

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA  
CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ**

**Avaliação da ZTA de cordões sobre chapa em aço  
ARBL obtidos pelo processo GMAW-RE**

Professor orientador: Matheus Campolina Mendes  
Aluno: Vanessa Ferreira Garcia

**Rio de Janeiro  
Novembro, 2019**

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA  
CELSO SUCKOW DA FONSECA – CEFET/RJ**

**Avaliação da ZTA de cordões sobre chapa de um aço  
ARBL obtidos pelo processo GMAW-RE**

Trabalho apresentado em cumprimento às normas do Departamento de Educação Superior do CEFET/RJ, como parte dos requisitos para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica

Professor orientador: Matheus Campolina Mendes  
Aluno: Vanessa F. Garcia

**Rio de Janeiro  
Novembro, 2019**

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

G216 Garcia, Vanessa Ferreira.  
Avaliação da ZTA de cordões sobre chapa um aço ARBL obtidos  
pelo processo GMAW-RE / Vanessa Ferreira Garcia – 2019.  
54f. : il. color., grafs., tabs. ; enc.

Projeto Final (Graduação). Centro Federal de Educação  
Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2019.  
Bibliografia: f. 48-54.  
Orientador: Matheus Campolina Mendes.

1. Engenharia mecânica. 2. Aço de alta resistência. 3.  
Propriedades mecânicas. 4. Soldagem. I. Mendes, Matheus  
Campolina (Orient.). II. Título.

CDD 621

Elaborada pelo bibliotecário Leandro Mota de Menezes CRB-7/5281

## AGRADECIMENTOS

A Deus, pelo privilégio da vida e saúde para buscar meus objetivos;

Aos meus pais, por todo o apoio e incentivo a quaisquer que fossem minhas escolhas e por me proporcionarem condições favoráveis ao meu desenvolvimento acadêmico;

À minha irmã Sabrina, por estar sempre ao meu lado;

Aos meus avós, fundamentais em minha formação como pessoa e por serem exemplos de inspiração.

Ao meu futuro esposo João Figueiredo, pelo apoio e companheirismo durante todos os momentos desta caminhada.

À minha filha de quatro patinhas, Cristal, por sempre me proporcionar sorrisos e me acalmar quando preciso.

Ao meu orientador Matheus Campolina, por estar presente ao longo de todo o projeto, por toda atenção, auxílio e paciência comigo.

Ao laboratório de materiais do CEFET (LAMAT), pela integração e apoio ao desenvolvimento técnico e acadêmico, bem como por toda a infraestrutura oferecida para a realização deste trabalho.

## RESUMO

O constante desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga pode, facilmente, ser considerado um dos principais motores para o desenvolvimento industrial nos últimos 20 anos. No mesmo caminho, as técnicas de união por soldagem também são razão de várias pesquisas visando o aumento da eficiência destes processos de fabricação. Neste sentido, este trabalho propôs o estudo do efeito da variação de dois diferentes parâmetros sobre o ciclo térmico imposto pela soldagem de chapas de um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) pela técnica GMAW com eletrodo rotativo (GMAW-RE). A aplicação da técnica do eletrodo rotativo tem tomado grande importância nos últimos anos, sobretudo ao potencial aumento de produtividade associado à possibilidade do uso de chanfro reto (*narrow gap*) com maior penetração nas paredes laterais. Além do aspecto macroscópico dos cordões de solda obtidos, foram avaliados os efeitos das variáveis propostas, diâmetro de giro e frequência de rotação, sobre a extensão, perfil de microdureza e microestrutura da zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) através das técnicas de microdureza Vickers e caracterização microestrutural por microscopia ótica e eletrônica de varredura. Neste contexto foi possível observar que o aspecto macroscópico dos cordões obtidos foi sensivelmente alterado pelas variáveis propostas, bem como a extensão da ZTA quando comparado à técnica convencional. Para elevadas frequências de rotação, notou-se uma redução na penetração do cordão e da altura do reforço, além de um aumento na extensão e largura da ZTA. A partir do ensaio de microdureza Vickers, em diferentes pontos na região de grãos grosseiros da ZTA, foi possível observar que as regiões de maior dureza apresentam uma ZTA mais extensa no local. Além disso, foi encontrado na região de grãos grosseiros uma microestrutura constituída por bainita e martensita autorevenida.

## ABSTRACT

The constant development of high strength and low alloy steels can easily be considered one of the main engines for industrial development in the last 20 years. In the same way, welding joining techniques are also the reason for several researches aiming to increase the efficiency of these manufacturing processes. In this sense, this work proposed the study of the effect of the variation of two different parameters on the thermal cycle imposed by the welding of HSLA steel plates using the GMAW technique with rotary electrode. The application of the rotary electrode technique has become very important in recent years, especially due to the potential increase in productivity associated with the possibility of using a narrow gap geometry with greater lateral penetration. In addition to the macroscopic aspect of the weld deposits, the effects of the proposed variables, diameter and frequency of rotation, on the extension, microhardness profile and microstructure of the heat affected zone were evaluated using the Vickers microhardness techniques and microstructural characterization by optical and scanning electron microscopy. In this context it was possible to observe that the macroscopic aspect of the obtained weld deposits was significantly modified by the proposed variables as well the HAZ extension when compared to the conventional technique. In high rotational frequencies, a reduction in bead penetration and reinforcement height was noted, as well as an increase in extension and width of the HAZ. From the Vickers microhardness test, in different points in the coarse grain region of the HAZ, it was possible to observe that the regions of higher hardness present a larger HAZ in the area.

# SUMÁRIO

Introdução.....	1
Revisão Bibliográfica.....	3
2.1 Aços de alta resistência e baixa liga.....	3
2.2 Soldagem GMAW convencional e GMAW-RE.....	10
2.2.2 Processo de soldagem GMAW-RE.....	14
2.3 Metalurgia da soldagem: influência do ciclo térmico na microestrutura.....	21
Materiais e métodos.....	27
3.1 Material utilizado.....	27
3.2 Caracterização microestrutural.....	28
3.3 Ensaio de microdureza Vickers.....	29
3.4 Análise da microestrutural.....	30
Resultados e discussão.....	31
4.1 Caracterização macroestrutural.....	31
4.2 Ensaio de microdureza Vickers.....	37
4.3 Caracterização microestrutural.....	41
Conclusões.....	46
Referências Bibliográficas.....	48

## Lista de Figuras

Figura 1 - Desenvolvimento dos aços ARBL, de acordo com a classificação API 5L [14].	3
Figura 2 - Comparação entre o tamanho de grão obtido por diferentes processos de laminação [53].	5
Figura 3 - Esquema das etapas e transformações na microestrutura que ocorrem durante o processo de laminação controlada para a produção de um aço ARBL [53].	6
Figura 4 - Desenho esquemático do processo de recristalização durante a laminação controlada [53].	7
Figura 5 - Efeito dos elementos de liga no tamanho dos grãos austeníticos [12].	9
Figura 6 - Ilustração de um equipamento para soldagem GMAW convencional [33].	11
Figura 7 - Ilustração de um cordão e o conceito de penetração, reforço e largura do cordão [54].	12
Figura 8 - Conceito de diluição no cordão sobre chapa [3].	12
Figura 9 - Características da penetração por cada tipo de gás de proteção [33].	12
Figura 10 - Ilustração da penetração da tocha SPINARC <sup>TM</sup> com chanfro reto (Narrow Gap Welding) [7].	14
Figura 11 - Esquema dos componentes de uma tocha do processo de soldagem GMAW-RE [35].	15
Figura 12 - Gráfico comparativo entre penetração, reforço e largura do cordão a partir da frequência de rotação (rpm) [36].	16
Figura 13 - Cordões realizados com o processo GMAW-RE e seus respectivos diâmetros de giro [38].	17
Figura 14 - Energia de soldagem por velocidade de deslocamento [45].	20
Figura 15 - Influência da velocidade de rotação na largura do cordão [47].	21
Figura 16 - Fluxo de calor bidimensional durante a soldagem de uma chapa fina, ressaltando a importância da velocidade de soldagem, da fonte de calor e da espessura da chapa [43].	21
Figura 17 - Trajetória do arco rotativo do processo GMAW-RE e do arco convencional do processo GMAW [40].	22
Figura 18 - Ciclo térmico na soldagem (a) GMAW convencional/ (b) GMAW-RE [44].	23
Figura 19 - Ilustração da curva de repartição térmica GMAW convencional e GMAW-RE [44, adaptado].	23

Figura 20 - Estrutura dos grãos ao realizar uma soldagem oscilando a posição do arco na liga de Al [43].	24
Figura 21 - Vista transversal de um cordão de solda sobre chapa com as três regiões definidas pelo processo de soldagem.	24
Figura 22 - Regiões da ZTA em um cordão de solda realizado em um cordão [49].	25
Figura 23 – Ilustração das três medições realizadas ao longo da ZTA. Aumento 12,5x. Ataque Nital 2%.	29
Figura 24 - Localização das endentações para a medição de microdureza Vickers.	29
Figura 25 - Macrografias com aumento de 12,5x. Ataque Nital 2%.	31
Figura 26 - Macrografia da amostra que possui a melhor penetração e portanto, a melhor condição de soldagem (amostra 21). Aumento 12,5x. Ataque Nital 2%.	32
Figura 27 - Amostra 24 soldada por GMAW-RE. Diâmetro médio de giro: 6 mm.	33
Figura 28 - Amostra 26 soldada por GMAW-RE. Diâmetro médio de giro: 6 mm.	33
Figura 29 - Médias das três medições realizadas ao longo de extensão da ZTA.	34
Figura 30 - Gráfico relacionando a frequência de rotação com a largura da ZTA [3].	35
Figura 31 - Gráfico relacionando a frequência de rotação (rpm) com a extensão da ZTA, em milímetros.	36
Figura 32 - Medidas de microdureza Vickers na extensão da ZTA nas amostras com diâmetro de giro igual a 3 mm e frequência de rotação de (a)1500 rpm (b) 3000 rpm (c)5000 rpm.	38
Figura 33 - Sete medições de dureza Vickers na extensão da ZTA nas amostras com diâmetro de giro igual a 6 mm e frequência de rotação de (a)1500 rpm (b) 3000 rpm (c) 5000 rpm.	38
Figura 34 - Pontos de maior microdureza Vickers em cada amostra.	39
Figura 35 - Medições da extensão na ZTA no ponto de maior dureza e no ponto de menor dureza.	40
Figura 36 - Mosaico comparativo com as imagens obtidas por microscopia ótica relacionadas ao ponto de maior dureza e menor dureza das amostras com diâmetro médio de giro de 3 mm e diferentes frequências de rotação. Aumento 1000x. Ataque Nital 2%	42
Figura 37 - Mosaico comparativo com as imagens obtidas por microscopia ótica relacionadas ao ponto de maior dureza e menor dureza das amostras com diâmetro médio de giro de 6 mm e diferentes frequências de rotação. Aumento 1000x. Ataque Nital 2%	43
Figura 38 - Mosaico comparativo com as imagens obtidas por microscopia eletrônica por varredura relacionadas ao ponto de maior dureza e menor dureza das amostras com	

diâmetro médio de giro de 3 mm e diferentes frequências de rotação. Aumento 1000x. Ataque Nital 2% .....	44
Figura 39 - Mosaico comparativo com as imagens obtidas por microscopia ótica relacionadas ao ponto de maior dureza e menor dureza das amostras com diâmetro médio de giro de 6 mm e diferentes frequências de rotação. Aumento 1000x. Ataque Nital 2% .....	45

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Efeito dos elementos de liga sobre as propriedades de um aço ARBL [ADAPTADO, 9].....	4
Tabela 2 - Classificação dos aços microligados de acordo com a norma API 5L [21].....	9
Tabela 3 - Composição química dos aços API, segundo a norma API 5L [21].....	10
Tabela 4 - Comparativo entre os valores de densidade de corrente dos processos GMAW convencional e eletrodo revestido [31, 34].....	13
Tabela 5 - Relação de alguns parâmetros de soldagem e seus efeitos no cordão de solda [31]. .....	19
Tabela 6 - Fatores importantes para análise dos ciclos térmicos [43]. .....	22
Tabela 7- Composição química do consumível de soldagem, segundo fabricante [3].....	27
Tabela 8 - Parâmetros utilizados no processo de soldagem GMAW-RE de todos os cordões [3]. .....	27
Tabela 9 - Parâmetros usados na soldagem de cada uma das 8 amostras [3]. .....	28
Tabela 10 - Parâmetros usados para realização do ensaio no MEV .....	30
Tabela 11 – Medições da largura da ZTA de cada cordão .....	35
Tabela 12 - Valores do ensaio de microdureza Vickers.(HV).....	37
Tabela 13 - Medições dos pontos de maior e menor dureza a partir dos ensaios de microdureza Vickers .....	39

## Capítulo 1

### Introdução

A crescente busca, por parte das indústrias *offshore*, por alta produtividade, redução de custos e aumento na competitividade, leva estas a procurarem novos materiais que possam ser submetidos às severas condições de operação garantindo a melhoria na qualidade de seus produtos. Neste sentido, aços com maiores limites de resistência aliado com maiores valores de tenacidade vêm sendo desenvolvido ao longo dos anos, como por exemplo, aços com alta resistência e baixa liga, mais conhecidos como aços ARBL.

A demanda por processos de soldagem cada vez mais inovadores e que ofereçam a possibilidade de aumentar a produtividade industrial sem aumento de custo é cada vez maior. Dentre os processos de soldagem existentes no mercado, o processo GMAW (“*Gas Metal Arc Welding*”) é o mais utilizado na indústria devido à sua versatilidade e relação custo benefício [1, 2]. Sua elevada produtividade pode ser justificada pela facilidade de automatização do processo (podendo ser um processo semi-automático ou automático); pelo tempo total de execução reduzido (cerca da metade do tempo se comparado com o eletrodo revestido) e possibilidade de soldagem em todas as posições. Além disso, também é capaz de proporcionar soldas de boa qualidade, altas taxas de deposição, altas velocidades de soldagem e baixo índice de respingos [3].

Ainda recente no campo industrial, foi desenvolvido uma tocha de soldagem GMAW titulada Spinarc<sup>TM</sup>, desenvolvida pela empresa *Weld revolution*, com o objetivo de aumentar a produtividade e ainda melhorar a qualidade dos cordões. Essa tocha de soldagem confere um movimento rotacional ao arame-eletrodo e ainda permite o ajuste da frequência (rpm) e diâmetro do giro [4]. O processo de soldagem GMAW com eletrodo rotativo é uma variação do processo GMAW convencional e tem como uma de suas principais vantagens a possibilidade da redução ou até mesmo isenção do ângulo da junta, fato esse que além de propiciar uma drástica redução na quantidade de matéria prima necessária, reduz o tempo total de operação [3]. Tendo em vista a possibilidade de usar o chanfro reto e estreito (“*narrow gap*”), pois o movimento rotativo do arco direciona de forma angular as gotas de metal fundido para as paredes da junta, o GMAW-RE torna-se muito importante para a fabricação de grandes estruturas, como por exemplo, vasos de pressão, pois economiza a quantidade de metal de solda e minimiza a distorção causada pelo aquecimento.

Além disso, o processo GMAW-RE promete reduzir a preparação da peça, reduzindo consequentemente os custos de mão de obra e minimizando os riscos associados aumentando a ganhos de produtividade [3, 4].

O processo GMAW-RE oferece diversas vantagens em relação ao processo convencional, entretanto, ainda não é possível encontrar na literatura os efeitos positivos ou negativos que a rotação do arco pode causar sobre ZTA [3].

O projeto tem como objetivo analisar a viabilidade de aplicação na indústria após uma análise da microestrutura final da ZTA resultante do GMAW-RE, a partir de amostras que utilizam C-Mn como metal base. Além disso, este trabalho tem o objetivo de analisar a influência de parâmetros como frequência de rotação e diâmetro de giro sobre essa região e fazer uma relação desses parâmetros com a dureza e microconstituintes.

Para isso, foi feito uma breve revisão a respeito dos aços de alta resistência e baixa liga conhecidos como ARBL, uma revisão comparativa do processo GMAW convencional e o processo GMAW com eletrodo rotativo e ainda um resumo a respeito da influência que o ciclo térmico tem sobre a microestrutura, durante a soldagem GMAW e GMAW-RE. Ao longo do projeto, as amostras devidamente lixadas e polidas foram sujeitas à ensaios, como microdureza Vickers e análise microestrutural ótica e eletrônica (MEV), a fim de chegar em conclusões a respeito da real vantagem dessa nova tecnologia no ponto de vista microestrutural.

## Capítulo 2

### Revisão Bibliográfica

#### 2.1 Aços de alta resistência e baixa liga

O desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos pela sigla ARBL no Brasil (no inglês, “*high strength low allow – HSLA*”), foi impulsionado pela necessidade de aços resistentes, tenazes e soldáveis para fabricação de dutos com diâmetros maiores e capacidade de suportar altas pressões internas; tubulações de transporte de óleo e gás; navios e plataformas de perfuração “*offshore*”. Outra grande aplicação desse aço está na indústria automotiva, visando reduzir o peso dos componentes e, conseqüentemente, reduzir o consumo de combustível [5]. O desenvolvimento dos aços ARBL teve início por volta de 1930, conforme mostra a figura 1, a qual ilustra um gráfico com o desenvolvimento do aço ARBL ao longo dos anos [14].

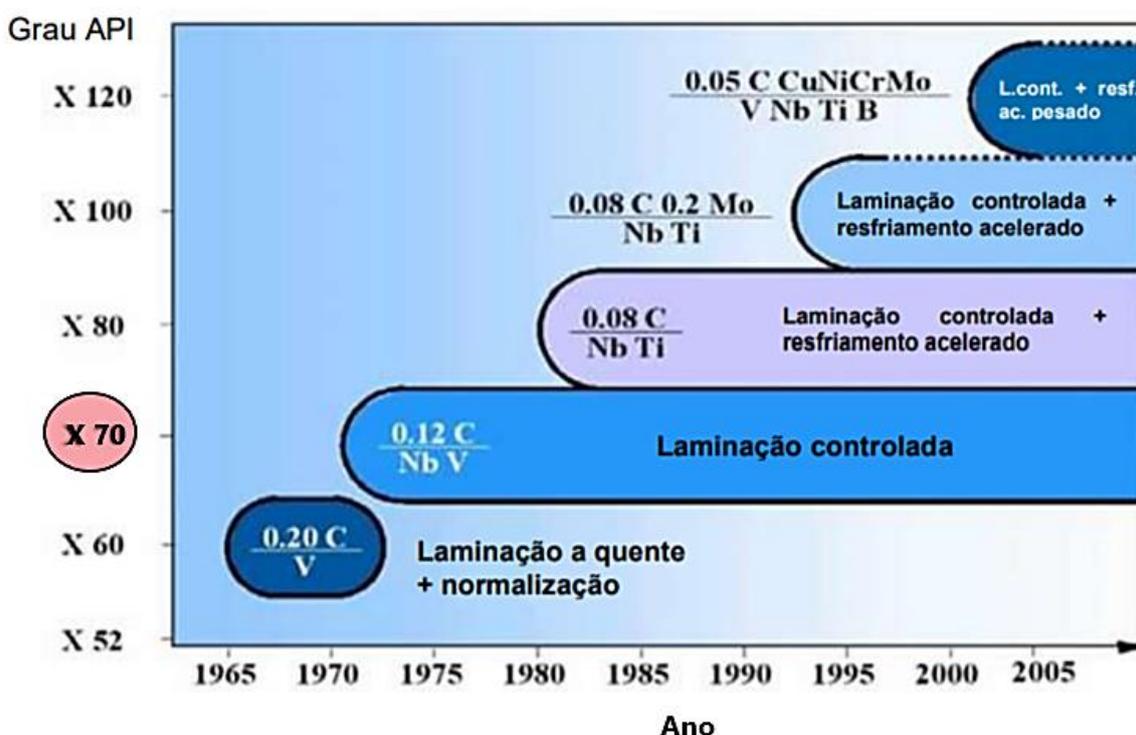


Figura 1 - Desenvolvimento dos aços ARBL, de acordo com a classificação API 5L [14].

Os aços ARBL são do tipo carbono-manganês resultantes de uma rota de produção que incorpora processos como endurecimento por precipitação, refino de grão, adição de elementos de liga como nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V), associados com diferentes escalas de passes de temperaturas de laminação [5, 6]. A partir da tabela 1 é possível observar os efeitos de alguns elementos de liga nas propriedades do aço [9].

Tabela 1- Efeito dos elementos de liga sobre as propriedades de um aço ARBL [ADAPTADO, 9].

