura disponível sobre este assunto até o presente momento. É também realizada uma análise sistemática sobre a adequação do processo MCAW-RE em substituição ao processo convencional na soldagem de aços de alta resistência extensamente utilizados em diversas aplicações industriais, com foco na soldagem em chanfros estreitos.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1. Metais de solda de alta resistência

Uma breve passagem sobre as especificações de materiais empregados em equipamentos e tubulações de processo, dutos submarinos estruturas metálicas onshore e offshore (API Specification 5L, 2015; ASME Code, Section II – Part A, 2017; DNVGL OS-B101, 2015; AWS D1.1, 2018), permite observar a evolução nos padrões de qualidade e os níveis atuais exigidos para o comportamento mecânico dos aços aplicados na fabricação desses equipamentos. Nota-se uma evolução histórica nas especificações de propriedades desses materiais que pode ser exemplificada com a observação da Norma API 5L (API Specification 5L, 2015) que especifica os aços para tubos aplicados em tubulações de transporte, mundialmente aplicada como referência na fabricação de tubos. Os materiais cobertos pela por essa especificação incluem os aços para dutos submarinos que, em comparação com os aços de outras tubulações são projetados para suportar níveis de tensões muito mais elevados, com exigências dos melhores níveis na relação resistência-tenacidade, além de um rigoroso controle sobre a dureza da microestrutura. Atualmente, encontra-se em uso o API X140, fabricado em aço ARBL, produzido por processamento termomecânico (TMCP), utilizando laminação controlada, com sequencias de tratamentos térmicos e resfriamentos intermediários, para a obtenção de uma microestrura diferenciada, com proporções adequadas de duas fases: a ferrítica e a bainítica (Sy = 670 MPa, alongamento 27% e 254J à -20°C).

Outro exemplo clássico desses desenvolvimentos são as especificações de aços para fabricação em vasos de pressão (ASTM A841, Limite de escoamento = 760 MPa), e os aços navais da classe HY (SCHNITZER et al., 2017), todos esses cujos elevados níveis de propriedades mecânicas são obtidos com composições químicas e apuradas técnicas de processamento específicas capazes de produzir microestruturas altamente especializadas.

Conforme mencionado anteriormente, o metal de solda deve ser depositado utilizando processos e procedimentos que resultem em juntas soldadas isentas de defeitos, com propriedades compatíveis com as especificadas para o material de base, além de alta produtividade. Sob o aspecto do comportamento mecânico, o metal de solda deve atingir as propriedades do metal de base apesar das diferenças de formação das duas microestruturas (LIU et al., 2013).

O desenvolvimento de composições de metais de adição para a produção de juntas de alta resistência requer o domínio sobre os mecanismos de controle das propriedades mecânicas e metalúrgicas da zona fundida e tem sido um grande desafio nos últimos anos (SCHNITZER et al., 2017; SVOBODA et al., 2007; BOSE-FILHO et al., 2007; KEEHAN et al., 2006; JORGE et al., 2016; AWS A5.28, 2017). Neste aspecto, é de conhecimento geral que a

maior dificuldade reside em consumíveis de resistência mais elevada, notadamente quando se utlizam arames tubulares de núcleo metálico (“metal-cored”) (SVOBODA et al., 2007).

A natureza metálica do núcleo no arame tubular do tipo metal-cored eleva a sua capacidade de condução de corrente para níveis similares aos do arame sólido

Os arames tubulares com núcleo metálico são classificados pela especificação da American Welding Society AWS A5.28 (2017), que cobre arames e varetas de aço baixa liga para soldagem com proteção gasosa. Nessa especificação encontram-se enquadrados os arames sólidos e os arames tubulares com núcleo metálico especificados para a soldagem de aços carrbono baixa liga.

Os arames metal-cored apresentam algumas características semelhantes aos arames fluxados e outras características semelhantes aos arames sólidos. Comparativamente aos arames fluxados, os arames de núcleo metálico compartilham uma construção semelhante, mas apresentam desempenho semelhante aos arames sólidos. A capa metálica externa de um arame tubular conduz a corrente elétrica para a soldagem e devido à natureza metálica do núcleo, composta por fios metálicos, a densidade de corrente com os arames metal-cored é maior, em relação aos arames fluxados (MENZEL et al., 2003), o que proporciona maiores taxas de deposição, nos mesmos níveis de corrente, quando comparados aos arames sólidos. Os componentes internos de um arame tubular metálico são compostos principalmente de ligas de manganês, silício e, em alguns casos, níquel, cromo e molibdênio, além de pequenas quantidades de estabilizadores de arco, como sódio e potássio (MENZEL et al., 2003). As composições de liga podem ser formuladas para aplicações específicas, em pequenas corridas e lotes menores, em relação às grandes corridas usuais na produção de arames sólidos. As composições de liga que empregam cromo, níquel e molibdênio encontram-se disponíveis, incluindo ligas de aço inoxidável austeníticas e ferríticas. Os arames metal-cored apresentam pouco, ou nenhum elemento para formação de escória, no seu núcleo. Assim, como nos arames sólidos, as soldas feitas com um arame metal cored apresentam somente pequenas ilhas de silicato de manganês na superfície da solda, com menor probabilidade de defeitos de soldagem (MENZEL et al., 2003).

Para obter o máximo benefício potencial do uso de um arame tubular metal-cored, é necessário uma configuração automatizada ou robótica. Esta é a forma de se obter o aumento potencial máximo considerando a necessidade de se manter uma velocidade de de slocamento constante o que se torna difícil em uma operação manual. A repetitividade de um aplicativo é necessária para minimizar os custos de configuração e gabarito. A experiência na programação de um robô é necessária devido ao aumento da fluidez da poça de fusão. Esse seria o caso na soldagem de um tubo de pequeno diâmetro, onde o posicionamento da tocha na peça é mais sensível com um arame tubular metal-cored (MENZEL et al., 2003).

Além das questões relacionadas ao desenvolvimento de metais de adição adequados, é também fundamental um controle do gás de proteção, devido a forte interação existente entre o metal de adição e a composição do gás de proteção nas propriedades do metal de solda (SEO et al., 2013; SVOBODA et al., 2007; WANG et al., 2016; RAMINI et al., 2005; TERASHIMA et al., 2006; GADALLAH et al., 2012; ABSON et al., 1993; SEO et al., 2019; NAKAMURA et al., 2010).

II.2. Influência da composição do gás de proteção no comportamento mecânico de metais de solda de alta resistência

Nos processos de soldagem ao arco elétrico, tanto o oxigênio quanto o nitrogênio, além de outros gases e o vapor d'água presentes na atmosfera podem contaminar o metal de solda, causando efeitos nocivos nas propriedades mecânicas.

Além de exercer sua função principal como atmosfera protetora do metal líquido da poça de fusão, o gás de proteção desempenha também outras ações fundamentais na soldagem ao arco elétrico, como por exemplo, na estabilidade do arco, no modo de transferência, nas características geométricas do cordão e na penetração da solda (KEEHAN et al., 2004; MENZEL et al., 2003; CAI et al., 2016; PAWARIA et al., 2013). Esses aspectos operacionais dos processos de soldagem com proteção gasosa são relacionados com as propriedades dos gases como condutividade térmica e potencial de ionização entre outras que influenciam nas características e na potência do arco de soldagem e, consequentemente, no ciclo térmico.

Na soldagem dos aços carbono os gases de proteção utilizados consistem em misturas contendo gases inertes, como argônio (Ar) e hélio (He), e gases ativos, cujos elementos são caracterizados por reagirem com o metal líquido e serem incorporados no metal de solda, através da interface sólido-líquido. Essas reações são facilitadas pelas altas temperaturas do arco e, em geral, implicam em alterações na composição química do metal de solda. As misturas gasosas são compostas, usualmente, por diferentes percentuais de dióxido de carbono (CO_2), oxigênio (O_2), nitrogênio (N_2) e, eventualmente, hidrogênio (H_2), utilizadas na forma de misturas binárias, ternárias e até mesmo quaternárias com esses elementos (KEEHAN et al., 2004; MENZEL et al., 2003; CAI et al., 2016; PAWARIA et al., 2013).

O dióxido de carbono (CO_2) é o gás de proteção mais utilizado para a soldagem (GMAW) de aços carbono, pois oferece vantagens como maiores velocidades de soldagem, maior penetração da solda e menor custo (KEEHAN et al., 2004; MENZEL et al., 2003; CAI et al., 2016; PAWARIA et al., 2013). No entanto, o

uso de CO_2 puro é restrito, devido às ocorrências de respingos e perda de elementos por oxidação (MENZEL et al., 2003; CAI et al., 2017; PAWARIA et al., 2013). Há registros de que o argônio (Ar) puro não é adequado para soldagem dos aços carbono, por não proporcionar uma adequada estabilidade do arco e as características desejadas no cordão de solda, sendo preferidas misturas do tipo Ar-CO_2 ou, Ar- O_2, devido aos bons resultados obtidos (SEO et al., 2013; SVOBODA et al., 2007; WANG et al., 2016; RAMINI et al., 2005; TERASHIMA et al. 2006; GADALLAH et al., 2012; ABSON et al., 1993; SEO et al., 2019; NAKAMURA et al., 2010). Misturas Ar-CO_2 com 5% a 20% de dióxido de carbono são muito comuns para a soldagem de aços de média e de baixa liga (MENZEL et al., 2003; CAI et al., 2017; PAWARIA et al., 2013). Apesar dos importantes relatos encontrados na literatura consultada (TONGBANG, et al., 2015; SEO et al., 2013) sobre a influência das misturas Ar-CO_2 no comportamento mecânico dos metais de solda de alta resistência, nota-se ainda uma carência de estudos sistematizados sobre este tema, talvez pela dificuldade encontrada, até então, em se isolar os efeitos da composição da mistura de gás ativo de outros efeitos concorrentes no comportanmento mecânico e propriedades microestruturais do metal de solda de alta resistência, notadamente o aporte térmico que, entre outros fatores, sofrem a influência da composição do gás proteção. Entretanto, com a utilização do processo MCAW-RE obtêm-se metais de solda de alta resistência com diferentes composições da mistura Ar-CO_2, mantendo-se condições de soldagem semelhantes, o que possibilitou a obtenção de amostras variando os teores de CO_2 e de oxigênio da mistura do gás de proteção sem variar o aporte térmico aplicado.

LATHABAI et al. (1985) e RAMINI et al. (2005) apresentam contribuições sobre os efeitos dos teores de dióxido de carbono (CO_2) do gás de proteção, na composição química e no comportamento mecânico do metal de solda em aço carbono baixa liga, inclusive considerando a participação dos consumíveis de soldagem utilizados e algumas variáveis de procedimento.

LATHABAI et al. (1985) relatam que o tipo de fluxo do arame-tubular e a composição do gás de proteção são duas das variáveis mais importantes, dentre os fatores de influência na composição química do metal de solda. Nos metais de solda produzidos com arames tubulares e proteção gasosa com diferentes teores de CO_2 , foi observado que o maior efeito da variação da basicidade do fluxo ou do teor de CO_2 do gás de proteção ocorreu no teor de oxigênio no metal de solda. Já RAMINI et al. (2005), além da variação do teor de CO_2, incluíram algumas variáveis de procedimentos nas suas análises sobre a zona fundida em aços carbono baixa liga.

TONGBANG et al. (2015) produziram metais de solda com arame rutílico do tipo 71T1 com proteção gasosa de CO_2 puro e Ar-20%CO_2 e com diferentes níveis de energia de soldagem, número de passes por camada e posição de soldagem. Os resultados mostraram que a utilização de CO_2 puro provocou uma redução nos teores de carbono, manganês e silício e um aumento nos teores de oxigênio e nitrogênio, quando comparado a soldagem com a mistura Ar-20%CO_2.

Foi notado que a utilização de arames tubulares de núcleo metálico proporciona um maior controle sobre a composição química do metal depositado, realizada por fios metálicos que compõem o núcleo metálico desses consumíveis. Nas análises de TONGBANG et al. (2015), o efeito sinérgico das variáveis energia do processo, parâmetros de soldagem e variação do gás de proteção, apesar da relevância dessas análises, não permite uma observação do efeito singular da composição do gás de proteção na composição química e propriedades da zona fundida. Entretanto, conforme será discutido esses efeitos também foram observados no presente estudo, onde foram observadas reduções nos teores de C, Mn, Si e Ti com o aumentos nos teores de CO_2 e consequente teores de O no metal de solda.

Estudos (SCHNITZER et al., 2017; SVOBODA et al., 2004; BOSE-FILHO et al., 2007;

KEEHAN et al., 2006; JORGE et al., 2016) sobre a influência de misturas de gases ativos nos metais de solda de alta resistência mostram também um consenso geral sobre a relação entre os teores de CO_2 do gás de proteção e os teores de oxigênio no metal depositado. Os efeitos dos teores de oxigênio absorvidos pelo metal de solda, principalmente relacionados com a precipitação de óxidos no metal de solda, são analisados sobre o efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas do metal depositado.

TONGBANG et al. (2015) estudaram a influência de quatro misturas gasosas, Ar- 5%CO_2, Ar-10%CO_2. Ar-20%CO_2 e Ar-30%CO_2, na microestrutura e propriedades de um metal de solda de alta resistência (composição básica do metal de solda: 0,09%C; (%Ni+%Cr+%Mo) de 3,80% e; 0,0034%N, % em peso) obtido pelo processo GMAW. Os resultados obtidos são mostrados nas Tabelas II.1 e II.2. A análise destes resultados pelos autores indica que os melhores resultados para a mistura Ar-20%CO_2 são relacionados com a microestrutura presente, enquanto os menores resultados para a mistura Ar-30%CO_2 são creditados ao efeito nocivo das inclusões.

Tabela II.1 – Resultados obtidos por TONGBANG et al. (2015).

Gás de Proteção	Le(MPa)	LR(MPa)	Ecv (joules) Temperatura (ºC)		Composição química (% peso)						
			25	-40	C	Si	Mn	Ni+Cr+Mo	Ti	O	N
Ar-5%CO_2	1038	1172	50	18	0,097	0,52	1,67	3,88	0,070	0,021	0,0034
Ar-10%CO_2	990	1150	55	32	0,089	0,48	1,54	3,83	0,065	0,027	0,0032
Ar-20%CO_2	980	1160	72,6	52	0,089	0,47	1,46	3,80	0,045	0,032	0,0036
Ar-30%CO_2	921	1044	58	41	0,087	0,43	1,38	3,69	0,043	0,040	0,0034

Onde: LE – limite de escoamento; LR – limite de resistência; Ecv – energia absorvida Charpy-V

Tabela II.2 – Distribuição de inclusões nos metais de solda (TONGBANG et al., 2015).

Gás de proteção	Diâmetro médio das inclusões (μm)	Tamanho máximo das inclusões (μm)	Densidade de inclusões ($10^4 mm^{-2}$)	Fração de área das inclusões (%)
Ar-5%CO_2	0,33	1,12	10	0,08
Ar-10%CO_2	0,40	1,37	9,8	0,13
Ar-20%CO_2	0,41	1,41	12,3	0,20
Ar-30%CO_2	0,43	1,45	12,9	0,22

No entanto, uma avaliação mais criteriosa destes resultados mostra haver certa incoerência na conclusão quando os autores associam a ocorrência de bainita "entrelaçada" nucleada intragranularmente em inclusões não metálicas. Conforme observado na Figura II.1, parece haver uma semelhança da microestrutura observada com o constituinte ferrita acicular (JORGE et al., 2019,2021; ABSON et al., 2018), o que estaria mais coerente com os resultados encontrados. De fato, além do aspecto microestrutural caraterístico da ferrita acicular, é de destaque a presença de titânio na composição química (Tabela II.1),em teores usualmente associados com a presença deste constituinte em metais de solda de alta resistência (JORGE et al., 2019,2021). Neste ponto, é importante ressaltar a grande dificuldade de interpretação de microestruturas refinadas quando observadas somente por microscopia ótica (JORGE et al., 2021), principalmente quando da comparação da ferrita acicular com a bainita, o que também foi objeto de publicação de ABSON et al. (2018) analisando diversos aspectos que geram esta interpretação questionável presente na literatura. Além disto, não se entende porque os autores associam a menor tenacidade para a mistura com 30% CO_2 se os resultados da Figura II.2 indicam claramente a menor tenacidade para a mistura com 5% CO_2, mesmo para o ensaio de impacto realizado a temperatura ambiente.

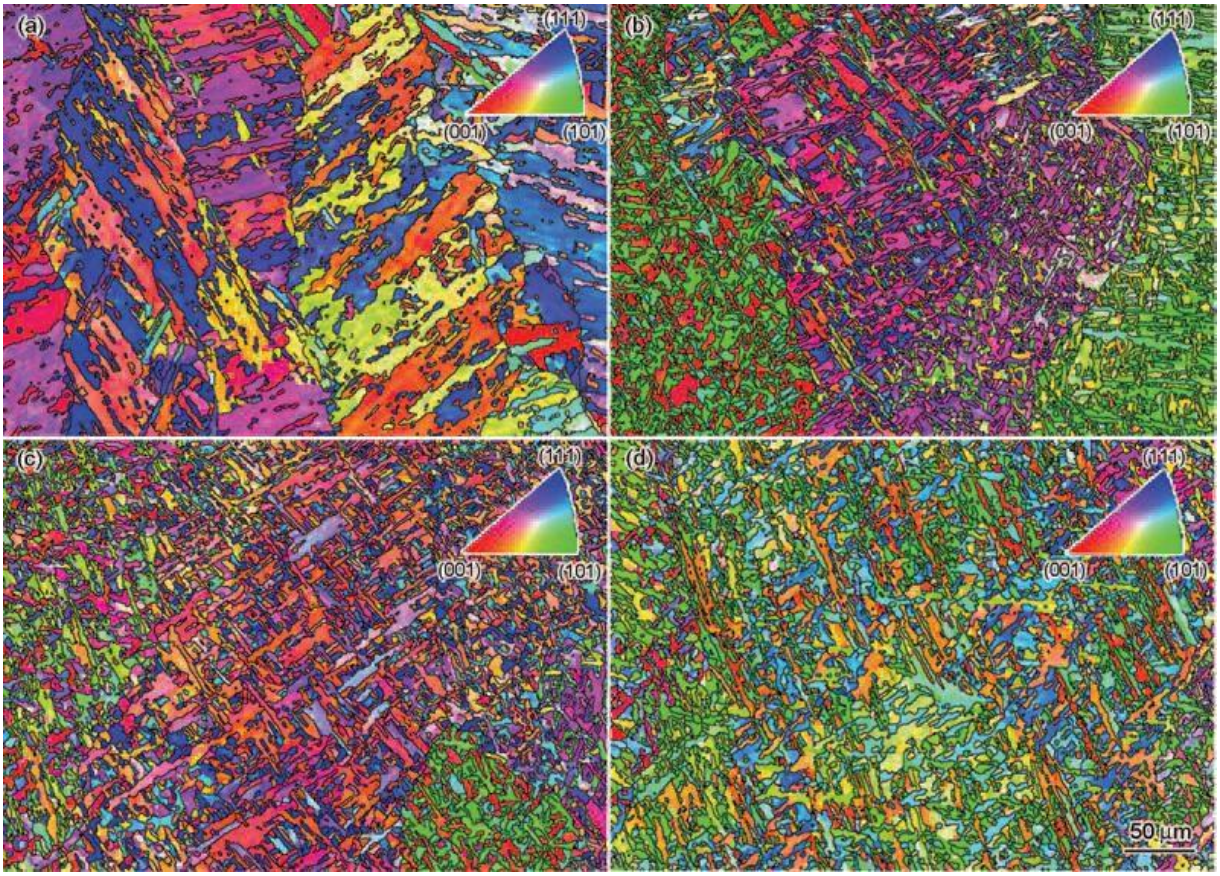


Figura II.1 – Aspecto microestrutural do metal de solda observado por EBSD (TONGBANG et al., 2015).

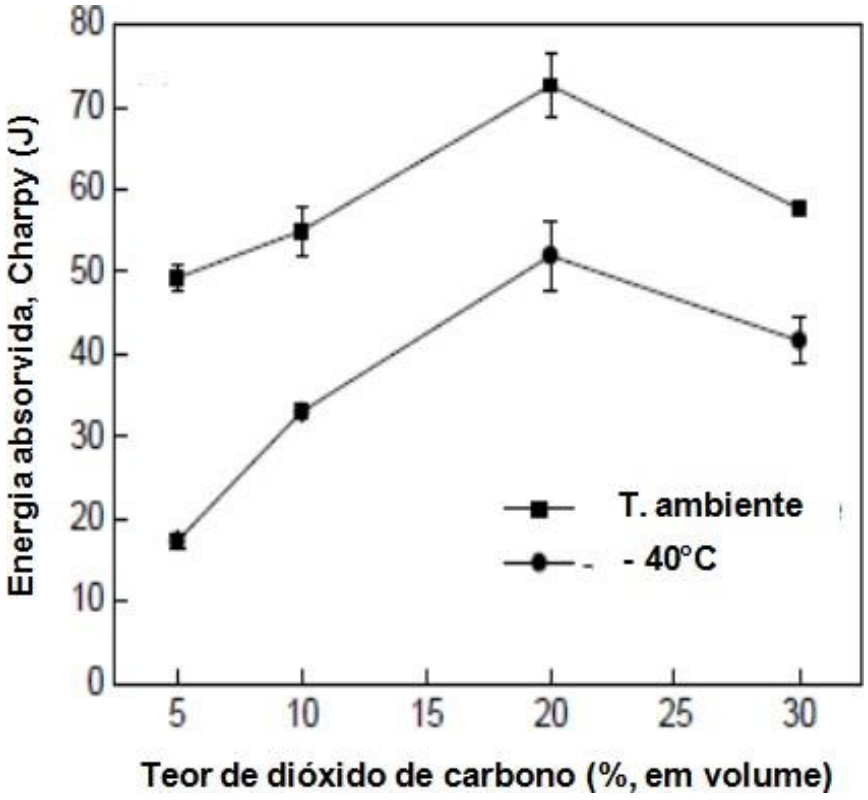


Figura II.2 – Efeito do teor de CO_2 no gás de proteção na tenacidade ao impacto (TONGBANG et al., 2015)

BIRD (1993) buscando identificar os principais fatores capazes de afetar a tenacidade em metais de solda da classe HY130 e HY100, analisou os efeitos do oxigênio , nitrogênio e do processo de soldagem na tenacidade de metais depositados com arames ER140-S1 e ER100- S1, utilizando o mesmo aporte térmico de 1,8 kJ/mm, através dos processos GTAW, GMAW com transferência spray e GMAW com arco pulsado (GMAW-P). Além disso, cada arame foi depositado utilizando diferentes composições de gases de proteção: 100%Ar; Ar-5%CO_2; Ar- 5%CO_2-2%O_2 e; Ar-1%H_2. O mesmo autor realizou também depósitos com o arame ER100-S1 com heat input reduzido, produzindo cordões GMAW mais estreitos. Uma variação acentuada nos níveis de oxigênio foi observada, com valores mais altos obtidos nas soldas feitas com CO_2 como gás de proteção. Esse autor mostra que, com a utilização da mistura Ar-CO_2, como gás de proteção, em vez de CO_2 puro, ocorre diminuição no teor de oxigênio no metal de solda, devido a redução na sua concentração oriunda da decomposição do CO_2 da mistura. A análise metalográfica na região colunar do último passe mostrou que a proteção com CO_2 resultou em menores percentuais de ferrita acicular e maiores de ferrita com segunda fase, em relação ao metal de solda produzido com a mistura Ar-CO_2. Além disso, os teores de C, Mn e Si no metal depositado, com proteção de CO_2, foram menores do que com a mistura Ar-CO_2, reduzindo a temperabilidade da zona fundida.

NAKAMURA et al. (2010) em estudo sobre o efeito do oxigênio no metal de solda de alta resistência, realizaram depósitos pelo processo GMAW utilizando arames sólidos e tubulares, para exame sobre as suas influências nos teores de oxigênio no metal de solda. Foi verificada que a mudança do teor de CO_2 no gás de proteção não afetou sensivelmente as propriedades de impacto a baixa temperatura. Além disso, verificou um elevado nível de dispersão nos resultados (Figura II.3).

No entanto, o aumento nos teores de oxigênio no metal de solda mostraram-se relacionados com a redução observada na energia absorvida Charpy (Figura II.4), o que foi atribuído ao aumento das inclusões não metálicas, comprovado pela presença de grandes quantidades de óxidos nas microcavidades nas superfícies de fratura dúctil.

TERASHIMA et al. (2016) produziram metais de solda pelo processo GMAW, utilizando dois arames sólidos com diferentes composições (Tabela II.3), obtendo metais depositados com teores de oxigênio na faixa de 25-560 ppm, pela variação dos teores de CO_2 da mistura binária Ar-CO_2 do gás de proteção.

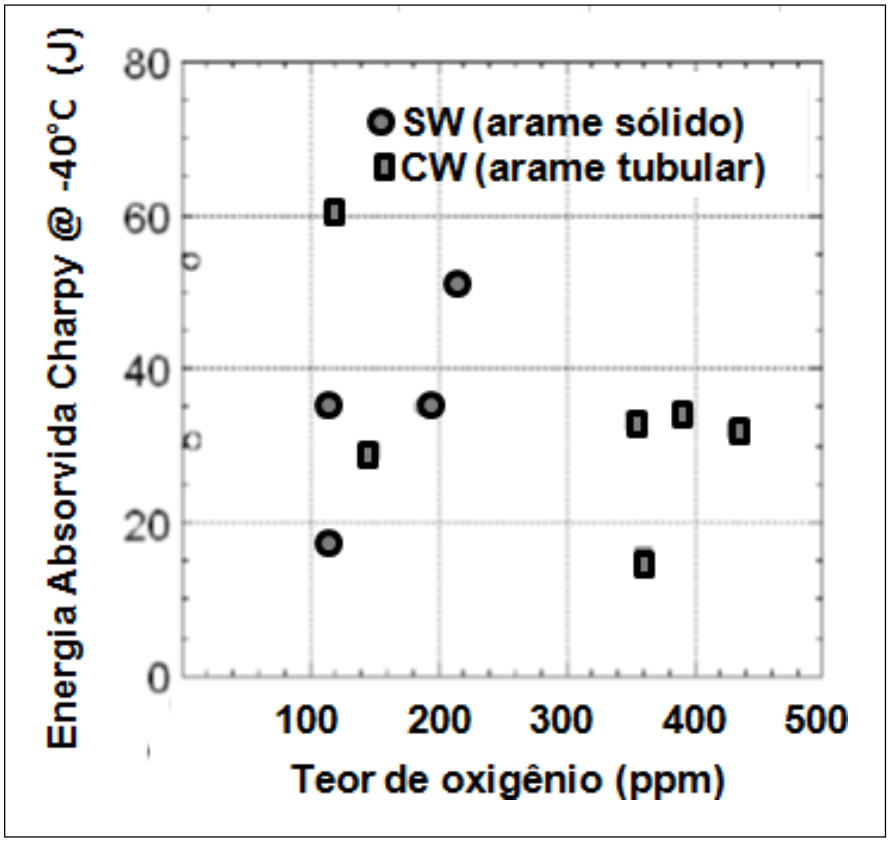


Figura II.3 – Efeito do teor de oxigênio na energia absorvida à 40°C negativos (NAKAMURA et al., 2010).

