

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO TECNOLÓGICO DE JOINVILLE
CURSO DE ENGENHARIA NAVAL

FELIPE JOSÉ DOS SANTOS

ANÁLISE DOS EFEITOS DA PULSAÇÃO DA CORRENTE EM FREQUÊNCIAS
ULTRAELEVADAS SOBRE A MICROESTRUTURA DE SOLDAS DISSIMILARES
UTILIZANDO O PROCESSO DE SOLDAGEM TIG

Joinville

2017

FELIPE JOSÉ DOS SANTOS

ANÁLISE DOS EFEITOS DA PULSAÇÃO DA CORRENTE EM FREQUÊNCIAS
ULTRAELEVADAS SOBRE A MICROESTRUTURA DE SOLDAS DISSIMILARES
UTILIZANDO O PROCESSO DE SOLDAGEM TIG

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao curso de graduação em Engenharia Naval, da Universidade Federal de Santa Catarina, Campus de Joinville, como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro Naval.

Orientador: Dr. Gabriel Benedet Dutra.

Joinville

2017

FELIPE JOSÉ DOS SANTOS

ANÁLISE DOS EFEITOS DA PULSAÇÃO DA CORRENTE EM FREQUÊNCIAS
ULTRAELEVADAS SOBRE A MICROESTRUTURA DE SOLDAS DISSIMILARES
UTILIZANDO O PROCESSO DE SOLDAGEM TIG

Este trabalho foi julgado adequado para obtenção do título de Engenheiro Naval e aprovado em sua forma final pela comissão examinadora e pelo curso de graduação em Engenharia Naval da Universidade Federal de Santa Catarina.

Joinville, 29 de novembro de 2017.

Prof. Luis Fernando Peres Calil, Dr. Eng.
Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Gabriel Benedet Dutra, Dr. Eng.
Orientador

Guilherme Neves, Me. Eng.
Membro

Prof. Tiago Vieira da Cunha, Dr.
Membro

Prof. Viviane Lilian Soethe, Dra.
Membro

Dedico este trabalho aos meus pais, Fábio Roberto dos Santos e Vera Lúcia Picasky dos Santos, bem como a todos os familiares que me apoiaram e deram suporte para que chegasse à conclusão deste estudo.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar à Deus, por ter me agraciado com saúde e força para superar as dificuldades com as quais me deparei até este momento do curso. Também à Ele por ter me dado pais que nos últimos anos abriram mão de conquistas materiais próprias para me proporcionar uma educação de qualidade, ao me suportarem financeiramente em outra cidade.

À Universidade Federal de Santa Catarina, pela formação de qualidade e gratuita. Ainda, ao seu corpo docente, direção e administração que oportunizaram minha chegada a este ponto da graduação.

Ao meu professor e orientador Gabriel Benedet Dutra, pelo suporte no desenvolvimento deste estudo e pelas suas correções e incentivos, bem como pela paciência ao responder sempre de maneira rápida e cordial meus questionamentos, inclusive quando feitos fora do seu horário de trabalho.

Ao professor Tiago Vieira da Cunha, por todo o auxílio prestado durante a realização dos processos de soldagem, pelo conhecimento dividido dentro do Laboratório de Tecnologia da Soldagem e pelas conversas, ajudas e elucidações a respeito dos fenômenos observados nos resultados do estudo.

À professora Viviane Lilian Soethe que não mediu esforços para proporcionar a realização dos ensaios de tração, e à Universidade Sociedade Educacional de Santa Catarina (UNISOCIESC) que permitiu, efetivamente, que fossem realizados tais ensaios.

Ao grande amigo e professor Francisco Enoque Montenegro, pelo auxílio na preparação dos reagentes utilizados neste estudo.

À Embraco, que através do Eloir Lino Tomelin e da Fernanda Gonçalves Fernandes, abriu as portas do seu laboratório de materiais para que em duas oportunidades eu pudesse realizar parte dos ensaios propostos para este estudo.

Ao laboratório de materiais da UFSC de Florianópolis (LabMat), que através do Guilherme Neves, também abriu as portas do seu ambiente de trabalho para que eu pudesse realizar ensaios metalográficos utilizando seus equipamentos.

À METALAB, pela excelência em prestação de serviços e pelo incentivo ao desenvolvimento deste estudo através de um desconto generoso no preço final das análises solicitadas, em função do cunho acadêmico do trabalho.

RESUMO

Até o momento, se carece de estudos relacionados com a introdução de ultrassom no processo de soldagem TIG aplicado a uniões dissimilares; o que motiva o desenvolvimento deste trabalho. Uma união dissimilar de materiais metálicos consiste, de maneira geral, na obtenção de uma estrutura contínua a partir de dois ou mais componentes metálicos cujas composições químicas se diferem consideravelmente. Na indústria, processos de soldagem são empregados diariamente para realizar tais uniões e o desenvolvimento de pesquisas que conciliam as variáveis do processo utilizado com os resultados em termos de propriedades metalúrgicas da junta contribuem para a qualidade final dos produtos. Neste estudo foi utilizado o processo de soldagem TIG com frequência de pulsação da corrente ultrassônica para realizar uniões dissimilares entre aço carbono SAE 1020 e aço inoxidável AISI 304. Dois parâmetros de soldagem foram variados com objetivo de verificar a influência destes na microestrutura da região de solda e propriedades mecânicas das juntas: a amplitude e frequência de pulsação da corrente. Para efetivamente estudar a influência destes, foi confeccionado, a título de comparação, uma junta dissimilar de referência na qual utilizou-se corrente de soldagem contínua e constante com mesmo valor médio das correntes pulsadas adotadas anteriormente. Para a caracterização das microestruturas das regiões de solda foram realizadas análises metalográficas. Determinadas propriedades mecânicas das juntas como tensão máxima de tração, tensão de escoamento e tensão de ruptura foram obtidas através de ensaios de tração; e o perfil de microdureza da seção transversal do cordão de solda com ensaios de microdureza Vickers. O desenvolvimento deste estudo revelou que com a introdução do ultrassom no processo de soldagem, houve uma redução significativa do tamanho da zona afetada pelo calor (ZAC) em ambos os materiais utilizados, diferentemente do que propõe parte da literatura. Percebeu-se também um aumento no tamanho de grãos na ZAC do aço carbono, novamente em desacordo com parte da literatura. Há indícios de que o ultrassom tenha induzido a difusão de elementos de liga gamagênicos provindos do aço inoxidável para a ZAC do aço carbono. Grãos martensíticos foram percebidos na região da zona fundida (ZF) e os resultados dos ensaios de microdureza confirmaram esta percepção. Nos ensaios de tração a ruptura ocorreu no lado do aço carbono, para todas as amostras.

Palavras-chave: Soldagem Dissimilar. GTAW. Pulsação da Corrente.

ABSTRACT

Up to now, there is a lack of studies related to the introduction of ultrasound in the TIG welding process applied to dissimilar joints; which motivates the development of this work. A dissimilar joining of metallic materials generally consists in obtaining a continuous structure from two or more metallic components whose chemical compositions differ considerably. In industry, welding processes are daily applied in these joints and the development of research that reconciles the welding process variables with the results in terms of metallurgical properties of the joint contributes to the final quality of the products. In the present study, it was used the TIG welding process with pulsed current in ultrasonic frequencies to carry out dissimilar joints between SAE 1020 carbon steel and AISI 304 stainless steel. Two welding process parameters were varied in order to verify the influence of these on the microstructure of the region of welding and mechanical properties of joints: the amplitude and frequency of pulsed current. In order to study the influence of these in an effective way, a dissimilar reference joint was used for comparison, in which a continuous and constant welding current was used with the same average value of the pulsed currents previously adopted. The weld microstructures characterization were performed with metallographic analyzes. Certain mechanical properties of the joints such as ultimate tensile strength, yield tensile strength and fracture tensile strength were obtained by tensile tests; and the microhardness profile of the cross section of the weld with Vickers microhardness tests. The development of this study showed that with the introduction of ultrasound in the welding process, there was a significant size reduction of the heat affected zone (HAZ) in both materials used, contrary from what part of the literature proposes. It was also noticed an increase in grain size in the carbon steel HAZ, once more in disagreement with part of the literature. There are indications that the ultrasound has induced the diffusion of gamagenic alloying elements coming from the stainless steel to the carbon steel HAZ. Martensitic grains were observed in the molten zone (MZ) region and the microhardness tests results confirmed this perception. In the tensile tests the rupture occurred on the carbon steel side, for all samples.

Keywords: Dissimilar Welding. GTAW. Current Pulsation.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama de Schaeffler.	21
Figura 2 - Diagrama de Schaeffler (zonas problemáticas).	22
Figura 3 - Microestrutura da região de interface do cordão com ênfase no aço inoxidável.	25
Figura 4 - Microestrutura da região de interface do cordão com ênfase no aço carbono.	26
Figura 5 – Análises metalográficas da região de solda entre um tubo de aço carbono e um cotovelo de aço inoxidável.	27
Figura 6 – Microestrutura da região de solda entre aço carbono (AISI 4140) e aço inoxidável (AISI 304).	28
Figura 7 – Precipitação de carboneto de cromo em certas regiões da junta.	29
Figura 8 – ZTA (nas laterais) e ZF (no centro) obtidos com o maior valor (a), menor valor (b) e valor intermediário (c) de calor transferido aos materiais.	30
Figura 9 – Grãos formados com e sem ultrassom no processo TIG.	34
Figura 10 - Dispositivo utilizado para realização dos cordões de solda.	36
Figura 11 – Divisor de fluxo do gás de proteção.	38
Figura 12 – Válvula utilizada para o controle da vazão do gás de proteção.	38
Figura 13 – Verificação da vazão do gás de proteção.	39
Figura 14 – Circuito de gás completo.	39
Figura 15 – Utilização do software ImageJ para obter o comprimento do eletrodo percorrido por corrente.	40
Figura 16 – Geometria do cordão em função da velocidade de soldagem.	41
Figura 17 – Bancada utilizada durante os processos de soldagem.	42
Figura 18 – Processo de soldagem sendo realizado.	43
Figura 19 – Dimensões das chapas de aço utilizadas.	44
Figura 20 – Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.	45
Figura 21 – Retirada dos corpos de prova a partir das juntas soldadas.	46
Figura 22 - Valor de “w” observado nos corpos de prova de tração.	47
Figura 23 – Valor de “C” observado nos corpos de prova de tração.	47
Figura 24 – Corpos de prova retirados das uniões.	48
Figura 25 – Embutidora utilizada no processo de metalografia.	50
Figura 26 – Reagentes utilizados no estudo.	53
Figura 27 – Bancada para realização dos estudos referentes aos reagentes utilizados.	55

Figura 28 - Geometria da impressão deixada no corpo de provas.....	56
Figura 29 - Forma de fornecimento das diagonais pelo processo.	56
Figura 30 – Local das inspeções de microdureza (ensaios realizados na Embraco).	58
Figura 31 - Local das inspeções de microdureza (ensaios realizados pela METALAB).	58
Figura 32 – Corpo de prova de ensaio de tração posicionado na máquina.	60
Figura 33 - Micrografias da amostra de base do aço carbono.	63
Figura 34 - Extensão da ZTA em função de processos com diferentes taxas de dissipação de calor.	65
Figura 35 - Variação na extensão da ZTA em função da introdução de ultrassom no processo de soldagem.	67
Figura 36 - Variação da porcentagem de carbono respectiva ao ponto eutetoide em função da adição de elementos de liga no sistema ferro-carbono.	69
Figura 37 – Efeito dos elementos de liga no diagrama TTT.	70
Figura 38 - Micrografias da região do aço carbono com alteração microestrutural.	72
Figura 39 - Micrografias da região de interface entre o aço carbono e a zona fundida.	73
Figura 40 - Ilustração esquemática mostrando a incidência de alguns dos principais constituintes microestruturais que podem se desenvolver em metais de solda depositados em aços estruturais.	74
Figura 41 – Comparação entre as morfologias de ferrita de Widmanstätten observadas nas micrografias.	75
Figura 42 - Utilização do diagrama de Schaeffler para prever a microestrutura da zona fundida.	76
Figura 43 - Micrografias da região da zona fundida.	77
Figura 44 - Micrografia da zona fundida da amostra 6020 com ampliação de 200 vezes.	78
Figura 45 - Micrografias da região de interface entre o aço inoxidável e a zona fundida.	79
Figura 46 - Micrografias da região do aço inoxidável com alteração microestrutural.	82
Figura 47 - Variação da quantidade de ferrita δ presente nas micrografias da região de crescimento de grão da ZTA do aço inoxidável.	84
Figura 48 - Micrografias da amostra de base do aço inoxidável.	85
Figura 49 – Local de ruptura nos 27 corpos de prova submetidos aos ensaios de tração.	92

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Nomenclatura das uniões confeccionadas.	36
Tabela 2 – Parâmetros do processo comuns à todas as uniões.	42
Tabela 3 – Composição química dos aços utilizados no estudo.	44
Tabela 4 – Estequiometria de cada reagente utilizado no estudo.	53
Tabela 5 - Porcentagem de perlita, ferrita proeutetóide e carbono verificadas nas metalografias da região sem alteração microestrutural do aço carbono.	64
Tabela 6 - Variação da largura da ZTA do lado do aço carbono em função da união confeccionada.	66
Tabela 7 - Porcentagens de perlita e ferrita proeutetóide verificadas nas metalografias da região com alteração microestrutural do aço carbono.	68
Tabela 8 - Variação no tamanho médio do grão em função da união confeccionada na região com alteração microestrutural do aço carbono.	71
Tabela 9 - Variação da largura da ZTA do lado do aço inoxidável em função da união confeccionada.	80
Tabela 10 - Variação no tamanho médio do grão em função da união confeccionada na região com alteração microestrutural do aço inoxidável.	82
Tabela 11 – Valores de microdureza Vickers (ensaios realizados na Embraco).	86
Tabela 12 – Tensão de escoamento, máxima e de ruptura respectivas de cada união confeccionada.	89

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	13
1.1 Objetivos.....	14
<i>1.1.1 Objetivo geral.....</i>	<i>14</i>
<i>1.1.2 Objetivos específicos</i>	<i>14</i>
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	16
2.1 Aço carbono	16
2.2 Aço inoxidável.....	17
2.3 Soldabilidade do aço carbono.....	19
2.4 Soldabilidade do aço inoxidável	19
2.5 Aplicações de uniões metálicas dissimilares no setor naval.....	22
2.6 Constatações a respeito da união de juntas dissimilares	23
2.7 Pulsação do arco no processo TIG	31
<i>2.7.1 Frequência ultrassônica de pulsação no processo TIG.....</i>	<i>32</i>
3 METODOLOGIA.....	35
3.1 Os procedimentos de soldagem	35
3.2 Obtenção dos corpos de prova a partir das juntas soldadas	43
3.3 Análise metalográfica	49
<i>3.3.1 Obtenção de reagentes utilizados no estudo</i>	<i>52</i>
3.4 Ensaios de microdureza	56
3.5 Ensaios de tração	59
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	61
4.1 Testes dos reagentes obtidos	61
4.2 Análises microestruturais	62
<i>4.2.1 Região do aço carbono sem alteração microestrutural.....</i>	<i>62</i>
<i>4.2.2 Região do aço carbono com alteração microestrutural.....</i>	<i>64</i>
<i>4.2.3 Interface entre o aço carbono e a ZF.....</i>	<i>73</i>
<i>4.2.4 Zona fundida.....</i>	<i>76</i>
<i>4.2.5 Interface entre o aço inoxidável e a ZF.....</i>	<i>79</i>
<i>4.2.6 Região do aço inoxidável com alteração microestrutural</i>	<i>80</i>
<i>4.2.7 Região do aço inoxidável sem alteração microestrutural.....</i>	<i>85</i>
4.3 Ensaios de microdureza	86

4.4 Ensaios de tração	89
5 CONCLUSÕES.....	94
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	96
REFERÊNCIAS	97
APÊNDICE A - Resumo dos trabalhos citados nos tópicos 2.6 e 2.7.1.....	101
APÊNDICE B - Variação da corrente de soldagem durante os processos de soldagem	105
APÊNDICE C - Análise do tempo de ataque químico	108
APÊNDICE D – Micrografias por união confeccionada	110
APÊNDICE E - Gráficos de tensão em função da deformação.....	128

1 INTRODUÇÃO

Unir materiais dissimilares é uma necessidade em diversos segmentos da indústria, principalmente quando a mudança do material em determinada aplicação traz benefícios que compensem o processo, como por exemplo, a utilização de materiais com menor peso específico com o objetivo de diminuir a massa de um veículo ou o deslocamento de uma embarcação, reduzindo o consumo de combustível do veículo e permitindo uma maior capacidade de transporte de carga para a embarcação. Outro exemplo é a utilização de materiais resistentes à corrosão em determinadas regiões da estrutura de uma embarcação ou plataforma *offshore* que estejam sujeitas à maior ação do meio, reduzindo os custos com manutenção.

No âmbito dos materiais metálicos, mais precisamente dos aços, percebe-se a necessidade de garantir a continuidade de superfícies e estruturas, e, para tal, é conveniente utilizar o processo de união adequado. Considerando que a soldagem seja uma boa candidata para realizar a união, busca-se conhecer os resultados em termos de qualidade da solda e influência dos parâmetros do processo em aspectos importantes dos materiais. Uma vez caracterizada a relação entre processo e material, obtém-se uma configuração ideal dos parâmetros para otimizar uma ou mais propriedades do material desejadas.

Destacam-se na literatura alguns problemas enfrentados quando o objetivo é unir materiais dissimilares através de processos de soldagem. Mirim (2011) atenta para a formação de tensões residuais nos materiais e destaca a influência desse fenômeno na resistência à fadiga. Direcionando a discussão ao foco do presente estudo, Lee e Chang (2012) ao estudar juntas dissimilares de aço carbono e aço inoxidável concluíram que a distribuição de tensão residual é diferente em cada um dos materiais.

São conhecidas, também, algumas dificuldades enfrentadas na soldagem dos materiais que compõe este estudo isoladamente. Na soldagem entre aços carbono, Modenesi (2011) chama atenção para as trincas induzidas pelo hidrogênio e para alguns aspectos metalográficos da zona afetada pelo calor (ZAC) e da zona fundida (ZF). A soldagem entre aços inoxidáveis enfrenta, de acordo com Modenesi (2001), o problema de susceptibilidade à corrosão nos contornos de grão em função do processo de sensibilização.

É interessante questionar-se a respeito da possibilidade de a soldagem dissimilar entre os materiais citados apresentar ou não as dificuldades da soldagem isolada de cada um.

É sabido que a microestrutura de um material tem grande influência em suas propriedades mecânicas, térmicas e elétricas. Desta forma, o presente estudo pretende analisar como a introdução de ultrassom no processo de soldagem *Tungsten Inert Gas* (TIG) influencia na microestrutura das regiões da solda, através da avaliação de uniões confeccionadas com diferentes frequências e amplitudes de pulsação da corrente de soldagem. As análises se relacionam à percepção de fases formadas, sejam elas identificadas em diagramas de equilíbrio termodinâmico ou metaestáveis, presença de carbonetos, tamanhos e direcionalidade de grãos e largura da ZAC. Ainda, foram analisados a resistência à tração das uniões com aplicação de carga na direção perpendicular à direção de soldagem e o perfil de microdureza da seção transversal do cordão de solda. Finalmente, foi feita a comparação dos resultados obtidos com amostras de referência.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo geral

Investigar as regiões de solda de uniões dissimilares entre aço carbono (SAE 1020) e aço inoxidável (AISI 304) em termos de microestrutura e propriedades mecânicas, obtidas através do processo TIG com excitação de arco em frequências ultrassônicas.

1.1.2 Objetivos específicos

- Variar a frequência de pulsação da corrente no intervalo de 20 a 80 kHz, em intervalos de 20 kHz, e, adotando amplitudes de pulsação de 20 e 40 A, confeccionar amostras de juntas soldadas utilizando cada combinação de frequência e amplitude possível;
- Confeccionar uma amostra de junta soldada de referência, utilizando corrente contínua constante com mesmo valor médio das correntes adotadas durante o processo de obtenção das amostras com amplitude e frequência de pulsação não nulas;
- Preparar reagentes adequados para revelação da microestrutura de cada região de interesse das amostras confeccionadas;
- Verificar a existência de novas fases e eventuais imperfeições nas diferentes uniões via análise microestrutural;

- Investigar a influência da variação da frequência e amplitude de pulsação da corrente nas propriedades mecânicas das juntas, por meio de ensaios de tração e de microdureza.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo são apresentadas, de maneira geral, as características dos materiais empregados no trabalho no que diz respeito à composição química, microestrutura, propriedades mecânicas e soldabilidade. Ainda, expõe-se algumas aplicações de uniões metálicas dissimilares no setor naval. Discute-se a respeito das dificuldades enfrentadas no âmbito de uniões entre materiais dissimilares utilizando processos de soldagem e apresenta-se alguns dos resultados e observações de trabalhos que se assemelham com este (em termos de processo de soldagem e materiais utilizados) que são encontrados na literatura. Por fim, aborda-se a pulsação do arco voltaico no processo TIG, apresentando a influência da frequência de pulsação na microestrutura das regiões de solda, dando ênfase a frequências ultraelevadas e, novamente, buscando resultados e conclusões obtidos em literaturas que abordam temas semelhantes.

2.1 Aço carbono

De acordo com Chiaverini (2008, p. 185), "[...] os aços-carbono constituem o mais importante grupo de materiais utilizados na engenharia e na indústria".

Os aços carbono têm composição química que se baseia no ferro e no carbono e não apresentam quantidades apreciáveis de outros elementos, podendo apresentar elementos de liga residuais. A porcentagem de carbono nesses materiais varia entre 0,008 e 2,11% e, assim sendo, diferenciam-se dos ferros fundidos (que também são compostos de ferro e carbono) mas apresentam teor de carbono entre 2,11 e 6,67%.

A utilização mais comum desse material se dá em duas formas: fundido e trabalhado. Em peças de aço carbono fundido, geralmente faz-se um tratamento térmico de recozimento ou normalização com objetivo de alívio de tensões geradas na solidificação e para homogeneização da microestrutura. Nas peças trabalhadas por processos de conformação mecânica (laminação, forjamento, etc.) pode-se utilizar o material diretamente na forma do perfil obtido, sem necessidade de tratamento térmico posterior dependendo da aplicação. Se necessário, pode-se

utilizar um tratamento térmico de recozimento para alívio das tensões internas geradas pelo encruamento ou para reverter seus efeitos. (CHIAVERINI, 2008).

Uma das formas de se classificar os aços carbono é pelo teor de carbono, Callister (2002) sugere a classificação da seguinte maneira: baixo (até 0,25%p de carbono), médio (entre 0,25 e 0,6%p de carbono) e alto teor de carbono (acima de 0,60%p de carbono).

Restringindo a discussão aos aços carbono com baixo teor de carbono, categoria a qual será utilizada neste estudo, pelo fato de apresentarem tão pouco carbono em sua microestrutura, quando submetidos a tratamentos térmicos objetivados à formação de martensita, não respondem eficientemente, pois não apresentam quantidade suficiente de carbono para formar a solução sólida.

Ainda, segundo Callister (2002), as microestruturas comuns apresentadas por aços baixo carbono são ferríticas e perlíticas, o que atribui a eles excelente ductilidade e tenacidade. Apresentam boa usinabilidade e soldabilidade (discutido adiante), sendo dentre todos os tipos de aço os mais baratos de serem produzidos. Esses aços têm aplicações típicas em componentes de carcaças de automóveis, formas estruturais, chapas usadas em tubulações, edificações, entre outros.

Na indústria naval, classes de aço amplamente utilizadas são as chamadas Classes A-E. A classificação dos aços (A, B, D, DS, CS e E) é feita de acordo com a espessura das chapas, tratamentos térmicos aos quais foram submetidas e características de resistência ao impacto.

Para aplicações gerais na indústria naval, utilizam-se os chamados aços doces, ou chapas de aços da classe A, que de acordo com a International Association of Classification Societies (IACS) (1979), apresentam um percentual máximo de carbono de 0,23%. Ainda de acordo com a IACS (1979), seu percentual de manganês é de 2,5 vezes o percentual de carbono.

Tendo em vista que, de acordo com Callister (2002) o percentual de manganês do aço SAE 1020 é de 0,45%, um aço da Classe A com 0,18% de carbono teria composição química muito semelhante à de um aço SAE 1020 e, portanto, poderia ser classificado com um aço baixo carbono.

2.2 Aço inoxidável

A adição de cromo ao aço aumenta sua resistência à corrosão. Ao adicionar-se teores iguais ou superiores à 12%, o material ganha a designação de aço inoxidável. É importante ressaltar que nenhum material é imune à oxidação, como sugere o termo "inoxidável" e saber como utilizar materiais resistentes à corrosão em determinados meios corrosivos é fundamental,

uma vez que mal aplicado, um aço inoxidável pode apresentar resultados inferiores aos de um aço carbono comum. (SILVA; MEI, 1988).

A resistência à corrosão de ligas de aço com cromo ocorre através do fenômeno de passivação (formação de uma película de óxido de cromo, Cr_2O_3 , sobre a superfície do material que impede o contato entre o material e atmosfera, trabalhando como uma barreira à difusão de oxigênio).

Os aços inoxidáveis são, de maneira geral, ligas de Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni, as quais ainda contém elementos como C, N, Mo, Mn, Nb, Ti, entre outros, seja como elementos de liga ou como elementos residuais. (MIRIM, 2011).

De acordo com Mirim (2011), usualmente classificam-se esses materiais com base em suas microestruturas que são resultantes do balanço de elementos de liga e tratamentos mecânicos e térmicos aplicados. Assim, tem-se os aços inoxidáveis: austeníticos, martensíticos e ferríticos.

Mas uma vez, restringindo a discussão à classe de aços inoxidáveis que será utilizada neste estudo, os aços inoxidáveis austeníticos mais conhecidos são os chamados 18-8 que apresentam 18% de cromo e 8% de níquel. Com adição de níquel observa-se melhoras significativas na resistência à corrosão e à oxidação quando submetidos a elevadas temperaturas. A adição do níquel provoca o aumento na velocidade da restauração da película protetora de óxido (fenômeno de passivação). (CHIAVERINI, 2008).

Como principais características dos aços inoxidáveis austeníticos pode-se citar que são não magnéticos, não endurecíveis por tratamento térmico (por serem austeníticos) e quando sofrem encruamento, têm um aumento de dureza superior do que o observado nos outros aços inoxidáveis, devido à instabilidade da austenita que sob as tensões provenientes do encruamento, transforma-se de forma parcial e paulatinamente em ferrita (supersaturada de carbono, contribuindo para o endurecimento do aço). Conforme o teor de níquel aumenta, o efeito do encruamento diminui, uma vez que esse elemento atribui estabilidade à microestrutura austenítica. (CHIAVERINI, 2008).

É importante ressaltar que o aumento da dureza é obtido com encruamento a frio e a adição de calor proveniente por exemplo de processos de soldagem pode reverter o quadro de dureza. (SILVA; MEI, 1988).

De acordo com Chiaverini (2008), um dos fenômenos indesejáveis que acontece nos aços inoxidáveis austeníticos é a corrosão intergranular que ocorre devido à precipitação de carboneto de cromo próximo aos contornos de grão (processo de sensitização).

2.3 Soldabilidade do aço carbono

De acordo com Modenesi (2011), o maior problema de soldabilidade dos aços carbono e de baixa liga é a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio, principalmente na zona termicamente afetada (ZTA). Ainda, outros problemas mais específicos podem ser: perda de tenacidade na ZTA (relacionada à granulação grosseira da estrutura que foi formada durante a soldagem com elevado aporte térmico, ou com a formação de martensita na soldagem com baixo aporte térmico) e a formação de trincas de solidificação (em peças contaminadas ou na soldagem com elevado aporte térmico).

Segundo Mirim (2011), um aço apresenta boa soldabilidade quando, ao ser submetido ao processo, não apresenta transformação considerável em sua estrutura cristalina. Aços com baixo ponto de fusão, alta condutibilidade térmica, baixo coeficiente de expansão térmica e alta resistência elétrica são caracterizados por facilitar os processos de soldagem.

Apesar das dificuldades relatadas por Modenesi (2011), Mirim (2011) diz que os aços baixo carbono apresentam, em geral, uma boa soldabilidade, e podem ser soldados sem muitas preocupações.

2.4 Soldabilidade do aço inoxidável

Os aços inoxidáveis são considerados um pouco mais difíceis de soldar do que os aços de baixo carbono. Chama-se atenção para necessidade de uma limpeza eficiente das superfícies com objetivo de minimizar contaminações que possam vir a deteriorar a resistência à corrosão da junta. A forma do cordão também deve ser controlada de maneira a não criar regiões susceptíveis ao acúmulo de sujeira e possíveis pontos de início de corrosão. Ainda, certas diferenças de propriedades físicas entre aços comuns e aços inoxidáveis resultam em diferenças nos processos de soldagem: menor temperatura de fusão, menor condutividade térmica, maior coeficiente de expansão térmica e maior resistência elétrica. (MODENESI, 2011).

Dentro dos aços inoxidáveis, os austeníticos são aqueles que tem uma melhor soldabilidade, a não ser aqueles com adição de enxofre para melhora de sua usinabilidade. Nos aços inoxidáveis com teor de carbono acima de 0,06%, podem ser precipitados carbonetos de cromo nos contornos de grão da ZTA, prejudicando a resistência a corrosão, uma vez que o cromo é “roubado” pelo carbono e deixa de cumprir sua função de proteção à difusão do oxigênio no material ao estar formando um carboneto ao invés de um óxido na camada de passivação. (MODENESI, 2011).

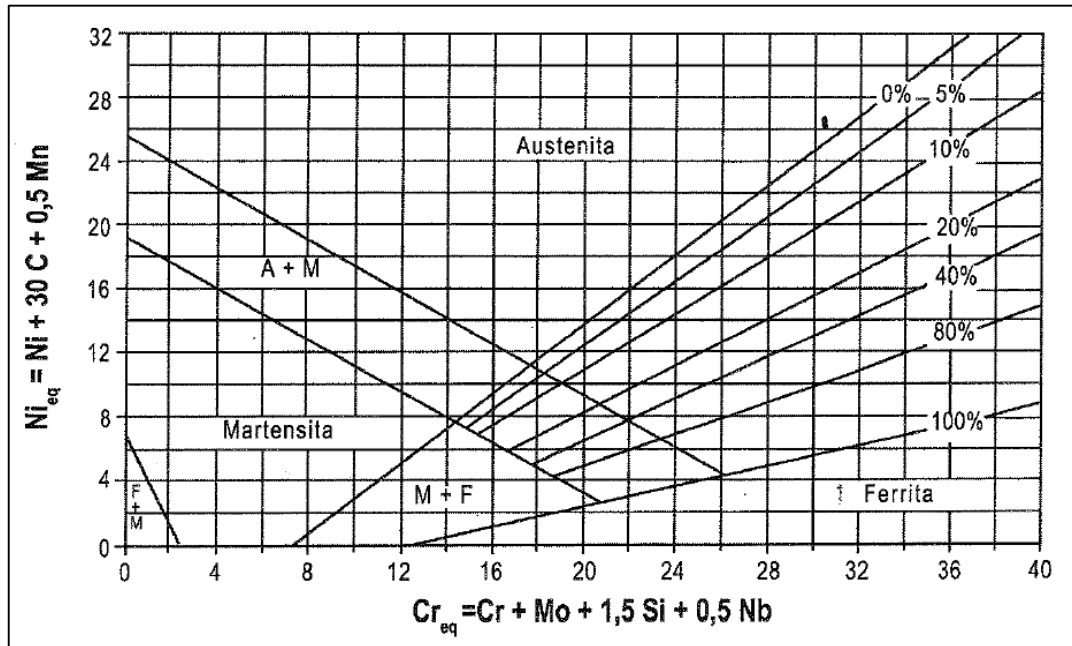
Este problema, que é denominado sensitização e pode acontecer em função da agitação molecular proporcionada por processos de soldagem com aportes térmicos suficientemente grandes, pode ser reduzido com o aumento da velocidade de soldagem, que seria responsável pela diminuição da energia de soldagem e, conseqüentemente, do aporte térmico. A diminuição da velocidade de soldagem também contribuiria para obtenção de menores distorções no material, visto que o aço inoxidável austenítico tem um coeficiente de expansão térmica que é grande o suficiente para causar problemas relacionados à distorção também.

Conforme a composição química do aço (a presença de elementos de liga alfa-gênicos - que estabilizam a ferrita, ou gama-gênicos - que estabilizam a austenita) o metal da zona fundida pode se solidificar com uma estrutura completamente austenítica (maior quantidade de gama-gênicos), o que facilitaria o surgimento de trincas durante à solidificação, em função do maior coeficiente de expansão térmica da rede cristalina austenítica, que gera no material grandes esforços de contração térmica. Uma solução para o problema seria adicionar elementos alfa-gênicos (Cr, Mo, Nb, Si) através de metais de adição com objetivo de obter uma região de solda com cerca de 4 a 10% de ferrita. Não sendo possível realizar a adição desses elementos, controlar o nível de enxofre e fósforo e minimizar os níveis de tensão do processo de soldagem pode ser uma alternativa. (MODENESI, 2011).

Para prever a microestrutura que será formada em uma solda de aço inoxidável, pode-se utilizar diversos diagramas constitucionais empíricos. O mais conhecido é o Diagrama de Schaeffler (Figura 1). (MODENESI, 2001).

A utilização do diagrama é feita a partir da composição química do material da solda, expressa pelo cromo equivalente ($Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb$) e pelo níquel equivalente ($Ni_{eq} = Ni + 30 C + 0,5 Mn$).

Figura 1 - Diagrama de Schaeffler.

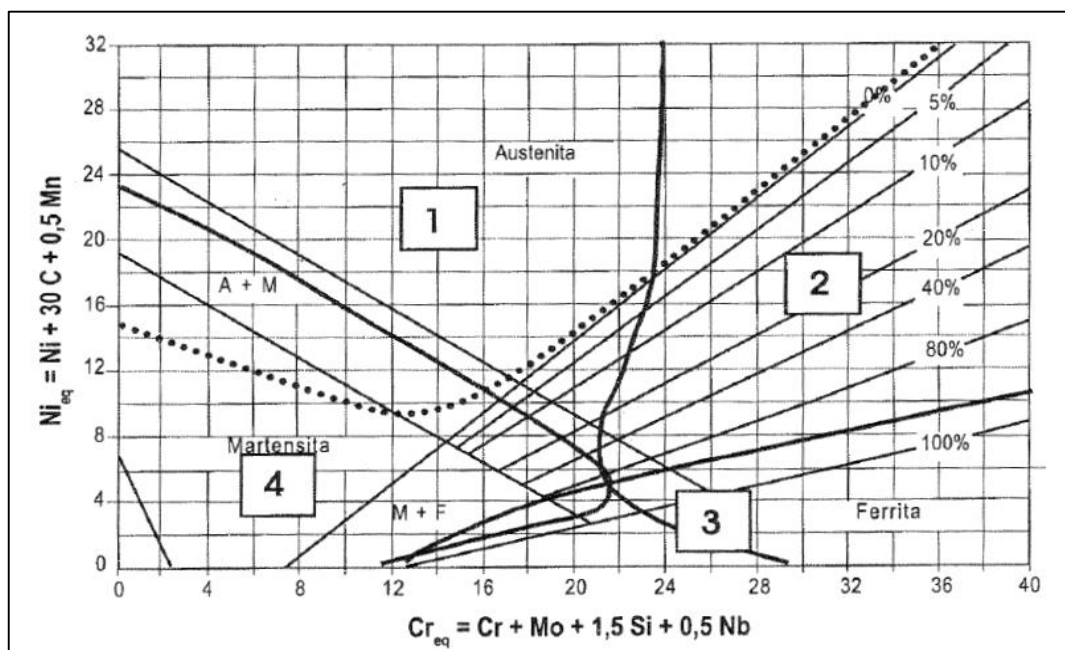


Fonte: Modenesi (2001, p. 45).

O diagrama de Schaeffler permite além de prever a microestrutura que será formada fora do equilíbrio termodinâmico na ZF, indicar áreas típicas de problemas na soldagem de aços inoxidáveis (Figura 2). Tais problemas são: [1] ocorrência de trincas por solidificação em microestruturas totalmente austeníticas ou perda de ductilidade em temperaturas acima de 1250 °C; [2] formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450 e 900 °C - levando à fragilização; [3] aços com estrutura ferrítica que são capazes de sofrer grandes crescimentos de grãos na ZTA e ZF, causando diminuição da tenacidade; [4] aços com elevada temperabilidade formando martensita na ZTA e ZF causando fragilização e fissuração pelo hidrogênio e por formação de martensita. (MODENESI, 2001).

Em processos de soldagem com material de adição, quando este é diferente do metal de base, o ponto representativo da solda no diagrama estará sobre o segmento de reta que liga os pontos representados pelos dois materiais diferentes individualmente, ficando mais próximo do ponto do metal de adição para pequenas diluições.

Figura 2 - Diagrama de Schaeffler (zonas problemáticas).



Fonte: Modenesi (2001, p. 78).

É observável a parte aproximadamente triangular e central do diagrama onde coexistem a ferrita e austenita e não é atingida por nenhum dos problemas descritos. Usualmente os consumíveis para soldas em aços inoxidáveis são escolhidos para após a diluição, resultar em uma solda com composição química que caia nesta região.

A seleção de metal de enchimento não é uma opção para o presente estudo, uma vez que tratar-se-á de um processo autógeno de soldagem. Assim sendo, o diagrama de Schaeffler terá utilidade em função da difusão dos átomos dos materiais dissimilares que criarão uma interface com composição química a ser estudada.

2.5 Aplicações de uniões metálicas dissimilares no setor naval

Em muitas aplicações navais são exigidos grandes volumes de metais nos processos construtivos. Por este motivo, a maior parte das estruturas é construída com classes de aço que são comercialmente mais viáveis para os investidores (mais baratas). No entanto, a utilização de aços mais baratos implica numa situação de *trade off*, pois a utilização de aços mais nobres diminui os custos com manutenções, contudo, são mais caros. Tendo em vista o tempo de operação da estrutura em questão, geralmente percebe-se que em determinadas regiões a utilização de materiais mais caros se justifica, dada a menor frequência de manutenções exigida por normas regulamentadoras, por exemplo. Percebendo a necessidade de garantir a

continuidade da estrutura, e, sabendo que no setor naval o processo de união por soldagem é amplamente utilizado, depara-se com a união dissimilar entre estes aços de diferentes classes.

Um bom exemplo de aplicação de uniões dissimilares no setor naval é a transição do convés (geralmente construído com ligas ferrosas) para a superestrutura (podendo ser construída com ligas de alumínio) de alguns navios de cruzeiro. Um dos objetivos da utilização de ligas de alumínio na construção da superestrutura destes navios é diminuir a distância vertical entre o centro de gravidade e a quilha, tornando as embarcações mais estáveis. Ainda, a diferença em termos de massa resultante da troca de uma liga ferrosa pela liga de alumínio resulta numa maior capacidade de embarque de passageiros, gerando mais lucro para o armador (dono do navio).

Nos navios de cruzeiro, estruturas metálicas como corrimãos e bordas falsas (parapeitos) são construídas com aço inoxidável, visando a menor frequência de manutenções e com o apelo estético. A união das bordas falsas ao convés e dos corrimãos aos seus pontos de apoio é dissimilar.

Nos navios destinados ao transporte de produtos químicos a granel, os tanques de carga são construídos com aço inoxidável, dada à elevada capacidade de corrosão de alguns destes produtos. Os navios destinados ao transporte de suco de laranja também possuem os tanques de carga construídos com aço inoxidável, que garantem condições de armazenagem asséptica durante o transporte. A união por soldagem destes tanques à estrutura dos navios se caracteriza por ser dissimilar.

A plataforma Armada, que é operada pelo *BG Group* e cuja operação se dá no mar do Norte, possui toda a estrutura que é exposta às condições externas construída em aço inoxidável. Toda união por soldagem das estruturas internas e externas da plataforma também se caracteriza por ser dissimilar.

2.6 Constatações a respeito da união de juntas dissimilares

Um dos maiores problemas enfrentados na união de materiais dissimilares é a formação de tensões residuais que é resultado de os materiais possuírem diferentes coeficientes de expansão térmica.

Quando unidos de forma permanente por um processo de união por fusão, é imposto aos materiais que apresentem a mesma deformação quando submetidos a uma determinada variação de temperatura (provinda do aporte térmico do processo de soldagem). Mas é natural que, se não estivessem unidos, se deformassem com proporções distintas, uma vez que materiais

diferentes possuem coeficientes de expansão térmica diferentes. Tal imposição é responsável pela geração de tensões internas no material que podem ainda ser responsáveis pela geração de microtrincas como é de notório conhecimento na área de materiais.

Mirim (2011) diz que deve-se ter uma atenção especial com tensões residuais em função da sua influência na resistência à fadiga de um componente, especialmente quando é aplicado em casos de fadiga de alto-ciclo.

As distorções são fenômenos que também estão presentes no processo de soldagem de materiais dissimilares. Uma das causas de distorções nesta configuração particular de materiais é a tentativa de aliviar as tensões internas, que faz com que os diferentes materiais se deformem em proporções diferentes (já que apresentam diferentes coeficientes de expansão térmica) em cada região após o processo de soldagem ou durante o resfriamento. O processo de distorção também está relacionado com o fato de que na ZF e na ZAC o aporte de energia durante o processo de soldagem é muito maior do que no resto do material e uma vez estando sujeitas a maiores variações de temperatura, essas regiões tendem a sofrer uma deformação diferente do resto do material, o que justifica deformações diferentes em regiões diferentes do mesmo material.

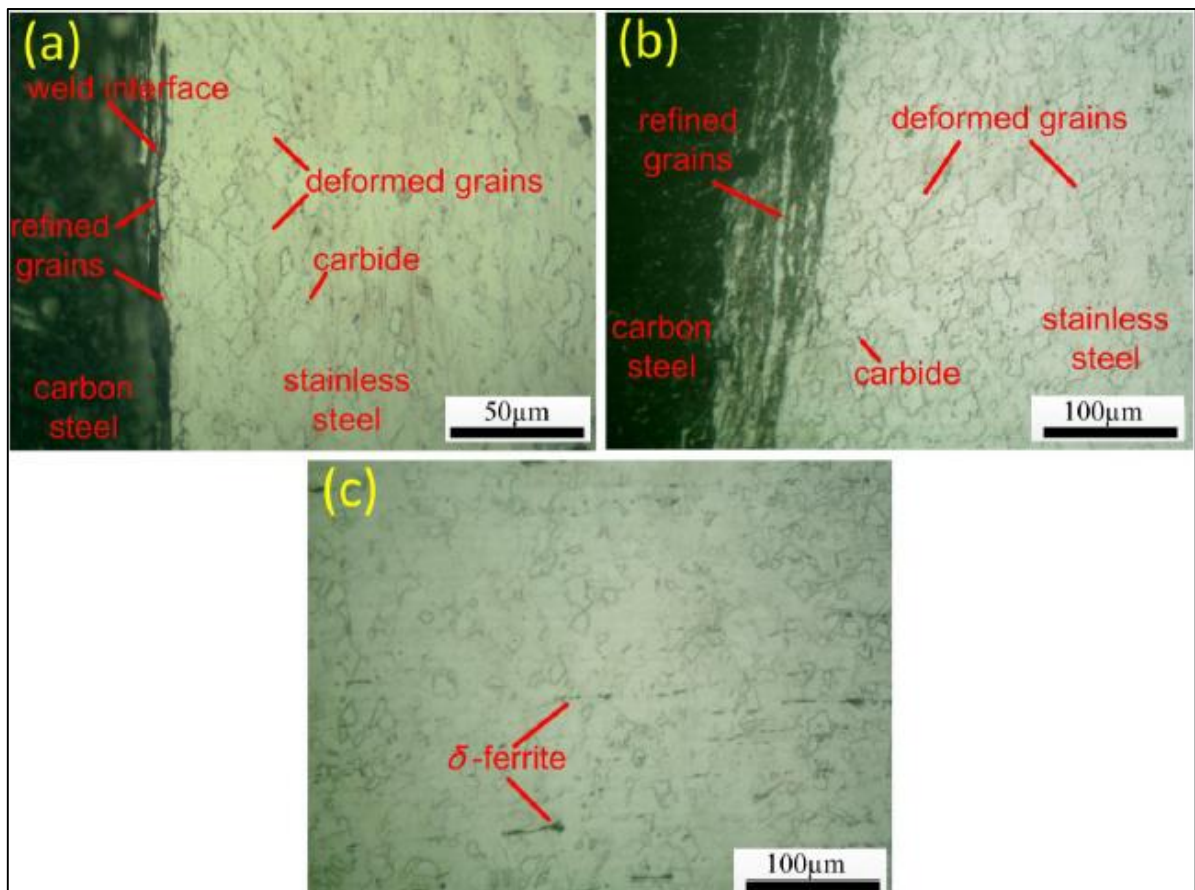
Restringindo a discussão à uma junta dissimilar específica formada por aço carbono (SM 400) e aço inoxidável (SUS 304), Lee e Chang (2012) que fizeram uma simulação desta união utilizando um método de elementos finitos tridimensional, dizem que as tensões residuais longitudinais no metal de base próximo da área de solda no lado do aço inoxidável são mais elevadas do que aquelas no lado do aço de carbono. Além disso, o raio sob tensão de tração é maior no lado de aço inoxidável. O maior coeficiente de expansão térmica juntamente com a maior taxa de endurecimento por deformação do aço inoxidável dá origem a tensões longitudinais de tração mais elevadas. Além disso, a menor condutividade térmica e taxa de transferência de calor em conjunto com o maior coeficiente de dilatação térmica do aço inoxidável contribuem para a maior região de distribuição de tensões de tração.