Elemento	Efeito nas propriedades
Ni	Melhora a qualidade superficial, resistência à corrosão e as propriedades do aço, pois ajuda no refino dos grãos, além de atuar como estabilizador da estrutura cúbica de face centrada (CFC).
Nb	Aumenta o limite de resistência mecânica, limite de escoamento e refina os grãos
N	Contribui para a resistência mecânica
V	Melhora a resistência mecânica, pois fortalece a ferrita e refina os grãos sem reduzir a soldabilidade,
Cu	Melhora a resistência a corrosão, aumenta a resistência à tração.
Ti	Promove formação de compostos intermetálicos como $Co_3Ti$

Esses aços são classificados em seis subgrupos: aços para intemperismo; aços perlítico laminados; com perlita reduzida; microligados; com ferrita acicular e aços "dual phase" ou bifásicos.

O baixo teor de carbono aliado com o trabalho a quente, proporcionado pela laminação controlada garantem conformabilidade, soldabilidade, ductilidade e produz uma homogeneidade muito boa em toda a extensão da peça, com pequenas variações de resistência à tração e à compressão, não prejudicando as propriedades desse aço [13]. Como consequência do processo termomecânico, a microestrutura desses aços é predominantemente constituída por ferrita acicular e grãos ferríticos muito finos. Os constituintes aciculares favorecem a tenacidade do material devido a maior capacidade de absorver elevadas quantidades de energia de impacto, mesmo em temperaturas mais baixas. No entanto, os aços ARBL também podem apresentar outros constituintes como bainita, martensita ou austenita retida, em função do processo de fabricação e da composição química, determinando várias características como a resistência mecânica por tração, tenacidade ao impacto, ductilidade e soldabilidade [15].

Segundo COHEN *et al.* (1979) [14], apenas reduzir o teor de carbono do aço não é suficiente para aumentar a resistência mecânica e a ductilidade, sendo necessário o acionamento de um mecanismo secundário de endurecimento. O mecanismo de adição dos

elementos de liga associado aos processamentos termomecânicos, formam precipitados que inibem o crescimento de grão e melhoram a tenacidade. Esses precipitados nucleiam nos contornos de grãos resultando em uma microestrutura com grãos mais finos, ou seja, apresentam uma microestrutura com maior número de contornos de grãos e, consequentemente uma dureza e uma resistência mecânica maior que materiais com grãos mais grosseiros [10, 11]. A figura 2 mostra a diferença microestrutural entre o tamanho de grão de um aço obtido por diferentes processos de laminação. Enquanto que um aço ARBL possui grãos austeníticos refinados ( $4\mu\text{m}$ ), com uma dureza Vickers em torno de 117 HV [12], um aço convencional possui grãos maiores ( $13\mu\text{m}$ ), com uma dureza Vickers por volta de 96 HV [8, 12, 24].

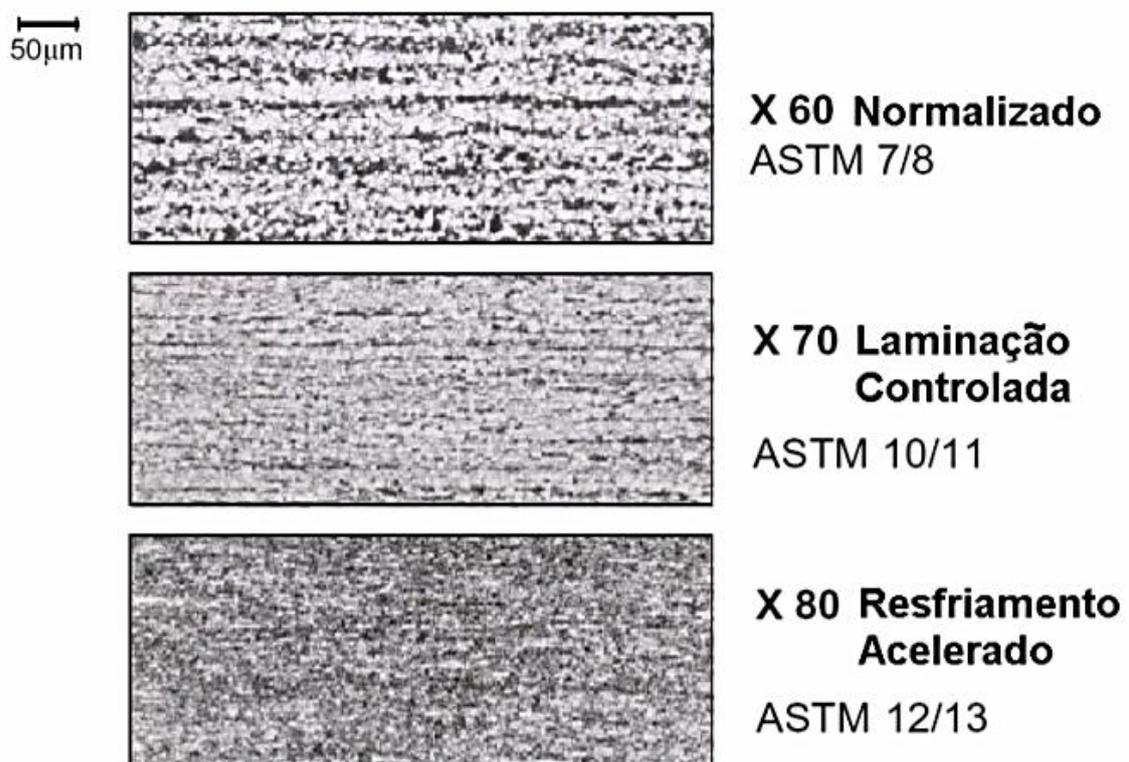


Figura 2 - Comparação entre o tamanho de grão obtido por diferentes processos de laminação [53].

Na produção dos aços ARBL, além das microadições citadas anteriormente, são aplicados outros processos que também contribuem para as excelentes propriedades desses materiais tais como resfriamento controlado; controle de inclusões ou pelo processo termomecânico de laminação controlada (laminação com um controle restrito de temperatura e deformação) seguido por um resfriamento acelerado ou por um tratamento térmico de normalização. O equilíbrio entre a resistência ao escoamento e a ductilidade dos

aços, com limite de escoamento é fortemente influenciado pela microestrutura resultante do processo de laminação e pelo mecanismo de endurecimento que foi submetido [17].

O principal objetivo do processo já citado, conhecido como laminação controlada, é obter um aço apresentando uma granulação ferrítica fina como produto final. Os três estágios podem ser definidos, conforme figura 3, como: (I) deformação na região de recristalização da austenita (reaquecimento, laminação convencional, temperatura de espera); (II) deformação na região de não recristalização da austenita (laminação a partir da temperatura onde é impedida de recristalizar até a temperatura  $A_{r3}$ , laminação entre temperaturas  $A_{r1}$  e  $A_{r3}$  onde ocorre a nucleação da ferrita a partir da austenita encruada e a recuperação ou recristalização da ferrita); (III) deformação na região de não recristalização da austenita e deformação na região bifásica.

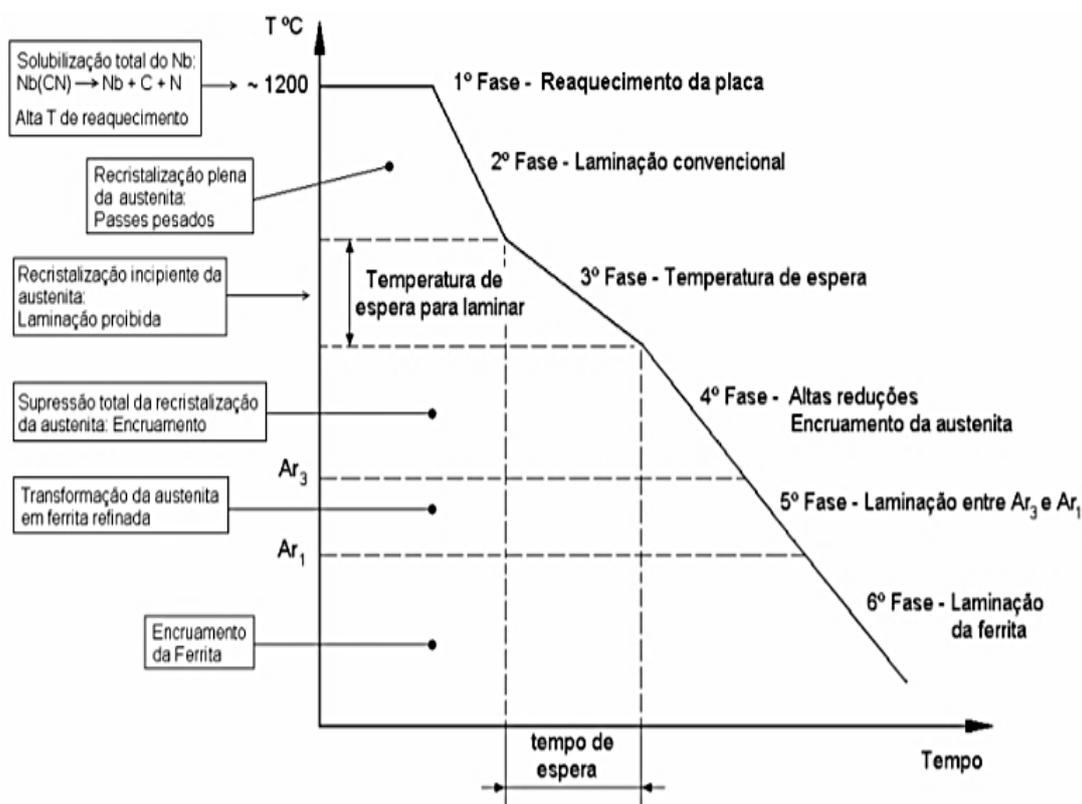


Figura 3 - Esquema das etapas e transformações na microestrutura que ocorrem durante o processo de laminação controlada para a produção de um aço ARBL [53].

A primeira etapa do processo de laminação controlada consiste no reaquecimento da placa de aço numa faixa de temperatura maior que a temperatura de solubilização, em torno de  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  para garantir que todos os elementos microligantes estejam dissolvidos

na matriz e assim iniciar a laminação. Entretanto também é desejável que não ocorra crescimento do grão austenítico, pois o tamanho de grão austenítico inicial é diretamente proporcional ao tamanho de grão ferrítico final [53].

A primeira etapa de laminação inicia-se acima da temperatura de não recristalização e é nela que ocorre a recristalização estática. Nesta etapa obtém-se uma microestrutura austenítica recristalizada, fina e homogênea, conforme figura 4 [53]. Após algumas etapas de laminação e recristalização, certos elementos de liga, principalmente o Nb, começam a influenciar e restringir o processo de recristalização. Neste estágio é necessário esperar um tempo, numa temperatura abaixo da temperatura de não recristalização e acima de  $Ar_3$  até que a recristalização da austenita seja completamente suprimida [53].

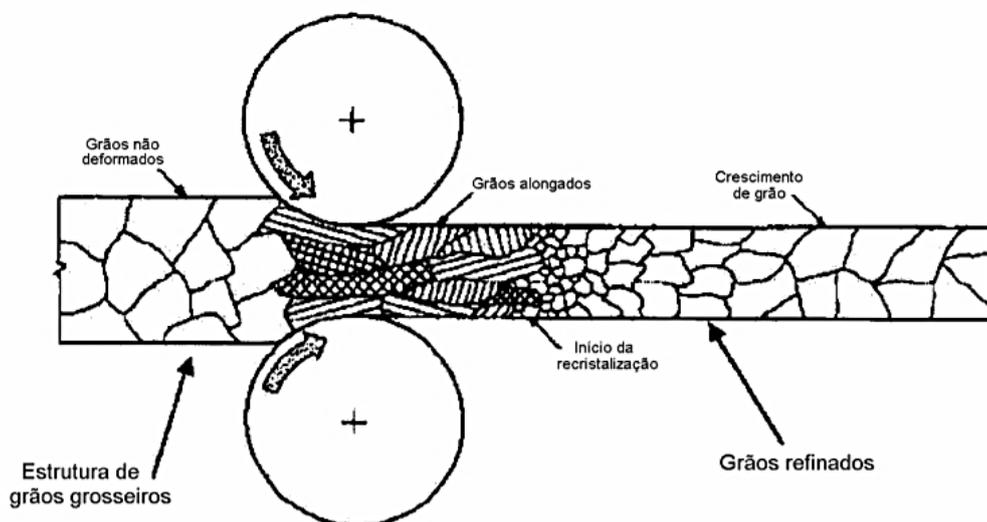


Figura 4 - Desenho esquemático do processo de recristalização durante a laminação controlada [53].

Na segunda etapa de laminação, após o tempo de espera, os grãos austeníticos são laminados entre a temperatura de não recristalização da austenita e a temperatura  $Ar_3$ , apresentando um formato achatado, provocando um aumento das áreas de contorno de grão austeníticos junto com a taxa de nucleação da ferrita [17, 23] provocando o aumento do número de sítios para nucleação o que influenciando fortemente no refino do grão de ferrita e com isso as propriedades do aço. Na última etapa, numa temperatura próxima à temperatura de transformação austenita ferrita, o aço é resfriado permitindo o aumento do refino de grão da ferrita. Após a laminação controlada, os aços ARBL podem apresentar diferentes microestruturas tais como ferrita-perlita, bainita, austenita e martensita, dependendo do processo de fabricação e da composição.

Os mecanismos usados para aumentar a resistência ao escoamento dos aços ARBL incluem: refino de grão; precipitação; subestrutura de discordâncias; endurecimento por solução sólida (Ni, P, Si e Cu) ou envelhecimento com deformação [15].

Todo tipo de mecanismo de endurecimento leva a uma perda de tenacidade do material, exceto o refino de grão que é o único capaz de melhorar a resistência e a tenacidade simultaneamente [25]. O endurecimento pelo aumento de densidade de discordâncias, precipitação e fração de constituintes eutetóides na matriz aumentam a resistência mecânica, mas, em contrapartida, elevam também a temperatura de transição dúctil frágil e a sensibilidade à fratura por clivagem e, novamente, somente o refino de grãos é capaz de diminuir a temperatura de transição dúctil frágil enquanto aumenta a resistência mecânica.

Esse processo é favorecido pela precipitação de carbonitretos durante o processamento termomecânico industrial [18]. O refino de grão é obtido mediante restrição ao crescimento de grão austenítico durante a laminação a quente ou pela inibição da recristalização da austenita durante a laminação a quente, de modo que a transformação de austenita para ferrita ocorra a partir de uma austenita não recristalizada. Entre os elementos, o nióbio é o mais favorável, uma vez que sua solubilidade na austenita é menor do que a do vanádio, favorecendo a formação de uma maior quantidade de carbeto e nitreto, com menores adições deste elemento [26].

O refino de grãos pode ser alcançado por três tipos de precipitação [18, 19]: (I) pequenas partículas que não se dissolvem e, portanto, prendem limites de grão de austenita, durante o reaquecimento antes do trabalho a quente (geralmente Ti, Nb); (II) partículas que se dissolvem durante o reaquecimento, mas precipitam na austenita durante a laminação a quente e evitam recristalização e / ou crescimento de grãos (geralmente Nb, V); (III) partículas que precipitam após o rolamento, durante a transformação de austenita em ferrita (geralmente V).

Os elementos de liga ou residuais podem ainda formar partículas de material não metálico no interior dos aços, que são denominadas inclusões. Estas inclusões podem ser óxidos complexos, silicatos e sulfetos que se formam na etapa de processamento do aço líquido. Dependendo do tamanho e grau de dispersão das inclusões, elas podem melhorar ou piorar as propriedades do aço. Finas inclusões dispersas podem impedir o crescimento de grão no reaquecimento do aço ou ainda, dificultam a movimentação, o que aumenta

sua resistência, enquanto inclusões grossas tendem a funcionar como pontos de fragilidade no aço tornando-o menos resistentes. O processo de controle de formadores de inclusões é uma opção para obtenção dos aços ARBL [26]. A figura 5 ilustra um gráfico relacionando o efeito dos elementos de liga com o tamanho dos grãos austeníticos.

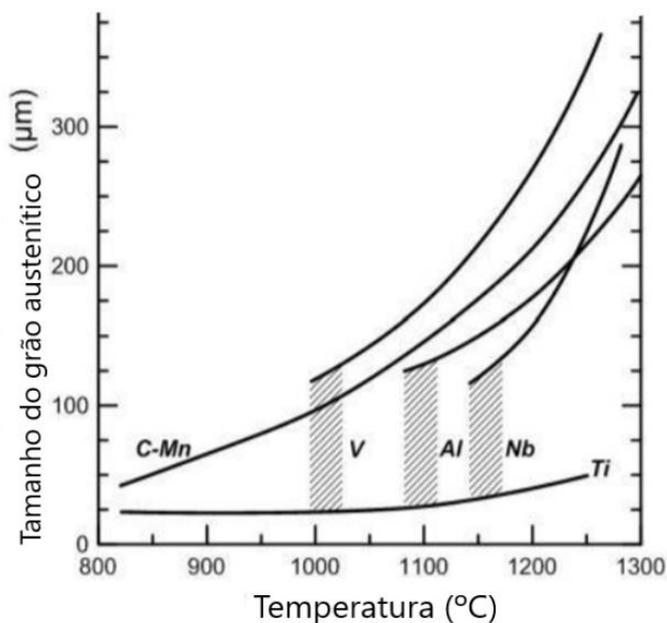


Figura 5 - Efeito dos elementos de liga no tamanho dos grãos austeníticos [12].

Os aços ARBL podem ser classificados segundo o sistema da *American Petroleum Institute* (API 5L) [21], cuja classificação não se baseia em composição química e sim, nos níveis de resistência mecânica. Pela norma API 5L [21], o grau do aço API indica a tensão mínima de escoamento do material expressa em quilolibra por polegada quadrada (“ksi”). Por exemplo, o aço grau X-65 tem tensão mínima de escoamento de 65 ksi (448 MPa). A tabela 2 mostra como é feita a classificação de um aço ARBL de acordo com essa norma.

Tabela 2 - Classificação dos aços microligados de acordo com a norma API 5L [21].

Grau	A25	A	B	X42	X46	X52	X56	X60	X65	X70	X80
ksi	25	30	35	42	46	52	56	60	65	70	80
MPa	172	207	241	289	317	358	386	413	448	482	551

A tabela 3 possui a composição química dos aços com destaque para o aço ASTM A516 de grau 70, o qual é um dos mais empregados para fabricação de vasos de pressão, tendo sido o escolhido para desenvolvimento do estudo [21].

Tabela 3 - Composição química dos aços API, segundo a norma API 5L [21].

Grau	Carbono Máximo <sup>a</sup>	Manganês Máximo <sup>a</sup>	Fósforo Máximo	Enxofre Máximo	Titânio Máximo	Outros
Sem Costura						
B	0,24	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,24	1,30	0,025	0,015	0,04	c, d
X46, X52, X56	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X60, X65, X70, X80	0,24	1,40	0,025	0,015	0,06	c, d
Soldado						
B	0,22	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	0,04	c
X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	0,06	c
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	0,06	c
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06	c

Notas

- a Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o carbono, um aumento de 0,05% acima do máximo especificado para manganês
- b Nióbio, Vanádio ou Titânio podem ser usados se acordado com o comprador e fornecedor.
- c A Soma de Nióbio, Vanádio e Titânio não deve exceder a 0,15%.

## 2.2 Soldagem GMAW convencional e GMAW-RE

A soldagem é o principal processo de união entre materiais similares ou não, utilizando alguma fonte de calor adequada com ou sem aplicação de pressão e metal de adição [10]. Dentre os diversos processos de soldagem existentes no mercado, o processo GMAW (“*gas metal arc welding*”) é o método de soldagem mais utilizado no campo industrial, desde a automobilística até a naval, devido às suas vantagens como a alta produtividade, a alta flexibilidade das posições de soldagem, excelente qualidade dos cordões e possibilidade de aplicação para soldagem e brasagem de vários materiais com diferentes propriedades físicas [31].

Em 1920, P.O. Nobel trabalhava na General Electric e inventou o processo conhecido como GMAW que usava um eletrodo com corrente direta e alternava a voltagem do arco para regular a penetração da solda, porém sem a utilização de nenhum gás inerte para proteger a região de soldagem [31]. Somente após a II Guerra Mundial,

em 1948, o processo GMAW evoluiu para o modelo conhecido atualmente e mais utilizado no campo da soldagem. Usando um arame com diâmetro menor e uma fonte de energia com voltagem constante foi possível obter uma alta taxa de deposição do material, porém o alto custo do gás de proteção ainda limitava bastante sua aplicação. Foi então que em 1953, graças ao desenvolvimento do dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) e de outras misturas como gás de proteção, este processo se tornou viável na escala industrial, reduzindo os custos e ampliando sua aplicabilidade [31]. Nos dias atuais, o processo GMAW é mais utilizado no campo industrial. A figura 6 ilustra os componentes que participam de uma soldagem GMAW [33].

