

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E
TECNOLOGIA DE SANTA CATARINA.

ALISSON JOSÉ ENGLERTH
RODRIGO HUMBERTO DELITSCH
TAINARA VOIT

**INFLUÊNCIA DA UMIDADE NAS
CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS DOS
DEPÓSITOS REALIZADOS COM AÇO AISI
316L SOBRE O AISI 1020 PELO
PROCESSO PTA-P**

**ALISSON JOSÉ ENGLERTH
RODRIGO HUMBERTO DELITSCH
TAINARA VOIT**

**INFLUÊNCIA DA UMIDADE NAS
CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS DOS
DEPÓSITOS REALIZADOS COM AÇO AISI
316L SOBRE O AISI 1020 PELO
PROCESSO PTA-P**

JOINVILLE, JULHO DE 2022

**INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE SANTA
CATARINA.**

CÂMPUS JOINVILLE

**ALISSON JOSÉ ENGLERTH
RODRIGO HUMBERTO DELITSCH
TAINARA VOIT**

**INFLUÊNCIA DA UMIDADE NAS CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS
DOS DEPÓSITOS REALIZADOS COM AÇO AISI 316L SOBRE O AISI 1020
PELO PROCESSO PTA-P**

Trabalho de conclusão de curso submetido ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina como parte dos requisitos de obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica.

Orientador: Leonidas Cayo Mamani Gilapa, Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais

JOINVILLE, JULHO DE 2022

Englerth, Alisson José.

Influência da umidade nas características metalúrgicas dos depósitos realizados com o aço AISI 316L sobre o aço AISI 1020 pelo processo PTA-P / Alisson José Englerth, Rodrigo Humberto Delitsch, Tainara Voit. – Joinville, SC, 2022.

55 f.

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina. Curso Superior de Bacharelado em Engenharia Mecânica, Joinville, 2022.

Orientador: Leonidas Cayo Mamani Gilapa

1. Soldagem. 2. PTA. 3. Umidade. I. Delitsch, Rodrigo Humberto. II. Voit, Tainara. III. Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia de Santa Catarina. IV. Título.

INFLUÊNCIA DA UMIDADE NAS CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS DOS
DEPÓSITOS REALIZADOS COM AÇO AISI 316L SOBRE O AISI 1020 PELO
PROCESSO PTA-P

ALISSON JOSÉ ENGLERTH
RODRIGO HUMBERTO DELITSCH
TAINARA VOIT

Este trabalho foi julgado adequado para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Mecânica e aprovado na sua forma final pela banca examinadora do Curso de Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina.

Joinville, julho de 2022.

Banca Examinadora:

Prof. Leonidas Cayo Mamani Gilapa, Dr
Orientador
Instituto Federal de Santa Catarina

Prof. Rubens Hesse, Dr
Instituto Federal de Santa Catarina

Prof. Tiago Vieira da Cunha, Dr
Universidade Federal de Santa Catarina

AGRADECIMENTOS

Agradecemos ao nosso orientador Dr. Leonidas Cayo Mamani Gilapa por aceitar conduzir nosso trabalho. Aos nossos professores do curso bacharelado em Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Santa Catarina, campus Joinville. Nosso pais e a todos que nos apoiaram nesta trajetória. Agradecemos ao Instituto Federal de Santa Catarina e à Universidade Federal de Santa Catarina de Joinville, por disponibilizar suas instalações para execução dos ensaios de laboratório. Por fim agradecemos ao Professor Dr. Tiago Vieira da Cunha e a Kamila Borba pelo apoio e ajuda durante a execução dos ensaios.

RESUMO

A indústria busca constantemente pela redução de custos em seus processos, portanto é de grande importância aumentar a vida útil das peças de suas máquinas. Um grande fator que influencia na degradação destas peças é o desgaste e uma das alternativas para reduzi-lo é a aplicação de revestimentos. Um processo chamado PTA-P (*Plasma Transferred Arc with Powder*) têm se mostrado promissor nesse sentido. O interessante deste processo é o fato de permitir a utilização de diferentes metais aumentando assim sua gama de utilização. A soldagem via PTA-P, é bem complexa, tendo uma quantidade grande de parâmetros a serem controlados. Sendo assim, este trabalho teve como foco o estudo da influência da umidade presente no pó utilizado neste processo. O metal base utilizado foi o aço AISI 1020 e o pó de aço inoxidável AISI 316L. Após a realização da soldagem, foram realizadas análises metalográficas e as avaliações da microdureza do metal de solda e da zona termicamente afetada. Os resultados obtidos indicaram que não houve influência da umidade na qualidade do cordão da solda usando os parâmetros fixados.

Palavras-chave: Soldagem; PTA-P; Revestimento; Umidade; Aço Inoxidável; Porosidade.

ABSTRACT

The industry constantly seeks to reduce costs in its processes, so it is of great importance to increase the useful life of its machine parts. A major factor that influences the degradation of these parts is wear and one of the alternatives to reduce it is the application of coatings. A process called PTA-P (Plasma Transferred Arc with Powder) has shown promise in this regard. The interesting thing about this process is the fact that it allows the use of different metals, thus increasing their range of use. Welding via PTA-P is very complex, having many parameters to be controlled. Therefore, this work focused on the study of the influence of moisture present in the powder used in this process. The base metal used was AISI 1020 steel and AISI 316L stainless steel powder. After welding, metallographic analyzes and microhardness assessments of the weld metal and the thermally affected zone were performed. The results obtained indicated that there was no influence of humidity on the quality of the weld bead using the fixed parameters.

Keywords: Welding; PTA-P; Coating; Moisture; Stainless Steel; Porosity.

Lista de Figuras

Figura 1 - Comparação do bocal do processo PTA-P com o processo PAW...	16
Figura 2 - Tocha de plasma.....	17
Figura 3 - Equipamentos utilizados para a soldagem via PTA-P.....	18
Figura 4 - Bico constritor do processo PTA-P.	19
Figura 5 - Mudança microestrutural de um aço hipoeutetóide durante um resfriamento lento obtido através do processo de laminação a quente.....	21
Figura 6 - Modos de oscilações mais comuns.....	22
Figura 7 - Estrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304.....	23
Figura 8 - Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas.....	24
Figura 9 - Regiões da solda de um aço carbono.....	25
Figura 10 - Trinca a frio na ZTA.	27
Figura 11 - Trinca de solidificação no MS.	28
Figura 12 - Formas de porosidade: A - Distribuída; B - Agrupada; C - Alinhada; D - Vermicular.	28
Figura 13 - Representação esquemática da inclusão de escória.....	29
Figura 14 - Representação das diferentes texturas após o ataque químico. ...	30
Figura 15 - Impressão do penetrador de diamante na amostra.....	30
Figura 16 - Chapa de aço AISI 1020 cortada.	32
Figura 17 - Preparação do pó para soldagem.....	33
Figura 18 - Equipamento de soldagem utilizado.	35
Figura 19 - Esquemas das seções transversais do cordão.....	36
Figura 20 - Politriz lixadeira metalográfica.....	37
Figura 21 - Politriz automática metalográfica.	38
Figura 22 - Microscópio óptico Olympus série BH2.....	39
Figura 23 - Microdurômetro Future-Tech FM-800.	40
Figura 24 - Representação do perfil de microdureza retirado das amostras analisadas.	40
Figura 25 - Micrografia do metal base. Na imagem temos a grãos ferrita (α) e perlita (P). Ampliação de 100x.	41