Segundo Ma et al. (2015), que estudaram a união de aço carbono (SAE 1045) e aço inoxidável (AISI 304) através do processo de fricção, a alta temperatura experimentada pelo aço carbono e inoxidável durante o processo de soldagem por fusão pode levar a inevitável formação de martensita e a zona descarbonizada, que podem ser responsáveis pela deterioração das propriedades mecânicas da junta.

Ma et al. (2015), perceberam que a interface de solda podia ser claramente identificada na zona central do cordão. No lado do aço carbono, relataram uma fina camada de ferrita pró-eutetoide, que foi formada ao longo da região de interface entre os materiais. No lado do aço

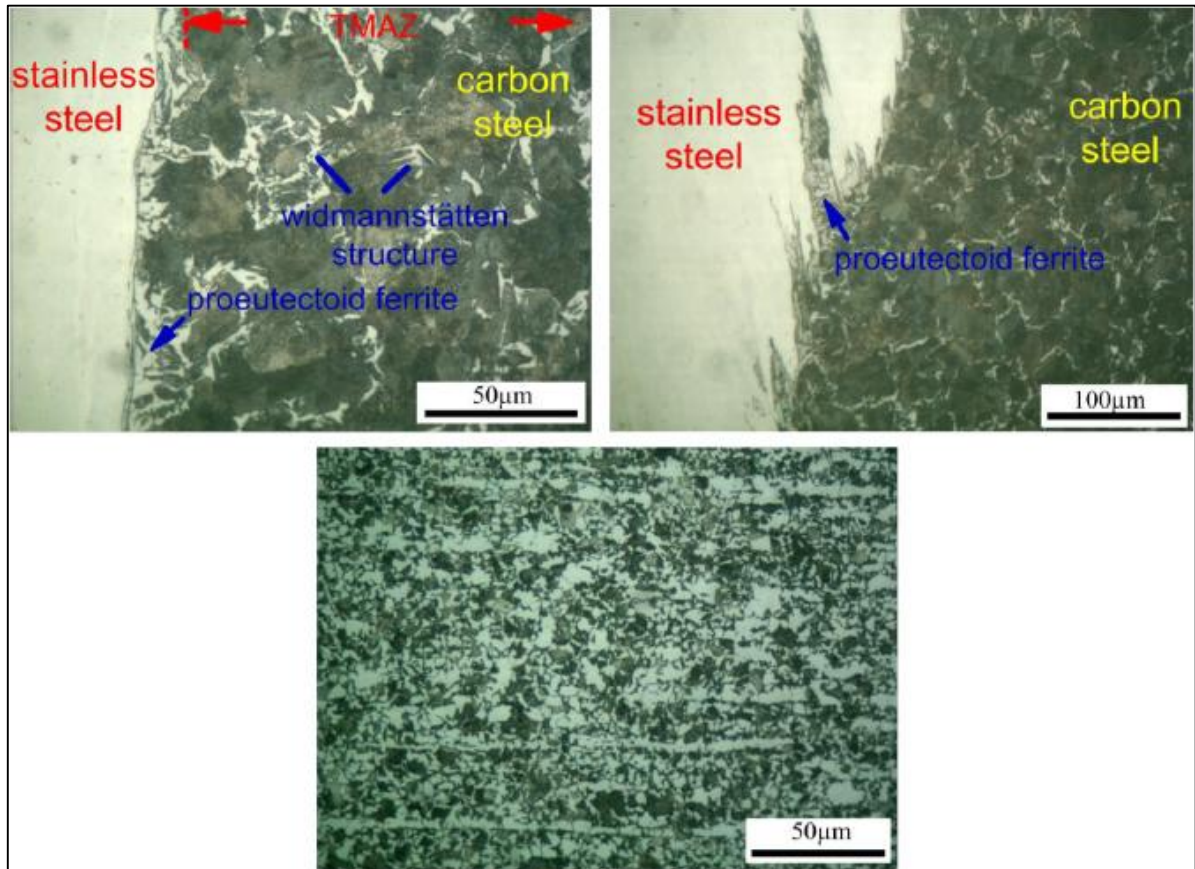
inoxidável os grãos sofreram um refinamento para uma escala de sub-micron. A ferrita delta existente no lado do aço inoxidável diminui na direção do metal de base para a região de interface. Ainda, relataram a ocorrência de formação de carbeto na zona de interface do cordão (CrC, Cr₂₃C₆). A microestrutura da junta analisada no estudo de Ma et al. (2015) pode ser observada na Figura 3 (lado do aço inoxidável) e Figura 4 (lado do aço carbono).

Figura 3 - Microestrutura da região de interface do cordão com ênfase no aço inoxidável.



Fonte: Ma et al. (2015, p. 30).

Figura 4 - Microestrutura da região de interface do cordão com ênfase no aço carbono.



Fonte: Ma et al. (2015, p. 29).

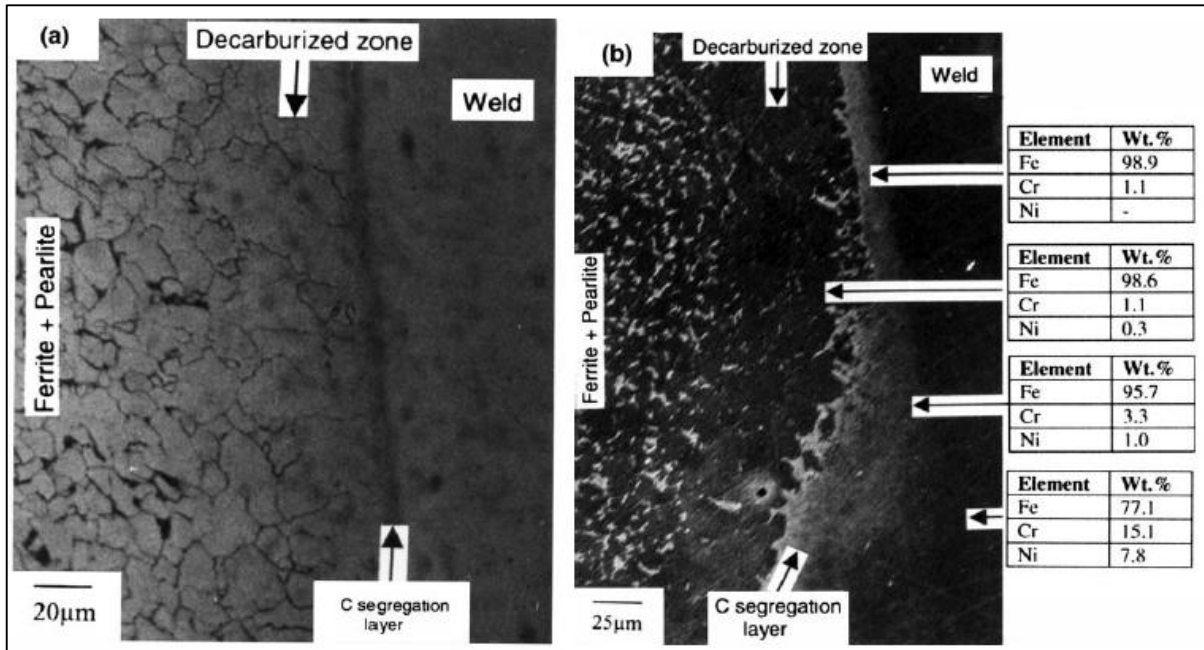
O estudo de Ul-Hamid et al. (2005) visou investigar a causa da falha (por surgimento de fissuras em um curto período de tempo) em juntas de tubos de aço carbono (com percentual de carbono insignificante, segundo medições do autor) e cotovelos de aço inoxidável (AISI 304) obtidas através do processo de soldagem com eletrodo revestido (eletrodos AWS E309).

O trabalho mostrou que as rachaduras se originaram na interface entre o tubo de aço carbono e a raiz da solda no aço inoxidável. Ficou evidenciado também a presença de uma faixa estreita do cordão apresentando dureza Rockwell C60, sugerindo a formação de martensita devido a segregação de carbono em função do aporte térmico do processo e do resfriamento rápido, resultando em uma tempera.

A região do aço carbono adjacente à interface foi descarbonizada e desprovida de perlita, confirmando a segregação do carbono descrita anteriormente. Ul-Hamid et al. (2005) indicou que as fissuras iniciadas a partir da região de alta dureza na interface de solda foram propagadas ao longo da camada descarbonizada adjacente ao lado do aço carbono, o que diminuiu muito a resistência das juntas. A Figura 5 mostra uma micrografia óptica (a) e uma

imagem obtida com um microscópio eletrônico de varredura da seção transversal do cordão (b) que ilustra a microestrutura geral do tubo de aço carbono e da interface da solda.

Figura 5 – Análises metalográficas da região de solda entre um tubo de aço carbono e um cotovelo de aço inoxidável.

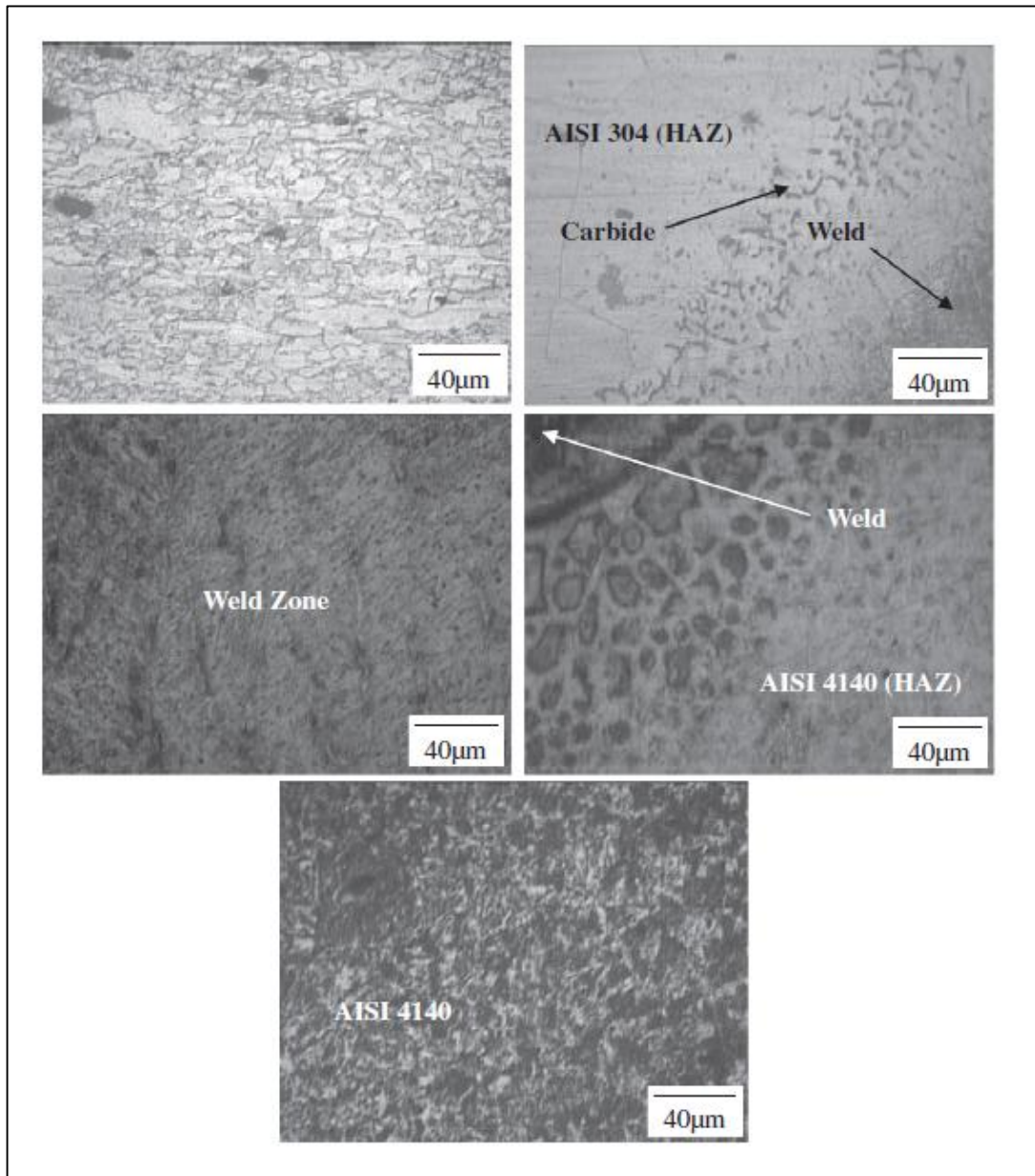


Fonte: Adaptado de Ul-Hamid et al. (2005, p. 189).

Arivazhagan et al. (2011) mostraram em seus estudos que a microestrutura de uma junta composta por uma liga de aço (AISI 4140) e aço inoxidável austenítico (AISI 304) obtida pelo processo TIG apresentou na interface da solda entre os materiais, no lado da liga de aço, uma microestrutura grosseira que continha lamelas mal formadas de perlita. Contudo, foi observada certa direcionalidade dos grãos perto da região de fronteira. Segundo os autores, isso pode ser justificado pela provável ocorrência de uma variação local no modo de solidificação e à conseqüente velocidade de crescimento de grão nas regiões próximas à zona de fusão.

A zona de fusão obtida no estudo apresentou estruturas dendríticas de ferro em uma matriz austenítica. Diferentes tamanhos de dendritos puderam ser observados e também a presença de estruturas colunares. Ainda, de acordo com a Figura 6, percebe-se a precipitação de carbonetos no lado do aço inoxidável.

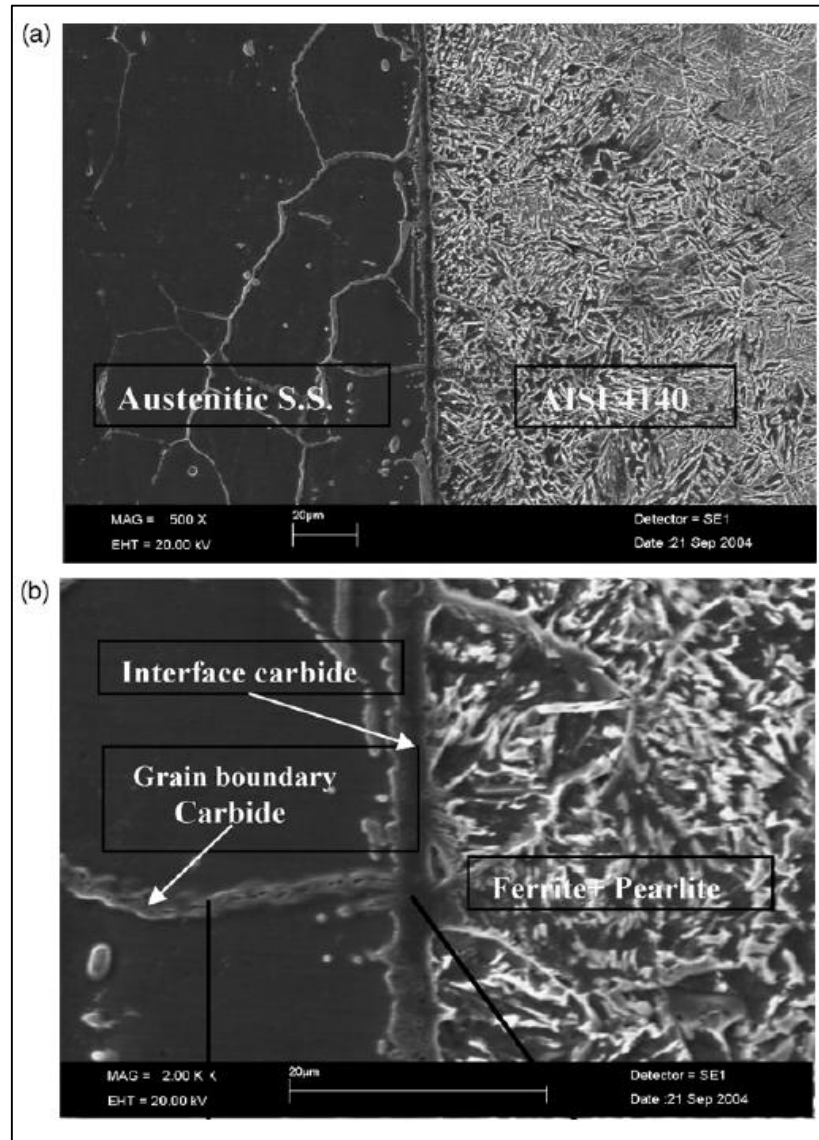
Figura 6 – Microestrutura da região de solda entre aço carbono (AISI 4140) e aço inoxidável (AISI 304).



Fonte: Adaptado de Arivazhagan et al. (2011, p. 3044).

No trabalho de Kurt (2007), a união dos mesmos materiais utilizados no estudo de Arivazhagan et al. (2011) feita, inclusive, com o mesmo processo de soldagem (TIG), apresentou a formação de carboneto de cromo na região de interface entre os materiais e nos contornos de grão do aço inoxidável, em função da difusão do carbono provindo da liga de aço (AISI 4140). A região de interface bem como os carbonetos formados podem ser observados na Figura 7.

Figura 7 – Precipitação de carboneto de cromo em certas regiões da junta.



Fonte: Adaptado de Kurt (2007, p. 140).

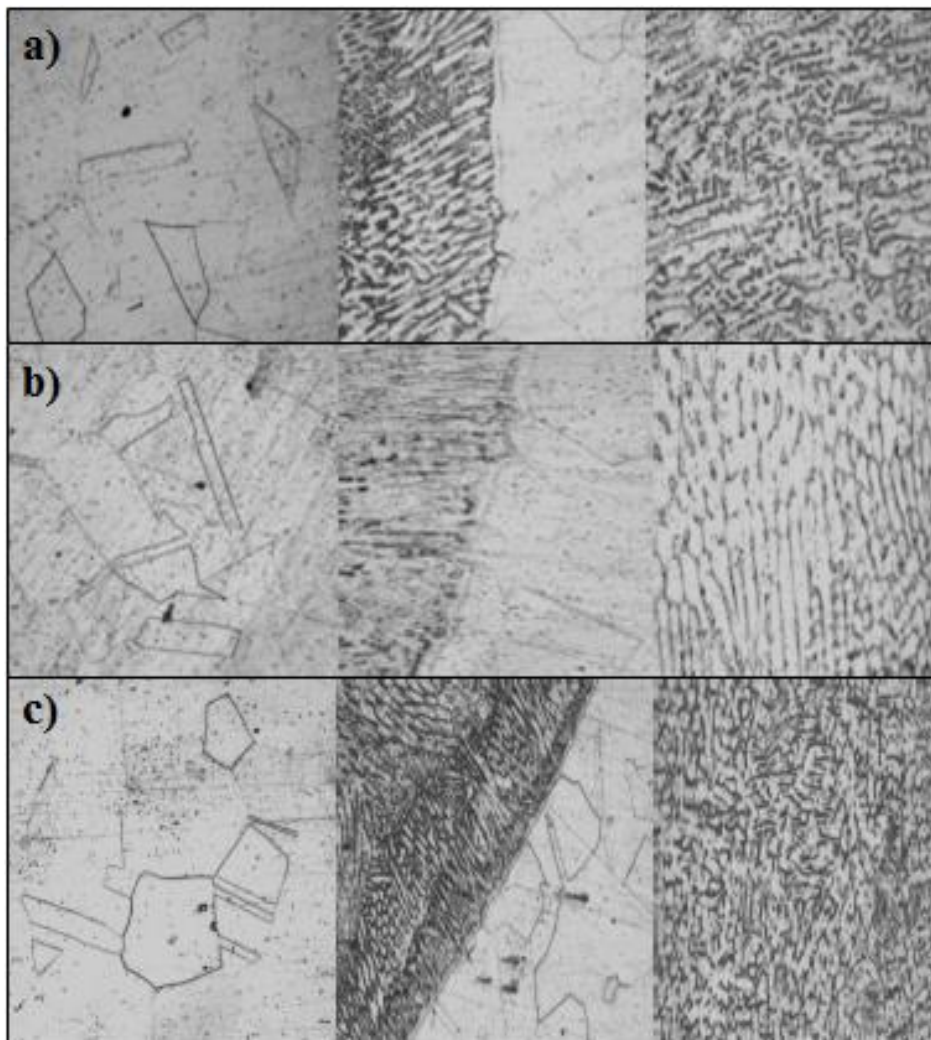
O trabalho de Sathish et al. (2012) teve como objetivo analisar a soldabilidade de juntas dissimilares de tubos em aço carbono (A106 grau B) e aço inoxidável (A312 TP 316L). Foi utilizado o processo de soldagem TIG e estudou-se a influência da variação de parâmetros como a intensidade da corrente de soldagem, o ângulo do chanfro, a taxa de fluxo de gás de proteção e o calor médio transferido aos materiais durante o processo em aspectos como a microestrutura da junta e propriedades mecânicas.

Sathish et al. (2012) perceberam que a variação do calor transferido resultou em mudanças significativas nas propriedades mecânicas da junta, mas não foi tão significativo quanto a variação dos outros parâmetros. Ainda assim, viram que uma menor entrada de calor resultou em menor resistência à tração e com um nível muito alto de calor também obtiveram

resistência à tração reduzida. Com um valor intermediário de transferência de calor aos materiais, foi conseguido o maior valor de resistência a tração. A taxa de fluxo de gás foi o parâmetro variado que possuiu a maior influência sobre a resistência a tração da junta, seguida da corrente de soldagem e do ângulo de chanfro.

A configuração ótima destes três parâmetros foi um intervalo de corrente de 110 a 150 A, uma taxa de fluxo de gás de 12,5 L/min e um ângulo de chanfro de 45 graus. As microestruturas da ZTA (de cada um dos materiais) e da ZF para as condições de máximo calor transferido à peça, mínimo calor e calor intermediário transferido, são mostradas na Figura 8.

Figura 8 – ZTA (nas laterais) e ZF (no centro) obtidos com o maior valor (a), menor valor (b) e valor intermediário (c) de calor transferido aos materiais.



Fonte: Adaptado de Sathish et al. (2012, p. 2529).

Uma série de desafios metalúrgicos são enfrentados quando existe a necessidade de se realizar uma união por soldagem entre aços inoxidáveis e aços carbono. Controlar a

microestrutura da raiz de solda é fundamental, já que nessa região os depósitos de solda podem variar totalmente de martensítica para totalmente austenítica. Ainda, pode ocorrer uma região de transição na composição química entre o metal de base e o metal da zona fundida que pode apresentar propriedades distintas das regiões adjacentes em função de apresentar diferente microestrutura ou pela presença de diferentes fases segregadas. (MIRIM, 2011).

O centro do metal de solda no passe de raiz é de grande preocupação na soldagem de materiais dissimilares, visto que os efeitos de diluição são maiores nesse passe. Segundo Pigozzo (2013), o passe de raiz apresenta grande importância por ser o primeiro passe da união, suportando, muitas vezes, toda a estrutura inicialmente, e deve ser realizado com bastante atenção. Ao realizá-lo é necessária mão de obra especializada pela dificuldade na execução e por se tratar de uma pequena espessura do material de base e sendo assim, qualquer variação de parâmetros poderia perfurar a peça ou fragilizá-la ao alterar sua microestrutura.

Mirim (2011) diz que é altamente desejável em processos de soldagem envolvendo aço carbono e aço inoxidável a obtenção de uma microestrutura de austenita estável com uma pequena quantidade de ferrita no primeiro passe da solda. Tal objetivo pode ser alcançado pela seleção adequada do material de adição. Ainda diz que, obtendo tal microestrutura, a solidificação craqueamento é muito improvável e o metal de solda terá ductilidade suficiente para passar por um teste de inclinação e atender os critérios exigidos pelo código American Society of Mechanical Engineers (ASME).

2.7 Pulsação do arco no processo TIG

O processo de soldagem TIG utiliza um arco voltaico como fonte de energia para promover a fusão dos materiais, e este se estabelece entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça de trabalho. Benefícios são conseguidos ao utilizar um arco pulsado e destaca-se o refino de grão na zona fundida (WU, C.; ZHENG; WU, L., 1999).

Cunha (2013) classifica as frequências de pulsação da seguinte maneira: abaixo de 20Hz são frequências baixas, entre 20Hz e 20kHz são altas frequências de pulsação e acima de 20kHz são frequências ultrassônicas.

Segundo Silva (2016), a pulsação do arco pode ser obtida de duas formas: mecanicamente, utilizando transdutores mecânicos, ou através da pulsação da corrente de soldagem. O presente estudo refere-se à obtenção do arco pulsado pela pulsação da corrente, com a corrente na forma retangular.

De acordo com Cunha (2013), em baixas frequências de pulsação, durante o período de pulso, mantém-se um alto nível de energia, com objetivo de formar a poça de metal fundido. Nos períodos de base, regula-se uma energia mais baixa, suficiente para que não haja a extinção do arco e permitindo o resfriamento da poça de fusão. A utilização dessa técnica resulta em pontos de solda sobrepostos, e essa sobreposição depende da frequência de pulsação e da velocidade de soldagem.

Metalurgicamente, a pulsação da corrente em baixas frequências, além do refino de grão já citado, resulta também na diminuição da largura da ZAC, segundo Ram et al. (2003), e no controle de segregação, segundo Gokhale et al. (1983 apud KUMAR, 2007).

Ao realizar a soldagem de chapas finas (1,2 mm de espessura) de aço inoxidável (AISI 304), utilizando corrente contínua constante e o processo TIG, Cunha (2013) observou o crescimento na região central do cordão de grãos epitaxiais colunares paralelos à direção de soldagem. Cunha (2013) ainda relata que esta estrutura está geralmente associada a defeitos como trincas de solidificação.

Com respeito às elevadas frequências, segundo Cunha (2013), sua utilização pode influenciar de maneira positiva o crescimento de grãos durante a solidificação da poça fundida, e, ainda, promover o refino de grãos de materiais ferrosos e não ferrosos. Cunha (2013) diz que uma possível explicação para o fato é que a propagação sônica na poça fundida afeta mecanicamente a nucleação de grãos. Ainda, outra explicação é que a turbulência na poça fundida quebra as pontas dos grãos dendríticos que se tornam locais para nucleação heterogênea e interrompe o crescimento de grãos colunares.

Ainda referindo-se às elevadas frequências, no que diz respeito ao processo de soldagem TIG em si, os poucos trabalhos na literatura relatam que os principais efeitos benéficos da utilização dessa faixa de frequências estão relacionados com a constrição do arco voltaico, atribuindo a este maior rigidez e direcionalidade, exercendo ainda maior pressão sobre a poça fundida.

2.7.1 Frequência ultrassônica de pulsação no processo TIG

O ultrassom foi integrado ao processo TIG com o objetivo de aumentar a profundidade de penetração da solda ao oscilar a tocha. (SUN et al., 2009).

Segundo Zhang, Wu e Du (2001), a introdução de vibração ultrassônica no processo de soldagem acelera a condução de calor, o que ocasiona o aumento da taxa de resfriamento do processo, resultando na redução do tamanho dos grãos na zona parcialmente fundida.

Ainda, Zhang et al. (2001) verificaram em seus estudos que na medida que a frequência da excitação ultrassônica aumenta, a ZTA tende a aumentar sua extensão. Segundo os autores, isso acontece pois quando o ultrassom se propaga pela matriz metálica, esta sofre sucessivas compressões e expansões. Durante os períodos de compressão, o volume da matriz diminui, levando à maiores temperaturas locais. Durante as expansões, o volume da matriz aumenta, e as temperaturas locais diminuem. O gradiente de temperatura causado pelos sucessivos processos de compressão e expansão aceleram a condução de calor pela matriz, aumentando a extensão da ZTA.

Em seus estudos, Silva (2016) relatou que ao utilizar pulsação da corrente ultrassônica no processo de soldagem por arco submerso, em chapas de aço A36, percebeu uma alteração na microestrutura do grão de ferrita Widmanstätten serrilhada para ferrita Widmanstätten de placas laterais secundárias na região da ZTA, o que indicou a presença de um resfriamento mais rápido. Contudo, ao analisar a mesma microestrutura sob o ponto de vista do tamanho de grão, este indicou um resfriamento mais lento (grãos maiores). Silva (2016) ainda percebeu que quanto maior o valor de frequência de pulsação empregada, maior é o tamanho do grão resultante na região da ZTA.

Sun et al. (2009) e Cui et al. (2006) relataram que as vibrações ultrassônicas aumentaram a profundidade da penetração da solda e a sua largura, quando realizaram seu estudo utilizando aço inoxidável austenítico e super-austenítico, respectivamente (em comparação com os aços inoxidáveis convencionais, os aços inoxidáveis super-austeníticos possuem maiores teores de cromo, molibdênio e níquel que atribuem a essa liga resistência a corrosão extremamente alta e também uma alta tendência de formar zonas não misturadas).

Resultados semelhantes também foram mostrados por Fan et al. (2009). Em ambos os trabalhos citados, a aplicação ultrassônica melhorou também a qualidade da solda.

Dai (2003) relatou que a presença de vibrações ultrassônicas no processo TIG induziu um aumento de até aproximadamente 45% na profundidade de penetração da solda e uma redução de até 42% no tamanho do grão em comparação com TIG convencional na solda de juntas de ligas de alumínio (7075-T6).

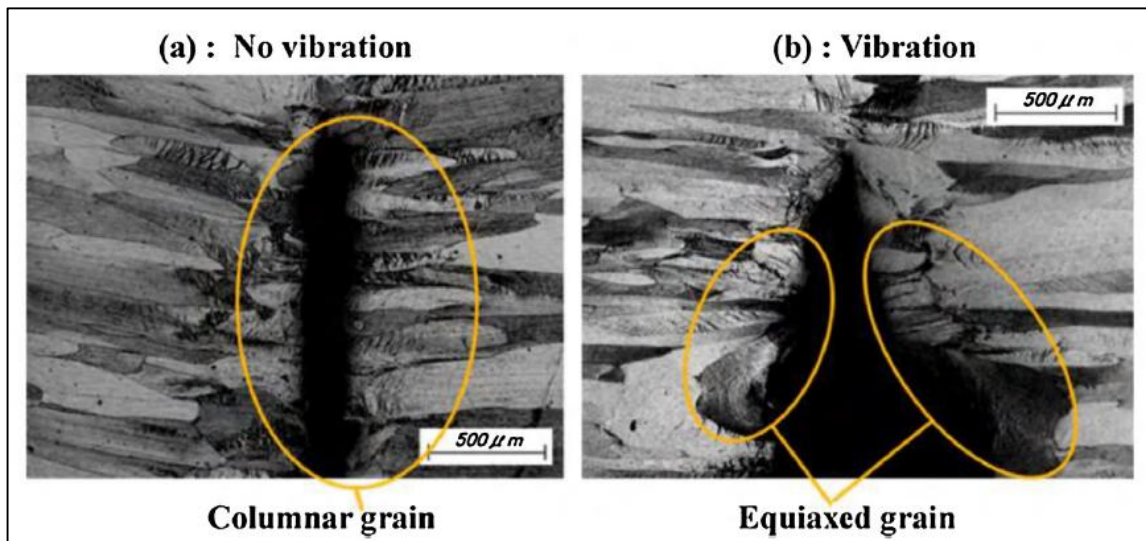
Watanabe, Ookawara e Seki (2003) observaram que a resistência à tração da solda e a largura dos grãos austeníticos aumentaram com o aumento da amplitude das vibrações ultrassônicas aplicadas ao processo TIG em juntas de aço inoxidável (AISI 304).

Watanabe et al. (2010), cujo estudo apresentou juntas soldadas de aço inoxidável ferrítico realizadas em diferentes velocidades de soldagem, apresentando ou não ultrassom no arco, com o processo TIG, relataram uma considerável melhora no que diz respeito ao

refinamento de grão a baixas velocidades de soldagem, enquanto uma maior velocidade de soldagem resultou na formação de grãos equiaxados no centro do cordão de solda, levando a uma maior ductilidade.

Pode-se ver que, na ausência de vibrações ultrassônicas, trincas nos grãos colunares se propagaram perpendicularmente em relação à direção de soldagem, enquanto na presença de vibrações ultrassônicas a propagação aconteceu através dos grãos equiaxados (Figura 9).

Figura 9 – Grãos formados com e sem ultrassom no processo TIG.



Fonte: Adaptado de Watanabe et al. (2010, p. 1649).

Como o crescimento de grãos equiaxiais na direção perpendicular à direção de soldagem é baixo, a resistência à tração da junta aumenta na presença de vibração ultrassônica.

Com o objetivo de facilitar o entendimento do leitor, em função do grande número de trabalhos referenciados neste capítulo, foi feito um resumo que relaciona o estudo com seu respectivo ano de publicação, autores, materiais utilizados, processos de soldagem empregados e resultados e observações destacados, para a literatura apresentada nos tópicos 2.6 e 2.7.1. Tal resumo é apresentado no Apêndice A e expõe os trabalhos no sequenciamento com que foram citados anteriormente nestes tópicos.

3 METODOLOGIA

O presente estudo é classificado como pesquisa experimental e de acordo com Prodanov e Freitas (2013, p. 57), neste tipo de trabalho, “[...] quando determinamos um objeto de estudo, selecionamos as variáveis que seriam capazes de influenciá-lo, definimos as formas de controle e de observação dos efeitos que a variável produz no objeto. ”

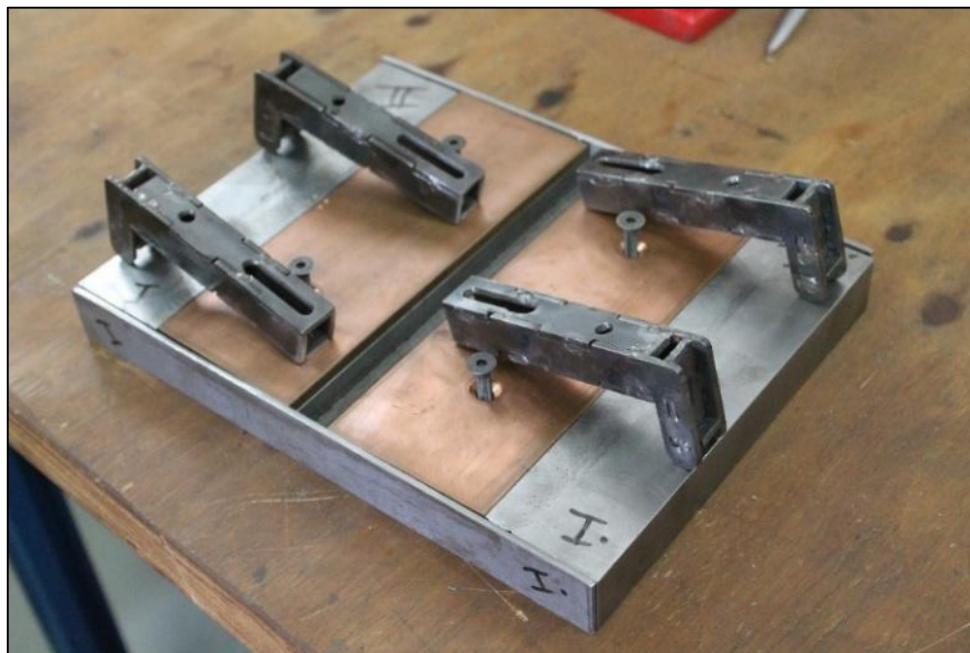
Portanto, na pesquisa experimental, o pesquisador procura refazer as condições de um fato a ser estudado, para observá-lo sob controle. Para tal, ele se utiliza de local apropriado, aparelhos e instrumentos de precisão, a fim de demonstrar o modo ou as causas pelas quais um fato é produzido, proporcionando, assim, o estudo de suas causas e seus efeitos. (PRODANOV; FREITAS, 2013, p. 57).

A descrição da forma com a qual serão feitas as observações acerca dos efeitos que as variáveis produzirão nos objetos de estudo é feita neste capítulo.

3.1 Os procedimentos de soldagem

As soldagens foram realizadas no Laboratório de Tecnologia da Soldagem (LTS) da Universidade Federal de Santa Catarina, no Centro Tecnológico de Joinville (CTJ). Nos procedimentos foi utilizado um dispositivo projetado pela equipe de trabalho do laboratório que pode ser visto na Figura 10, e permite a aplicação de gás de purga para proteção da raiz do cordão contra a ação do meio durante seu resfriamento. O dispositivo também possui suportes de cobre para as chapas submetidas aos processos, material esse que permite maior dissipação de calor, reduzindo os efeitos negativos do elevado aporte térmico.

Figura 10 - Dispositivo utilizado para realização dos cordões de solda.



Fonte: Autor (2017).

Neste trabalho são estudadas 9 uniões dissimilares. A primeira, de referência, foi obtida através da utilização de uma corrente de soldagem com característica contínua e constante e com intensidade de 45 A. Utilizando corrente de soldagem pulsada com amplitude de 20 A e valor médio de 45 A, foram obtidas outras 4 uniões, variando a frequência de pulsação da corrente de 20 a 80 kHz em intervalos de 20 kHz. Enfim, para as mesmas frequências de pulsação anteriores, foi utilizada uma corrente de soldagem pulsada com amplitude de 40 A e mesmo valor médio. Com o objetivo de facilitar o referenciamento dos corpos de prova obtidos a partir de cada união dissimilar em particular, e, ainda, facilitar a compreensão do leitor, julgou-se interessante criar nomenclaturas, esclarecidas pela Tabela 1.

Tabela 1 – Nomenclatura das uniões confeccionadas.

(continua)

Ensaio	Frequência de pulsação da corrente [kHz]	Corrente média de soldagem [A]	Amplitude da corrente de pulsação [A]	Nomenclatura da união
1	0	45	0	45
2	20	45	20	2020
3	40	45	20	4020
4	60	45	20	6020

Tabela 1 – Nomenclatura das uniões confeccionadas.

(conclusão)

Ensaio	Frequência de pulsação da corrente [kHz]	Corrente média de soldagem [A]	Amplitude da corrente de pulsação [A]	Nomenclatura da união
5	80	45	20	8020
6	20	45	40	2040
7	40	45	40	4040
8	60	45	40	6040
9	80	45	40	8040

Fonte: Autor (2017).

Durante a realização dos processos de soldagem foi feita a aquisição do valor da corrente de soldagem em função do tempo, para cada um dos ensaios. Os gráficos que representam a variação da corrente podem ser encontrados no Apêndice B.

O primeiro passo para a realização das soldagens foi a montagem de um circuito de gás que permitisse um controle de vazão para o gás de proteção. Tendo conhecimento da corrente média de soldagem que seria empregada nos processos de soldagem e da espessura das chapas a serem unidas, a equipe do LTS, por experiência, sugeriu a utilização de uma vazão de 12 litros por minuto de gás de proteção a partir da tocha e de 2 litros por minuto para proteção da raiz do cordão (gás de purga). Foi confeccionado um divisor de fluxo em formato de “Y”, com tubos de cobre e uma luva do mesmo material, utilizando o processo de brasagem, para distribuir o gás fornecido pelo cilindro para a tocha e para o gás de purga, de acordo com a Figura 11.

Figura 11 – Divisor de fluxo do gás de proteção.



Fonte: Autor (2017).

Ajustou-se na fonte de soldagem uma vazão de 14 L/min. Através de uma válvula do tipo agulha (Figura 12) posicionada entre a saída 2 e a entrada do gás de purga no dispositivo representado na Figura 10, foi possível fazer o controle das vazões em cada uma das saídas.

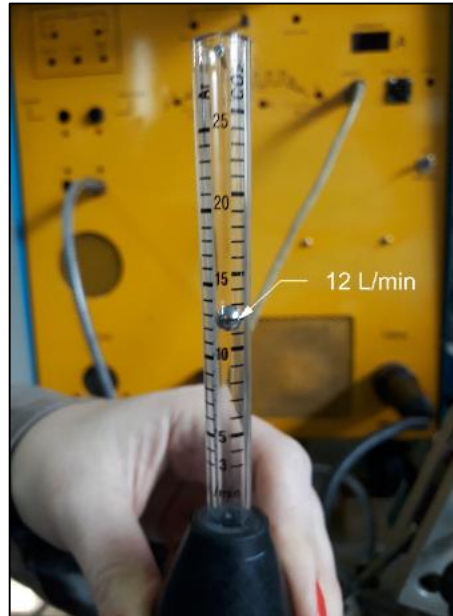
Figura 12 – Válvula utilizada para o controle da vazão do gás de proteção.



Fonte: Autor (2017).

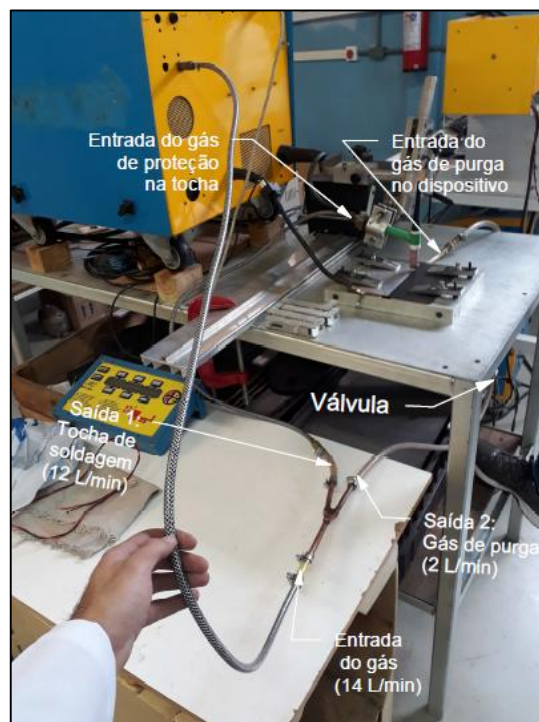
A válvula foi ajustada de forma que fosse medida uma vazão de 12 L/min na tocha de soldagem (Figura 13) e como na entrada tinha-se 14 L/min, a diferença estava indo para o gás de purga. O circuito de gás completo pode ser observado na Figura 14.

Figura 13 – Verificação da vazão do gás de proteção.



Fonte: Autor (2017).

Figura 14 – Circuito de gás completo.



Fonte: Autor (2017).

Ainda com relação à descrição do processo, foram utilizados eletrodos de tungstênio com 2% de tório e 60 graus de ângulo de afiação, classificados pela American Welding Society (AWS) como “EW Th-2” e pela ASTM como “RO 7912”.

A Distância Eletrodo Peça (DEP) utilizada foi de 2 mm, sendo que a cada novo processo de soldagem era verificado se esta dimensão se mantinha constante por todo o comprimento da região de interface entre as chapas.

O comprimento percorrido por corrente, também conhecido como “stickout”, foi de aproximadamente 14,5 mm. Para obter tal dimensão foi registrada uma imagem do eletrodo com um paquímetro no fundo, para servir como escala. Com o auxílio do software *ImageJ* foi possível obter a dimensão de interesse (Figura 15).

Figura 15 – Utilização do software ImageJ para obter o comprimento do eletrodo percorrido por corrente.

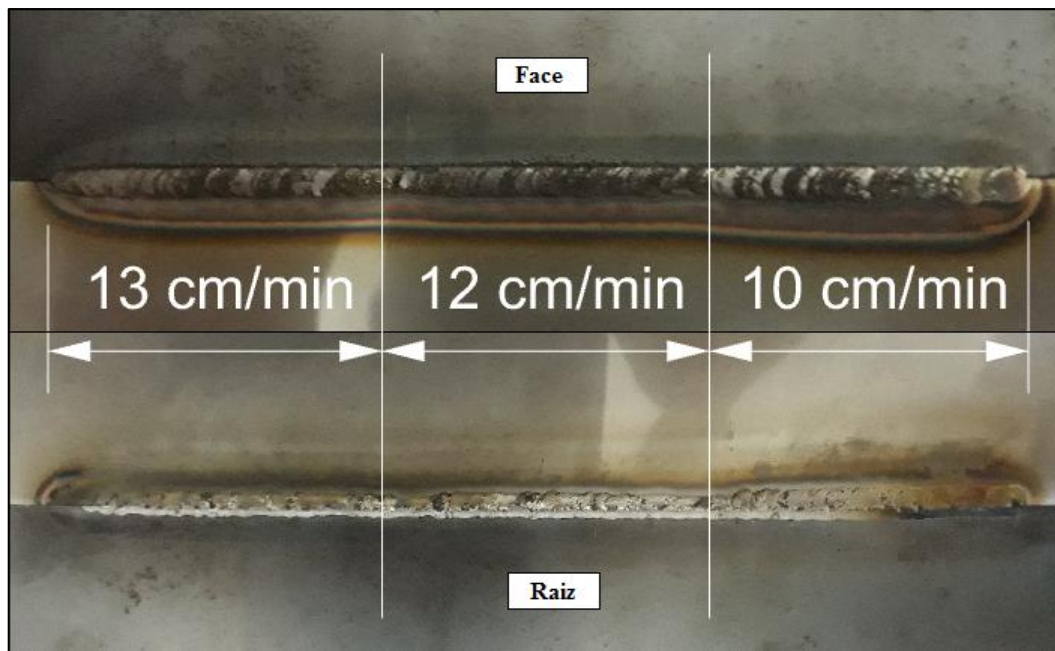


Fonte: Autor (2017).