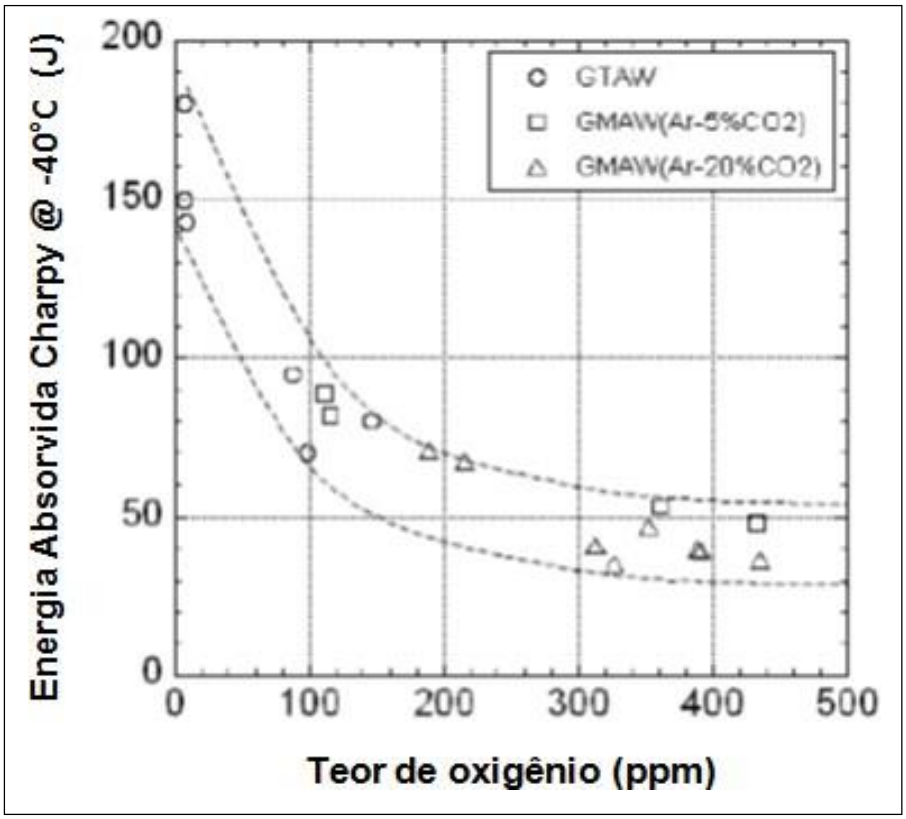


Figura II.4 – Efeito do teor de oxigênio no patamar superior de energia absorvida (NAKAMURA et al., 2010)

Tabela II.3 - Composição química dos consumíveis utilizados por TERASHIMA et al. (2016).

Consumível	LR (MPa)	Elementos (% em peso)						
		C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo
A	580	0,07	0,42	1,05	0,29	1,42	0,06	0,18
B	780	0,06	0,30	1,04	0,21	2,64	0,18	0,47

A partir de diagramas de resfriamento construídos por dilatometria (Figura II.5), os autores (TERASHIMA et al., 2016) comentam que os óxidos formados no metal de solda durante a soldagem dos metais de solda de baixa e média resistência estimulam a formação de ferrita acicular e, portanto, causam melhoria na tenacidade. Para teores de oxigênio acima de uma concentração ideal, ocorre deterioração dessa propriedade, à medida que os benefícios desse microconstituinte são superados pelo efeito nocivo da presença das partículas de óxido na iniciação de trincas. Argumentam ainda que a relação entre tenacidade e os teores de oxigênio é diferente para metais de solda de alta resistência (alta temperabilidade), onde a microestrutura dominante com baixos teores de oxigênio é a martensita e a bainita. Neste caso, a tenacidade diminui com o aumento do teor de oxigênio, porque as inclusões atuam simplesmente como sítios para iniciação de trincas, visto que a ferrita acicular está ausente da microestrutura.

PAMNANI et al.(2016) estudaram a tenacidade em metais de solda produzidos pelo processo eletrodo revestido (ER), arco submerso (AS), GTAW e FCAW, analisando o tamanho e a distribuição das inclusões em metais de metal de solda de aços de alta resistência e baixa liga. A partir dos resultados mostrados na Tabela II.4, os autores associam a tenacidade ao impacto com o tamanho das inclusões. Assim como no trabalho de TONGBANG et al. (2015), entende-se que os resultados deveriam ser mais bem discutidos, uma vez que não se faz menção as diferenças de processo de soldagem, composição química, energia de soldagem e mesmo das microestruturas obtidas na avaliação dos resultados.

Tabela II.4 – Resultados obtidos por PAMNANI et al. (2016).

Processo	Tamanho médio de inclusões (μm)	Fração de área de inclusões (%)	Ecv (Joules) 25 °C	Ecv (Joules) -60 °C
ER	11,2	0,19	150	74
AS	9,7	0,53	145	30
GTAW	6,7	0,28	200	110
FCAW	4,5	0,27	210	110

SEO et al. (2013), no seu estudo sobre os efeitos das inclusões não metálicas na microestrutura de metais de solda da classe AWS ER100S-G, produziram uma série de soldas pelo processo GMAW utilizando quatro gases de proteção diferentes (100%Ar, Ar-2%CO_2, Ar-5%CO_2 e Ar-20%CO_2). Em relação a composição química do metal de solda, comentam que o aumento do teor de CO_2 no gás de proteção acarretou aumento no teor de oxigênio do metal de solda de 96 ppm, com a proteção de argônio puro para 347 ppm, com mistura a mistura Ar-20%CO_2 (Figura II.6).

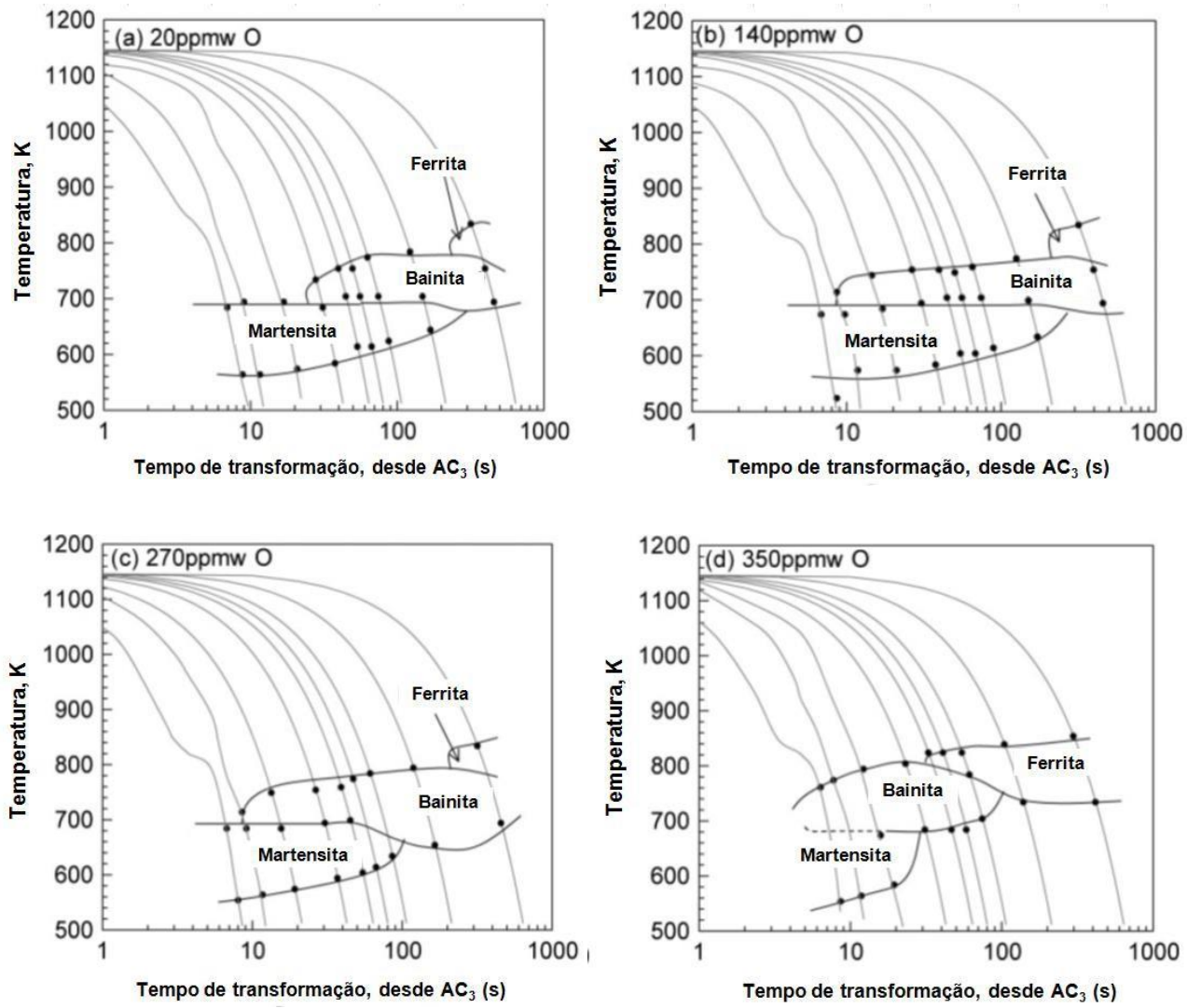
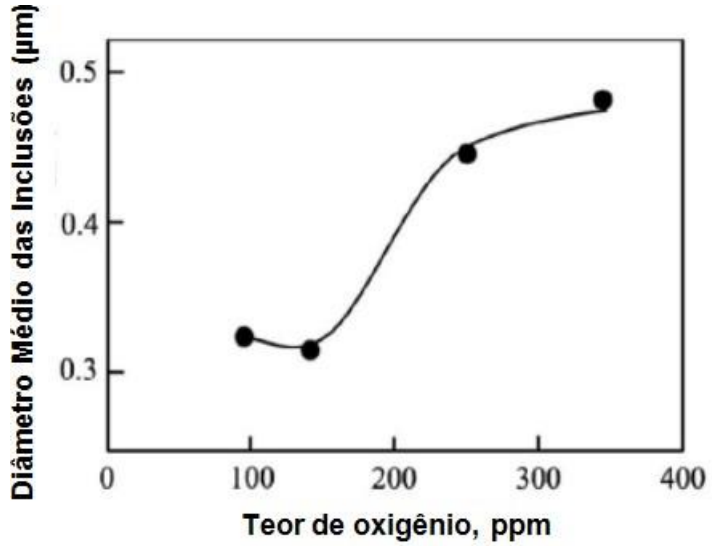
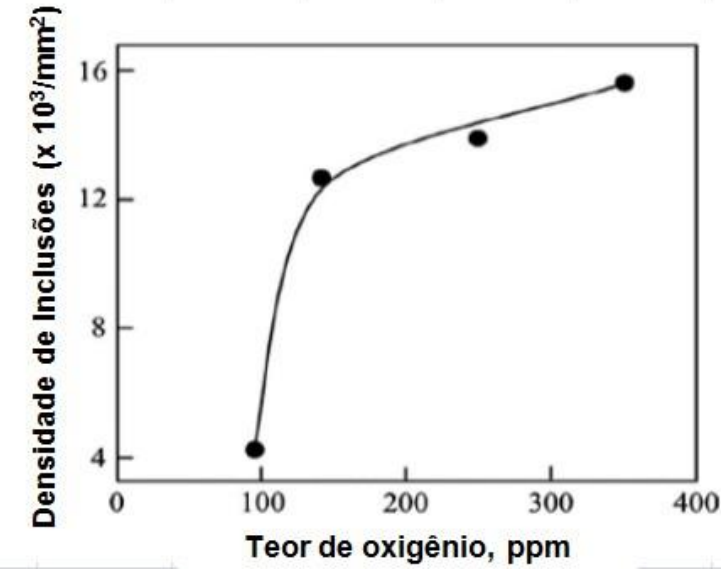


Figura II.5 – Efeito do oxigênio na microestrutura (TERASHIMA et al., 2016).

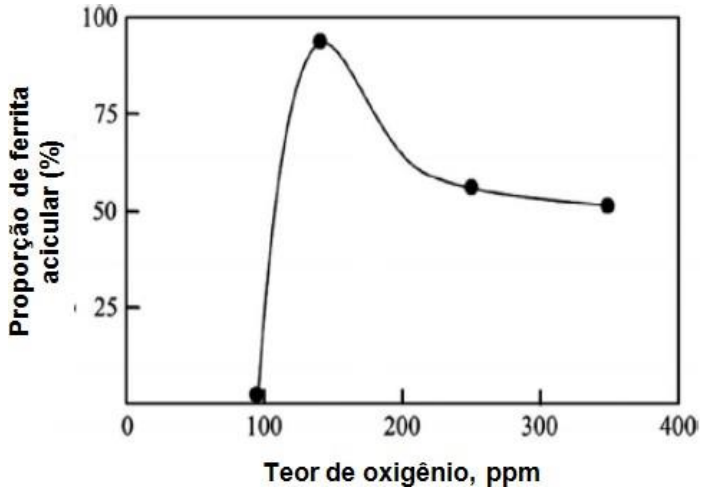
A análise metalográfica mostrou que com argônio puro (96 ppm de oxigênio), foi obtida microestrutura totalmente bainítica, sem nenhuma evidência de ferrita acicular encontrada. No entanto, com a mistura Ar+2%CO_2 (141 ppm de oxigênio) produziu-se uma microestrutura com predominância de ferrita acicular. À medida que os teores de oxigênio alcançaram níveis acima de 250 ppm, com maiores teores de CO_2 no gás de proteção, a microestrutura do metal de solda apresentou uma mistura de ferrita acicular e bainita. Estes resultados demonstram que um “efeito de oxigênio” semelhante ao relatado para soldas ferríticas (MENZEL et al., 2003; CAI et al., 2016) também existe nas soldas bainíticas examinadas, enquanto, o teor ideal de oxigênio de, aproximadamente 140 ppm, é menor do que o relatado para as soldas ferríticas (SEO et al., 2013).



(a)



(b)



(c)

Figura II.6 – Efeito do teor de oxigênio na miicroestrutura e inclusões do metal de solda da classe AWS ER 110S-G (SEO et al., 2013). Diâmetro das inclusões; (b) densidade de inclusões; (c) Ferrita acicular.

Adicionalmente, foi observado que o diâmetro médio das inclusões aumenta com o incremento nos teores de oxigênio no metal de solda, bem como, a densidade volumétrica (dispersão) das inclusões, mas o tamanho da inclusão parece atingir seu máximo em um conteúdo de oxigênio de 250 ppm, indicando que nenhum desses fatores pode ser correlacionado com o percentual de ferrita acicular.

Com base nestes resultados, SEO et al. (2013) apresentam conclusões similares aos autores comentados nessa revisão (CAI et al., 2016; NATHAN et al., 2015; SVOBODA et al., 2007), no sentido de que as inclusões podem promover a coalescência de microcavidades. Argumentam ainda terem observado aumento na tenacidade ao impacto com a diminuição dos teores de oxigênio no metal de solda para os resultados de energia absorvida correspondentes a região do patamar superior de tenacidade (Figura II.7). Por outro lado, a temperatura de transição dúctil-frágil do metal de solda mostrou-se mais sensível às variações microestruturais do metal de solda, como por exemplo, o tamanho de grão. Consequentemente, uma mudança microestrutural de ferrita predominantemente acicular para bainita ou placas laterais de ferrita, resultante de variações no teor de oxigênio do metal de solda ou nas características das inclusões, parece resultar em um aumento significativo na temperatura de transição. Assim, o teor de oxigênio do metal de solda foi reconhecido como um dos fatores importantes que controlam a tenacidade do metal de solda.

LIU et al. (2013), nos seus estudos sobre o papel das inclusões nas propriedades de metais de solda de alta resistência encontraram relações diretas entre os teores de oxigênio no metal de solda, a quantidade e a distribuição de inclusões e a microestrutura do metal depositado, argumentando que a combinação de grandes grãos de austenita e a alta densidade de inclusões intragranulares são a chave para obter melhoria na tenacidade através do refinamento da microestrutura.

Os resultados apresentados anteriormente apresentam relevância, pois mostram que para metais de solda de alta resistência, apesar da tendência do aumento do volume de inclusões não metálicas com o aumento do oxigênio no metal de solda, parece não haver uma associação direta do percentual do gás de proteção com as propriedades mecânicas como ocorre em metais de solda de mais baixa resistência. A influência de inúmeros outros elementos de liga, particularmente aqueles mais relacionados à formação de ferrita acicular, apresentam forte influência nestre aspecto e pequenas variações de alguns elementos podem ocasionar mudanças significativas na microestrutura. Além disto, é digno de menção o fato que, como verificado, alguns autores propõem conclusões dignas de críticas por não considerar todos os aspectos envolvidos na análise de metais de solda de alta resistência.

Estas evidências caracterizam que são ainda necessários estudos mais sistemáticos que permitam conclusões mais efetivas sobre o assunto mesmo para soldagens com os processos convencionais. Isto é mais critíco quando se utiliza o processo MCAW-RE, onde

nenhum resultado encontra-se disponível na literatura.

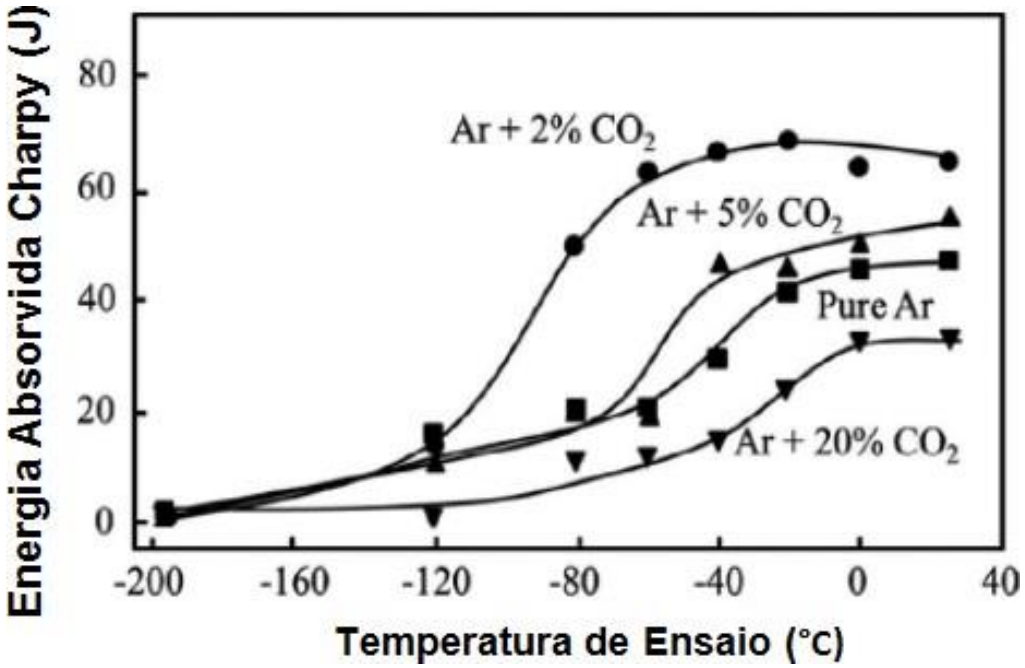


Figura II.7 – Efeito do gás de proteção na tenacidade ao impacto (SEO et al., 2013).

II.3 – Soldagem pelo processo GMAW-RE

A soldagem de juntas de grandes espessuras em chanfros estreitos representa uma série de benefícios de ordem econômica e metalúrgica, todos associados com a expressiva redução no volume de metal depositado, tais como: redução das tensões residuais, redução no aporte de calor, redução nos custos com consumíveis de soldagem e demais recursos e tempos de produção etc. O desenvolvimento de tecnologias para atender a essa demanda enfrenta os desafios de adequar processos de soldagem automatizados ao confinamento do arco e a condições de difícil acesso a raiz da junta, com aberturas de chanfro reduzidas em faces quase paralelas (ZHANG et al., 2017; LI et al., 2015).

A literatura (MASATOSHI et al., 2015) apresenta um grande conjunto de esforços no desenvolvimento de processos para aplicação na soldagem em chanfros estreitos, sendo que os maiores avanços foram obtidos com o processo de soldagem com alimentação contínua de arame e proteção gasosa (GMAW). Algumas características do GMAW o colocam na condição de preferido nesses estudos, podendo-se destacar (MUKHOPADHYAY et al., 2006):

- Soldagem contínua, sem remoção de escória;
- Taxas de deposição da ordem de 2 a 8 kg/h;
- Altas densidades de corrente (100 a 250 A/mm^2)
- Soldagem em todas as posições;
- Processo semiautomático, facilmente mecanizável e de fácil automação;

- Solda praticamente todas as espessuras (≥ 1,5mm na versão automática);
- Cordões de alta qualidade, com excelente acabamento;

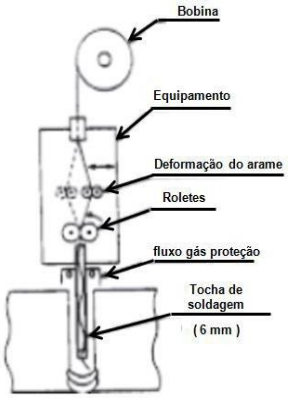
Conforme mencionado, os maiores problemas enfrentados na soldagem em chanfros estreitos de grandes espessuras (“Narrow Gap Welding”) decorrem do confinamento do arco e do limitado acesso a raiz da junta, sendo frequente a ocorrência de falta de fusão nas paredes dos chanfros e falta de penetração na raiz (ZHANG et al., 2017; LI et al., 2015; WANG et al., 2007). Para superar essa dificuldade, sistemas para a movimentação do arco de soldagem foram estudados, objetivando melhorar a eficiência na distribuição do calor que, no processo convencional permanece concentrado na trajetória linear do arco. Outras vantagens almejadas com as técnicas de movimentação do arco decorrem da necessidade de superação dos problemas inerentes a variações na abertura de chanfros retos em grandes espessuras, que podem exigir variações na taxa de deposição durante o enchimento do chanfro.

Os estudos relacionados à busca de soluções para os defeitos decorrentes do confinamento do arco GMAW na soldagem em chanfros estreitos, se direcionaram a formação do cordão, principalmente com a melhoria na distribuição de calor, mantendo-se a estabilidade do arco (ZHANG et al., 2017; LI et al., 2015; WANG et al., 2007). Alguns trabalhos foram realizados baseados na movimentação do arco elétrico como uma forma de controlar a distribuição do aporte térmico na junta, especialmente nas paredes do chanfro, como por exemplo: curvando-se o arame-eletrodo (MASATOSHI et al., 2015), oscilando o arame, movendo o arco de forma ascendente e descendente, imprimindo oscilação transversal no arco de soldagem, através da ação de campos magnéticos (SUGITANI et al., 1993), etc. Entretanto, durante essa revisão bibliográfica, verificou-se que a rotação do arco elétrico GMAW, obtida a partir da rotação a altas velocidades do arame eletrodo, tem apresentado os melhores resultados no controle sobre a distribuição de calor na junta, associado com elevadas taxas de deposição (MASATOSHI et al., 2015; PRASAD et al., 2018 ; ZHANG et al., 2017).

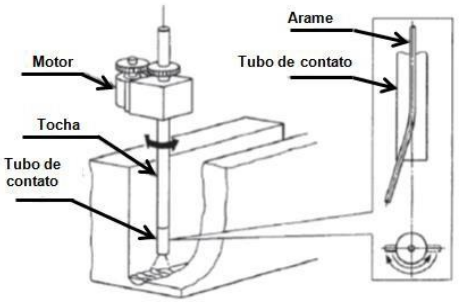
MASATOSHI et al. (2015), no seu trabalho sobre novas tecnologias de soldagem em chanfros estreitos faz uma breve descrição sobre o desenvolvimento dos equipamentos para movimentação do arco e destaca algumas características importantes do sistema com GMAW com rotação do arame-eletrodo. A Figura II.8, sumariza comparativamente os equipamentos em relação ao GMAW com arco rotativo.

Nos métodos mostrados nas Figuras II.8 (a), (b) e (c), o arco sofre oscilação devido ao dobramento do arame eletrodo. O sistema de soldagem da Figura II.4.3 (d) é configurado para rotação do arame-eletrodo. Os níveis de frequência de rotação (150 Hz, ou 9.000 rpm) alcançados com esse sistema são muito altos, em comparação com os demais sistemas que oscilam o arame. Entretanto, os autores (MASATOSHI et al., 2015) informam sobre limitações

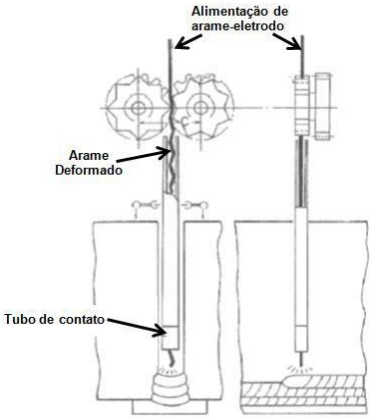
para esse sistema, relacionadas ao alto nível de vibrações mecânicas e peso da tocha, devido ao sistema de transmissão por engrenagens.



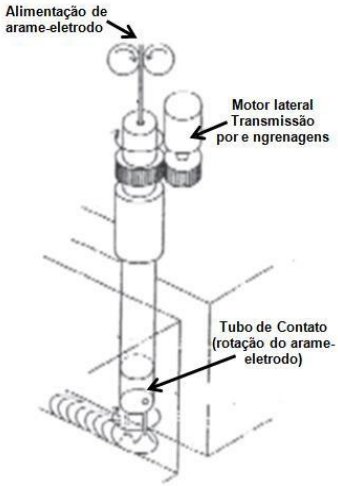
(a) Movimento de oscilação transversal retilíneo com frequência de 0,5 a 1,5 Hz



(b) Movimento de oscilação transversal semi-circular com frequência de 0,2 a 0,6 Hz



(c) Movimento de oscilação transversal retilíneo com frequência de 4 a 15 Hz



(d) Movimento de rotação do arame-eletrodo com frequência máxima de 150 Hz (9.000 rpm)

Figuras II.8 – Visão esquemática dos equipamentos desenvolvidos para soldagem em chanfros estreitos (MASATOSHI et al. 2015).
Nos sistemas mostrados em (a), (b) e (c) a ponta do arame-eletrodo é movimentada após deformação. No sistema mostrado em (d) ocorre a rotação do arame-eletrodo.

WANG et al. (2007) apresentam uma tocha GMAW desenvolvida com um sistema proporcionando alta velocidade de rotação do tubo de contato elétrico do arame-eletrodo, com controle sobre o diâmetro e a velocidade de rotação do arco de soldagem. O equipamento possui um motor axial de alta velocidade e um sistema excêntrico de rotação do tubo de contato elétrico do arame-eletrodo que permite controlar o raio de rotação do movimento. Esses autores (WANG et al., 2007) realizaram experiências para investigar as características da fusão do arame e dos depósitos obtidos com esse novo processo, obtendo resultados experimentais mostrando que a taxa de fusão do arame aumenta e que o diâmetro da gota residual na ponta arame diminui, respectivamente, com o aumento da rotação. Essa taxa de

fusão é maior na soldagem com corrente pulsada. Na soldagem em chanfros estreitos com arco rotativo, foram observados melhores resultados de penetração na raiz e fusão nas paredes laterais do chanfro reto, portanto, o sistema foi usado com sucesso.

Para o processo GMAW-RE, o diâmetro (D) e a frequência (N) de rotação são dois parâmetros importantes, conforme definido na Figura II.9. No sistema utilizado pelos autores, a velocidade de rotação pode ser configurada na faixa de 0 a 100 Hz. O diâmetro de a rotação regulada de 0 a 7 mm. A apropriada combinação dos dois parâmetros permite movimentar o arco rotativo melhorar sua eficiência na distribuição nas paredes do chanfro e na raiz da junta, melhorando a formação da solda.