Figura 26 - Representação das trincas superficiais das soldas.....	42
Figura 27 - Macrografia das amostras soldadas.	43
Figura 28 – Micrografia da amostra soldada com o pô do tipo I. Ampliação de 40x.	45
Figura 29 - Micrografia da amostra soldada com o pô do tipo V. Ampliação de 40x.	45
Figura 30 - Micrografia da amostra soldada com o pô do tipo III. Ampliação de 100x.	45
Figura 31 - Micrografia da amostra soldada com o pô do tipo III. Ampliação de 400x.	46
Figura 32 - Perfil de dureza das amostras.....	47

Lista de abreviaturas e siglas

AISI - *American Iron and Steel Institute*

DBP - Distância bico-peça

Fg – Ferrita de contorno de grão

Fn – Ferrita de *Widmanstätten*

Fs – Ferrita com segunda fase não alinhada

HV – Dureza Vickers

IFSC – Instituto Federal de Santa Catarina campus Joinville

MS – Metal de solda

PTA-P – *Plasma Transferred Arc with Powder*

PAW - *Plasma Arc Welding*

Tc – Temperatura crítica

Tf – Temperatura de fusão

Tp – Temperatura de pico

UFSC – Universidade Federal de Santa Catarina

ZTA – Zona termicamente afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	OBJETIVO GERAL	15
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	15
2	REVISÃO DE LITERATURA.....	16
2.1	PROCESSO DE SOLDAGEM DE PLASMA POR ARCO TRANSFERIDO	16
2.1.1	EQUIPAMENTO	17
2.1.2	PARÂMETROS DO PROCESSO	18
2.2	Aço AISI 1020	20
2.3	AÇOS INOXIDÁVEIS	21
2.4	METALURGIA DA SOLDAGEM	23
2.5	DESCONTINUIDADES DE SOLDA	26
2.5.1	TRINCAS INDUZIDAS POR HIDROGÊNIO.....	26
2.5.2	TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO	27
2.5.3	POROSIDADE	28
2.5.4	INCLUSÕES.....	28
2.6	METALOGRAFIA	29
2.6.1	MICROSCOPIA.....	29
2.7	MICRODUREZA VICKERS.....	30
3	MATERIAIS E MÉTODOS	32
3.1	MATERIAL	32
3.2	MÉTODOS	33
3.2.1	PREPARO DO PÓ	33
3.2.2	SOLDAGEM PTA-P	34
3.2.3	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	36
3.2.4	MICROSCOPIA ÓPTICA	38

3.2.5	MICRODUREZA.....	39
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	41
5	CONCLUSÕES	49
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	50
7	BIBLIOGRAFIA.....	51
8	ANEXO I.....	54

1 INTRODUÇÃO

De acordo com NAIK (2018) a exploração de materiais de engenharia avançados usados na fabricação de componentes que podem operar em ambientes de trabalho severos é uma questão crítica nas indústrias de manufatura. O aumento da produtividade industrial e a economia de custos de fabricação têm impulsionado o desenvolvimento de novas tecnologias aplicadas na fabricação de peças, em especial na melhoria da qualidade superficial e aumento da vida útil. No mercado mundial, estima-se que cerca de 3 a 4% do produto interno bruto é gasto devido ao desgaste das superfícies pelo fenômeno da corrosão. Estima-se que cerca de 40% deste total poderia ser evitado apenas aplicando ou melhorando as técnicas de proteção (ROBBERGE, 2000).

Vários revestimentos têm sido aplicados para aumentar a resistência de componentes mecânicos da indústria, já que elas estão constantemente sendo solicitadas em condições extremas como erosão, corrosão, fadiga térmica e a oxidação devido a altas temperaturas (MITERRER, HOLLER, *et al.*, 2000).

Nesse contexto, a ideia para o trabalho em questão surgiu da premissa do processo PTA-P (*Plasma Transferred Arc with Powder*) ser relativamente novo e com literatura escassa se comparado a outros métodos, além da oportunidade de em conjunto com pesquisas em andamento na UFSC efetuar e avaliar ensaios aplicando o processo PTA-P variando um parâmetro pouco estudado que é a influência da umidade do pó utilizado neste processo.

1.1 Objetivo geral

Análise da viabilidade de utilização do processo de soldagem PTA-P em um substrato de aço AISI 1020, utilizando como metal de adição o aço inox AISI 316 L na forma de pó, exposto a umidade em períodos crescentes.

1.2 Objetivos específicos

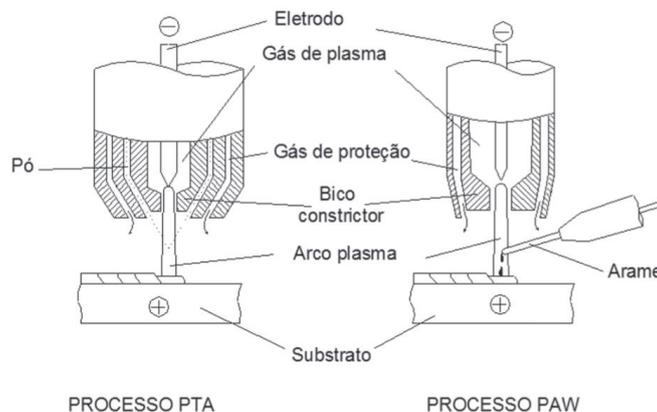
- Analisar a influência do grau de exposição à umidade do pó de adição como parâmetro do processo;
- Realizar caracterização microestrutural da interface dissimilar entre o metal base e metal de adição. Análise metalográfica e microdureza Vickers;
- Avaliar a influência do parâmetro citado na qualidade da solda PTA-P.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Processo de soldagem de plasma por arco transferido

A soldagem de plasma por arco transferido com metal de adição na forma de arame é conhecida como PAW, e o que utiliza pó e está em foco neste TCC é chamado de PTA-P, ele pode ser considerado uma derivação do PAW, ambos esquematizados na Figura 1. Estes processos de soldagem utilizam um eletrodo de tungstênio não consumível localizado no interior da tocha de soldagem, um bico constritor refrigerado a água, gás de proteção para a poça fundida e o gás de plasma. A diferença entre os processos se dá pelo fato de o PTA-P utilizar pó ao invés de arame, e isso requer um gás para fazer o seu transporte até o arco (DÍAZ, 2010).