Uma vez determinados a vazão do gás de proteção, a DEP e a corrente média de soldagem, foram feitos testes de modo a determinar uma velocidade de soldagem que resultasse em uma energia de soldagem suficiente para obter uma solda com penetração completa e sem oxidação da face ou raiz do cordão. Foram testadas 3 velocidades: 10 cm/min, 12 cm/min e 13 cm/min e os parâmetros ajustados na fonte de soldagem foram os da junta 45 (vide Tabela 1).

Com ambas as 3 velocidades não foram observados problemas quanto à oxidação da face ou raiz do cordão logo após o processo. A Figura 16 permite uma comparação em termos de aspectos dimensionais do cordão em função da velocidade utilizada. A camada de óxido visível na Figura 16 criou-se ao longo do tempo, visto que as imagens que a compõe foram registradas alguns dias após o processo de soldagem em si.

Figura 16 – Geometria do cordão em função da velocidade de soldagem.



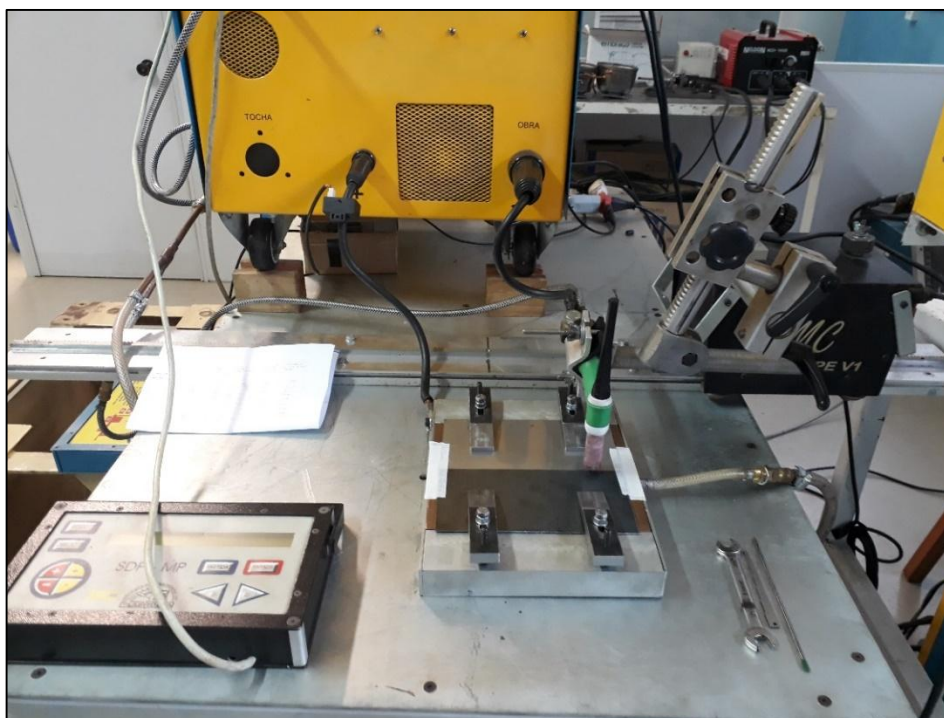
Fonte: Autor (2017).

Pode-se perceber na Figura 16 que como uma menor velocidade de soldagem está relacionada a uma maior energia de soldagem, a menor das velocidades causou um aumento na largura do cordão. Outro ponto importante que deve ser destacado é a assimetria no cordão de solda: o aço inoxidável foi mais fundido do que o aço carbono. Isso se dá pelo fato de que a condutividade térmica do aço inox 304 é menor do que a do aço carbono 1020, de acordo com Callister (2002) os valores são de 16,2 W/m*K e 51,9 W/m*K, respectivamente. Com uma maior condutividade térmica, o aço 1020 tem maior facilidade para dissipar calor, e por este motivo é mais difícil fundir seu lado do cordão.

Dentre as 3 opções de velocidades de soldagem propostas, a escolhida foi a de 12 cm/min, pois com 10 cm/min a diferença de material fundido entre cada aço era muito grande e com 13 cm/min cogitou-se a possibilidade não conseguir fundir de maneira efetiva o lado do aço carbono em alguma das juntas que seriam posteriormente confeccionadas.

Com todos os parâmetros necessários para realizar as uniões determinados, as 9 uniões ocorreram de maneira rápida e prática, uma vez que o único trabalho do operador era trocar as chapas e os parâmetros na fonte de soldagem. A Figura 17 ilustra a bancada utilizada durante os processos de soldagem.

Figura 17 – Bancada utilizada durante os processos de soldagem.



Fonte: Autor (2017).

A Tabela 2 apresenta de forma sistemática os parâmetros do processo que foram mantidos constantes na realização de todas as uniões propostas neste estudo, facilitando o entendimento do leitor.

Tabela 2 – Parâmetros do processo comuns à todas as uniões.

(continua)

Gás de proteção	Argônio
Gás de purga	Argônio
Vazão do gás de proteção [L/min]	12
Vazão do gás de purga [L/min]	2
Tipo do eletrodo	AWS EW Th-2
Ângulo de afiação do eletrodo [graus]	60

Tabela 2 – Parâmetros do processo comuns à todas as uniões.

(conclusão)

DEP [mm]	2
Stickout [mm]	14,5
Velocidade de soldagem [cm/min]	12

Fonte: Autor (2017).

A Figura 18 mostra uma das uniões sendo realizadas. Percebe-se nas Figuras 17 e 18 a presença de fitas brancas nas laterais do dispositivo (extremidade das chapas). A função destas fitas era impedir que o gás de purga saísse com facilidade do canal do dispositivo em função das dimensões das chapas.

Figura 18 – Processo de soldagem sendo realizado.

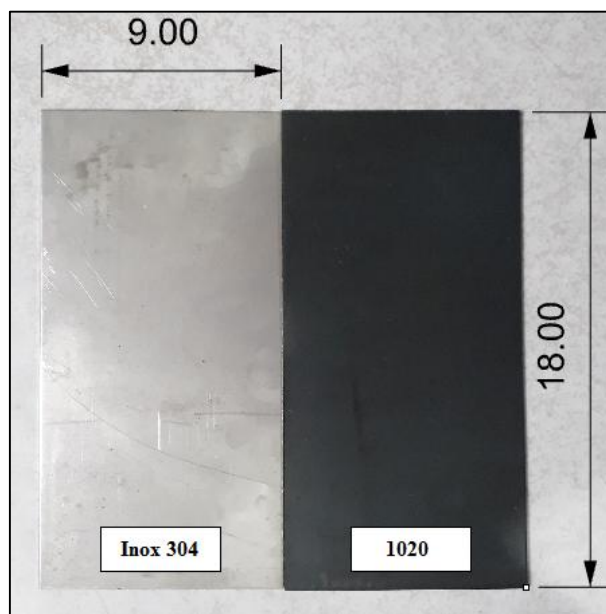


Fonte: Autor (2017).

3.2 Obtenção dos corpos de prova a partir das juntas soldadas

Os corpos de prova se referem a zonas de interesse retiradas da região de solda entre chapas de aço carbono 1020 e aço inoxidável austenítico 304, cada uma com 18 cm de comprimento, 9 de largura e 1,5 mm de espessura. As chapas, já na posição em que seriam unidas, podem ser observadas na Figura 19, que apresenta dimensões em centímetros.

Figura 19 – Dimensões das chapas de aço utilizadas.



Fonte: Autor (2017).

A Tabela 3 apresenta a composição química das chapas de aço envolvidas no estudo.

Tabela 3 – Composição química dos aços utilizados no estudo.

Elemento	SAE 1020	AISI 304
%C	0,20	0,08
%Mn	0,45	2,00
%Ni	-	9,25
%Cr	-	19,00
%Fe	99,1 (mín.)	66,4 (mín.)

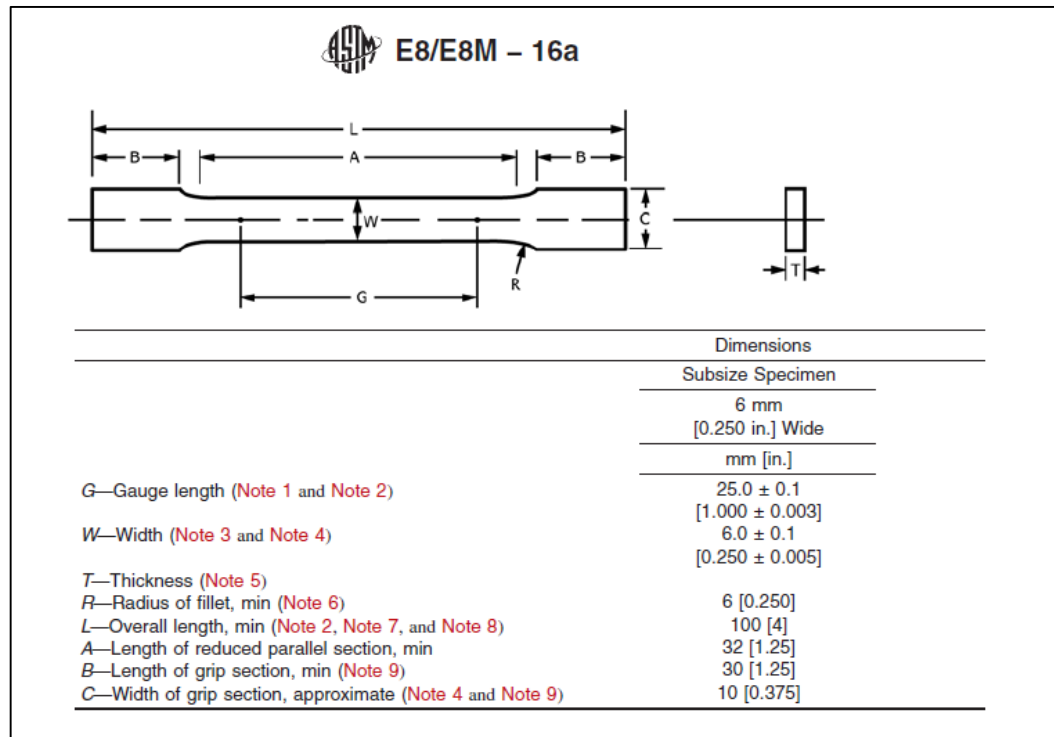
Fonte: Callister (2002, p. 553).

Os corpos de prova diferem conforme sua aplicação: diferentes formas de corpos de prova para a análise metalográfica e ensaio de tração (este último normalizado pela American Society for Testing and Materials – ASTM, mais especificamente pela norma E8M-16a, que diz respeito a métodos de teste padrão para testes de tensão em materiais metálicos, revisada em 2016). Os ensaios de microdureza foram realizados nos mesmos corpos de prova utilizados na metalografia.

A Figura 20 explicita as dimensões dos corpos de prova respectivos aos ensaios de tração de acordo com a norma. É interessante destacar que a ASTM E8/E8M – 16a apresentava também um dimensionamento para “Standard Specimens”, porém escolheu-se dimensionar os

corpos de prova pela opção de “Subsize Specimen” pelo fato de uma limitação nos comprimentos dos cordões de solda realizados, que não permitiam produzir um número maior de corpos de prova para ensaio de tração e ainda retirar a amostra para a metalografia caso os primeiros fossem dimensionados como “Standard Specimens”.

Figura 20 – Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.

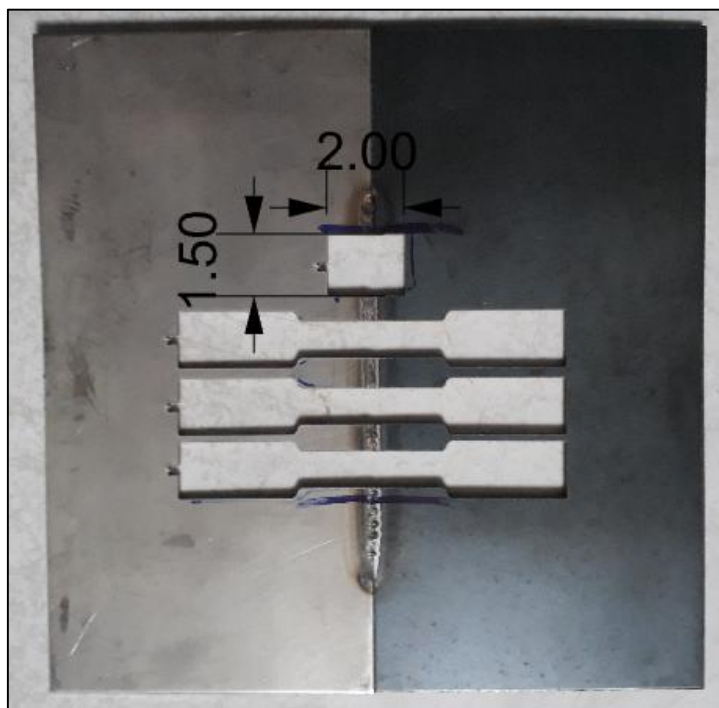


Fonte: Adaptado de ASTM E8/E8M – 16a (2016, p. 4).

Os corpos de prova utilizados para análise metalográfica e microdureza são retangulares e têm dimensões de dois centímetros por um centímetro e meio, sendo centralizados no cordão e com dois centímetros na direção transversal a ele e um centímetro e meio na direção do cordão.

Após a realização dos processos de soldagem, a obtenção dos corpos de prova em si a partir de cada junta soldada foi feita através do processo de corte por jato d'água. A escolha deste método foi feita com o objetivo de evitar alguma modificação microestrutural que se esperava em outros métodos, em função do elevado aporte térmico que geralmente está associado aos processos de corte. As formas dos corpos de prova retirados de uma das juntas soldadas podem ser observadas na Figura 21, que apresenta dimensões em centímetros.

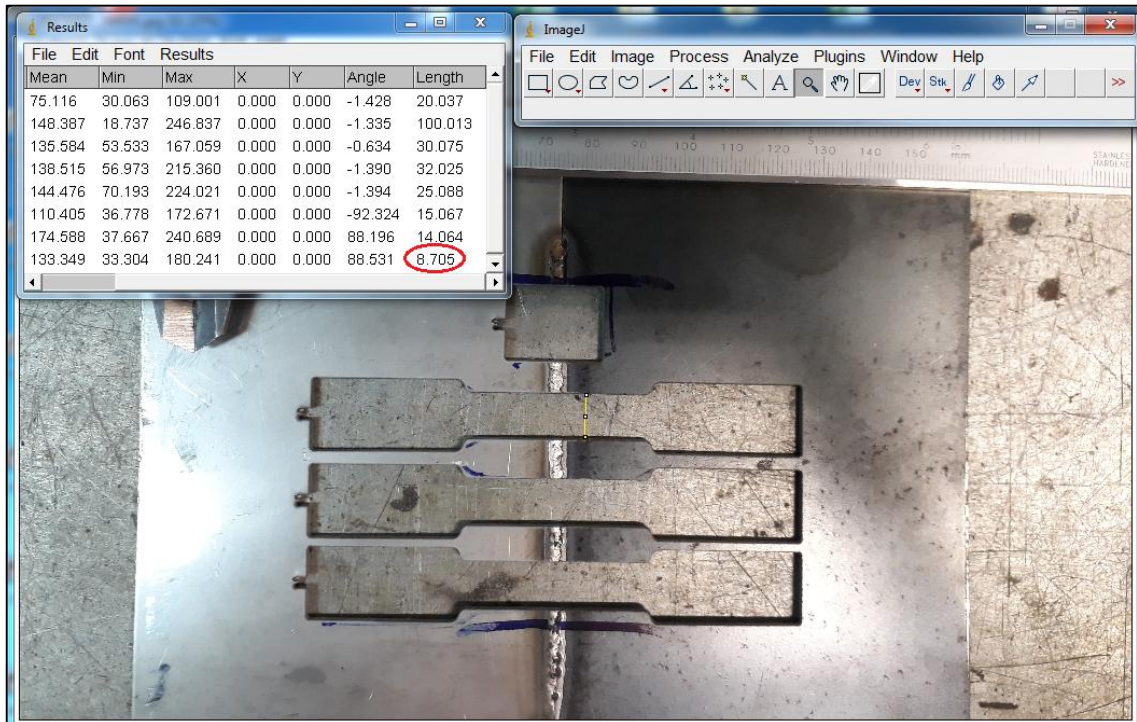
Figura 21 – Retirada dos corpos de prova a partir das juntas soldadas.



Fonte: Autor (2017).

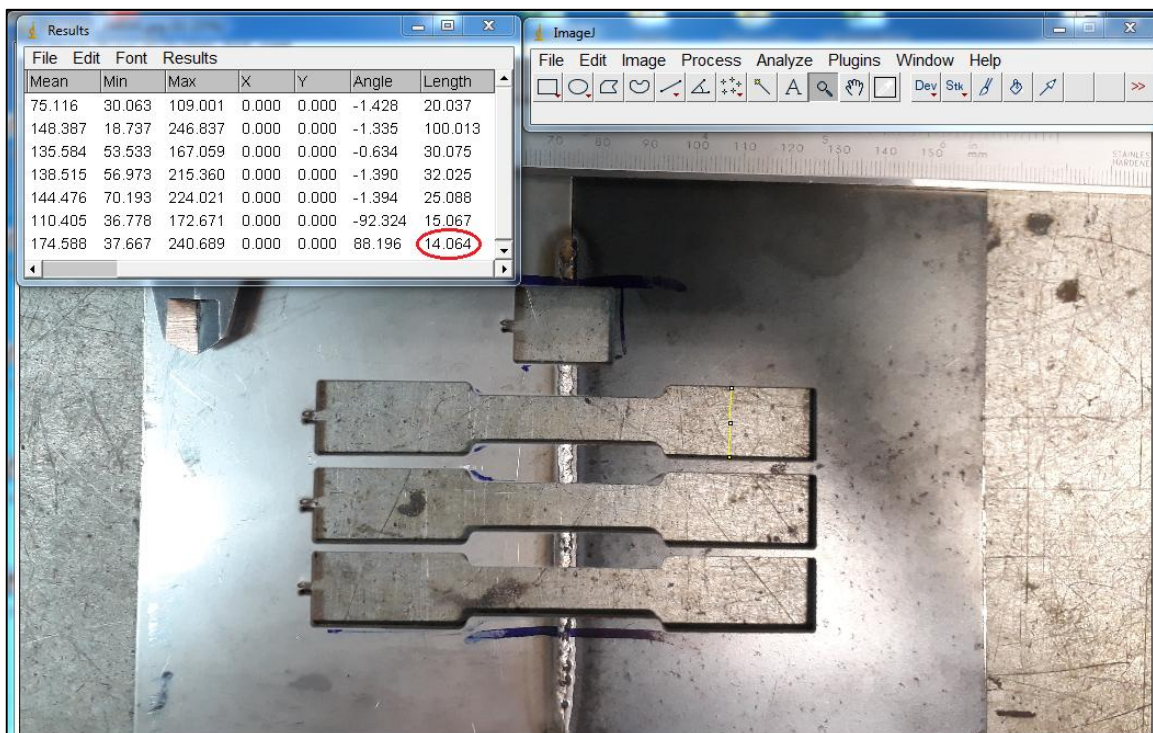
É importante ressaltar que após o recebimento dos corpos de prova da empresa que realizou os cortes, foram realizadas medições a fim de verificar se as dimensões estavam de acordo com o solicitado. As amostras que seriam ensaiadas quanto à microestrutura e microdureza vieram com todas as dimensões corretas. As amostras que seriam posteriormente submetidas à ensaios de tração possuíam duas medidas diferentes das especificadas pela norma: o valor de “w” que deveria ser 6 mm, foi cortado com 8,7 mm, e o valor de “C” que deveria ser 10 mm, foi cortado com 14 mm. As Figuras 22 e 23 evidenciam a diferença das medidas em relação à norma com a utilização do software *ImageJ*, novamente.

Figura 22 - Valor de “w” observado nos corpos de prova de tração.



Fonte: Autor (2017).

Figura 23 – Valor de “C” observado nos corpos de prova de tração.



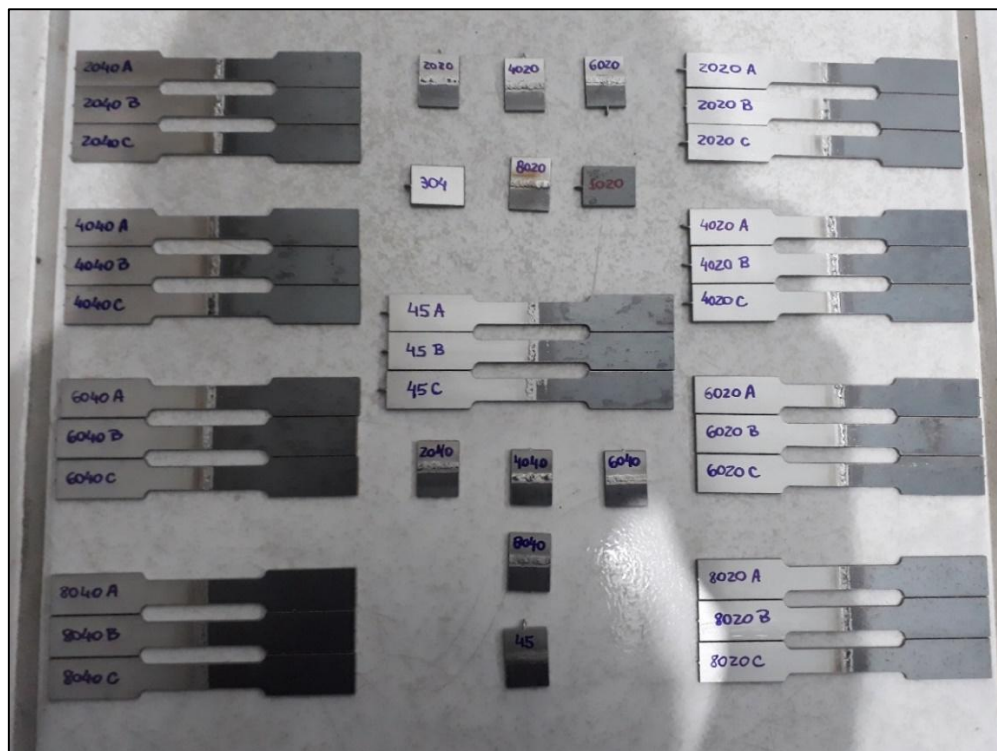
Fonte: Autor (2017).

Apesar das diferenças observadas, posteriormente, nas análises dos resultados, serão consideradas grandezas de tensão e deformação e os valores de tensão levam em conta a área da seção transversal do comprimento útil do corpo de prova. Uma vez verificada a diferença em relação às medidas indicadas pela norma, e, utilizando então as medidas verificadas após o corte para as posteriores comparações, não se espera ter grandes perdas em termos de resultados a serem discutidos. Além disso, os corpos de prova apresentaram exatamente as mesmas dimensões entre si, o que garante, no mínimo, um ótimo resultado em termos comparativos entre eles.

Os riscos em azul observados na Figura 21 (transversais ao cordão) delimitam o comprimento do cordão de solda realizado que apresenta um melhor aspecto visual e no qual não foram observadas descontinuidades aparentes. Este comprimento útil de cordão para retirada das amostras limitou o número de corpos de prova para o ensaio de tração.

De cada uma das 9 uniões realizadas, foram retirados 3 corpos de prova para ensaios de tração (corpos de prova “A”, “B” e “C”) e um corpo de prova para a metalografia. Ainda, foram retirados mais 2 corpos de prova para metalografia dos materiais de base, totalizando 27 para ensaios de tração e 11 para metalografia, de acordo com a Figura 24.

Figura 24 – Corpos de prova retirados das uniões.



Fonte: Autor (2017).

Uma vez obtidas as amostras que foram objetos deste estudo, são descritas a seguir as formas com as quais foram obtidas informações que possibilitaram comparações dos efeitos nos corpos de prova provenientes de cada união entre si, e com a literatura já existente.

3.3 Análise metalográfica

A análise metalográfica foi feita no contexto microestrutural e parte das atividades foi realizada no Laboratório de Materiais da UFSC de Joinville, parte no Laboratório de Materiais da UFSC de Florianópolis (LabMat), parte no laboratório da Embraco e, por fim, parte pela empresa METALAB.

Na UFSC de Joinville foi realizado todo o processo de embutimento, lixamento e identificação das amostras, bem como testes de tempo de ataque químico necessário para revelar os contornos de grão sem queimar as superfícies metálicas. Em função da falta de um microscópio com câmera que possibilitaria capturar imagens das microestruturas de interesse, a obtenção das fotos, bem como o polimento e ataque químico para tal, foram realizados nos outros laboratórios citados anteriormente.

Após ser realizada a preparação das amostras no Laboratório de Materiais da UFSC de Joinville, foi necessário visitar ainda 3 outros laboratórios para conseguir fotos com qualidade. Na Embraco e na UFSC de Florianópolis o que impediu a obtenção de boas fotos foi o tempo de uso disponível do laboratório, que não passou de um dia. Com o objetivo de apresentar um trabalho de maior qualidade e poder discutir melhor as microestruturas presentes nas fotos, recorreu-se ao auxílio da empresa METALAB.

Após a obtenção das amostras (Figura 24), o processo de análise metalográfica por micrografia apresentou determinadas fases, descritas nos parágrafos a seguir.

O embutimento da amostra, que no presente estudo foi realizado com auxílio de uma embutidora (Figura 25), facilitou o manuseio do corpo de provas, evitando ainda, que a amostra sofresse abaulamento durante o lixamento e polimento (o que dificultaria a posterior observação no microscópio) ou rasgasse o pano de polimento. Na realização do embutimento, as amostras foram posicionadas mantendo a seção transversal do cordão de solda para a extremidade, de forma a garantir uma análise microestrutural do perfil de toda junta, assim como dos materiais de base.

Figura 25 – Embutidora utilizada no processo de metalografia.



Fonte: Autor (2017).

O lixamento, que consiste em obter uma superfície lisa e plana para ser submetida ao polimento foi realizado com auxílio de uma lixadeira mecânica. Foram utilizadas lixas com gramaturas de 60, 400, 600, 1200, 1500 e 2000. Iniciou-se o processo com a lixa correspondente à gramatura mais grosseira (60) e as trocas de lixa ocorreram no sentido das gramaturas menos grosseiras (intuitivamente). Na troca, rotacionou-se o corpo de provas em 90 graus, de forma que os novos riscos, formados pela lixa, fossem perpendiculares aos anteriores. A partir da segunda lixa, de gramatura 400, o requisito para evolução das lixas é o desaparecimento dos traços da anterior.

Durante este processo, de acordo com a dureza da amostra, a força aplicada sobre o corpo de provas e a velocidade de lixamento, pode surgir deformação plástica na superfície, o que pode originar uma imagem falseada da microestrutura do metal. Daí a importância da utilização de uma técnica adequada de lixamento, com uma escolha coerente da gramatura das lixas, limpeza da superfície da amostra, inclusive nas trocas de lixa, reiniciando o processo de lixamento caso surja um risco profundo na superfície, e aplicando pressão uniforme sobre a amostra durante o processo. (BAPTÍSTA; SOARES; NASCIMENTO, s. d.).

O polimento, processo não realizado na UFSC de Joinville, mas sim nos outros 3 laboratórios citados anteriormente, visa obter uma superfície sem riscos para melhor

observação no microscópio, e foi realizado com auxílio de uma polidora mecânica também. Na verdade, é o mesmo mecanismo utilizado no processo de lixamento, porém troca-se a lixa por um pano de polimento com aplicação de abrasivos (óxido de alumínio e/ou pasta de diamante). Neste estudo utilizou-se óxido de alumínio ($1\mu\text{m}$) como abrasivo na Embraco e na UFSC de Florianópolis. Na empresa METALAB, utilizou-se pasta de diamante ($1\mu\text{m}$ e $0,3\mu\text{m}$).

O ataque químico é realizado com objetivo de corroer os contornos de grão e revelar a microestrutura do metal. Neste estudo foi feito através da imersão da superfície polida e limpa da amostra em soluções ácidas. A duração da imersão depende da concentração do ácido e da natureza da amostra. Após a imersão, a superfície da amostra foi limpa com água e álcool e seca com algodão seguido por um jato de ar quente.

A natureza do ácido utilizado relaciona-se com o tipo de material da amostra. Como o presente estudo trata da análise de juntas obtidas através da união de materiais dissimilares e, portanto, as amostras contêm tanto aço baixo carbono (para o qual se pode utilizar uma solução de ácido nítrico e álcool etílico - Nital) e aço inoxidável austenítico 304 (para o qual se pode utilizar uma solução de ácido nítrico e ácido clorídrico - Água Régia), foi necessário adotar uma estratégia para poder obter boas imagens das microestruturas de ambas as regiões da amostra.

Na Embraco e na UFSC de Florianópolis, utilizou-se Água Régia para revelar a microestrutura do lado do aço inoxidável e da zona fundida, com imersão de aproximadamente 15 segundos. Para revelar o lado do aço carbono utilizou-se Nital 4%, com imersão de aproximadamente 10 segundos. Na METALAB, para revelar os grãos do aço inoxidável e da zona fundida, utilizou-se o reagente Marble e para atacar o aço carbono utilizou-se Nital 3,5%. O tempo de imersão variou de acordo com o grau de revelação das microestruturas.

Os reagentes utilizados nos procedimentos realizados na Embraco e na UFSC de Florianópolis foram obtidos exclusivamente para o presente estudo e o processo de obtenção dos reagentes é descrito no tópico 3.1.1.

Finalmente, após o ataque químico e neutralização do ácido residual, seguido do processo de secagem, completa-se o processo de metalografia através da observação e registro das microestruturas das amostras.

Neste estudo, foi proposto o registro e posterior comparação de pelo menos 7 regiões de cada junta soldada: de regiões sem alteração microestrutural de cada material de base, de regiões com alteração microestrutural em cada material (regiões de crescimento de grãos da ZTA), das regiões de interface entre os materiais e a zona fundida e da zona fundida,

efetivamente. Estes registros foram feitos com 2 ampliações diferentes, que melhor possibilitaram a discussão dos efeitos observados e comparação entre amostras.

Para a posterior discussão a respeito do tamanho dos grãos, foi utilizada a ASTM E112 - 96, que diz respeito à métodos para determinar o tamanho médio dos grãos, e introduz uma grandeza chamada *Grain Size No. (G)*. Esta grandeza é utilizada pela norma para permitir comparações entre tamanhos médios de grãos através de uma normalização da unidade de medida.

As medidas de tamanho de grão foram obtidas com o auxílio do software do microscópio, que permitia medir o comprimento de uma reta desenhada com as extremidades sob as extremidades dos contornos de grão.

Com respeito aos valores de extensão (largura) das ZTA's referentes a cada união, as medidas foram realizadas a partir da região de interface entre a zona fundida e o aço carbono, numa altura da espessura da chapa condizente à raiz da solda, até regiões do aço nas quais não eram verificadas alterações microestruturais. Utilizou-se o software do microscópio e a mesma estratégia que foi utilizada para medição do tamanho dos grãos.

As micrografias discutidas mais adiante neste estudo foram obtidas pela METALAB, e, para tal, foi utilizado um microscópio metalográfico da marca ZEISS, modelo Axio Scope 1, com certificado de calibração C/0095/17, concedido pela empresa Micro Óptica e com validade até janeiro de 2018.

3.3.1 Obtenção de reagentes utilizados no estudo

Foram propostos 3 reagentes: Nital (4%), Água Régia e Marble (Figura 26). A estequiometria de cada reagente é apresentada na Tabela 4.

Figura 26 – Reagentes utilizados no estudo.



Fonte: Autor (2017).

Para obtê-los foi necessário a aquisição dos seguintes materiais: álcool etílico (93,8 INPM), ácido nítrico (53%), ácido clorídrico (30%), água destilada, sulfato de cobre e 3 recipientes de vidro (ambars) com volume de 1 litro cada para armazenamento dos reagentes.

A mistura e obtenção dos reagentes efetivamente foi realizada com a supervisão e auxílio de um químico industrial, hoje professor de química da rede privada de ensino da cidade de São Francisco do Sul, Francisco Enoque Montenegro.

Tabela 4 – Estequiometria de cada reagente utilizado no estudo.

Compostos	Nital (4%)	Água Régia	Marble
Ácido nítrico	4 mL	1 mL	-
Ácido clorídrico	-	3 mL	5 mL
Água destilada	-	-	5 mL
Álcool etílico	96 mL	-	-
Sulfato de cobre	-	-	1 g

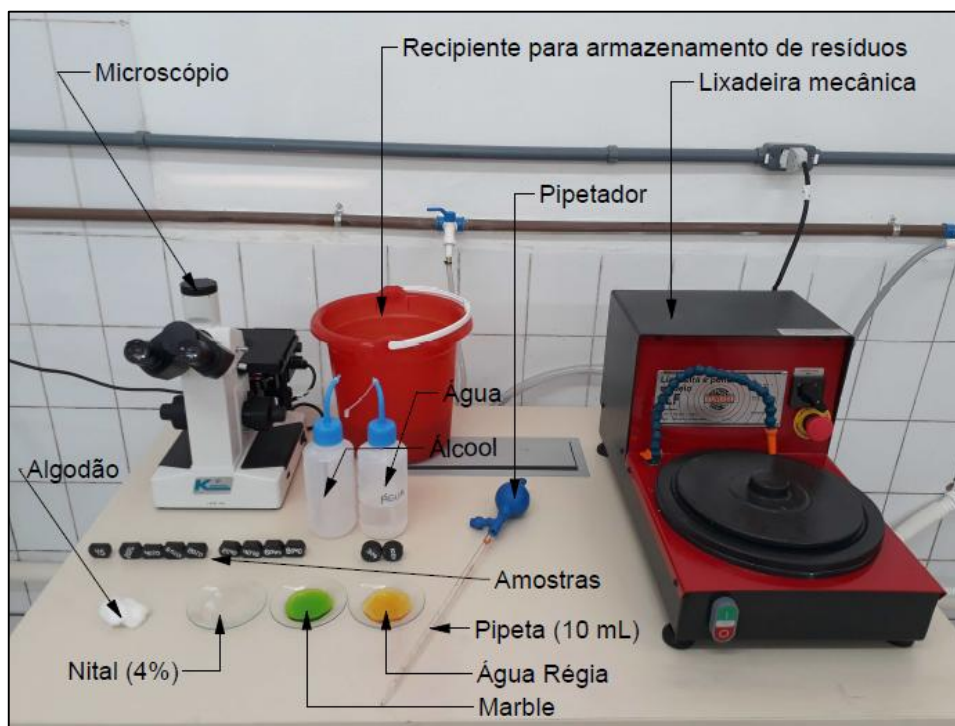
Fonte: Autor (2017).

Com os reagentes em mãos e as amostras já embutidas e lixadas, foram realizados ataques químicos nas amostras com o objetivo de verificar o que cada reagente revelaria: se a Água Régia revelaria bem a microestrutura do aço inoxidável e se queimaria a superfície do aço carbono (o que era esperado), se o Marble permitiria uma melhor observação dos contornos de grão do aço inoxidável do que a Água Régia e se queimaria o aço carbono, se o Nital permitiria a observação dos grãos na zona fundida, entre outros questionamentos. Os testes realizados também permitiram, de maneira aproximada, determinar um tempo de ataque químico ideal que permitisse uma boa observação das microestruturas.

A Figura 27 mostra a bancada montada para a realização das análises. Como nesta etapa do trabalho o objetivo não era capturar efetivamente imagens das microestruturas observadas, não foi necessário realizar o polimento das amostras para retirada dos riscos deixados pela lixa; um processo de lixamento até a gramatura de 2000 foi o suficiente. Desta forma, utilizou-se a lixadeira mecânica para o processo de lixamento, em seguida a superfície das amostras foram limpas com água, secas com algodão e passaram pelo ataque químico em um dos ácidos presentes na Figura 27.

Após o ataque as amostras receberam primeiro jatos de água e depois de álcool para a limpeza e retirada do ácido residual. Por fim foram secas com algodão e observadas no microscópio. O balde vermelho foi utilizado como depósito da água e álcool utilizados para limpeza das amostras e a pipeta de 10 mL e o pipetador de borracha para retirada dos ácidos de seus respectivos recipientes.

Figura 27 – Bancada para realização dos estudos referentes aos reagentes utilizados.



Fonte: Autor (2017).

Primeiramente analisou-se o comportamento do Nital. Das 11 amostras, foram utilizadas 10 nesta etapa, uma vez que sabe-se de antemão que não faria sentido tentar atacar a amostra pura de aço inoxidável com Nital, pois não revelaria microestrutura alguma. Foi realizado o processo de ataque químico em cada uma das outras 10 amostras até que fosse obtido um grau satisfatório de qualidade em termos de revelação da microestrutura. Ao observar a tabela apresentada no Apêndice C, fica evidente que a amostra retirada da união 45 foi a que mais passou pelo processo de ataque químico pois a partir do momento que se obtinha uma boa imagem da microestrutura dela, buscava-se atacar as posteriores com intervalos de tempo semelhantes.

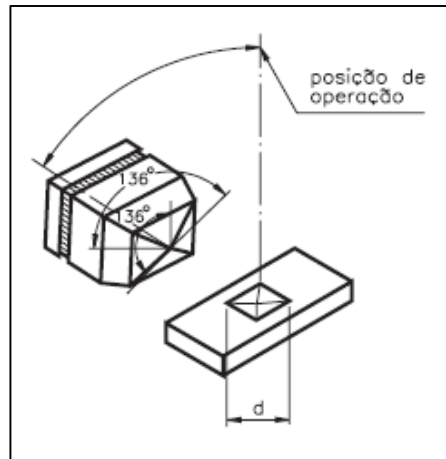
Em seguida, o comportamento analisado foi o da Água Régia. Não se atacou a amostra pura de aço 1020 com este reagente pois a ação deste no aço baixo carbono pode ser verificado no ataque das juntas dissimilares.

E, por fim, os ataques foram realizados utilizando o Marble, sem atacar o aço carbono pelo mesmo motivo anterior. O volume de reagente utilizado em cada ataque foi 10 mL para ambos os reagentes. O Apêndice C apresenta os resultados destas análises em forma de tabela.

3.4 Ensaios de microdureza

A obtenção da dureza Vickers é baseada na resistência oferecida pelo material à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , mostrada na Figura 28, que está sendo submetida a uma determinada carga. (SENAI, 2015).

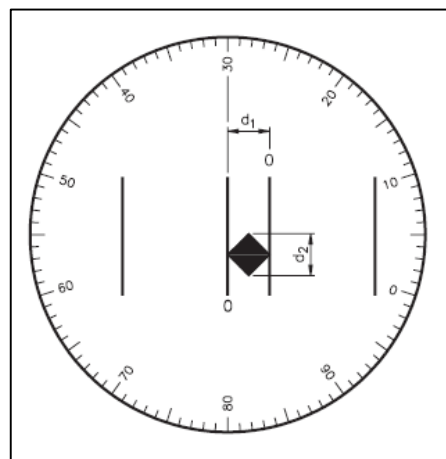
Figura 28 - Geometria da impressão deixada no corpo de provas.



Fonte: SENAI (2015, p. 192).

O valor de dureza Vickers é obtido pela razão entre a carga aplicada (F) e a área de impressão (A) deixada no corpo de prova. Este ensaio de dureza fornece, através de um microscópio acoplado, as medidas das diagonais (d_1 e d_2) formadas pelos vértices opostos da base da pirâmide, como ilustra a Figura 29. (SENAI, 2015).

Figura 29 - Forma de fornecimento das diagonais pelo processo.



Fonte: SENAI (2015, p. 193).

Com estas medidas, calcula-se a área da impressão com a Equação 1.

$$A = \frac{\left[\frac{(d_1+d_2)}{2}\right]^2}{2 \cdot \sin\left(\frac{136}{2}\right)} \quad (\text{Equação 1})$$

Se ainda considerarmos a Equação 2:

$$d = \frac{(d_1+d_2)}{2} \quad (\text{Equação 2})$$

A dureza Vickers pode ser obtida através da Equação 3, na qual d tem unidade de milímetros e F de kilograma-força. (SENAI, 2015).

$$HV = \frac{1,8544 \cdot F}{d^2} \quad (\text{Equação 3})$$

Representa-se o valor de dureza obtido pelo valor numérico (HV) de dureza, seguido do símbolo HV e de um número que indica o valor da carga aplicada.

O ensaio de microdureza Vickers, que será realizado no presente estudo, segue este mesmo procedimento, só que com valores de carga muito pequenos. Em geral, para valores de carga abaixo de 1 kgf, o ensaio de dureza Vickers é chamado de ensaio de microdureza Vickers.

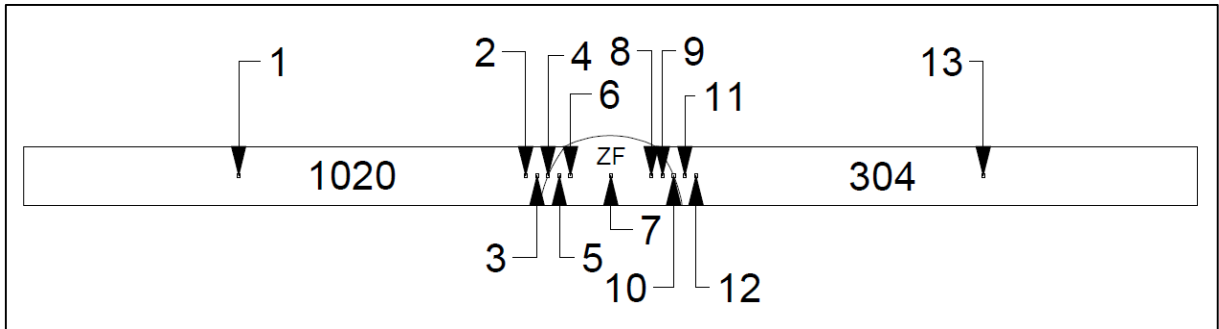
Os ensaios de microdureza discutidos neste estudo foram realizados na Embraco e pela METALAB. Na Embraco, foi utilizado um microdurômetro da marca Shimadzu, modelo DUH-W211, carga de indentação de 300g e tempo de indentação de 15s. Na METALAB foi utilizado um microdurômetro da marca Mitutoyo, modelo HM, carga de indentação de 200g e tempo de indentação de 10s.

O objetivo foi mensurar as durezas da seção transversal de cada junta dissimilar em uma sequência de pontos, ou seja, um perfil de dureza que parte do aço baixo carbono, passa pela sua ZAC, pelo cordão de solda efetivamente, pela ZAC do aço inoxidável e enfim pela sua parte não afetada termicamente.

A Figura 30 ilustra os locais onde foram feitas as medições de microdureza nos ensaios realizados na Embraco. A distância entre as indentações 2, 3, 4, 5 e 6 foi mantida constante e com valor de 100µm. A distância entre as indentações 8, 9, 10, 11 e 12 também foi mantida constante e com mesmo valor da distância entre as indentações anteriores. A indentação 7 ficou

localizada bem no centro da zona fundida, as indentações 4 e 10 ficaram posicionadas bem nas interfaces entre os materiais de base e a zona fundida. Ainda, as representadas pelos números 1 e 13 foram realizadas em locais dos materiais de base nos quais não eram verificadas alterações microestruturais.

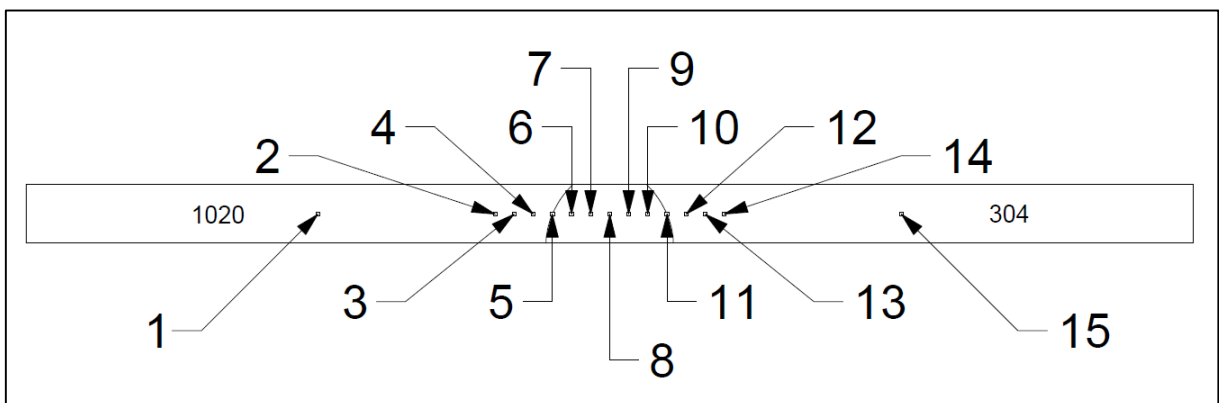
Figura 30 – Local das inspeções de microdureza (ensaios realizados na Embraco).