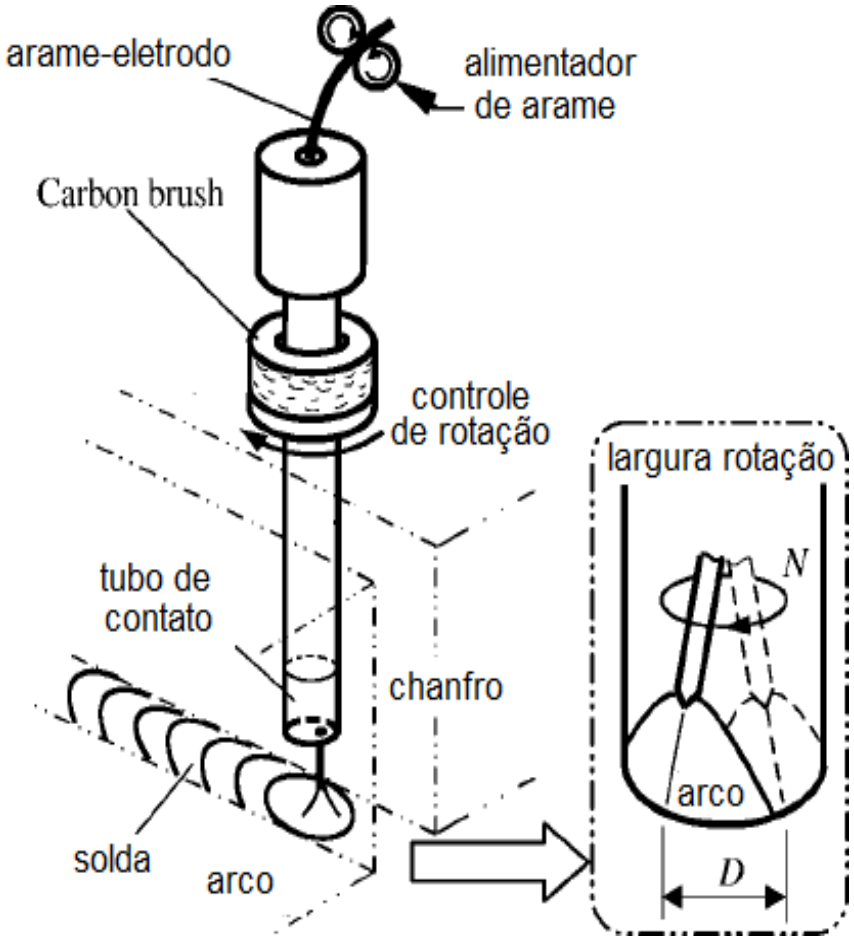


Figura II.9 – Visão esquemática do sistema GMAW-RE (WANG et al., 2007).

MASATOSHI et al. (2015) investigaram o efeito da rotação do arco na taxa de fusão do arame, utilizando o GMAW-RE com corrente pulsada, com polaridade direta e corrente contínua. Nesse estudo observaram que com o aumento da velocidade de rotação do arco, a força centrífuga nas gotas fundidas aumenta, fazendo com que as gotas transferidas fiquem menores e assim, o ciclo de transferência se torna mais curto. A Figura II.10 mostra a relação entre a taxa de fusão do arame e a velocidade de rotação, onde se nota que essa taxa no

processo GMAW-RE é maior do que na soldagem de chanfro convencional, devido à propriedade superior de preservação de calor no chanfro estreito.

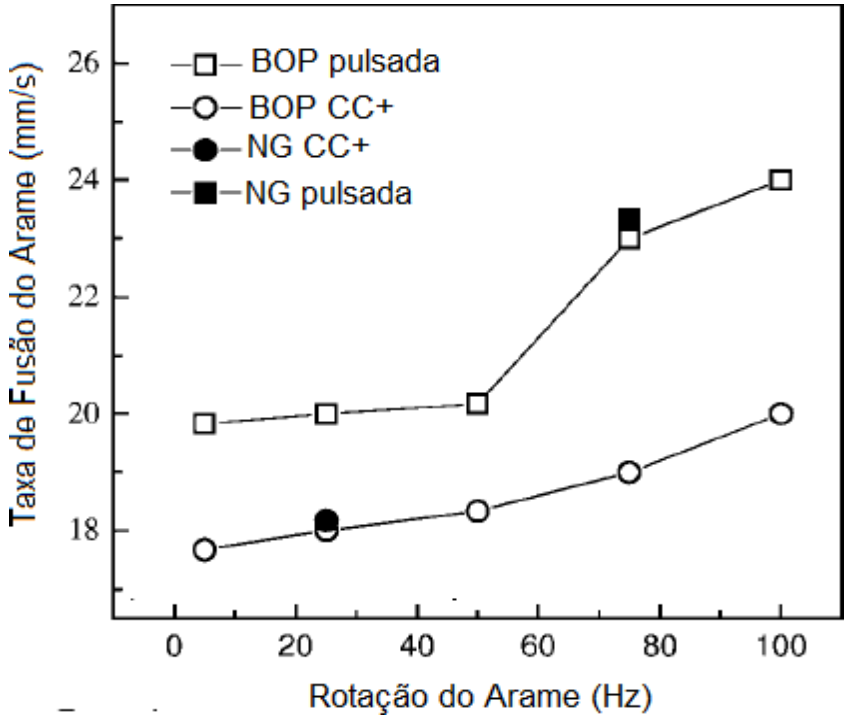


Figura II.10 – Relação entre a da taxa de fusão do arame e a velocidade de rotação (MASATOSHI et al., 2015).

Na Figura II.11, verifica-se que o diâmetro da gota fundida residual diminui com o aumento da velocidade de rotação devido ao efeito da força centrífuga. À medida que a velocidade de rotação aumenta para valores superiores a 25 Hz, a gota fundida residual fica pequena e seu diâmetro se aproxima do diâmetro do arame. Ou seja, ao remover automaticamente a gota fundida nas velocidades de rotação mais rápidas, o processo é beneficiado com a próxima re-ignição do arco.

Os autores concluem que com o aumento da velocidade de rotação, a taxa de fusão do arame aumenta e o diâmetro da gota fundida residual diminui. Essa taxa de fusão é mais alta na soldagem com arco pulsado e chanfro estreito, em relação a corrente com corrente contínua, em depósitos sobre chapas. A rotação do arco pode aumentar claramente a penetração nas paredes laterais do chanfro e, simultaneamente, diminuir a espessura seccional do cordão, melhorando assim o formato da solda e evitando efetivamente a ocorrência de penetração em forma de dedo na placa inferior.

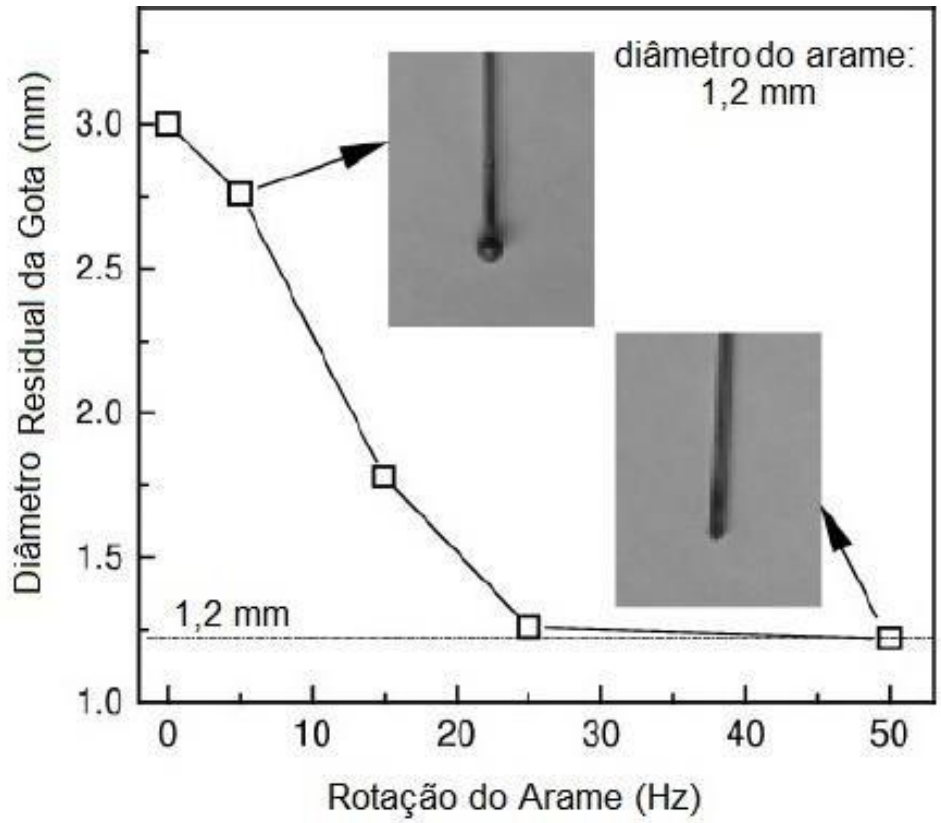
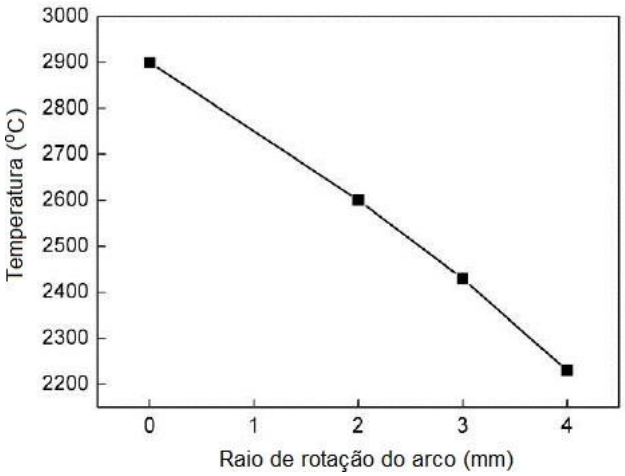


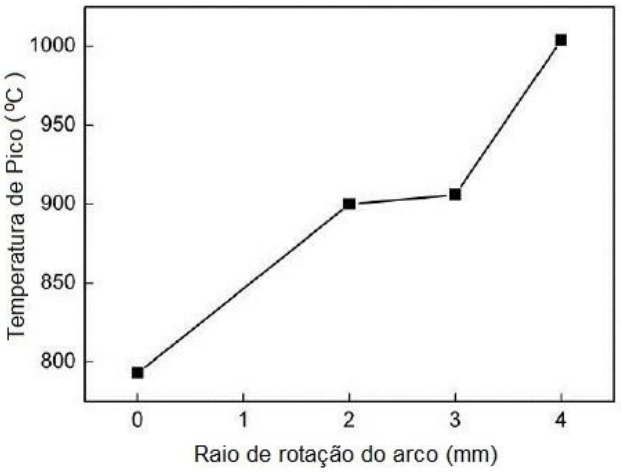
Figura II.11 - Efeito da velocidade de rotação no diâmetro da gota residual na ponta do arame (MASATOSHI et al., 2015).

BAI et al.(2012) analisaram os campos de temperatura gerados por diferentes raios de rotação do arco de soldagem, utilizando um modelo matemático por elementos finitos, concluindo, a partir das suas observações, que o raio de rotação do arco mostrou um notável efeito na distribuição de calor. Os campos de temperatura foram gerados analiticamente com raios de rotação (r = 0 mm, r = 2 mm, r = 3 mm e r = 4 mm), para velocidades de rotação de 30 rpm (f = 5 Hz). BAI et al. (2012) observaram aumento na largura da distribuição de temperatura e, a redução no pico de temperatura com o aumento do raio de rotação do arco. A distribuição de temperatura para r = 0 mm (GMAW) foi representada como a forma de uma azeitona, muito mais estreita que o GMAW-RE (r = 2mm, r = 3mm e r = 4 mm), especialmente na frente da fonte de calor. A temperatura média da solda, obtida a partir dos diferentes raios de rotação, é mostrada na Figura II.12. A temperatura de pico no centro de solda quando r = 4 mm é cerca de 2.200°C (Figura II12a), o que é menor em cerca de 700 °C, em relação ao GMAW (r = 0 mm). A Figura II.12 (b) mostra a temperatura de pico na ZTA, para os raios de rotação analisados, onde se observa que a temperatura de pico na parede lateral do chanfro e na ZTA aumentam com o incremento do raio de rotação. Quando r = 4 mm, na Figura II.12 (b), a temperatura na ZTA é aumentada cerca de 200 °C em comparação com o GMAW. Os tamanhos das seções transversais da poça em função do raio de rotação são mostrados na Figura II.12 (c), onde é possível observar que a largura da solda aumenta e a sua profundidade diminui com o aumento do raio de rotação. Na Figura II.12(c) quando r = 4 mm, a largura

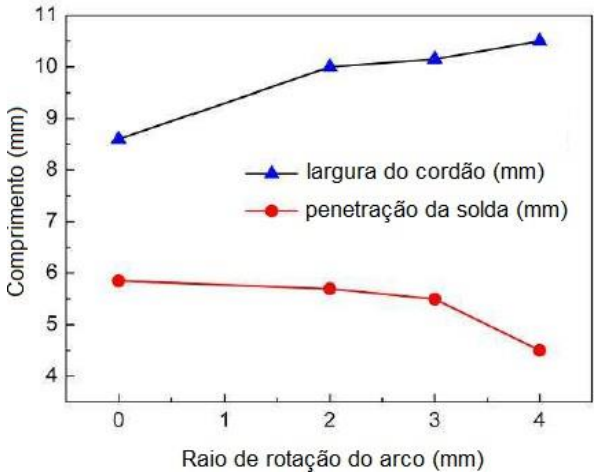
máxima da solda é 10,5 mm e a mínima profundidade de penetração é de 4,5 mm.



(a)



(b)



(c)

Figura II.12 – Efeito do raio de rotação nas características da junta soldada (BAI et al., 2012).
(a) Temperatura do centro da solda; (b) Temperatura da ZTA; (c) Geometria do cordão.

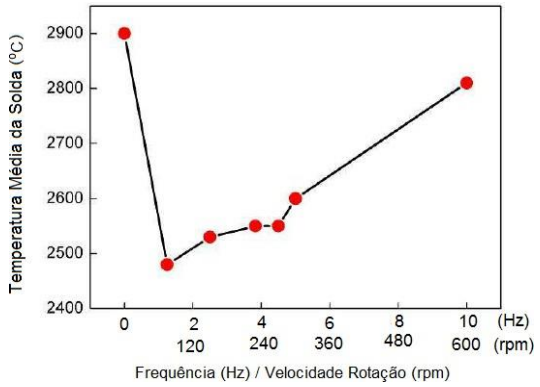
Os resultados das análises sobre a distribuição de temperatura com diferentes raios de rotação do arco indicaram (BAI et al., 2012) que o raio de rotação tem um grande efeito sobre a largura da faixa de distribuição de temperaturas, atribuído ao movimento de rotação do arco. No centro da solda, com o arco estacionário, a densidade do fluxo de calor e o aporte térmico nessa região são máximos. Entretanto, com a movimentação da fonte de calor, devido à rotação do arco, haverá uma distribuição de calor diferenciada entre o centro e a periferia da solda. Dessa forma, a largura da faixa de distribuição de temperaturas é ampliada, resultando na redução do aporte de calor no centro de solda. Esse efeito é cada vez mais significativo com o aumento do raio de rotação e favorece a fusão nas faces dos chanfros estreitos.

A frequência de rotação tem influência nos períodos de aquecimento das regiões da solda, alterados pela trajetória circular da fonte de calor. A temperatura média da solda, em função da frequência de rotação do arco é mostrada na Figura II.13(a). As temperaturas de pico na ZTA, para diferentes frequências de rotação são mostradas na Figura II.13(b). Nas condições do processo GMAW-RE, a temperatura de pico analisada no centro de solda aumenta com a frequência de rotação. Quando a frequência se encontra abaixo de 4,5 Hz (270 rpm), a temperatura de pico da região periférica aumenta com a frequência de rotação e quando a frequência é superior a 4,5 Hz (270 rpm) a temperatura diminui. Os tamanhos das seções transversais das poças de fusão, considerando diferentes frequências de rotação são apresentadas na Figura II.13(c). A alteração na largura da solda guarda relação de paridade com a temperatura da região periférica, entretanto, mostra tendência oposta com a variação da profundidade da solda. Ou seja, ou aumento da largura do cordão implica em redução na penetração da solda.

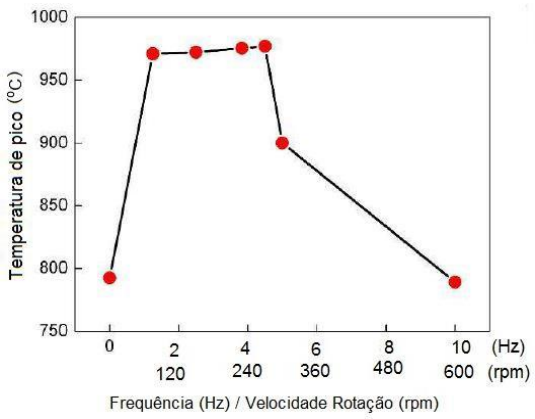
A distribuição de calor na parede do chanfro e na ZTA é muito menor do que no centro de solda durante o processo de soldagem convencional (GMAW). A temperatura da periferia da solda aumenta concomitantemente com a frequência de aquecimento, imposta por maiores velocidades de rotação do arco. Entretanto, o aumento na temperatura na periferia da solda é dependente do tempo gasto efetuando o fluxo de calor. Com o aumento da frequência de rotação, a frequência de aquecimento repetitivo aumenta, mas o tempo efetuando o fluxo de calor diminui. Portanto, existe uma correspondência entre a frequência de aquecimento repetitivo e o tempo efetuado, para que o calor atinja um valor máximo, em uma determinada frequência de rotação. É a razão pela qual a temperatura na parede lateral e na ZTA primeiramente aumenta, reduzindo em seguida (BAI et al., 2012).

A influência da velocidade de rotação do arco na formação do cordão, na soldagem em chanfro estreito é mostrada na Figura II.14. Sem rotação, a penetração assume a forma concentrada e centralizada no centro, peculiar ao (MAG), enquanto a rotação do arco resulta em uma forma de penetração larga do tipo disperso e a penetração nas paredes laterais é

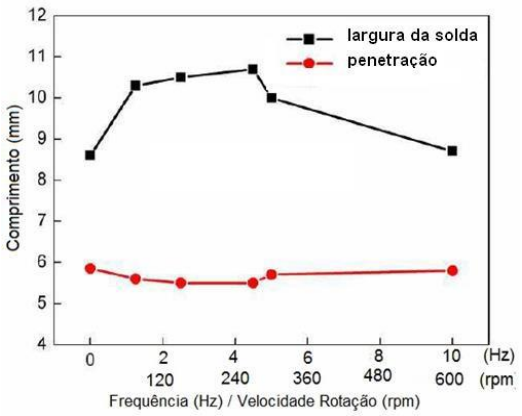
aumentada. Além disso, a forma côncava da superfície do cordão também se torna mais adequada para camadas múltiplas. A melhoria na forma do cordão se torna mais efetiva acima de 40Hz, adota-se 50 Hz como a velocidade de rotação padrão (BAI et al., 2012).



(a)



(b)



(c)

Figura II.13 – Efeito do raio de rotação nas características da junta soldada (BAI et al., 2012).
(a) Temperatura média da solda; (b) Temperatura de pico; (c) Geometria do cordão.

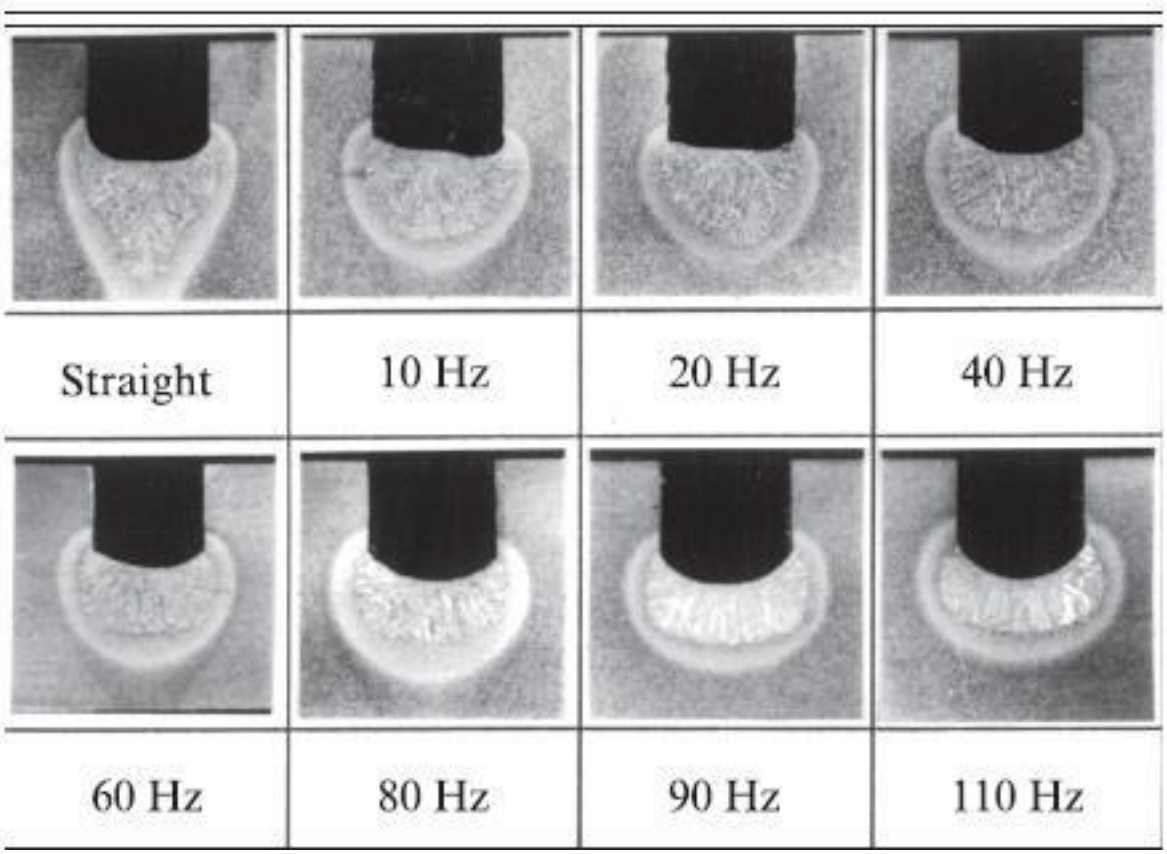


Figura II.14 - Influência da velocidade de rotação na geometria do cordão (MASATOSHI et al., 2015).

Outro aspecto que deve ser observado quanto a aplicação do GMAW-RE na soldagem em chanfros estreitos é a questão de preparação da junta. Tratando-se de um processo de soldagem tipicamente automatizado, a preparação da junta e o alinhamento do equipamento são fundamentais para evitar a falta de fusão no chanfro (MASATOSHI et al., 2015). Uma variação dimensional de 2,0 mm em uma junta de topo tem grande probabilidade de ocorrência de falta de fusão. Entretanto, uma chapa de 50 mm pode ter até 3 mm de desalinhamento. Esse fato, faz com que seja crítico o controle sobre a fusão lateral nos chanfros estreitos (MASATOSHI et al., 2015).

Diversos trabalhos estudaram características importantes do processo GMAW-RE, com foco na física do arco elétrico e na geometria dos cordões de solda (COSTA et al.,2019; WANG et al., 2011; SILVA et al., 2020; SILVEIRA et al., 2020; BAI et al., 2012; GUO et al., 2009,2011,2014; KANNAN et al., 2024; YANG et al., 2009). Outros observaram vantagens em termos de produtividade na soldagem com chanfro estreito permitindo menor volume de metal de solda depositado [COSTA et al., 2019; SILVEIRA et al., 2021; SANKAR et al., 2021,2022,2022b). Para juntas soldadas com espessura de 10-12mm, onde são necessários 6 passes de soldagem para o processo GMAW, apenas 2 ou 3 passes são aplicados quando o processo GMAW-RE é utilizado, COSTA et al. (2019) observaram um aumento na

produtividade da ordem de 30%. Melhores resultados foram obtidos para soldagem com arames metal cored (SILVEIRA et al., 2020).

Quanto ao objetivo principal deste trabalho, as investigações abordando propriedades mecânicas ainda são limitadas (COSTA et al., 2019; MIN et al., 2011; SANKAR et al., 201,2022,2022b; SILVEIRA et al., 2020,2021; KANNAN et al., 2024; PARTHIBAN et al., 2019; ZHANG et al., 2014) e em algumas situações inconclusivas porque detalhes importantes da metodologia são omitidos. As principais conclusões podem ser brevemente resumidas da seguinte forma:

a) COSTA et al.(2019) analisaram o comportamento comparativo de juntas de topo obtidas pelos processos GMAW-RE e GMAW convencional, produzidas com as mesmas condições gerais (material de base, arame, gás de proteção, posição de soldagem). Os autores verificaram um aumento de produtividade em torno de 30% para o processo GMAW-RE. Já em relação às propriedades mecânicas, foi notado um desempenho similar para ambas as juntas similares, com exceção da energia absorvida na ZTA com o processo GMAW-RE. Na Figura II.15, pode-se observar valores médios compatíveis com o metal de base (ASTM A36) e a evidente queda de tenacidade da ZTA com GMAW-RE atribuída ao ciclo térmico diferenciado na região periférica da junta em função da rotação do arco. Já no metal de solda, o comportamento parece ser o oposto. Embora de relevância, este é apenas um único resultado comparativo e uma conclusão mais definitiva sobre estas e outras questões ainda carecem de mais evidências experimentais de suporte.

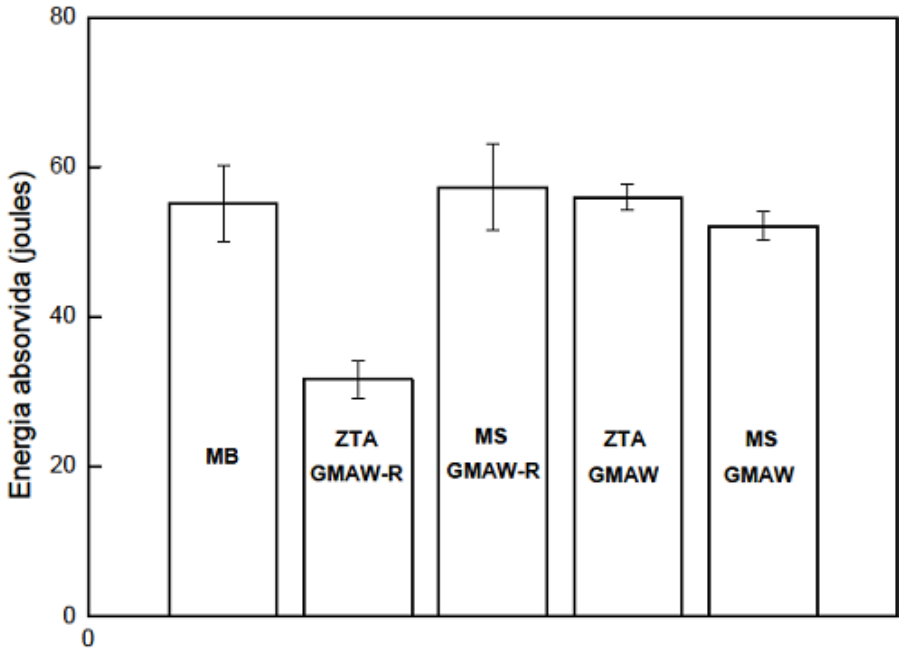


Figura II.15 – Tenacidade ao impacto comparativa entre juntas soldadas pelos processos GMAW convencional e GMAW-RE (COSTA et al., 2019).

b) MIN (2011) estudaram as propriedades mecânicas de uma junta espessa (Figura II.16) de aço martensítico de alta resistência (Composição básica:0.11C0.3Si0.5Mn0.5Cr4.6Ni0.06V) com espessura de obtida pelo método de soldagem GMAW-RE com chanfro estreito e obtiveram resultados atendendo aos requisitos estipulados. O ensaio tração mostrou um limite de resistência de 843 MPa, e ensaios de dobramento realizados nas regiões de superfície e raíz não apresentaram defeitos. Os ensaios de impacto Charpy-V foram realizados em várias posições, conforme mostrado na Tabela II.5.

Tabela II.5 – Energia absorvida (joules) nos ensaios de impacto Charpy-V realizados a -50 ^{o}C obtidos por Min et al. (2011).

Posição	Superfície	Meio	Raíz
Metal de solda	95	89	88
ZTA	203	152	124

Eles citam que os parâmetros de soldagem selecionados têm um forte efeito no perfil do cordão de solda, sendo que o perfil do cordão deve ter uma superfície superior côncava com molhamento adequado nas paredes laterais com uma espessura de camada uniforme. Este perfil otimizado do cordão de solda minimiza o risco de falta de fusão nas paredes laterais (Figura II.16).