Figura 1 - Comparação do bocal do processo PTA-P com o processo PAW.

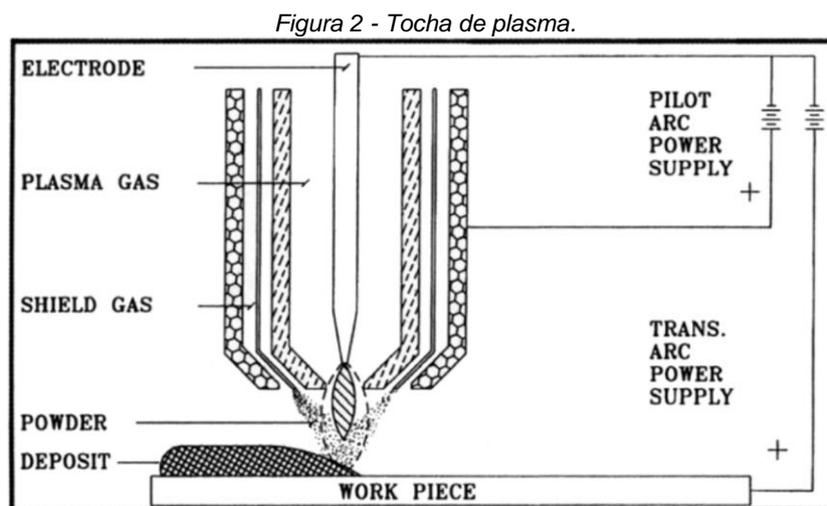


Fonte: (DÍAZ, 2010).

Uma característica importante do método PTA-P é sua capacidade de gerar depósitos de baixa diluição devido sua boa estabilidade do arco de plasma e reprodutibilidade. Diferente da aspersão térmica, a ligação entre o depósito e o material base pelo processo PTA-P se dá de forma metalúrgica e não apenas mecânica, portanto o resultado é capaz de resistir a vários tipos de desgaste (KERAREN, 2010).

2.1.1 Equipamento

Está esquematizado na Figura 2 uma típica tocha de soldagem a plasma, nesta tocha o arco piloto (arco não-transferido) é mantido entre o eletrodo de tungstênio não consumível (cátodo) e o bico de plasma que é resfriado com água (ânodo) (KERAREN, 2010).



Fonte: (KERAREN, 2010).

Para o gás de plasma se utiliza um gás inerte, o qual é forçado a passar através do orifício do bico constritor, onde concêntricamente é fixado o eletrodo. Já o gás de proteção, passa por um bocal externo que é concêntrico ao bico constritor, e atua na proteção da solda para evitar a contaminação pelo ar atmosférico. É utilizado ainda o chamado gás de arraste ou de transporte que é o gás que transporta o pó no processo PTA-P, ele passa através de mangueiras flexíveis até o bico constritor e permite a entrada em forma convergente no arco de plasma. Geralmente é utilizado o gás argônio (DÍAZ, 2010).

Ainda segundo Díaz (2010), estando o eletrodo de tungstênio localizado no interior do bico constritor, para facilitar a abertura do arco por contato se utiliza um equipamento chamado módulo de plasma, o qual é uma fonte de tensão e possui um ignitor eletrônico que fornece picos de tensão entre o eletrodo e o bocal, este é o arco piloto (arco não-transferido). Então este arco constitui o caminho de baixa resistência elétrica entre o eletrodo e a peça.

A Figura 3 ilustra os equipamentos utilizados para a soldagem via PTA-P. Como fonte de calor, neste processo é utilizado plasma térmico, que assume um perfil de temperatura consideravelmente elevado, atingindo aproximadamente 16700°C. O controle da energia provém de uma fonte de corrente para o arco principal, e uma fonte de corrente para o arco piloto com ignitor de alta frequência para ignição e a tocha de plasma refrigerada. Para poder adicionar material, além dos gases de processo e seus respectivos reguladores ou controladores, é necessário que haja um dispositivo de armazenamento e alimentação do pó (SILVA e DUTRA, 2012).



Fonte: (SILVA e DUTRA, 2012).

2.1.2 Parâmetros do processo

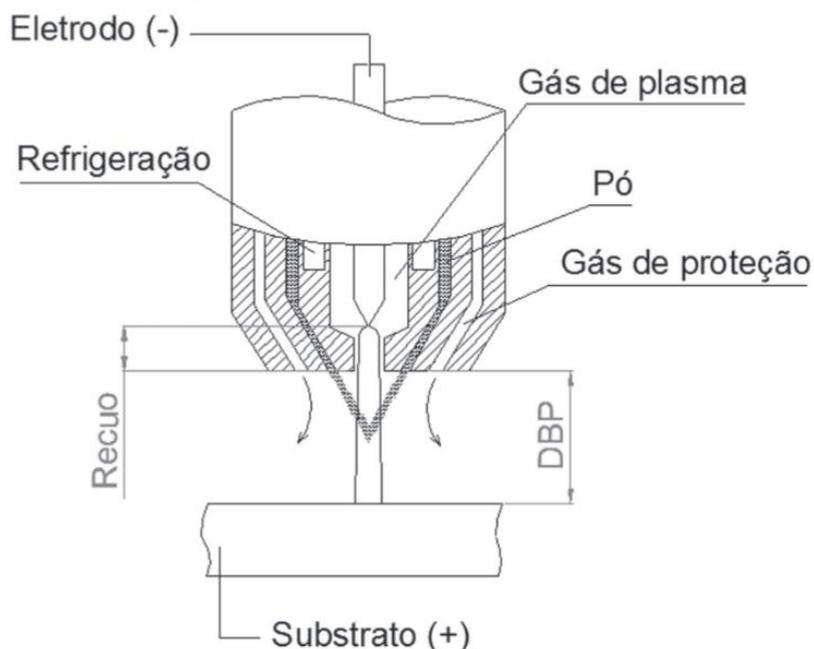
Os efeitos dos parâmetros utilizados no método de soldagem PTA-P devem ser conhecidos para se otimizar o processo e entender as interações entre eles (KERAREN, 2010).

Alguns parâmetros utilizados são: taxa do material de adição, vazão dos gases (de proteção, de plasma e o gás de transporte do pó), corrente de soldagem, distância bico – peça e velocidade de soldagem; recuo do eletrodo; geometria do orifício do bico constritor (DÍAZ, 2010).

Pode-se observar na Figura 4 que mostra o bico constritor, alguns parâmetros deste processo, sendo que a distância da face externa do bico constritor e o substrato é denominada de distância bico-peça (DBP). A medida entre a ponta do eletrodo e a face externa do bico constritor é o recuo e este

fator possui grande influência nas alterações das características do arco, definindo assim o grau de constrição e rigidez do jato de plasma (DÍAZ, 2010).