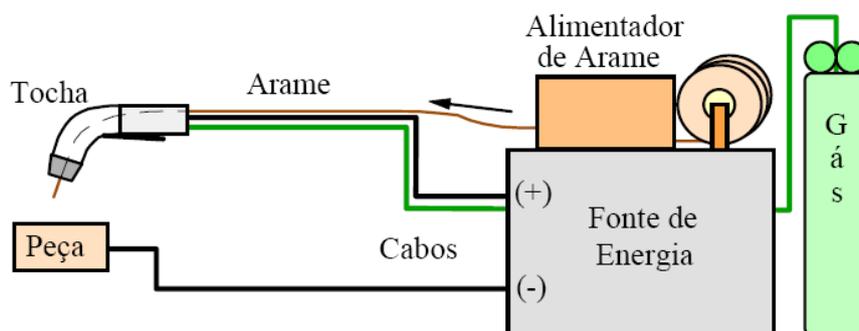


Figura 6 - Ilustração de um equipamento para soldagem GMAW convencional [33].

Na soldagem a convencional (“*gas metal arc welding*”), o calor necessário para soldagem é obtido através de um arco elétrico estabelecido entre o metal base e o arame consumível que pode ser sólido ou tubular, fornecido por um alimentador contínuo, realizando uma união de materiais metálicos pelo aquecimento e fusão. O arco elétrico funde de forma contínua o arame à medida que é alimentado à poça de fusão e, dependendo do metal de base, são usados gases inertes ou gases ativos para proteção do arco e da poça de fusão contra oxidação. O processo GMAW com proteção gasosa inerte é conhecido como MIG (“*metal inert gas*”) e quando a proteção gasosa é feita com gases ativo, chama-se MAG (“*metal active gas*”) [31].

Um dos fatores mais importantes processo de soldagem é a penetração e a taxa de diluição. A penetração pode ser definida como a distância que a fusão se estende no metal base durante a soldagem, conforme figura 7. Já o conceito de diluição pode ser entendido como o percentual de metal base participando da constituição da zona fundida, conforme figura 8 [3]. Velocidades altas de soldagem aliadas com parâmetro de tensão elevado podem gerar a falta de penetração e isso está associado com a diminuição do calor imposto.

1.

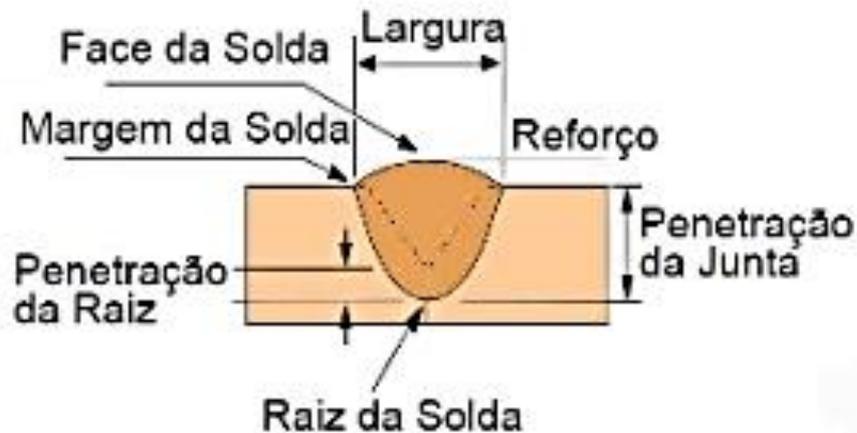


Figura 7 - Ilustração de um cordão e o conceito de penetração, reforço e largura do cordão [54].

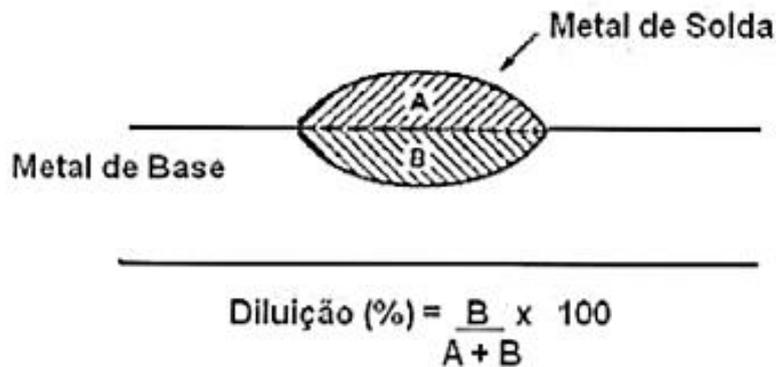


Figura 8 - Conceito de diluição no cordão sobre chapa [3].

Comparando com o processo TIG convencional utilizando o argônio como gás de proteção, a quantidade total de metal fundido no processo GMAW chega a ser cerca de cinco vezes maior e a profundidade da penetração obtida é o dobro do que o processo TIG convencional [2], conforme figura 9.

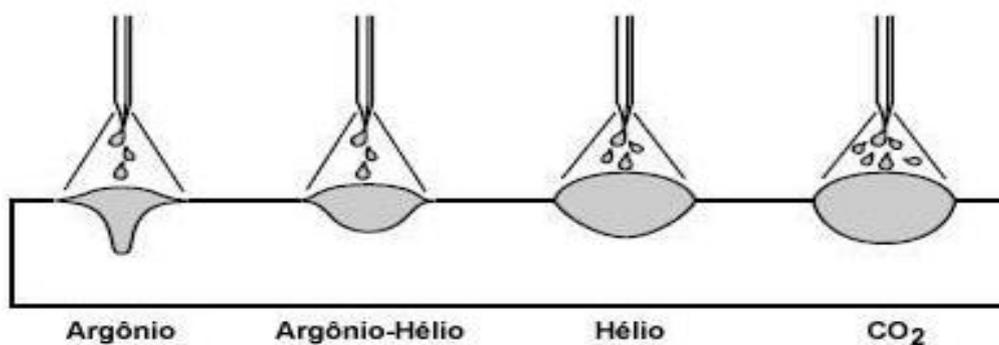


Figura 9 - Características da penetração por cada tipo de gás de proteção [33].

Uma das características básicas deste processo em relação aos outros processos de soldagem manuais é sua alta produtividade graças à continuidade do arame e pelos altos valores de densidade de corrente que é possível utilizar. A velocidade de alimentação do arame pode ser regulada entre cerca de 1 e 18m/min que é alimentada por uma fonte de energia. Esta fonte pode ser com corrente constante (CC) ou com potencial constante (CV) e depende do metal base a ser soldado e finalidade da soldagem. No processo de tensão constante, ao aumentar a velocidade do arame, a corrente aumenta [31]. Os ajustes dos parâmetros, como corrente, tensão, velocidade do arame são feitos nos controles do equipamento. Aumentando-se a intensidade de corrente e mantendo-se constantes as outras variáveis, o cordão de solda apresenta aumento de penetração e de largura. Essas características possibilitam que a penetração da raiz seja mais uniforme que no processo SMAW, por exemplo [3, 31]. A tabela 4 apresenta um comparativo entre os valores de densidade de corrente dos processos GMAW convencional e eletrodo revestido [31, 34].

Tabela 4 - Comparativo entre os valores de densidade de corrente dos processos GMAW convencional e eletrodo revestido [31, 34].

<b>Processo</b>	<b>Densidade da corrente</b>
Eletrodo revestido (SMAW)	5 a 20 A/mm <sup>2</sup>
GMAW convencional	100 a 250 A/mm <sup>2</sup>

Pode-se dizer que as principais vantagens da soldagem GMAW são: a alta taxa de deposição, grande versatilidade quanto ao tipo de material e espessuras aplicáveis, ausência de fluxos de soldagem e, conseqüentemente, ausência de operações de remoção de escória e exigência de menor habilidade do soldador, quando comparada à soldagem com SMAW. Outra vantagem importante deste processo é a taxa ocupacional da máquina e o alto fator de ocupação do soldador, objeto de estudo de MASTRANGE [3].

Diferentemente do processo por eletrodo revestido, no qual o soldador faz a aproximação manualmente mantendo o eletrodo que é consumido na mesma proporção a distância da peça, neste processo você deve manter uma distância constante entre a peça de trabalho e a ponta do arame de solda. A possibilidade de realizar a soldagem em qualquer posição torna este processo bem versátil, diferente do processo de soldagem por arco submerso (SAW), por exemplo, o qual tem grande restrição quanto à posição, sendo possível realizar a soldagem apenas na posição plana [31, 32].

### 2.2.2 Processo de soldagem GMAW-RE

Como a indústria está sempre em busca de novas tecnologias visando aumentar a produtividade sem aumentar o custo, foi desenvolvido uma variação do processo GMAW convencional utilizando um eletrodo com movimento rotativo conhecido como GMAW-RE. Recente no campo industrial, ainda há muita pouca informação a respeito das reais vantagens desse tipo de soldagem, mas as principais premissas do GMAW-RE são as altas taxas de deposição, redução ou eliminação do chanfro e possibilidade de usar chanfro reto e estreito (*Narrow Gap Welding*).

A utilização do chanfro reto e estreito é frequentemente aplicado na fabricação de navios, vasos de pressão e em usinas nucleares, onde deseja-se alcançar maior produtividade e qualidade da solda, minimizando a deformação térmica e o estresse residual, causa da maior parte dos acidentes por corrosão sob tensão. Além disso, pode ser usado em qualquer posição de soldagem e é possível devido à força centrífuga que é gerada quando uma partícula é sujeita a um movimento circular. Essa força, que vem do centro para “fora”, permite que a solda alcance as paredes do chanfro reto. A figura 10 é uma ilustração da soldagem GMAW com arco rotativo no chanfro reto [7].

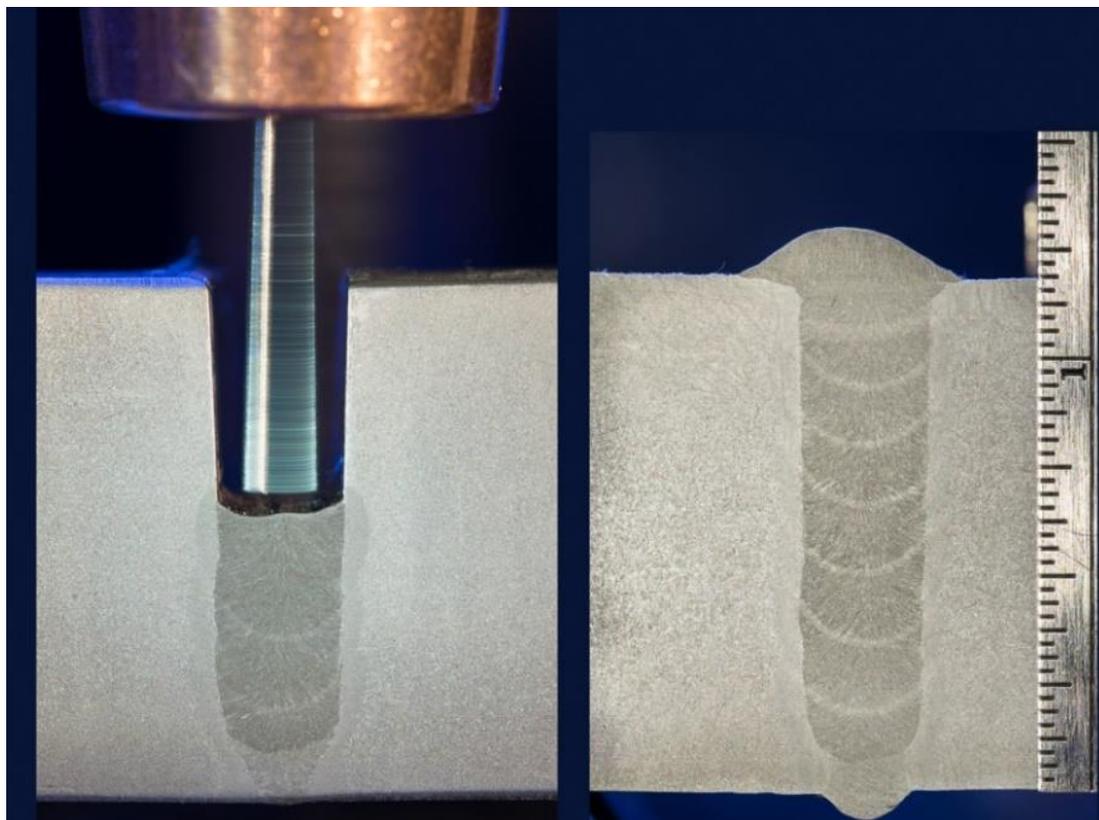


Figura 10 - Ilustração da penetração da tocha SPINARC™ com chanfro reto (*Narrow Gap Welding*) [7].

Entretanto, garantir penetração lateral suficiente nas paredes do chanfro ainda é um desafio e os principais defeitos que se encontram nas soldagens GMAW-RE são a falta de fusão na raiz e inclusão de escória entre passes, associados com chanfro estreito [3, 20]. Se houver a diminuição da abertura do chanfro em alguma região ou utilizar um diâmetro de rotação muito grande, pode gerar a instabilidade do arco e este tenderá a subir nas paredes do chanfro, de acordo com o estudo realizado por MURAYAMA et al. [37].

A principal diferença entre o processo GMAW convencional e o GMAW-RE é a tocha de soldagem. Neste novo processo, a tocha confere ao arame eletrodo uma rotação ao longo de um diâmetro [3,42]. No processo GMAW com eletrodo rotativo, o sistema da tocha de soldagem é formado por um motor, que proporciona movimento de rotação a um bloco de rolamento excêntrico, conforme ilustrado na figura 11 [35].

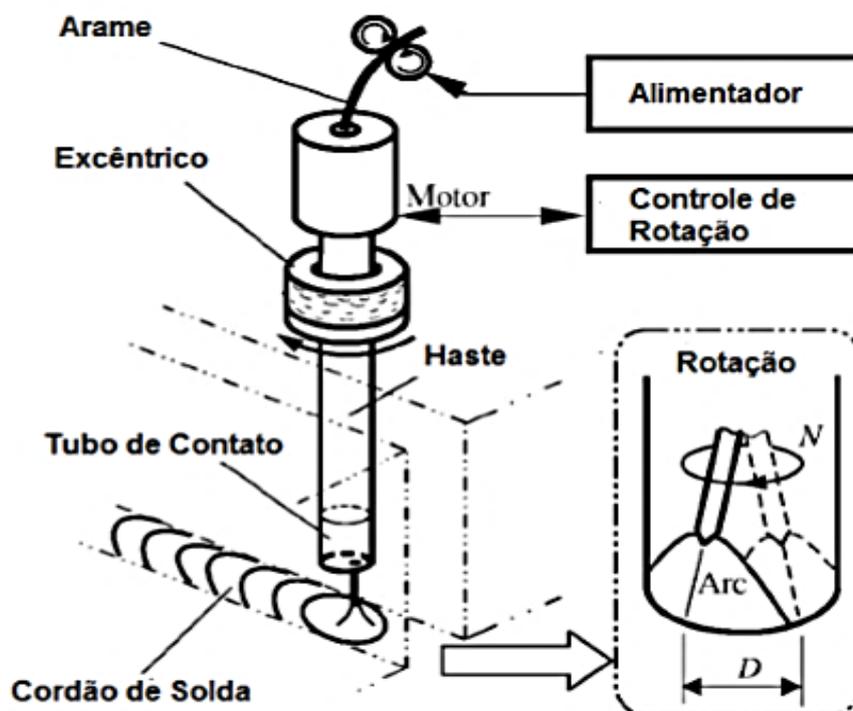


Figura 11 - Esquema dos componentes de uma tocha do processo de soldagem GMAW-RE [35].

Na tocha com eletrodo rotativo, o bico de contato é rosqueado numa extremidade da haste e na outra, a haste condutora é conectada ao excêntrico e presa a um flange em forma de anel, resultando em uma rotação cônica ao arame eletrodo ao longo de um diâmetro [3,42]. No processo GMAW-RE ainda é possível regular outros parâmetros de soldagem como a velocidade de rotação, variando de 0 a 5500 rpm; o sentido de rotação, podendo ser horário ou anti-horário e o diâmetro médio de rotação (1 a 8) [3, 35].

O aumento da frequência de rotação diminui a convexidade do cordão e aumenta a probabilidade de respingos, porém acarreta numa penetração mais uniforme durante toda a extensão. Conforme aumenta a velocidade de rotação, há uma tendência na redução do reforço, da penetração e um aumento na largura do cordão [3, 36]. A figura 12 ilustra um gráfico comparativo entre esses três parâmetros baseado na soldagem em chapas de aço carbono SAE 1020, utilizando o arame de designação AWS AS.18 ER 70S-6, 1,2 mm de diâmetro e proteção gasosa de 98% Ar e 2% CO [36].

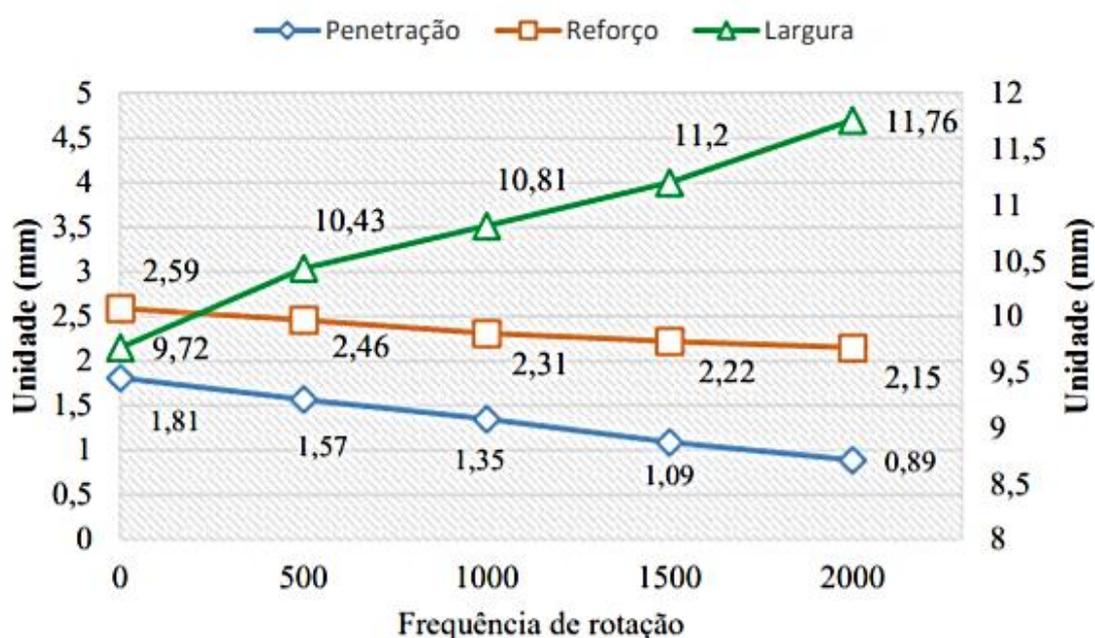


Figura 12 - Gráfico comparativo entre penetração, reforço e largura do cordão a partir da frequência de rotação (rpm) [36].

A rotação do arco elétrico gera uma força denominada força centrífuga que direciona de forma angular as gotas de metal fundido para as paredes da junta. A intensidade da força centrífuga aumenta proporcionalmente à velocidade de giro do arame eletrodo, tornando menor o tamanho das gotas de metal fundidos desprendidas. Deste modo, a quantidade de calor necessária para fundir estas gotas também é menor, sendo possível obter maiores taxas de fusão [3, 35] e possivelmente um rendimento melhor do ciclo de trabalho da máquina.

De acordo com MASTRANGE (2018) [3], o aumento de diâmetro de rotação desencadeia numa penetração mais uniforme em toda a extensão. A partir da figura 13, a qual ilustra a aparência de nove cordões de solda realizados com diferentes diâmetros de

giro pela empresa “Abicor Binzel”, quando o eletrodo está com 25 mm de comprimento para fora do tubo de contato e a frequência de rotação está regulada a 1000 rpm. Com a tabela da figura 13 é possível relacionar as características de cada cordão com a regulagem do diâmetro de giro e assim, observar a influência das alterações do diâmetro de rotação no aspecto da solda GMAW-RE [38]. A variável diâmetro médio de giro é uma média entre valores de um intervalo do diâmetro efetivo de giro. Por exemplo, um diâmetro de giro de 1mm corresponde à uma média do intervalo que vai de 0,5 até 1,5mm.

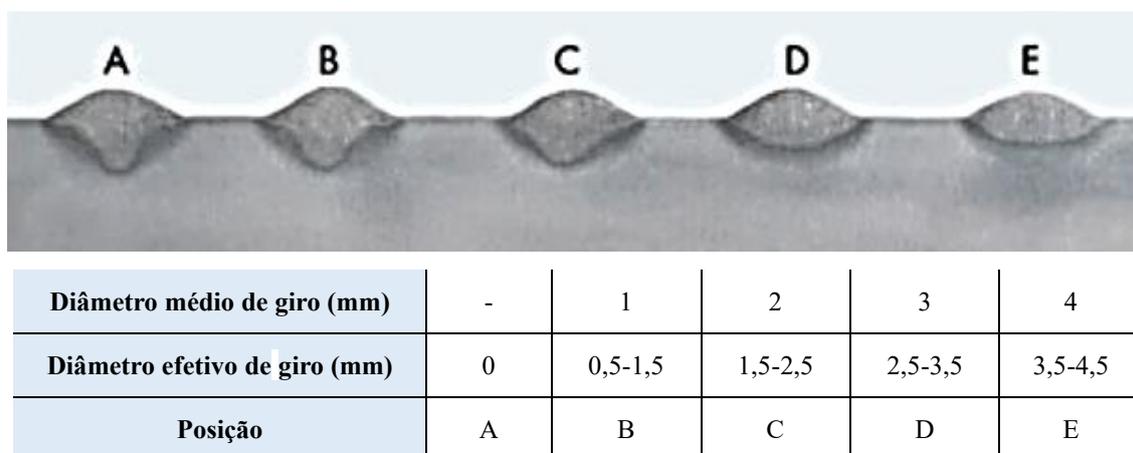


Figura 13 - Cordões realizados com o processo GMAW-RE e seus respectivos diâmetros de giro [38].