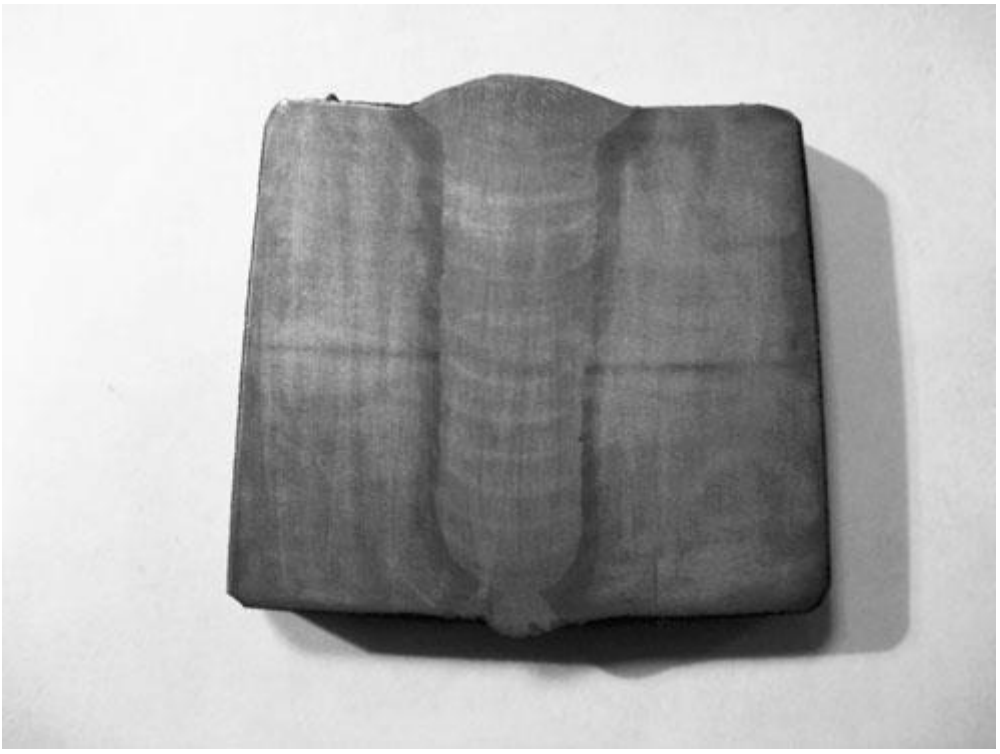


Figura II.16 – Macrografia da junta soldada estudada por Min et al. (2011).

Embora tenham concluído que este processo é uma excelente escolha para soldagem de grandes espessuras de aços baixa liga temperados e revenidos, porque melhora a qualidade da junta e a eficiência econômica ao diminuir o volume da junta e o consumo de consumível, detalhes importantes responsáveis por essas conclusões, tais como a espessura da junta e diâmetro de rotação, foram omitidos;

c) KANNAN et al. (2024) estudou o efeito da frequência de rotação, 1200, 1500 e 1800 rpm, nas propriedades de juntas de 3,7 mm de um aço utilizado em componentes aeroespaciais, automotivos e de defesa resistência (Composição básica: 0.16C0.2Si0.8Mn1.3Cr0.8Mo0.2V). A Figura II.17 mostra a macrografia das juntas soldadas.

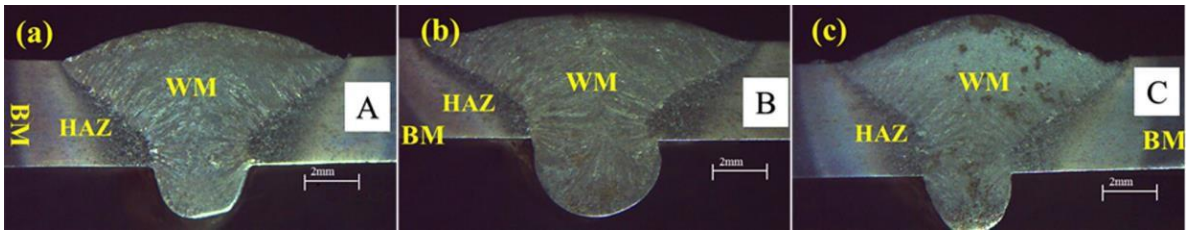
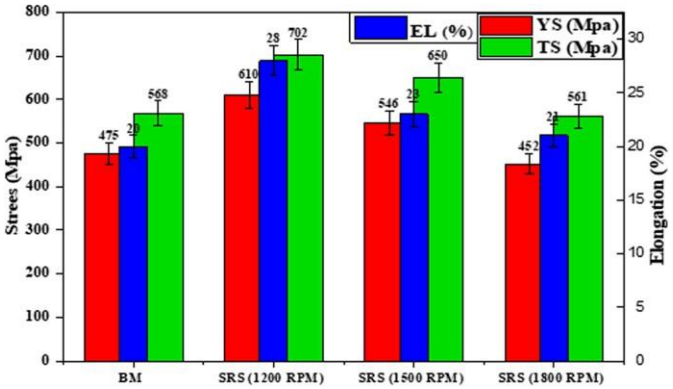


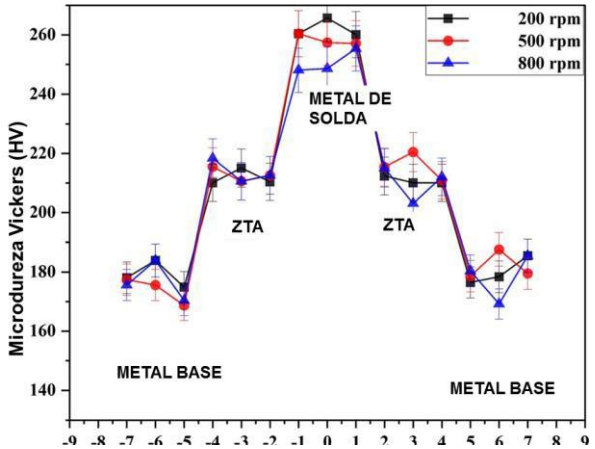
Figura II.17 – Macrografia das juntas obtidas por KANNAN et al. (2024).

A Figura II.18 mostra os resultados obtidos nas análises realizadas pelos autores. Embora os autores tenham concluído que os resultados indicam que o aumento da frequência aumenta a fusão da parede lateral e uma rotação de rotação de 1200 rpm com 230 A, e 24 V produz uma solda de boa qualidade com resistência comparativamente melhor do que o metal base, estes não apresentaram resultados de tenacidade, o que pode comprometer as conclusões de uma forma geral, visto que a análise por EBSD parece indicar um resultado diferente. Os autores concluem que a análise EBSD forneceu informações valiosas, demonstrando variações perceptíveis no percentual de contornos de alto ângulo e no tamanho de grão, o que permitiu verificar que essas variações estão intimamente correlacionadas com alterações na resistência mecânica. No entanto, a análise do percentual de contornos de alto ângulo é diretamente relacionada com a tenacidade (JORGE et al., 2021), sendo que a junta com 1200 rpm é aquela que apresenta o menor percentual de contornos de alto ângulo. Além disto, os autores não informaram onde ocorreu a fratura dos corpos de prova de tração.

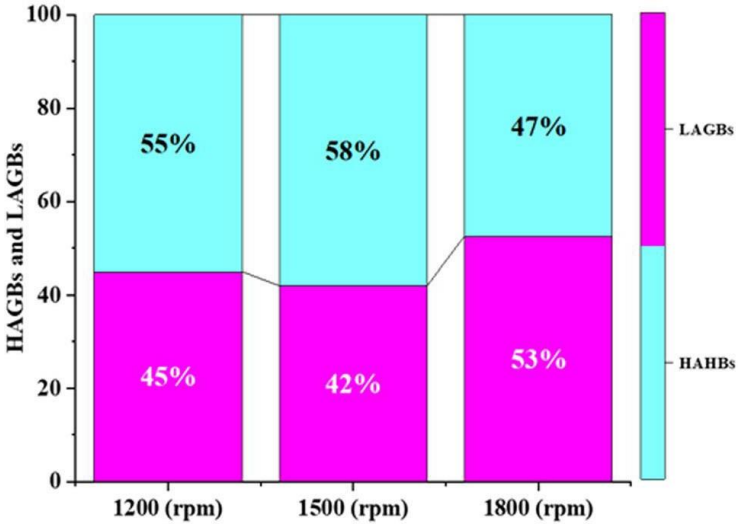
Adicionalmente, vale citar que a análise microestrutural é digna de críticas, uma vez que a interpretação dos constituintes não parece a mais adequada. Por exemplo, na Figura II.19, a ocorrência de bainita superior de segunda espécie é indicada como martensita pelos autores.



(a)



(b)



(c)

Figura II.18 – Resultados dos ensaios de tração (a), de microdureza (b) e da análise por EBSD da ZTA das juntas obtidas por KANNAN et al. (2024). HAGB e LAGB representam contornos de alto ângulo e contornos de baixo ângulo, respectivamente.

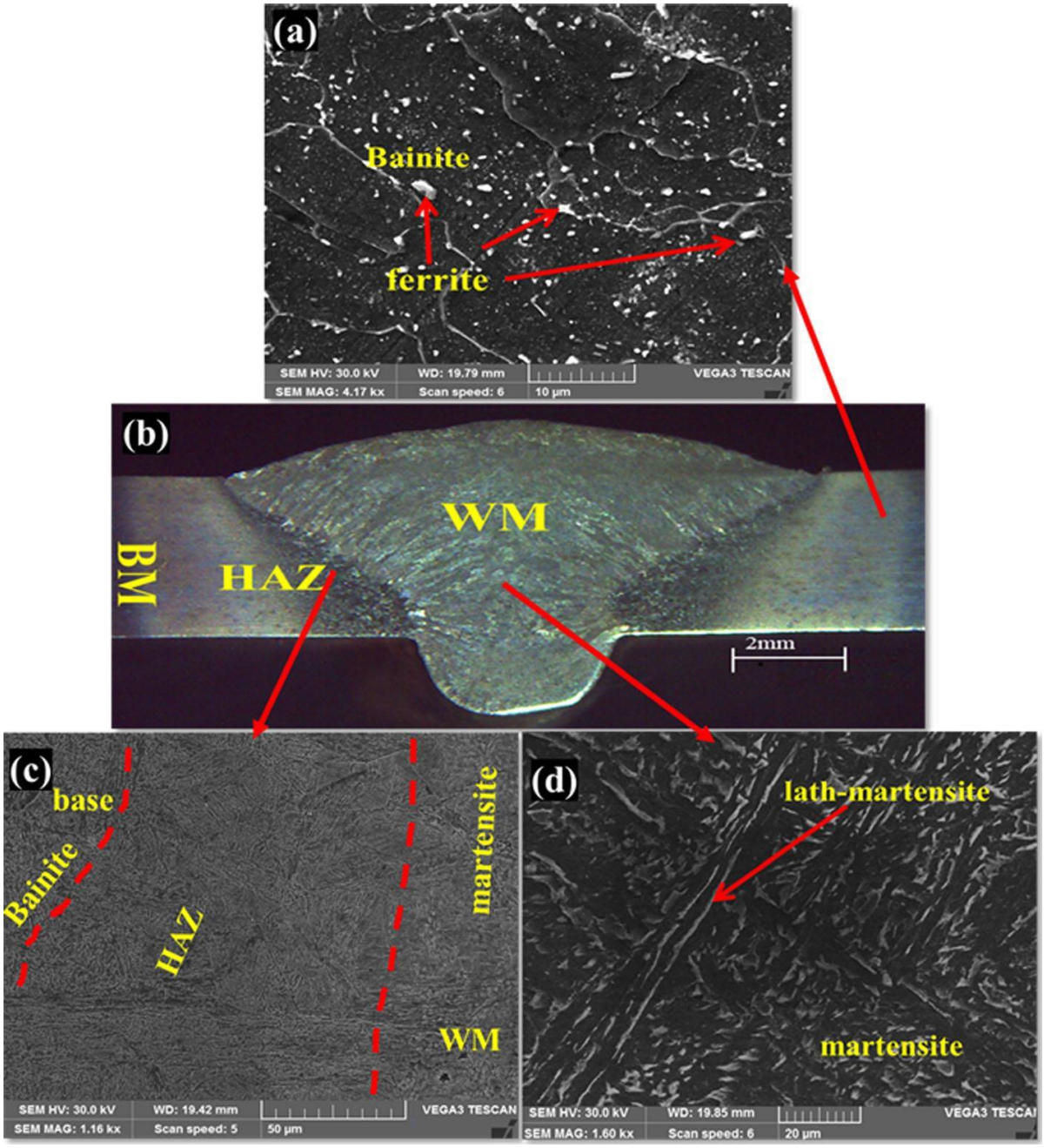


Figura II.19 – Análise microestrutural conduzida por KANNAN et al. (2024).

d) ZHANG et al. (2014) depositaram cordões sobre chapas de aço carbono com 6mm de espessura utilizando uma frequência de rotação de até 500 rpm. Eles observaram que o refino da microestrutura do metal de solda induziu um aumento na resistência à tração de cerca de 15% em comparação com o metal de solda depositado sem rotação. Porém, a avaliação não é detalhada porque o diâmetro de rotação, parâmetro fundamental, não foi mencionado. Na verdade, SILVEIRA et al. (2020) mostraram que este parâmetro exerce um forte efeito na qualidade da solda e um diâmetro de 3mm é a escolha preferida para bons resultados. Concluíram que valores mais elevados de frequências de rotação e diâmetros de rotação não são recomendados porque contribuem para a existência de defeitos de

soldagem. O mesmo diâmetro é empregado em outros trabalhos (COSTA et al., 2019; PARTHIBAN et al., 2019; SANKAR et al., 2021,2022,2022b; SILVEIRA et al., 2020,2021).

e) SILVEIRA et al. (2020) estudaram especificamente o metal de solda utilizando arames do tipo metal cored (Composição básica: 0.13C0.5Si1.4Mn0.1Cr1.6Ni0.5Mo). Incialmente, estes autores realizaram uma análise da variação da frequência e do diâmetro de rotação, observando que maiores diâmetros registram piores resultados (Figura II.20). Também obtiveram resultados de microdureza e microscopia indicando que o melhor conjunto de propriedades foi obtido para 3mm e 1500 rpm de diâmetro e frequência de rotação, respectivamente. Para as maiores frequências, foi detectada a presença de martensita (Figura III.21) com aumento na dureza (Figura III.22) e menor percentual de contornos de alto ângulo.

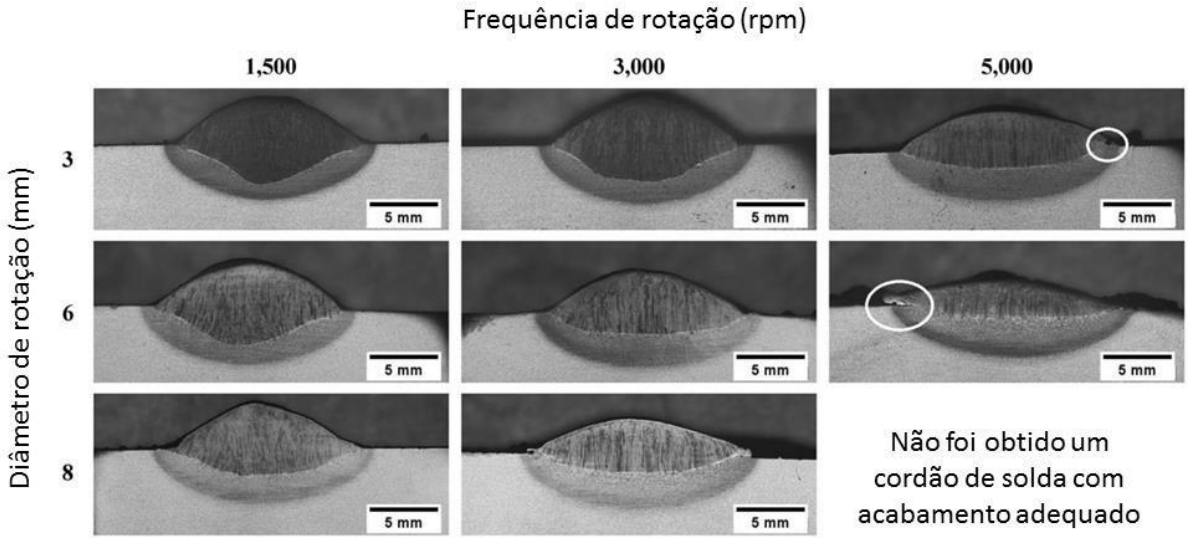


Figura II.20 – Macrografias de cordões sobre chapa obtidos por SILVEIRA et al. (2020) após ataque com nital 2%. Ocorrência de defeitos são indicadas por círculos.

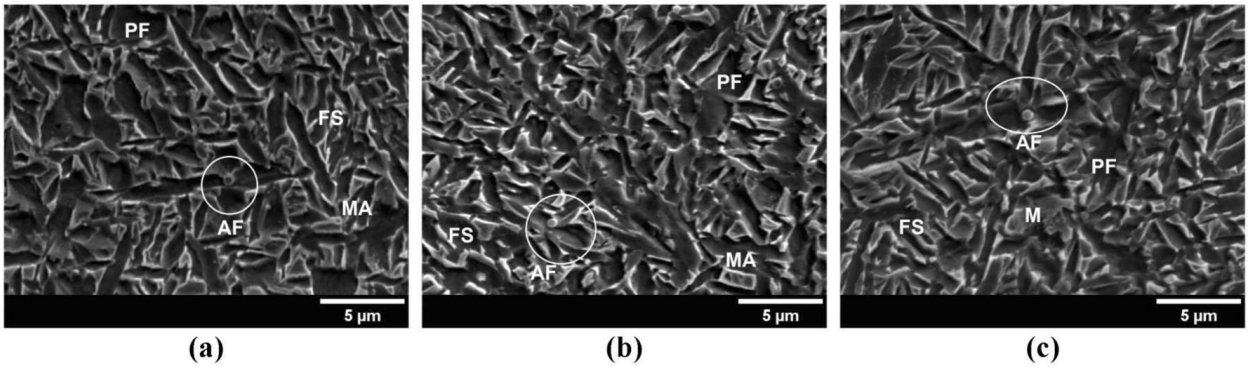


Figura II.21 – Microestrutura observada por MEV dos cordões sobre chapa com 3mm de diâmetro de rotação obtidos por SILVEIRA et al. (2020) com ataque de nital 2%. (a) 1500 rpm; (b) 3000 rpm; (c) 5000 rpm. AF – Ferrita acicular; PF – Ferrita primária; FS – Ferrita com Segunda Fase; M –Martensita. Os círculos indicam as inclusões nucleadoras de ferrita acicular.

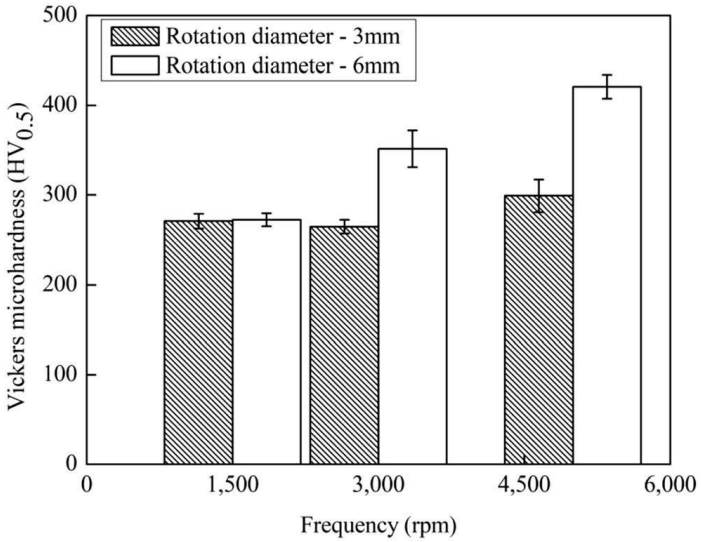


Figura II.22 – Resultados de microdureza em cordões sobre chapa (SILVEIRA et al., 2020).

Posteriormente, realizaram a soldagem de uma junta de topo com 10mm de espessura (Figura II.23) com os melhores parâmetros obtidos na etapa anterior. Análises por MEV (Figura II.24), EBSD (Figuras II.25 e II.26) e microdureza (Figura II.27) mostraram uma homogeneidade nas características do metal de solda ao longo da espessura.

Finalmente, observaram que os resultados de tenacidade do metal de solda foram equivalentes ao de outros trabalhos técnicos, mesmo utilizando um menor número de passes (Figura II.28).

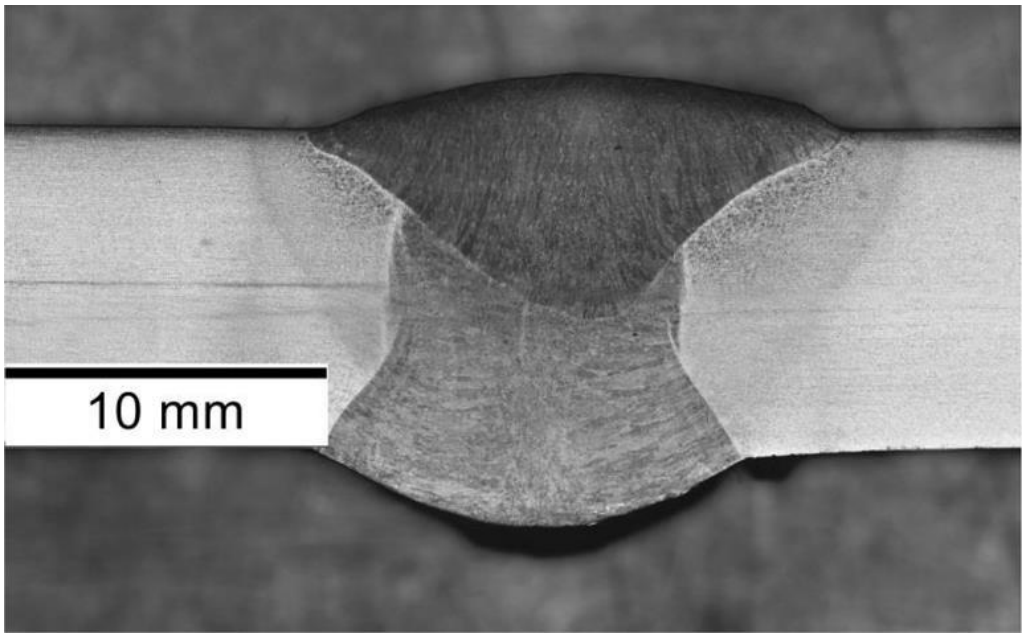
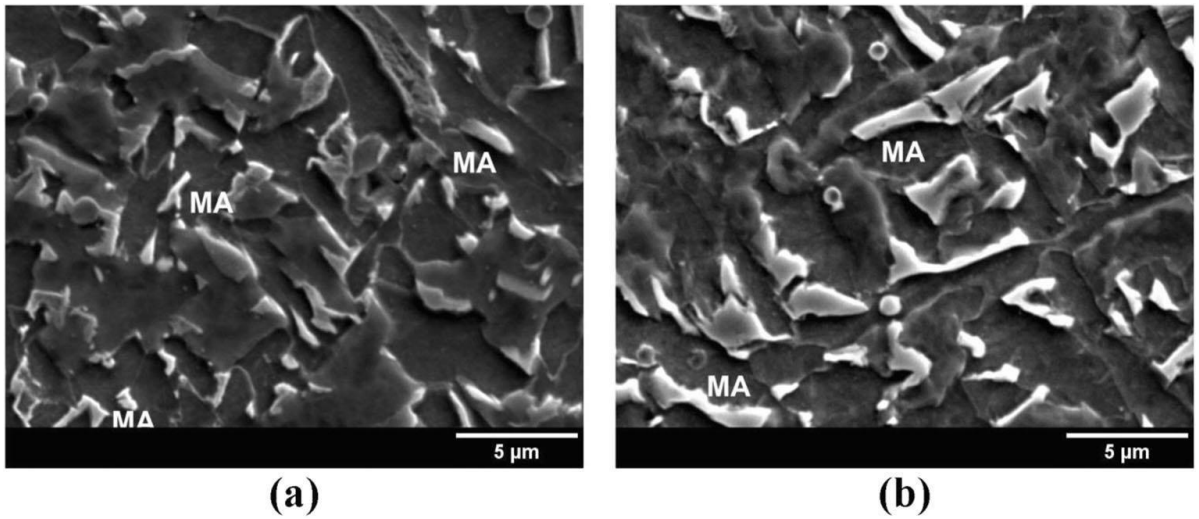


Figura II.23 – Macrografia da junta soldada obtida por SILVEIRA et al. (2020).



FiguraII.24 – Microestrutura observada por MEV da junta soldada por SILVEIRA et al. (2020) com ataque de nital 2%.
(a) Região do segundo passe; (b) Região do primeiro passe.

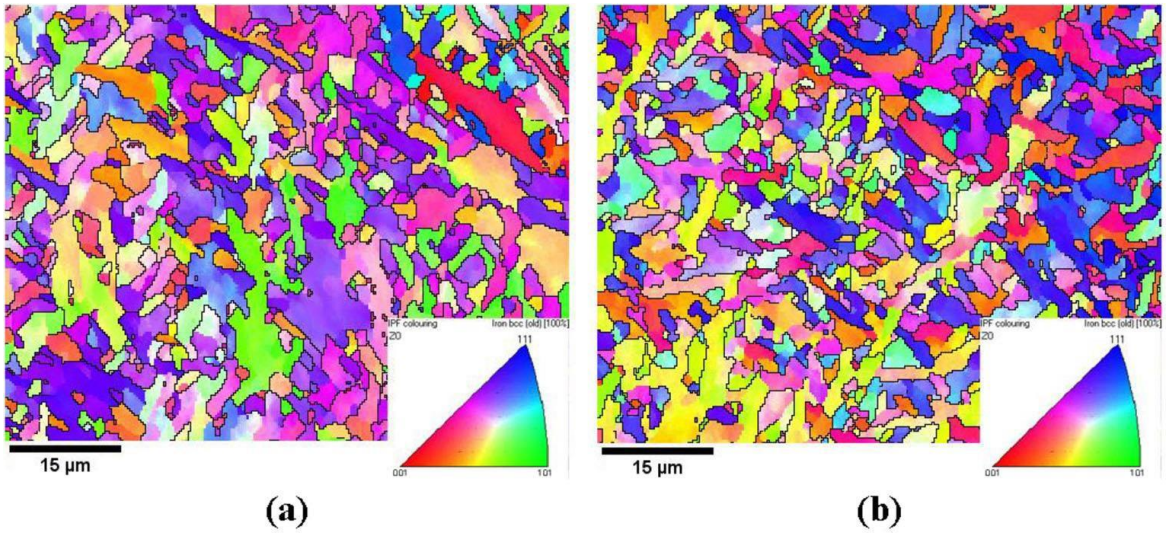


Figura II.25 – Resultados obtidos por EBSD da junta soldada por SILVEIRA et al. (2020) com ataque de nital 2%.
(a) Região do segundo passe; (b) Região do primeiro passe.

f) SILVEIRA et al. (2021) e COSTA et al. (2019) utilizaram juntas soldadas com espessura de 10mm para comparar os processos GMAW e GMAW-RE. Foram utilizados arames sólidos da classe 110ksi (760 MPa), diâmetro de rotação de 3mm, frequência de rotação de 3.000 rpm e aplicados 2 passes de soldagem. Obtiveram uma maior tenacidade ao impacto no metal de solda depositado pelo processo GMAW-RE (Figuras II.15 e II.28). O mesmo comportamento foi observado por SANKAR et al. (2022b) com depósitos usando consumíveis da classe ER8028 e AWS ER 307 (SANKAR et al., 2022), conforme mostado

na Tabela II.6. Controversamente, menor tenacidade ao impacto em relação ao processo convencional foi encontrada quando um arame da classe ER70S-6 foi utilizado por SANKAR et al. (2021) em outro experimento. Eles atribuíram este resultado aparentemente anômalo à maior razão de diluição na região da raíz. Porém, não foi explicado porque o mesmo efeito de diluição não foi encontrado no outro trabalho utilizando metal de adição ferrítico e mesma geometria de junta (SANKAR et al., 2022b).