Fonte: Autor (2017).

A Figura 31 ilustra os locais onde foram feitas as medições de microdureza nos ensaios realizados pela METALAB. A distância entre as indentações 2 a 14 foi mantida constante. Essa distância foi definida como a distância entre as indentações 5 e 11 (que ficaram posicionadas exatamente sob as interfaces dos materiais de base com a zona fundida) dividida por 6, em função dos 6 intervalos entre as indentações da zona fundida. A indentação 8 foi realizada bem no centro da zona fundida e as representadas pelos números 1 e 15 foram realizadas em locais dos materiais de base nos quais não eram verificadas alterações microestruturais.

Figura 31 - Local das inspeções de microdureza (ensaios realizados pela METALAB).



Fonte: Autor (2017).

É importante ressaltar ainda que as inspeções foram feitas, como mostram as Figuras 30 e 31, bem no centro da espessura das chapas e que as distâncias entre indentações adotadas tanto na Embraco quanto pela METALAB foram adequadas para evitar que o efeito do encruamento pudesse mascarar os resultados das análises.

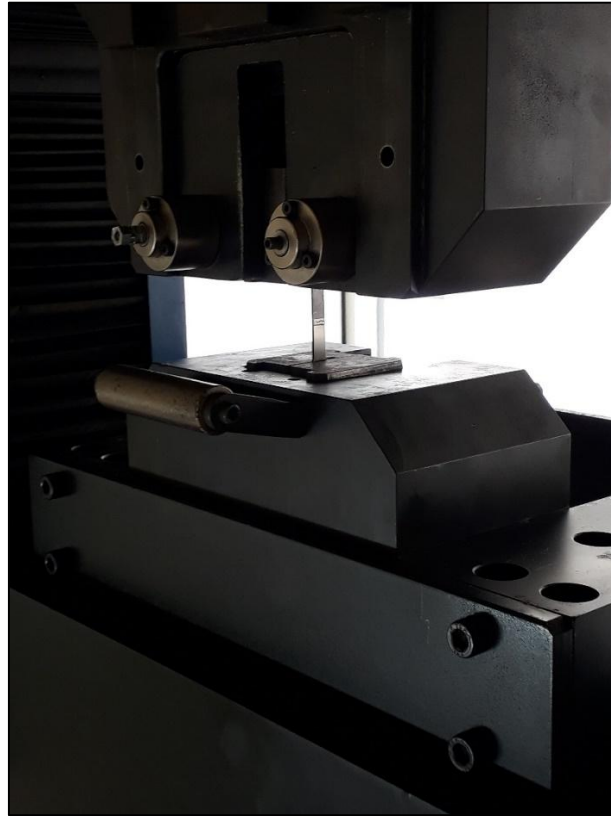
Os resultados de microdureza que serão posteriormente discutidos com maior rigor são àqueles obtidos com os ensaios realizados pelo autor na Embraco. A opção de apresentar os resultados obtidos tanto na Embraco quanto pela METALAB foi feita com o objetivo de realizar comparações, e, ratificar ou não, as análises realizadas pelo autor. Ainda, as comparações serão feitas em termos do comportamento do perfil de microdureza ao longo das regiões das juntas, e não dos valores de microdureza obtidos em si, visto que a carga de indentação utilizada em cada um dos laboratórios foi diferente.

A mudança de estratégia de distanciamento entre indentações adotadas na Embraco para àquelas solicitadas à METALAB foi feita com a intenção de obter um maior número de inspeções realizadas por amostra (que passou de 13 na Embraco para 15 na METALAB). Ainda, mantendo um espaçamento constante entre um maior número de pontos, tem-se um nível menor de dificuldade para execução das inspeções e um menor risco de erro de posicionamento de indentação por parte da empresa.

3.5 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos da Universidade Sociedade Educacional de Santa Catarina (UNISOCIESC). Para realiza-los foi utilizada uma máquina de ensaios de tração da marca EMIC, modelo 8520, com uma célula de carga de 300kN e velocidade de ensaio de 10 mm/min. Na Figura 32 pode-se observar um dos corpos de prova prestes a ser submetido ao ensaio destrutivo.

Figura 32 – Corpo de prova de ensaio de tração posicionado na máquina.



Fonte: Autor (2017).

O resultado dos ensaios de tração são curvas de força em função do deslocamento, que puderam ser facilmente convertidas em curvas de tensão por deformação, das quais se obtiveram informações importantes como tensão de escoamento, tensão de ruptura, tensão máxima, bem como as deformações associadas à estas tensões, que permitiram realizar uma série de comparações entre os corpos de prova obtidos sob diferentes condições de ajuste dos parâmetros do processo de soldagem TIG.

É importante ressaltar que os ensaios foram realizados sem o acoplamento de extensômetros aos corpos de prova. A utilização de extensômetros seria mais adequada para aquisição da deformação em função da carga aplicada. Ao deslocamento registrado estão associadas fontes de erro como escorregamento inicial da amostra no início do teste e folgas do próprio equipamento. Ainda, como estes erros estão presentes em todos os testes realizados, não há perdas em termos da qualidade de análises comparativas entre as deformações das amostras.

O ensaio de tração permitiu ainda investigar se existia a tendência de a ruptura ocorrer nas regiões da solda (no centro do cordão, na ZAC do aço carbono ou na ZAC do aço inoxidável), do aço carbono ou na região do aço inoxidável.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Inicialmente, neste capítulo, discute-se a respeito do comportamento dos reagentes propostos para realização dos ataques químicos nas amostras estudadas.

Em seguida, é feita uma apresentação das micrografias de cada região de interesse das amostras confeccionadas, e discute-se sobre os efeitos dos parâmetros da corrente de soldagem variados nas microestruturas encontradas, além de apresentar correlações com a literatura revisada, quando for aplicável.

Enfim, são apresentados os resultados dos ensaios mecânicos de microdureza e tração, procurando verificar se existiu uma correspondência entre a microestrutura encontrada e estes resultados.

4.1 Testes dos reagentes obtidos

De acordo com o Apêndice C verificou-se que um ataque químico por imersão utilizando o reagente Nital e com duração entre 9 e 10 segundos é efetivo em revelar a microestrutura de interesse. Para o reagente Água Régia este intervalo fica entre 14 e 15 segundos e para o Marble entre 27 e 28 segundos.

Vale destacar que o autor tem a consciência de que seria interessante apresentar uma foto da microestrutura obtida em cada um dos ensaios descritos pelo Apêndice C para validar o resultado respectivo apresentado na tabela. Contudo, como já mencionado no estudo, este procedimento foi realizado no laboratório de materiais da UFSC de Joinville e este não dispõe de uma câmera no microscópio a qual permitiria obter tais fotos. Assim sendo, as análises realizadas são consideradas em um contexto qualitativo.

Ainda, com estas análises do comportamento dos reagentes, foi possível tirar algumas outras conclusões interessantes, que são descritas nos parágrafos que se seguem.

O Nital apresentou um aumento de reatividade com o passar do tempo e atribui-se este fenômeno à uma possível volatização do álcool etílico, deixando este reagente com maior concentração de ácido nítrico e, portanto, mais reativo. Desta forma, a cada 5 ataques químicos utilizando um volume de 10 mL de Nital (4%) verificou-se a necessidade da troca do reagente.

A Água Régia apresentou uma significativa diminuição de reatividade com o passar do tempo. Por ser muito reativa logo que retirada do recipiente de armazenamento (inclusive sua utilização requer capela com exaustão) supõe-se que ao interagir com o oxigênio tendeu a perder sua capacidade de oxidação rapidamente. A cada 2 ataques químicos utilizando um volume de 10 mL de Água Régia verificou-se a necessidade da troca do reagente. O Marble não apresentou variação de reatividade com o passar do tempo.

Ainda, percebeu-se que a Água Régia revelou a microestrutura do aço inoxidável melhor do que o Marble e permitiu a visualização dos grãos do aço carbono sem queimar muito a superfície dele (o que não era esperado, esperava-se uma queima significativa do aço SAE 1020). Contudo, o Nital mostrou-se mais adequado para revelar a microestrutura do lado do aço carbono. A Água Régia revelou a microestrutura da zona fundida também, diferentemente do Nital. O Marble também foi capaz de revelar a zona fundida, mas não tão bem quanto a Água Régia. O Marble foi o reagente que melhor revelou a microestrutura da região de interface entre o aço inoxidável e a zona fundida mas queimou totalmente a superfície do aço carbono.

4.2 Análises microestruturais

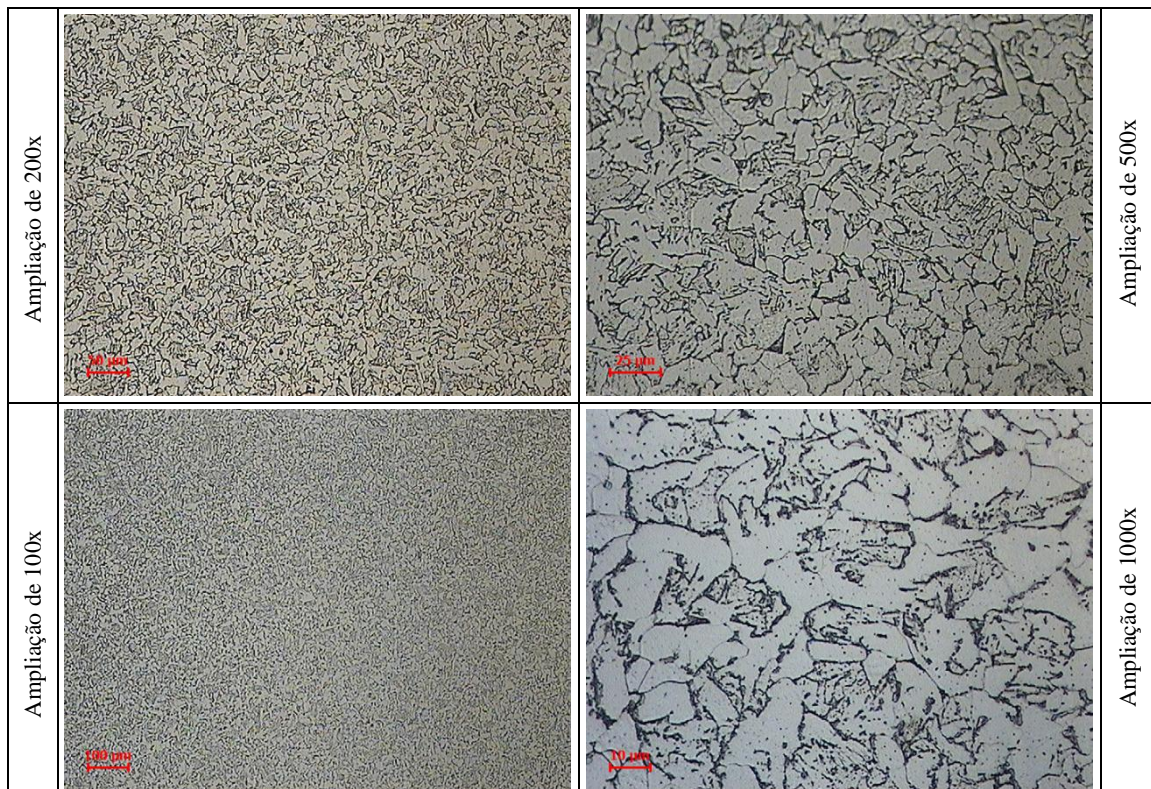
As análises e discussões a respeito das microestruturas encontradas em cada uma das amostras são feitas por região estudada, partindo da região sem alteração microestrutural do aço carbono em direção ao aço inoxidável. Em certas figuras apresentadas neste tópico são expostas primeiramente as micrografias da região respectiva referente à amostra de referência, e, após as fotos da referência, apresentam-se as micrografias das demais amostras. Ainda, o leitor tem a opção de observar as microestruturas organizadas por união confeccionada, no Apêndice D, que, aliás, apresenta fotos em maiores dimensões.

4.2.1 Região do aço carbono sem alteração microestrutural

Como esta região não apresenta alteração microestrutural, não julgou-se necessário apresentar as micrografias obtidas em cada união, uma vez que não seria percebida qualquer diferença em função dos parâmetros do processo de soldagem variados. No entanto, apresenta-se na Figura 33 as micrografias obtidas a partir da amostra de aço carbono embutida somente com o material de base, que, intuitivamente, apresenta a mesma microestrutura da região do aço carbono sem alteração microestrutural de cada uma das 9 uniões.

Segundo o fornecedor dos materiais utilizados neste estudo, as chapas de aço carbono passam por um tratamento térmico de recozimento após a laminação. Através da observação dos grãos expostos na Figura 33, verifica-se que não existe um número significativo de grãos alongados, que evidenciariam o encruamento do material e, portanto, a não passagem por um tratamento térmico de recozimento. Confirma-se, desta forma, a informação recebida do fornecedor.

Figura 33 - Micrografias da amostra de base do aço carbono.



Fonte: Autor (2017).

O software do microscópio utilizado pela METALAB para captura das imagens fornecia, para cada metalografia, a porcentagem de perlita e ferrita proeutetóide presente no registro, e, para tal, analisava o contraste entre as cores nas fotos. A Tabela 5 apresenta a variação da porcentagem de perlita e ferrita em função da união confeccionada.

Adicionou-se uma coluna na Tabela 5 referente à porcentagem de carbono presente em cada união na região que está sendo discutida. Estas porcentagens foram obtidas considerando a situação de equilíbrio termodinâmico do material, ou seja, aplicou-se uma regra da alavanca no diagrama ferro-carbono, na região de ligas hipoeutetóides, e a porcentagem de carbono foi obtida através da Equação 4.

$$\%C = [(0,76 - 0,022) * W_p] + 0,022 \quad (\text{Equação 4})$$

Tabela 5 - Porcentagem de perlita, ferrita proeutetóide e carbono verificadas nas metalografias da região sem alteração microestrutural do aço carbono.

União	% Perlita	% Ferrita proeutetóide	%C
45	15,00	85,00	0,13
2020	19,00	81,00	0,16
4020	32,00	67,00	0,26
6020	19,00	81,00	0,16
8020	21,00	79,00	0,18
2040	19,00	81,00	0,16
4040	20,00	80,00	0,17
6040	23,00	77,00	0,19
8040	18,00	82,00	0,15

Fonte: Autor (2017).

É comum encontrar na literatura um intervalo aceitável de porcentagem de carbono para o aço SAE 1020 de 0,18 a 0,23%. A diferença observada entre este intervalo aceitável e os valores apresentados na Tabela 5 é justificada por algum tipo de divergência na medição das porcentagens de perlita e ferrita proeutetóide pelo software do microscópio, visto que, como já mencionado, este trabalha pelo contraste entre cores e, inclusive, ajustes de realce nos contrastes podem modificar de maneira significativa as respostas entregues por ele.

Parte desta diferença observada também pode estar associada à consideração inicial da situação de equilíbrio termodinâmico do material, que está relacionada à uma situação de resfriamento muito lento, que nem sempre é a situação observada em condições reais.

Para esta região das amostras, foi observado um valor de *Grain Size No. (G)* que variou no intervalo de 8,0 a 6,0, o que equivale, no sistema métrico, a um intervalo de diâmetro médio dos grãos de 22,5 a 44,9 μm .

4.2.2 Região do aço carbono com alteração microestrutural

A primeira discussão deste tópico se refere à avaliação e comparação das larguras das ZTA's do lado do aço carbono.

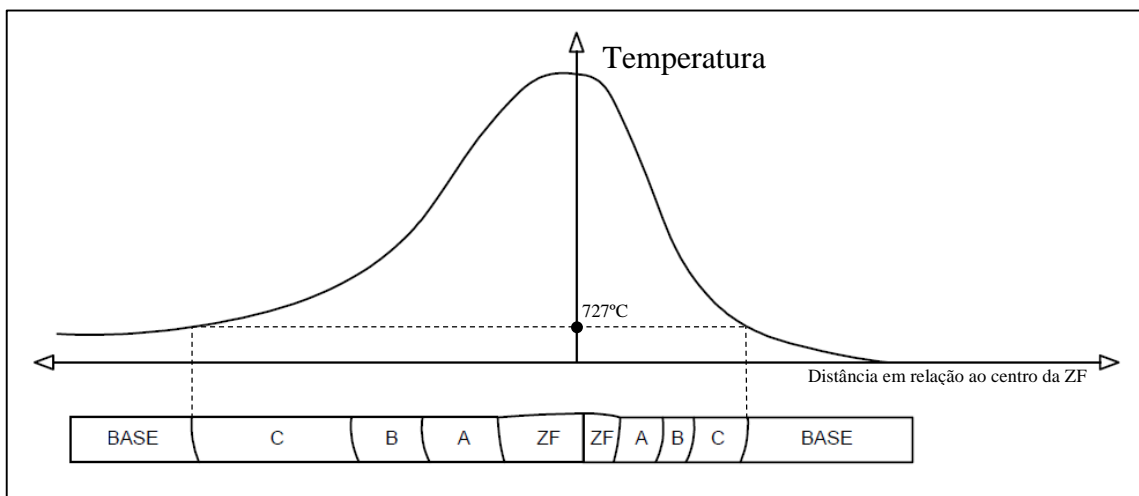
É intuitivo que a dissipação de calor mais rápida resulta na diminuição da extensão da ZTA. A Figura 34 exemplifica esta afirmação. No lado direito do eixo das ordenadas tem-se

uma curva que representa a variação da temperatura em função da posição relativa ao centro da zona fundida. No lado esquerdo do eixo das ordenadas tem-se uma curva que representa a mesma grandeza, porém a taxa de variação da temperatura deste lado do eixo é muito menor do que a da curva do lado direito. Veja que para atingir a temperatura respectiva à linha A1 do diagrama ferro-carbono, a curva do lado esquerdo precisa percorrer uma distância muito maior na direção transversal ao cordão de solda, resultando em uma ZTA muito maior do que a ZTA respectiva a curva do lado direito.

Percebe-se que a curva do lado direito representa uma situação na qual ocorreu uma dissipação de calor mais rápida, visto que em uma distância muito menor em relação ao centro da zona fundida, já tinha atingido a temperatura de 727°C.

As regiões “A”, “B” e “C” correspondem a região de crescimento de grão, região de refino de grão e região intercrítica, respectivamente.

Figura 34 - Extensão da ZTA em função de processos com diferentes taxas de dissipação de calor.



Fonte: Adaptado de Marques, Modenesi e Bracarense (2009, p. 98).

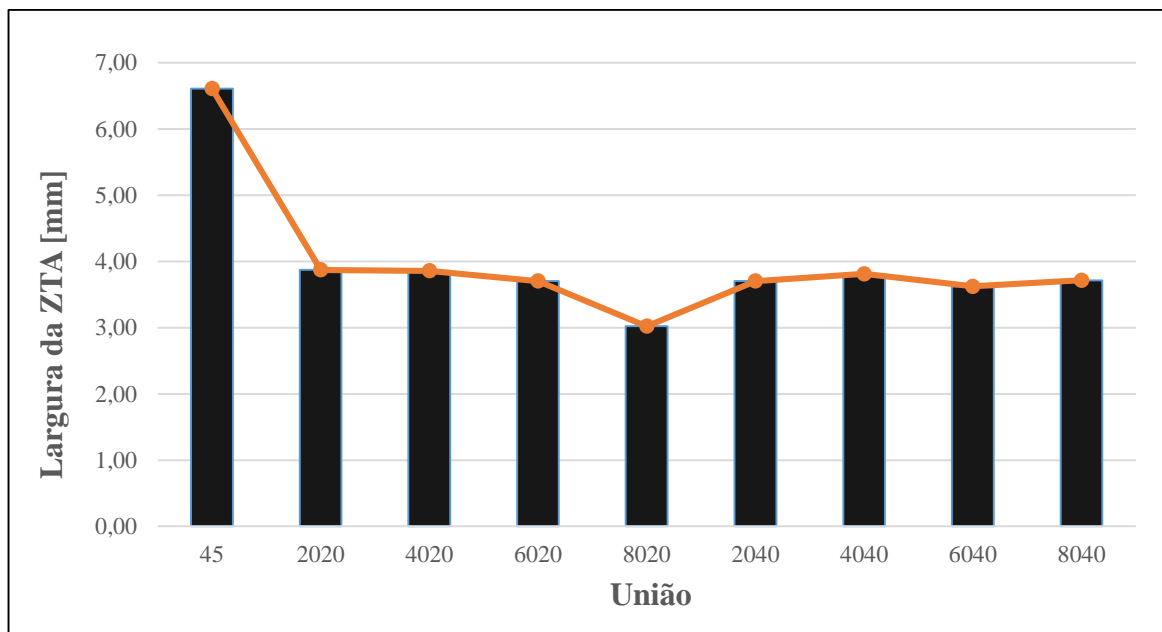
Nesse contexto, a Tabela 6 e o Gráfico 1 apresentam a variação na largura da ZTA em função da amostra confeccionada.

Tabela 6 - Variação da largura da ZTA do lado do aço carbono em função da união confeccionada.

União	Largura da ZTA [μm]
45	6609,00
2020	3872,02
4020	3856,02
6020	3701,20
8020	3019,75
2040	3701,20
4040	3811,27
6040	3622,13
8040	3713,86

Fonte: Autor (2017).

Gráfico 1 – Representação gráfica da variação da largura da ZTA do lado do aço carbono em função da união confeccionada.



Fonte: Autor (2017).

Os dados expostos na Tabela 6 indicam que a introdução de ultrassom resultou em uma redução significativa da largura da ZTA, diferentemente do que foi observado por Zhang et al. (2001) em seus estudos. Zhang et al. (2001) admitem que, contrariamente ao que é apresentado na Figura 34, apesar de terem verificado o aumento na extensão da ZTA em função de maiores excitações ultrassônicas, a introdução do ultrassom no processo de soldagem resultou em uma maior taxa de resfriamento.

Zhang et al. (2001) atribuíram o aumento na extensão da ZTA não à maior taxa de resfriamento, mas sim ao fato do ultrassom acelerar a condução de calor pela matriz metálica.

Percebe-se então que no estudo de Zhang et al. (2001), o efeito da maior taxa de resfriamento (que diminuiria a extensão da ZTA) foi dominado pelo efeito de aumento na condução de calor (que aumentou a extensão da ZTA).

Neste estudo, atribui-se a redução da extensão da ZTA à maior taxa de resfriamento imposta pelo ultrassom, que foi dominante sobre o efeito de aumento da condução de calor. É importante lembrar ainda que, neste trabalho, foi utilizado um dispositivo com base de cobre para acelerar a dissipação do calor proveniente do processo de soldagem, e, portanto, isso pode ter influenciado de maneira ainda mais significativa no sentido de aumentar a taxa de resfriamento.

Ainda, apesar de estar em desacordo com os estudos de Zhang et al. (2001), a constatação da diminuição na largura da ZTA também foi feita por Voigt (2015), na soldagem de juntas de aço ASTM A36 através do processo de arco submerso com pulsação ultrassônica da corrente.

Não foi verificada uma variação significativa da largura da ZTA em função da variação da amplitude e frequência de pulsação da corrente.

O leitor pode ter acesso as fotos que permitem a observação das ZTA's de todas as amostras confeccionadas no Apêndice D. No entanto, é importante mencionar que nem todas as fotos que permitem essa observação foram registradas com a mesma ampliação e, desta forma, uma comparação visual da largura da ZTA utilizando tais fotos não se aplica.

Ainda, o autor tem conhecimento de que os registros que permitem a observação da ZTA das amostras 45 e 6020 foram obtidos com a mesma ampliação e, portanto, são apresentados na Figura 35 para ilustrar as diferenças verificadas na Tabela 6.

Figura 35 - Variação na extensão da ZTA em função da introdução de ultrassom no processo de soldagem.



Fonte: Autor (2017).

A Tabela 7 apresenta os valores de perlita e ferrita proeutetóide informados pelo software do microscópio para a micrografia de cada união confeccionada.

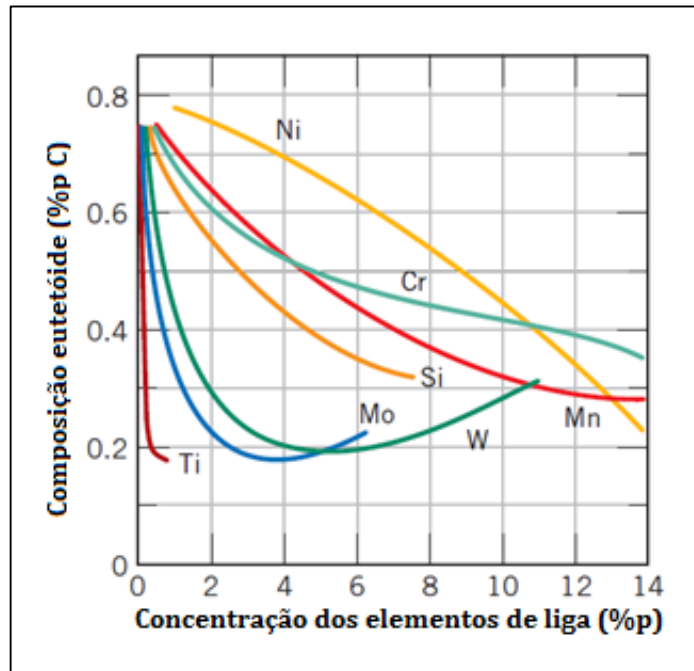
Tabela 7 - Porcentagens de perlita e ferrita proeutetóide verificadas nas metalografias da região com alteração microestrutural do aço carbono.

União	% Perlita	% Ferrita proeutetóide
45	66,00	34,00
2020	80,00	20,00
4020	56,00	44,00
6020	60,00	40,00
8020	45,00	55,00
2040	36,00	64,00
4040	40,00	60,00
6040	45,00	55,00
8040	41,00	59,00

Fonte: Autor (2017).

Verificou-se que as porcentagens de perlita apresentadas na Tabela 7 são significativamente maiores do que às apresentadas na Tabela 5 (respectiva à região do aço carbono sem alteração microestrutural). Atribui-se esta diferença à uma possível difusão de elementos como cromo, níquel e manganês, provindos do aço inoxidável para a ZTA do aço carbono. De acordo com a Figura 36, as presenças destes elementos de liga tendem a diminuir a porcentagem de carbono respectiva ao ponto eutetóide, ou seja, levam o ponto eutetóide para a esquerda no diagrama ferro-carbono.

Figura 36 - Variação da porcentagem de carbono respectiva ao ponto eutetoide em função da adição de elementos de liga no sistema ferro-carbono.



Fonte: Adaptado de Callister (2002, p. 196).

Ao observar a Equação 5 apresentada abaixo (que nada mais é do que uma manipulação da Equação 4) o valor respectivo a porcentagem de carbono do ponto eutetoide é o de 0,76 em massa, e a porcentagem de perlita é inversamente proporcional a este valor. Ou seja, ao levar o ponto eutetoide para a esquerda do diagrama ferro-carbono, para a mesma porcentagem de carbono, tem-se um maior valor percentual de perlita.

$$W_P = \frac{\%C - 0,022}{0,76 - 0,022} \quad (\text{Equação 5})$$

Não foram realizadas análises de composição química nas regiões discutidas neste tópico, e, portanto, não se pode afirmar com certeza que houve a difusão dos elementos citados nem muito menos se sabe ao certo a posição do ponto eutetoide no digrama. No entanto, a hipótese de que houve a difusão de cromo, níquel ou manganês para esta região do aço carbono, justifica o fato de ter-se encontrado valores percentuais de perlita tão altos nas metalografias.

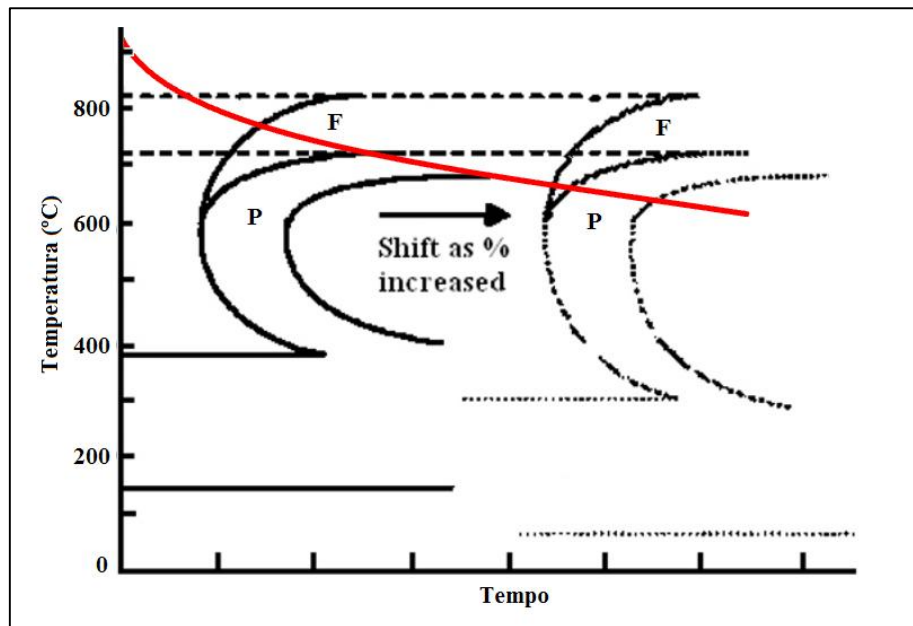
As hipóteses para o aumento percentual de perlita nesta região das amostras vêm sendo construídas com base na premissa de um resfriamento muito lento, de tal forma que permita utilizar o diagrama de equilíbrio termodinâmico ferro-carbono para discussão. No entanto, esse

aumento de perlita pode ser verificado também em diagramas Tempo-Temperatura-Transformação (TTT).

Segundo Ramesh e Prabhu (2011), quanto maior a porcentagem de elementos de liga em um diagrama TTT típico de aço carbono, mais para a direita (na direção de maiores valores de tempo) os gráficos são transladados.

A Figura 37 ilustra um processo de resfriamento (em vermelho) e 2 diagramas TTT: o diagrama da esquerda contém menor percentual de elementos de liga do que o da direita (plotado com linhas pontilhadas). Veja que para maiores percentuais de elementos de liga, a curva de resfriamento percorre um menor caminho pelo campo ferrítico, apresentando menor quantidade desta fase em sua microestrutura, e, por consequência, maior quantidade de perlita.

Figura 37 – Efeito dos elementos de liga no diagrama TTT.



Fonte: Adaptado de Ramesh e Prabhu (2011, p. 9).

Neste estudo, como dito anteriormente, não se pode afirmar que houve algum tipo de mudança na composição química da região estuda. No entanto, verificou-se um aumento na porcentagem de perlita na região de crescimento de grão da ZTA do aço carbono (em relação ao substrato), diferentemente do que foi observado por Ul-Hamid et al. (2005) em seus estudos.

O conjunto de processo de soldagem e materiais (ao invés de aço SAE 1020, foi utilizado um aço com teor de carbono insignificante) utilizados por Ul-Hamid et al. (2005), favoreceram uma região de decarbonização do lado do aço carbono, resultando em uma região de ausência de perlita. Tudo indica que as condições de soldagem e materiais adotados neste

trabalho não resultaram em descarbonização da região discutida, mas para tal constatação outras análises seriam necessárias, como a determinação da composição química da ZTA.

A Tabela 8 apresenta a variação do tamanho médio do grão medida pela METALAB. Os dados indicam que a introdução de ultrassom no processo de soldagem resultou num aumento no tamanho médio dos grãos na ZTA. Diferentemente do que foi observado por Dai (2003) quando realizou a soldagem de ligas de alumínio utilizando o processo TIG com e sem ultrassom, e também da afirmação de Zhang et al. (2001), que reconhece uma redução do tamanho dos grãos nesta região das amostras quando utiliza-se o ultrassom.

Não é possível fazer nenhuma afirmação quanto à uma variação do tamanho dos grãos em função dos parâmetros de soldagem variados observando apenas os dados da Tabela 8.

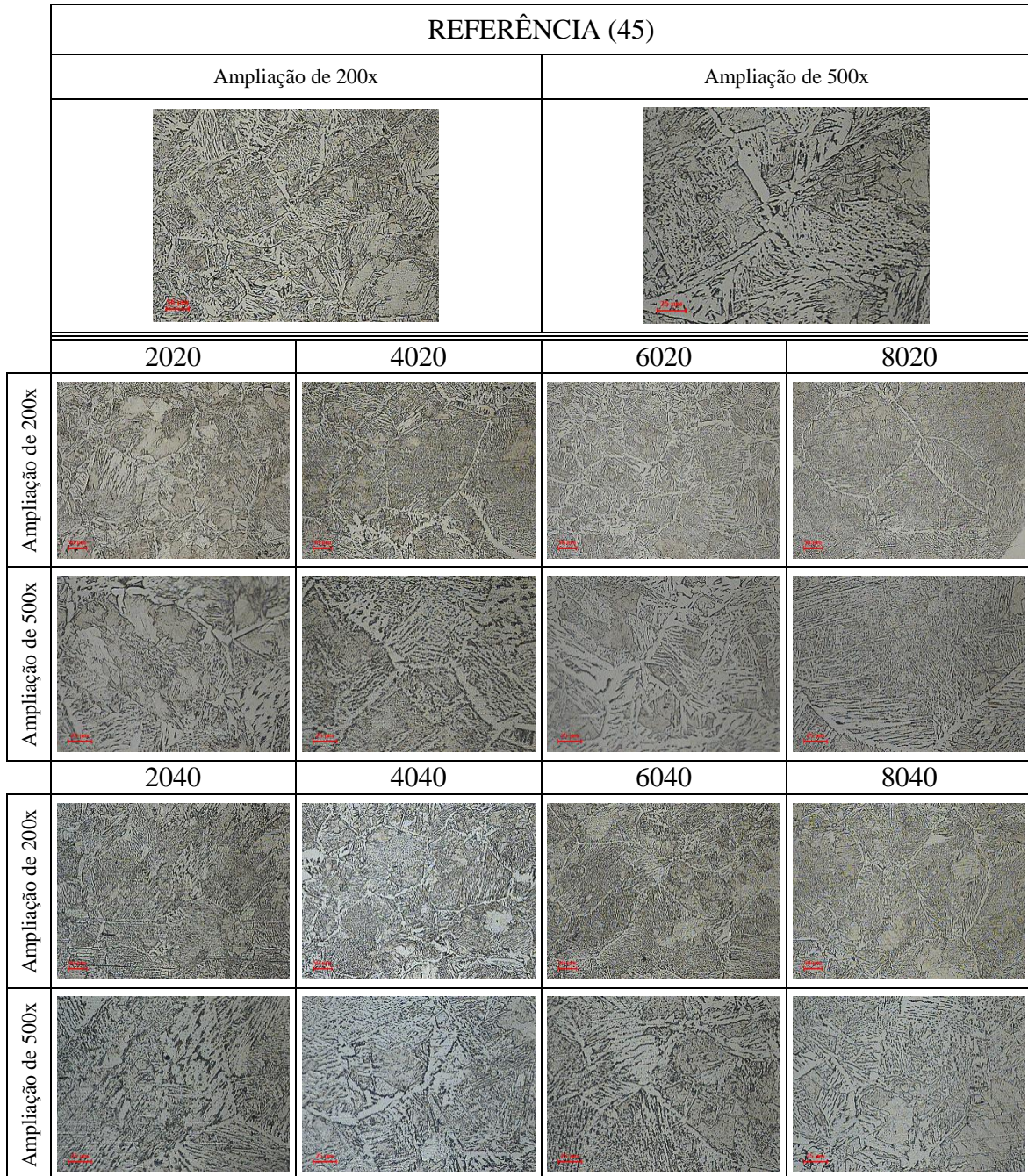
Tabela 8 - Variação no tamanho médio do grão em função da união confeccionada na região com alteração microestrutural do aço carbono.

União	<i>Grain Size No.</i> (<i>G</i>)	Diâmetro médio equivalente do grão [μm]
45	3,0 – 2,0	127,0 - 176,6
2020	2,0 – 1,0	176,6 – 254,0
4020	3,0 – 0,5	127,0 – 302,1
6020	2,5 – 1,0	151,0 – 254,0
8020	2,0 – 0,5	176,6 – 302,1
2040	2,0 – 0,5	176,6 – 302,1
4040	2,0 – 0,5	176,6 – 302,1
6040	2,0 – 0,5	176,6 – 302,1
8040	2,0 – 0,5	176,6 – 302,1

Fonte: Autor (2017).

A partir da observação da Figura 38 verifica-se que realmente existiu um aumento no tamanho de grão em função da introdução de ultrassom no processo de soldagem. Porém, ao avaliar os extremos das frequências de pulsação da corrente utilizadas (20 e 80kHz), principalmente para a amplitude de pulsação de 20A, percebe-se que para o maior valor de frequência, o tamanho dos grãos é significativamente maior, o que indica um aumento no tamanho do grão em função do aumento no valor da frequência de pulsação da corrente. Tais observações estão de acordo com os resultados obtidos por Silva (2016).

Figura 38 - Micrografias da região do aço carbono com alteração microestrutural.



Fonte: Autor (2017).

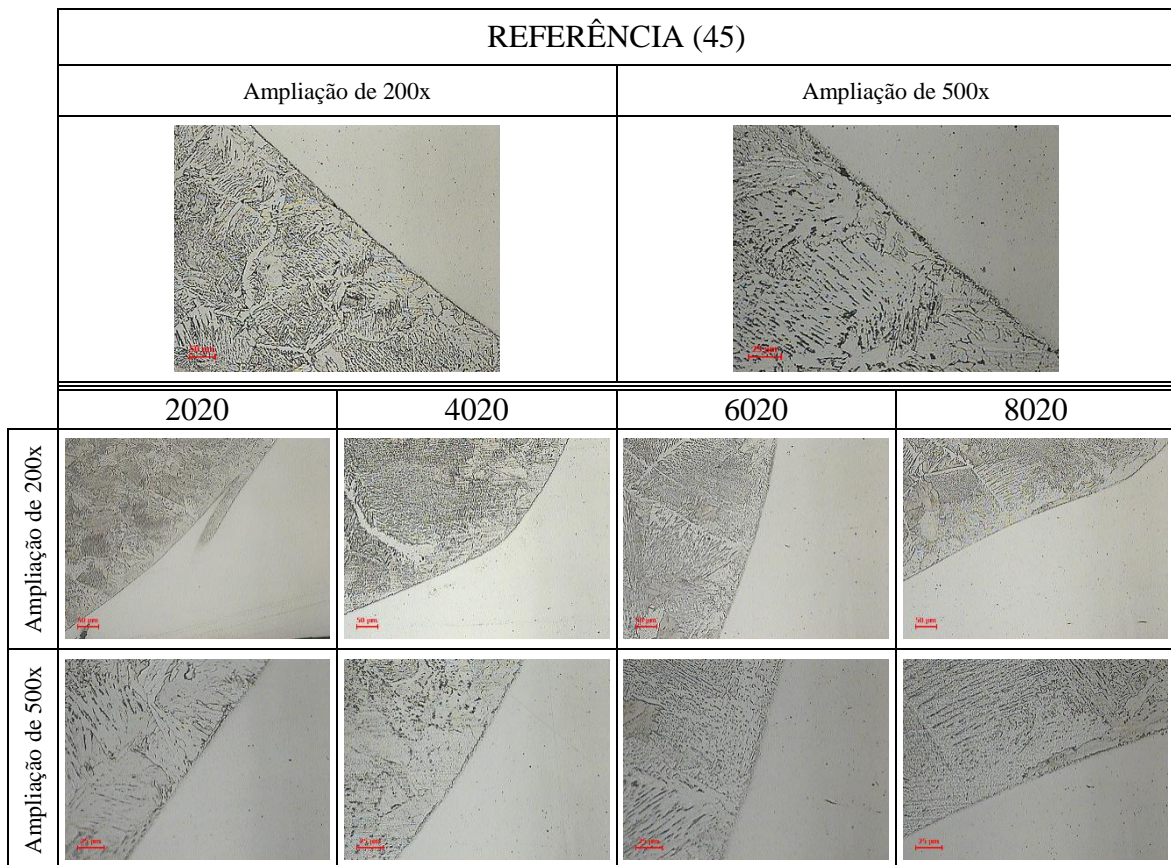
Para justificar a divergência entre os resultados encontrados neste tópico do estudo e o restante da literatura pesquisada (no geral a introdução de ultrassom refina os grãos), é reforçada a hipótese de que houve a difusão de elementos de liga provindos do aço inoxidável para o aço carbono. O aumento no tamanho de grão em função da introdução de ultrassom no processo, sugere que o ultrassom favoreceu a difusão de elementos de liga gamagênicos (Ni e Mn) para essa região da ZTA do aço carbono, tornando o campo austenítico estável até

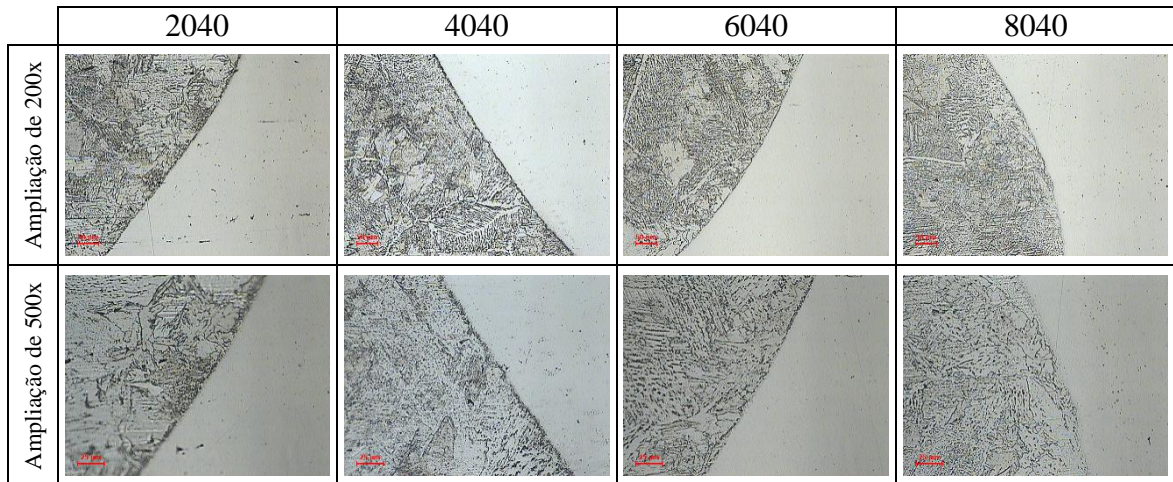
temperaturas mais baixas, dando mais tempo para que a austenita primária crescesse e só depois se tornasse perlita. O aumento no valor da frequência de pulsação parece ter ampliado a difusão destes elementos, permitindo que os grãos crescessem ainda mais.

4.2.3 Interface entre o aço carbono e a ZF

Seguindo o padrão de apresentação das microestruturas observadas, a Figura 39 apresenta as micrografias da região de interface entre o aço carbono e a zona fundida. As micrografias não permitem observar as microestruturas do aço carbono e da zona fundida simultaneamente em função dos ataques químicos, que foram realizados com o reagente Nital 3,5%, que não foi capaz de revelar a ZF. Segundo o especialista da METALAB, o reagente Marble, utilizado para revelar as microestruturas do aço inoxidável e da ZF, agredia demais a superfície do aço carbono, não permitindo a observação de sua microestrutura.

Figura 39 - Micrografias da região de interface entre o aço carbono e a zona fundida.

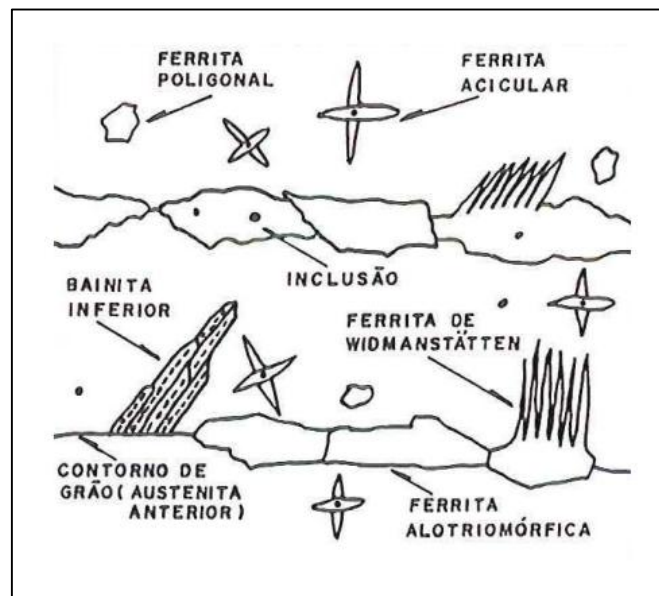




Fonte: Autor (2017).

Antes de discutir as diferenças microestruturais verificadas nessa região das amostras, é importante introduzir a definição de ferrita de Widmanstätten: quando a ferrita cresce como placas formadas nos contornos de grãos austeníticos ou em grãos ferríticos alotriomorfos já existentes, ela é chamada de ferrita de Widmanstätten (Figura 40).