Tanto no processo GMAW convencional quanto no processo por arco rotativo, a gota de fusão é desprendida do arame pela força eletromagnética e gravitacional. Basicamente o processo GMAW inclui três técnicas diferentes de transferência de metal: curto-circuito, globular e spray. O meio mais comum de se fazer essa classificação é de acordo com o tamanho, a frequência e a característica com que a gota do metal derretido é transferida para metal de base [1, 39, 40].

Os fatores como a corrente de soldagem, o diâmetro do arame, o comprimento do arco (tensão), as características da fonte e o gás de proteção são determinantes para definir o modo de transferência do metal [20, 26].

O método de transferência por curto-circuito recebe esse nome porque o arame de solda toca o metal inúmeras vezes por segundo, causando uma sequência de curto circuitos que pode ser repetir continuamente entre 20 e até 250 vezes por segundo. Acontece com baixos valores de tensão e de corrente, e é geralmente utilizada na soldagem em posições diferentes da posição plana ou na soldagem de chapas finas e na

soldagem de raiz de maior abertura [1]. Já a transferência por spray pulveriza pequenas gotas de metal fundido, que são desprendidas da ponta do arame e projetadas por forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão [31, 41]. O diâmetro médio das gotas diminui à medida que a corrente aumenta, apresentando dimensões inferiores às do diâmetro do eletrodo, de modo que a transferência se processa sob velocidades muito altas, configurando uma névoa [1].

A transferência globular ocorre quando as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade. As gotas são normalmente mais largas que a bitola do arame que está sendo utilizado. O diâmetro médio das gotas transferidas diminui à medida que a corrente aumenta. No entanto esse método não é tão efetivo quanto por spray. É o método mais instável de transferência e tem uma soldagem de aparência muito feia. Além disso, esse tipo de transferência tem o problema de falta de fusão na poça de soldagem que acontece quando as grandes gotas de metal caem e espalham pra fora da poça, causando o efeito da solda fria [1, 31].

### **2.2.1 Influência dos parâmetros de soldagem**

A qualidade do cordão de solda nos processos GMAW convencional e GMAW-RE é influenciada por alguns parâmetros como a corrente de soldagem, a tensão, a velocidade de soldagem, o comprimento e diâmetro do eletrodo, inclinação da tocha de soldagem, proteção gasosa e a velocidade de alimentação do arame, conforme tabela 5 [31]. No caso da soldagem GMAW-RE, os parâmetros característicos desse processo incluem também a velocidade de rotação do arco, o diâmetro de rotação, sentido de rotação e posição de rotação [42].

No processo GMAW a corrente de soldagem está diretamente relacionada à velocidade de alimentação do arame (desde que a extensão do eletrodo seja constante). Quando a velocidade de alimentação do arame é alterada, a corrente de soldagem varia no mesmo sentido. Já tensão influencia diretamente o comprimento do arco que controla o perfil do cordão, a profundidade da penetração e a quantidade de respingos. Quando a tensão do arco diminui, a penetração aumenta. Quando a tensão aumenta, o comprimento do arco também aumenta, aumentando assim, a probabilidade de ocorrência de porosidade e de mordeduras [31, 45].

Tabela 5 - Relação de alguns parâmetros de soldagem e seus efeitos no cordão de solda [31].

Parâmetros	Afeta	Efeitos
Corrente de soldagem	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Quantidade de metal fundido</li> <li>• Profundidade de penetração.</li> </ul>	Aumentando a velocidade de alimentação do eletrodo, aumentamos a corrente e a velocidade de deposição.
Tensão de soldagem	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Efeito na diluição</li> </ul>	Aumentar a tensão do arco, aumenta-se a largura do cordão para juntas sobrepostas ou juntas de topo.
Velocidade de soldagem	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Profundidade de penetração;</li> <li>• Largura do cordão</li> </ul>	Aumentar a velocidade, reduz a penetração, a largura do cordão e o reforço; aumentando a probabilidade de porosidade. Em altas velocidade, usa-se tensões baixas para evitar desvios do arco elétrico.

A partir de um estudo feito por KRUNG *et. al.* [45] onde foram realizadas comparações entre duas amostras com velocidades de soldagem iguais de 420 mm/min e velocidade de alimentação do arame diferentes foi possível confirmar que o aumento na velocidade de alimentação do arame proporciona um aumento no aporte de calor e favorecendo o aumento da área da ZTA [45]. A amostra com velocidade de alimentação do arame de 10,4 m/min apresentou uma ZTA com 32,53 mm<sup>2</sup> de área, enquanto que a amostra com velocidade de alimentação maior de 16,6 m/min, apresentou uma área maior da ZTA (41,58 mm<sup>2</sup>) [45].

A partir do gráfico da figura 14 é possível observar que valores como a taxa de diluição são bem mais influenciados pela velocidade de deslocamento do que pela velocidade de alimentação do arame. Já para a corrente esse comportamento é ao contrário, visto que ao aumentar a quantidade de arame se tem um aumento na frequência de curto circuito [45].

A velocidade de soldagem é um dos parâmetros mais importantes tanto para a soldagem pelo processo GMAW convencional quanto para o GMAW por arco rotativo. Além de influenciar na microestrutura da junta, a velocidade influencia na penetração da solda e na própria extensão da ZTA do cordão: quando a velocidade de soldagem é muito baixa, a quantidade de material depositado por unidade de comprimento da solda aumenta, a

poça de fusão fica com dimensões elevadas e o calor do arco atua diretamente na poça e não no metal de base, fazendo com que a penetração seja baixa [45].

Por outro lado, para velocidades de soldagem muito altas, a quantidade de calor transferida por unidade de comprimento é reduzida e a penetração também diminui, podendo ocorrer ainda mordeduras ao longo do cordão, conforme o gráfico da figura 14 [23, 45]. As microestruturas obtidas por resfriamento mais lento são compostas por ferrita e perlita e, a medida que as velocidades de resfriamento aumentam, a fração de ferrita formada por transformação diminui e aumenta a ocorrência de constituintes cada vez mais aciculares, até a formação de martensita [23].

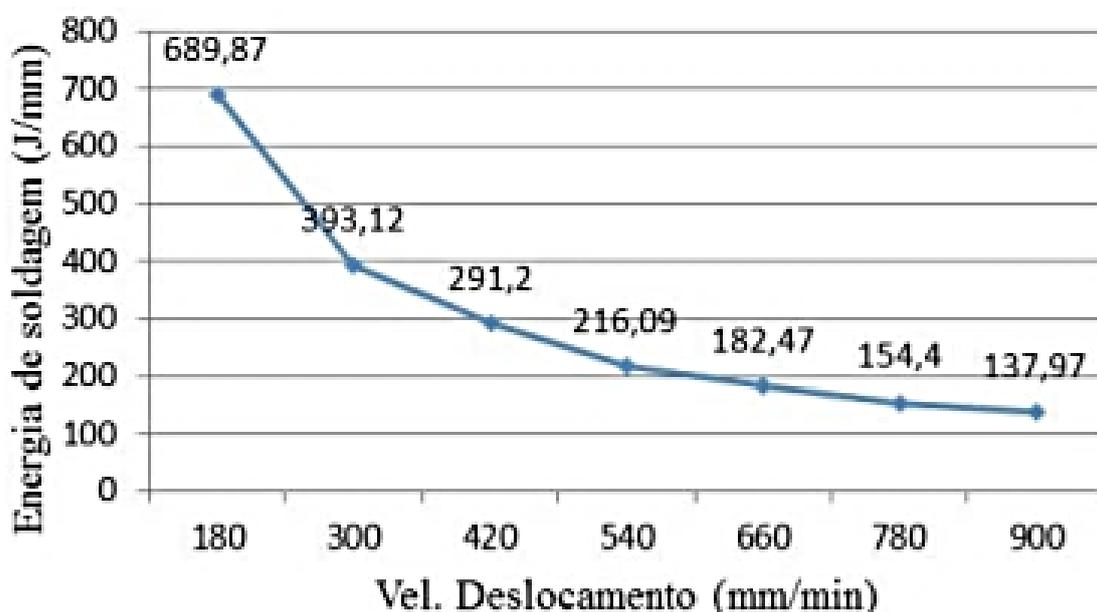


Figura 14 - Energia de soldagem por velocidade de deslocamento [45].

No caso da soldagem GMAW-RE, a velocidade de rotação do eletrodo deve ser considerada. A intensidade da força centrífuga aumenta com a velocidade de giro do arame eletrodo, diminuindo o tamanho das gotas de metal fundidos desprendidas. Deste modo, a quantidade de calor necessária para fundir estas gotas também é menor, sendo possível obter maiores taxas de fusão. A rotação do arco pode ser usada para obter o cordão de solda mais plano e largo devido à força centrífuga do arco rotativo durante a soldagem GMAW-RE, conforme ilustrado na figura 15 [36].

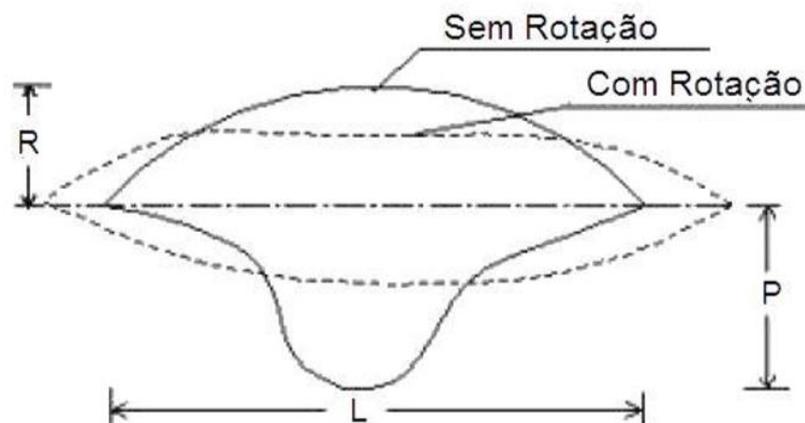


Figura 15 - Influência da velocidade de rotação na largura do cordão [47].

### 2.3 Metalurgia da soldagem: influência do ciclo térmico na microestrutura

Os ciclos térmicos são a consequência de uma dada quantidade de calor fornecido ao cordão ou junta soldada pelo arco elétrico e depende do processo de soldagem, do calor adicionado e das dimensões do corpo de prova (velocidade de resfriamento, temperatura inicial da chapa e tipo de material), conforme ilustra a figura 16.

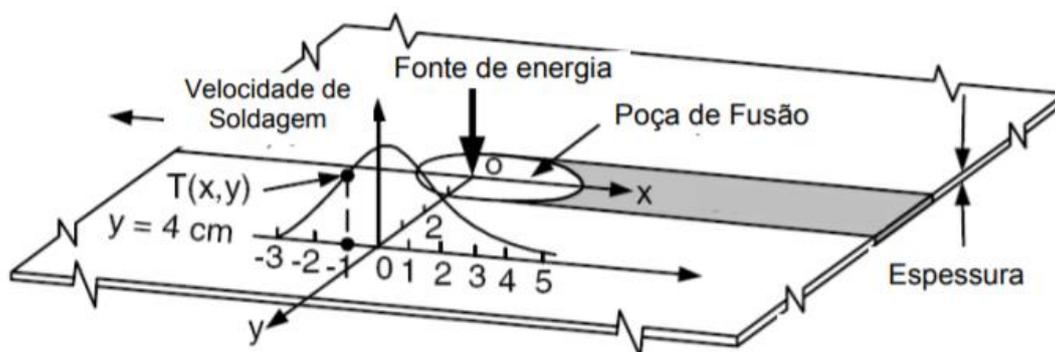


Figura 16 - Fluxo de calor bidimensional durante a soldagem de uma chapa fina, ressaltando a importância da velocidade de soldagem, da fonte de calor e da espessura da chapa [43].

O ciclo térmico de soldagem aliado à composição química do metal base são principais fatores que influenciam na microestrutura e propriedades do metal de solda e da zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) [43]. Pode-se contemplar três fatores na análise dos ciclos térmicos, ilustrados na tabela 6.

Tabela 6 - Fatores importantes para análise dos ciclos térmicos [43].

Temperatura de pico ( $T_p$ )	É a temperatura máxima atingida no ponto. $T_p$ diminui com a distância do ponto ao centro da solda e é utilizada para indicar a extensão da zona termicamente afetada pelo calor.
Temperatura crítica ( $T_c$ )	Temperatura mínima para que ocorram mudanças microestruturais.
Tempo de permanência ( $t_p$ )	Tempo de permanência acima de uma temperatura $T_c$ .

Na soldagem convencional, o pico do calor concentra-se no centro do cordão, direcionando do centro para “fora”. Já na soldagem GMAW-RE, o fluxo de calor está constante rotação e com isso, pode parecer que a largura da distribuição de temperatura aumenta, figura 17 [44].

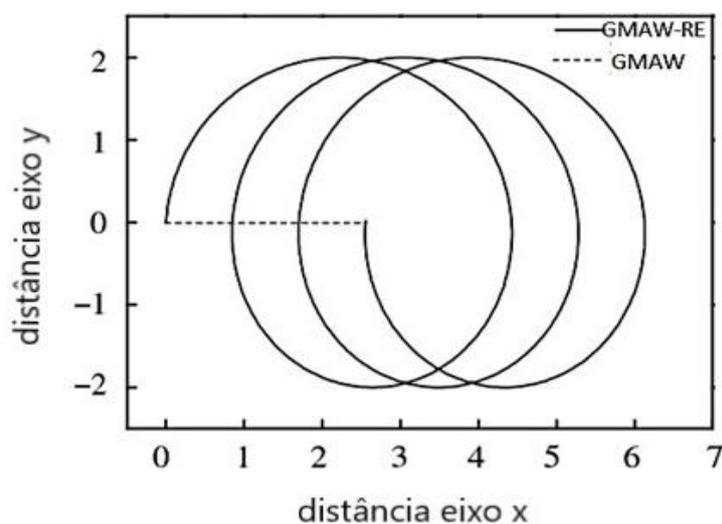


Figura 17 - Trajetória do arco rotativo do processo GMAW-RE e do arco convencional do processo GMAW [40].

Além disso, na zona de alta temperatura, existem vários pontos de pico. No GMAW convencional a temperatura de pico no centro de solda é maior que no processo com eletrodo rotativo, no entanto, na zona termicamente afetada, ocorre o oposto. Tal fato pode ser confirmado pela diminuição da profundidade da solda e o aumento da largura do cordão [44]. Devido à rotação do arco, o centro do fluxo de calor nem sempre está no centro da solda, visto que a posição do arco muda periodicamente, figura 18 [44]. Isso resulta na diminuição da entrada de calor no centro de solda e no aumento da ZTA, favorecendo a fusão da parede lateral na soldagem por “*Narrow Gap*” [44].

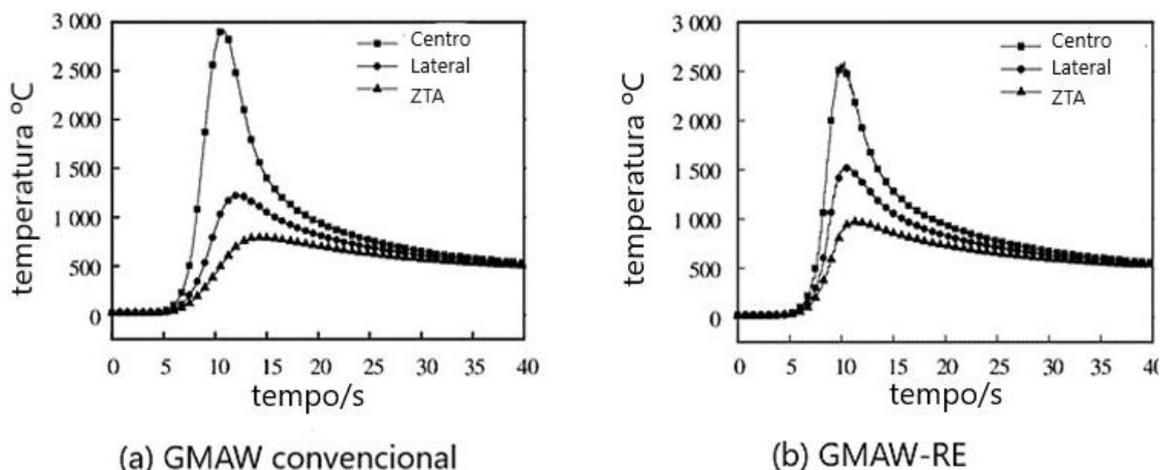


Figura 18 - Ciclo térmico na soldagem (a) GMAW convencional/ (b) GMAW-RE [44].

Quanto maior a velocidade de rotação, mais será a força do fluxo de calor para fora, aumentando a extensão da ZTA e diminuindo a penetração. Com isso o fluxo de calor será melhor distribuído, alterando a curva de repartição térmica do processo convencional, conforme ilustrado na figura 19.

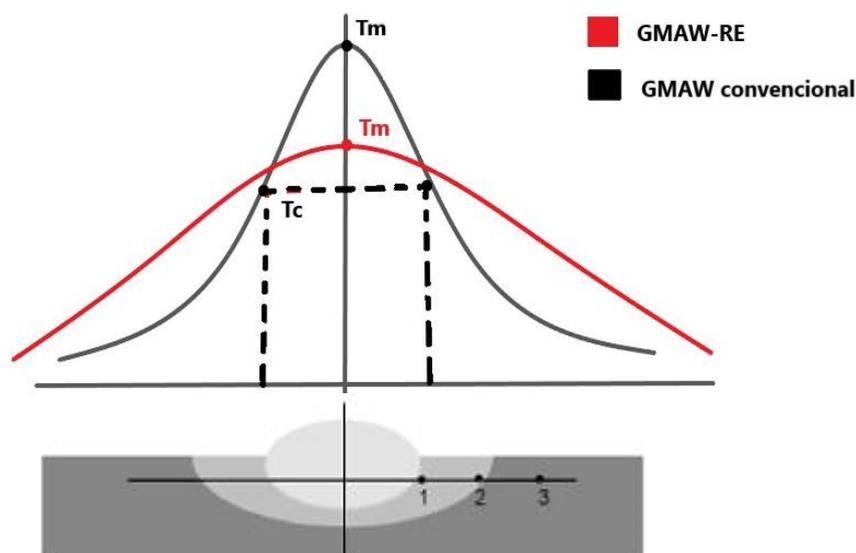


Figura 19 - Ilustração da curva de repartição térmica GMAW convencional e GMAW-RE [44, adaptado].

A figura 20 ilustra que a oscilação do arco transversal em baixas frequências pode produzir grãos colunares alternados a partir de um estudo sobre o efeito da oscilação do arco magnético na estrutura dos grãos e na trinca por solidificação das soldas de liga de alumínio [43]. A soldagem GMAW-RE segue o mesmo princípio. As mudanças periódicas na orientação dos grãos, especialmente as produzidas pela oscilação do arco

transversal em baixas frequências, podem reduzir as trincas por solidificação e melhorar a resistência e a ductilidade do metal de solda.

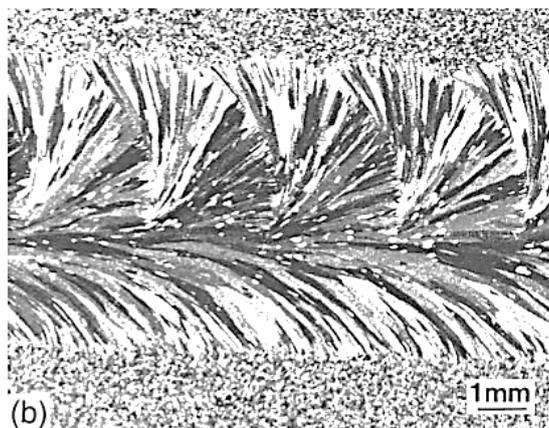


Figura 20 - Estrutura dos grãos ao realizar uma soldagem oscilando a posição do arco na liga de Al [43].