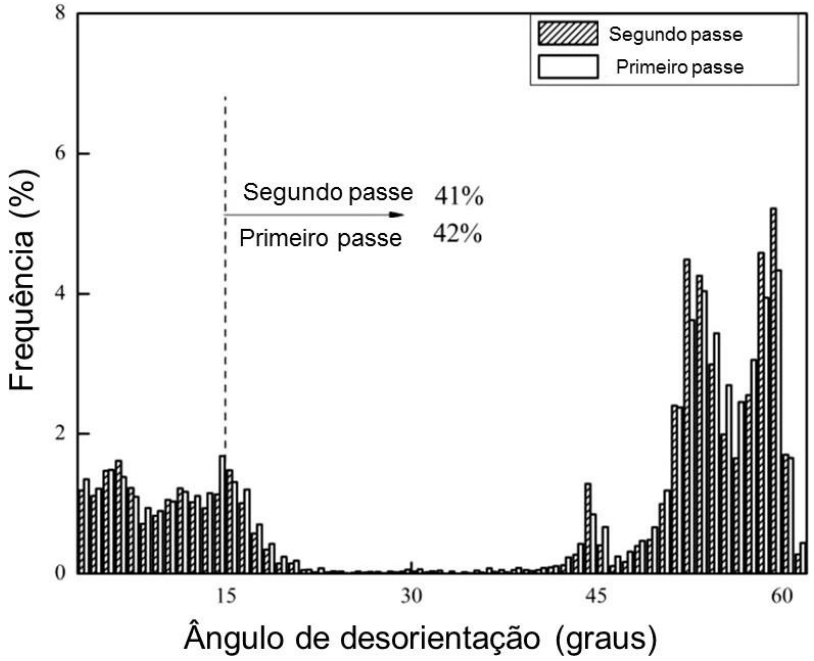


Figura II.26 – Análise por EBSD da distribuição dos contornos de alto ângulo da junta soldada por SILVEIRA et al. (2020).

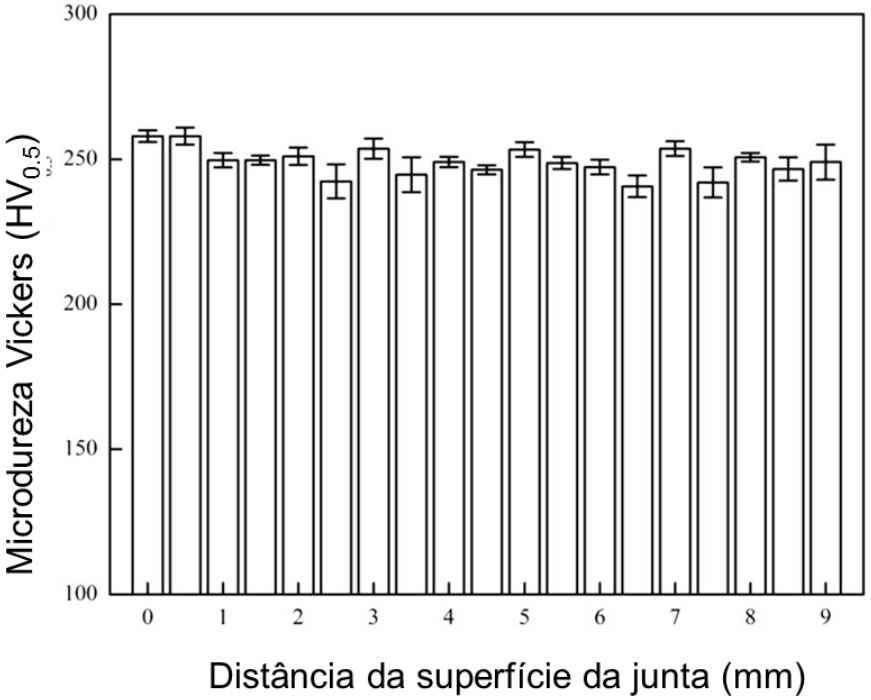


Figura II.27 – Resultados de microdureza do metal de solda da junta soldada por SILVEIRA et al. (2020).

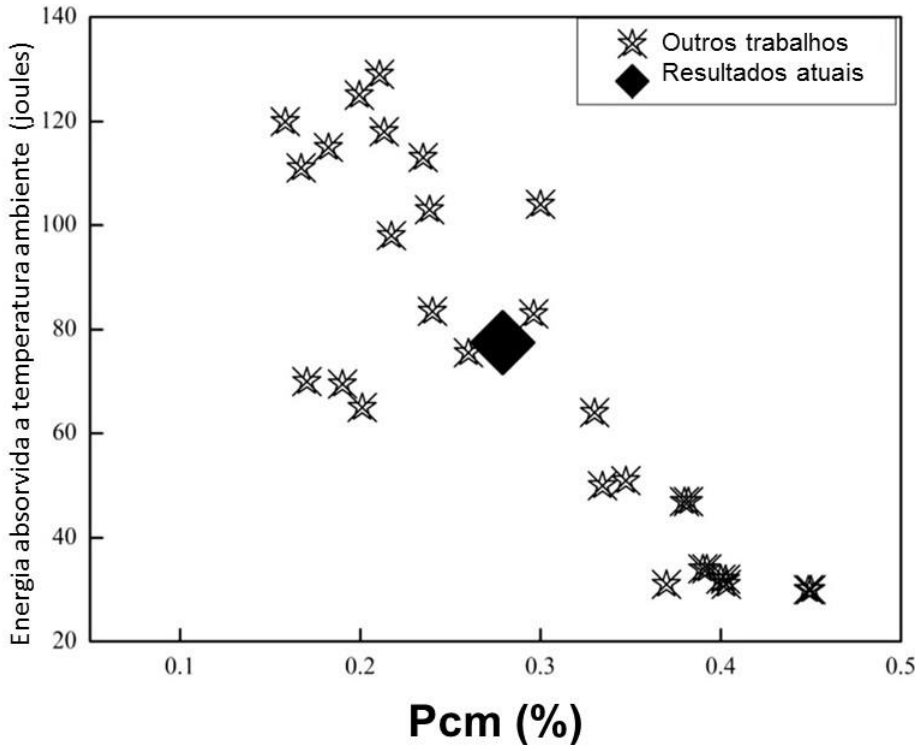


Figura II.28 – Tenacidade ao impacto comparativa obtida por SILVEIRA et al. (2020) com outras pesquisas que utilizaram consumível do tipo metal cored.

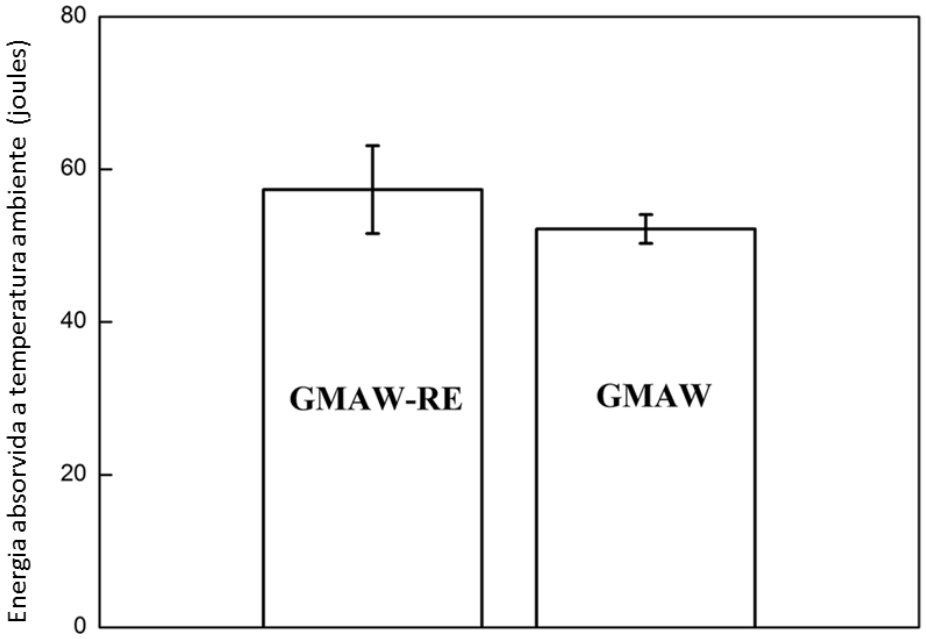


Figura II.29 – Resultados de tenacidade ao impacto a temperatura ambiente obtidos por SILVEIRA et al. (2021).

Tabela II.6 – Resultados de propriedades mecânicas obtidos por SANKAR et al. (2021,2022,2022b).

Referência	Consumível	Processo	Limite de resistência (MPa)	Energia absorvida (25 °C) (Joules)
SANKAR 2021	ER 70S-6	GMAW	525	153
		GMAW-RE	598	137
SANKAR et al., 2022	ER 307	GMAW	663	65
		GMAW-RE	784	82
SANKAR et al., 2022b	ER 8028	GMAW	(*)	247
		GMAW-RE	(*)	278

(*) Resultado não foi registrado porque a fratura do corpo de prova não ocorreu no metal de solda.

g) PARTHIBAN et al. (2019) realizaram uma análise mais completa de juntas soldadas de aço carbono (AISI 1018) com espessura de 10mm. Eles usaram três passes de soldagem para preencher a junta usando um aporte térmico de 2 kJ/mm, e frequência de rotação e diâmetro de rotação de 300 rpm e 3 mm, respectivamente. Eles obtiveram uma junta livre de defeitos (Figura II.30) com propriedades mecânicas adequadas a partir de ensaios de impacto Charpy-V, tração (Tabela II.7) e dobramento (Figura II.31). Porém, alguns detalhes devem ser melhor discutidos, como o altíssimo alongamento encontrado e uma conclusão que atribui a melhoria da resistência à difusão uniforme do consumível no metal base.

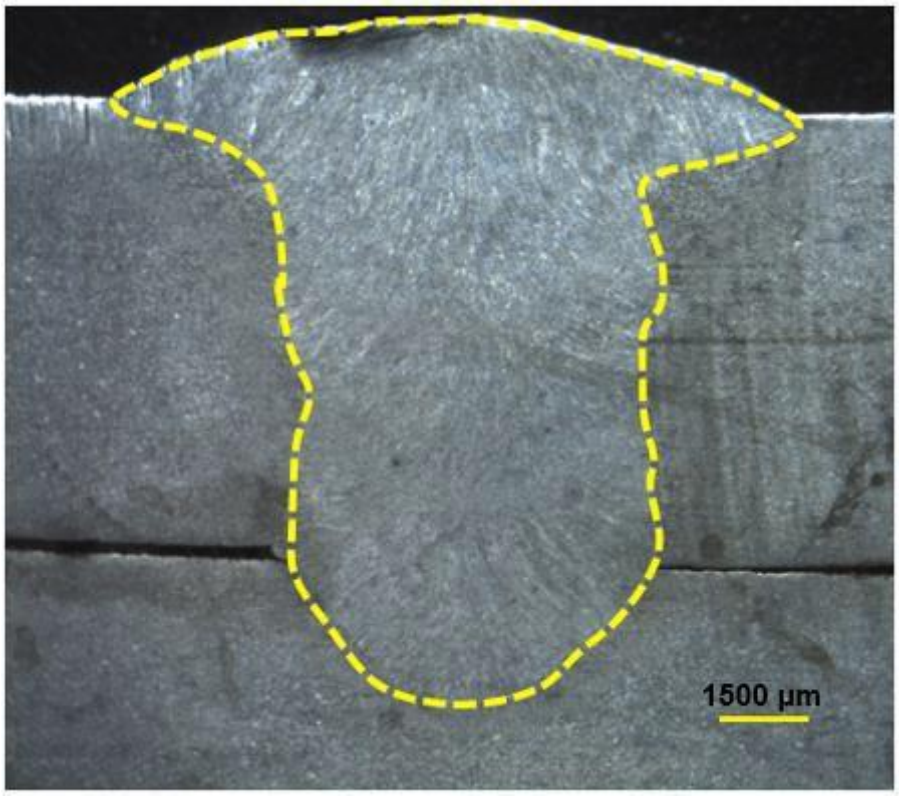


Figura II.30 – Macrografia da junta soldada obtida por PARTHIBAN et al. (2019).

Tabela II.7 – Resultados de propriedades mecânicas obtidos por PARTHIBAN et al. (2019).

Posição	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Energia Absorvida (25 °C) (Joules)
Metal Base	345	414	91
Metal de Solda	360	431	106



Figura II.31 – Detalhe do ensaio de dobramento realizado por PARTHIBAN et al. (2019).

A partir destes resultados, pode-se notar que nenhum dos trabalhos examinou o efeito do ciclo térmico de soldagem em cada região da junta soldada de forma sistemática. Embora haja uma sugestão de que o processo GMAW-RE possa ser uma boa opção para a indústria, COSTA et al. (2019) afirmam que experimentos adicionais são necessários.

CAPÍTULO III
MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 – Materiais

Como material base, foram utilizadas chapas de aço ASTM A36, com comprimento, largura e espessura nas dimensões de 500 x 150 x 10 mm, respectivamente. Como consumível de soldagem, foi utilizado um arame tubular do tipo metal cored da classe AWS E110C-K4 (AWS A 5.28, 2017) de 1,2 mm de diâmetro. A Tabela IV.1 mostra a composição química obtida por espectrometria de emissão óptica do metal base e do metal de solda com a junta obtida com Ar-5%CO_2.

Tabela III.1 - Composição química dos materiais empregados (% em peso).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Metal base	0,17	0,19	1,15	0,013	0,005	0,02	0,01	0,02
Metal de solda	0,06	0,58	1,72	0,010	0,013	0,20	0,50	1,84

Como gases de proteção, foram utilizadas as seguintes misturas industriais: Ar-5%CO_2 Ar-10%CO_2 e Ar-25%CO_2.

III.2 – Soldagem

A Figura III.1 mostra detalhes da geometria das juntas para a soldagem.

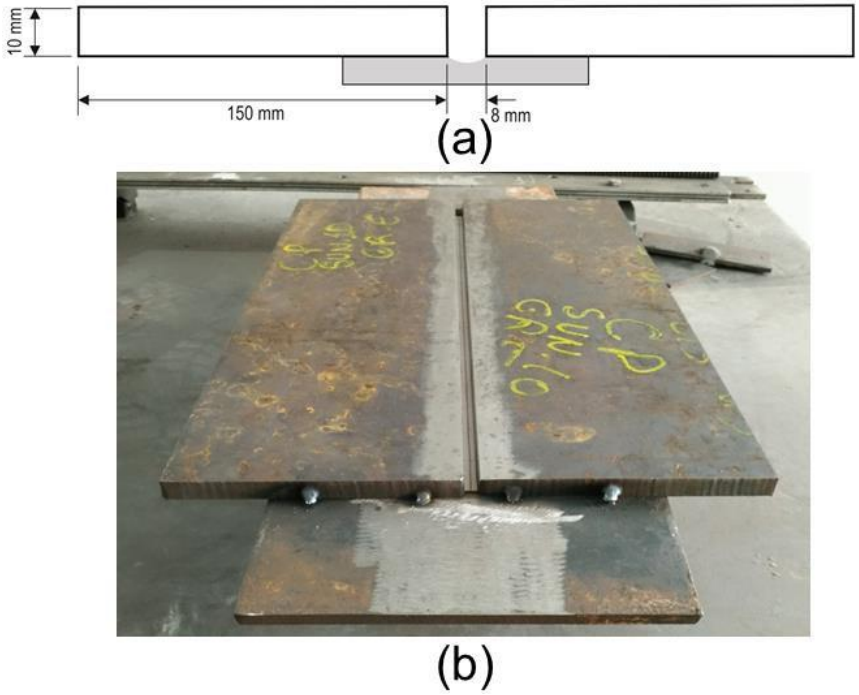


Figura III.1 – Detalhes da geometria das juntas soldadas.
(a) desenho esquemático; (b) junta montada.

As juntas foram preaquecidas à temperatura de 100°C, através de chama oxiacetilênica, e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, com uma temperatura máxima entre passes de 150°C. O controle do preaquecimento e da temperatura entre passes foi realizado através de pirômetro de contato, devidamente calibrado. A soldagem foi realizada na forma mecanizada, utilizando um trator de soldagem sobre trilhos com controle digital de velocidade (Bug-O-Matic), com uma fonte de soldagem do tipo inversora sinérgica pulsada com ciclo de trabalho de 450A@100% (Miller Auto-Axcess 450). Não foi executada oscilação lateral e foi utilizado um sistema portátil de monitoramento de parâmetros de soldagem, que permite registrar a corrente e a tensão do arco elétrico, a vazão do gás de proteção e a velocidade de alimentação de arame-eletrodo, com taxa de aquisição de dados de 5 kHz.

Foi utilizada uma velocidade de rotação de 25 Hz e um diâmetro de giro de 3 mm. Estes parâmetros foram obtidos de ensaios preliminares, onde se objetivou as melhores condições de soldagem para uma junta isenta de defeitos, particularmente, falta de fusão lateral.

A Figura III.2 mostra os equipamentos utilizados.



Figura III.2 – Visão geral dos equipamentos utilizados na soldagem.

A Tabela III.2 apresenta os parâmetros de soldagem médios utilizados.

Tabela III.2 – Parâmetros de soldagem utilizados.

Junta	I (A)	V (Volts)	Vs (cm/s)	Va (mm/s)	AT (kJ/mm) (*)	NP
Ar-5CO_2	244	27	18	8,7	2,0	2
Ar-10CO_2	247	28	19	8,1	2,0	2
Ar-25CO_2	236	30	18	8,4	2,1	2

(*) Fator de eficiência adotado foi de 0,90

Onde I = Intensidade de corrente; V = Tensão; Vs = Velocidade de soldagem; Va = Velocidade de alimentação do arame; AT – Aporte térmico; NP – Número de passes.

Após a soldagem, foram realizados ensaios não destrutivos por ultrassom e raios X, não sendo detectados defeitos rejeitáveis nas juntas soldadas.

III.3 - Análise Química

Foram realizadas análises químicas por espectrometria de emissão óptica em amostras extraídas dos metais de solda com objetivo de determinar os teores dos principais elementos de liga presentes, na região onde foram extraídos os corpos de prova para ensaios mecânicos e microestruturais.

III.4 – Ensaios Mecânicos

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, nas temperaturas de -40, -20, 0, 20 e 40 °C, para levantamento das curvas de transição do metal de solda, em corpos de prova reduzidos (5x10x55 mm), de acordo com a norma ASTM A-370 (2017), e retirados transversalmente ao cordão de solda, sendo o entalhe posicionado no plano da espessura e na linha de centro do metal de solda. Adicionalmente, foram realizados ensaios de impacto em corpos de prova com dimensões 3,3x10x55 mm, de modo a avaliar a tenacidade ao impacto das regiões correspondentes ao primeiro e segundo passes, separadamente. A Figura III.3 mostra o posicionamento dos corpos de prova diretamente na macrografia da junta soldada.

Foram utilizados 3 corpos de prova para cada condição de análise, obtendo-se a média e o desvio padrão. Os ensaios de impacto Charpy-V foram realizados com um pêndulo de impacto da marca Wolpert com energia de 300 J.

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers, à temperatura ambiente, com carga de 500 gf e tempo de carregamento de 15 segundos, em corpos-de-prova retirados transversalmente à junta soldada (Figura III.4). Os pontos de teste foram tomados ao longo das 3 linhas centrais nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos-de-prova de Impacto Charpy-V com um espaçamento de 0,5 mm entre as medições, sendo realizada uma varredura de dureza da superfície até a raiz do metal de solda. Na execução destes ensaios foi utilizado um microdurômetro da marca Instron-Wilson modelo 402 MVD.

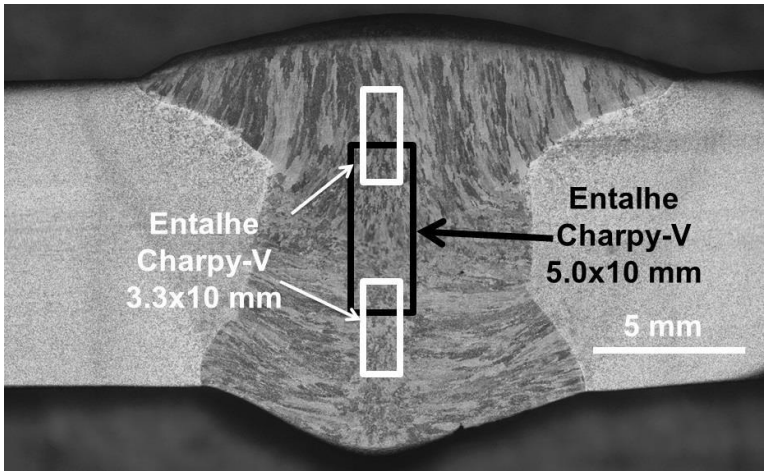


Figura III.3 – Posição do corpo de prova de Impacto Charpy-V.

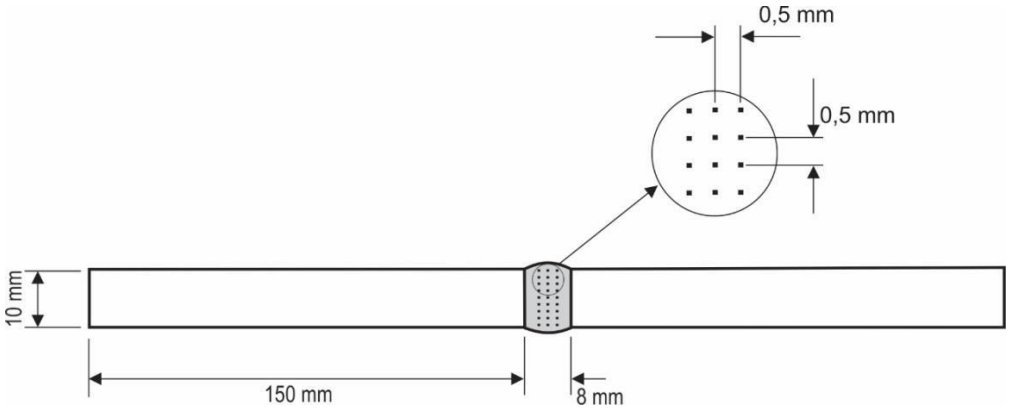


Figura III.4 – Posição das medições de microdureza Vickers.

III.5 - Ensaios Metalográficos

Foram realizados ensaios macro e micrográficos por microscopia óptica (MO), eletrônica de varredura (MEV), e difração por elétrons retroespalhados (EBSD) nos metais de solda, para avaliação dos constituintes microestruturais, inclusões e microfases presentes.

O procedimento envolveu, inicialmente, a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, por microscopia óptica com aumento de 12,5X. Os percentuais foram obtidos pela média de três contagens ao longo de três linhas paralelas, intervaladas de 0,25 mm.

Posteriormente, foi realizada a análise qualitativa e quantitativa dos constituintes microestruturais, nas regiões colunar e reaquecida dos metais de solda, na posição relativa ao entalhe Charpy-V. Para a análise quantitativa dos constituintes, foi utilizada a técnica da contagem por pontos através da sobreposição de uma grade de 100 pontos à imagem da microestrutura com um aumento de 1.000x.

Foi ainda realizada a análise de inclusões, consistindo na avaliação do tamanho médio, distribuição e fração de área de inclusões através de observação no MEV de amostras sem ataque químico dos metais de solda, com aumento de 1.500x. A avaliação quantitativa das inclusões foi feita com auxílio do software Image J.

Finalmente, foi realizada análise por EBSD na posição relativa ao entalhe dos corpos de

prova de impacto Charpy-V dos metais de solda, utilizando o MEV com voltagem de 20 KV, distância de trabalho de 20 mm, ângulo de inclinação da amostra de 70º e step-size de 0,3 μm. O pós-processamento dos dados de EBSD foi realizado usando o pacote de software HKL Channel 5, com o objetivo de realizar a comparação do percentual de contornos de alto ângulo (CAA, ângulo de desorientação > 15°), considerados os limites para contribuição da melhoria da tenacidade por desviar ou evitar a propagação de trincas (DIAS-FUENTES et al., 2003). O tamanho efetivo de grãos (TGE) foi medido a partir do método de interseção.

O preparo das amostras para análise consistiu do procedimento convencional de lixamento e polimento com pasta de diamante com granulometrias 6, 3, 1 e 1/4 μm, seguido de ataque químico com o reagente nital 2%. Para análise por EBSD, foi realizado um polimento adicional com sílica coloidal com granulometria de 0,25 μm.

Para microscopia óptica foi utilizado o microscópio óptico da marca Olympus modelo BX60M auxiliado pelo software de aquisição de imagens Olympus Stream Essentials. Para análise por MEV e EBSD foi utilizado o microscópio Cam Scam 3200 LV da marca Cambridge Instruments.

CAPÍTULO IV
RESULTADOS

IV.1. ANÁLISE QUÍMICA

A Tabela IV.1 mostra a composição química dos metais de solda. onde se nota que os teores de C, Mn, Si e Ti diminuíram devido à sua alta afinidade pelo oxigênio e ao maior teor de O com a adição de CO_2. Outros elementos de liga como Mo, Cr e Ni mostraram-se independentes do teor de CO_2. Estes resultados estão de acordo com outros trabalhos experimentais (TONGBANG et al., 2015; SEO et al., 2013; GOUDA et al., 2005; SVOBODA et al., 2007).

O parâmetro Pcm (Parameter crack measurement) desenvolvido por ITO e BESSYO (1968) é normalmente utilizado para indicar a temperabilidade de metais de solda de aços de alta resistência.

Tabela IV.1 – Composição química dos metais de solda obtidos por espectrometria de emissão óptica (% em peso).

Metal de solda	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Ti	O	N	Pcm(*)
Ar-5CO_2	0,09	0,59	1,41	0,01	0,01	0,14	0,44	1,72	0,05	0,001	0,026	0,030	0,067	0.25
Ar-10CO_2	0,09	0,55	1,25	0,01	0,01	0,14	0,41	1,72	0,04	0,001	0,024	0,033	0,056	0,24
Ar-25CO_2	0,08	0,48	1,27	0,01	0,01	0,14	0,40	1,71	0,04	0,001	0,016	0,034	0,047	0,22

(*) Pcm = C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

IV.2. ENSAIOS MECÂNICOS

A Tabela IV.2 e Figura IV.1 mostram os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V obtidos com os corpos de prova de dimensões 5 x 10 x 55 mm, onde pode-se notar as seguintes características:

a) Todos os resultados são superiores a 27 Joules, mesmo para temperaturas de -40°C e;
b) Os resultados parecem indicar um desempenho equivalente para os metais de solda. Embora os resultados médios do metal de solda Ar-5%CO_2 possam parecer inferiores, é importante destacar que todos estão dentro da mesma faixa de dispersão.

A Tabela IV.3 e Figura IV.2 mostram os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V obtidos com os corpos de prova de dimensões 3,3 x 10 x 55 mm, onde notam as seguintes características:

a) Os resultados indicam um desempenho equivalente para os metais de solda e;
b) Os valores obtidos para a raíz são ligeiramente superiores aos obtidos na superfície em todas as condições.

Tabela IV.2 - Resultados de ensaios de Impacto Charpy-V obitidos com corpos de prova de dimensões 5 x 10 x 55 mm.