Figura 4 - Bico constritor do processo PTA-P.



Fonte: (DÍAZ, 2010).

2.1.2.1 Granulometria

Em relação ao tamanho das partículas Marconi (2002), aconselha que seja evitada o uso de partículas maiores que de 150 μm pois há o risco de não fundirem por completo no processo de soldagem. Por outro lado, partículas abaixo de 63 μm podem superaquecer e como consequência, sofrer oxidação.

Um fator muito influente sobre as características do revestimento é a umidade proveniente de matéria orgânica e água absorvida no metal de base e de adição. A morfologia do pó determina a quantidade de água absorvida sendo que a morfologia esférica possui menos superfície para que a água fique retida no pó enquanto que a morfologia angular possui vários picos angulosos para a água ficar retida (DÍAZ, 2010).

Um das propriedades dos pós metálicos é chamada de escoabilidade, e possui características importantes para o processo de soldagem PTA-P.

Alguns setores industriais estão situados em um ambiente com elevada umidade atmosférica, que pode afetar o material do pó, como acontece com o eletrodo revestido. A umidade por sua vez pode afetar essa propriedade do pó, onde seria aconselhável o seu controle. Os resultados obtidos experimentalmente demonstram que não há diferença significativa na escoabilidade do material (SILVA e DUTRA, 2012).

2.2 Aço AISI 1020

Aços são ligas ferro-carbono que podem conter elementos de liga na sua microestrutura. O carbono influencia diretamente nas propriedades mecânicas do material, podendo conter um teor inferior a 1,0% de peso em carbono (CALLISTER, 2018).

O aço AISI 1020 é um aço comum que possuem na sua composição teores de 0,20% peso de carbono. A microestrutura é constituída pelas fases ferrita e perlita, apresentando baixa dureza e baixa resistência, mas com boa ductibilidade, tenacidade e soldabilidade (CALLISTER, 2018).

Tabela 1 - Característica dos aços 1020.

Aço	Carbono (%p)	Manganês (%p)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Ductibilidade (%Al em 50mm)
1020	0,20	0,45	275	415	25

Fonte: Adaptado CALLISTER (2018).

De acordo com Vicente (2005), aço AISI 1020 é classificado como hipoeutetóide por conter 0,2% em peso de carbono. Em temperatura ambiente esse tipo de aço apresenta as fases ferrita e perlita, podendo assim variar as suas quantidades relativas de cada fase de acordo com a sua porcentagem de carbono contido na sua microestrutura. A Figura 5 mostra a esquematização das fases em um resfriamento lento de um aço hipoeutetóide.

Figura 5 - Mudança microestrutural de um aço hipoeutetóide durante um resfriamento lento obtido através do processo de laminação a quente.



Fonte: (LOPES, 2011).

2.3 Aços Inoxidáveis

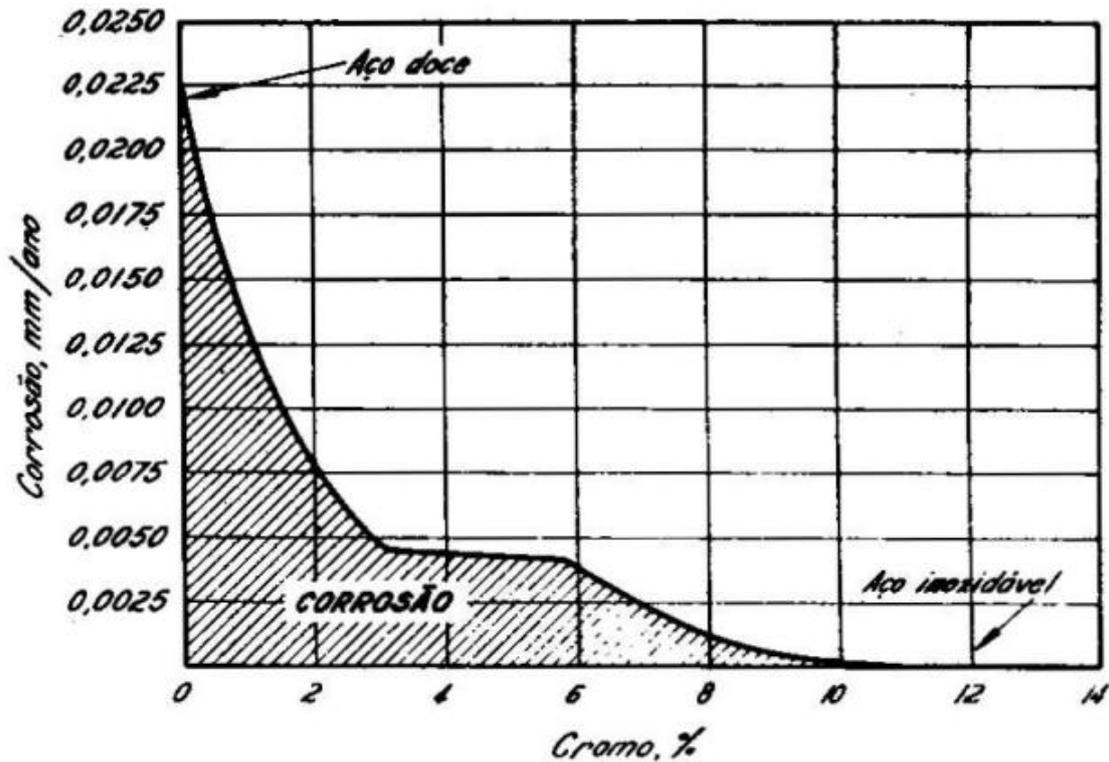
Aços inoxidáveis são aços com baixo teor de carbono com percentual superior de 10,5% de cromo na sua composição. Esses tipos de aços podem conter outros elementos de liga que podem fazer parte da sua microestrutura, mas o cromo é o elemento mais importante dando ao aço uma elevada resistência a corrosão. Essa elevada resistência a corrosão é devido ao surgimento de uma fina camada estável protetora na sua superfície. Essa camada é transparente e não porosa, e sua formação é devido a interação do oxigênio do ar com o cromo contido no aço (ASM, 2003).

A presença de cromo aumenta a resistência a corrosão do aço, formando uma película de óxido estável e regenerativa muito fina na superfície. Por ser tratar de uma película regenerativa, ao ser danificada, o cromo presente no aço reage novamente para reformar a camada protetora, essa reação pode levar apenas alguns segundos. Sendo assim o filme de óxido frequentemente é capaz de se adaptar ao ambiente que o aço é exposto. Por essas características, eles se tornaram o grupo de aços mais utilizados em ambientes exigentes (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

O papel do cromo é mostrado na Figura 6, podendo observar-se que esse elemento age como um protetor a corrosão conforme o seu teor aumenta.

Passando assim de um metal de grande corrosibilidade para um metal praticamente estável.