Durante a soldagem três regiões são definidas: a região do metal de solda (MS), região termicamente afetada (ZTA) e região do metal base, ilustradas pela figura 21. A região do metal de solda (MS) é a área que foi fundida durante a soldagem, podendo ser constituída somente pelo metal base (soldagem autógena) ou pelo metal de solda (soldagem com consumível) fundido junto com o metal de base (diluído). Já a região que foi parcialmente fundida durante a soldagem chama-se ZTA, sendo a região que mais sofreu alterações microestruturais e de propriedades em função do ciclo térmico de soldagem. Por fim, a região do metal base permanece com a estrutura original e, mesmo sendo aquecida, não é significativamente afetada pelo calor da soldagem [31].

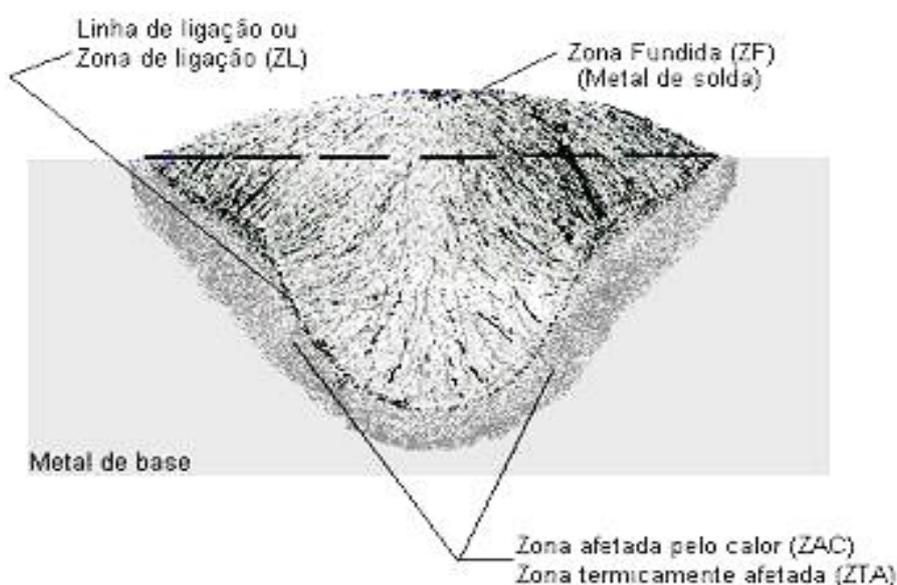


Figura 21 - Vista transversal de um cordão de solda sobre chapa com as três regiões definidas pelo processo de soldagem.

Cada região é afetada de uma maneira diferente pelo ciclo térmico. Em geral, o comportamento da microestrutura da ZTA depende dos ciclos térmicos do processo de soldagem, dos microconstituintes obtidos e da composição química do metal base. Já a variação da microestrutura depende formação de austenita e da velocidade de resfriamento.

A zona afetada pelo calor pode ser dividida em quatro zonas, de acordo com a temperatura máxima  $T_p$  [48], conforme apresenta a figura 22 [49]. A região mais próxima da linha de fusão chama-se região de crescimento de grãos, ou região de grãos grosseiros (RGG). Geralmente essa região tem uma extensão de 0,4 mm abaixo da linha de fusão.

Com uma temperatura entre 1500 a 1100°C, o metal de base encontra-se no campo austenítico. O aumento do crescimento de grão promove o aumento da temperabilidade do metal base, favorecendo a formação de martensita e, portanto, diminuindo a tenacidade da região. Já a região de refino de grãos é caracterizada por uma temperatura menor portanto, com crescimento de grão insignificativo. Logo após, encontra-se a região intercrítica com uma temperatura entre 900 e 750°C e apresenta uma estrutura refinada, com propriedades inferiores ao metal base. Por enfim, a região subcrítica, conhecida por não haver transformações austeníticas [49].

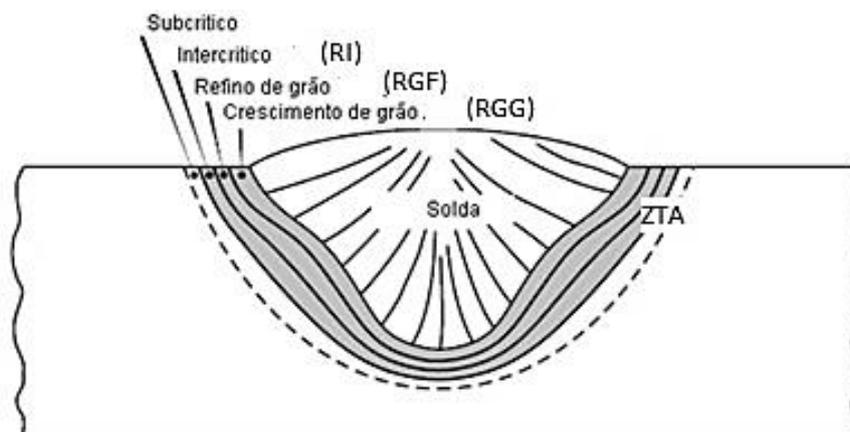


Figura 22 - Regiões da ZTA em um cordão de solda realizado em um cordão [49].

A maior alteração microestrutura ocorre na RGG, pois é a região onde os picos de temperaturas estão bem próximos à linha de fusão do metal base. Há controversas que afirmam que a zona intercrítica é a parte mais afetada na ZTA, pois nela há a formação parcial da austenita durante o aquecimento e durante o resfriamento transforma-se em bainita, perlita ou martensita autênica [49].

A mudança microestrutural causada pelo calor imposto pela soldagem, especialmente na região RGG, onde há maior crescimento de grãos e formação dos constituintes martensita acabam prejudicando a tenacidade. Uma das maneiras de aumentar a resistência é utilizar maiores teores de elementos ligantes que aumentam a formação de martensita, reduzindo a tenacidade. A formação da martensita é reforçada quando há um aumento da temperabilidade devido a adição de certos elementos de liga. Por este motivo, deve-se realizar a escolha correta dos elementos ligantes e do carbono equivalente pode reduzir a formação de martensita e conseqüentemente melhorar a tenacidade da região [51].

## Capítulo 3

### Materiais e métodos

#### 3.1 Material utilizado

Foram utilizados oito cordões de solda, sobre chapas de 16 mm de espessura, obtidas por MASTRANGE (2018) [3]. Estes cordões foram soldados pelo processo GMAW-RE utilizando como metal base o aço ASTM A516 grau 70 e com consumível ER110S-G, norma AWS A5.28 [7], e diâmetro do consumível de 1,20 mm, cuja composição pode ser vista na tabela 7 [3].

Tabela 7- Composição química do consumível de soldagem, segundo fabricante [3].

%Peso	C	Mn	Si	Ni	Mo	Cr	S	P	V	Al	Ti	Zr	Cu	Ceq
Min.	0,05	1,63	0,46	1,88	0,43	0,04	0,002	0,005	-	-	0,03	-	0,11	0,625
Máx.	0,06	1,6	0,5	1,96	0,45	0,06	0,005	0,009	0,01	0,01	0,004	0,01	0,14	0,669

$$\text{Onde : } \%Ceq = \%C + \frac{(\%Mn+\%Si)}{6} + \frac{(\%Cr+\%Mo+\%V)}{5} + \frac{(\%Cu+\%Ni)}{15}$$

Para a soldagem GMAW-RE, alguns parâmetros como a posição de soldagem, velocidade de alimentação do arame e velocidade de soldagem foram fixados e usados para a soldagem de todos os cordões, detalhados na tabela 8. Já os parâmetros como frequência de rotação (rpm) e diâmetro de giro foram alterados e foram utilizados as velocidades de rotação de 1500, 3000 e 5000 rpm, enquanto que para o diâmetro de giro, 3, 6 e 8 mm. A variação desses parâmetros está detalhada na tabela 9.

Tabela 8 - Parâmetros utilizados no processo de soldagem GMAW-RE de todos os cordões [3].

<b>Posição de soldagem</b>	plana AWS 1G
<b>Velocidade de alimentação</b>	7,9 m/min
<b>Velocidade de soldagem</b>	30 cm/min

Tabela 9 - Parâmetros usados na soldagem de cada uma das 8 amostras [3].

Amostra	Frequência de rotação (rpm)	Diâmetro de giro (mm)	Tensão (V)	Corrente I (A)
21	1500	3	27	258
22	3000	3	27	260
23	5000	3	27	265
24	1500	6	27	258
25	3000	6	27	260
26	5000	6	27	275
27	1500	8	27	255
28	3000	8	27	248

Para a análise microestrutural, análise da extensão da ZTA e das medições de microdureza, exige-se a preparação da amostra através de uma sequência de trabalho, que consiste em lixamento, polimento, ataque e observação microscópica. Essas etapas foram realizadas nas dependências do LAMAT no CEFET/RJ. As oito amostras foram devidamente identificadas como 21, 22, 23, 24, 25, 26, 27, 28. Com as amostras no tamanho ideal, deu-se início para etapa de lixamento. Nesta etapa, as amostras devem passar por sete lixas, nas granulometrias de 100 a 1200, e polimentos com pasta de diamante de 6 a 1  $\mu\text{m}$ . A cada mudança de lixa é imprescindível a mudança da posição da amostra em  $90^\circ$ . Após o polimento foi realizado o ataque químico com reagente Nital 2%.

### 3.2 Caracterização microestrutural

Essa etapa consiste em análises macrográficas dos corpos de prova soldados, com o objetivo de avaliar os perfis de penetração. As amostras foram submetidas à observação utilizando o Microscópio Olympus na magnificação de 12,5. A partir dessas imagens foi possível observar a extensão da ZTA e a uniformidade do cordão ou não. O objetivo das macrografias dos cordões obtidos pela soldagem GMAW-RE foi analisar os perfis de penetração e verificar a presença de descontinuidades. Três medidas foram feitas ao longo da extensão da ZTA. A primeira medida foi realizada traçando uma linha vertical bem ao centro do cordão. Já as duas outras medidas à aproximadamente  $30^\circ$  no sentido horário e  $30^\circ$  no sentido anti horário, conforme ilustrado na figura 23.

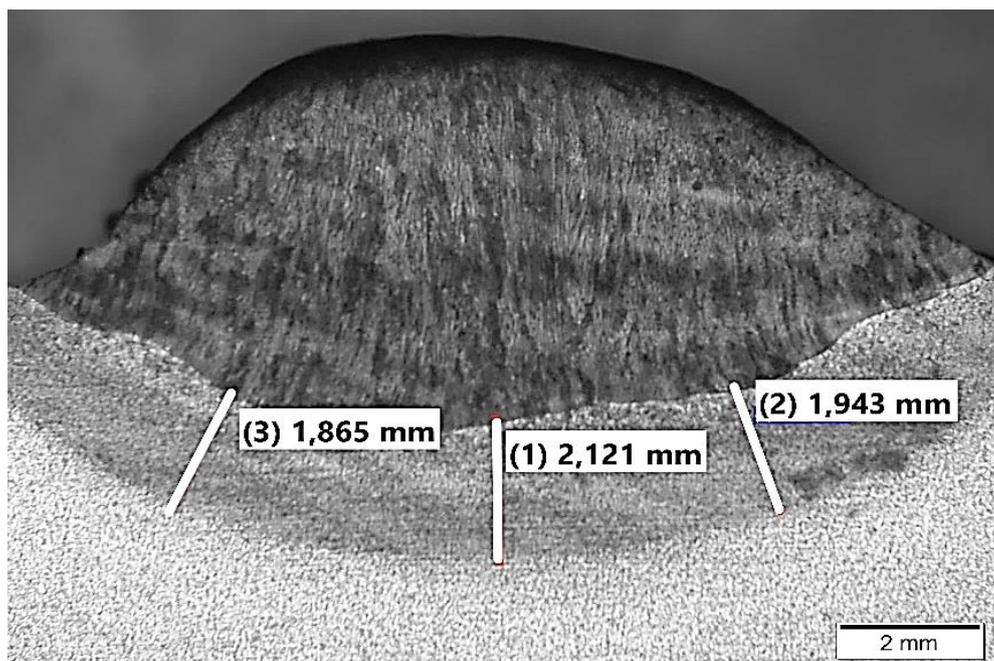


Figura 23 – Ilustração das três medições realizadas ao longo da ZTA. Aumento 12,5x. Ataque Nital 2%.

### 3.3 Ensaio de microdureza Vickers

O ensaio de microdureza foi realizado utilizando um microdurômetro com carga de 0,5kg durante 15 segundos nos mesmos corpos de prova utilizados para a análise metalográfica. A escala de dureza utilizada foi a Vickers, conforme norma ABNT NBR NM ISO 6507-1. Sete medidas foram feitas ao longo da extensão da ZTA, na região de grãos grosseiros, ilustrados a partir da figura 24.

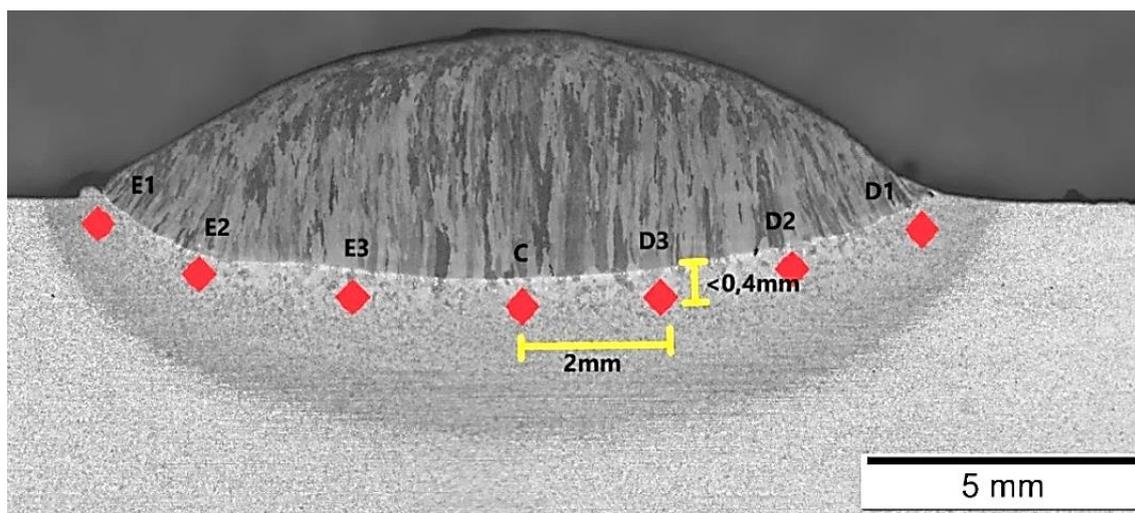


Figura 24 - Localização das endentações para a medição de microdureza Vickers.

Aumento 12,5x. Ataque Nital 2%.

### 3.4 Análise da microestrutural

A partir dos resultados do ensaio de microdureza Vickers, as amostras foram submetidas à uma análise no microscópio ótico na região de maior dureza e na região de menor dureza nas magnificações de 200, 500 e 1000x. Esta análise tem como objetivo conseguir justificar a dureza de cada região da região de grãos grosseiros da ZTA a partir dos microconstituintes encontrados.

Por fim, para identificação de microconstituintes da ZTA foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) com as características técnicas da tabela 10.

Tabela 10 - Parâmetros usados para realização do ensaio no MEV

Definição do ponto	17~ 19 nm
Aceleração de voltagem	15kV
Ampliação	1000x e 3000x

## CAPÍTULO 4

### Resultados e discussão

#### 4.1 Caracterização macroestrutural

A caracterização macroestrutural das amostras utilizadas neste trabalho mostrou que existe uma sensível diferença no aspecto macroscópico desses depósitos em relação aos parâmetros utilizados na tocha (frequência e diâmetro de giro), como pode ser visto na figura 25 que apresenta um mosaico com as macrografias das amostras, organizadas de acordo com o diâmetro de giro utilizado e a velocidade de rotação, com aumento de 12,5x e ataque de Nital 2%.

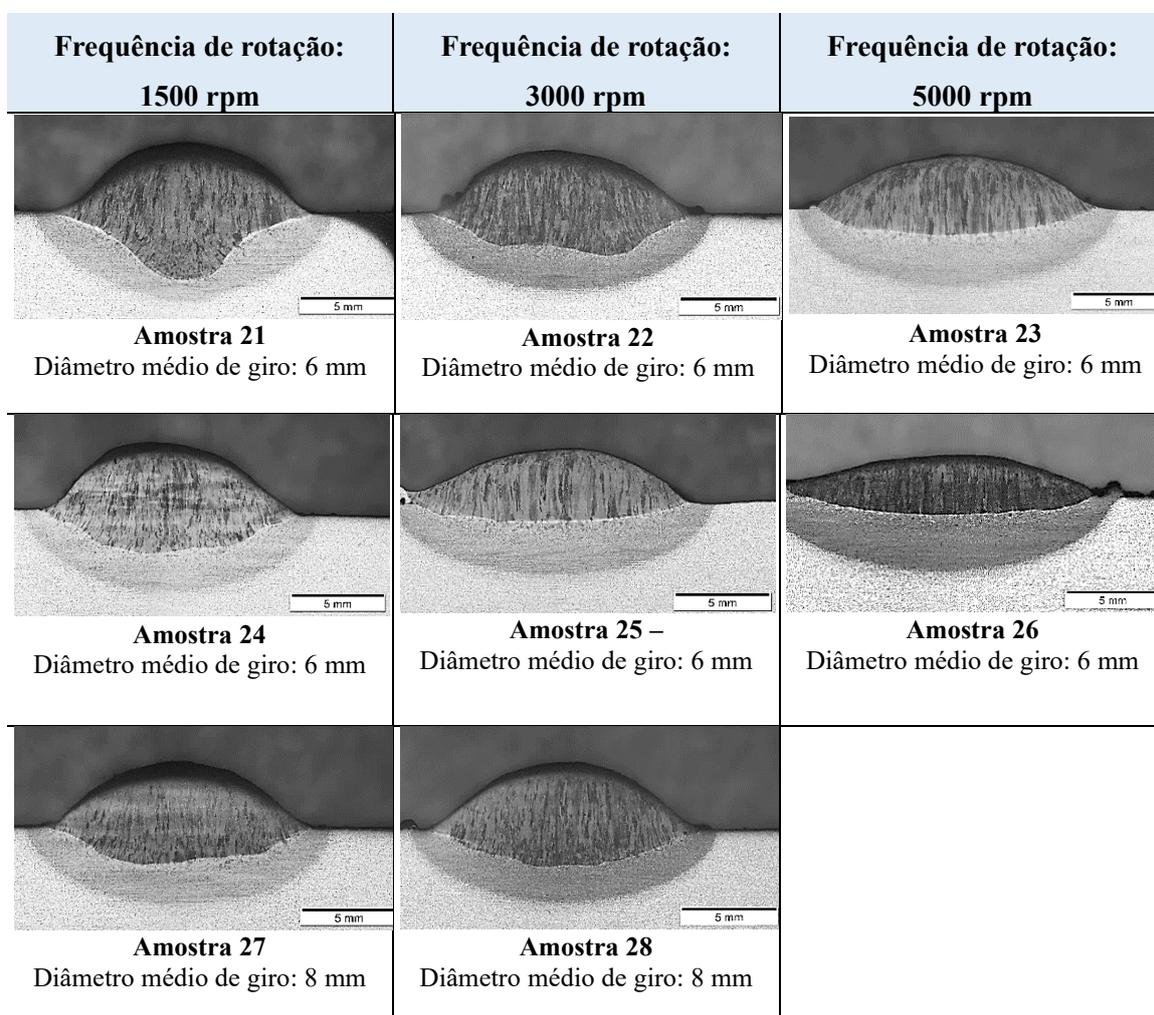


Figura 25 - Macrografias com aumento de 12,5x. Ataque Nital 2%.

Tendo em vista que a penetração é um ponto fundamental na soldagem, uma vez se tem por objetivo a fusão das paredes quando for utilizado ou o chanfro reto ou *Narrow Gap*, a penetração é o parâmetro mais importante a ser observado na análise macroscópica. Partindo desse pressuposto, com a figura 25 aparentemente conclui-se que a condição: frequência de rotação de 1500 rpm com a o diâmetro de giro de 3 mm (amostra 21), garante maior penetração em relação às demais amostras. As amostras com diâmetro de giro de 8 mm, na figura 25, aparentemente apresentaram um comportamento menos uniforme e, conseqüentemente não serão utilizadas nas avaliações subsequentes

A convexidade e frequência de rotação possuem uma relação inversamente proporcional, ou seja, a convexidade do cordão tende a diminuir com o aumento da frequência de rotação do arco e a penetração tende a apresentar uma aparência tipo dedo (*finger type*) [3, 46]. De acordo com a figura 25, observou-se que o aumento do diâmetro e o aumento da frequência de rotação resulta em um perfil de penetração mais uniforme em sua extensão. Essa análise vai de acordo com RAO *et.al.* [46], o qual utiliza como explicação que o eletrodo rotativo oferece uma dispersão da força do arco em uma poça de fusão com maior área. Testes realizados por ITAWA e WANG, detalhados no capítulo de revisão bibliografia do presente trabalho, revelam que, conforme a rotação do eletrodo é adicionada, constata-se que a penetração lateral se expande e o cordão apresenta maior concavidade em seu perfil, ideal para a soldagem em chanfro [46]. Porém conforme a rotação do eletrodo diminui, a penetração tende a se concentrar no centro do chanfro e, como consequência, pode ocorrer falta de fusão lateral, conforme macrografia na figura 26 da amostra 21.