Metal de Solda	Temperatura (°C)	Energia Absorvida (Joules)			
		CP1	CP2	CP3	Média
$5CO_2$	-40	26	26	30	27,3+/-2,3
	-20	27	33,5	29,5	30,0+/-3,3
	0	35	39	33	35,7+/-3,1
	20	33	35	37	35,0+/-2,0
$10CO_2$	-40	29,5	31	33	31,2+/-1,8
	-20	32	34	36	34,0+/-2,0
	0	38	36	37	37,0+/-1,0
	20	40	39	37	38,7+/-1,5
$25CO_2$	-40	31	31	32	31,3+/-0,6
	-20	37	38	36	37,0+/-1,0
	0	35,5	38	35,5	36,3+/-1,4
	20	34	41,5	38,5	38,0+/-3,8

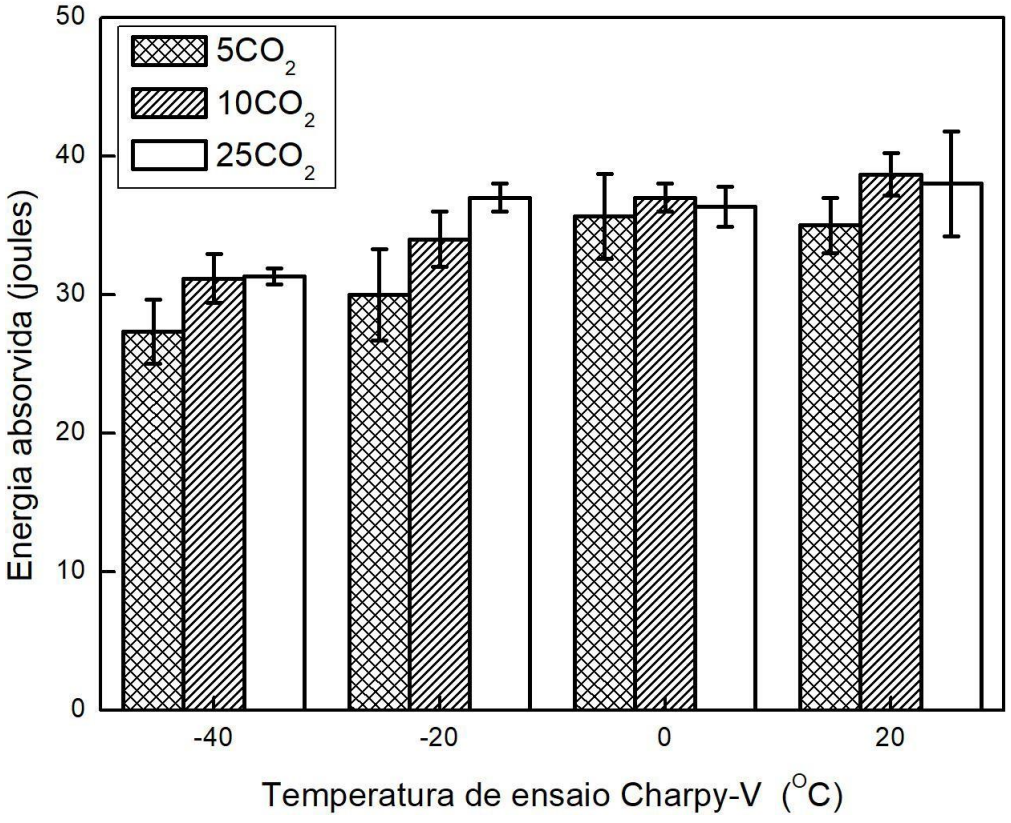


Figura IV.1 - Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V obtidos com os corpos de prova de dimensões 5 x 10 x 55 mm para os metais de solda.

Tabela IV.3 - Resultados de ensaios de Impacto Charpy-V realizados a temperatura ambiente (25 ºC) em corpos de prova de dimensões 3,3 x 10 x 55 mm.

Metal de solda	Posição	Energia Absorvida (Joules)			
		CP1	CP2	CP3	Média
Ar-5CO_2	Topo	15,8	17,3	16,1	16,4+/-0,8
	Raíz	18,6	20,2	18,5	19,1+/-1,0
Ar-10CO_2	Topo	16,0	16,2	15,4	15,9+/-0,4
	Raíz	18,8	18,6	19,4	18,9+/-0,4
Ar-25CO_2	Topo	18,2	17,4	15,9	17,2+/-1,2
	Raíz	20,4	16,1	17,9	18,1+/-2,2

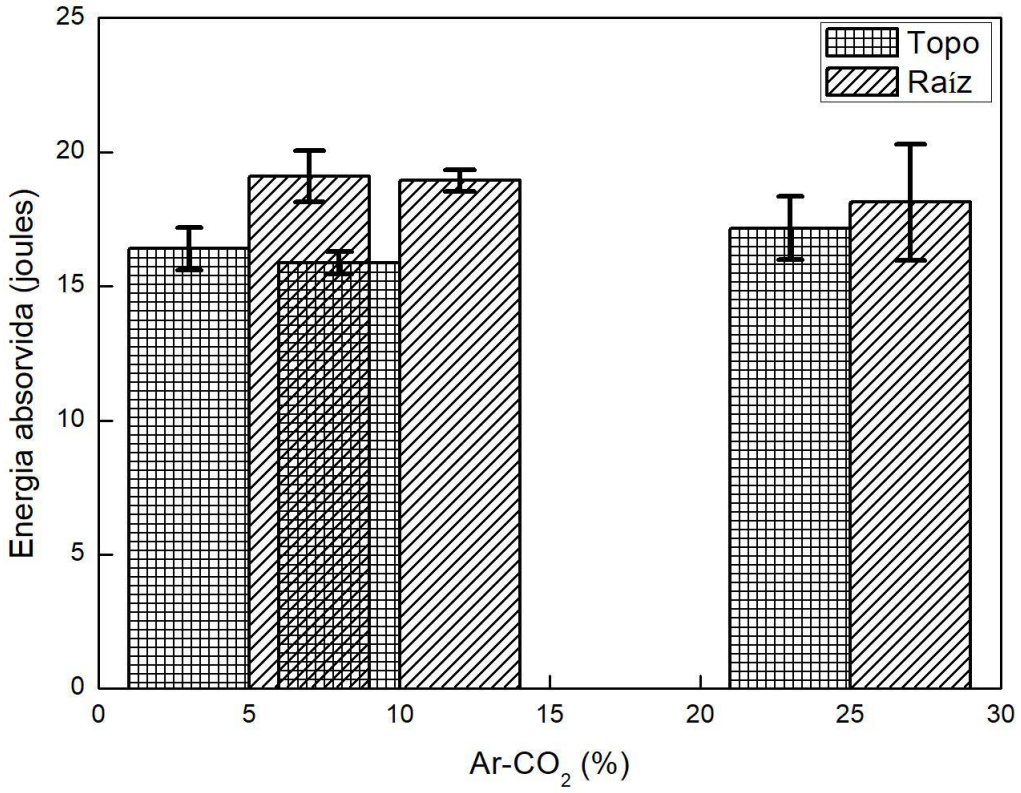


Figura IV.2 - Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V obtidos com os corpos de prova de dimensões 3,3 x 10 x 55 mm para os metais de solda.

A Figura IV.3 mostra o comportamento da microdureza dos metais de solda, onde são observados resultados semelhantes. Diferente do comportamento usual em metais de solda baixa liga, o efeito do reaquecimento não promoveu uma diminuição contínua da superfície superior até a raiz. Como será discutido mais tarde, isto pode ser atribuído à microestrutura similar ao logo da espessura.

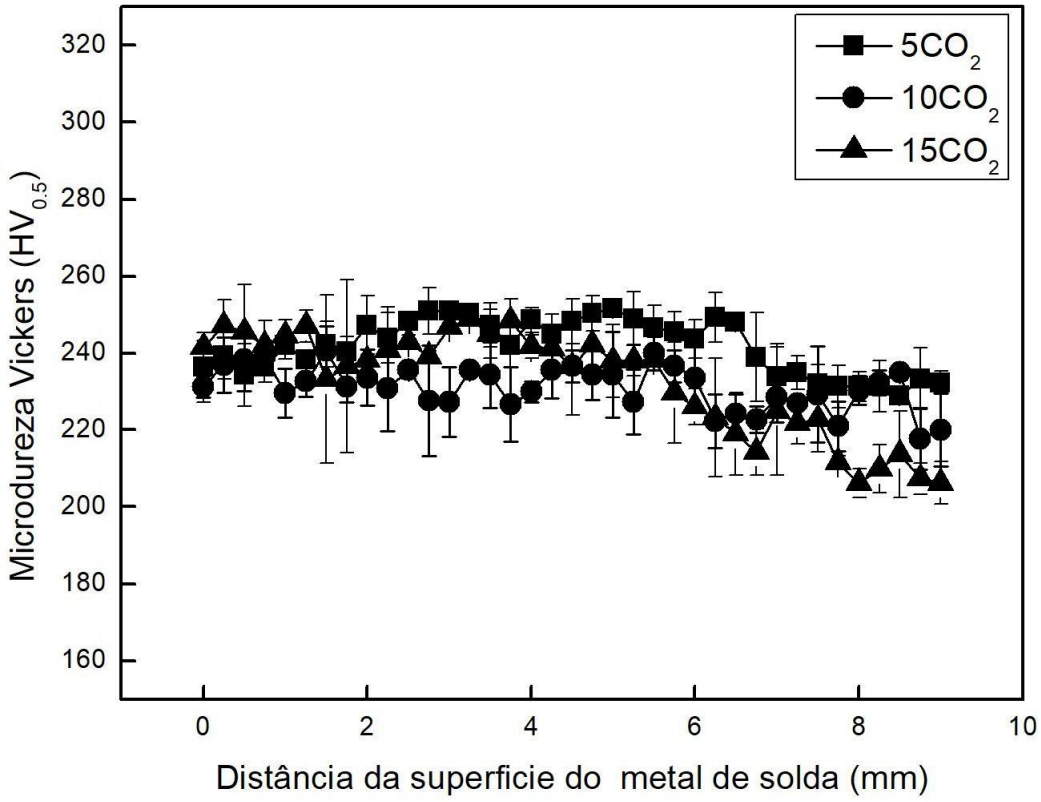


Figura IV.3 – Resultados dos ensaios de microdureza Vickers.

IV.3. ENSAIOS METALOGRÁFICOS

A Figura IV.4 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas, onde se observa o aspecto da soldagem multipasses e a ausência de defeitos de soldagem. Nota-se ainda que a região reaquecida entre passes apresenta-se em um percentual reduzido, sendo 1,7; 1,8 e 2,1mm para 5; 10 e 25CO_2, respectivamente.

A quantificação do percentual de reaquecimento na ponta do entalhe dos corpos de prova Charpy-V indica uma diminuição do percentual de grão colunares com o aumento do teor de CO_2 no gás de proteção.

A Figura IV.5 apresenta a microestrutura observada nos metais de solda, onde se nota a predominância de ferrita com segunda fase, como esperado para metais de solda da classe 700 MPa (JORGE et al., 2021). A quantificação dos constituintes microestruturais está mostrada na Figura IV.6, onde se nota que os percentuais de cada constituinte são próximos para os metais de solda analisados.

A análise por MEV confirma esta predominância de ferrita com segunda fase (Figura IV.7) e, adicionalmente, mostra que as microfases presentes são, predominantemente, constituintes AM (Figura IV.8). Adicionalmente, nota-se que embora a fração volumétrica das microfases seja semelhante, constituintes AM mais grosseiros são observados para Ar-25CO_2 na posição da raiz.

A Figura IV.9 mostra a avaliação das inclusões nos metais de solda, onde se nota que os resultados também seguem a mesma linha dos constituintes microestruturais, ou seja, os

resultados estão dentro da mesma faixa de dispersão.

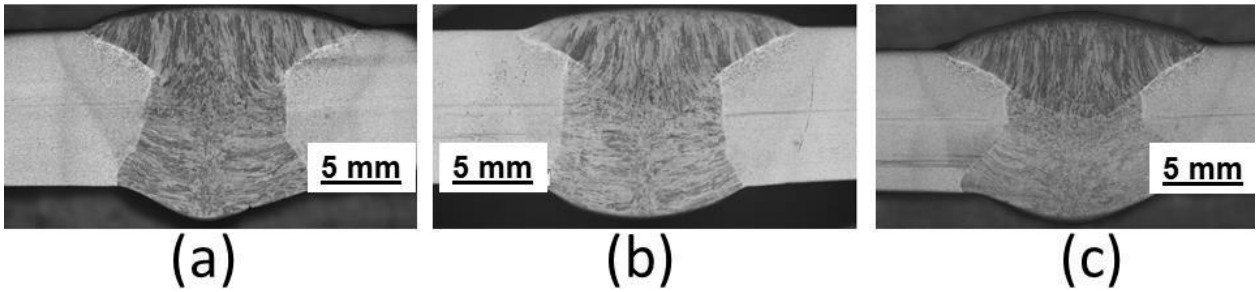


Figura IV.4 - Aspecto macrográfico das juntas soldadas. Ataque: Nital 2%.
(a) 5% CO_2 – 92% Região colunar; (b) 10% CO_2 – 81% Região colunar; (c) 25% CO_2 – 73% Região colunar.

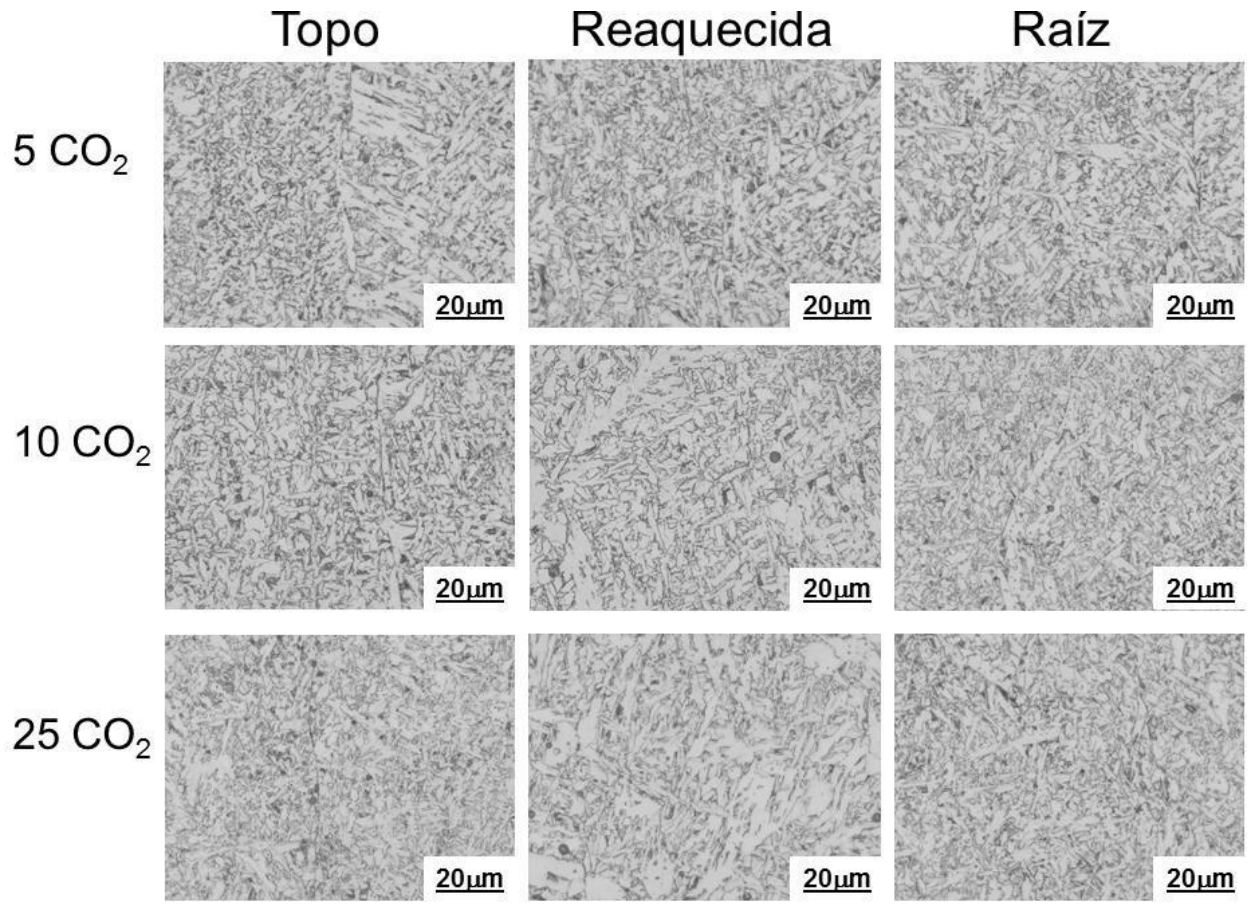


Figura IV.5 - Microestrutura dos metais de solda observada na região do entalhe do corpo de prova Charpy-V (MO). Ataque: Nital 2%.

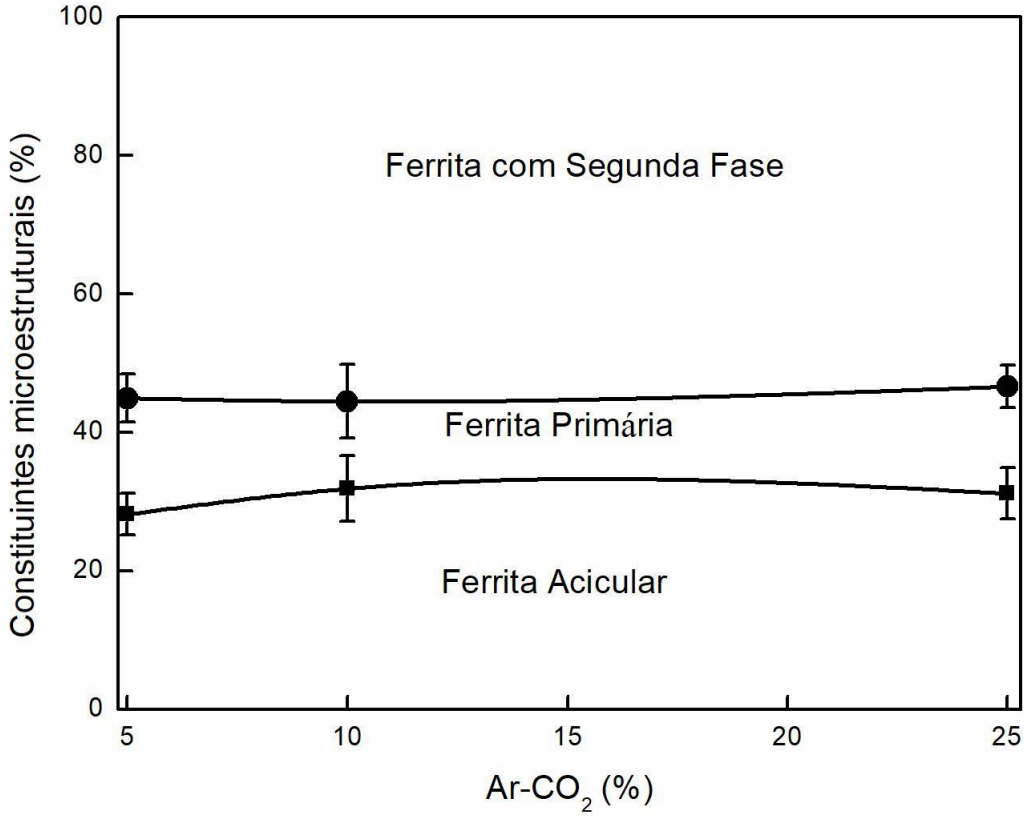


Figura IV.6 - Evolução da microestrutura com teor de CO_2 no gás de proteção.

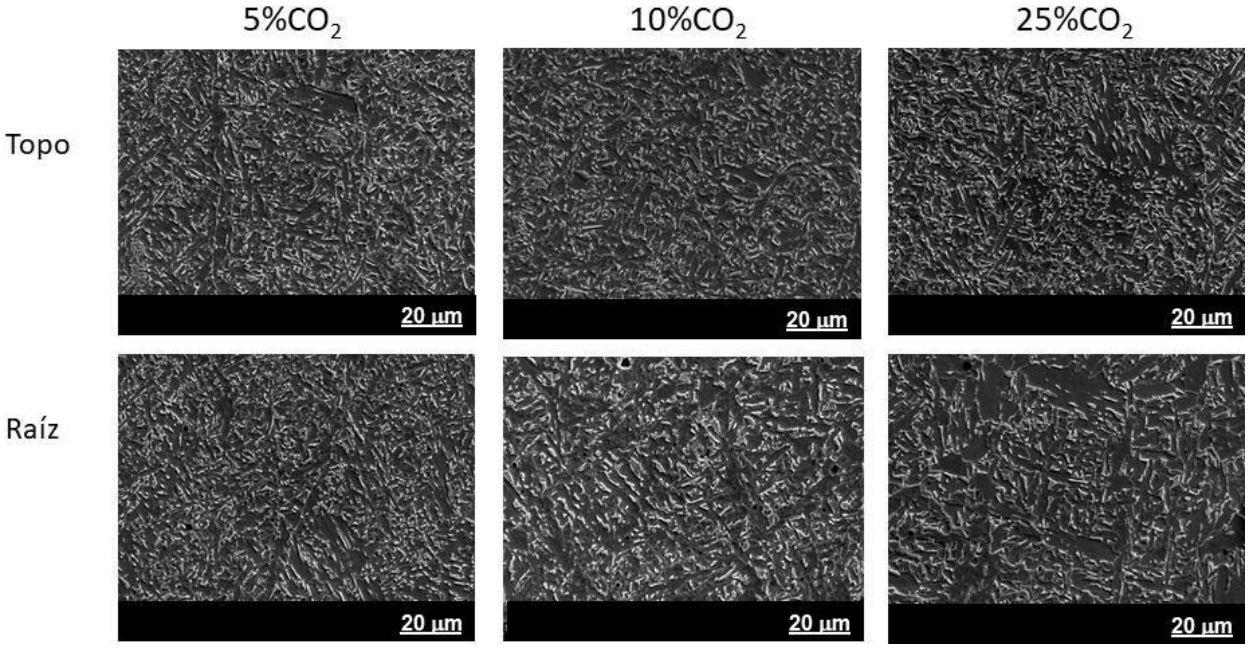


Figura IV.7 – Microestrutura dos metais de solda observada na região do entalhe do corpo de prova Charpy-V (MEV). Ataque: Nital 2%.

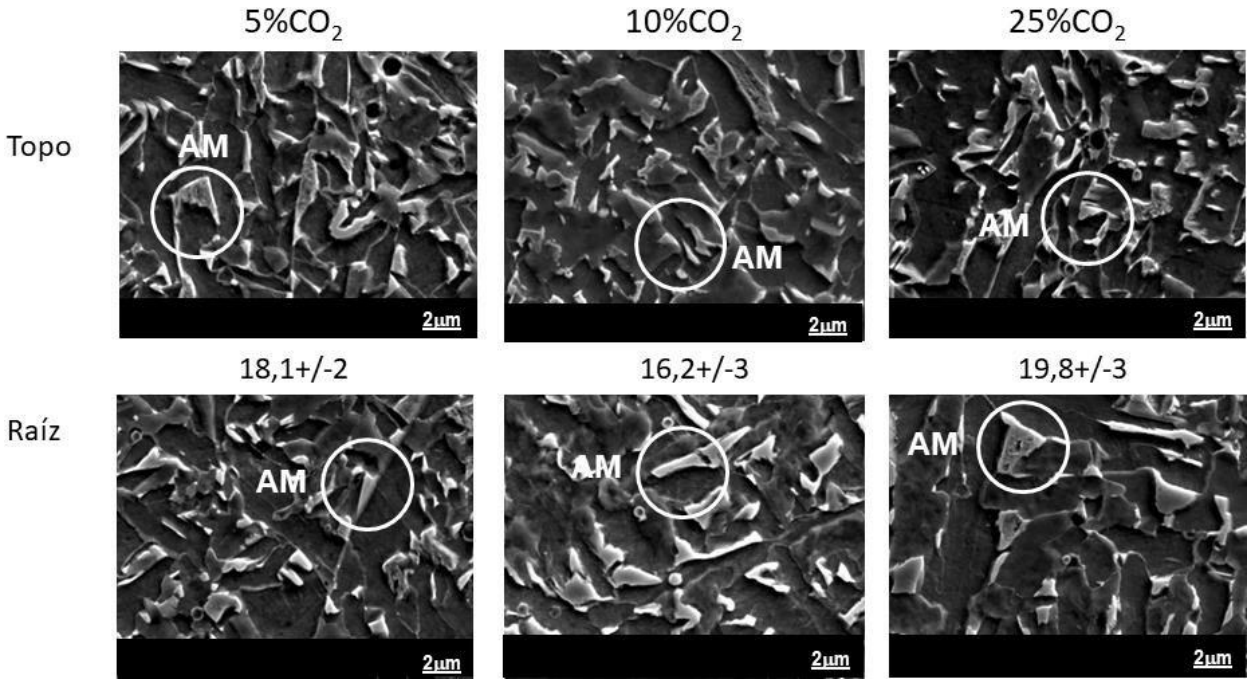


Figura IV.8 - Microfases presentes na região do entalhe do corpo de prova Charpy-V dos metais de solda (MEV). Ataque: Nital 2%.

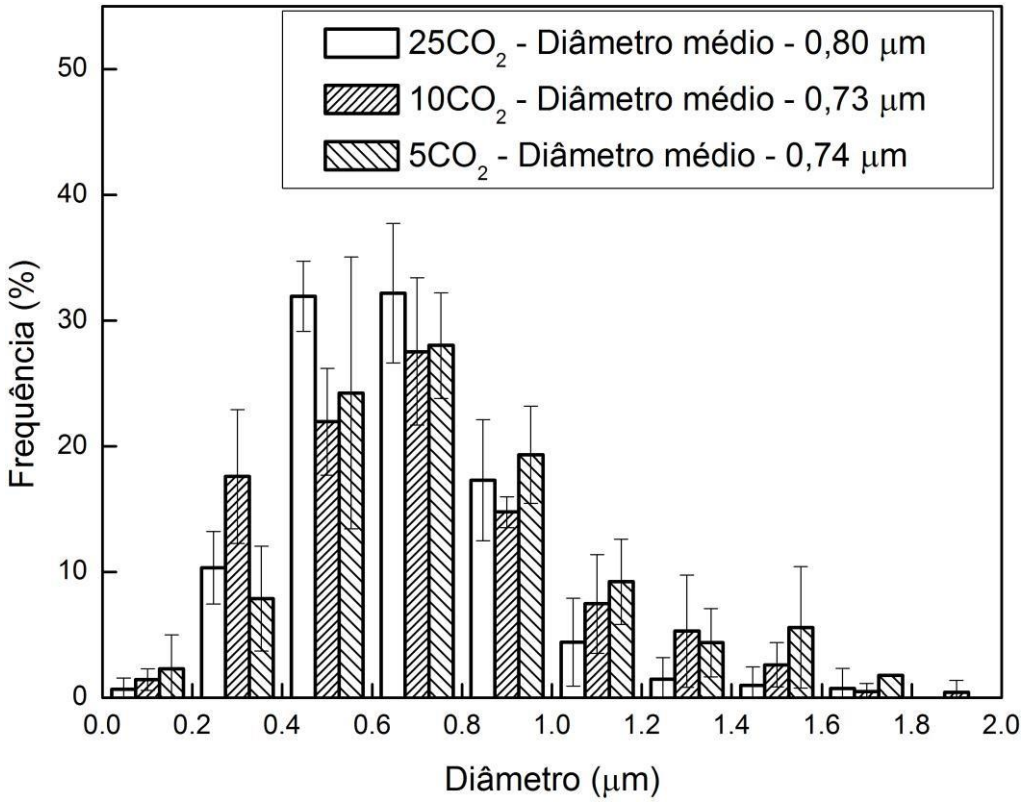


Figura IV.9 - Evolução das inclusões com teor de CO_2.

As Figuras IV.10 e IV.11 mostram os resultados obtidos por EBSD, que revelou resultados equivalentes para os diferentes gases de proteção. Importante destacar que a posição da raiz apresentou maior frequência de contornos de alto ângulo (>15º) para todas as condições. Nota-se também a presença de bainita granular, representada por um pico relativamente alto a 45º (ZAJAC et al., 2005).