Figura 6 - Modos de oscilações mais comuns.

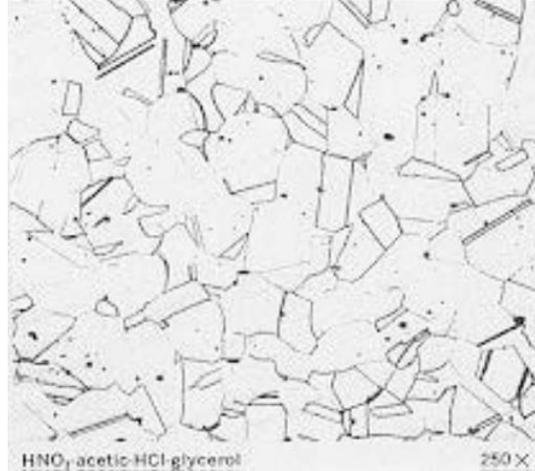


Fonte: VICENTE (2005).

2.3.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos

São os mais utilizados dentro da categoria dos inoxidáveis. Esses aços são essencialmente ligas de ferro, cromo e níquel, sua microestrutura é obtida pela adição de elementos de liga austenitizantes como mostrada na Figura 7. Tendo a presença do elemento níquel em sua composição, faz com que melhore ainda mais a sua resistência a corrosão. Além disso eles possuem elevada ductibilidade e força de impacto, alta resistência mecânica a elevadas temperaturas e uma ótima soldabilidade (MOIRON, 2008).

Figura 7 - Estrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304.



Fonte: MOIRON (2008).

Outros elementos de liga podem fazer parte da microestrutura, a fim de obter propriedades desejáveis como o molibdênio, silício, alumínio, carbono dentre outros (ASM, 2003).

2.4 Metalurgia da soldagem

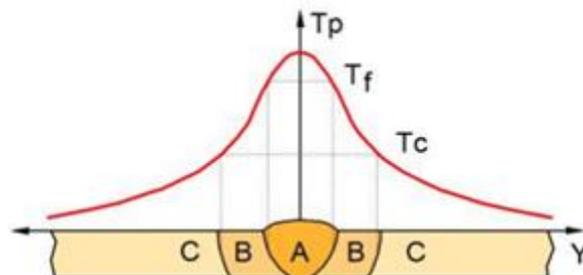
A aplicação de princípios metalúrgicos apropriados ao processo de soldagem PTA-P, visa compreender os fenômenos que ocorrem tanto na poça de fusão, quanto na zona termicamente afetada e no metal de base, como as transformações no estado sólido, tensões de contração, descontinuidades de soldagem e deformações causadas pelo calor. Seria ideal se as características químicas e mecânicas do metal de base e de adição fossem semelhantes, entretanto, considerando a finalidade do processo e visto que o próprio processo para a obtenção o metal base é diferente do metal de adição, as propriedades da junta soldada são heterogêneas. A energia concentrada fornecida pela tocha gera elevado gradiente térmico e por consequência, grandes variações da microestrutura em uma pequena área do material. (MODENESI, 2012)

A Figura 8 mostra a curva de repartição térmica, o pico de temperatura é constatado no centro da solda e ela é reduzida drasticamente na direção do

metal base, portanto, pode-se considerar a existência de três regiões com microestrutura e propriedades distintas na região de interesse:

- Zona fundida (A): Nessa região a temperatura durante o processo de soldagem é superior a temperatura de fusão do metal de adição, denominada de temperatura de pico.
- Zona termicamente afetada (B): A microestrutura da ZTA é alterada pelo ciclo térmico de soldagem devido a temperatura da zona estar situada acima da temperatura crítica do metal de base, mas inferior a temperatura de pico.
- Metal base (C): Nesta região, a temperatura atingida é inferior a temperatura crítica, logo não há alteração da microestrutura devido ao aporte térmico.

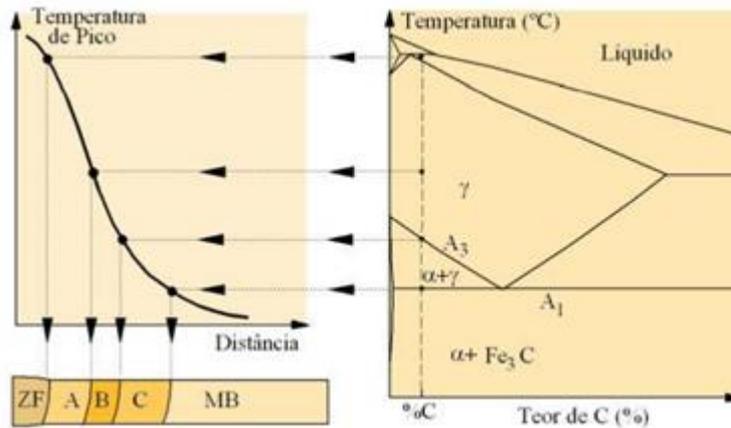
Figura 8 - Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas.



Fonte: (MODENESI, 2012).

A zona fundida apresenta microestrutura resultante das interações ocorridas no metal líquido, do processo de solidificação e de eventuais transformações no estado sólido que ocorram durante o resfriamento da solda (MODENESI, 2012).

Figura 9 - Regiões da solda de um aço carbono.



Fonte: (MODENESI, 2012).

Em relação as características da ZTA em aços de baixo carbono como metal base, apresenta estrutura bastante complexa, podendo conter:

Região de granulação grosseira: Nesta região localizada junto a linha de fusão, a temperatura aumenta e diminui tão rapidamente que pode produzir um efeito na microestrutura similar ao da têmpera. A microestrutura é caracterizada por um grande tamanho de grão austenítico (região de crescimento de grãos grosseiros) e rica em constituintes aciculares. Assim, tende a ser a região mais problemática da ZTA, podendo apresentar dureza elevada, perda de tenacidade e grande possibilidade de formação de trincas.

Região de granulação fina: Também denominada de região de refino de grão, sua estrutura apresenta granulação fina, semelhante à de um material normalizado.

Região intercrítica: Nessa região não há alteração no tamanho do grão, entretanto o calor pode reduzir a dureza e diminuir os efeitos do encruamento. Apresenta transformação parcial de sua estrutura original e é submetida a temperaturas de pico entre as linhas A3 e A1 mostradas na Figura 9.

Região subcrítica: Corresponde ao metal base aquecido a temperaturas inferiores a A1. (MODENESI, 2012)

2.5 Descontinuidades de solda

A seguir, serão descritos os principais tipos de descontinuidades que ocorrem em juntas soldadas, suas causas e formas de prevenir ou minimizar a ocorrência dos defeitos apresentados.