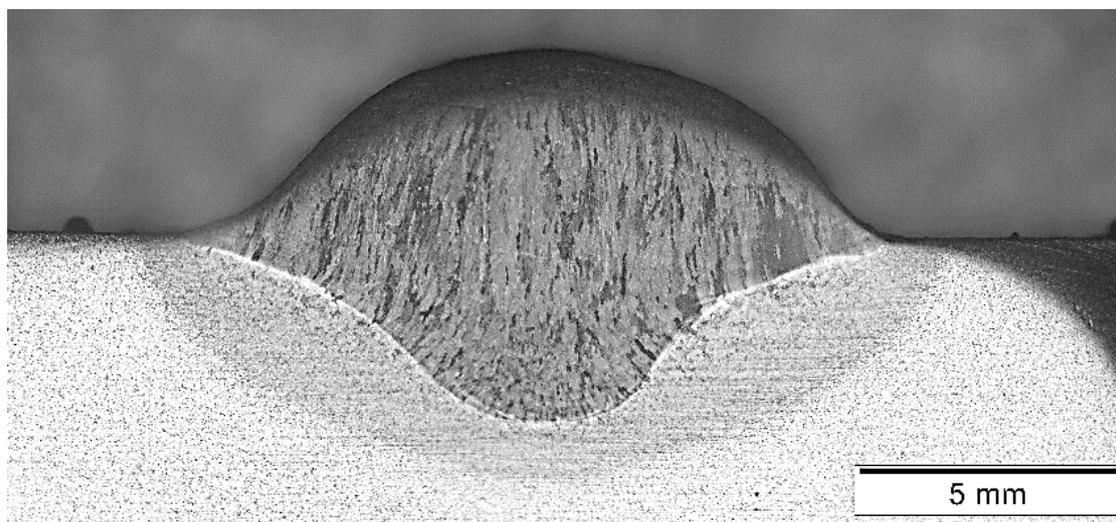


Figura 26 - Macrografia da amostra que possui a melhor penetração e portanto, a melhor condição de soldagem (amostra 21). Aumento 12,5x. Ataque Nital 2%.

YANG ZOU *et.al.* [50] também chegaram à mesma conclusão, na qual maiores frequências resultam em menor penetração e em maior extensão da ZTA e do cordão. O aumento da largura da poça de fusão, que por sua vez, terá efeito sobre a densidade de potência do processo, ou seja, o aumento da largura da poça de fusão diminui a densidade de potência e a penetração na junta. Espera-se ainda que, com o calor redistribuído para as paredes do chanfro pela rotação do arco, o fluxo térmico na direção transversal ao deslocamento da fonte de calor seja mais intenso, o que contribui para uma maior extensão da ZTA. Como consequência, a microestrutura da ZTA deverá mais grosseira, por experimentar um ciclo térmico com maiores temperaturas de pico e permanência por tempos mais longos em temperaturas mais elevadas

A figura 27 e 28 é um comparativo entre as amostras 24 e 26, as quais ambas foram soldadas com o mesmo diâmetro de giro, porém com a frequência de rotação diferente. A partir desta imagem é possível observar que, aparentemente, a amostra com uma frequência (rpm) maior possui um cordão maior, uma ZTA mais extensa e uma penetração menor.

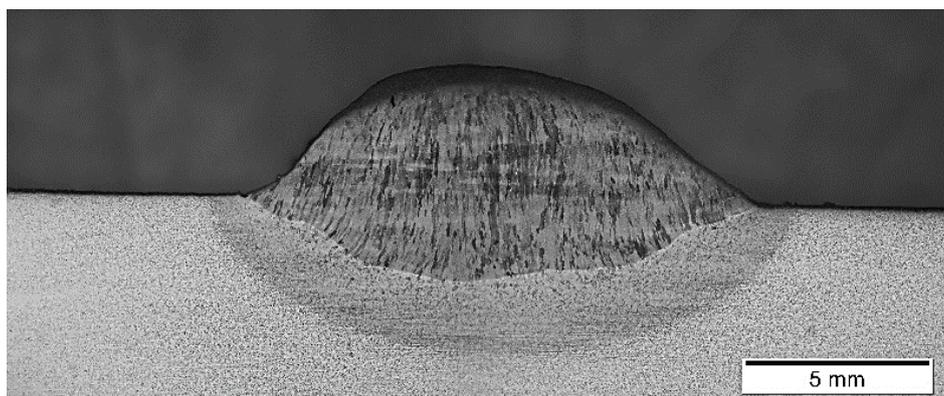


Figura 27 - Amostra 24 soldada por GMAW-RE. Diâmetro médio de giro: 6 mm.  
Frequência de rotação: 1500 rpm

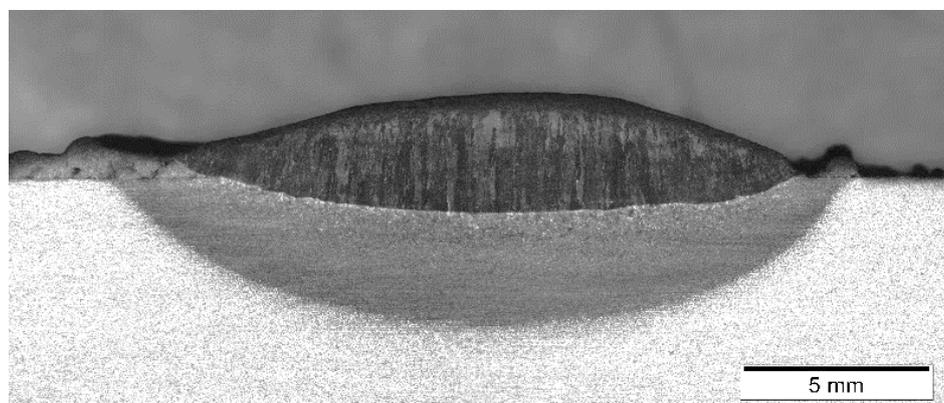


Figura 28 - Amostra 26 soldada por GMAW-RE. Diâmetro médio de giro: 6 mm.  
Frequência de rotação: 5000 rpm.

A figura 29 mostra um mosaico com as médias das três medições realizadas ao longo da ZTA de cada amostra. Elas estão agrupadas de acordo com seu diâmetro e frequência. Com base nos valores obtidos é possível observar que, para um mesmo diâmetro de giro, a extensão da ZTA tende a aumentar com o aumento da frequência de rotação.

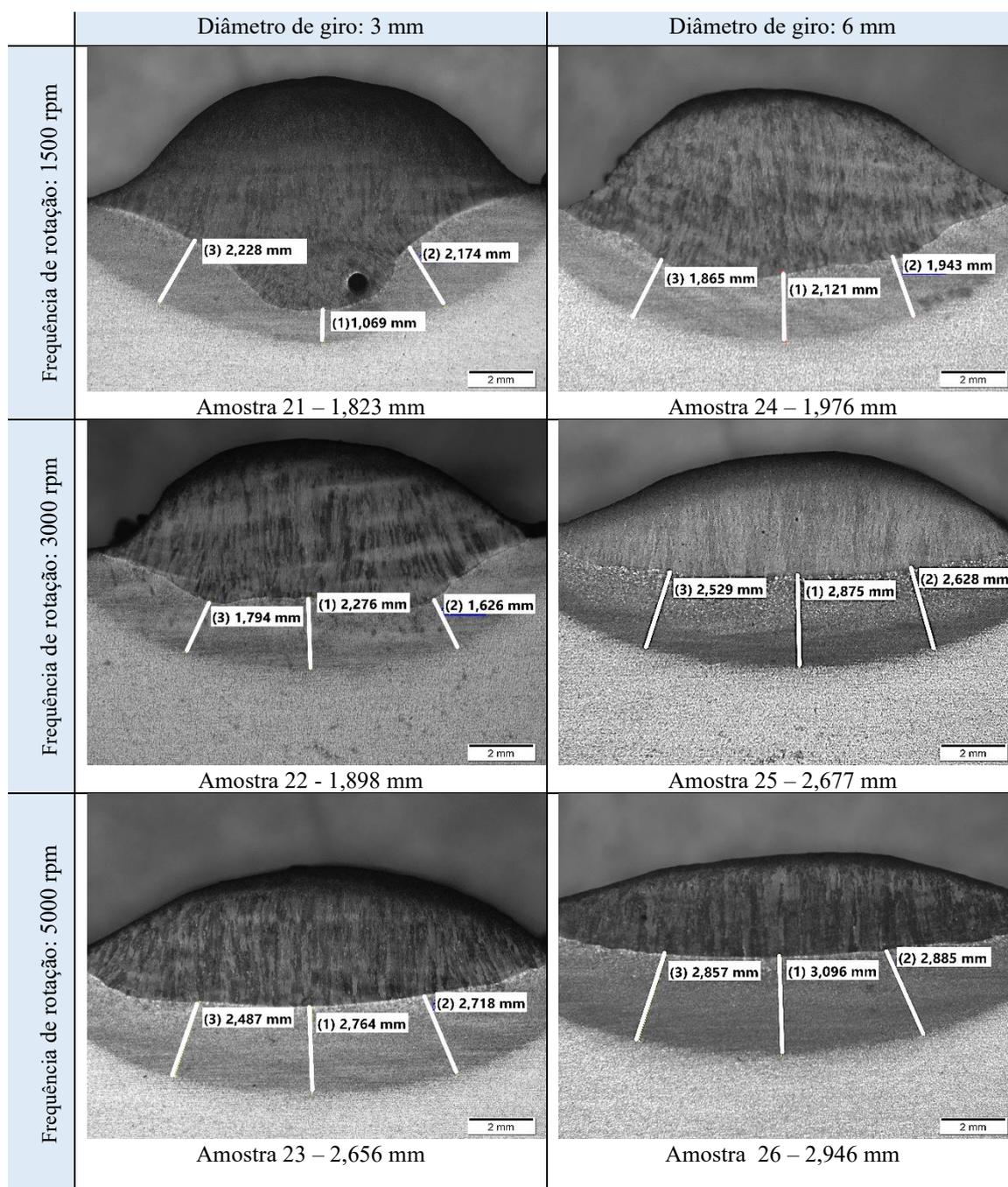


Figura 29 - Médias das três medições realizadas ao longo de extensão da ZTA

O resultado obtido neste trabalho vai em concordância com o estudo realizado por MASTRANGE [3], o qual mostra no gráfico da figura 30, uma relação entre velocidade de rotação vs. perfil do cordão (mm).

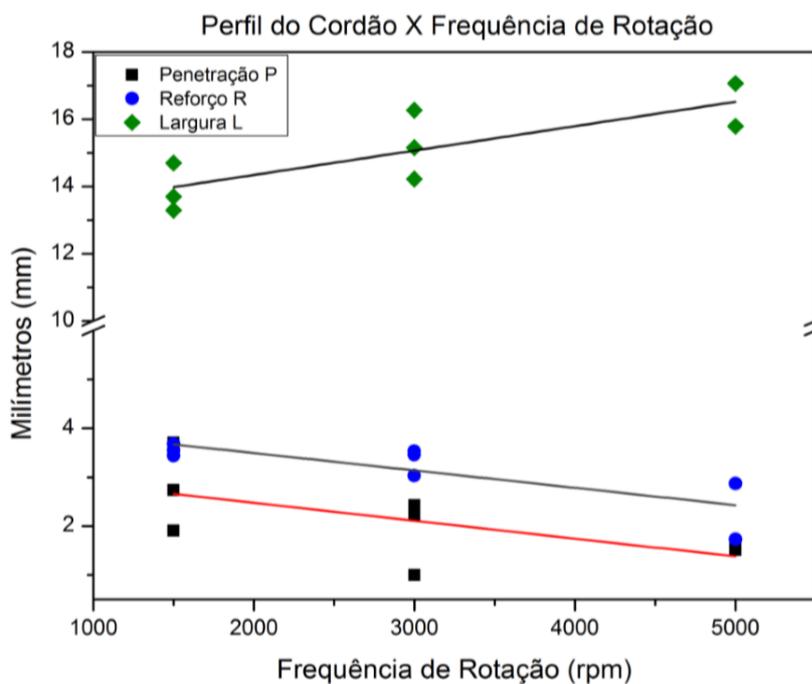


Figura 30 - Gráfico relacionando a frequência de rotação com a largura da ZTA [3].

Tendo em vista que a ZTA de uma solda realizada pelo processo GMAW-RE nem sempre é constante ao longo de sua extensão, a medição dessa região não deve ser realizada com apenas uma medida. Por este motivo optou-se pela realização das três medidas na extensão da ZTA, cujo resultados estão apresentados na tabela 11.

Tabela 11 – Medições da largura da ZTA de cada cordão

	Amostra	Medição 1 [mm]	Medição 2 [mm]	Medição 3 [mm]	Média [mm]
Diâmetro médio de giro: 3 mm	Amostra 21	1,069	2,174	2,228	1,823
	Amostra 22	2,276	1,626	1,794	1,898
	Amostra 23	2,764	2,718	2,487	2,656
Diâmetro médio de giro: 6 mm	Amostra 24	2,121	1,943	1,865	1,976
	Amostra 25	2,875	2,628	2,529	2,677
	Amostra 26	3,096	2,885	2,857	2,946

A tabela 11, apesar de não apresentar uma variação expressiva para extensão da ZTA nas diferentes amostras, permite observar o efeito da frequência de giro sobre a intensidade da energia transmitida para a poça de fusão e conseqüentemente sobre o tamanho da ZTA. Sobretudo nas condições com diâmetro médio de giro 3 e 6 mm, o aumento da frequência resultou em uma ZTA sensivelmente mais extensa. Tal comportamento era de se esperar visto que, diferentemente da soldagem convencional, no arco rotativo a energia não está concentrada num só ponto, variando com o tempo e portanto, a ZTA nem sempre terá o aspecto uniforme devido a rotação do eletrodo.

Outra análise que deve ser considerada diz respeito a variação das medidas nos diferentes pontos indicando que o ponto de maior energia durante a soldagem varia continuamente devido a rotação. Logo a análise macrográfica não poderia ser executada como em soldas convencionais. A figura 31 apresenta um gráfico evidenciando a influência do parâmetro de velocidade de rotação sobre o perfil da ZTA.

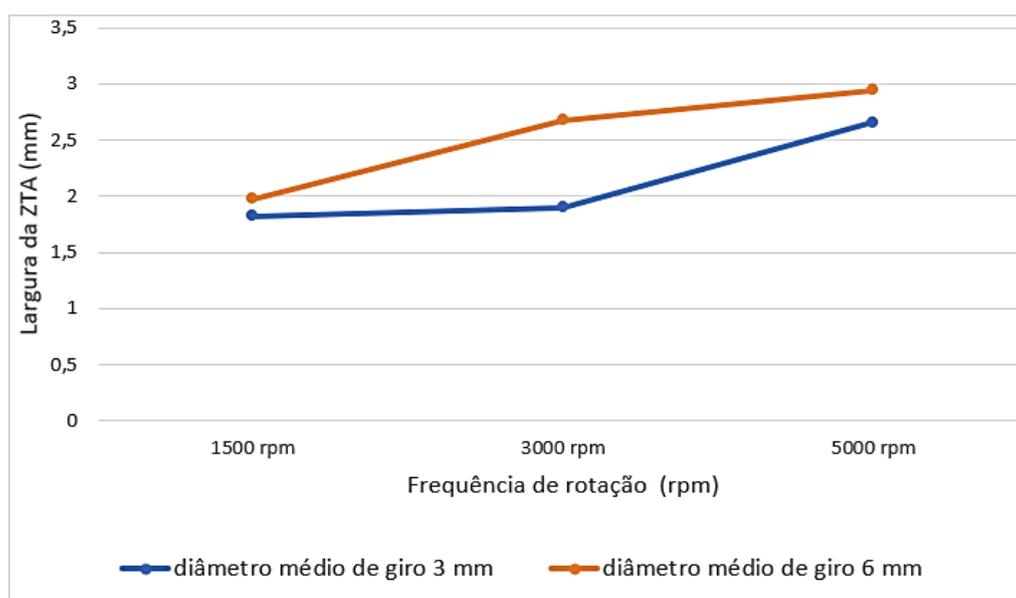


Figura 31 - Gráfico relacionando a frequência de rotação (rpm) com a extensão da ZTA, em milímetros.

## 4.2 Ensaios de microdureza Vickers

No tópico anterior foi discutido que a ZTA aparentemente nem sempre será uniforme tendo em visto que a energia de soldagem varia com a frequência de rotação e com os parâmetros que estão em estudo neste trabalho. Para avaliar o efeito dessa variação sobre a microestrutura foram realizados ensaios de microdureza Vickers ao longo da extensão da ZTA, com uma distância de, aproximadamente, dois milímetros entre cada ponto e com uma distância limite de 0,4 mm abaixo da linha de fusão, com o objetivo de analisar a microdureza na região de grãos grosseiros (RGG).

Na soldagem convencional espera-se que ao longo do cordão de solda as microestruturas impostas pelo gradiente térmico sejam constantes ao longo do cordão. Contudo, no GMAW-RE espera-se que haja uma diferença tendo em vista que o gradiente térmico não é constante e está sempre em movimento. Tal fato leva a intuir que a análise do perfil de dureza não pode ser feita da forma como é feita numa soldagem GMAW convencional, ou seja, traçando uma linha horizontal ou vertical imaginária de pontos. Para o GMAW-RE foi necessário mapear os pontos de maior e menor dureza ao longo do cordão para fazer uma análise mais confiável da região onde foi submetida a um maior e menor gradiente de térmico, conforme mostra a tabela 12. A figura 32 apresenta gráficos com as sete medições na extensão da ZTA das amostras com diâmetro médio de giro de 3 mm, enquanto que a figura 33, ilustra as medições das amostras com diâmetro médio de giro de 6 mm.

Tabela 12 - Valores do ensaio de microdureza Vickers.(HV).

Amostra	E1	E2	E3	C	D3	D2	D1
21	259, 5	259, 4	250, 3	292, 2	285, 2	279, 2	279, 0
22	278, 7	264, 3	268, 4	247, 3	234, 2	264, 2	247, 3
23	251, 1	254, 6	245, 1	262, 9	260, 6	261, 9	260, 8
24	267, 1	273, 7	282, 9	288, 7	257, 4	262, 9	258, 1
25	261, 6	266, 6	269, 1	269, 3	301, 9	298, 1	324, 4
26	274, 8	275, 9	279, 9	282, 1	280, 2	294, 4	277, 1

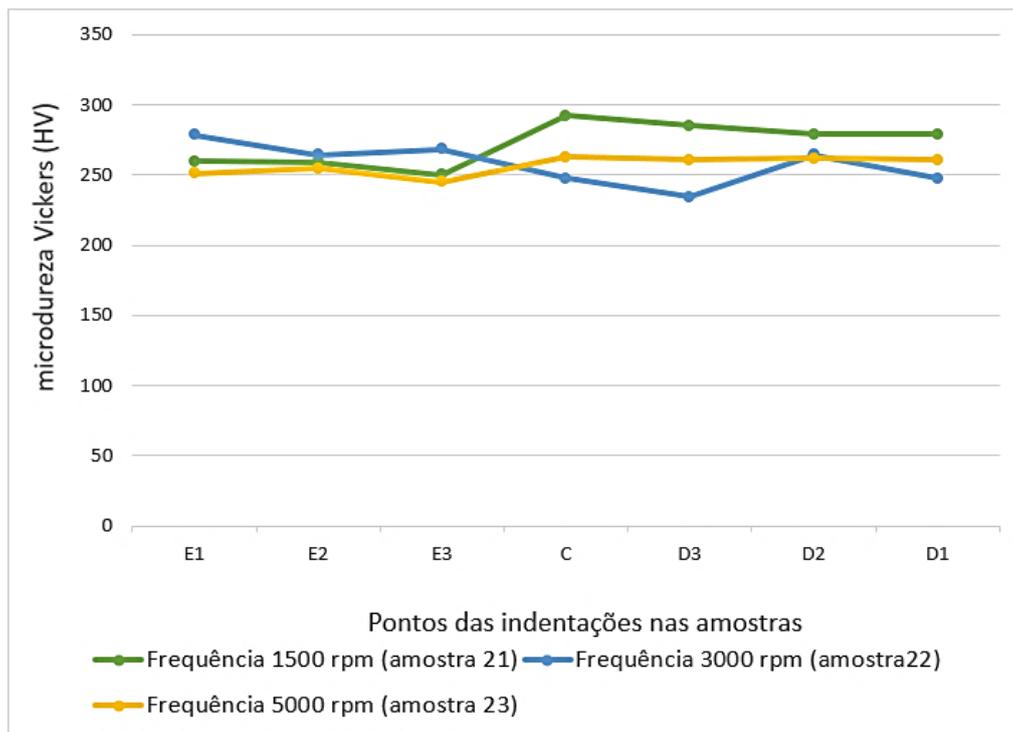


Figura 32 - Medidas de microdureza Vickers na extensão da ZTA nas amostras com diâmetro de giro igual a 3 mm e frequência de rotação de (a)1500 rpm (b) 3000 rpm (c)5000 rpm.