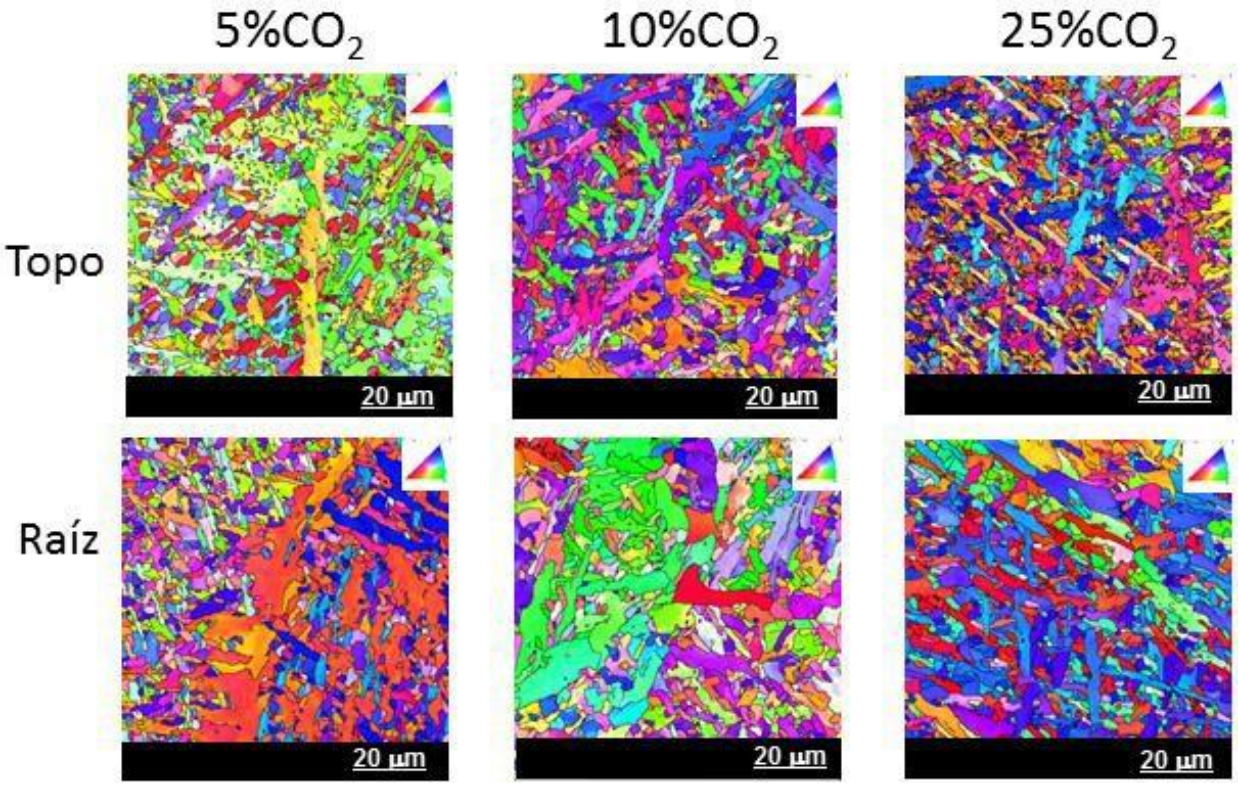


Figura IV.10 – Figura de polo inversa obtida por EBSD dos metais de solda.

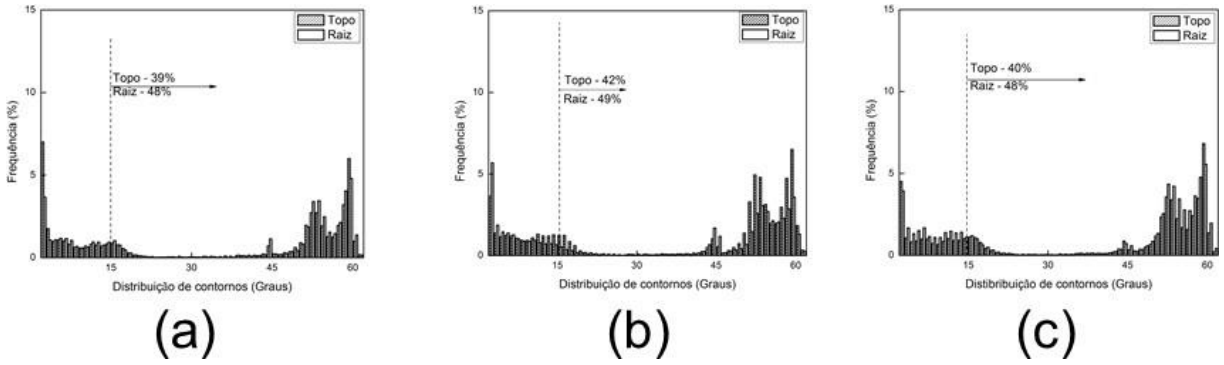


Figura IV.11 – Distribuição de contornos de alto e baixo ângulo dos metais de solda obtidos por EBSD.

CAPÍTULO V
DISCUSSÃO

V.1 – SOLDAGEM DAS JUNTAS

Além de fusão adequada nas paredes laterais e redução do número de passes, alguns trabalhos (COSTA et al.,2019; SILVEIRA et al.,2021; ZHANG et al., 2014) estudando a influência da rotação do arco nas propriedades mecânicas dos metais de solda obtidos pelo GMAW-RE mostraram que uma tenacidade ao impacto superior devido à uma microestrutura refinada pode ser obtida (ZHANG et al., 2014; SILVEIRA et al., 2021). É um comportamento esperado porque o movimento rotativo tem um grande efeito na distribuição de temperatura e induz um pico de temperatura mais baixo no metal de solda enquanto temperaturas mais altas são observadas na zona afetada pelo calor (ZTA), como mostrado experimentalmente por GUO et al. (2011). No entanto, outros resultados (SANKAR et al.,2021) evidenciaram uma redução na resistência ao impacto (~10%) em comparação com o GMAW. Essa controvérsia pode ser devida à influência da diluição. SANKAR et al. (2021) observaram que a rotação do arco promoveu um aumento na taxa de diluição, principalmente um enriquecimento do teor de carbono (0,08% para GMAW e 0,225% para GMAW-RE), o que promove alterações na microestrutura.

Estas evidências mostram que a predição das propriedades mecânicas de metais de solda obtidos pelos processos GMAW-RE ou MCAW-RE é uma tarefa complexa porque depende do efeito sinérgico de diversos parâmetros que contribuem para alterações na microestrutura devido a diferentes taxas de diluição, como a composição química dos metais de base e de adição, gás de proteção, geometria da junta e parâmetros de soldagem. Particularmente, o diâmetro de rotação e a frequência de rotação são relevantes, pois não são considerados no processo convencional.

Algumas publicações utilizando a soldagem na posição plana para avaliar as propriedades mecânicas das juntas soldadas (COSTA et al.,2019,2024; SANKAR et al., 2021,2022,2022b; PARTHIBAN et al., 2019; SILVEIRA et al., 2021) obtiveram resultados aceitáveis utilizando a frequência de rotação na faixa de 1.500-4.000 rpm para soldagem com arames sólidos. Para arames tubulares metálicos (processo MCAW-RE), SILVEIRA et al. (2020) obtiveram os melhores resultados para 1.500 rpm. Todos esses autores concordam que 3mm é o diâmetro de rotação ideal.

Os parâmetros de soldagem utilizados nesta Tese (frequência -1.500 rpm; diâmetro -3mm) estão de acordo com estas afirmações. Confirma-se pelas macrografias com ausência de defeitos, que foram obtidos resultados satisfatórios sem presença de defeitos (Figura IV.4).

É de conhecimento geral que as propriedades mecânicas dos metais de solda dependem da microestrutura, que está relacionada à composição química e às taxas de resfriamento. Nesta Tese, o principal efeito se deve aos diferentes gases de proteção, pois os parâmetros de soldagem adotados foram capazes de gerar aportes térmicos equivalentes (Tabela III.2).

V.2 – RELAÇÃO MICROESTRUTURA X PROPRIEDADES MECÂNICAS

Como citado na literatura (SILVEIRA et al., 2020), embora a soldagem em chanfro estreito permita um menor volume de metal de solda depositado, efeitos deletérios podem ser observados devido à maior diluição com metal base (KARLSON et al., 2014; AN et al., 2019; SUN et al., 2019,2020), porque é esperada maior diluição com a oscilação do arco (LARA et al., 2020).

De acordo com a literatura (SUN et al., 2019,2020; HUNT et al., 1994; ZHANG et al., 2021), para uma combinação de materiais de base e consumível, a extensão da heterogeneidade química dentro de uma solda é influenciada pela diluição, que pode ter efeitos significativos no comportamento de juntas soldadas. A mudança na composição química resultante da diluição pode afetar a cinética de transformação de fase durante os ciclos térmicos induzidos pela soldagem, bem como as microestruturas resultantes (SUN et al., 2019). Portanto, o controle restrito da composição química é imperativo para a microestrutura que rege o desempenho do metal de solda. O controle da microestrutura do metal de solda e a melhoria da produtividade da soldagem são fatores críticos para o desenvolvimento de metal de solda de alta resistência para garantir propriedades mecânicas satisfatórias e reduzir custos de produção (GOUDA et al., 2005). Além da composição química, alguns parâmetros de soldagem exercem forte influência na diluição, como o número de passes e o aporte térmico (SILVEIRA et al., 2021; SUN et al., 2019,2020). Para metais de solda de alta resistência, a principal contribuição da diluição é o aumento do teor de carbono, principalmente em soldagens com chanfro estreito (NATHAN et al., 2015), levando à ocorrência de microestruturas martensíticas e menor tenacidade ao impacto (SUN et al., 2020).

Conforme citado por ZHANG et al. (2021), as duas principais formas de calcular a diluição de soldas são a análise química e cálculos geométricos, e a maioria dos pesquisadores usa o último método em vários processos devido à sua simplicidade e eficiência em comparação com a análise química. No entanto, eles comentam que os resultados da taxa de diluição calculada pelos dois métodos podem ser diferentes. Afirmam também que a definição de taxa de diluição é um conceito criado para investigar a alteração da concentração da composição de uma solda. Portanto, o cálculo não pode ser realizado simplesmente dividindo a área de uma solda em duas partes, ou seja, pelo método

geométrico. Assim, a taxa de diluição é melhor representada na análise da composição química. Por outro lado, deve-se reconhecer que a diluição é diferente para várias composições de soldagem em um único cordão. Na prática, é necessário decidir qual elemento ou elementos utilizar para os cálculos. As razões são que o nível de liga, a diferença entre aço, consumível e metal de solda e a tendência de um elemento ser incorporado à escória ou ser oxidado no arco afeta a precisão das estimativas de diluição (KARLSON et al., 2014).

Independente do exposto acima, pode-se inferir que a diluição não é um problema para os metais de solda estudados neste trabalho porque as diferenças na composição química podem ser atribuídas ao gás de proteção utilizado. Mesmo com uma maior diluição global, observou-se redução de C, Mn, Si, e Ti e um aumento nos teores de O para maiores teores de CO_2 no gás de proteção. Os outros elementos de liga (Cr, Mo e Ni) não apresentam alterações significativas. Isto é um resultado esperado devido ao potencial de desoxidação desses elementos, e é consistente com outros trabalhos experimentais (AN et al., 2015; SEO et al., 2013; GOUDA et al., 2005; SVOBODA et al., 2007).

Embora alguns pesquisadores (GOUDA et al., 2005) afirmem que a adição de CO_2 ao gás de proteção pode promover alterações significativas na microestrutura dos metais de solda devido à redução na temperabilidade como consequência de perdas de C, Mn, Si e Ti, as microestruturas obtidas neste trabalho são semelhantes para todos os metais de solda. Isto confirma que o efeito dos vários fatores que contribuem para as características dos metais de solda não podem ser examinadas individualmente e sua influência combinada precisa ser examinada. Particularmente, para metais de solda de aço de alta resistência da classe 700 MPa, a influência da taxa de resfriamento é crucial para as propriedades mecânicas porque a quantidade relativa dos principais componentes microestruturais constituintes esperados nesses metais de solda varia significativamente com as taxas de resfriamento.

Como já observado em outros trabalhos (JORGE et al., 2019,2019b,2021), os principais parâmetros que influenciam a tenacidade ao impacto dos metais de solda são: a recristalização; os constituintes microestruturais; as microfases e inclusões. Como consequência, uma análise metalográfica foi realizada para considerar a influência de cada um dos parâmetros da microestrutura. Esta análise revelou uma microestrutura onde a presença de ferrita primária (PF), ferrita acicular (AF), e a predominância de ferrita com segunda fase (FS) são observados. Esses resultados são consistentes com metais de solda da classe 700 MPa (KARLSSON et al., 2014; ZHANG et al., 2016; GIANETTO et al., 2004; FARNEZE et al., 2010; JORGE et al., 2016; WANG et al., 2018; BAI et al., 2019). No entanto, também foi notada a presença de um maior percentual de ferrita acicular em comparação ao que normalmente é observada para metais de solda da classe 700 MPa (RISSONE et al., 2005; SVOBODA et al., 2007; ZHANG et al., 2016). Este resultado é confirmado pela técnica

EBSD, que mostra que a maior frequência dos contornos de alto ângulo apresenta desorientação superior a 45º, o que está relacionado a uma maior quantidade de ferrita acicular (JORGE et al., 2019b; SHRESTA et al., 2014; GOURGUES et al., 2000; NIU et al., 2019). Este resultado pode ser atribuído à presença de titânio nos metais de solda e à sua significativa contribuição para a formação de inclusões servindo como locais para nucleação da ferrita acicular. É importante mencionar que os teores de titânio observados nos metais de solda estão na faixa adequada para metais de solda de alta resistência, conforme relatado por outros autores (WANG et al., 2018,2018b; LAN et al., 2016).

A análise por EBSD contribui para evidenciar a microestrutura homogênea ao comparar as estruturas colunar e regiões reaquecidas. O mesmo comportamento observado nos resultados de microdureza indica que as propriedades mecânicas não são tão dependentes da recristalização como normalmente observado para metais de solda de aço de baixa liga (JORGE et al., 2021). Assim, são esperadas propriedades mecânicas satisfatórias mesmo utilizando um menor número de passes, o que é crucial para a produtividade.

Em relação às microfases, nota-se o mesmo comportamento. Além disso, estas estão dispersas na matriz e seu tamanho médio é pequeno (<2μm). Com base nessas evidências, nenhum efeito deletério é esperado devido à sua presença (JORGE et al., 2021).

Alguns trabalhos (KASASIDIS et al., 2018; PAMNANI et al. 2016) citam que o metal de solda pode ser uma região mais vulnerável em comparação com a zona termicamente afetada e o metal base, devido ao maior tamanho, distribuição e fração de inclusões. Contudo, sabe-se que as inclusões não metálicas formadas no metal de solda têm dois efeitos opostos na tenacidade ao impacto (PAMNANI et al., 2016). Uma delas é que as inclusões atuam como locais de iniciação para fratura (CAO et al., 2017; GHOSH et al., 2014), enquanto a outra é que podem auxiliar a formação de ferrita acicular (RAMIREZ, 2008; LODER et al., 2017; HAN et al., 2018; SCHNITIZER et al., 2017; HALSBERGER et al., 2018). Quando condições particulares são adequadas, principalmente a composição química em soldas contendo Ti, as inclusões que ocorrem no metal de solda apresentam um tamanho, fração volumétrica e distribuição favorecendo a formação de ferrita acicular e não causam efeitos deletérios para a tenacidade ao impacto, conforme observado quando maiores frações de inclusões de maiores diâmetros estão presentes (ABSON, 1993; NAKAMURA et al., 2010). Neste trabalho, o tamanho médio das inclusões (~ 0,7–0,8 μm) é pequeno e está dentro da faixa ideal de 0,4 a 1 μm (LAN et al., 2016; HAN et al., 2018) para nucleação de ferrita acicular. Como consequência, não são esperados efeitos deletérios devido às inclusões.

Embora a literatura disponível afirme que as propriedades mecânicas dos metais de solda de aço de alta resistência são afetadas pelo teor de CO_2 no gás de proteção (HAUPT et al., 2018; MUKHOPADHYAY et al., 2006; SEO et al., 2013; GADALLAH et al., 2012), os resultados

obtidos neste trabalho mostram um comportamento diferente, pois as principais características microestruturais são equivalentes para ambos os metais de solda. Como discutido anteriormente, a quantidade de constituintes microestruturais, distribuição de inclusões e microfases são muito semelhantes. Assim, os valores de resistência ao impacto obtidos estão de acordo com a evolução microestrutural. O resultado médio ligeiramente inferior apresentado pelo metal de solda obtido com Ar-5%CO_2 pode ser influenciado pela menor frequência de contornos de alto ângulo em associação com a maior proporção de região colunar. Na verdade, além da presença de grãos menos recristalizados e do seu efeito benéfico na tenacidade, vale ressaltar que a região colunar tem frequência bem menor de contornos de alto ângulo > 45º. O mesmo comportamento foi obtido por TERASHIMA et al. (2016) quando o teor de oxigênio estava em torno de 300 ppm.

Resumindo, a resistência ao impacto é afetada por vários fatores citados anteriormente e a associação de técnicas complementares é útil para uma melhor compreensão de seu comportamento.

Por fim, a conclusão mais importante está relacionada com os valores alcançados pelos metais de solda, que são adequados para soldagem de aços de alta resistência amplamente aplicados na indústria (CHOI et al., 2020; YIN et al., 2018; 12, CHU et al., 2020; KAPLAN et al., 2020; ILIC et al., 2018). Embora resultados inferiores para metais de solda obtidos por arames tubulares sejam geralmente esperados quando comparados com aqueles depositados por arames sólidos (ABSON, 1993; KUMAR et al., 2011; SCHNITIZER et a., 2017), vale ressaltar que os resultados obtidos neste trabalho são equivalentes a alguns outros obtidos com arames sólidos, reforçando a importância do Ti à maior quantidade de ferrita acicular. Também é importante enfatizar o refinamento da microestrutura devido à oscilação mecânica do arco (LARA et al., 2020).

A Figura V.1 mostra que a resistência ao impacto obtida pelo MCAW-RE é semelhante para todas as condições, como já observado em trabalhos anteriores (SILVEIRA et al., 2020). Para esta comparação, foram aplicadas correções para os corpos de prova de tamanho reduzido (5 × 10 × 55 mm) pela multiplicação das energias absorvidas por um fator de 2. Isto segue outros estudos sobre correções para corpos de prova de diferentes dimensões (CHAO et al., 2007; GUO et al., 2017; WALLIN et al., 2001), onde foi postulado que a única correção necessária é para a espessura se a única dimensão não padronizada para os corpos de prova for a espessura. O mesmo procedimento é permitido por algumas normas (API 5L, 2015).

Além disso, os resultados estão na mesma faixa de dispersão observada em outros processos (SILVEIRA et al., 2020,2021; SANKAR et al., 2021, AN et al., 2019; PENG et al., 2014; HAUPT et al., 2018; MUKHOPADHYAY et al., 2006; RAMINI et al., 2005; SEO et al., 2013; KARLSON et al., 2014; FARNEZE et al., 2010; HALSBERGER et al., 2018; KANG et al., 200). Isto confirma os resultados ligeiramente superiores obtidos pelo GMAW-RE e

MCAW-RE em relação aos processos convencionais devido ao refinamento promovido pelo movimento rotativo do arco, conforme comentado anteriormente. Embora a soldagem com arames tubulares geralmente promova menor tenacidade ao impacto devido às inclusões, uma combinação adequada de processo de soldagem e metal de adição pode desenvolver com sucesso propriedades mecânicas aceitáveis (DAS et al., 2021; MERT et al., 2019).

Esses resultados são esperados porque o aporte térmico equivalente (Tabela III.2) e a composição química obtida (Tabela IV.1) geraram microestruturas onde as principais características que afetam a tenacidade ao impacto (JORGE et al., 2021), quais sejam: constituintes microestruturais, microfases e inclusões (Figuras IV.5 a IV.9), também são equivalentes.

Com base nestes resultados, pode-se inferir que o processo MCAW-RE pode depositar metais de solda de aços de alta resistência obtidos com diferentes gases de proteção possuindo propriedades mecânicas adequadas a aplicações industriais onde o processo GMAW convencional é amplamente aplicado. Além disso, ratifica o exposto na literatura sobre a obtenção de propriedades satisfatórias para misturas contendo Ar-5%CO_2 até Ar-25%CO_2 (ABSON, 1993; AN et al., 2019; SEO et al., 2013; MUKHOPADHYAY et al., 2006; RISSONE et al., 2005; NAKAMURA et al., 2010; SVOBODA et al., 2004; WANG et al., 2016).

Embora a soldagem com um menor número de passes proporcionada pelo processo MCAW-RE seja benéfica à produtividade, ela pode promover efeitos deletérios nas propriedades. Além da influência do reaquecimento, são esperadas maiores taxas de diluição para soldagens realizadas com menor número de passes de soldagem. SUN et al. (2019) observaram razões de diluição variando de 44 a 10% para o primeiro e terceiro passes, respectivamente. SANKAR et al. (2021) também obtiveram uma alta taxa de diluição. Embora o movimento de rotação tenda a aumentar a diluição, ZHANG et al. (2014) observaram que o controle da frequência de rotação pode ser utilizado como uma técnica promissora para controlar a diluição da solda. O mesmo comportamento foi observado por SILVEIRA et al (2020).

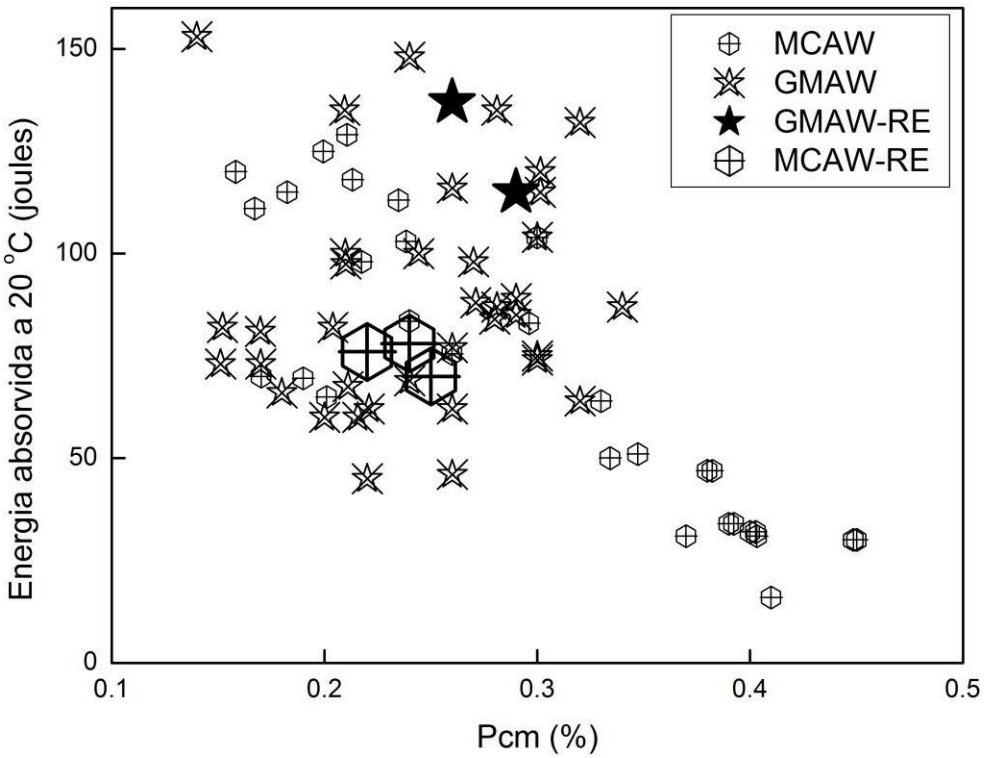


Figura V.1 – Tenacidade ao impacto de metais de solda obtidos por diferentes processos (SILVEIRA et al., 2020,2021; SANKAR et al., 2021; AN et al., 2019; PENG et al., 2014; HAUPT et al., 2018; MUKHOPADHYAY et al., 2006; RAMINI et al., 2005; SEO et al., 2013; KARLSON et al., 2014; FARNEZE et al., 2010; HALSBERGER et al., 2018; KANG et al., 2000).

A tenacidade ao impacto observada neste trabalho confirma que a diluição não é um problema para os experimentos realizados, uma vez que os valores obtidos na raiz foram equivalentes ou até superiores em relação ao topo (Figura IV.2). Como a previsão da tenacidade ao impacto com base na composição química é muito complexa devido ao efeito sinérgico dos elementos de liga, uma análise microestrutural mais detalhada é usualmente realizada para revelar as principais características que contribuem para as propriedades mecânicas. Entretanto, quando as técnicas metalográficas convencionais não conseguem esclarecer as microestruturas refinadas dos metais de solda de aço de alta resistência, a técnica de EBSD pode ser empregada como uma ferramenta complementar para fornecer detalhes que ajudem a explicar os resultados.

EBSD é uma técnica de caracterização microestrutural que fornece informações cristalográficas na microscopia eletrônica de varredura (MEV). A técnica EBSD vem despertando interesse na caracterização microestrutural de metais nos últimos anos por apresentar diversas vantagens em relação às convencionais, pois permite obter uma ampla gama de possibilidades de caracterização em um único método. Além das características morfológicas, outros parâmetros derivados da orientação também podem ser usados para discriminação, como tamanho de grão, orientação cristalográfica, textura e distribuição de

caracteres de contorno de grão (CARNEIRO et al., 2020). No que diz respeito especificamente aos metais de solda de alta resistência, a alta definição fornecida pela técnica EBSD, especialmente para os contornos de grão, é benéfica para separar ferrita acicular e bainita (ferrita com segunda fase), que é a fonte mais comum de erros de interpretação. A principal contribuição para elucidar as microestruturas pode ser atribuída aos perfis de desorientação porque bainita, ferrita acicular e ferrita poligonal apresentam distribuições distintas de desorientação (JORGE et al., 2021).

A Figura IV.11 apresenta os perfis de desorientação dos metais de solda na raiz e no topo, relativos ao primeiro e segundo passes, onde resultados semelhantes são observados para diferentes gases de proteção. O mais importante é o resultado superior obtido na raiz. Como todas as evidências apresentadas anteriormente são totalmente equivalentes, pode-se presumir que a diferença possa ser atribuída à presença da região reaquecida no entalhe Charpy-V nesta posição.

Para verificar esta hipótese, foi realizada uma análise adicional pela técnica EBSD comparando o topo, a raiz e a região reaquecida do metal de solda Ar-10CO_2. A observação da Tabela V.1 permite verificar os resultados superiores proporcionados pela região reaquecida para todos os parâmetros importantes para a tenacidade ao impacto. Assim, embora a proporção da região recristalizada no entalhe seja relativamente pequena (~20%), o seu efeito pode ser crucial para a tenacidade ao impacto do metal de solda. Este é um resultado importante porque permite inferir que propriedades aceitáveis podem ser obtidas na soldagem de placas mais espessas, pois é esperada maior proporção de região recristalizada devido ao maior número de passes de soldagem.

É importante ressaltar que embora algumas vezes as propriedades mecânicas dos metais de solda sejam afetadas pelo gás de proteção e pela diluição, os resultados obtidos neste trabalho apresentam um comportamento diferente, pois as principais características microestruturais são equivalentes para todos os metais de solda. Assim, reforça a necessidade de realizar uma avaliação detalhada da microestrutura para explicar as propriedades mecânicas. Neste sentido, fica clara a necessidade da execução de um procedimento complexo para explicação da tenacidade ao impacto de aços de alta resistência com metais soldados, conforme já recomendado na literatura (JORGE et al., 2021).

Embora muitas outras evidências experimentais sejam necessárias para permitir uma conclusão efetiva, os resultados obtidos neste trabalho motivam outras investigações sobre este processo, para indicar o processo MCAW-RE como uma alternativa para substituir o processo GMAW convencional.

Tabela V.1 – Principais parâmetros obtidos pela técnica EBSD.

Posição	Topo	Região reaquecida	Raíz
TEG (μm)	2,2	1,9	2,9
HAGB (>15º, %)	42	54	49
HAGB (>45º, %)	35	45	40
Grão recistalizados (%)	11	18	14
Grãos subestruturados (%)	49	52	40
Graõs deformados (%)	40	30	46

Where: TGE – Tamanho de grão efetivo; HAGB – Contornos de alto ângulo.

V.3 – CONSIDERAÇOES ADICIONAIS

Como registrado na literatura (SILVEIRA et al., 2020), o processo MCAW-RE parece ser uma alternativa interessante ao processo GMAW, pois é muito mais produtivo devido a redução do metal de solda depositado através da adoção de um chanfro estreito associado a uma taxa de deposição mais elevada do que a obtida com arame sólido (PRAJAPATI et al., 2017; MYERS, 2002; LIN et al., 2019).

Entretanto, a maior diluição como consequência da geometria modificada poderia promover efeitos deletérios sobre as propriedades mecânicas. A ausência na literatura de resultados sobre o comportamento de metais de solda de alta resistência obtidos pelo processo MCAW-RE, faz com que esta seja uma importante contribuição científica da presente tese.

Com base nos resultados aceitáveis obtidos anteriormente (SILVEIRA et al., 2020), quando a influência dos parâmetros de soldagem foi estudada, o presente trabalho avaliou a influência dos diferentes gases de proteção nas propriedades mecânicas e microestruturais. Os resultados não são apenas adequados, mas também mostraram equivalentes valores. Além disso, uma microestrutura homogênea e nenhum efeito decisivo da diluição nas propriedades são observados. Isto é um dado fundamental garantir a soldagem com um menor número de passes.