Figura 40 - Ilustração esquemática mostrando a incidência de alguns dos principais constituintes microestruturais que podem se desenvolver em metais de solda depositados em aços estruturais.



Fonte: Adaptado de Gonçalves (1998, p. 15).

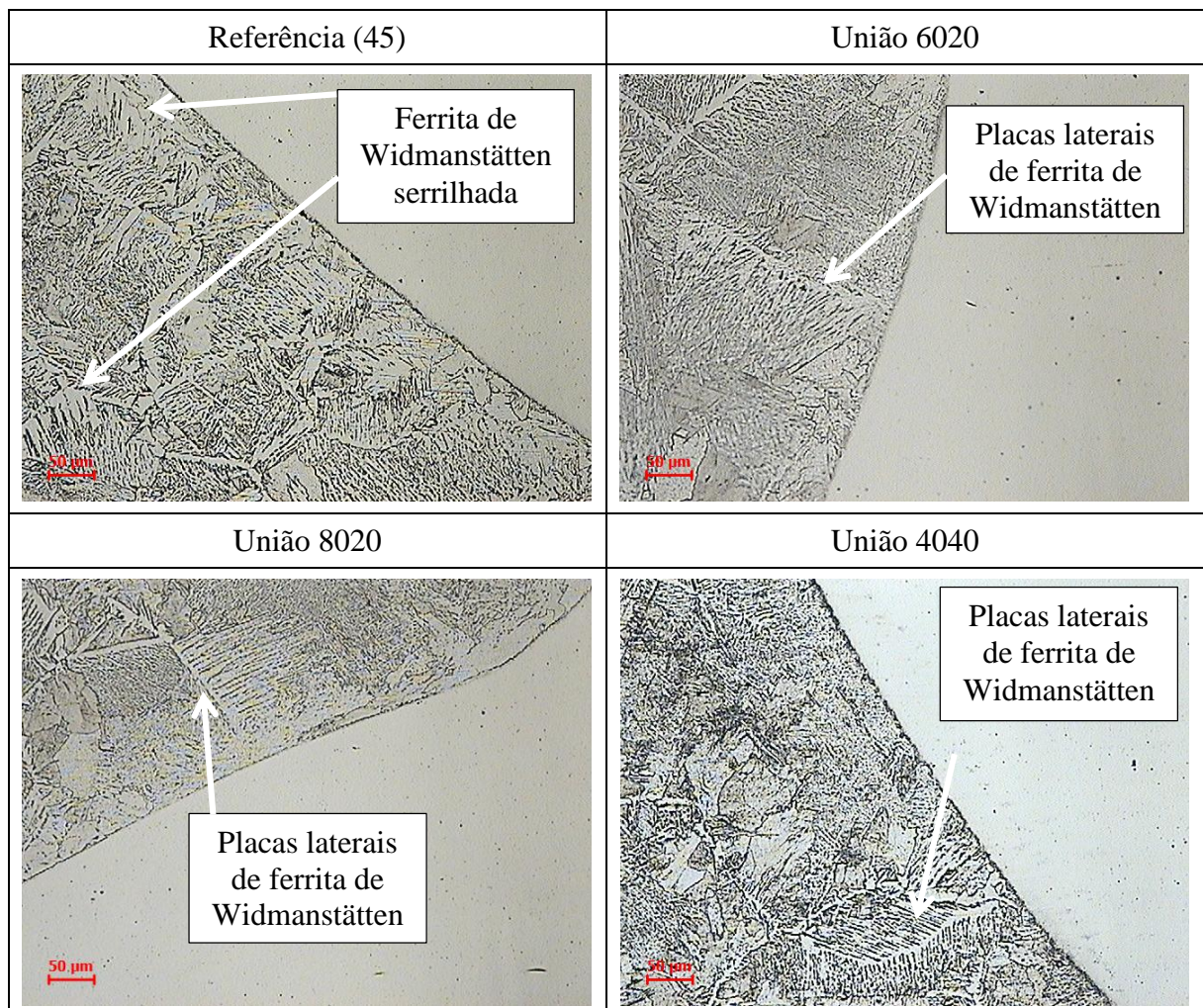
Existem, ainda, certas classificações deste tipo de ferrita com relação à sua morfologia. Neste estudo foi observada a presença de duas morfologias de ferrita de Widmanstätten diferentes. A primeira, semelhante à apresentada na Figura 40, é conhecida por estrutura de

ferrita de Widmanstätten do tipo placas laterais. A segunda é conhecida como estrutura de ferrita de Widmanstätten do tipo serrilhada.

Segundo Silva (2016) a morfologia de ferrita de Widmanstätten do tipo serrilhada tende a se formar quando ocorre um resfriamento controlado (mais lento) do metal, enquanto que a morfologia de ferrita de Widmanstätten do tipo placas laterais é formada em processos de resfriamento mais rápidos.

Verificou-se a tendência de formação de ferrita de Widmanstätten do tipo serrilhada na amostra de referência e do tipo placas laterais nas amostras retiradas de uniões confeccionadas com frequências de pulsação da corrente ultrassônicas. Essa tendência indica a maior taxa de resfriamento observada com a presença de ultrassom nos processos, e corrobora os resultados obtidos por Silva (2016). A Figura 41 (micrografias com ampliação de 200 vezes) compara as estruturas de ferrita de Widmanstätten encontradas nas amostras.

Figura 41 – Comparação entre as morfologias de ferrita de Widmanstätten observadas nas micrografias.

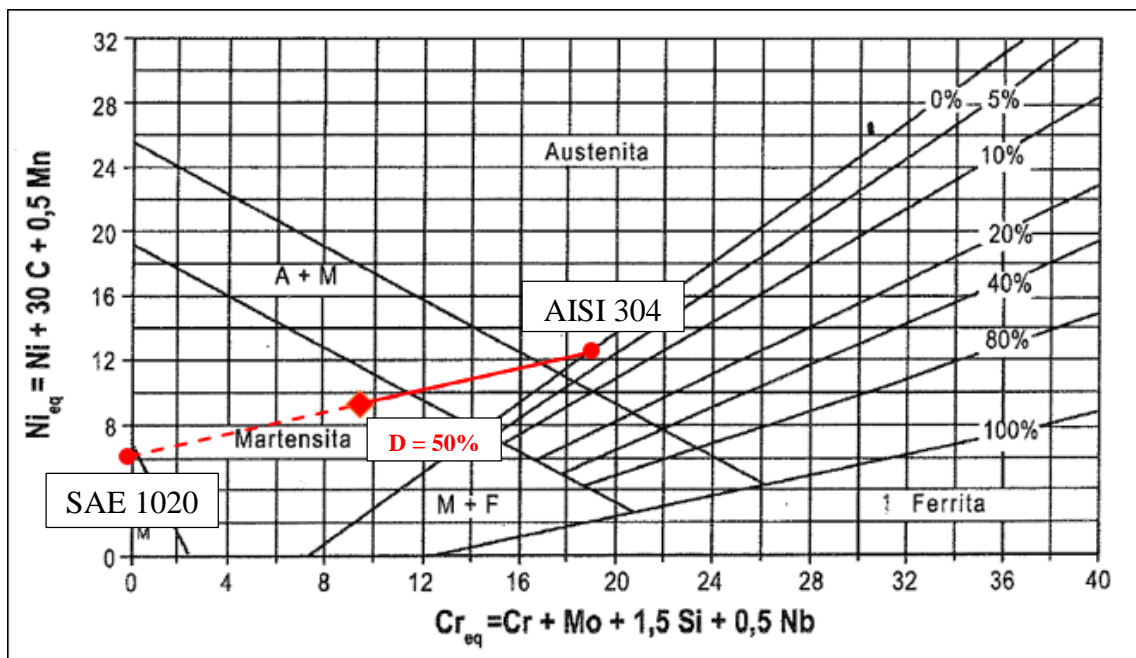


Fonte: Autor (2017).

4.2.4 Zona fundida

Com o objetivo de prever a microestrutura que seria formada fora do equilíbrio termodinâmico na ZF, recorreu-se ao diagrama de Schaeffler. O valor de cromo e níquel equivalentes encontrados para o aço carbono foram 0,00 e 6,23 e para o aço inoxidável 19,00 e 12,65, respectivamente. Foram plotados estes 2 pontos sob o diagrama de Schaeffler (Figura 42), visto que o ponto representativo da solda estaria sobre o segmento de reta que os ligam, analogamente à uma solda entre materiais similares realizada com eletrodo consumível que difere do material de base.

Figura 42 - Utilização do diagrama de Schaeffler para prever a microestrutura da zona fundida.



Fonte: Adaptado de Modenesi (2001, p. 45).

De maneira geral, o conceito de diluição está associado ao percentual de metal de base contido na solda. Em um contexto de soldagem entre materiais similares com eletrodo consumível diferente do material de base, para pequenas diluições o ponto referente a microestrutura da ZF caminha na reta que liga o ponto do material de base e o do material do eletrodo, ficando mais próximo do ponto do eletrodo, e, portanto, se posicionando sempre mais perto do ponto referente ao material que compõe a solda em maior percentual.

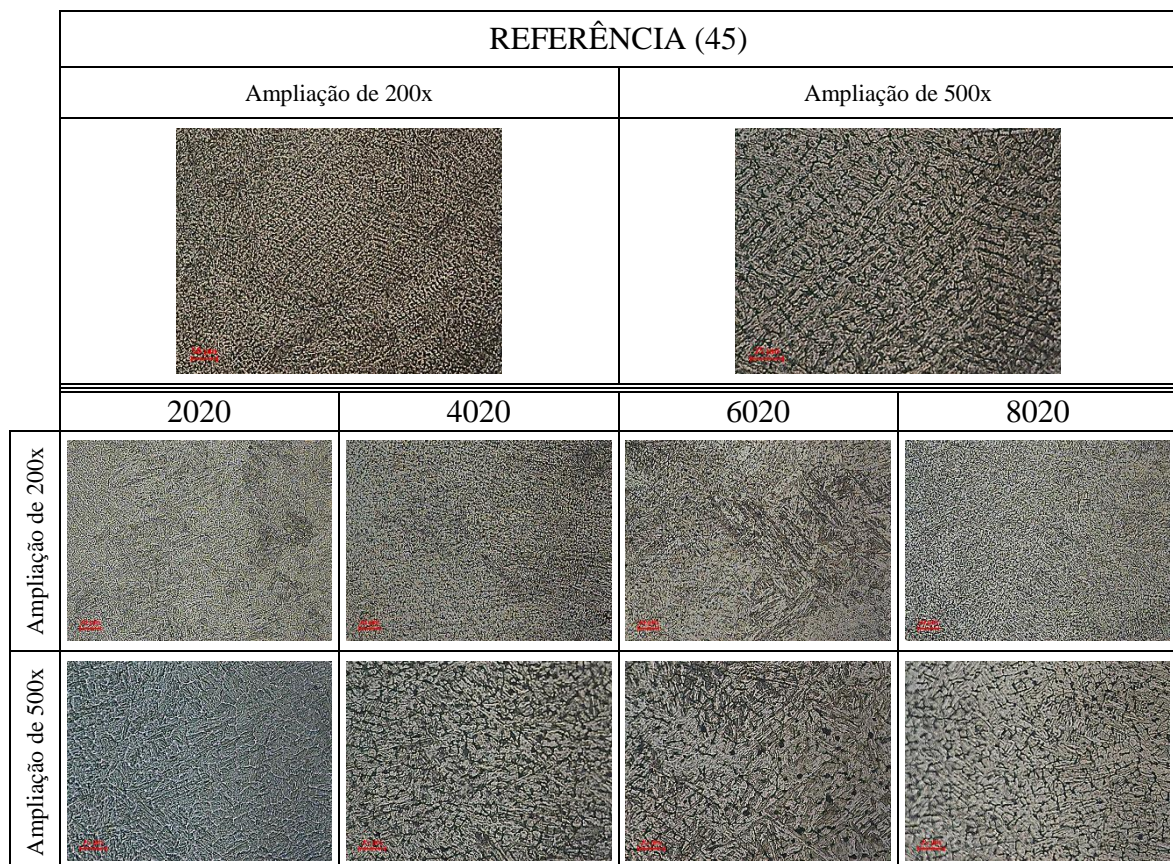
No presente estudo a região da solda é formada por uma mistura entre os 2 materiais de base em proporções desconhecidas. Ainda, a Figura 16 permite afirmar que as soldas são

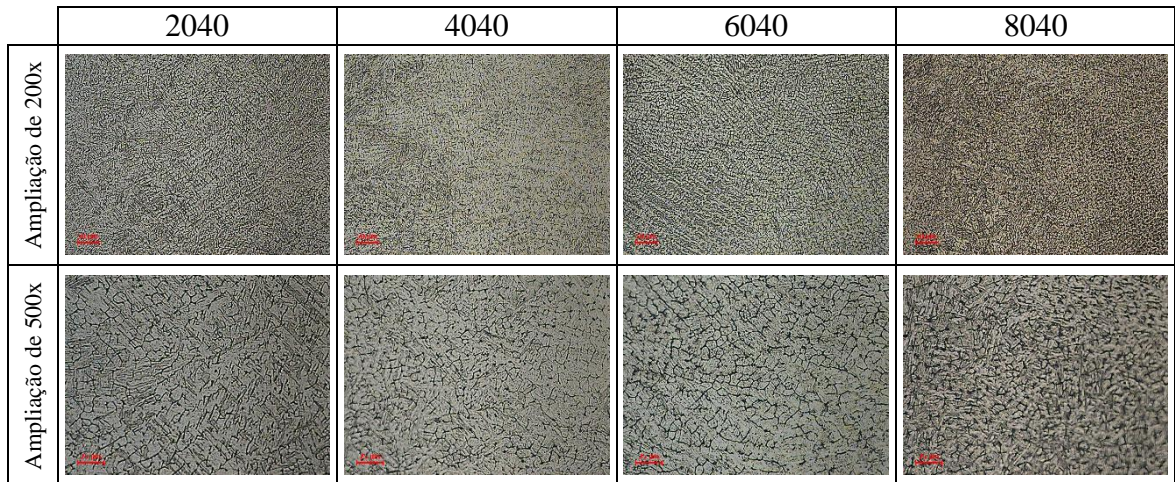
majoritariamente compostas de aço inoxidável, visto que houve uma fusão muito maior deste material durante os processos. Na Figura 42 plotou-se um ponto com marcador em formato de losango referente à uma diluição de 50%, ou seja, considerando que a ZF fosse composta em proporções iguais de aço carbono e aço inoxidável. Com o conhecimento da Figura 16 é razoável afirmar que o ponto referente à microestrutura da ZF encontra-se na região contínua da reta plotada em vermelho na Figura 42.

De acordo com a análise utilizando o diagrama de Schaeffler, a microestrutura da ZF poderia variar de totalmente martensítica à totalmente austenítica, podendo ainda ser composta de ambas.

As micrografias apresentadas na Figura 43 indicam que houve a formação de martensita na zona fundida, em função da apresentação de grãos que nuclearam e cresceram com aparência de agulhas, que podem ser bem notados na micrografia da amostra retirada da união 6020 com ampliação de 200 vezes (Figura 44).

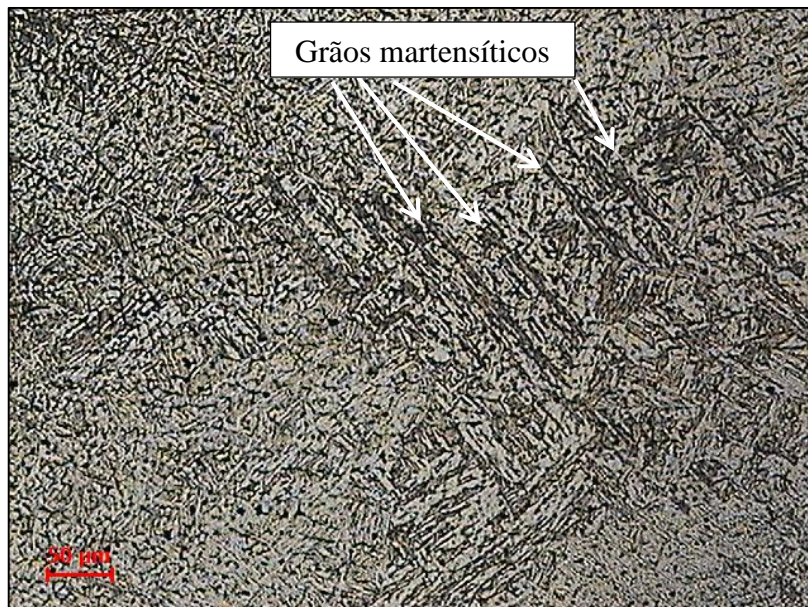
Figura 43 - Micrografias da região da zona fundida.





Fonte: Autor (2017).

Figura 44 - Micrografia da zona fundida da amostra 6020 com ampliação de 200 vezes.



Fonte: Autor (2017).

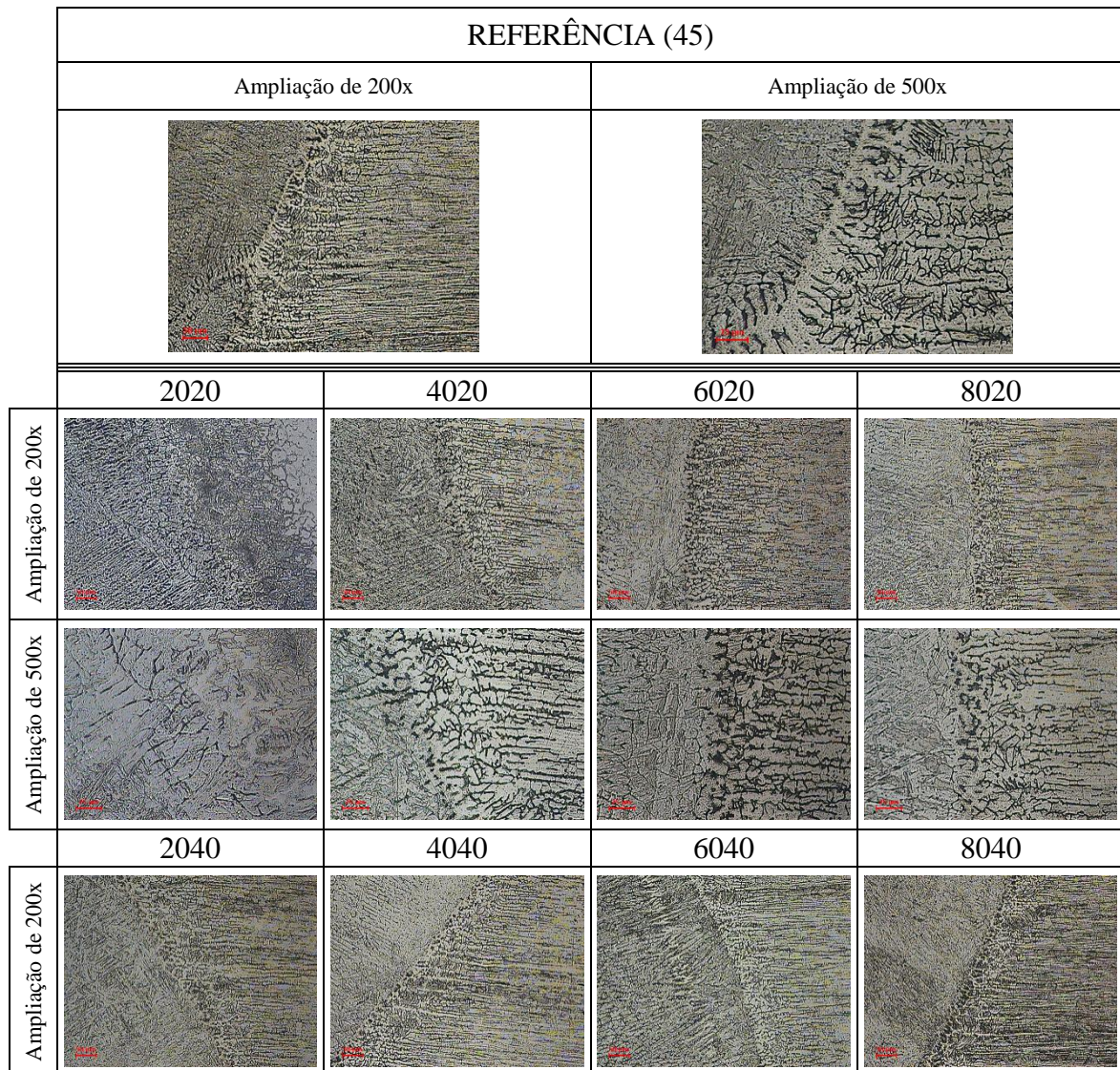
Não verificou-se alteração no tamanho dos grãos da região da ZF em função da alteração dos parâmetros propostos neste estudo. Ainda, algumas micrografias apresentadas na Figura 43 exibem um contraste diferente de cores, o que pode levar o leitor a perceber variações microestruturais em função dos parâmetros de soldagem variados, como por exemplo a imagem da amostra 2020 com ampliação de 500 vezes, que difere em cor de maneira significativa das demais micrografias. Tais variações de contraste são relacionadas à ajustes de incidência de luz do microscópio ou até mesmo à tratamentos automáticos da imagem feitas pelo software com objetivo de permitir uma melhor visualização da microestrutura em questão.

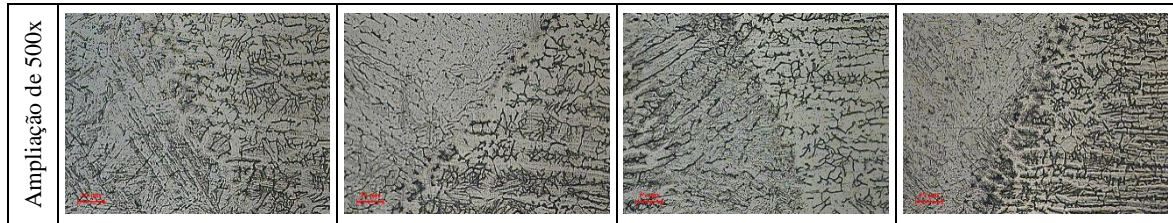
Assim, verificou-se a presença de estruturas martensíticas típicas nas zonas fundidas, de todas as amostras de juntas soldadas e comprova-se esta verificação no decorrer do estudo (através dos ensaios de microdureza). A identificação de martensita também foi feita por Ma et al. (2015) em seus estudos.

4.2.5 Interface entre o aço inoxidável e a ZF

Nesta região das amostras não foi observada nenhuma variação microestrutural em função dos parâmetros do processo de soldagem variados no estudo. A Figura 45 apresenta as micrografias respectivas à esta região.

Figura 45 - Micrografias da região de interface entre o aço inoxidável e a zona fundida.





Fonte: Autor (2017).

Não foi observado um crescimento epitaxial de grãos evidente (quando os grãos da ZF crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da ZTA), o que é comum no processo de solidificação da ZF, mas sim uma região estreita de grãos refinados entre a zona fundida e a região de crescimento de grãos da ZTA do aço inoxidável.

Além disso, a precipitação de carbeto percebida nos estudos de Ma et al. (2015) e Arivazhagan et al. (2011), proveniente da difusão do carbono do aço carbono para a ZTA do aço inoxidável, não foi observada. Uma análise utilizando um microscópio eletrônico de varredura com espectroscopia de raios X por dispersão em energia, poderia auxiliar na identificação de carbeto nas uniões, visto que com a utilização de microscopia óptica (caso deste estudo) essa identificação é mais complicada.

4.2.6 Região do aço inoxidável com alteração microestrutural

Assim como para o aço carbono, a introdução de ultrassom no processo de soldagem resultou em uma redução na largura da ZTA do aço inoxidável. Essa redução aconteceu em proporções ainda maiores do que para o aço carbono, segundo a Tabela 9 e o Gráfico 2. As variações de amplitude e frequência de pulsação da corrente não expressaram influência significativa na largura da ZTA do aço inoxidável.

Tabela 9 - Variação da largura da ZTA do lado do aço inoxidável em função da união confeccionada.

(continua)

União	Largura da ZTA [μm]
45	4127,50
2020	1536,22
4020	1941,20
6020	1086,30
8020	1515,12

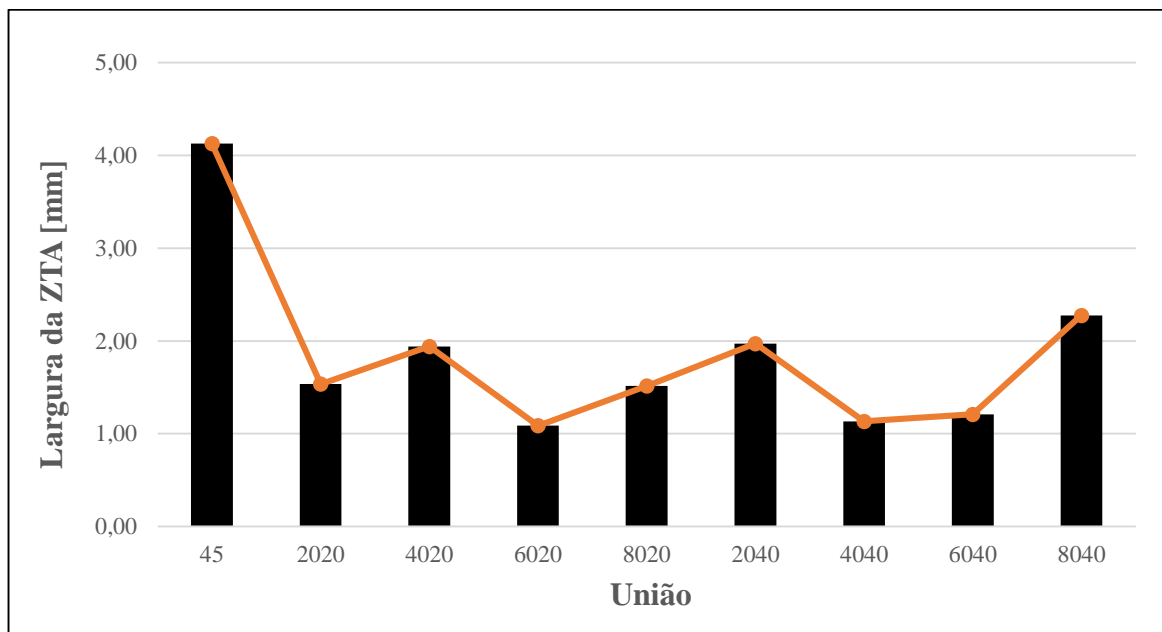
Tabela 9 - Variação da largura da ZTA do lado do aço inoxidável em função da união confeccionada.

(conclusão)

União	Largura da ZTA [μm]
2040	1972,40
4040	1133,97
6040	1209,44
8040	2275,27

Fonte: Autor (2017).

Gráfico 2 – Representação gráfica da variação da largura da ZTA do lado do aço inoxidável em função da união confeccionada.



Fonte: Autor (2017).

Segundo a Tabela 10, não há indícios de que a introdução de ultrassom no processo tenha resultado em aumento ou diminuição do tamanho dos grãos na região de crescimento de grãos. E, ainda, a variação dos parâmetros de soldagem também não resultaram em variações significativas de tamanho de grão nesta região das juntas.

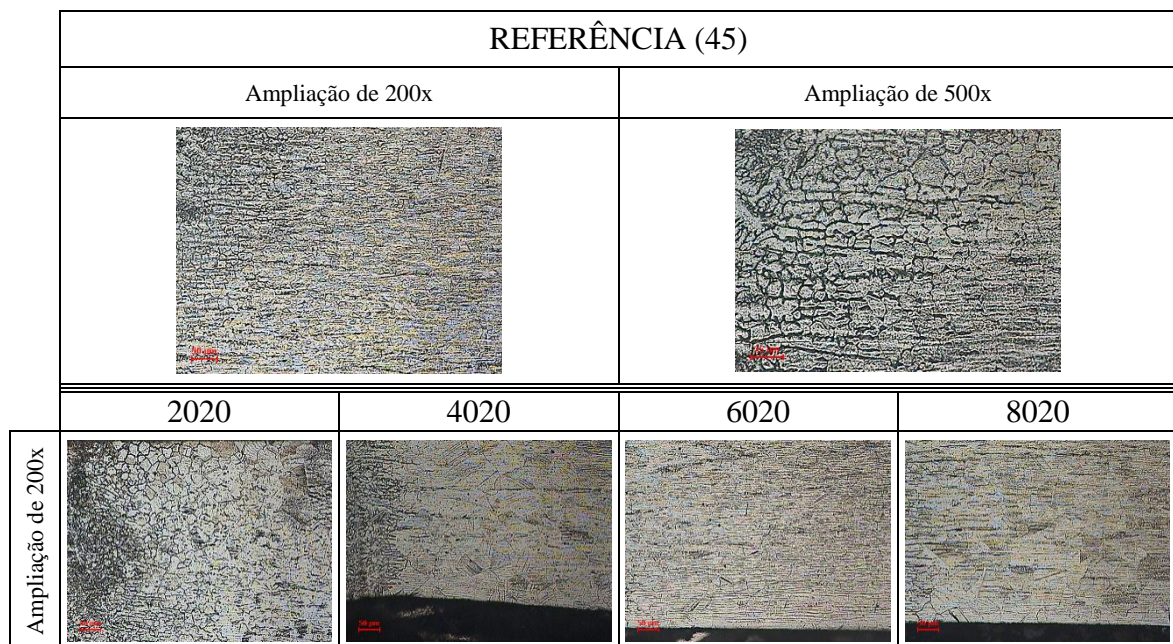
Tabela 10 - Variação no tamanho médio do grão em função da união confeccionada na região com alteração microestrutural do aço inoxidável.

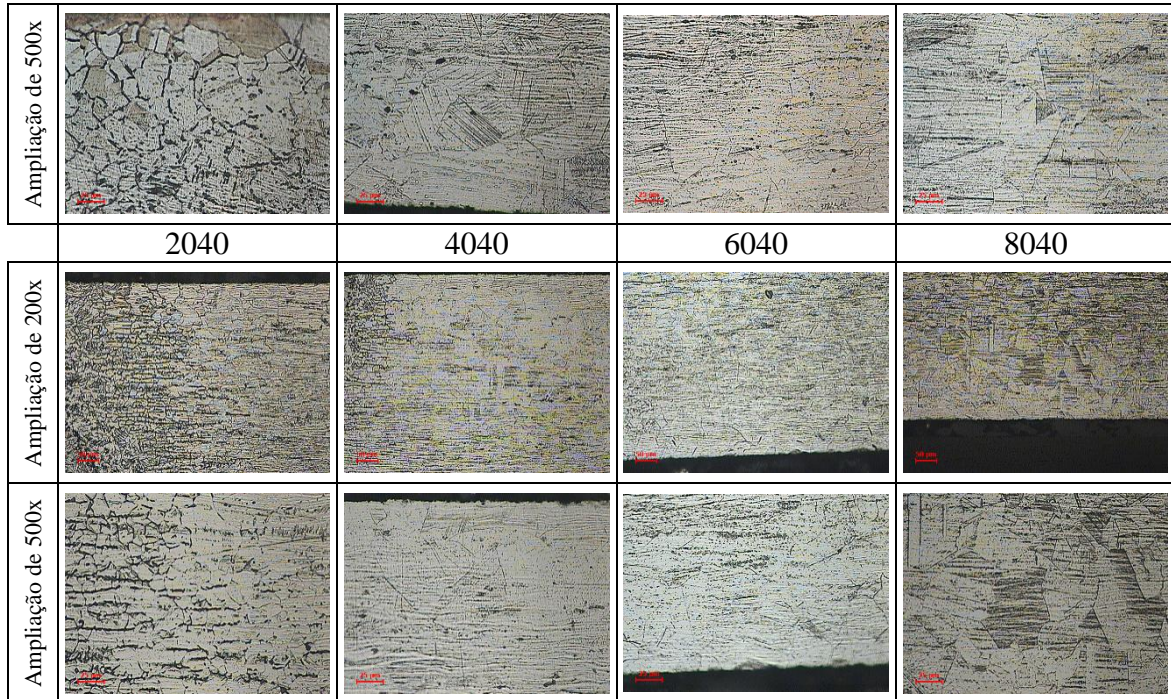
União	<i>Grain Size</i> <i>No. (G)</i>	Diâmetro médio equivalente do grão [μm]
45	7,0 – 5,5	31,8 – 53,4
2020	7,0 – 5,5	31,8 – 53,4
4020	7,0 – 5,5	31,8 – 53,4
6020	7,0 – 6,0	31,8 – 44,9
8020	6,0 – 4,5	44,9 – 75,5
2040	7,0 – 5,5	31,8 – 53,4
4040	7,0 – 5,5	31,8 – 53,4
6040	7,0 – 5,5	31,8 – 53,4
8040	7,0 – 6,5	31,8 – 37,8

Fonte: Autor (2017).

A Figura 46 apresenta as micrografias desta região das amostras e, apesar das imagens não apresentarem a mesma qualidade em termos de revelação microestrutural observada nas fotos do aço carbono, é possível perceber que não existe diferença microestrutural significativa em função dos parâmetros do processo variados, a não ser pela quantidade de ferrita δ , discutido a seguir.

Figura 46 - Micrografias da região do aço inoxidável com alteração microestrutural.





Fonte: Autor (2017).

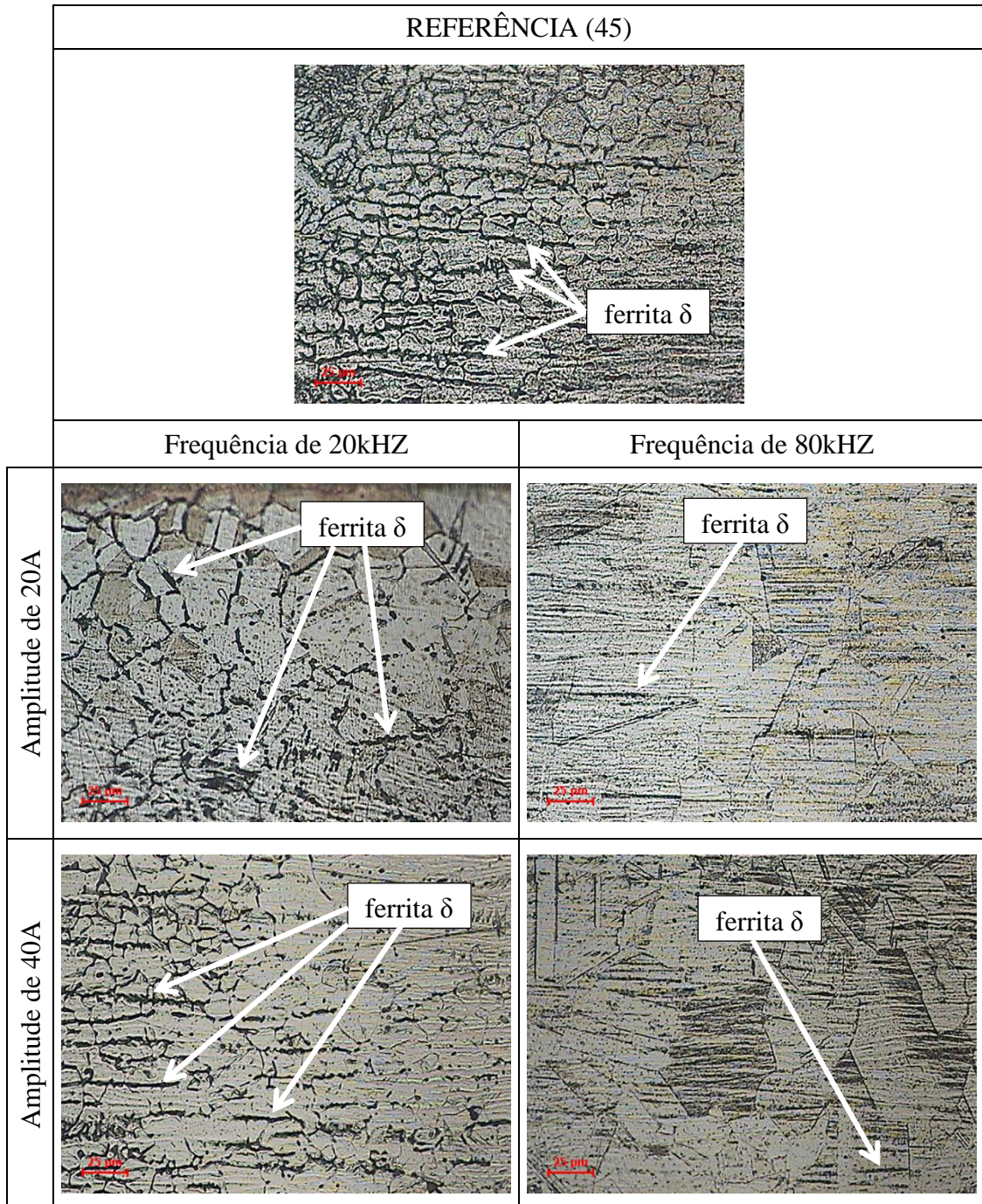
Pelo diagrama de Schaeffler da Figura 42, a microestrutura do aço inoxidável não deveria apresentar ferrita δ , ou, pelo menos, deveria aparecer em valores percentuais muito pequenos. Baseado no diagrama de Schaeffler, Séférián propôs a Equação 6 para previsão da porcentagem de ferrita δ caso o ponto no diagrama caísse em regiões de coexistência de austenita e ferrita δ .

$$\% \delta = 3 * (Cr_{eq} - 0,93 * Ni_{eq} - 6,7) \quad (\text{Equação 6})$$

Aplicando a Equação 6 para os valores de cromo e níquel equivalentes respectivos ao aço inoxidável, obtém-se um percentual de ferrita δ de 1,61%.

Não foram mensurados os percentuais de ferrita δ apresentados em cada micrografia para confirmar o valor calculado no parágrafo anterior, contudo, há indícios de que a introdução de ultrassom no processo de soldagem tenha diminuído o percentual desta fase na região de crescimento de grão da ZTA do aço inoxidável, principalmente para maiores valores de frequência de pulsação (a partir de 40kHz). A variação na amplitude de pulsação não gerou efeitos observáveis (Figura 47, cujas micrografias apresentam ampliação de 500 vezes).

Figura 47 - Variação da quantidade de ferrita δ presente nas micrografias da região de crescimento de grão da ZTA do aço inoxidável.



Fonte: Autor (2017).

Como justificativa, levanta-se a hipótese de que no tratamento térmico sofrido pela ZTA do aço inoxidável, durante os processos de resfriamento das amostras confeccionadas com frequência de pulsação da corrente a partir de 40kHz, ocorreu a solubilização da ferrita nos grãos austeníticos em função do rápido resfriamento (a ferrita não teve tempo para formar sua fase própria em quantidades apreciáveis).

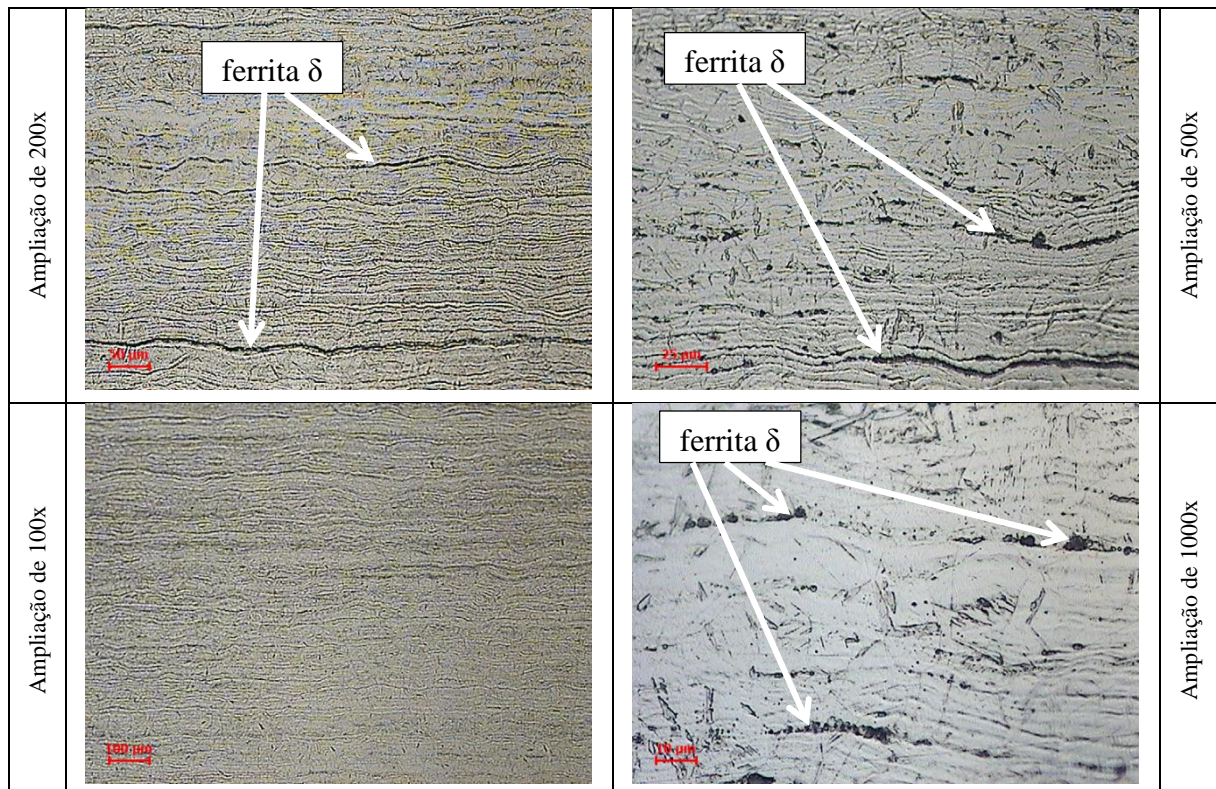
4.2.7 Região do aço inoxidável sem alteração microestrutural

A análise desta região se resume a observação da microestrutura de um aço inoxidável AISI 304 como substrato, e, assim como no tópico 4.2.1, não serão apresentadas as micrografias desta região de cada uma das uniões confeccionadas, mas apenas aquelas respectivas à amostra embutida com o material de base.

Assim como na região sem alteração microestrutural do aço carbono, nesta região das amostras, foi observado um valor de *Grain Size No. (G)* que variou no intervalo de 8,0 a 6,0, o que equivale, no sistema métrico, a um intervalo de diâmetro médio dos grãos de 22,5 a 44,9 μm .

Mais uma vez, a informação recebida do fornecedor dos aços foi que após a laminação a frio das chapas de aço inoxidável, elas passavam por um processo de recozimento, e, pela observação da microestrutura apresentada na Figura 48 em diferentes ampliações, na ausência de uma quantidade significativa de grãos alongados ou com certa direcionalidade, que estariam relacionados a um processo de encruamento, confirma-se a informação recebida.

Figura 48 - Micrografias da amostra de base do aço inoxidável.



Fonte: Autor (2017).

Analisando as Figuras 47 e 48 percebe-se que, para a amostra de referência e para aquelas confeccionadas com frequência de pulsação de 20kHz, obteve-se um aumento percentual de ferrita δ na direção do aço inoxidável como material de base em direção à ZTA. Já para as amostras confeccionadas com frequências de pulsação da corrente de 40kHz para cima, não percebeu-se variação significativa do percentual de ferrita δ do material de base para a região de crescimento de grãos da ZTA.

4.3 Ensaios de microdureza

A Tabela 11 apresenta os resultados das inspeções de microdureza realizadas em cada um dos pontos propostos na Figura 30. A unidade de microdureza apresentada é HV 0,3.

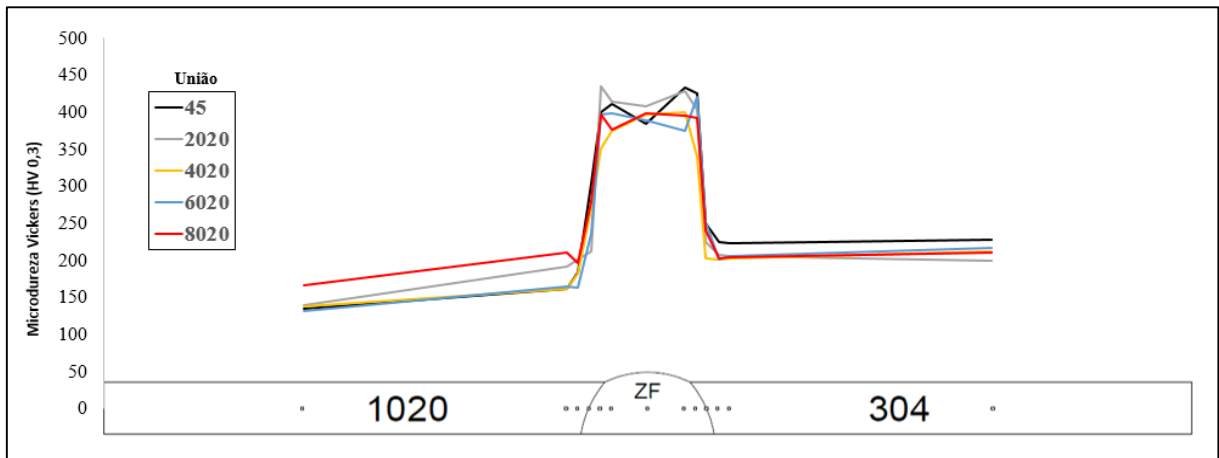
Tabela 11 – Valores de microdureza Vickers (ensaios realizados na Embraco).