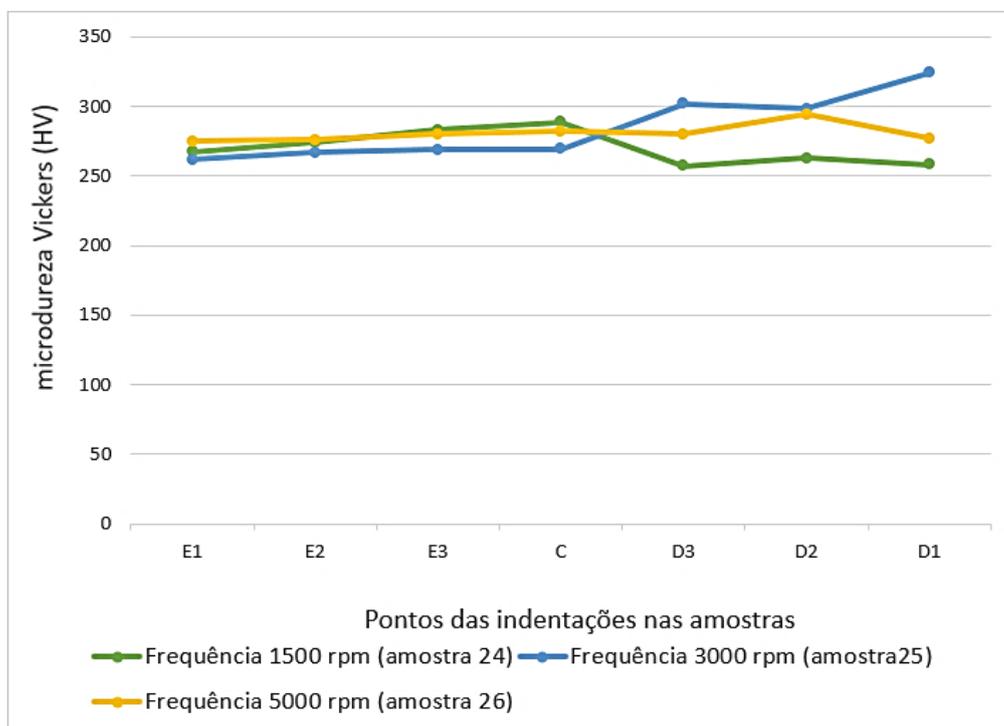


Figura 33 - Sete medições de dureza Vickers na extensão da ZTA nas amostras com diâmetro de giro igual a 6 mm e frequência de rotação de (a)1500 rpm (b) 3000 rpm (c) 5000 rpm.

Na tabela 13 foram selecionados os pontos de maior e menor dureza de cada uma das amostras. Observa-se que há uma certa diferença em algumas amostras mais evidentes e em outras menos evidentes e isso tem relação com a posição da tocha na hora do corte. Os valores obtidos a partir do ensaio de microdureza Vickers podem ser explicados pelo fato do centro do fluxo de calor nem sempre estar no centro da solda, visto que a posição do arco muda periodicamente. A partir da figura 34, pode-se observar que o ponto de maior microdureza Vickers encontra-se em locais diferentes em cada estrutura.

. Tabela 13 - Medições dos pontos de maior e menor dureza a partir dos ensaios de microdureza Vickers

Amostra	Ponto / Menor dureza (HV)	Ponto/ Maior dureza (HV)
21	E3 / 250,3	C/ 292,2
22	D3/ 234,2	E1/ 278,7
23	E3/ 245,1	C/ 262,9
24	D3/ 257,4	C/ 288,7
25	E1/ 261,6	D1/ 324,4
26	E1/ 274,8	D2/ 294,4

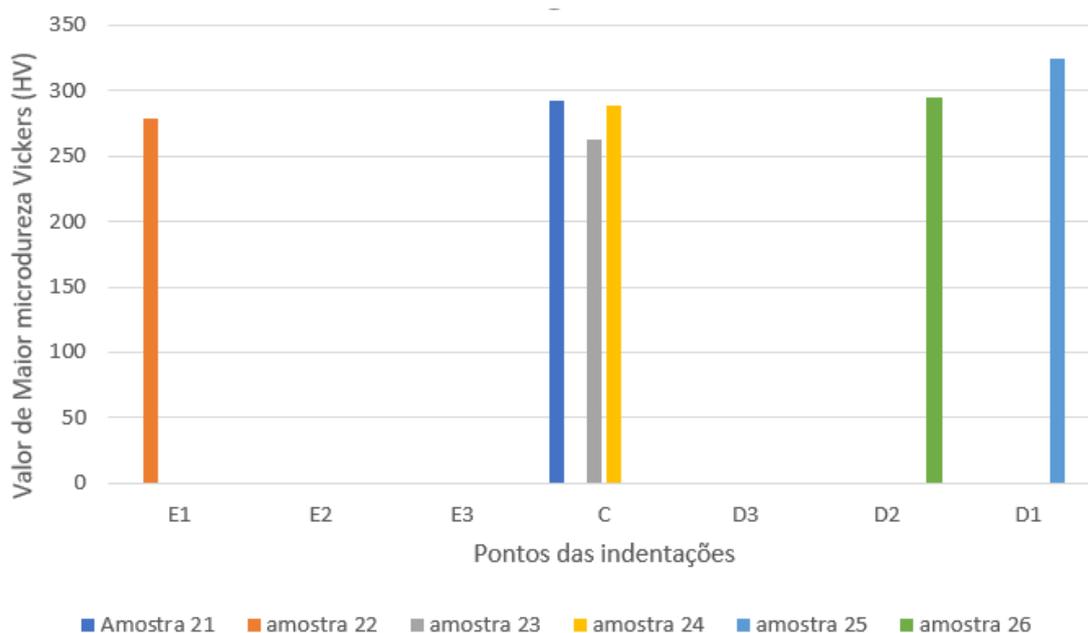


Figura 34 - Pontos de maior microdureza Vickers em cada amostra.

Os pontos foram feitos na RGG da ZTA, pois nessa região onde há a maior probabilidade de trincas e maiores alterações na microestrutura do cordão, pois encontra-se bem próxima a linha de fusão, sofrendo diretamente os efeitos do aquecimento seguido por um resfriamento. A partir dos resultados de maior e menor dureza de cada amostras, novas medições foram realizadas a respeito da extensão da ZTA nesses pontos.

Os pontos de maior e menor extensão da ZTA correspondem aos pontos de maior e menor dureza, pois no ponto onde tem-se a maior dureza é onde o gradiente térmico imposto foi maior. Ou seja, a região de grãos grosseiros será muito maior (RGG) e espera-se encontrar uma martensita mais tensionada e, conseqüentemente maior dureza. Já no ponto de menor dureza, os grãos serão menores visto que, neste caso, o gradiente imposto foi menor e, conseqüentemente, resultando em uma microestrutura menos tensionada. A figura 34 ilustra um mosaico contendo as duas medições em cada amostra.

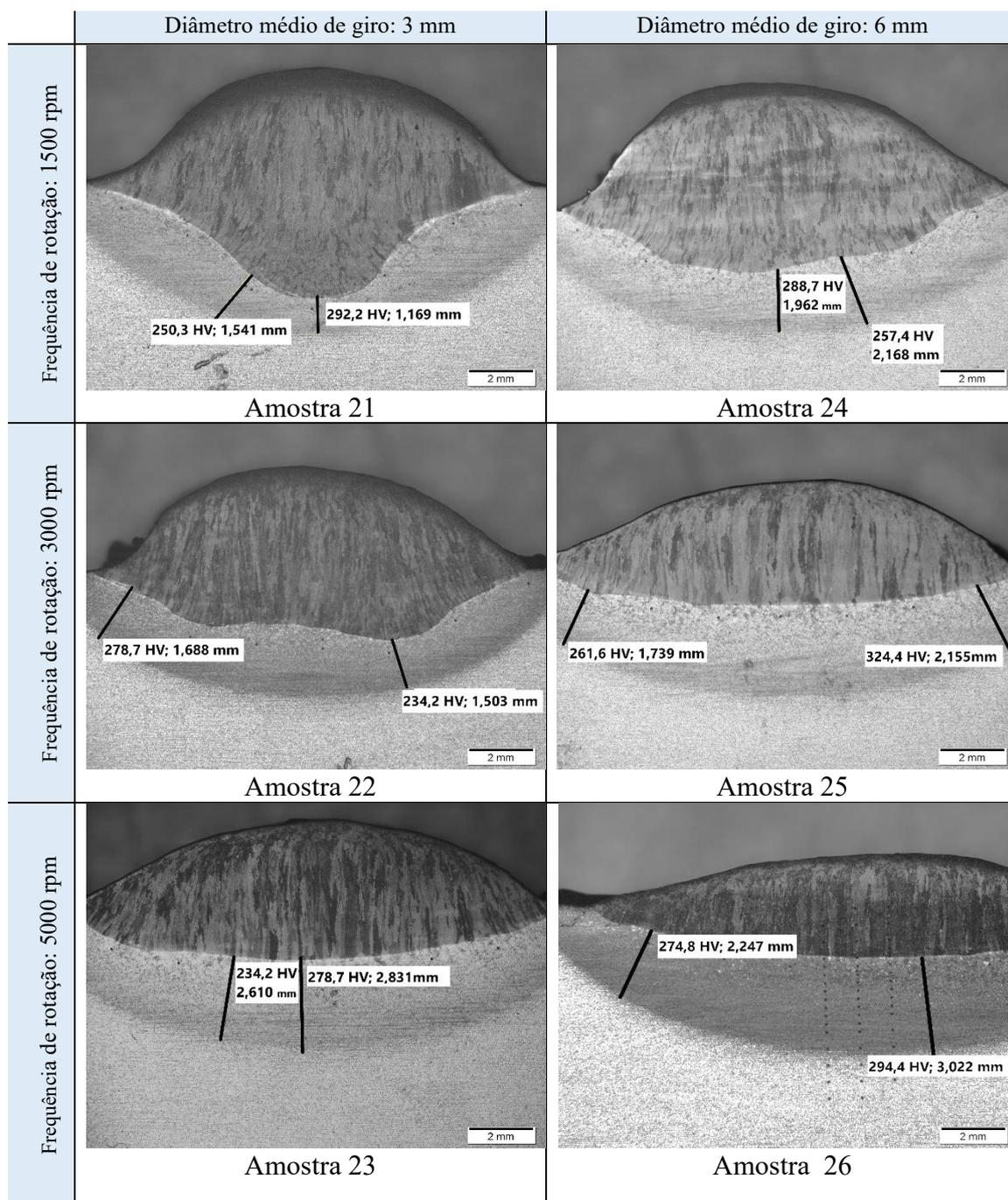


Figura 35 - Medições da extensão na ZTA no ponto de maior dureza e no ponto de menor dureza.

### 4.3 Caracterização microestrutural

Na região de grãos grosseiros, foi observado por microscopia ótica, figuras 35 e 36, e por MEV nas figuras 37 e 38, que a microestrutura resultante é composta de martensita auto revenida, considerando o baixo carbono da liga em estudo, e bainita com pequenas variações entre as frações volumétricas de cada uma dessas fases [55, 56].

Como dito anteriormente, as regiões de maior dureza coincidem com aquelas de maior extensão da ZTA. Nesse sentido, o gradiente térmico imposto resultou na predominância de regiões com microconstituintes mais refinados, sobretudo quando observados no MEV, frente às regiões de menor dureza.

No entanto a caracterização destes microconstituintes, devido ao refinamento, se torna mais difícil, uma vez que, a martensita auto revenida caracteriza-se por possuir morfologia muito semelhante à da bainita inferior. Esse tipo de microconstituente é considerado como tendo uma boa resistência à fratura frágil e são resultantes, no caso de aços com baixo teor de carbono, da temperatura  $M_s$  bem alta ( $>300\text{ }^\circ\text{C}$ ). Neste caso, a possibilidade de formação de carbonetos durante o resfriamento resultada em uma redução supersaturação de carbono na martensita [55, 56].

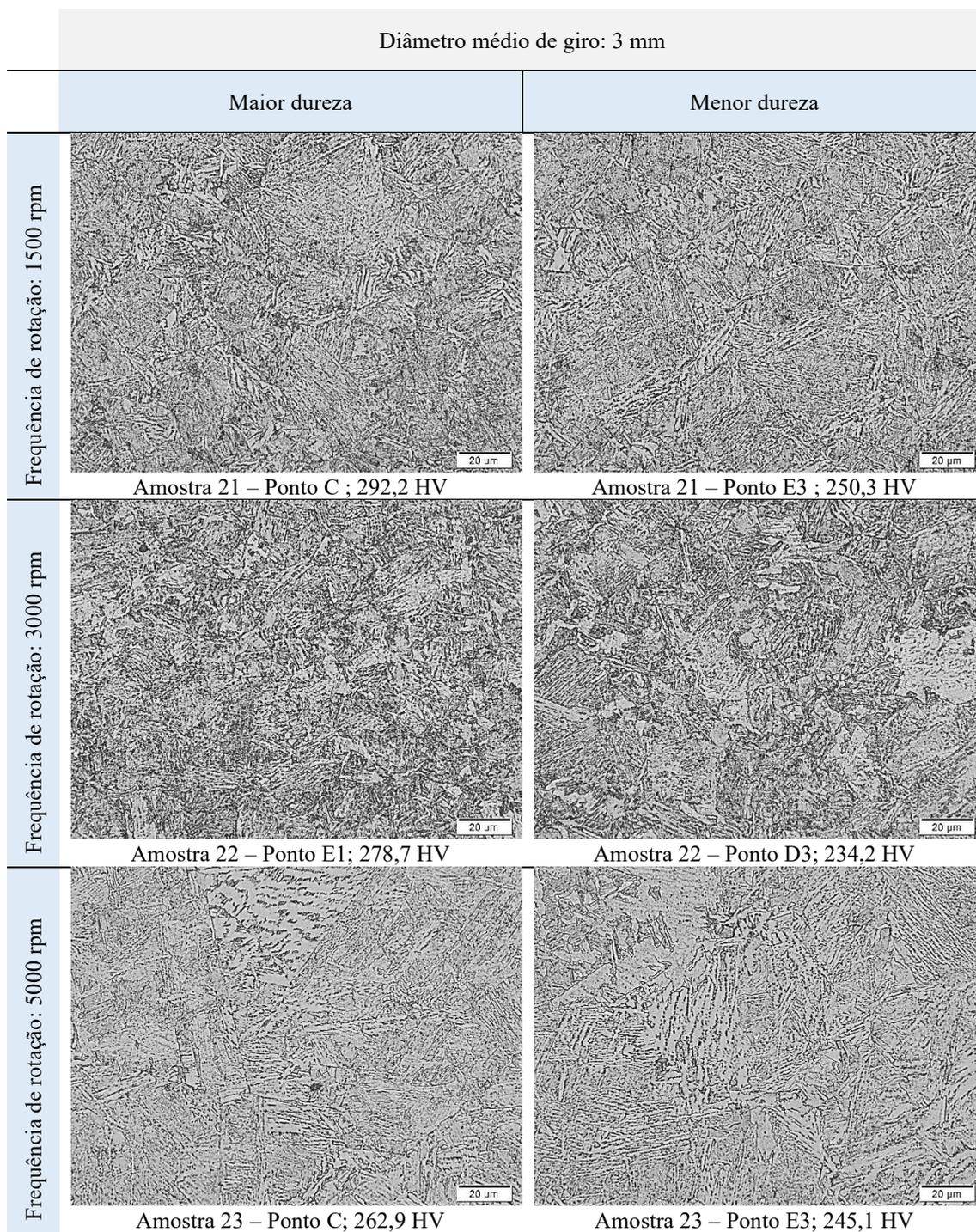


Figura 36 - Mosaico comparativo com as imagens obtidas por microscopia ótica relacionadas ao ponto de maior dureza e menor dureza das amostras com diâmetro médio de giro de 3 mm e diferentes frequências de rotação. Aumento 1000x. Ataque Nital 2%

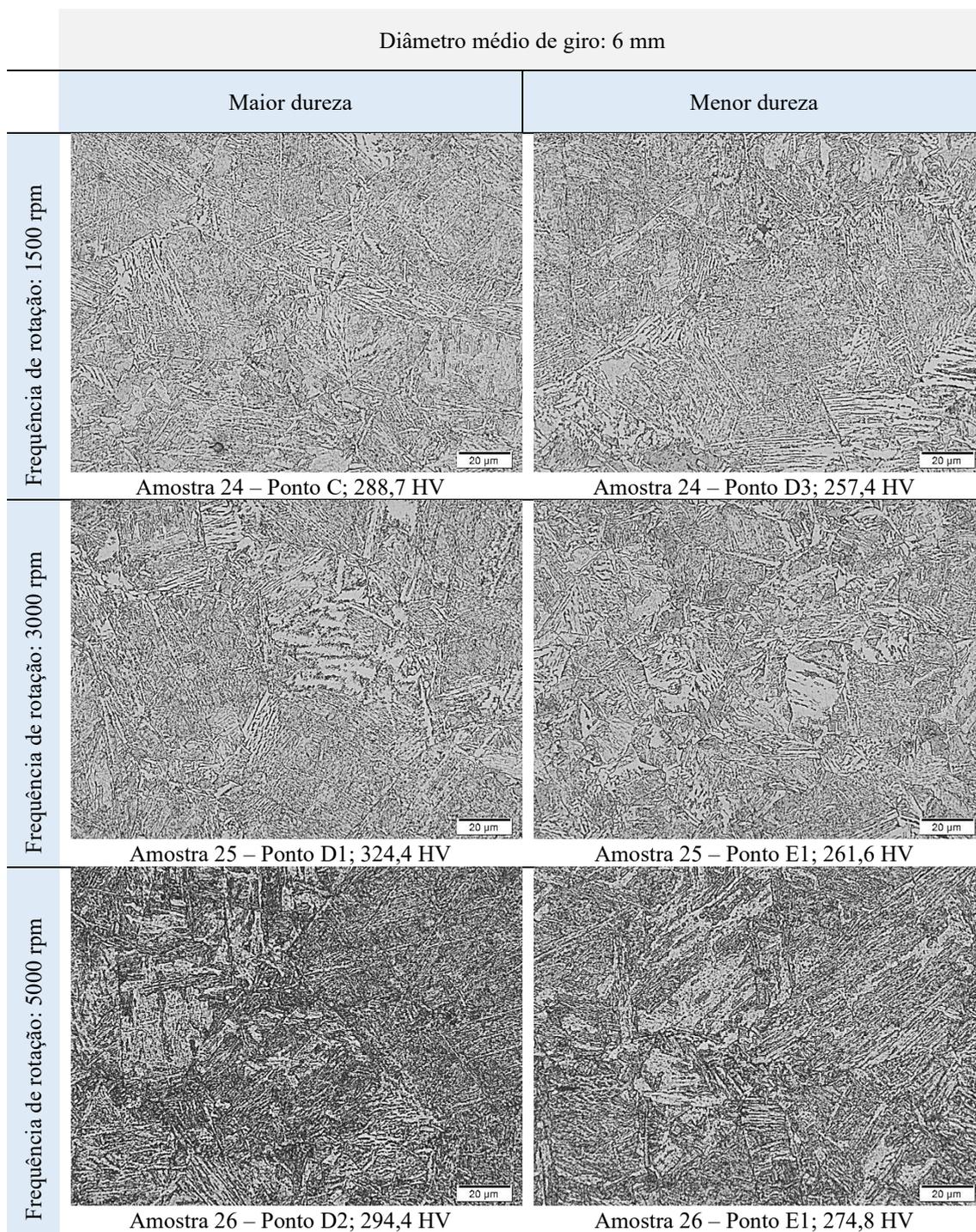


Figura 37 - Mosaico comparativo com as imagens obtidas por microscopia ótica relacionadas ao ponto de maior dureza e menor dureza das amostras com diâmetro médio de giro de 6 mm e diferentes frequências de rotação. Aumento 1000x. Ataque Nital 2%