A Figura V.1 mostra uma comparação com outros metais de solda obtidos por outros processos (SILVEIRA et al., 2020,2021; SANKAR et al., 2021,AN et al., 2019; PENG et al., 2014; HAUPT et al., 2018; MUKHOPADHYAY et al., 2006; RAMINI et al., 2005; SEO et al., 2013; KARLSON et al., 2014; FARNEZE et al., 2010; HALSBERGER et al., 2018; KANG et al., 2000), onde se nota que os resultados obtidos no presente trabalho estão dentro da mesma faixa de dispersão dos outros experimentos. Além disso, é importante enfatizar que

os resultados são superiores aos requisitos de diversas Normas atuais (IACS W28, 2012; DNV B1O1, 2009; ABS, 2012), tornando o processo MCAW-RE útil para aplicações industriais importantes, como oleodutos, equipamentos de amarração e construção naval.

Com base no exposto acima, acredita-se que o processo MCAW-RE tem potencial para ser indicado como substituto do processo GMAW convencional, devido à maior produtividade, menor custo e propriedades mecânicas adequadas.

É certo que isto ainda é uma discussão aberta, e são necessárias muito mais evidências experimentais para permitir uma conclusão definitiva. No entanto, os presentes resultados motivam outros pesquisadores a continuarem a investigação deste processo.

CAPÍTULO VI
CONCLUSÕES E SUGESTÕES

V.1 - CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho, as principais conclusões são:

a) Os metais de solda obtidos pelo processo MCAW-RE utilizando misturas de 5%CO_2, 10%CO_2 e 25%CO_2 como gás de proteção e aportes térmicos similares, apresentaram comportamento mecânico e características microestruturais similares;

b) Os metais de solda estudados obtiveram microestruturas e propriedades mecânicas equivalentes às obtidas por outros processos, mesmo com um menor número de passes;

c) A diluição com o metal base no passe de raíz não provocou efeitos nocivos nas propriedades;

d) O reaquecimento pelo passe subsequente provoca efeitos benéficos na microestrutura do metal de solda, assim indicando propriedades adequadas na soldagem de maiores espessuras pelo processo MCAW-RE e;

e) O processo MCAW-RE apresenta potencial para substituição do processo GMAW convencional com vantagens, visto propiciar propriedades mecânicas adequadas e melhor produtividade pela utilização do chanfro estreito.

VI.2 - SUGESTÕES

Como continuidade da presente pesquisa, permite-se sugerir:

a) Otimização dos parâmetros de soldagem para melhoria das propriedades e da produtividade na soldagem com arame sólido e metal cored;

b) Avaliação de juntas soldadas de maior espessura com o processo MCAW-RE;

c) Estudo do comportamento de metais de solda de baixa resistência, onde a região reaquecida apresenta microestrutura diferente da região colunar;

d) Estudo das propriedades da zona termicamente afetada de juntas soldadas pelo processo MCAW-RE e;

e) Estudo de propriedades de revestimentos soldados pelo processo GMAW-RE.

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABSON, J. Microstructure and mechanical properties of gas-shielded welding of C-Mn-Ni steel. **Weld J** 1993; 5:173-186.

ABSON, D. Acicular ferrite and bainite in C-Mn and low-alloy steel arc weld metals. **Sci Technol Weld Join** 2018;23(8):635-648.

American Bureau of Shipping, Rules for materials and welding 2012 (2011) Part 2, Houston, USA, 398p.

AN, T., WEI, J., ZHAO, L., SHAN, J., TIAN, Z. Influence of carbon content on microstructure and mechanical properties of 1000 MPa deposited metal by gas metal arc welding. **J Iron Steel Res Int** (2019) 26:512-518.

ASME Code, Section II, Part A; "Ferrous Materials Specifications", American Society of Mechanical Engineering, 2017

API SPECIFICATION 5L, "Specification for Line Pipe" American Petroleum Institute, 2015

AWS A5.28; "Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for gas shielded arc welding"; American Welding Society - AWS, 2017

ASTM A 370-2017 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products

AWS D1.1/D1,1M, “Stuctural Welding Code”, 2006.

BAI, Q.; GUO, N.; HAN, Y.; ZHANG, J.; WANG, MEIRONG. Analysis of temperature distribution in rotating arc welding. **Adv Mater Res** 2012;472-475:1346-1352.

BAI, F., DING, H., TONG, L., PAN, L., WANG, L. Microstructural changes and impact toughness of fill pass in X80 steel weld metal. **Metals** 2019(9):898. https://doi.org/10.3390/met9080898

BIRD, J. Improving the toughness of high Strength GMA welds. **Marine Struct** 1993; 6:461-474.

BOSE-FILHO, W.; CARVALHO, A.; STRANGWOOD, M. Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds. **Mater Charact** 2007; 58:29-39.

CAI, X.; FAN, C.; LIN, S.; YANG, C.; JI, X.; HU, L. Effects of shielding gas composition on arc characteristics and droplet transfer in tandem narrow gap GMA welding. ; Harbin Institute of Technology, (Online) Journal homepage: http://www.tandfonline.com/loi/ystw20, Harbin, pp.01-08, China, 2016

CAO, R., YUAN, J.J., XIAO, Z.G., MA, J.Y., MAO, G.J., ZHANG, X.B., CHEN, J.H. Sources of variability and lower values in toughness measurements of weld metals. **J Mater Eng Perform** 2017; 26:2472– 2483

CARNEIRO, I., SIMÕES, S. Recent advances in EBSD characterization of metals. **Metals** 2020, 10, 1097; https://dpi.org/10.3390/met10081097

CHAO, Y.J., WARD, J.D., SANDS, R.G. Charpy impact energy, fracture toughness and ductile-brittle transition temperature of dual phase 590 steel. **Mater Des** 2007;28:551-557.

COSTA, J.F.M.C.; SILVA FILHO, W.A.; SILVEIRA, G.; ALMEIDA, F.; LOBATO, M.; CHUVAS, T.C.; MENDES, M.C.; SOUZA, L.F.G.; JORGE, J.C.F. Comportamento de juntas soldadas de aço C- Mn obtidas pelo processo GMAW com arame rotativo. **Sold Insp** 2019. https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI24.11

COSTA, J.F.M.C.; SILVA FILHO, W.A.; JORGE, J.C.F.; MENDES, M.C.; CHUVAS, T.C.; ARAÚJO, L.S. Investigation on the ASTM A516 Grade 70 narrow gap welded joints obtained by the GMAW process with rotating electrode. **Int J Adv Manufact Technol** 2024:134:3453-3464. https://doi.org/10.1007/s00170-024-14358-1

CHOI, D., LEE, H., CHO, S., KIM, H.C., HYUN, S., SHI, S.Y. Microstructure and Charpy impact properties of FCAW and SAW heat affected zones of 100 mm thick steel plate for offshore platforms. **Met Mater Int** 2020; 26:867–881.

CHU, Q., XU, S., TONG, X., LI, J., ZHANG, M., YAN, F., ZHANG, W., BI, Z., YAN, C. Comparative study of microstructure and mechanical properties of X80 SAW welds prepared using different wires and heat inputs. **J Mater Eng Perform** 2020; 29:4322–4338.

DAS, S., VORA, J., PATEL, V., BOGUM, S. Experience with advanced welding techniques (RMD & PGMAW) with seamless metal cored wire for Oil & Gas pipeline industries. **J Phys: Conf Series** 1950 2021 012043. https://doi.org/10.1088/1742-6596/1950/1/012043.

Det Norske Veritas, Metallic Materials, Offshore Standard DNVOS-B101, April 2009, 49p 100.

FARNEZE, H.N., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. BOTT I.S. Comparative study of high-strength steel weld metals obtained by the SMAW and FCAW processes for offshore applications and mooring chains. **Weld Int** 2010; 24:903–910

FELBER, S. Welding of the high-grade pipeline-steel X80 and description of different pipeline-projects. **Weld World** 2008;52(5/6):19-40.

GADALLAH, R.; FAHMY, R.; KHALIFA, T.; SADEK, A. Influence of shielding gas composition on the properties of flux-cored arc welds of plain carbon steel. **Int J Eng Technol Innov** 2012;2(1):01-12.

GIANETTO, J.A., BOWKER, J.T., DORLING, D.V., HORSLEY, D. Structure and properties of X80 and X100 pipeline girth welds. Proceedings of IPC2004 International Pipeline Conference, Calgary, Alberta, Canada, 1-13, 2004. IPC2004-316

GJOSH, A., SAHOO, S. GHOSH, M., GHOSH, R.N., CHAKRABARTI, D. Effect of microstructural parameters, microtexture and matrix strain on the Charpy impact properties of low carbon HSLA steel containing MnS inclusions. **Mater Sci Eng A** 2014; 613:37–47

GOUDA, M., TAKAHASHI, M., IKEUCHI, K. Microstructures of gas metal arc weld metal of 950 MPa class steel. **Sci Technol Weld Join** 2005;10(3):369–377

GOURGUES, A.F., FLOWER, H.M., LINDLEY, T.C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures. **Mater Sci Technol** 2000; 16:26-40.

GUO, N.; LIN, S.; ZHANG, L.; YANG, C. Metal transfer characteristics of rotating arc narrow gap horizontal GMAW. **Sci Technol Weld Join** 2009;14(8):760-764.

GUO, N., YANFEI, H., LINLIN, Z., YAN, Z. A modified heat source model for rotating arc welding. **China Weld** 2011;20(3):58-63.

GUO, N., LIN, S.B., GAO, C., FAN C.L., YANG C.L. Study on elimination of interlayer defects in horizontal joints made by rotating arc narrow gap welding. **Sci Technol Weld Join** 2011b; 14:584-588

GUO, N.; WANG, M.; GUO, W.; YU, J. Study on forming mechanism of appearance defects in rotating arc narrow gap horizontal GMAW. **Int J Adv Manuf Technol** 2014; 75:15-20.

GUO, W., LI, L., DONG, S., CROWTHER, D., THOMPSON, A. Comparison of microstructure and mechanical properties of ultra narrow gap laser and gas-metal-arc welded S960 high strength steel. **Opt Lasers Eng** 2017; 91:1015

HAN, C., LI, K., LIU, X., CAO, R., CAI. Z. Effect of Ti content and martensite–austenite constituents on microstructure and mechanical property. **Sci Technol Weld Join** 2018;23(5):410-419.

HASLBERGER, P., ERNST, W., SCHNEIDER, C. HOLLY, S, SCHNITIZER, R. Influence of inhomogeneity on several length scales on the local mechanical properties in V-alloyed all-weld metal. **Weld World** 2018;62(6):1153-1158

HAUPT, W., RIFFEL, K.C., ISRAEL, C.L., SILVA, R.H.G., REGULY, A. Effect of wire electrode and shielding gas compositions on the mechanical properties of DOMEX 700 steel welded by the GMAW-P process. **J Braz Soc Mech Sci Eng** 2018; 40:174

HUNT, A., KLUKEN, A., EDWARDS, G. Heat input and dilution effects in microalloyed steel weld metals. **Weld J** 1994;73(1):9s-15s.

ILIC, A., IVANOVIC, L., STOJANOVIC, B., JOSIFOVIC, D. DES, I. Impact toughness of high-strength low- alloy steel welded joints. **Applied Eng Letters** 2018;3(3):98–104

International Association of Classification Societies, Welding procedure qualification tests of steels for hull construction and marine structures (2012) Specification W28, Rev. 2, London: England 99.

ITO, Y., BESSYO, K. Weldability formula of high strength steels related to heat affected zone cracking. **J Japan Weld Soc** 1968;37(9): 983-991.

JORGE, J.; SOUZA, L.; COUTO, J.; BOTT, I. Influence of chemical composition on the mechanical properties of high strength steel weld metals for application in mooring

c omponents. **Int J Eng Tech Res** 2016;4(2):71-76.

JORGE, J.; BOTT, I.; SOUZA, L.; MENDES, M.; ARAÚJO, L.; EVANS, G. Mechanical and microstructural behavior of C-Mn steel weld deposits with varying titanium contents. J Mater Res Technol 2019;8(5):4659-4671.

JORGE, J.C.F., MONTEIRO, J.L.D., GOMES, A.J.C., BOTT, I.S., SOUZA, L.F.G., MENDES, M.C., ARAÚJO, L.S. Influence of welding procedure and PWHT on HSLA steel weld metals. **J Mater Res** Technol 2019b;8(1): 561–571

JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G., MENDES, M.C., BOTT, I.S., ARAÚJO, L.S., SANTOS, V.R., REBELLO, J.M.A., EVANS, G.M., Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C-Mn and high strength low alloy steel weld metals - A review. J Mater Res Technol 2021; 10:471-501.

KANG, B.Y., KIM, H.J. Efect of Mn and Ni on the variation of the microstructure and mechanical properties of low-carbon weld metal. **ISIJ Int** 2000;40(12):1237–1245

KANNAN, G.R., SATHIYA, P., KANNAN, T.D.B. et al. Experimental investigation on microstructure and mechanical properties of 15CDV6 high strength low alloy steel welded using spin arc gas metal arc welding process. **J Mater Eng Perform** (2024). https://doi.org/10.1007/s11665-024-09432-4

KAPLAN, A.F.H., HOFEMANN, M., VAAMONDE, E., RAMASAMY, A., KALFSBEEK, B., NASSTROM, J., ROBERTSONM S.M., FROSTEVARG, J., VOLPP, J Microstructures from wire-fed laser welding of high strength steel grades. **J Laser Appl** 2020 32 022050. https://doi.org/10. 2351/7.0000087

KAZASIDIS, ME., PANTELIS, D.I, CHATZIDOUROS, E.V., BOUGIOURI, V.D., Comparative study of toughness between the AH 40 fatigue crack arrester steel and its weld metal in the case of robotic metal-cored arc welding. **Int J Adv Manuf Technol** 2018; 99:1183-1194.

KARLLSSON, L., SVENSSON, L.E., HUTIG, K. Influence of dilution on properties of high strength steel weld metals. **Biul Inst Spaw** 2014;5: 62-70

KEEHAN, E.; "Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals"; Ph.D. Thesis, Chalmers University of Technology, Sweden, 2004

KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; ANDRÉN, H.; SVENSSON, L. New developments with C-Mn-Ni in high- strength steel weld metals - Part B, mechanical properties. **Weld Res** 2006; 218-224.

KUMAR, S., RAO, S.P., RAMAKRISHNA, A. Effects of eccentricity and arc rotational speed on weld bead geometry in pulsed GMA welding of 5083 aluminum alloy. **J Mech Eng Res** 2011;3(6):186-196.

LAN, I., KONG, X., QIU, C., ZHAO, D. Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints. **Mater Des** 2016; 90:488–498

LARA, M., DIAZ, V.V., CAMUS, M., CUNHA, T.V. Effect of transverse arc oscillation on

morphology, dilution and microstructural aspects of weld beads produced with short-circuiting transfer in GMAW. **J Braz Soc Mech Sci Eng** 2020; 42:449.

LATHABAI, S.; STOUT, D. Shield gas and heat input effects on flux cored weld metal properties. **Weld J** 1985:303-313

LI, W.; GAO, K.; WANG, J.; JI, Y. Groove sidewall penetration modeling for rotating arc narrow gap MAG welding. **Int J Adv Manuf Technol** 2015; 78:573-581.

LIN, Z., GOULAS, Z., YA, W., HERNMANS, M.J.M. Microstructure and mechanical properties of medium carbon steel deposits obtained via wire and arc additive manufacturing using metal-cored wire. **Metals** 2019 9 673. https://doi.org/10.3390/met9060673

LIU,C.; BHOLE,S.D. Challenges and developments in pipeline weldability and mechanical properties"; **Sci Technol Weld and Join** 2013;18(2):169-181.

LIU, G. TANG, X., XU, Q., LU, F., CUI, H. Effects of active gases on droplet transfer and weld morphology in pulsed-current NG-GMAW of mild steel. **Chin J Mech Eng** 2020. https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-27292/v2

LODER, D., MICHELIC, S.K., BERNHARDS, C. Acicular ferrite formation and its influencing factors – a review. **J Mater Sci Res** 2017;6(1):24-43.

MASATOSHI, M.; DAISUKE, O.; KENSUKE, O. Narrow gap gas metal arc (GMA) welding technologies. **JFE Technical Report** 2016; 20:147-153.

MENZEL, M. The Influence of individual components of an Industrial gas mixture on the welding process and the properties of welded joints. **Weld Int** 2003; 17:262-264.

MERT, T., TUMER, M., KERIMAK, Z.M. Investigations on mechanical strength and microstructure of multi-pass welded S690QL HSLA steel using MAG and FCAW. **Pract Metallogr** 2019; 56(10):634-654

MIN, D., XIN, T., FENG L., SHUN, Y. Welding of quenched and tempered steels with high-spin arc narrow gap MAG system. **Int J Adv Manuf Technol** 2011; 55:527-533.

MUKHOPADHYAY, S.; PAL, T. Effect of shielding gas mixture on gas metal arc welding of HSLA steel using solid and flux-cored wires. **Int J Adv Manuf Technol** 2006; 29:262-268.

MYERS, D. Advantages and disadvantages. **Weld J** 2002;81(9):39-42

NAKAMURA, S.; HASEGAWA, T.; SHIMURA, R.; KIMOTO, I. Effect of oxygen content on toughness in high strength weld metal. **Mater Sci Forum** 2010; 638-642:3687-3692.

NATHAN, S.; BALASUBRAMANIAN, V.; MALARVIZHI, S.; RAO, A.C. Effect of the welding process on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. **Defence Technol** 2015; 11:308-317.

NIU, Y. JIA, S., LIU, Q, TONG, S., LI, B., REN, Y. WANG, B. Influence of effective grain size on low temperature toughness of high-strength pipeline steel. **Mater** 2019 12 3672. https://doi.org/10.3390/ma12223672

PAMNANI, R., JAYAKUMAR, T., VASUDEVAN, M., SAKTHIVEL, T. Investigations on the

impact toughness of HSLA steel arc welded joints. **J Manufact Proc** 2016; 21:750-86.

PARTHIBAN, K., SILVA, S.N., SANKARANARAYANASAMYet al. Studies on spin arc welding process on the behavior of C1018 plates-an insight into mechanical and metallurgical transformation. **Mat Res Exp** 2019. https://doi.org/10.1088/2053- 1591/ab135d.

PAWARIA, N.; KATARIA, S.; GOYAL, A.; SHARMA, S. Effect of heat input and shielding gas on hardness, tensile and impact strength of 2.25 Cr-1Mo steel weld metals in GMAW. **I.J.RMET** 2013;3:265-269.

PENG, Y., PENG, G., ZHANG, X., TIAN, Z., WANG, T. Microstructure and Mechanical properties of GMAW weld metal of 890MPa class steel. **J Iron Steel Res Int** 2014; 21(5):539-544

PRAJAPATI, P., BADHEKA, V.J., Investigation on various welding consumables on properties of carbon steel material in gas metal arc welding under constant voltage mode. **Sãdhanã** 2017;42(10):1751-1761

PRASAD, V.; BABUD, M.; AJAYC, P. A review on rotating arc welding process. **Mater Today** 2018; 5:3551-3555.

RAMINI, N.; RISSONE, H.; SVOBODA, H.; SURIAN, E.; VEDIA, L. Influence of procedure variables on C-Mn-Ni-Mo metal cored wire ferritic all-weld metal. **Weld J** 2005; 84:139-148.

RAMIREZ, J.E. Characterization of high strength steel weld metals, chemical composition, microstructure and nonmetallic inclusions. **Weld J** 2008;87(3):65s-75s.

REN, Y.; LIU, W.; ZHANG, S.; WANG, S.; GAO, H. Research on submarine pipeline steel with high performance. Metals & Materials Society Energy Materials, 2014; 743-750.

SANKAR, N., MALARVIZHI, S., BALASUBRAMANIAN, V. Effect of rotating arc on mechanical properties and microstructural characteristics of gas metal arc welded carbon steel joints. **Metallogr Microstruct Anal** 2021; 10:541-559. https://doi.org/10.1007/s13632-021-00769-z

SANKAR, N., MALARVIZHI, S., BALASUBRAMANIAN, V., RAHMAN, A.H., BALABURU, V. Effect of rotating arc (spin arc) on mechanical properties and microstructural characteristics of gas metal arc welded armour steel joints. **Trans Indian Inst Met** 2022; 75:3047-3059. https://doi.org/10.1007/s12666- 022-02679-2

SANKAR, N., MALARVIZHI, S., BALASUBRAMANIAN, V. Performance and characteristics of stationary arc and rotating arc-gas metal arc welded DMR 249 naval grade steel joints. **Mater Perform Charact** 2022b;11(12):170-192. https://doi.org/10.1520/MPC20210131

SCHNITZER, R.; ZÜGNER, D.; HASLBERGER, P.; ERNST, W.; KOZESCHNIK, K. Influence of alloying elements on the mechanical properties of high-strength weld metal. **Sci Technol Weld Join** 2017;22(6):1-9.

SEO, J.; LEE, C.; KIM, H. Influence of oxygen content on microstructure and inclusion characteristics of bainitic weld metals. **ISIJ Int** 2013;53(2):279-285.

SEO, K.; RYOO, H.; KIM, H.; LEE, C. Quantitative evaluation of nucleation potency of Ti-containing inclusions for acicular ferrite. **ISIJ Int** 2019;59(6):1105-1112.

SEO, K.; RYOO, H.; KIM, H.J.; YOON, J.G., LEE, C. Characterization of the local brittle layer formed in electro-gas weld metals. **Weld World** 2021; 65:513. https://doi.org/10.1007/s40194-020-01032-9

SHRESTHA, S.L., BRENN, A.J., TRIMBY, P., PROUST, G. RINGER, S.P., CAIRNEY, J.M. An automated method of quantifying ferrite microstructures using electron backscatter diffraction (EBSD) data. **Ultramicroscopy** 2014; 137:40–47

SHINJI, I.; MASATOSHI, M.; YUJI, K. Application of narrow gap welding process with high-speed rotating arc to box column joints of heavy thick plates. **JFE Technical Report** 2009; 14:16-21.

SILVA R.H.G., SCHWEDERSKY, M.B., SANTOS, A.G.M., OKUYAMA, M.P. Effects of the rotating arc technique on the GMA welding process. **Sold Insp** 2020;25:e2519. https://doi.org/10.1590/0104- 9224/SI25.19.

SILVEIRA, G.M.S., SILVA FILHO, W.A., COSTA, J.F.M., MENDES, M.C., SOUZA, L.F.G, JORGE, J.C.F. Influence of rotation frequency and rotation diameter on mechanical properties and microstructure of weld metal produced by MCAW-RE. **Int J Adv Manuf Technol** 2020; 110:1789-1803

SILVEIRA, G.M.S., JORGE. J.C.F., SOUZA, L.F.G., MENDES, M.C., et al. Microstructural characterization and mechanical properties of high‑strength steel weld metals obtained by GMAW process with rotating electrode (GMAW‑RE). **J Brazilian Soc Mech Sci Eng** 2021. https://doi.org/10.1007/s40430-021-02932-7.

SUN, G., HAMELIN, C.J., VASILEIOU, A.N., FLINT, T.F., BALAKRISHNAN, J., SMITH, M.C., FRANCIS, J.A. Efects of dilution on alloy content and microstructure in multi-pass steel welds. **J Mater Process Technol** 2019; 265:71-86.

SUN, Y.L., HAMELIN, C.J., VASILEIOU, A.N., XIONG, Q., FLINT, T.F., OBASI, G., FRANCIS, J.A., SMITH, M.C. Efects of dilution on the hardness and residual stresses in multipass steel weldments. **Int J Press Vessel Pip** 2020 187 104154.

SVOBODA, H.; RISSONE, R.; de VEDIA, L.A., SURIAN, E. The efect of welding procedure on ANSI/AWS A5.29–98 E81T1-Ni1 fux cored arc weld metal deposits. **Weld J** 2004;85(11):301–307

SVOBODA, H.; RISSONE, R.; de VEDIA, L.A., SURIAN, E. Efecto del procedimiento de soldadura en las propiedades mecánicas y la microestructura del metal de aporte puro de aceros ferríticos de alta resistencia depositados con alambres tubulares. **Sold Insp** 2007;12(2):124-132.

SUGITANI, Y.; KOBAYASHI, Y.; MURAYAMA, M. Development and application of automatic

high speed rotation arc welding. **Weld Int** 1993; 5:577-583.

TERASHIMA, S.; BHADESHIA, H. Size distribution of oxides and toughness of steel weld metals. **Sci Technol Weld Join** 2016;11(5):580-582.

TONGBANG, A.; ZHILING, T.; JIGUO, S.; JINSHAN, W. Effect of shielding gas on microstructure and performance of 1000 MPa Grade deposited metals. **Acta Metal Sin** 2015;51(12):1489-1499.

TRINH, N.Q., TASHIRO, S., SUGA, T. et al. Eligible CO2 content in Ar-CO2 mixture shielding gas for improving metal transfer in metal-cored arc welding. **Int J Heat Mass Transfer** 2024 231 125803. https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2024.125803

TRINH, N.Q., TASHIRO, S., SUGA, T. et al. Efect of oxygen in shielding gas on weldability in plasma-GMA hybrid welding process of high-tensile strength steel. **Int J Adv Manufact Technolol** 2024b; 134:283-296.

WALLIN, K. Upper shelf energy normalization for sub-sized Charpy-V specimens. **Int J Press Vessel Pip** 2001; 78:463-470

WANG, J.; REN, Y.; YANG, F.; GUO, H. Novel rotation arc system for narrow gap MAG welding. **Sci Technol Weld Join** 2007;12(6):505-507.

WANG, J.Y., REN, Y.S., YANG, F. Novel rotation arc system for narrow gap MAG welding. **Sci Technol Weld Join** 2011; 12:505-507.

WANG, H.; LI, G.; WAN, X.; NUNE, K.; LI, Y.; WU, K. Microstructural characteristics and impact toughness in YS690MPa steel weld metal for offshore structures. **Sci. Technol Weld Join** 2016;22(2):133-141.

WANG, B., LIU X., WANG, G. Inclusion characteristics and acicular ferrite nucleation in Ti-containing weld metals of X80 pipeline steel. **Metal Mater Trans A** 2018; 49:2124–2138.

WANG, Z.Q., WANG, X.L., NAN, Y.R., SHANG, C.J., WANG, X.M., LIU, K., CHEN, B. Effect of Ni content on the microstructure and mechanical properties of weld metal with both-side submerged arc welding technique. **Mater Charact** 2018b; 138:67–77

YANG, C.L., GUO, N., LIN, S.B., FAN C.L., ZHANG, Y.Q. Application of rotating arc system to horizontal narrow gap welding. **Sci Technol Weld Join** 2009;14(2):172-177.

YIN, L., WANG, J., CHEN, Z., LIU, C., SIDDIQUEE, A.N., WANG, G., YAO, Z., Microstructures and their distribution within HAZ of X80 pipeline steel welded using hybrid laser-MIG welding. **Weld World** 2018; 62:721–727

ZAJAC, S., SCHWINN, V., TACKE, K.H. Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels. **Mater Sci Forum** 2005; 500- 501:387-394.

ZHAO, H.; PALMIEREA, E. Effect of austenite grain size on acicular ferrite transformation in a HSLA steel. **Mater Charact** 2018; 145:479-489.

ZHANG, H., CHANG, Q., LIU, J., LU, H., WU, H., FENG, J. A novel rotating wire GMAW

process to change fusion zone shape and microstructure of mild steel. **Mater Letters** 2014; 123:101-103.

ZHANG, T., LI, Z., MA, S., KOU, S., JING, H. High strength steel (600–900 MPa) deposited metals: microstructure and mechanical properties. **Sci Technol Weld Join** 2016;21(3):186-193.

ZHANG, G.; SHI, Y.; ZHU.; M.; FAN, D. Arc characteristics and metal transfer behavior in narrow gap gas metal arc welding process. **J Mater Proces Technol** 2017; 245:15-23.

ZHANG, Z., HUANG, X., YAO, P., XUE, J. A new method for weld dilution calculation through chemical composition analysis. **Metals** 2021(11):131.