UNIÕES	PONTOS DE INSPEÇÃO												
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
45	135	163	185	305	400	412	384	434	425	251	226	223	228
2020	140	192	201	213	435	414	408	429	403	225	208	206	200
4020	139	162	183	271	351	375	398	400	341	203	201	203	212
6020	132	165	164	237	398	399	390	376	421	252	201	207	218
8020	167	211	197	280	398	377	399	396	393	241	204	205	211
2040	141	166	200	215	385	387	390	385	392	266	174	202	197
4040	143	171	201	338	403	430	423	430	407	215	193	186	205
6040	140	175	191	286	402	412	402	423	392	249	189	203	199
8040	139	171	190	375	440	442	421	426	390	241	229	226	193

Fonte: Autor (2017).

O Gráfico 3 apresenta o comportamento da microdureza para cada variação da frequência de pulsação da corrente e do ponto inspecionado da junta, para as amostras que foram confeccionadas com uma amplitude de pulsação de 20 A e para a amostra de referência.

Gráfico 3 – Variação do valor de microdureza Vickers em função da frequência de oscilação da corrente e dos pontos inspecionados da junta, para os corpos de prova com amplitude de oscilação da corrente de 20 A (ensaios realizados na Embraco).

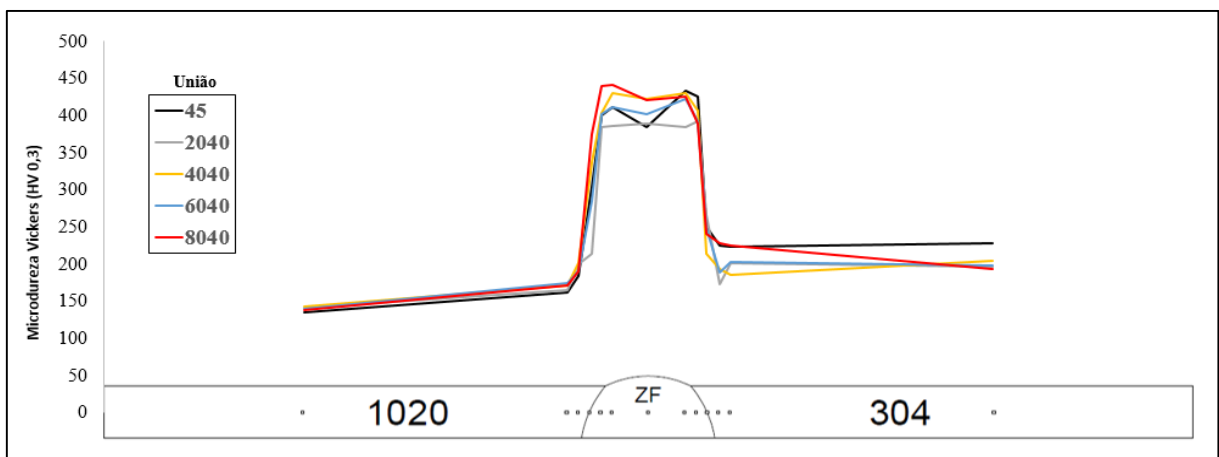


Fonte: Autor (2017).

Independentemente do método aplicado (com ultrassom ou não) e variáveis adotadas, houve um aumento do valor de microdureza do aço carbono em direção a ZF. Na ZF houve uma elevação repentina dos valores de dureza. Da interface da ZF com o aço inoxidável em direção ao mesmo material como substrato, houve novamente uma queda nos valores de dureza.

O Gráfico 4 é semelhante ao Gráfico 3, só que utiliza as informações de microdureza obtidas para as amostras que foram confeccionadas com uma amplitude de pulsação de 40 A. A mesma verificação de aumento de microdureza na ZF pode ser realizada a partir do Gráfico 4.

Gráfico 4 - Variação do valor de microdureza Vickers em função da frequência de oscilação da corrente e dos pontos inspecionados da junta, para os corpos de prova com amplitude de oscilação da corrente de 40 A (ensaios realizados na Embraco).



Fonte: Autor (2017).

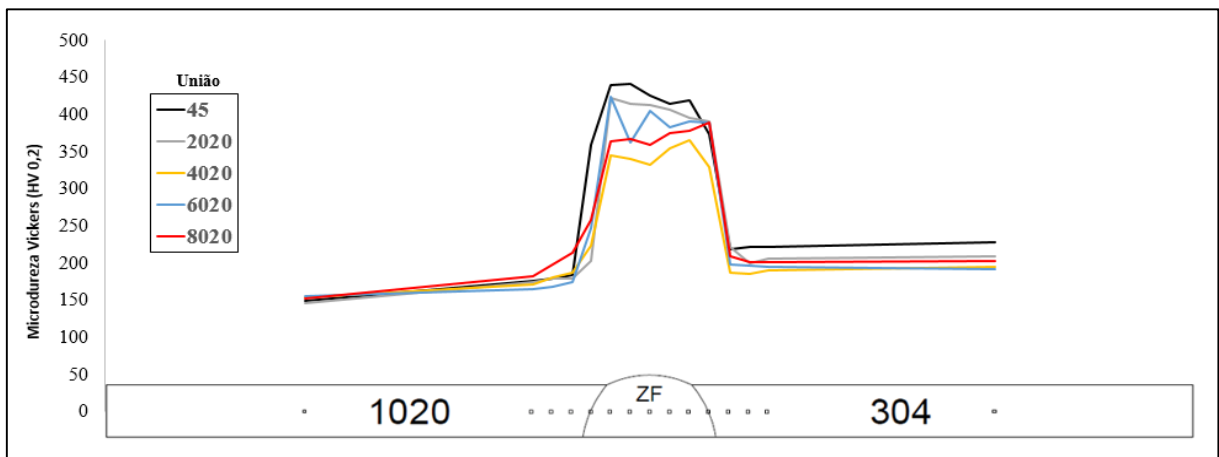
O aumento repentino nos valores de microdureza na região da ZF confirmam a verificação de grãos martensíticos na microestrutura dessa região das uniões confeccionadas.

Campos et al. (2009) encontraram um valor de microdureza para o aço AISI 304 de aproximadamente 180 HV 0,5. Pereira et al. (2011) relataram um valor de microdureza para o aço inoxidável martensítico (AISI 420) de 220 HV 0,5. De acordo com essas literaturas, percebe-se que o valor da microdureza de um aço inoxidável austenítico e um martensítico varia cerca de 22%.

No presente estudo, a variação entre a média das microdurezas do aço inoxidável austenítico como substrato e da ZF ficou em cerca de 94%, uma variação mais significativa do que a apresentada na literatura, ainda que a ZF não apresente microestrutura cem por cento martensítica. Desta forma, o aumento tão expressivo do valor de microdureza observado na região da ZF pode estar associado a composição química desta região, que é desconhecida, ou outro fenômeno que necessitaria de estudos mais aprofundados para ser verificado.

O Gráfico 5 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de microdureza realizados pela METALAB para as amostras com amplitude de pulsação da corrente de 20A, e é apresentado no trabalho com o objetivo de ratificar as análises realizadas pelo autor na Embraco. Percebe-se que, em geral, os Gráficos 3 e 5 são muito semelhantes, apresentando ambos os maiores valores de microdureza na região da ZF.

Gráfico 5 – Variação do valor de microdureza Vickers em função da frequência de oscilação da corrente e dos pontos inspecionados da junta, para os corpos de prova com amplitude de oscilação da corrente de 20 A (ensaios realizados pela METALAB).



Fonte: Autor (2017).

De maneira geral, não foram observadas variações significativas dos valores de microdureza em função dos parâmetros da corrente de soldagem variados na confecção das amostras estudadas.

4.4 Ensaios de tração

A Tabela 12 traz as tensões de escoamento, máxima e de ruptura para cada uma das uniões estudadas. Estas informações foram obtidas a partir dos gráficos de tensão em função da deformação, que podem ser encontrados no Apêndice E.

Para cada união confeccionada foram ensaiados 3 corpos de prova. A Tabela 12 apresenta, para cada união, o valor médio da grandeza em questão seguido pelo seu respectivo desvio-padrão.

Tabela 12 – Tensão de escoamento, máxima e de ruptura respectivas de cada união confeccionada.

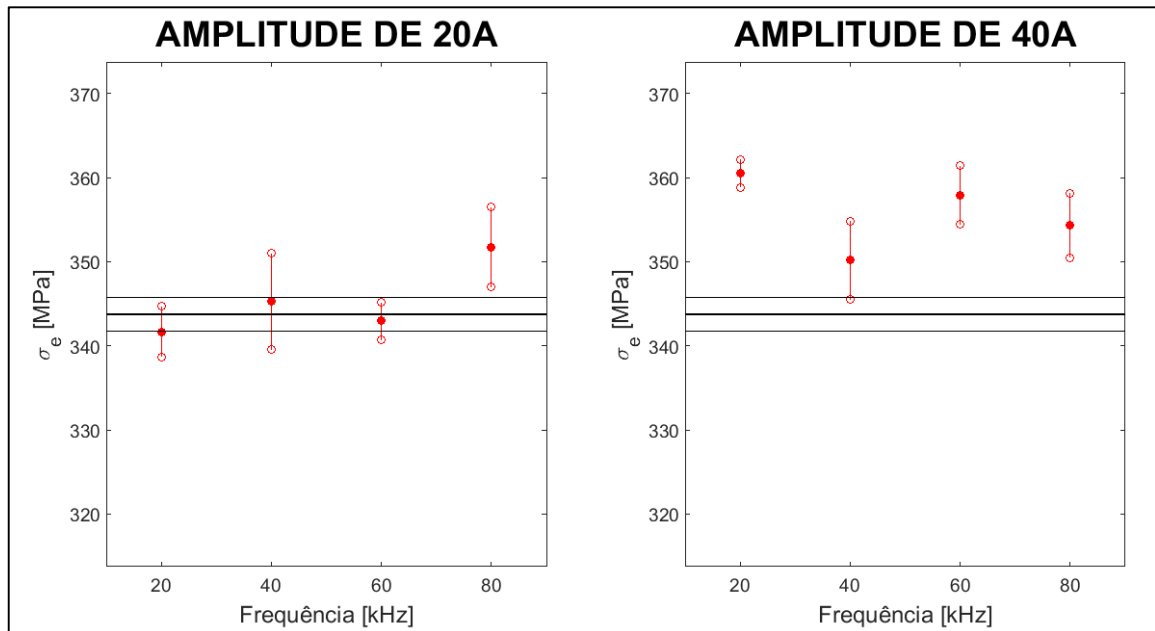
União	σ_e [MPa]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [MPa]	σ_{rup} [MPa]
45	343,75 ± 2,03	453,86 ± 1,32	347,36 ± 1,67
2020	341,69 ± 2,99	449,48 ± 1,09	331,89 ± 0,63
4020	345,30 ± 5,73	444,32 ± 2,22	344,01 ± 1,32
6020	342,98 ± 2,22	444,58 ± 1,59	343,49 ± 0,63
8020	351,74 ± 4,78	453,09 ± 4,11	343,49 ± 1,67
2040	360,51 ± 1,67	447,16 ± 4,14	340,66 ± 0,97
4040	350,20 ± 4,65	449,22 ± 2,99	345,30 ± 1,93
6040	357,93 ± 3,48	456,19 ± 2,39	339,88 ± 1,93
8040	354,32 ± 3,84	455,67 ± 2,53	343,24 ± 1,46

Fonte: Autor (2017).

O Gráfico 6 apresenta a variação da tensão de escoamento em função da frequência e amplitude de pulsação da corrente de soldagem. Cada pequeno círculo preenchido em vermelho diz respeito à média de tensão de escoamento para a frequência e amplitude respectivas. Os círculos com borda em vermelho, mas não preenchidos, são referentes ao valor da média com adição ou subtração do valor do desvio-padrão. As 3 linhas horizontais em preto são referentes aos valores de tensão de escoamento observados para a união de referência, a linha mais espessa, central, é referente ao valor da média, e as linhas mais finas e paralelas, referentes à consideração do desvio-padrão, novamente. Esta apresentação permite avaliar a influência de

cada um dos 2 parâmetros da corrente de soldagem variados e ainda comparar com a amostra de referência.

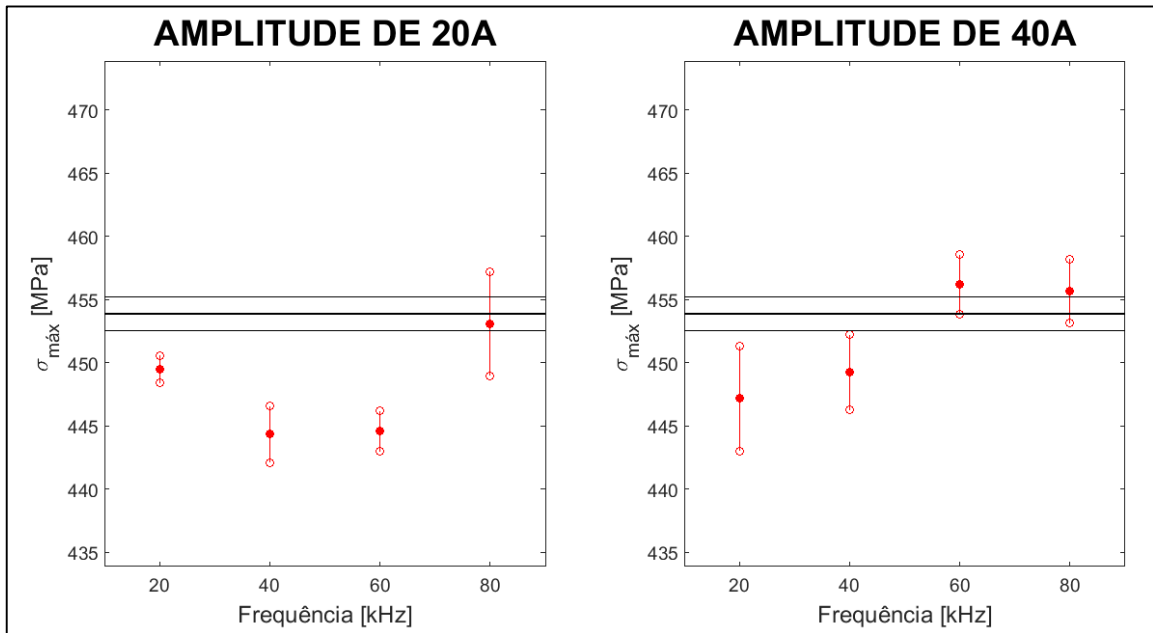
Gráfico 6 – Variação da tensão de escoamento em função da frequência de pulsação e amplitude da corrente de soldagem.



Fonte: Autor (2017).

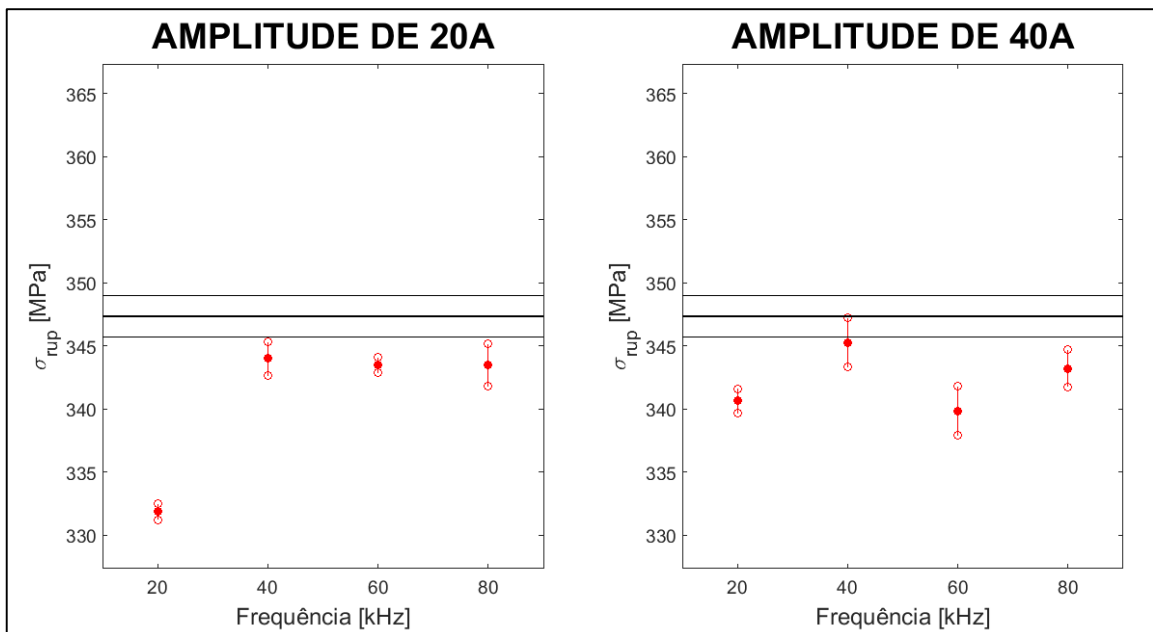
Os Gráficos 7 e 8 seguem a mesma estratégia do Gráfico 6, porém apresentam a variação da tensão máxima e tensão de ruptura em função da frequência e amplitude de pulsação da corrente, respectivamente.

Gráfico 7 - Variação da tensão máxima em função da frequência de pulsação e amplitude da corrente de soldagem.



Fonte: Autor (2017).

Gráfico 8 - Variação da tensão de ruptura em função da frequência de pulsação e amplitude da corrente de soldagem.



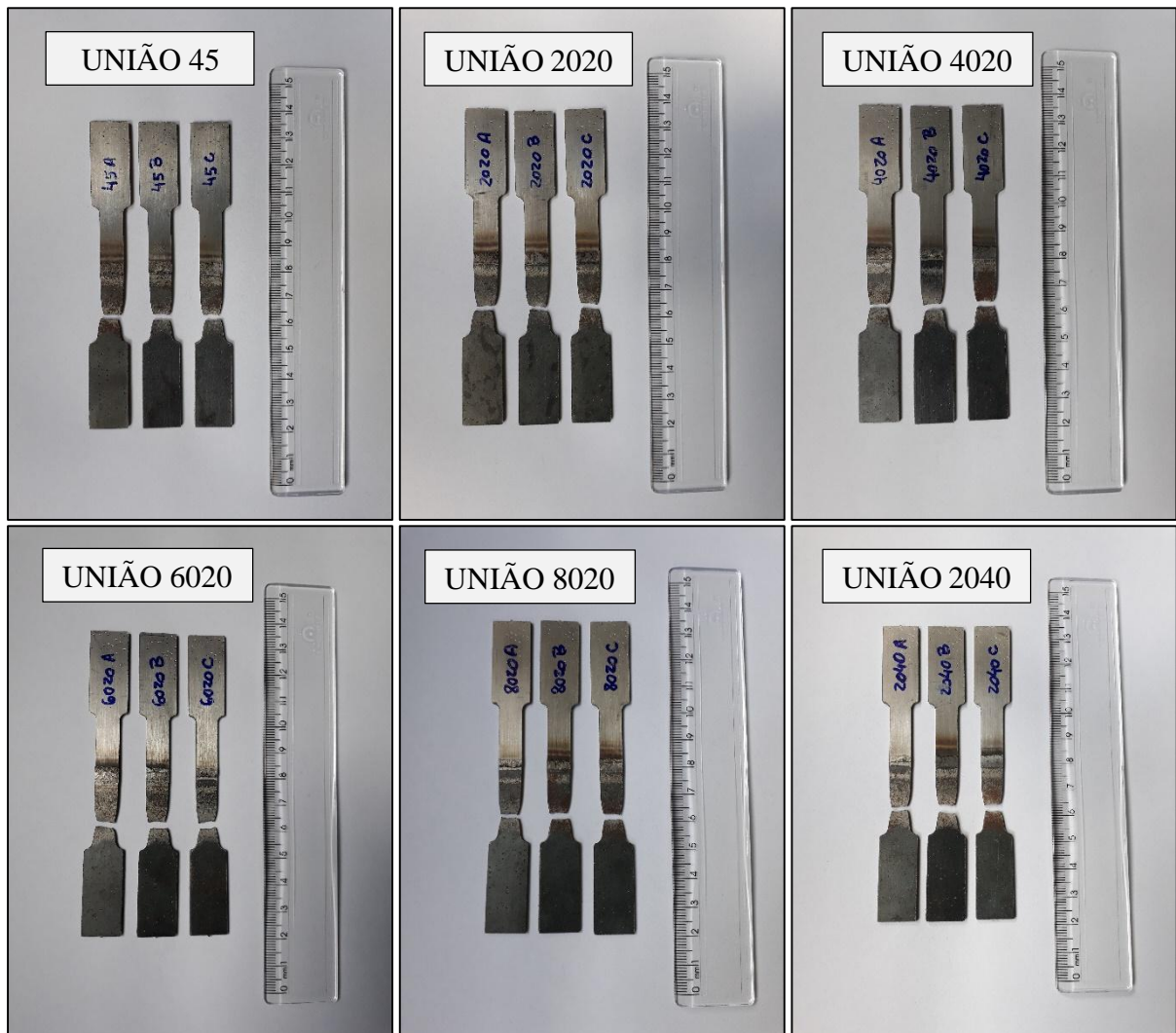
Fonte: Autor (2017).

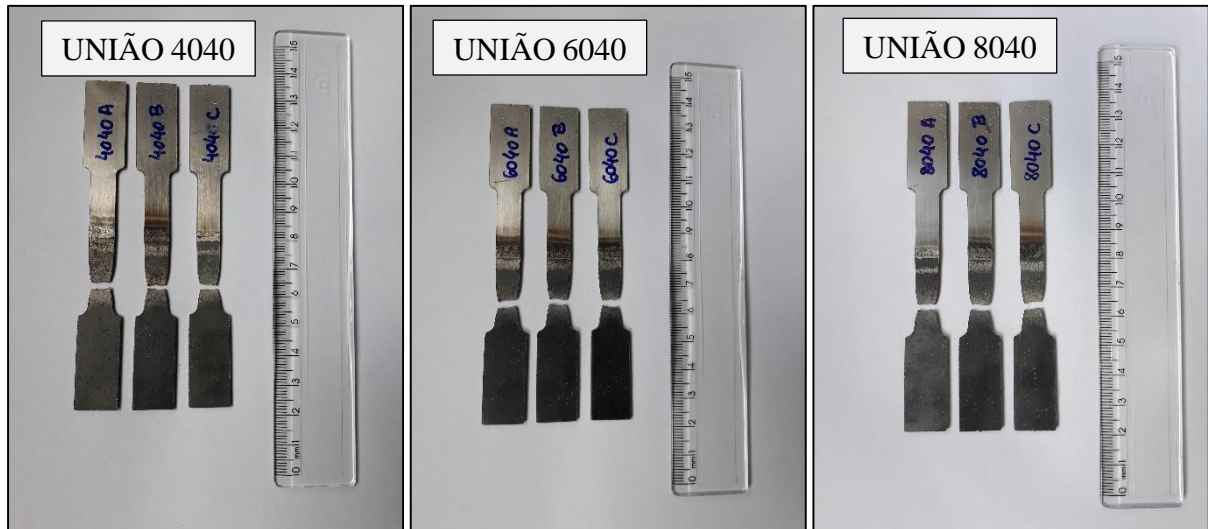
A partir dos dados obtidos não foi possível indicar algum tipo de influência dos parâmetros da corrente de soldagem variados nas grandezas de tensão avaliadas.

Os valores de tensão de escoamento e tensão máxima apresentados na Tabela 12 se assemelham razoavelmente aos valores dessas grandezas referentes ao aço SAE 1020 normalizado (a 925°C), que são 345 e 440MPa, respectivamente, de acordo com Callister (2002).

Outra análise proposta foi a verificação do local dos corpos de prova no qual ocorreria a ruptura. Como ilustra a Figura 49, não foi verificada nenhuma distinção de local de ruptura em função da variação dos parâmetros estudados. A régua com resolução de 15 cm foi colocada junto às amostras durante as fotos para que o leitor tenha uma referência de escala visual. Todas as amostras romperam em regiões muito semelhantes do aço carbono e, desta forma, faz sentido que os valores da Tabela 12 se assemelhem aos valores indicados por Callister (2002).

Figura 49 – Local de ruptura nos 27 corpos de prova submetidos aos ensaios de tração.





Fonte: Autor (2017).

Ainda, é importante ressaltar que todos os processos de soldagem realizados obtiveram sucesso, visto que para nenhuma combinação de variação dos parâmetros da corrente de soldagem, a ruptura ocorreu nas regiões das ZTA's ou na ZF (mesmo que essa apresente microestrutura martensítica).

5 CONCLUSÕES

A partir de análises dos resultados obtidos com este estudo, pode-se concluir que:

- As chapas de aço carbono e de aço inoxidável compradas passaram por um processo de recozimento após a laminação.
- A introdução de ultrassom no processo de soldagem diminuiu a largura da ZTA do aço carbono e do aço inoxidável em até aproximadamente 54% e 74%, respectivamente.
- Há indícios da difusão de elementos de liga como cromo, níquel e manganês na ZTA do aço carbono, que resultaram num deslocamento do ponto eutetoide do diagrama ferro-carbono para menores percentuais de carbono, aumentando de maneira significativa o percentual de perlita observado nessa região.
- A introdução de ultrassom no processo de soldagem aumentou o tamanho médio dos grãos na região da ZTA do aço carbono respectiva ao crescimento de grãos. Nesta mesma região da ZTA, só que do aço inoxidável, não foi observado crescimento de grãos em função da introdução de ultrassom no processo.
- O aumento da frequência de pulsação resultou em maiores tamanhos médios de grãos na região da ZTA do aço carbono respectiva ao crescimento de grãos, principalmente nas amostras confeccionadas com amplitude de pulsação de 20A. Este fenômeno não se reproduziu na ZTA do aço inoxidável.
- Cogita-se que a introdução de ultrassom tenha favorecido a difusão de elementos de liga gamagênicos provindos do aço inoxidável para a ZTA do aço carbono, mantendo a austenita estável até temperaturas mais baixas, ocasionando os crescimentos de grãos relatados nos tópicos acima. Esse favorecimento foi acentuado para maiores frequências de pulsação.
- Percebeu-se que ao introduzir ultrassom no processo de soldagem, a morfologia da ferrita de Widmanstätten passou de serrilhada para placas laterais, indicando a característica de maior taxa de resfriamento ocasionada pela utilização do ultrassom.
- Foi notada a presença de grãos martensíticos na microestrutura da zona fundida de todas as amostras confeccionadas e os ensaios de microdureza comprovaram os dados das micrografias.

- Percebeu-se uma região de refino de grão entre a interface do aço inoxidável com a ZF e a região de crescimento de grãos da ZTA do aço inoxidável. Não foi verificado o crescimento epitaxial de grãos e nem a presença de carbetos.
- A introdução de ultrassom no processo de soldagem resultou na diminuição no percentual de ferrita δ na região da ZTA respectiva ao crescimento de grãos do aço inoxidável, principalmente para as frequências a partir de 40kHz. A amplitude de pulsação não apresentou influência significativa no percentual desta fase.
- Verificou-se um aumento no percentual de ferrita δ a partir do aço inoxidável como material de base em direção à sua ZTA na amostra de referência e para aquelas confeccionadas com frequência de pulsação de 20kHz.
- Todas as 27 amostras de ensaio de tração romperam em regiões muito semelhantes dos corpos de prova (no aço carbono) e, desta forma, constatou-se que não houve variação significativa dos valores de tensão de escoamento, tensão máxima de tração e tensão de ruptura em função dos parâmetros variados no estudo.
- Durante este estudo verificou-se que para algumas regiões das amostras de juntas soldadas a variação microestrutural em função da introdução de ultrassom no processo (ou mesmo da variação dos parâmetros da corrente de pulsação) foi muito pequena, ou até mesmo não existiu. Atribui-se este fato à utilização de uma energia de soldagem relativamente alta, se for levada em conta à espessura das chapas utilizadas. Desta forma, o efeito do elevado aporte térmico pode ter impedido a percepção de algum tipo de influência do ultrassom nas microestruturas de certas regiões das amostras.

Com todas as considerações apontadas, vale ressaltar que o processo de soldagem aconteceu com sucesso em todas as amostras, sendo que nenhuma apresentou fratura na região do cordão de solda durante os ensaios de tração.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A realização deste estudo levantou certos questionamentos e foram adotadas algumas hipóteses como justificativa para determinadas variações microestruturais observadas. Nesse contexto, sugere-se como tema para trabalhos futuros:

- Determinar o perfil de composição química das amostras partindo da ZTA do aço carbono em direção à ZTA do aço inoxidável através de espectroscopias de raios X por dispersão em energia (EDX/EDS) e confrontar as hipóteses de difusão assumidas.
- Simulação de movimentação atômica (difusão) de elementos através das interfaces da ZF com os materiais utilizando o software DICTRA, e posterior comparação com os perfis de composição química obtidos no tópico anterior.
- Realização de um estudo semelhante a este só que com uma menor energia de soldagem.

REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. **ASTM E112 – 96**. West Conshohocken, PA, USA. 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. **ASTM E8/E8M – 16a**. West Conshohocken, PA, USA. 2016.

ARIVAZHAGAN, N. et al. Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding. **Materials & Design**, v. 32, n. 5, p. 3036-3050, maio 2011.

BAPTÍSTA, A. L. B.; SOARES, Â. R.; NASCIMENTO, I. A. **O ensaio metalográfico no controle da qualidade**. 47 p. Trabalho acadêmico não identificado. Disponível em: <http://www.spectru.com.br/ensaio_metal.pdf>. Acesso em: 23 abr. 2017.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2002.

CAMPOS, W. R. C. et al. Caracterização microestrutural de solda dissimilar - aço inoxidável austenítico AISI 304 com adição de liga de níquel Inconel 625. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 6, n. 1, p.19-23, 2009.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

CUI, Y.; XU, C.; HAN, Q. Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation. **Scripta Materialia**, v. 55, n. 11, p. 975-978, dez. 2006.

CUNHA, T. V. **Desenvolvimento e avaliação de tecnologia para soldagem TIG com pulsação ultrassônica**. 2013. 266 p. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2013.

DAI, W. Effects of high-intensity ultrasonic-wave emission on the weldability of aluminum alloy 7075-T6. **Materials Letters**, v. 57, n. 16-17, p. 2447-2454, maio 2003.

FAN, Y. et al. TIG welding of the stainless steel 304 based on the ultrasonic vibration. **Transactions of the China Welding Institution**, 30, n. 2, 2009.

GONÇALVES, G. M. B. **Efeitos microestruturais do reaquecimento e resfriamento de metais de solda obtidos pela soldagem a arco submerso com adição de pó metálico**. 1998. 158 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1998.

GOKHALE, A. A. et al. **Grain refinement in castings and welds**. Warrendale: G. J. Abbaschian and S. A. David, 1983.

INTERNATIONAL ASSOCIATION OF CLASSIFICATION SOCIETIES - IACS. Normal and higher strength hull structural steels – **UR W11 Rev 8 CLN**. 1979.

KUMAR, T. S.; BALASUBRAMANIAN, V.; SANAVULLAH, M.Y. Influences of pulsed current tungsten inert gas welding parameters on the tensile properties of AA 6061 aluminium alloy. **Materials & Design**, v. 28, n. 7, p. 2080-2092, jan. 2007.

KURT, B. The interface morphology of diffusion bonded dissimilar stainless steel and medium carbon steel couples. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 190, n. 1-3, p. 138-141, jul. 2007.

LEE, C.; CHANG, K. Temperature fields and residual stress distributions in dissimilar steel butt welds between carbon and stainless steels. **Applied Thermal Engineering**, v. 45-46, p. 33-41, dez. 2012.

MA, H. et al. Microstructure characterization and properties of carbon steel to stainless steel dissimilar metal joint made by friction welding. **Materials & Design**, v. 86, p. 587-597, dez. 2015.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009. 363 p.

MIRIM, D. C. **Investigação da tensão residual na soldagem laser entre o aço carbono AISI 1010 e o aço inoxidável AISI 304**. 2011. 112 p. Dissertação (Mestrado) – Programa de pós-graduação em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais, Instituto De Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo. 2011.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de algumas ligas metálicas**. 2011. 26 p. Trabalho acadêmico não identificado - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais. 2011. Disponível em: <<http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/soldabilidade.pdf>>. Acesso em: 23 abr. 2017.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. 1. ed. Osasco: Escola SENAI "Nadir Dias de Figueiredo", 2001. v. 1. 100 p.

PEREIRA N. C. et al. Avaliação da usinabilidade do aço inoxidável martensítico AISI 420 no estado fornecido e soldado. **X Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica**, p. 3407-3414, 2011.

PIGOZZO, I. O. **Soldagem TIG orbital de paredes espessas: aprimoramento de equipamento e procedimentos focando produtividade**. 2013. 26 p. Projeto de dissertação - Curso de Engenharia Mecânica, Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2013.

PRODANOV, C. C.; FREITAS, E. C. **Metodologia do trabalho científico: Métodos e Técnicas da Pesquisa e do Trabalho Acadêmico**. 2. ed. Novo Hamburgo: Feevale, 2013. 277 p. Disponível em: <<http://www.feevale.br/Comum/midias/8807f05a-14d0-4d5b-b1ad-1538f3aef538/E-book Metodologia do Trabalho Cientifico.pdf>>. Acesso em: 13 maio 2017.

RAM, G. D. J. et al. Microstructural refinement through inoculation of type 7020 Al–Zn–Mg alloy welds and its effect on hot cracking and tensile properties. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 142, n. 1, p. 174-181, nov. 2003.

RAMESH, G.; PRABHU, N. Review of thermo-physical properties, wetting and heat transfer characteristics of nanofluids and their applicability in industrial quench heat treatment. **Nanoscale Research Letters**, v. 6, n. 1, p. 1 - 15, 2011.

SATHISH, R.; NAVEEN, B.; NIJANTHAN, P.; GEETHAN, K. A. V.; RAO, V. S. Weldability and Process Parameter Optimization of Dissimilar Pipe Joints Using GTAW. **International Journal of Engineering Research & Application (IJERA)**, v. 2, n. 03, p. 2525-2530, jun. 2012.

SERVIÇO NACIONAL DE APRENDIZAGEM INDUSTRIAL. **Metrologia**. São Paulo: SENAI-SP Editora, 2015. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=FXcUDAAAQBAJ&printsec=copyright&hl=pt-BR#v=onepage&q&f=false>>. Acesso em: 23 abr. 2017.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988. 512 p.

SILVA, C. M. **Análise de soldas produzidas pelo processo de arco submerso com pulsação ultrassônica da corrente**. 2016. 45 p. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Naval, Centro Tecnológico de Joinville, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2016.

SUN, Q. J. et al. Penetration increase of AISI 304 using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 8, p. 765-767, nov. 2009.

UL-HAMID, A.; TAWANCY, H. M.; ABBAS, N. M. Failure of weld joints between carbon steel pipe and 304 stainless steel elbows. **Engineering Failure Analysis**, v. 12, n. 2, p. 181-191, abr. 2005.

VOIGT, A. L. **Desenvolvimento e análise preliminar de tecnologia para soldagem SAW com pulsação ultrassônica da corrente**. 2015. 53 p. TCC (Graduação) - Curso de Engenharia Naval, Centro Tecnológico de Joinville, Universidade Federal de Santa Catarina, Joinville, 2015.

WATANABE, T.; SHIROKI, M.; YANAGISAWA, A.; SASAKI, T. Improvement of mechanical properties of ferritic stainless steel weld metal by ultrasonic vibration. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 12, p. 1646-1651, set. 2010.

WATANABE, T.; OOKAWARA, S.; SEKI, S. The effect of ultrasonic vibration on the mechanical properties of austenitic stainless steel weld. **Q J Japan Weld Soc**. 2003, 21, 249-55.

WU, C. S.; ZHENG, W.; WU, L. Modelling the transient behaviour of pulsed current tungsten-inert-gas weldpools. **Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering**, v. 7, n. 1, p. 15-23, 1 jan. 1999.

ZHANG, C.; WU, M.; DU, J.. Improving Weld Quality by Arc-Excited Ultrasonic Treatment. **Tsinghua Science And Technology**. Beijing, v. 6, n. 5, p. 475-478, dez. 2001.

APÊNDICE A - Resumo dos trabalhos citados nos tópicos 2.6 e 2.7.1

(continua)

Trabalho	Ano	Autor (es)	Processo de soldagem utilizado	Materiais	Resultados/Observações
Temperature fields and residual stress distributions in dissimilar steel butt welds between carbon and stainless steels	2012	Chin-Hyung Lee e Kyong-Ho Chang	TIG com arame tubular e com arame convencional	Aço carbono (SM 400) e aço inoxidável austenítico (SUS 304)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Tensões residuais longitudinais no metal de base próximo da área de solda no lado do aço inoxidável são mais elevadas do que aquelas no lado do aço de carbono; 2. Raio sob tensão de tração é maior no lado do aço inoxidável.
Microstructure characterization and properties of carbon steel to stainless steel dissimilar metal joint made by friction welding	2015	Hong Ma, Guoliang Qin, Peihao Geng e Xiangmeng Meng	Soldagem por fricção	Aço carbono (SAE 1045) e aço inoxidável (AISI 304)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Formação de martensita e zona descarbonizada; 2. No lado do aço carbono, uma fina camada de ferrita pró-eutetoide (formada ao longo da região de interface entre os materiais); 3. No lado do aço inoxidável os grãos sofreram um refinamento para uma escala de sub-micron; 4. A ferrita delta existente no lado do aço inoxidável diminui na direção do metal de base para a região de interface; 5. Formação de carbeto na zona de interface do cordão (CrC, Cr₂₃C₆).
Failure of weld joints between carbon steel pipe and 304 stainless steel elbows	2005	Anwar Ul-Hamid, Hani M.Tawancy, e Nureddin M.Abbas	Soldagem com eletrodo revestido (eletros AWS E309)	Aço carbono (%C insignificante) e aço inoxidável austenítico (AISI 304)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Presença de uma faixa estreita do cordão apresentando dureza Rockwell C60 (sugerindo a formação de martensita); 2. A região do aço carbono adjacente à interface foi descarbonizada e desprovida de perlita; 3. Fissuras iniciadas a partir da região de alta dureza na interface de solda foram propagadas ao longo da camada descarbonizada adjacente ao lado do aço carbono (diminuição da resistência das juntas).

(continuação)

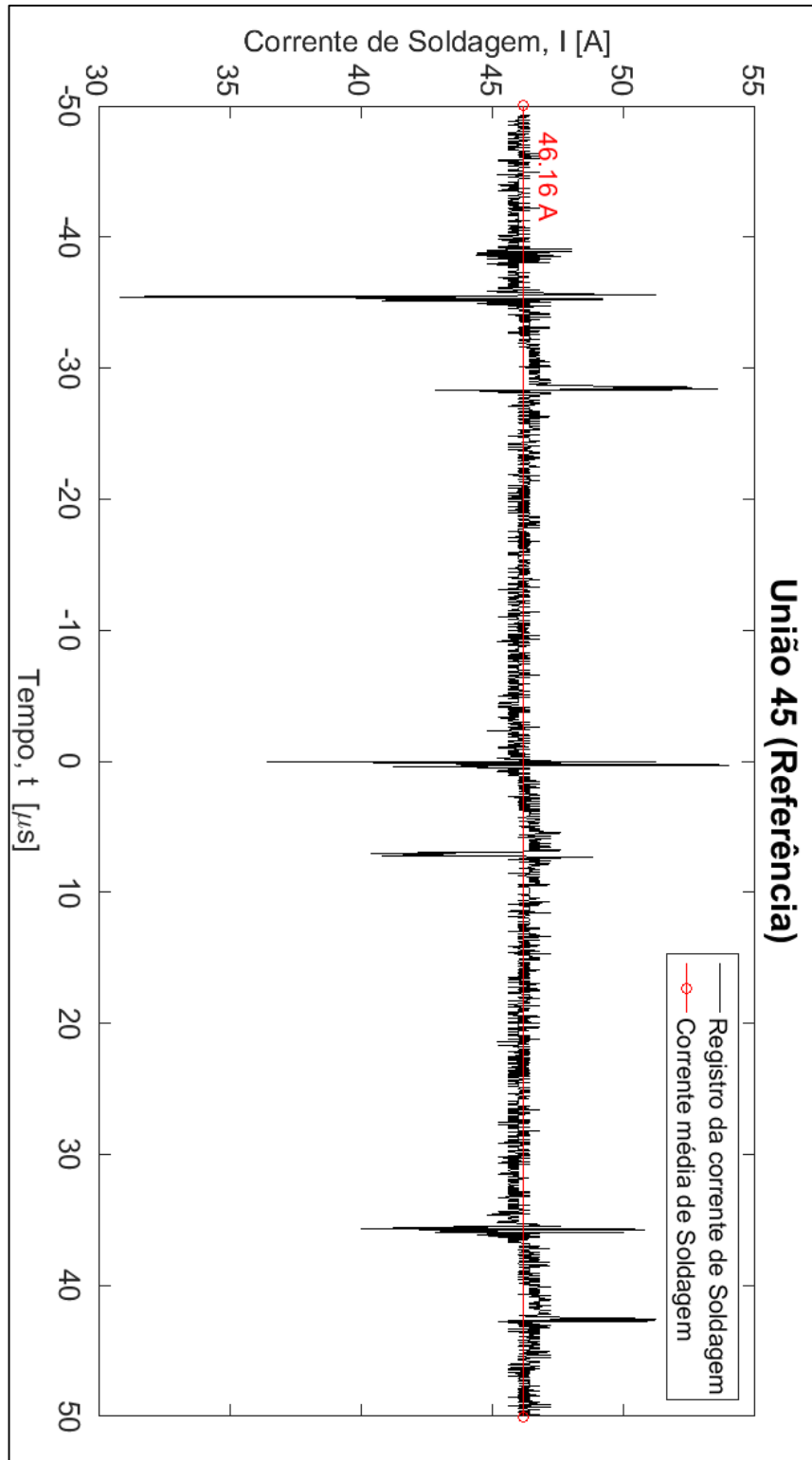
Trabalho	Ano	Autor (es)	Processo de soldagem utilizado	Materiais	Resultados/Observações
Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding	2011	N. Arivazhagan, Surendra Singh, Satya Prakash e G. M. Reddy	TIG (resultados e observações respectivos a este primeiro), soldagem por feixe de elétrons e por fricção	Liga de aço (AISI 4140) e aço inoxidável austenítico (AISI 304)	<ol style="list-style-type: none"> 1. No lado da liga de aço, formação de uma microestrutura grosseira que continha lamelas mal formadas de perlita; 2. Observada certa direcionalidade dos grãos perto da região de fronteira; 3. A zona de fusão apresentou estruturas dendríticas de ferro em uma matriz austenítica; 4. Diferentes tamanhos de dendritos puderam ser observados e também a presença de estruturas colunares; 5. Precipitação de carbonetos no lado do aço inoxidável.
The interface morphology of diffusion bonded dissimilar stainless steel and medium carbon steel couples	2007	Bulent Kurt	TIG	Liga de aço (AISI 4140) e aço inoxidável austenítico (AISI 304)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Formação de carboneto de cromo na região de interface entre os materiais e nos contornos de grão do aço inoxidável austenítico.
Weldability and Process Parameter Optimization of Dissimilar Pipe Joints Using GTAW	2012	R. Sathish, B. Naveen, P. Nijanathan, K. Arun Vasantha Geethan e Vaddi Seshagiri Rao	TIG	Aço carbono (A106 grau B) e aço inoxidável (A312 TP 316L)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Menor entrada de calor resultou em menor resistência à tração; 2. Com um nível muito alto de calor também obtiveram resistência à tração reduzida; 3. Com um valor intermediário de transferência de calor aos materiais, foi conseguido o maior valor de resistência a tração; 4. A taxa de fluxo de gás foi o parâmetro variado que possuiu a maior influência sobre a resistência a tração da junta, seguida da corrente de soldagem e do ângulo de chanfro.
Penetration increase of AISI 304 using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding	2009	Q. J. Sun, S. B. Lin, C. L. Yang e G. Q. Zhao	TIG com transdutor para inserir ultrassom no arco	Aço inoxidável austenítico (AISI 304)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Vibrações ultrassônicas aumentaram a profundidade da penetração da solda e a sua largura; 2. Melhoría na qualidade da solda.