2.5.1 *Trincas induzidas por hidrogênio*

As trincas induzidas por hidrogênio representam um problema comum apresentados em estruturas de aço soldáveis. Devido a altas taxas de energia usada para a soldagem, essa energia consegue dissociar a molécula de água (H₂O) presente em forma de umidade nos consumíveis e transformá-la em hidrogênio iônico (H⁺). Após isso o hidrogênio é incorporado na poça de fusão e com a associação de outros fatores como a diferença de temperatura e materiais do MS e ZTA, poderá haver o surgimento de trincas nos aços temperáveis, com a possibilidade de haver um colapso estrutural (DAVIDSON, 1995).

As trincas induzidas por hidrogênio ou trinca a frio, são descontinuidades que aparecem após algum tempo da soldagem, o que a torna ainda mais crítica e perigosa. As trincas a frio podem possuir diferentes tamanhos, chegando ao limite da detecção dos ensaios não destrutivos adequados. Esse tipo de trinca, normalmente ocorrem na ZTA, podendo ter algum deslocamento para o MS em casos de aços de maior resistência mecânica. A trinca a frio é consequência da ação de quatro fatores simultâneos:

1. A presença de hidrogênio dissolvido no metal fundido;
2. As tensões residuais associadas a soldagem;
3. Uma microestrutura frágil do MS ou na ZTA e
4. A baixa temperatura (normalmente abaixo de 150°C).

Nenhum desses fatores isolados pode gerar trinca a frio. A Figura 10 ilustra previamente a trinca a frio na ZTA (BERTOLDI, 2015).

Figura 10 - Trinca a frio na ZTA.



Fonte: (BERTOLDI, 2015).

2.5.2 Trinca de solidificação

Trincas em geral, ocorrem quando tensões de tração se desenvolvem em um material incapaz de se deformar plasticamente. As tensões podem ser provocadas por forças externas atuando sobre a junta soldada, mas também como resultado de expansões e contrações devido a dilatação térmica durante o processo de soldagem, associada ao aquecimento não uniforme do processo. Variações de volume devido as transformações de fase podem provocar tensões internas no material que por consequência ocasiona o surgimento de fissuras em um material fragilizado (MODENESI, 2012).

A trinca de solidificação está relacionada com a presença de fases de baixo ponto de fusão ou ao intervalo de solidificação da liga. Ocorre geralmente no contorno de grão com a separação do material ocorrendo na região interdendrítica e a faixa de temperatura de solidificação distinta entre as regiões pode ocasionar o surgimento de tensões durante o processo de resfriamento e a separação das duas superfícies. (WAINER e BRANDI, 2004)

Outra possível causa, bastante comum em soldas em aços de baixo carbono e que contenham alto teor de enxofre é a fissuração a quente influenciada pela direção de solidificação dos grãos na solda, ilustrada na Figura

11. O enxofre enriquece o líquido interdendrítico, favorecendo a trinca de solidificação. (WAINER e BRANDI, 2004)

Figura 11 - Trinca de solidificação no MS.

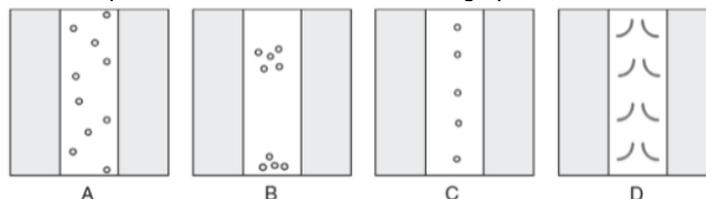


Fonte: (ESAB, 2005).

2.5.3 Porosidade

É uma descontinuidade volumétrica (WAINER e BRANDI, 2004). A origem do fenômeno de porosidade na junta soldada é o aprisionamento de bolhas de gás pelo metal durante a solidificação. Pode ocorrer nas seguintes formas ilustrada na Figura 12.

Figura 12 - Formas de porosidade: A - Distribuída; B - Agrupada; C - Alinhada; D - Vermicular.



Fonte: (MARQUES, 2016).

2.5.4 Inclusões

Assim como a porosidade, também é uma descontinuidade volumétrica. Dependendo do caso, é mais nociva que a porosidade no cordão. A incrustação de escória principalmente quando são realizados diversos passes (WAINER e BRANDI, 2004). As inclusões ocorrem especialmente em processos de soldagem que utilizam fluxo, onde partículas deste formam escória no cordão de solda. A escória tende a se separar do metal líquido na poça de fusão. Outras reações químicas que se originam na poça de fusão podem gerar produtos insolúveis durante a solidificação na junta soldada (MARQUES, 2016).

Figura 13 - Representação esquemática da inclusão de escória.



Fonte: (MARQUES, 2016).

2.6 Metalografia

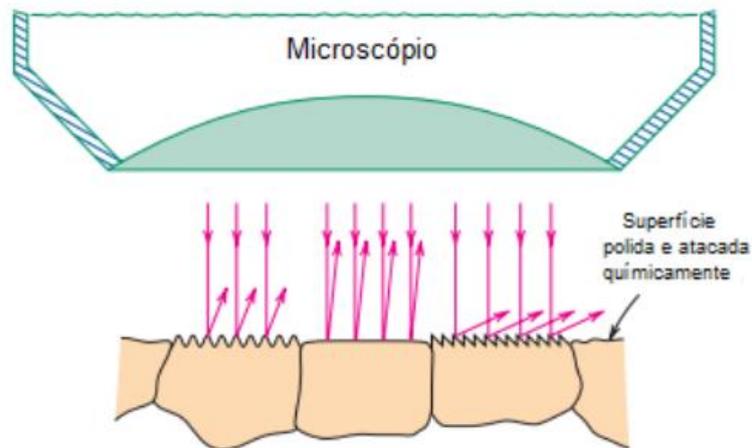
A metalografia estuda a microestrutura dos metais, sendo realizada a partir de uma análise de uma superfície preparada. Com base no resultado dessa análise, é possível relacionar a microestrutura íntima do metal como as suas propriedades físicas, o processo de fabricação, o desempenho de suas funções entre outros. Os estudos dessas microestruturas nos aços são realizados em amostras de material com superfícies planas, polidas e submetidas a um ataque químico (ROHDE, 2010).

2.6.1 Microscopia

A superfície plana e polida dos metais apresenta uma forma totalmente reflexiva, e se vista no microscópio retornam imagens totalmente amareladas e feixes de luz refletidos de maneira unidirecional. O ataque químico faz com que a superfície perca um pouco a sua refletividade, deixando-as mais opacas. Os contrastes na imagem obtida são consequências das diferentes refletividades das diversas regiões da microestrutura (CALLISTER, 2018).

Quando a superfície do material é atacada quimicamente, é revelado os detalhes da sua microestrutura. A diferença de refletividade se dá devido as diferentes orientações cristalográficas conforme mostrada na Figura 14.

Figura 14 - Representação das diferentes texturas após o ataque químico.