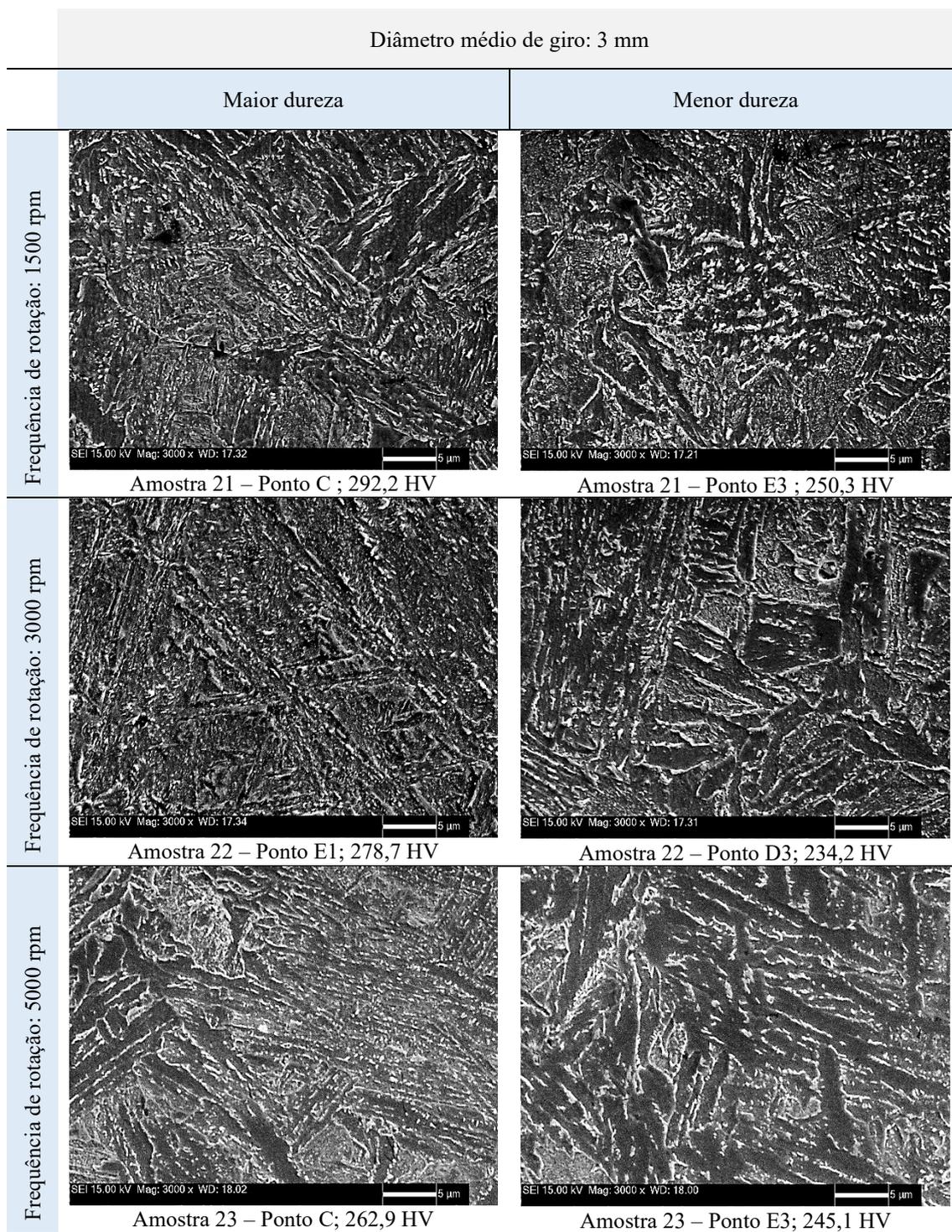


Figura 38 - Mosaico comparativo com as imagens obtidas por microscopia eletrônica por varredura relacionadas ao ponto de maior dureza e menor dureza das amostras com diâmetro médio de giro de 3 mm e diferentes frequências de rotação. Aumento 1000x. Ataque Nital 2%

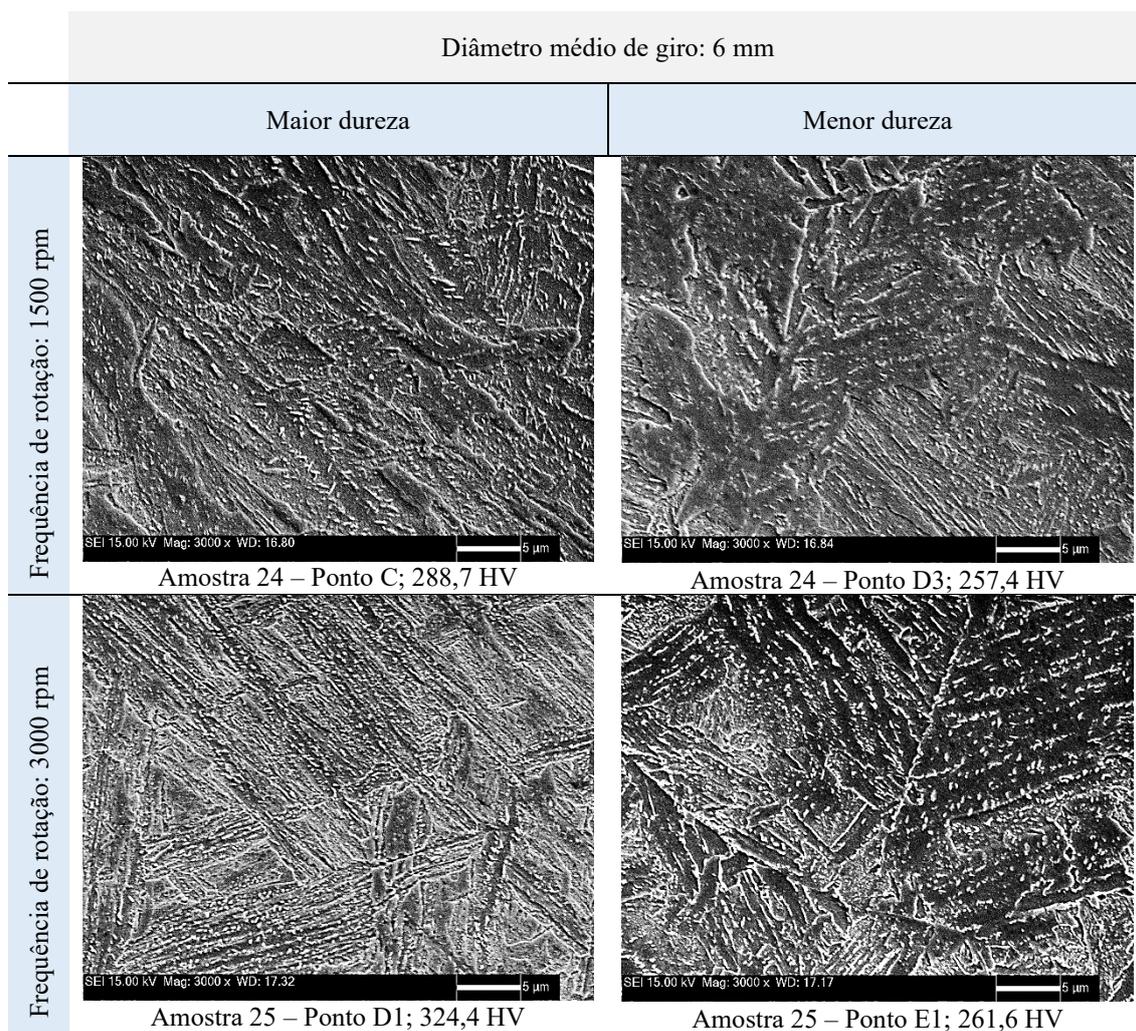


Figura 39 - Mosaico comparativo com as imagens obtidas por microscopia ótica relacionadas ao ponto de maior dureza e menor dureza das amostras com diâmetro médio de giro de 6 mm e diferentes frequências de rotação. Aumento 1000x. Ataque Nital 2%

## CAPÍTULO 5

### Conclusões

O desenvolvimento do presente estudo em cordões sobre chapas utilizando o processo de soldagem GMAW-RE permitiu observar o comportamento dos parâmetros do perfil do cordão com as variações do diâmetro e frequência de rotação sobre a ZTA. A partir da análise macroestrutural:

- a) É possível inferir que a condição da amostra 21 apresentou maior penetração e, conseqüentemente maior tendência para fusão das paredes do chanfro reto e estreito;
- b) A largura do cordão se mostrou diretamente proporcional à frequência de rotação;
- c) A altura do reforço e a penetração são inversamente proporcionais à frequência de rotação;
- d) O efeito da rotação associado ao gradiente térmico variavelmente imposto impede que a análise das características mecânicas e microestruturais de juntas obtidas pelo processo GMAW-RE sejam avaliadas utilizando apenas um perfil de microdureza do sentido transversal à ZTA.
- e) Deve-se realizar uma média entre várias medidas ao longo do perímetro da linha de fusão, preferencialmente na RGG, visto que a região nem sempre será uniforme ao longo da sua extensão da ZTA;
- f) A extensão da ZTA é diretamente proporcional à frequência de rotação.
- g) A maior dureza avaliada na RGG está relacionada com uma maior extensão da ZTA que aparentemente apresentou maior presença de microconstituintes mais refinados frente à região de menor dureza.

## Sugestão para trabalhos futuros

Conhecendo o potencial deste processo de soldagem inovador através deste trabalho e com o propósito de melhor entendê-lo, pode-se sugerir para futuros trabalhos:

- ✓ Um estudo sobre as alterações microestruturais ao longo da direção de soldagem;
- ✓ Analisar a microestrutura mais refinada da região com dureza maior e comparar;
- ✓ Melhor caracterização das microestruturas presentes;
- ✓ Realizar medidas de fração volumétrica das fases presentes na RGG e conseqüentemente seu impacto sobre a tenacidade;
- ✓ Verificar a influência do gás de proteção na penetração no processo GMAW com eletrodo rotativo.

## Referências Bibliográficas

- [1] MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q.; **“Soldagem: Fundamentos e Tecnologia”**; 4. ed.; Editora Elsevier, 2016
- [2] FRANCISCO TOMAZINI, GUSTAVO; “Avaliação da relação entre a energia gerada pelo arco e o calor absorvido pelo metal de base variando os parâmetros de soldagem MIG/MAG”; Uberlândia, MG; 2008
- [3] MASTRANGE DOS SANTOS SILVEIRA, GUILHERME, “Estudo comparativo de juntas soldadas, obtidas pelos processos GMAW convencional e GMAW com arame rotativo (GMAW-RE)”; Trabalho de conclusão de curso de graduação, CEFET-RJ, 2018
- [4] PRASAD, V.; BABU, M.; AJAY, P.; “A Review on Rotating Arc Welding Process”; *Materials Today: Proceedings* 5, 201
- [5] YU,W.;QIAN,Y.;WU,H.;YANG,Y.; “Effect of Heat Treatment Processon Properties of 1000 MPa Ultra High Strength Steel”; *Journal of Iron and Steel Research, International*, Beijing, v.18, n.2, p.64-69, 2011
- [6] WILSON, A. D.; “Properties and microstructures of copper precipitation aged plate steels”. In: *Microalloying '88*. Chicago: American Society for Metals, 1988, p. 259-275
- [7] SUSAN WOODS; “High-speed rotating arc welding increases productivity and quality”; Disponível em: <<https://weldingproductivity.com/article/add-in-the-spin/>>
- [8] D. KONDO; K. KUNISHIGE, RINTARO, UEJI; S.HASHIMOTO; “Effect of Niobium or Vanadium on Mechanical Properties of Hot Rolled High Strength Steel Sheets for Automotive Use”, 2007

- [9] “Aços de alta resistência e baixa liga”; Disponível em: <[https://www.cimm.com.br/portal/material\\_didatico/6340-acos-de-alta-resistencia-e-baixa-liga#.XR-dW-hKhPY](https://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6340-acos-de-alta-resistencia-e-baixa-liga#.XR-dW-hKhPY)>
- [10] AWS Welding Handbook – 9 Edition, Vol. 2; Welding Processes, American Welding Society, 2015
- [11] D. CALLISTER JR, WILLIAM; “**Ciência e engenharia de materiais, Uma Introdução**”, 8ª edição, São Paulo, Brasil, LTC, 2012
- [12] TAKECHI, H, 1995. “**HSLA Steels for Automobile**”; Proceedings of the International Conference on HSLA Steels, ASM International, Vol.1 p. 72-81, 1995
- [13] AMERICAN SOCIETY OF METALS; “**High strength structural and high-strength low-alloy steels: hsla steels**”; Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys; Metals Handbook, Vol 6; 10º Ed., 1997. p. 1009 – 1102
- [14] COHEN, MORRIS; HANSEN, S.S. ; “**Microstructural control in microalloyed steels**”; MiCon78: Optimization of Processing, Properties and Service Performance Through Microstructural Control, 1979
- [15] FABIO DOMINGOS PANNONI, M.SC., PH.D; “**Aços estruturais**”; Disponível em: <<https://docplayer.com.br/17146411-Acos-estruturais-fabio-domingos-pannoni-m-sc-ph-d-1.html>>
- [16] EDUARDO DE OLIVEIRA DINIZ; “**Análise da influência do nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas da barra chata temperada e revenida para aplicação em feixes de mola**”; Dissertação de mestrado; Belo Horizonte; Escola de Engenharia da UFMG; 2005
- [17] TIRUMALASETTY, G. K.; HUIS, M. A.; FANG, C. M.; XU, Q.; TICHELAR, F. D.; HANLON, D. N.; SIETSMA, J.; ZANDBERGEN, H. W. “**Characterization of NbC and (Nb,Ti)N nanoprecipitates in TRIP assisted multiphase steels**”; Acta Materialia, Delft, v.59, p.7406-7415, sep. 2011

- [18] DeArdo, A. J. “**Metallurgical Basis for Thermomechanical Processing of Microalloyed Steels**”. Ironmaking and Steelmaking, V. 28, n. 2, pp. 138-144, 2001
- [19] Honeycombe, R. W. K. “**Carbide Precipitation in HSLA Steels**”. Proc. Microalloyed HSLA Steels (A. DeArdo, ed.), Chicago, 1988, pp. 1-13.
- [20] Kim, J.-S., & Yi, H.-J. (2017). Characteristics of GMAW Narrow Gap Welding on the Armor Steel of Combat Vehicles. Applied Sciences, 7(7), 658. doi:10.3390/app7070658
- [21] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API. “**Recommended Practice for Risk-Based Inspection**”; API RP 581. API, 2000
- [22] NOGUEIRA, ROSIANE DE CASTRO “**Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplex ataque do aço multifásico AISI 4350**”; Guaratinguetá : [s.n], 2013. 134 f : il.Bibliografia: f.123-134
- [23] MIRANDA L. S.; “**Estudo da Influência de Variáveis de Laminação em uma Linha de Laminação de Tiras a Quente Convencional nas Propriedades Mecânicas de um Aço Alto Nióbio da Classe API 5L X70**”; Dissertação de Mestrado; Belo Horizonte; Escola de Engenharia da UFMG; 2010
- [24] LOPES, A. R.; “**Desenvolvimento de tubo API 5L X80**”; In: 20 seminário brasileiro de dutos., Instituto Brasileiro de Petróleo, Rio de Janeiro, 1999.
- [25] CHIAVERINI, V.; “**Aços e ferros Fundidos**”; 6 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1992
- [26] ASM INTERNATIONAL; “**High strength low alloy steels**”; Ohio, USA, 2001

- [27] OLIVEIRA, G. L. G. **“Avaliação de tensões residuais de soldagem em chapas planas do aço estrutural ASTM A516 G70. 2009”**. 123 f. Dissertação (Mestrado em Ciência de Materiais) - Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.
- [28] Sandes, Soraia Simões; **“Efeito do procedimento de soldagem nas propriedades de revestimentos metálicos de liga 625 pelo processo eletroescória”**; Trabalho de conclusão de curso de graduação, CEFET-RJ, 2016
- [29] Bohorquez, C.E.N **Previsão da dureza máxima na zona afetada pelo calor em soldagem. 1989.** 93 p. Dissertação (Mestrado em engenharia mecânica) Universidade federal de Santa Catarina , Florianópolis)
- [30] PETROBRAS, Projeto de vasos de pressão – norma de procedimento – n 253f. Rio De Janeiro: CONTEC – Comissão N.02-Calderaria, 39 p.1990
- [31] WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H.; **“Soldagem – Processos e metalurgia”**; São Paulo: Edgard Blucher, 1992, 494 p
- [32] UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS; **” Técnica Operatória da Soldagem GMAW”**; Disponível em: <[http://www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/pratica\\_gmaw.pdf](http://www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/pratica_gmaw.pdf)>
- [33] DBC OXIGÊNIO; **“Gases para soldagem MIG/MAG”**; Disponível em: <<http://guias.oxigenio.com/gases-para-soldagem-migmag>> ; 2014
- [34] EVERALDO VITOR; **“Curso de Solda - Apostila do Curso Superior de Engenharia”**; MACKENZIE; São Paulo; 2010
- [35] WANG, J.Y.; REN, Y.S.; YANG, F.; GUO, H.B.; **“Novel Rotation Arc System for Narrow Gap MAG Welding”**; Science and Technology of Welding and Joining, 2007

- [36] Santos , Gustavo Moreira; Brito, Uallas Henrique de Oliveira; Filho,Hellinton Direne , Okuyama Marcelo Pompeier, Schwedersky Mateus Barancelli, Regis Henrique Gonçalves e Silva - **“Processo MIG/MAG com Eletrodo Rotativo: Investigação das Variações Geométricas Mediante a Distintas Frequências”** - Universidade Federal de Santa Catarina, POSMEC / LABSOLDA, Florianopolis – SC, Brasil
- [37] MA-400 AIR COOLED SPINARC WELDING TORCH; Operational Manual; Revision 19; 2017
- [37] MURAYAMA, M.; OAZAMOTO, D.; OOE K.; **“Narrow Gap Gas Metal Arc (GMAW) Welding Technologies”**; JFE Technical Report No. 20, Mar. 201
- [38] Disponível em:  
<<https://www.binzel-abicor.com/BR/por/produtos/roboticsystems/tochas-de-soldagem-robo/machine-torch-abimig-spinarc/>>
- [39] HENRIQUE GABRIEL, MATHEUS, **“Análise de uma junta de topo soldada pelo processo MAG de aço carbono SAE 1020”**, Universidade Estadual Paulista “Júlio Mesquita Filho”, 2016
- [40] CLEBER FORTES; **“Soldagem MIG/MAG”**; ESAB BR
- [41] **“Processo MIG MAG - modos de transferências”**; Senai; 2013; Disponível em:  
<<https://infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/processos/175-processo-mig-mag-modos-de-tranferencias>>
- [42] Sugitani, Y., Kobayashi, Y., & Murayama, M. (1991). **“Development and application of automatic high speed rotation arc welding”**. Welding International

- [43] Kou, Sindo; **“Welding Metallurgy”**; second edition; Department of Materials Science and Engineering University of Wisconsin
- [44] Ning, Guo; Yanfei, Han; Linlin, Zhang; Yan Zou. **“A modified heat source model for rotating arc welding”**. China weldind vol 20. No 3; September 2011
- [45] Correia, F. C.; Krung, G. E.; Morais, P. H. Ogata, D.; **“Correlação entre a velocidade de soldagem e da alimentação Do arame no processo de soldagem GMAW com a geometria, microestrutura e macroestrutura do cordão de solda.”**; 22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais; 2016; Natal – RN.
- [46] SRINIVASA RAO, P.; GUPTA, O.P.; MURTY, S.S.N.; **“A Study On The Weld Bead Charecteristics In Pulsed Gas Metal Arc Welding With Rotating Arc”**; 23rd International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Vancouver, British Columbia, Canada, Junho, 2004
- [47] IVANILZA FELIZARDO, DRA.; **Apostila - Tecnologia da Soldagem**; Centro federal de educação tecnológica de minas gerais - CEFET-MG - Versão 02/ /08 DEM - CAMPUS II. **Disponível em** < <https://docplayer.com.br/68476882-Apostila-tecnologia-da-soldagem.html>>
- [48] ADAMS Jr., C. M. Cooling Rates and Peak Temperatures In: Fusion Welding Journal, v..37, 210s, 1958
- [49] TOYODA, Masao; Fracture Toughness Evaluation of Steels Welds, part I 1988
- [50] KIMURA, T., A, OHMORI, F. KAWABATA, K. **“Effect of thermo - mechanical control process and intergranular ferrite formation on ferrite grain refinement of HSLA Steel”**, CAMP-ISIJ, 6, p1136-1139, 1996
- [51] HANS G. H **“High Strength line pipe for Project cost reducion”**, 2002

- [52] Sandes, Soraia Simões; **“Efeito do procedimento de soldagem nas propriedades de revestimentos metálicos de liga 625 pelo processo eletroescória”**; Trabalho de conclusão de curso de graduação, CEFET-RJ, 2016
- [53] Miranda, Fernando; **“Estudo do kissc em aço API 5L X70 através da norma nace-tm0177 método D”** - Dissertação de Mestrado; COPPE; Universidade Federal do Rio de Janeiro
- [54] Disponível em <[https://nanopdf.com/download/introducao-a-soldagem\\_pdf](https://nanopdf.com/download/introducao-a-soldagem_pdf)>
- [55] Reed Hill. R.E; Principios de Metalurgia física, 2ª ed., p 620-633, 1982
- [56] Krauss. G Deformation and fracture in martensitic carbon steels tempered at low temperatures, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol 32-B, p.205, april.