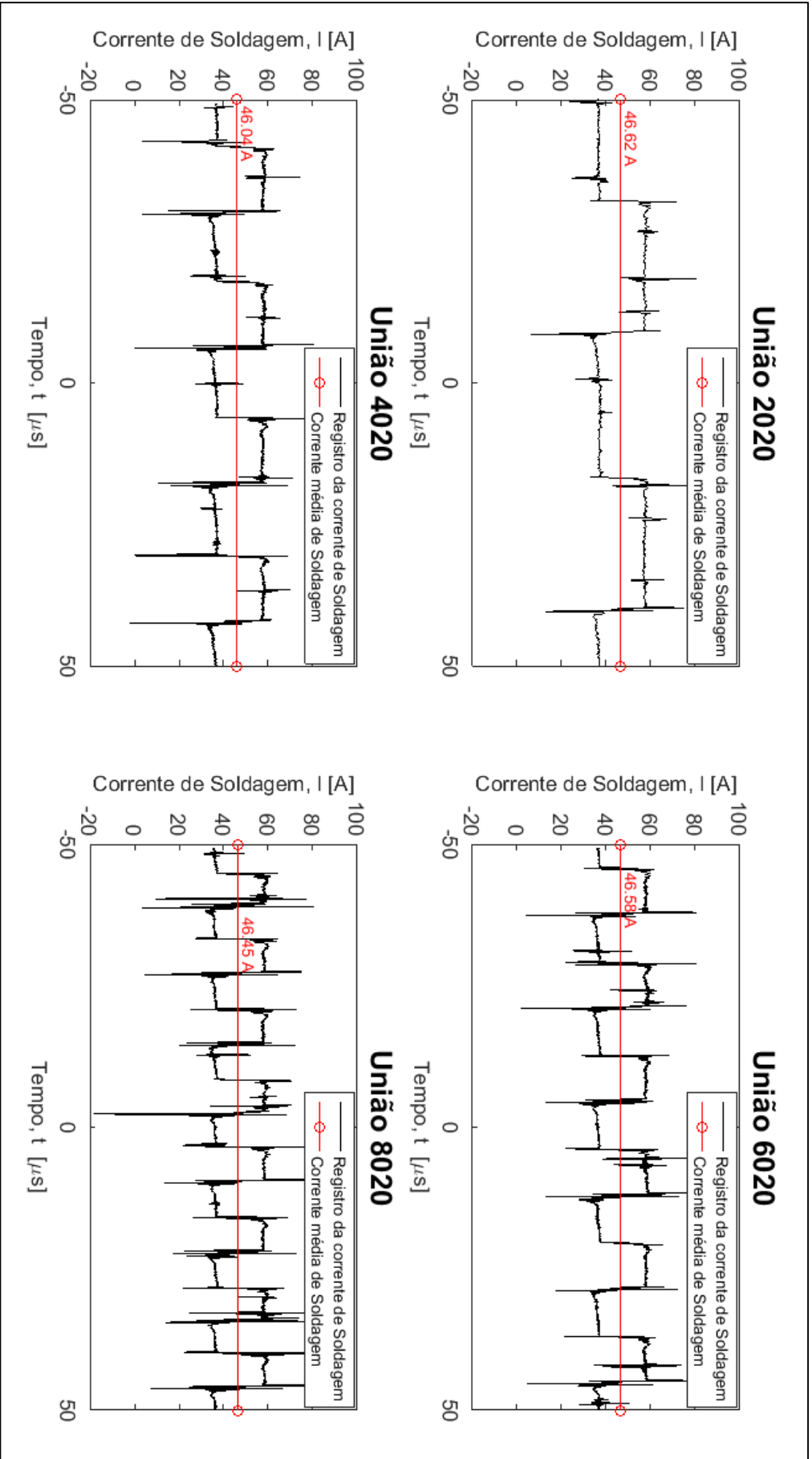
(continuação)

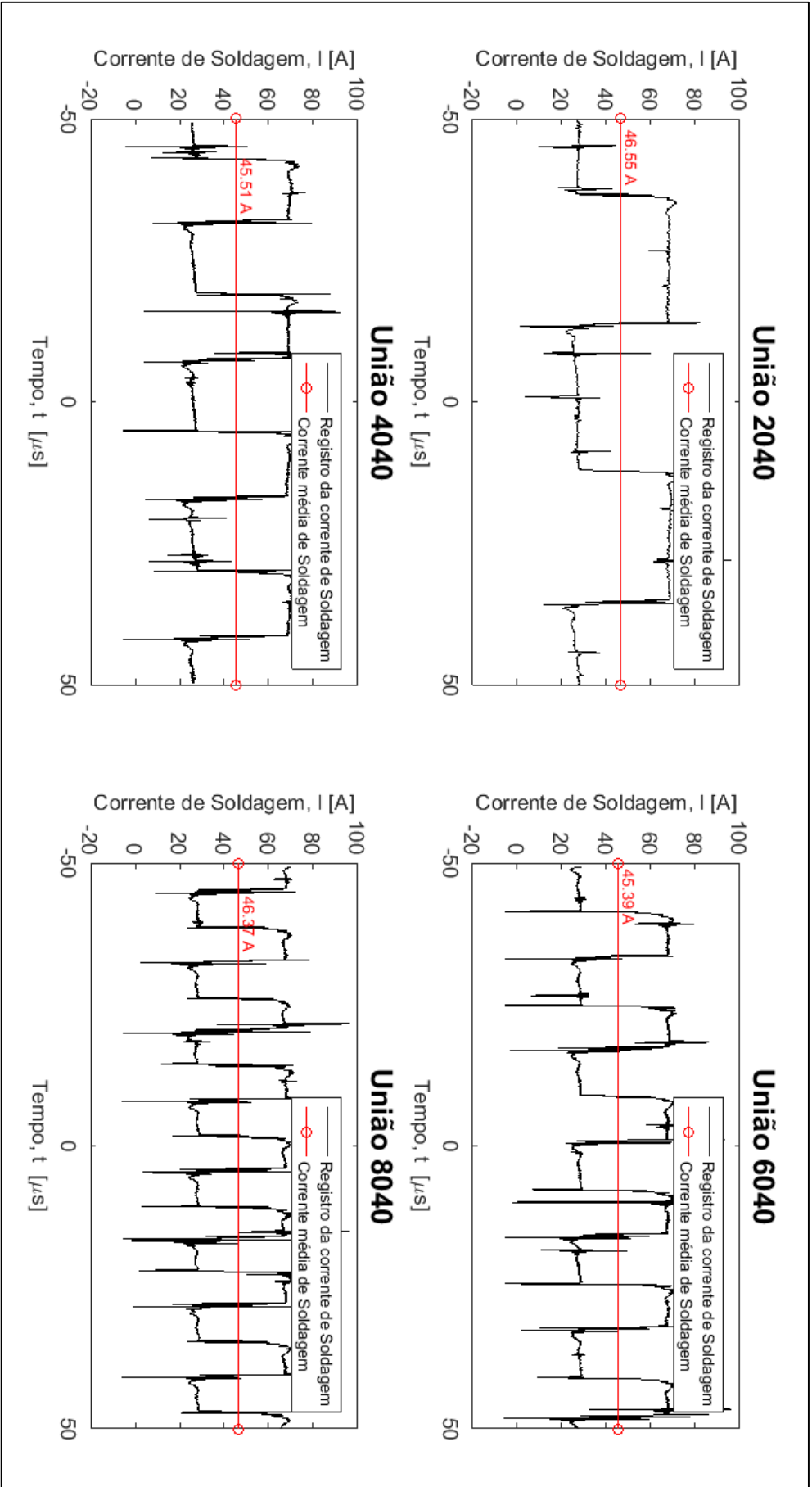
Trabalho	Ano	Autor (es)	Processo de soldagem utilizado	Materiais	Resultados/Observações
Improving Weld Quality by Arc-Excited Ultrasonic Treatment	2001	Zhang Chunlei, Wu Minsheng e Du Jinglei	Arco submerso com ultrassom e arco submerso sem ultrassom	Aço baixo carbono: "mild steel"	<ol style="list-style-type: none"> 1. Redução do tamanho do grão na zona fundida e o estreitamento da região de grãos grosseiros na zona afetada pelo calor; 2. A vibração ultrassônica acelerou a condução de calor aumentado a taxa de resfriamento da solda, resultando na redução do tamanho dos grãos na zona parcialmente fundida; 3. Aumento na extensão da ZTA na medida que a excitação ultrassônica aumenta.
Análise de soldas produzidas pelo processo de arco submerso com pulsação ultrassônica da corrente	2016	Cristina Mendes da Silva	Arco submerso com ultrassom e arco submerso sem ultrassom	Aço ASTM A36	<ol style="list-style-type: none"> 1. A utilização da técnica da pulsação da corrente ultrassônica alterou a microestrutura do grão de ferrita Widmanstätten serrilhada para ferrita Widmanstätten de placas laterais secundárias (na ZTA); 2. A mesma microestrutura sob a perspectiva do tamanho de grão, este indica um resfriamento mais Lento (grãos maiores); 3. Quanto maior o valor de frequência de pulsação empregada, maior é o tamanho do grão resultante na região da ZTA.
Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation	2006	Y. Cui, C. L. Xu e Q. Han	TIG com transdutor para inserir ultrassom no arco	Aço inoxidável super austenítico (AL-6XN)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Vibrações ultrassônicas aumentaram a profundidade da penetração da solda e a sua largura; 2. Melhoria na qualidade da solda.
TIG welding of the stainless steel 304 based on the ultrasonic vibration	2009	Yangyang Fan, Qingjie Sun, Chunli Yang, Sanbao Lin e Chenglei Fan	TIG com transdutor para inserir ultrassom no arco	Aço inoxidável austenítico (AISI 304)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Vibrações ultrassônicas aumentaram a profundidade da penetração da solda e a sua largura; 2. Melhoria na qualidade da solda.

(conclusão)

Trabalho	Ano	Autor (es)	Processo de soldagem utilizado	Materiais	Resultados/Observações
Effects of high-intensity ultrasonic-wave emission on the weldability of aluminum alloy 7075-T6	2003	Wen-Long Dai	TIG com ultrassom e TIG sem ultrassom	Liga de alumínio (7075-T6)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Vibrações ultrassônicas no processo TIG induziram um aumento de até aproximadamente 45% na profundidade de penetração da solda; 2. Vibrações ultrassônicas no processo TIG induziram uma redução de até 42% no tamanho do grão em comparação com TIG convencional.
The effect of ultrasonic vibration on the mechanical properties of austenitic stainless steel weld	2003	Takehiko Watanabe, Shinichi Ookawara e S. Seki	TIG com transdutor para inserir ultrassom no arco	Aço inoxidável austenítico (AISI 304)	<ol style="list-style-type: none"> 1. A resistência à tração da solda e a largura dos grãos austeníticos aumentaram com o aumento da amplitude das vibrações ultrassônicas.
Improvement of mechanical properties of ferritic stainless steel weld metal by ultrasonic vibration	2010	Takehiko Watanabe, Masataka Shiroki, Atsushi Yanagisawa e Tomohiro Sasaki	TIG com transdutor para inserir ultrassom no arco e TIG sem ultrassom	Aço inoxidável ferrítico (SUS444)	<ol style="list-style-type: none"> 1. Refinamento de grão a baixas velocidades de soldagem; 2. Uma maior velocidade de soldagem resultou na formação de grãos equiaxados no centro do cordão de solda, levando a uma maior ductilidade; 3. Na ausência de vibrações ultrassônicas, trincas nos grãos colunares se propagaram perpendicularmente em relação à direção de soldagem; 4. Na presença de vibrações ultrassônicas a propagação aconteceu através dos grãos equiaxados.

APÊNDICE B - Variação da corrente de soldagem durante os processos de soldagem





APÊNDICE C - Análise do tempo de ataque químico

A coluna de resultados pode ser lida como: (1) Não revelou; (2) Revelou muito pouco; (3) Revelou pouco; (4) Revelou; (5) Revelou bem; (6) Revelou muito bem; (7) Queimou muito pouco; (8) Queimou pouco; (9) Queimou.

(continua)

Amostra	Reagente	Tempo de ataque [s]	Resultado
45	Nital	3 e 21	2
45	Nital	4 e 12	2
45	Nital	5 e 30	2
45	Nital	8 e 04	3
45	Nital	9 e 94	8
45	Nital	8 e 43	3
45	Nital	9 e 02	4
2020	Nital	9 e 15	3
2020	Nital	10 e 19	4
4020	Nital	9 e 93	5
6020	Nital	11 e 03	9
6020	Nital	9 e 94	4
8020	Nital	10	4
2040	Nital	9 e 80	6
4040	Nital	9 e 48	6
6040	Nital	9 e 74	5
8040	Nital	9 e 93	5
1020	Nital	9 e 80	4
45	Água Régia	9 e 79	3
45	Água Régia	10 e 52	3
45	Água Régia	15 e 04	4
2020	Água Régia	15 e 15	5
4020	Água Régia	15 e 22	4
6020	Água Régia	15 e 03	6
8020	Água Régia	15 e 21	4
2040	Água Régia	15 e 23	4
2040	Água Régia	14 e 50	6
4040	Água Régia	14 e 81	4
6040	Água Régia	14 e 96	4
8040	Água Régia	14 e 69	6
304	Água Régia	15 e 03	4
45	Marble	29 e 90	8
45	Marble	20 e 04	2
45	Marble	25 e 21	3

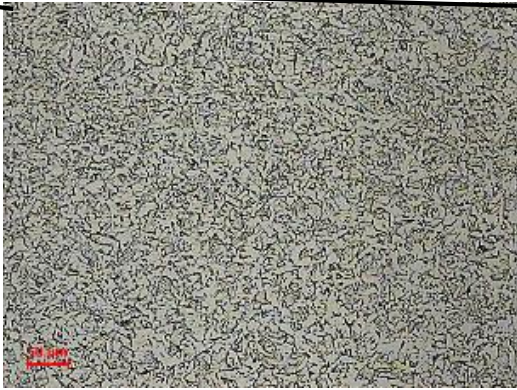

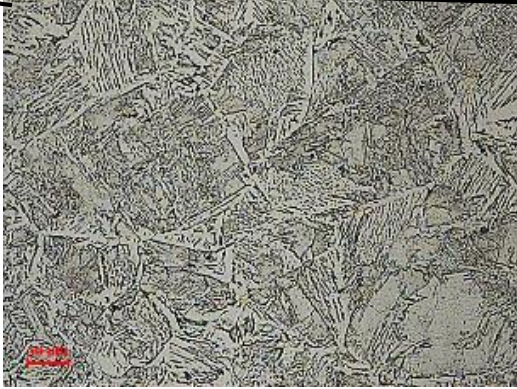

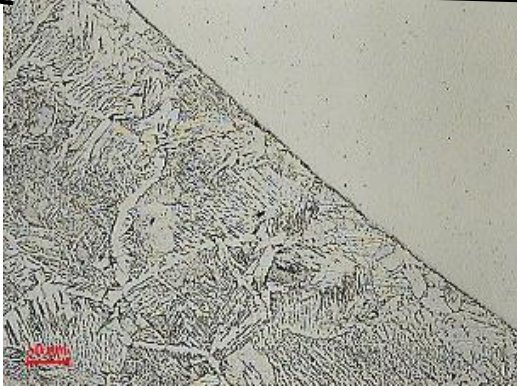
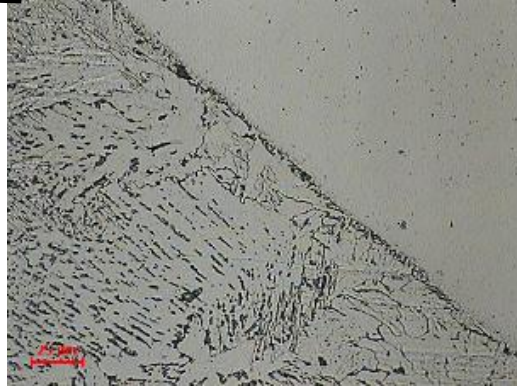
(conclusão)

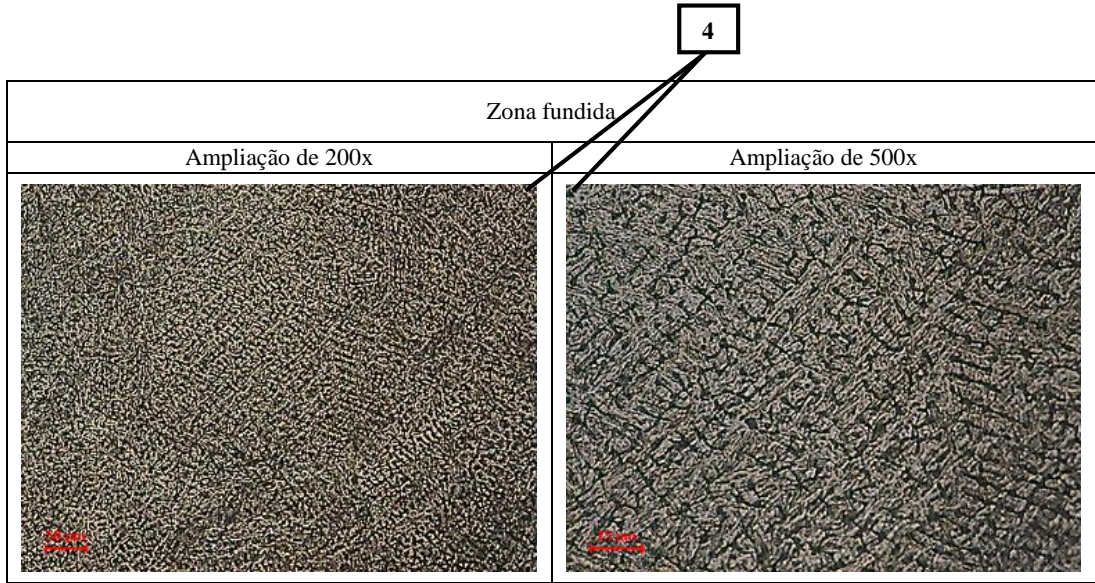
45	Marble	28 e 03	4
2020	Marble	27 e 96	5
4020	Marble	26 e 89	4
6020	Marble	26 e 96	4
8020	Marble	27 e 64	4
2040	Marble	27 e 44	5
4040	Marble	27 e 67	4
6040	Marble	27 e 74	4
8040	Marble	26 e 99	4
304	Marble	27 e 55	4

APÊNDICE D – Micrografias por união confeccionada

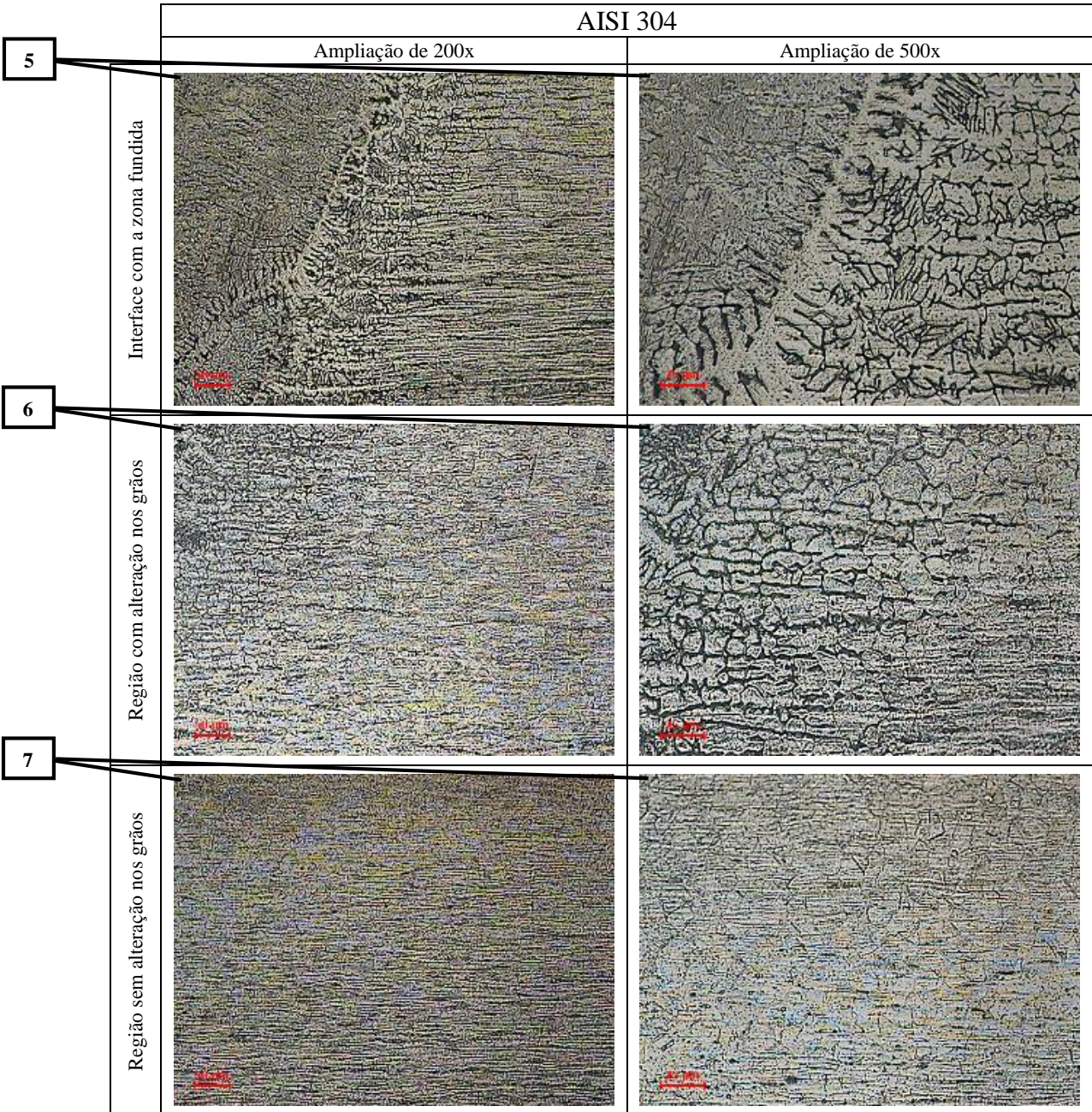
AMOSTRA 45



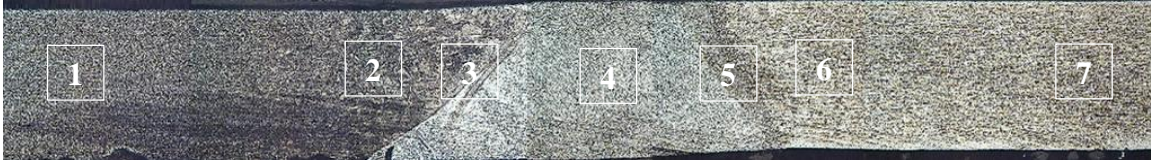
		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos		
2	Região com alteração nos grãos		
3	Interface com a zona fundida		


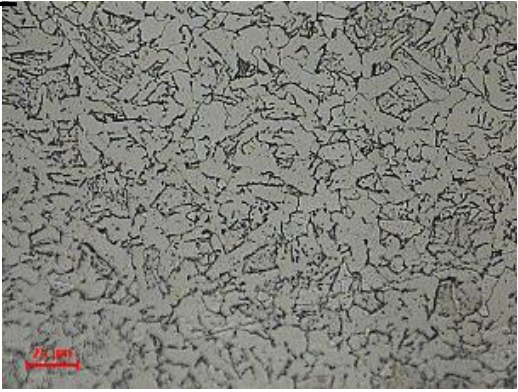

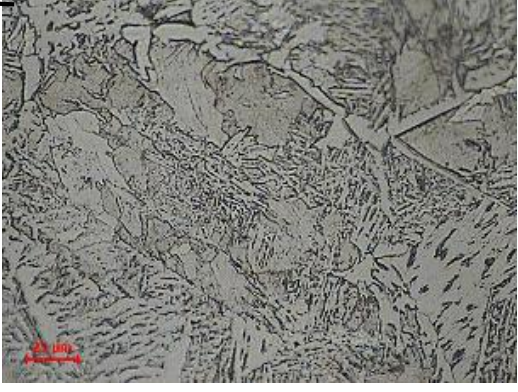

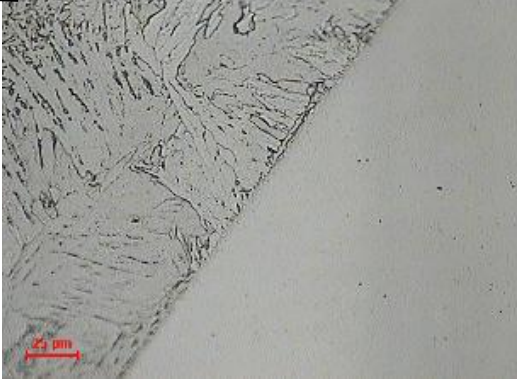


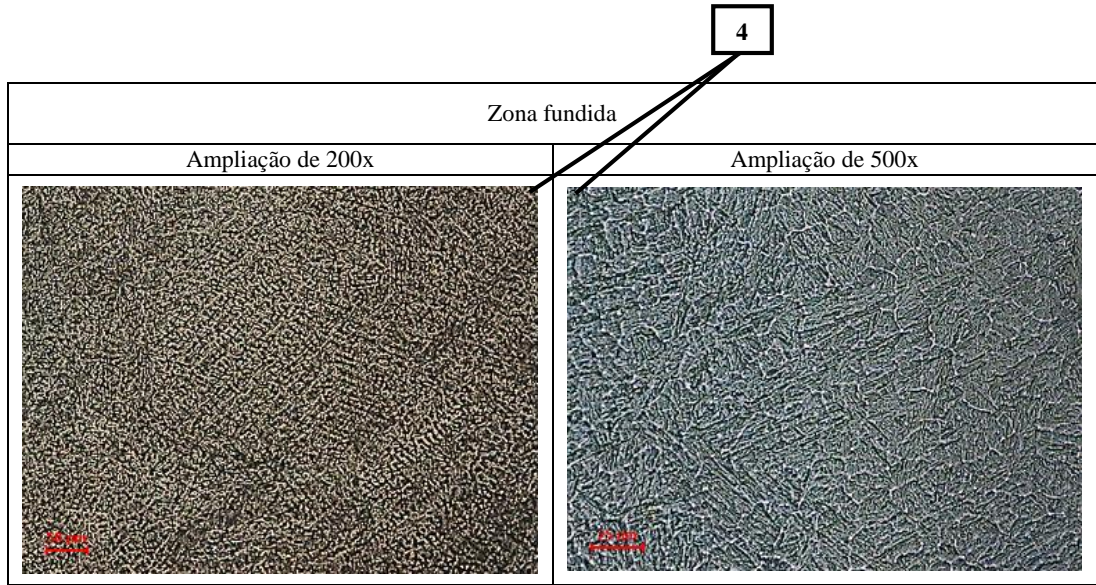
4



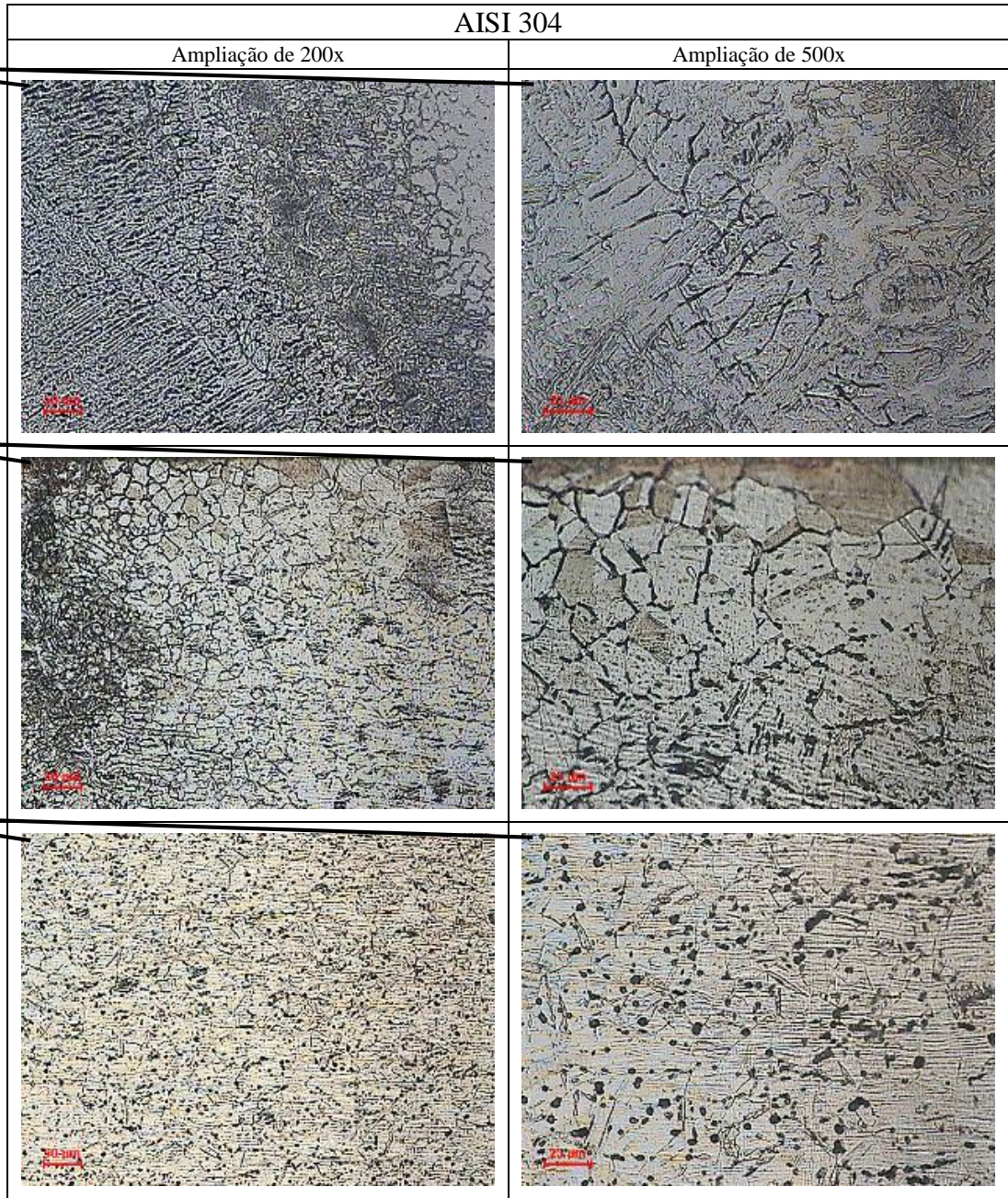
AMOSTRA 2020



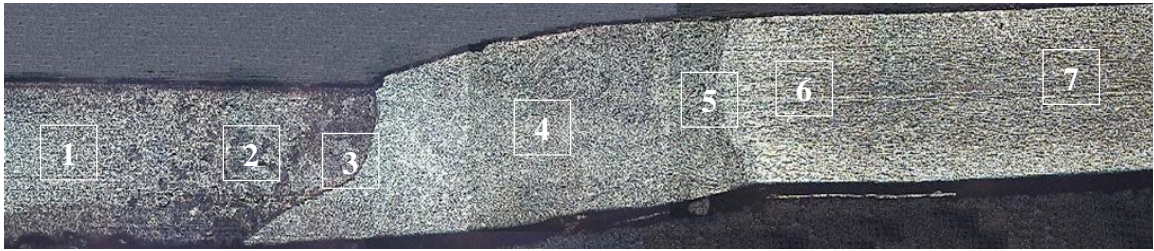
		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos	 <small>50 µm</small>	 <small>20 µm</small>
2	Região com alteração nos grãos	 <small>50 µm</small>	 <small>20 µm</small>
3	Interface com a zona fundida	 <small>50 µm</small>	 <small>20 µm</small>


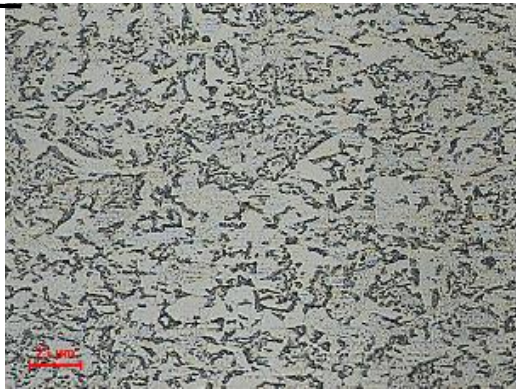



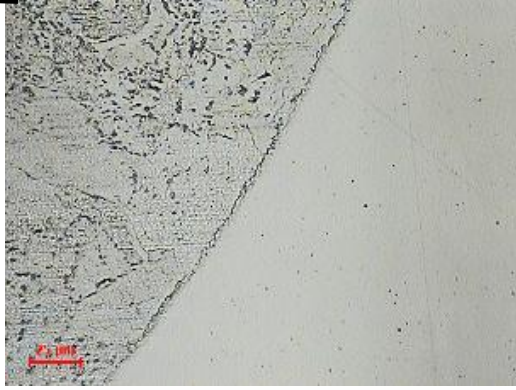


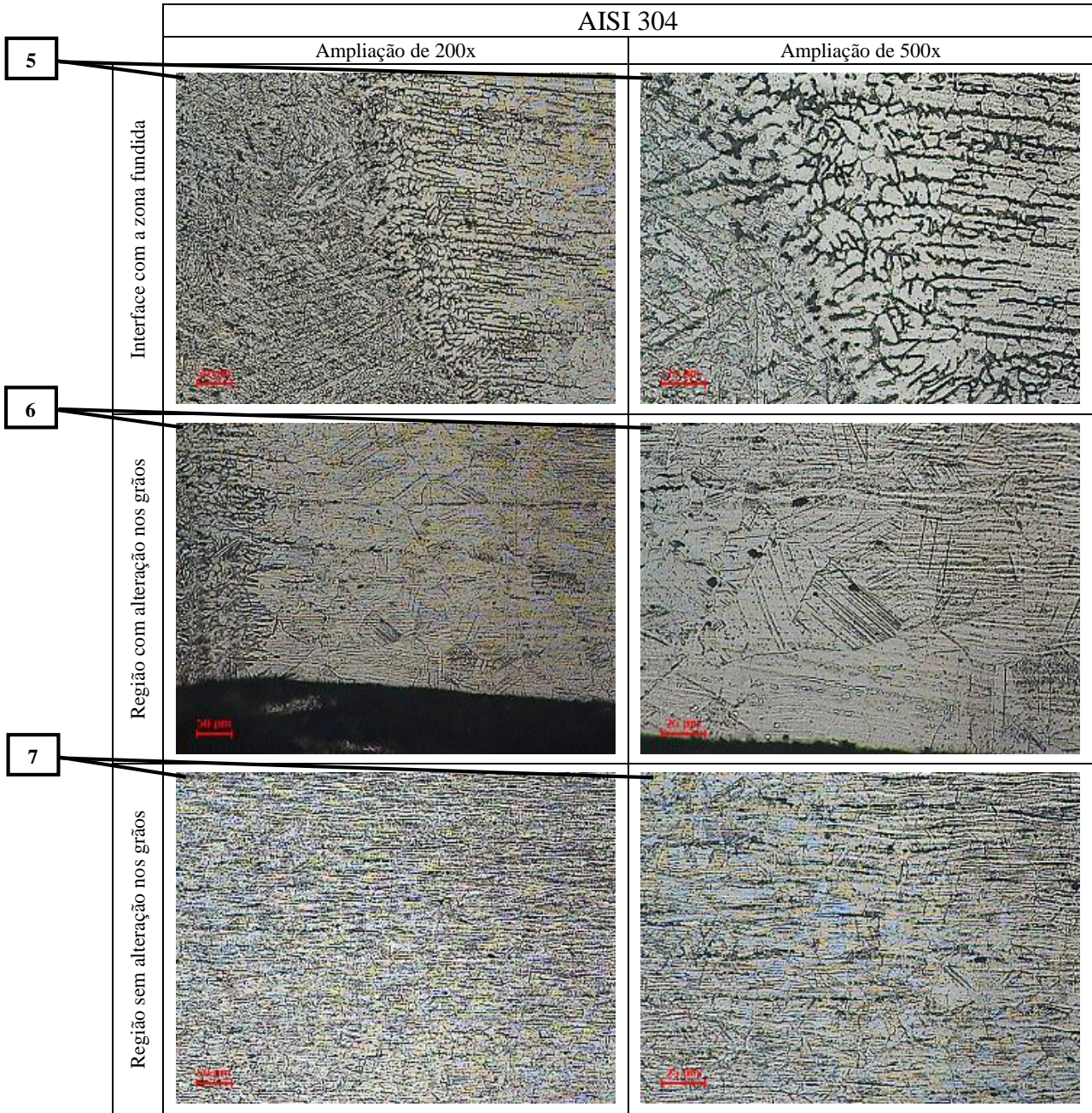
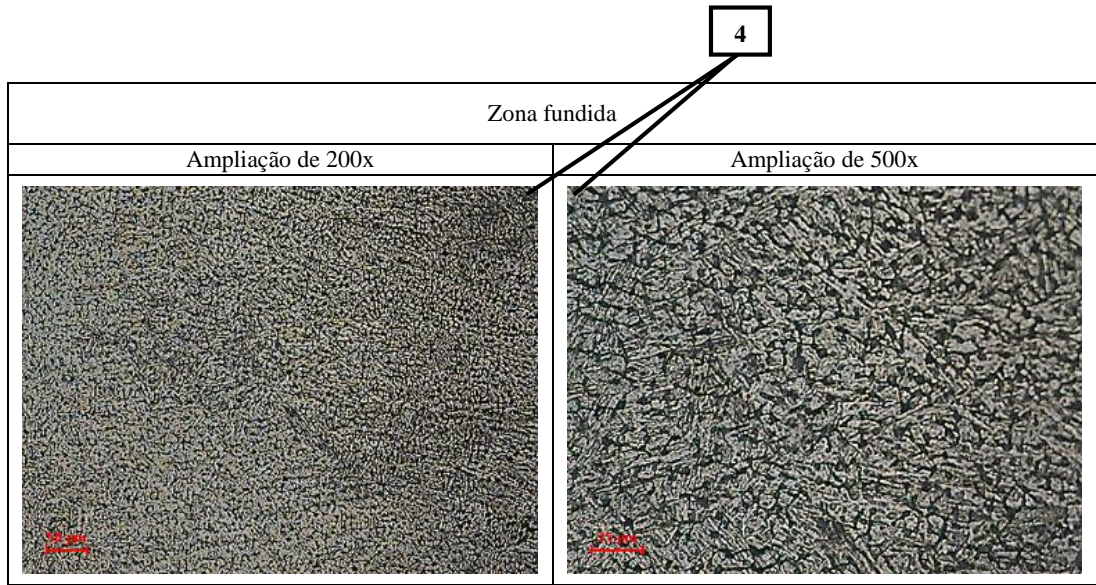
4



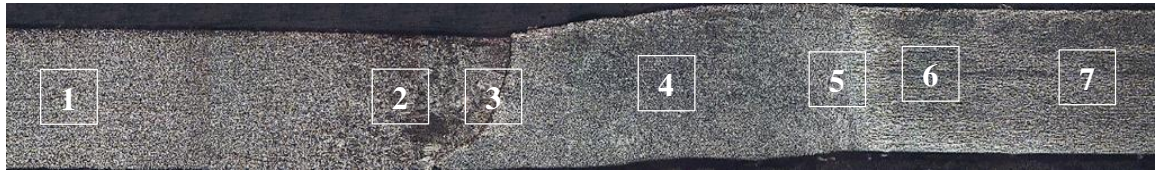
AMOSTRA 4020

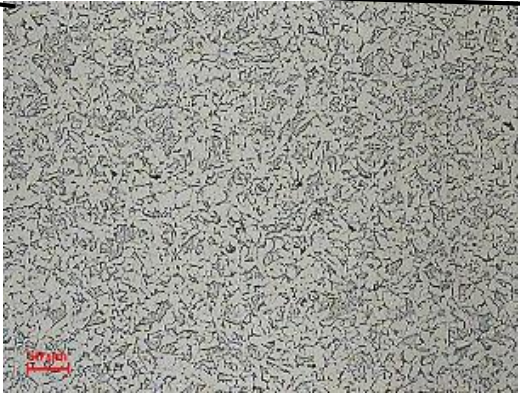



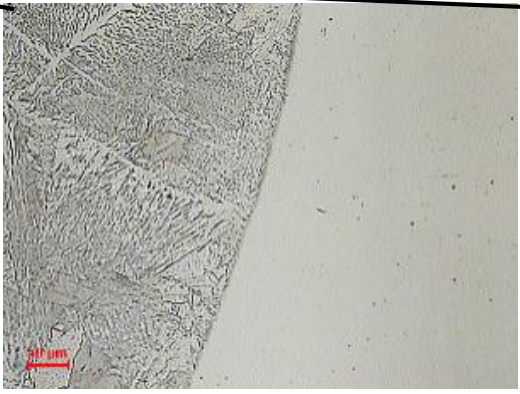
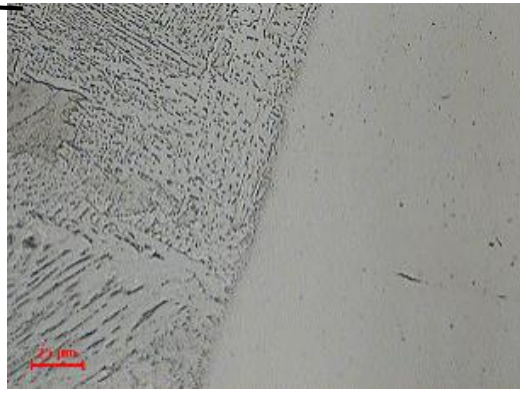


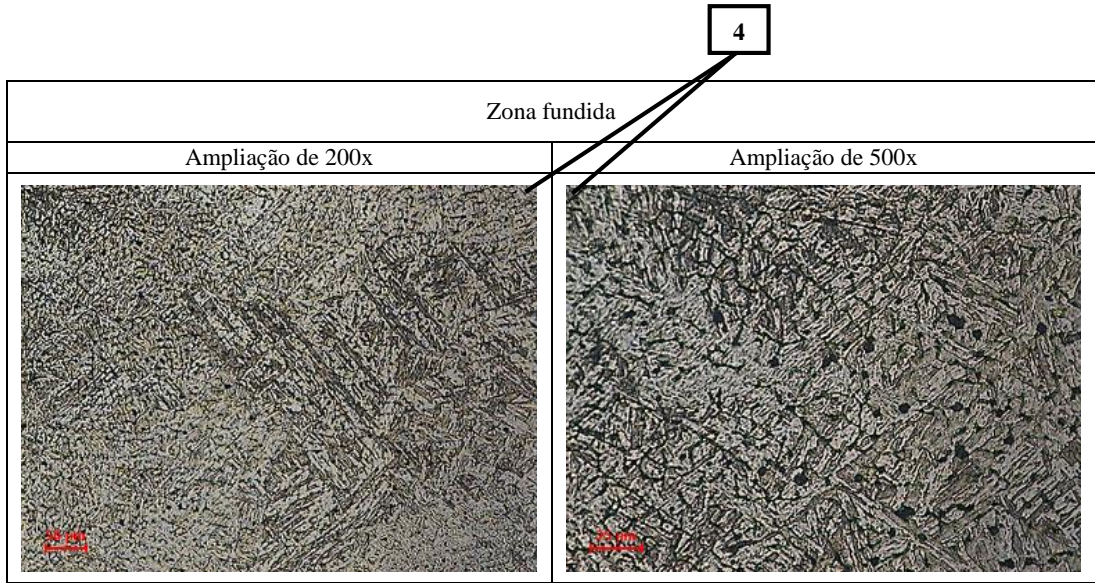
		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos		
2	Região com alteração nos grãos		
3	Interface com a zona fundida		