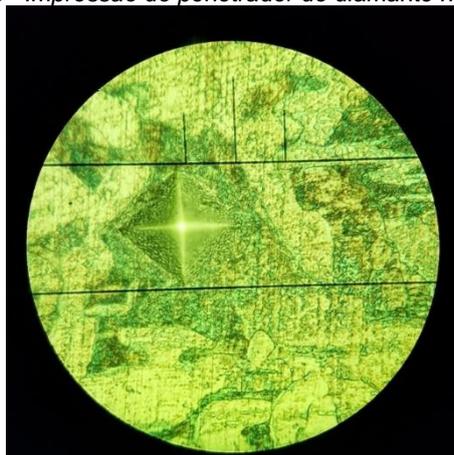


Fonte: (CALLISTER, 2018).

2.7 Microdureza Vickers

O ensaio de dureza Vickers tem o objetivo de analisar e resistência que o material possui a uma penetração padrão. O penetrador utilizado é uma pirâmide de diamante de base quadrada que possui um ângulo de 136° entre as faces oposta (FERREIRA, 2011).

Figura 15 - Impressão do penetrador de diamante na amostra.



Fonte: Autores.

Devido ao material do penetrador ser de diamante, a deformação será totalmente no material testado, não prejudicando o penetrador mesmo em elevadas durezas. A dureza Vickers independe da carga utilizada, ou seja, para qualquer valor de carga aplicada no material testado, o valor da dureza será o mesmo. Porém a carga deve ser compatível com a finalidade da impressão na peça ser visível para a medição no visor da máquina (SOUZA, 2011).

Devido esse ensaio ser realizado com ajuda de um microscópio próprio a amostra deverá ser um corpo de prova com dimensões adequadas para a ele. Além do tamanho, a amostra deverá ser lixada, polida e em seguida deve sofrer um ataque químico.

A equação demonstra o cálculo da dureza Vickers (HV), sendo P a carga aplica, L a diagonal da impressão e θ o ângulo entre as faces oposta do penetrador de diamante (136°) (CHIAVERINI, 1986).

$$HV = \frac{2 * P * \sin \frac{\theta}{2}}{L^2}$$

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

Neste trabalho foi utilizado uma chapa de aço AISI 1020 chata com dimensões de 15,875 x 76,2 x 1000 mm cedido pelo IFSC para posterior aplicação da solda PTA-P. A mesma proveniente do processo de fabricação de laminação a quente. A composição química do pó está apresentada na Tabela 2 e seu *datasheet* está no Anexo I.

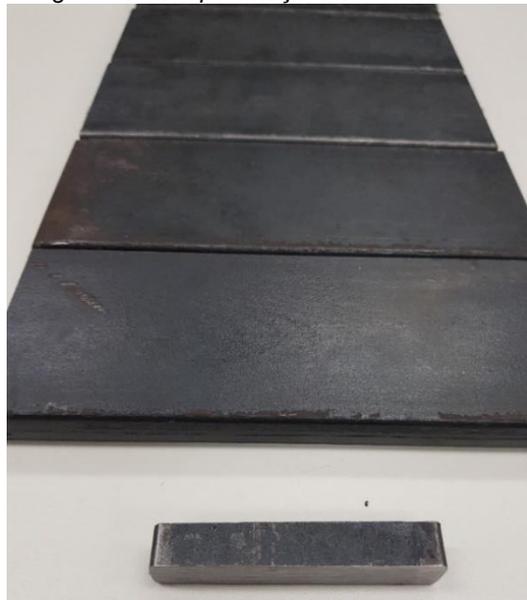
Tabela 2 - Composição Química do pó 316L-53 150.

Composição	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C	Fe
316L 53-150	17%	12%	2,5%	1,5%	0,8%	0,02%	balance

Fonte: Adaptado (HÖGANÁS, 2016)..

Antes da realização da soldagem, a chapa de aço AISI 1020 foi cortada no sentido transversal da sua largura e foram obtidas 6 amostras para a realização desse trabalho. Uma amostra menor para obter a caracterização da microestrutura do aço AISI 1020 e as outras 5 para ser realizada a soldagem.

Figura 16 - Chapa de aço AISI 1020 cortada.



Fonte: Autores.

3.2 Métodos

3.2.1 Preparo do pó

A preparação do pó teve como objetivo obter 5 amostras com umidades diferentes. As amostras dos pós foram:

- I. Amostra do pó retirado da estufa e mantido por um período de 2 horas em um forno a 120°C;
- II. Amostra do pó mantido na estufa a uma temperatura de 45°C;
- III. Amostra do pó mantido em contato com o ar ambiente por um período de 2 horas;
- IV. Amostra do pó mantido em contato com o ar ambiente por um período de 6 horas;
- V. Amostra do pó mantido em contato com o ar ambiente por um período de 12 horas.

Para medir a umidade do ar em que o pó foi exposto, utilizou-se um higrômetro da fabricante Minipa, modelo MT 241 com resolução de $\pm 1\%$ de umidade relativa conforme Figura 17.

Figura 17 - Preparação do pó para soldagem



Fonte: Autores.

Foi feito, portanto, uma comparação com duas amostras que ficaram em um ambiente totalmente controlado enquanto as outras três ficaram expostas ao ar ambiente por determinado período. A preparação começa com todas as cinco amostras dentro da estufa de secagem, a fim de garantir o controle total do tempo de exposição.

O ar em que as três amostras foram expostas estava com as seguintes características:

- Temperatura média do dia: 20,8°C;
- Umidade relativa do ar: 72%.

3.2.2 Soldagem PTA-P

Após preparado todas as chapas base e os pós com suas respectivas diferenças de umidade pôde-se então efetuar a soldagem pelo método PTA-P com o auxílio dos equipamentos e laboratório da UFSC conforme Figura 18. A sequência dos procedimentos foi:

1. Soldagem PTA-P utilizando o pó tipo I;
2. Soldagem PTA-P utilizando o pó tipo II;
3. Soldagem PTA-P utilizando o pó tipo III;
4. Soldagem PTA-P utilizando o pó tipo IV;
5. Soldagem PTA-P utilizando o pó tipo V;

Figura 18 - Equipamento de soldagem utilizado.



Fonte: Autores.

- A. Dois cilindros de gás argônio;
- B. Uma bancada para posicionamento da chapa a ser soldada;
- C. Um robô KUKA Cybertech Series, modelo KR10R1420 C4;
- D. Equipamento que armazena e distribui o pó;
- E. Computador com o software para a aquisição de dados em soldagem SAP V4.40s;
- F. Unidade de refrigeração da tocha, fabricante IMC, modelo UR 23;
- G. Fonte de soldagem, fabricante IMC, linha DigiPlus A7, modelo AC 600 para soldagem PTA-P.

Os parâmetros utilizados de soldagem estão mostrados na Tabela 3.