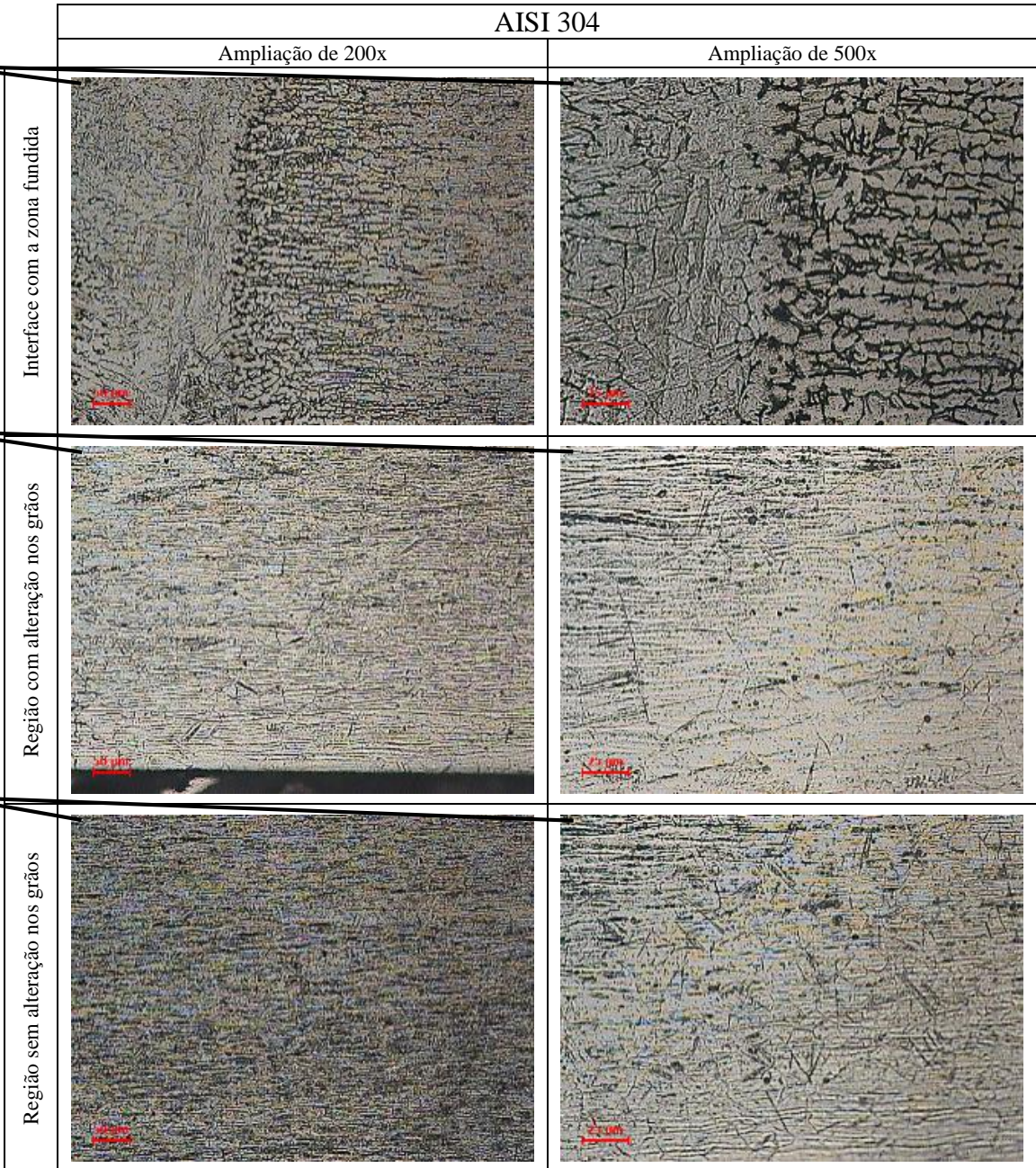
AMOSTRA 6020



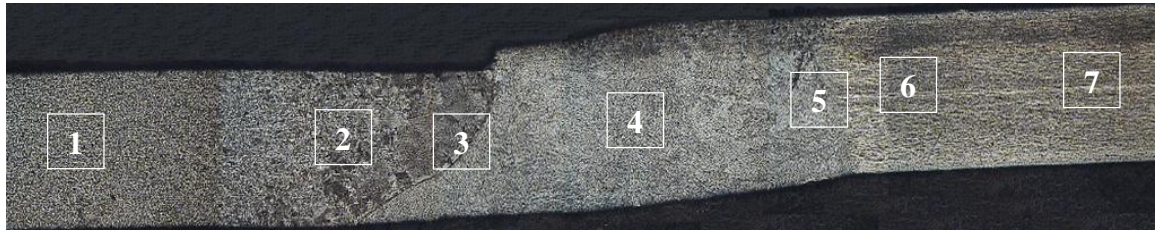
		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos		
2	Região com alteração nos grãos		
3	Interface com a zona fundida		

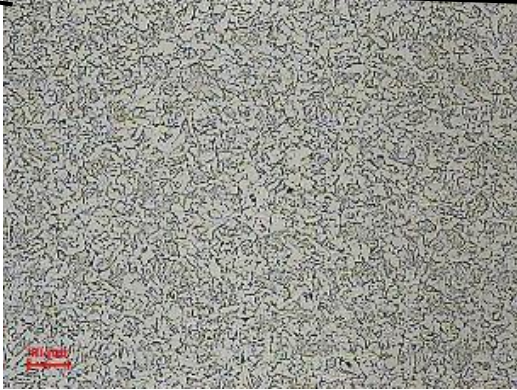

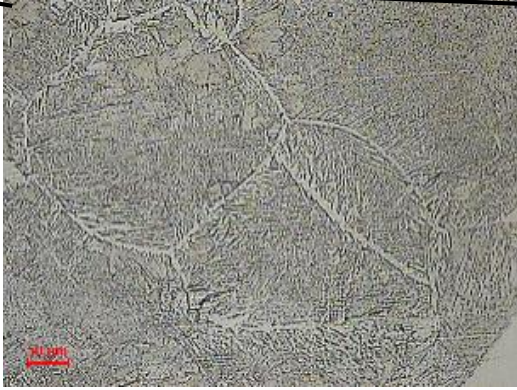

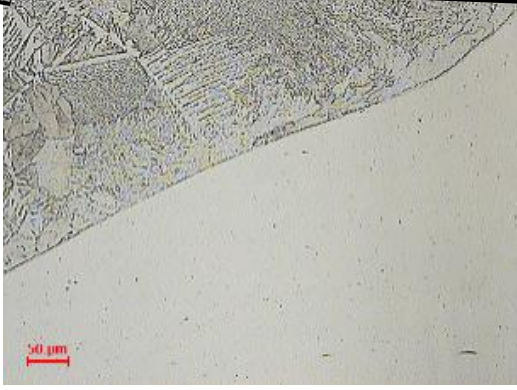
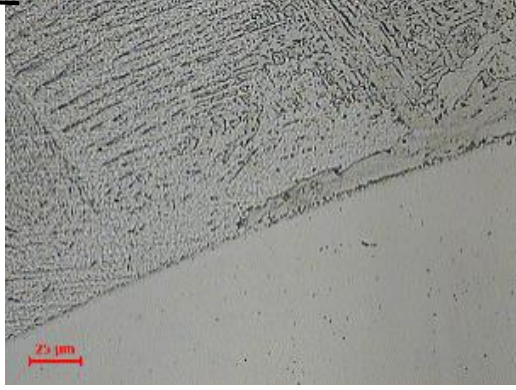


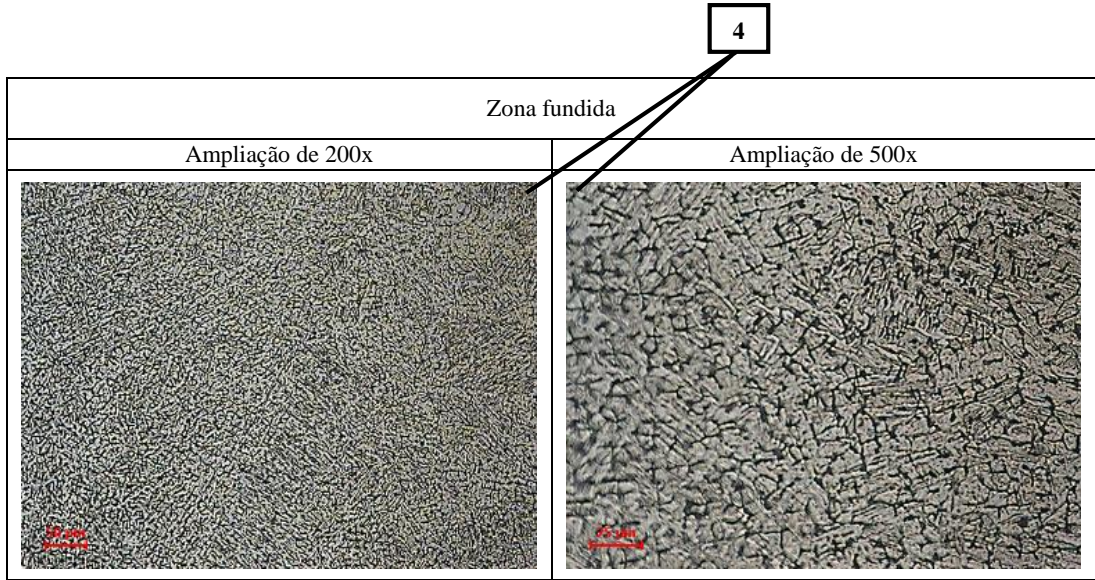
4



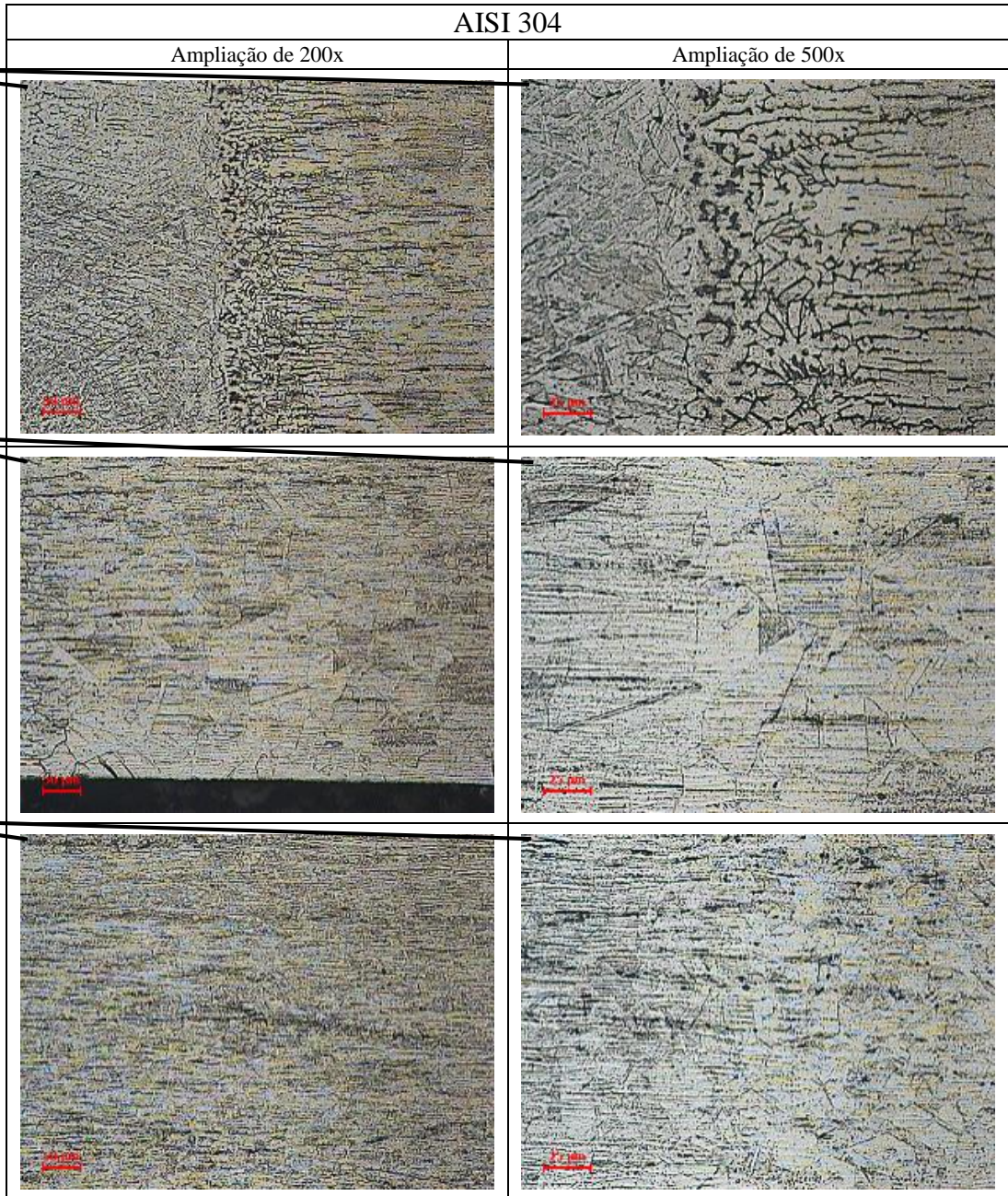
AMOSTRA 8020



		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos		
2	Região com alteração nos grãos		
3	Interface com a zona fundida		




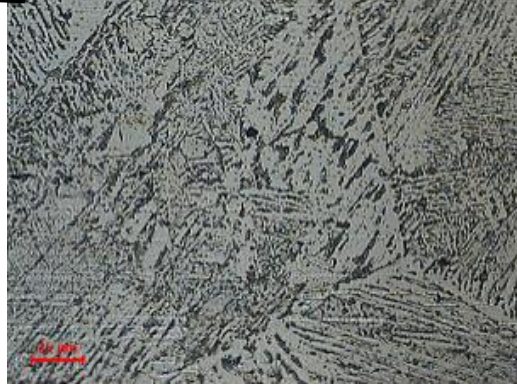

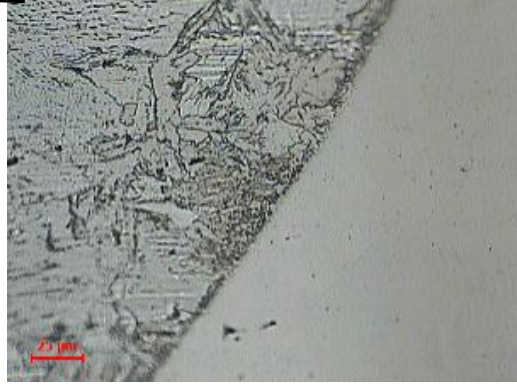


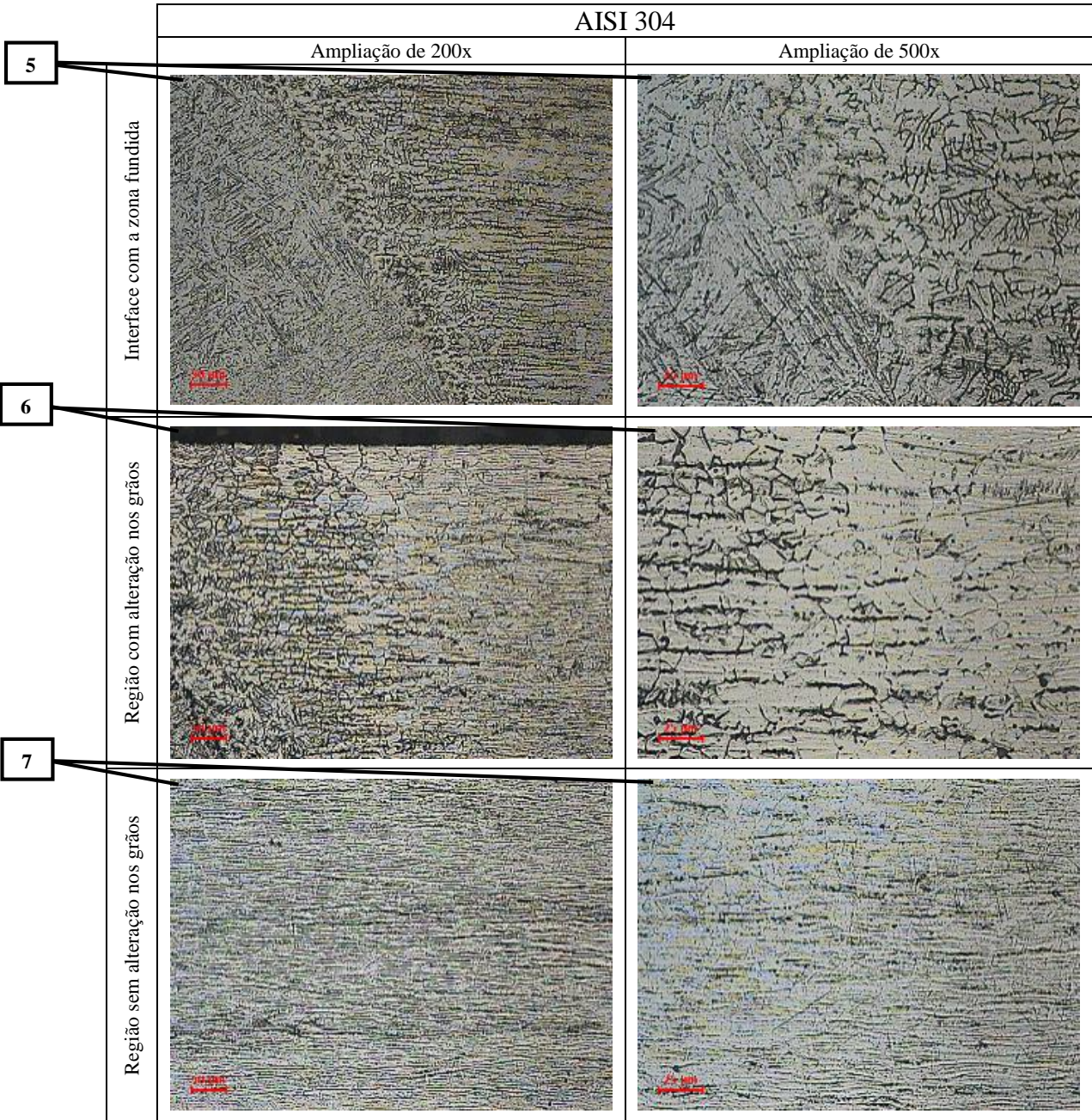
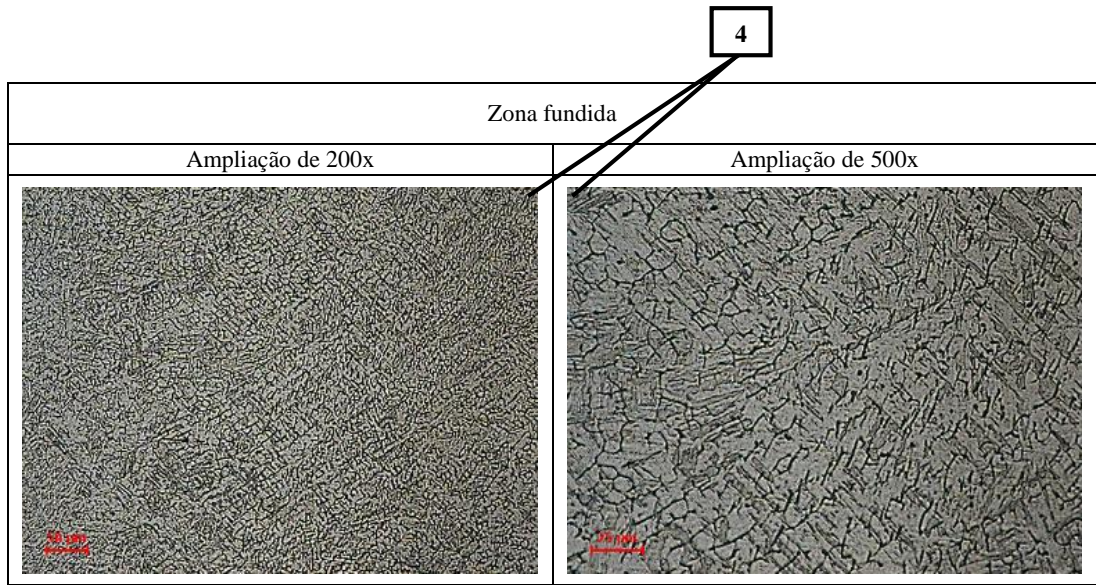
4



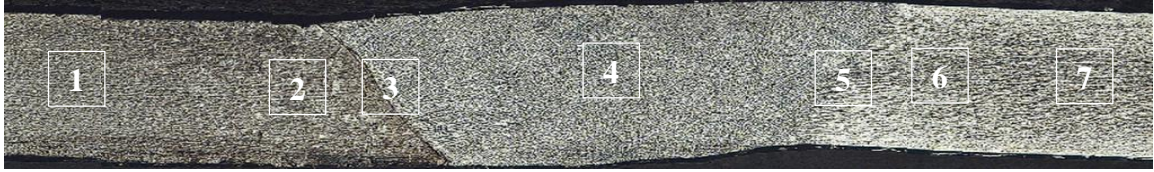
AMOSTRA 2040

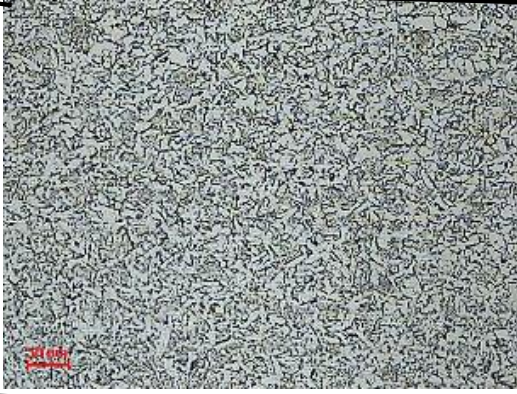
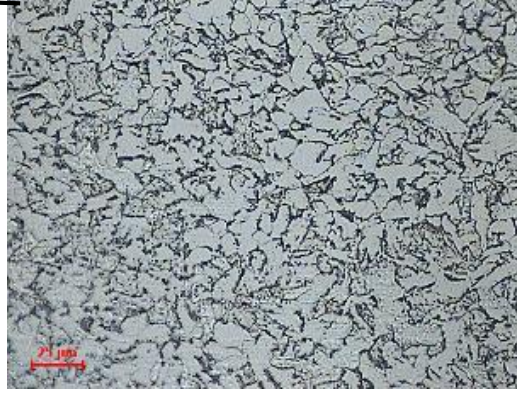


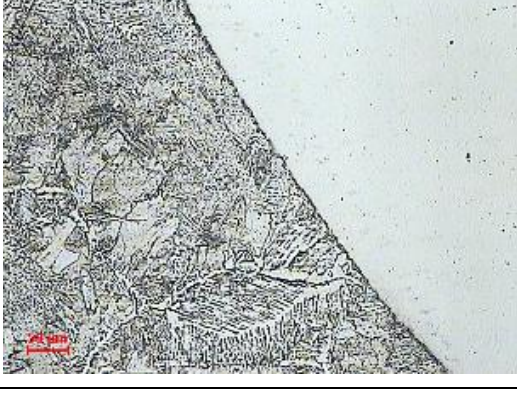
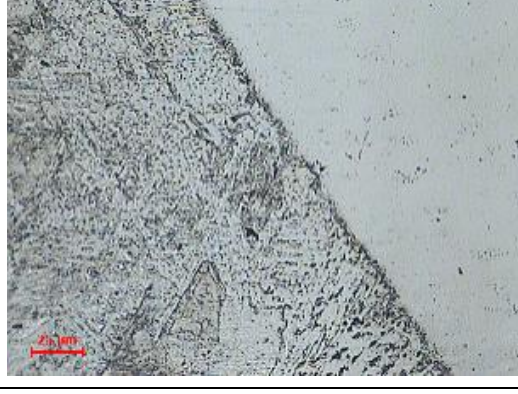


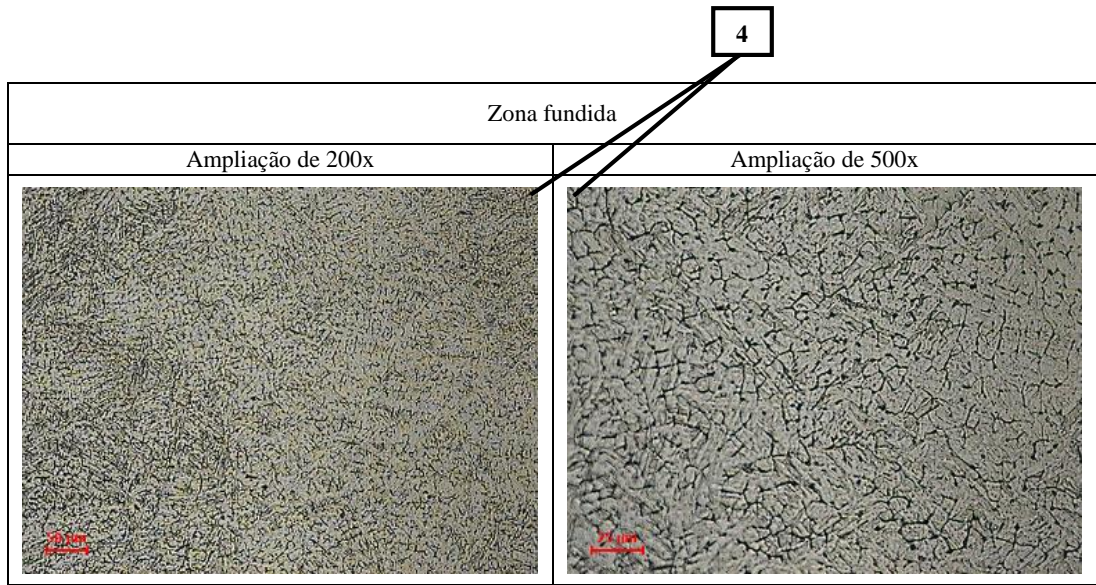
		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos		
2	Região com alteração nos grãos		
3	Interface com a zona fundida		



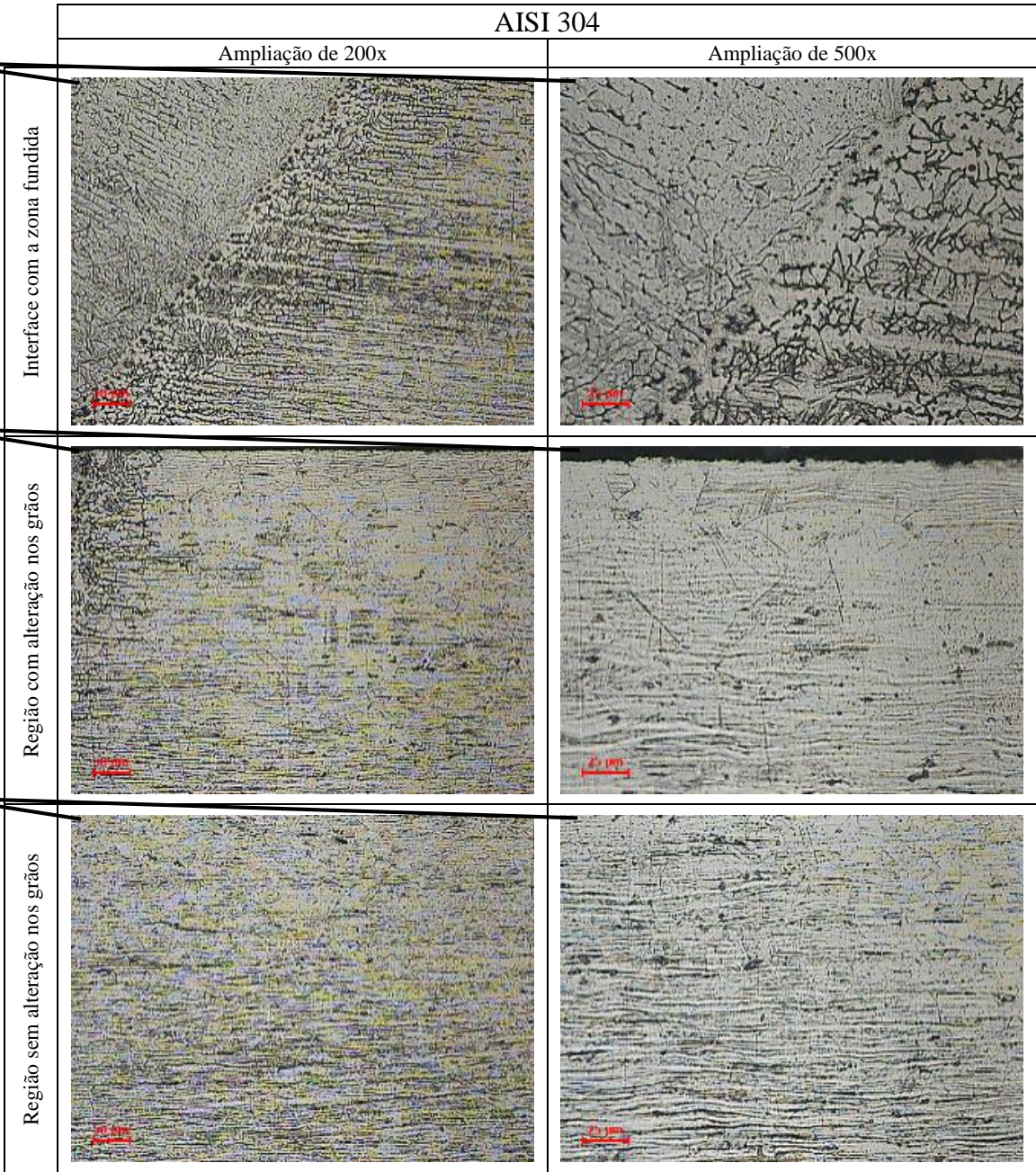
AMOSTRA 4040



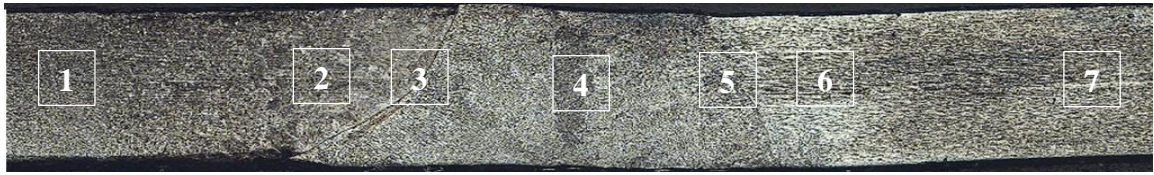
		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos		
2	Região com alteração nos grãos		
3	Interface com a zona fundida		

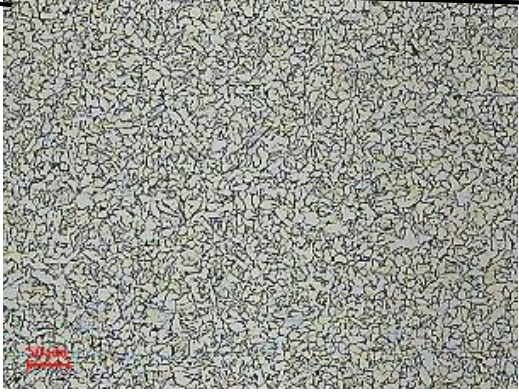



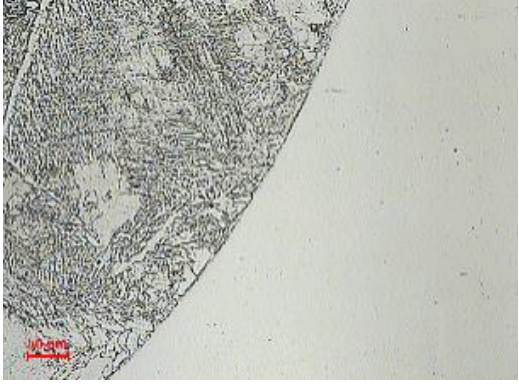
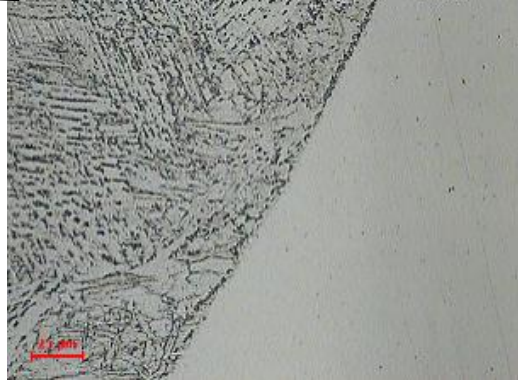


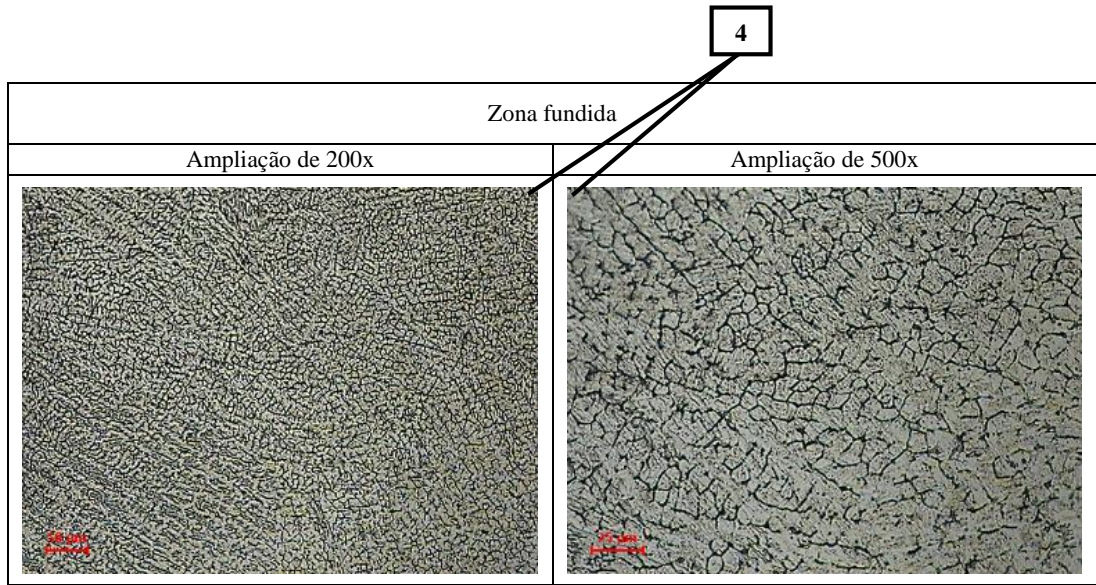
4



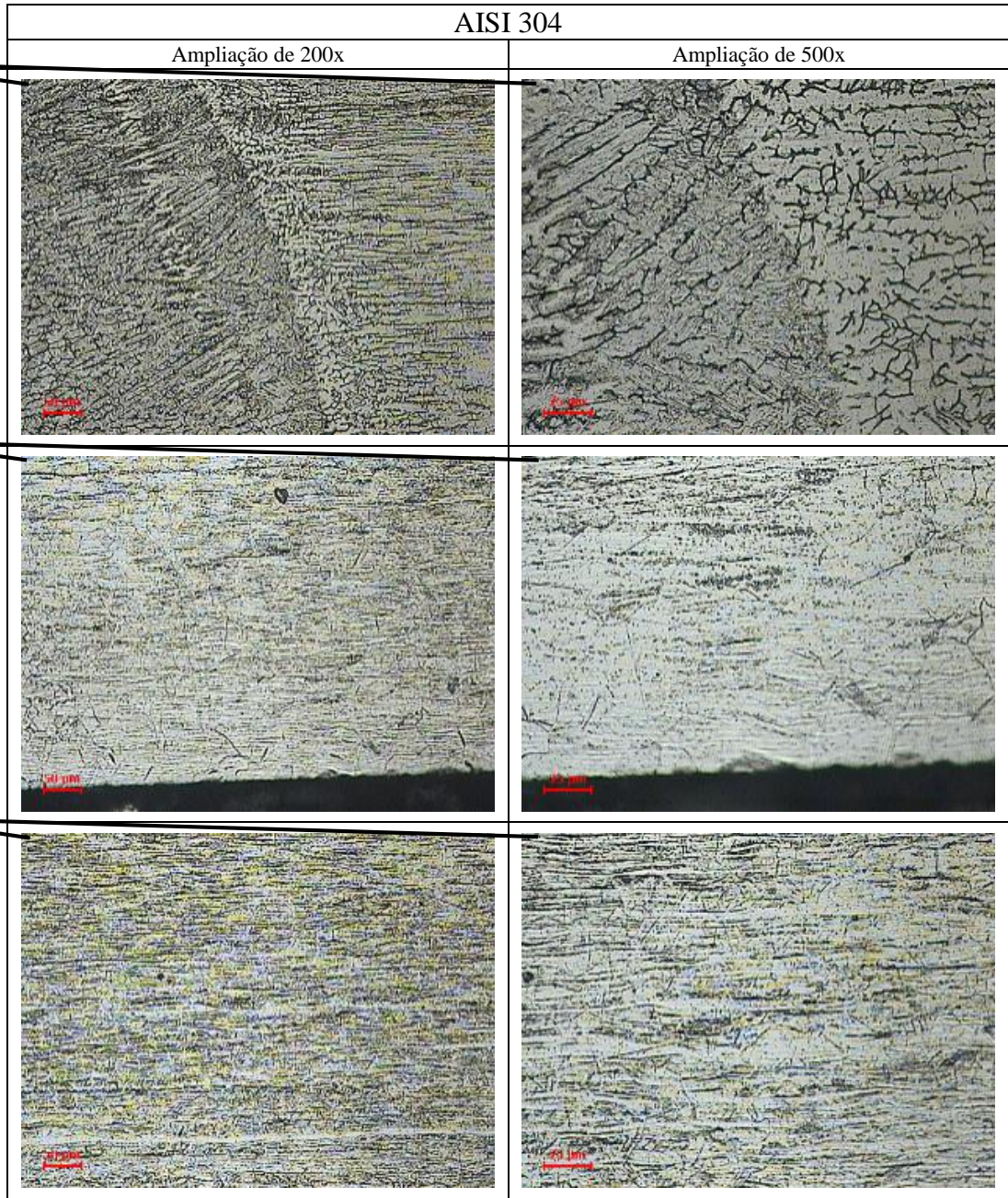
AMOSTRA 6040



		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos		
2	Região com alteração nos grãos		
3	Interface com a zona fundida		



4



5

Interface com a zona fundida

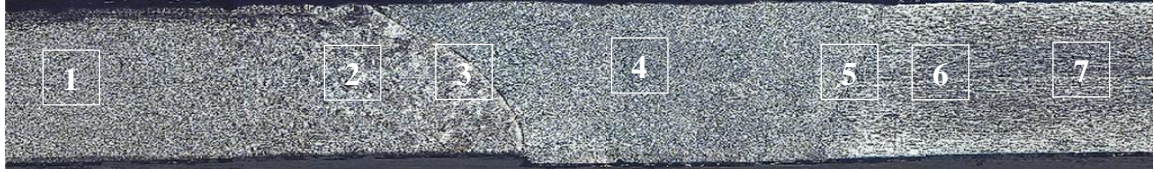
6

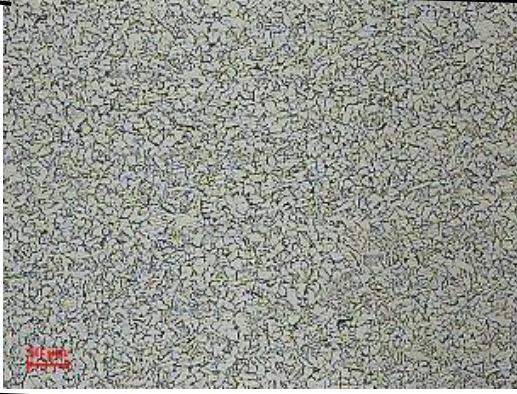



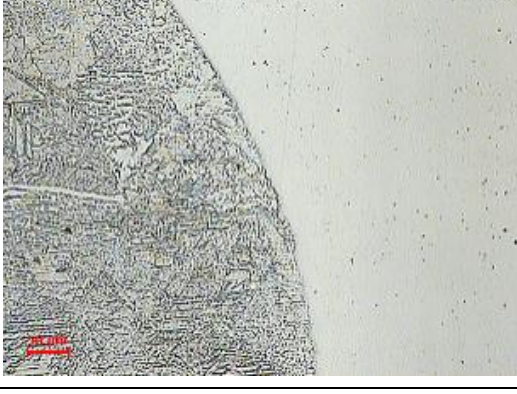
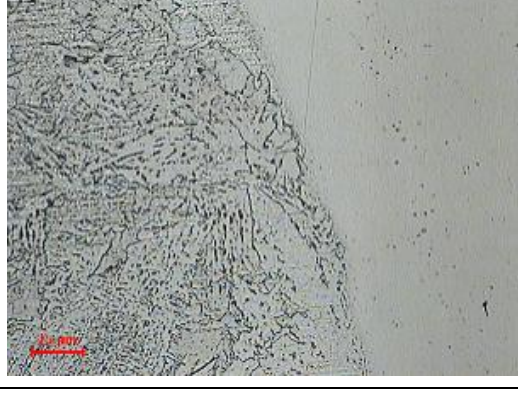
Região com alteração nos grãos

7

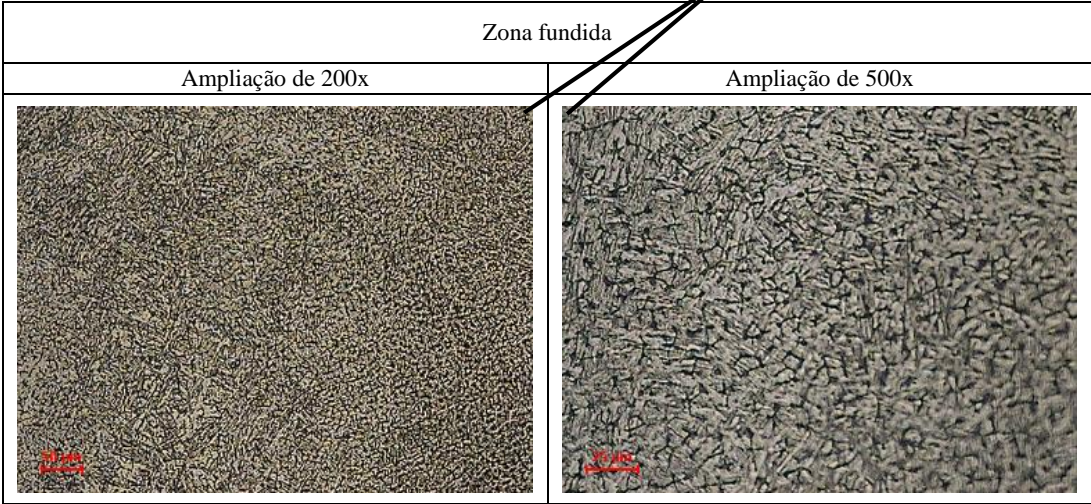
Região sem alteração nos grãos

AMOSTRA 8040

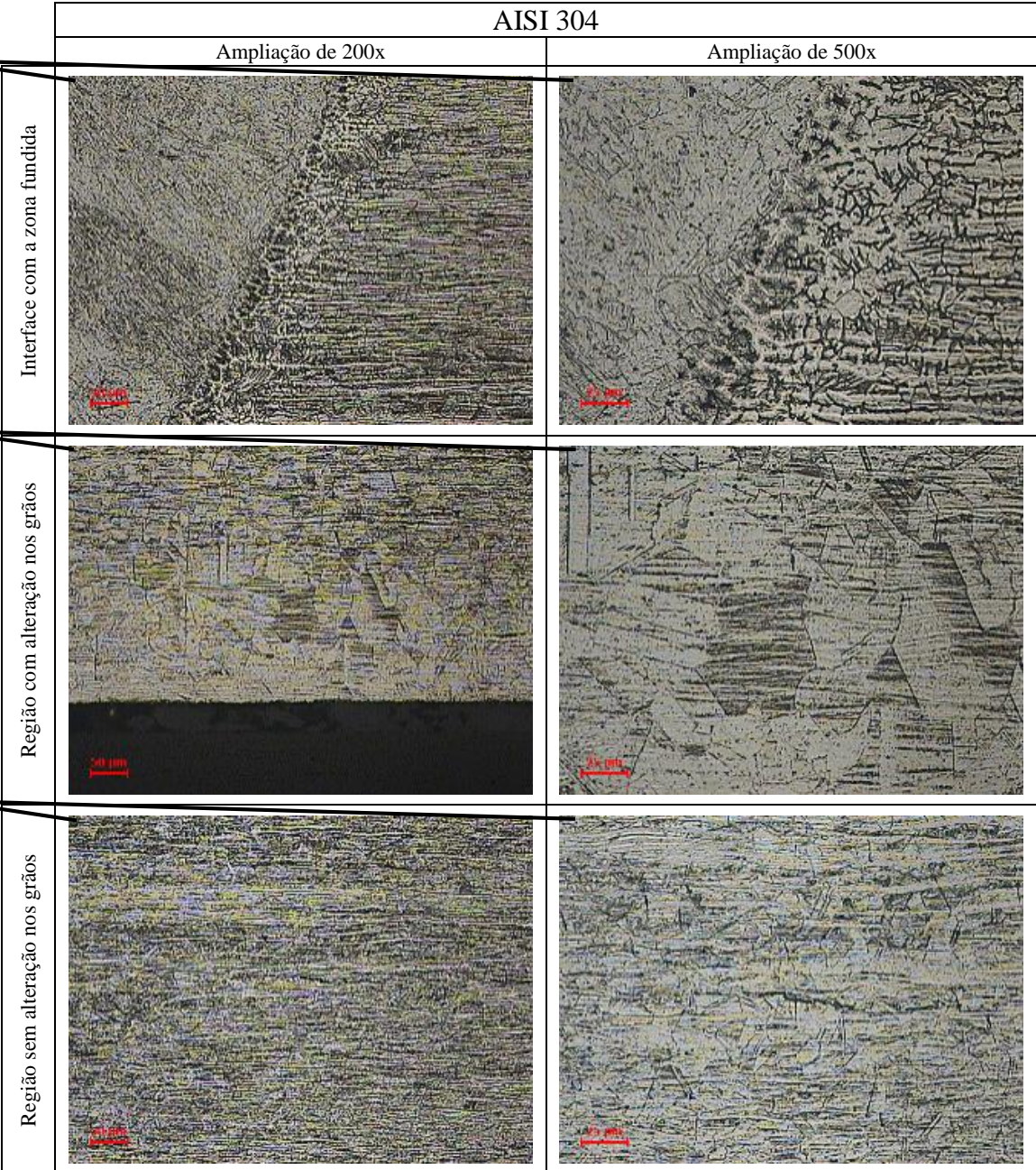


		SAE 1020	
		Ampliação de 200x	Ampliação de 500x
1	Região sem alteração nos grãos		
2	Região com alteração nos grãos		
3	Interface com a zona fundida		

4



5



6

7

APÊNDICE E - Gráficos de tensão em função da deformação