Tabela 3 - Parâmetros de soldagem utilizados

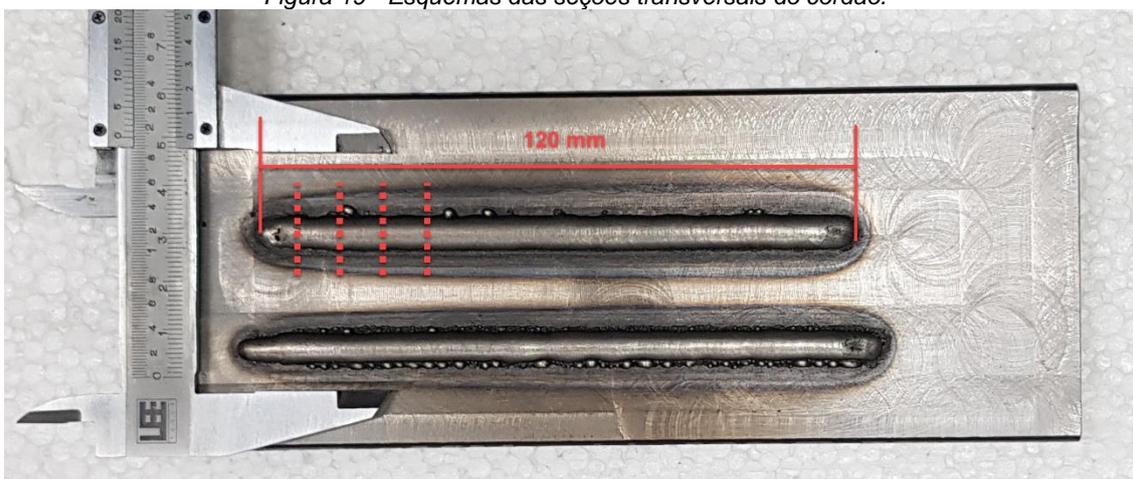
Velocidade de Soldagem	10 cm/min
Tensão média	23,8 V
Corrente média	120 A
Distância do bocal Constritor-Peça	10 mm
Taxa de alimentação	2,5 rpm
Vazão do gás de plasma	2 l/min
Vazão do gás de arraste	2 l/min
Vazão do gás de proteção	15 l/min
Diâmetro do orifício do bocal constritor	3,2 mm
Recuo do eletrodo	2,2 mm
Gases utilizados	Argônio
Comprimento do cordão	120 mm
Ângulo de afiação do eletrodo	30°

Fonte: Autores.

3.2.3 Preparação das amostras

Para cada chapa soldada com determinado parâmetro, foram retirados 4 corpos de prova para a análise, indicada pelas linhas tracejadas em vermelho na Figura 19. O ponto de partida para o primeiro corte foi o ponto de abertura do arco, por ser uma região onde foram observadas mais descontinuidades, e assim os cortes foram realizados de 10 em 10 mm.

Figura 19 - Esquemas das seções transversais do cordão.



Fonte: Autores.

3.2.3.1 Lixamento

O processo de lixamento visa proporcionar uma superfície com baixa rugosidade afim de prepará-la para as próximas etapas. Inicialmente as amostras passaram pelo lixamento com o auxílio da politriz lixadeira metalográfica mostrada na Figura 20. As lixas que foram utilizadas são de granulometria 100, 220, 320, 400 e 600 mesh.

Figura 20 - Politriz lixadeira metalográfica.



Fonte: Autores.

3.2.3.2 Polimento

Após o procedimento de lixamento, a amostra passou pelo polimento, onde foi finalizado o processo de acabamento. O processo é manual e é realizado no equipamento mostrado na Figura 21. No polimento é utilizado um pano específico e abrasivo com adição de uma solução de alumina de 1 μ m.

Figura 21 - Politriz automática metalográfica.



Fonte: Autores.

3.2.3.3 Ataque químico e teste de micrografia

Após o polimento de todas as amostras, foi realizado o ataque químico com objetivo de atacar o MB e analisar a sua microestrutura. O reagente utilizado foi o Nital (ácido nítrico e álcool etílico) 2%. Cada amostra ficou em contato com o reagente por cerca de 12 segundos, o suficiente para delinear os contornos de grãos.

3.2.4 Microscopia óptica

A análise microestrutural das amostras foi obtida utilizando o microscópio óptico mostrado na Figura 22. As imagens foram feitas pela integração das câmeras do microscópio Olympus série BH2 com o software LCmicro. Essa análise teve como objetivo a caracterização da estrutura do MS, da ZTA bem como a avaliação das descontinuidades de soldagem tais como porosidade e trincas.

Figura 22 - Microscópio óptico Olympus série BH2.



Fonte: Autores.

3.2.5 Microdureza

O Ensaio de microdureza Vickers foi realizado com a finalidade de avaliar a variação da dureza do material ao longo da região do cordão, da ZTA e do metal base, além de verificar se há variação significativa entre as diferentes amostras analisadas.

O equipamento utilizado foi o microdurômetro Future-Tech FM-800 ilustrado na Figura 23. A carga utilizada foi de 100gf durante 10 segundos. Em seguida efetuou-se a medição das diagonais da marcação imprimida no material.

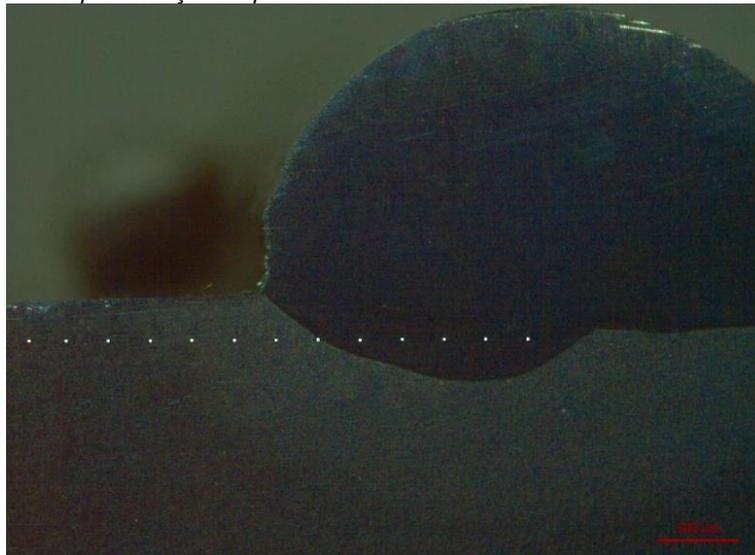
Figura 23 - Microdurômetro Future-Tech FM-800.



Fonte: Autores.

Foram realizadas 13 impressões a cada 500 μm tendo como ponto de partida o centro do cordão de solda em direção a extremidade do metal base. O valor da dureza é a razão entre a carga aplicada e a área imprimida na amostra ensaiada.

Figura 24 - Representação do perfil de microdureza retirado das amostras analisadas.



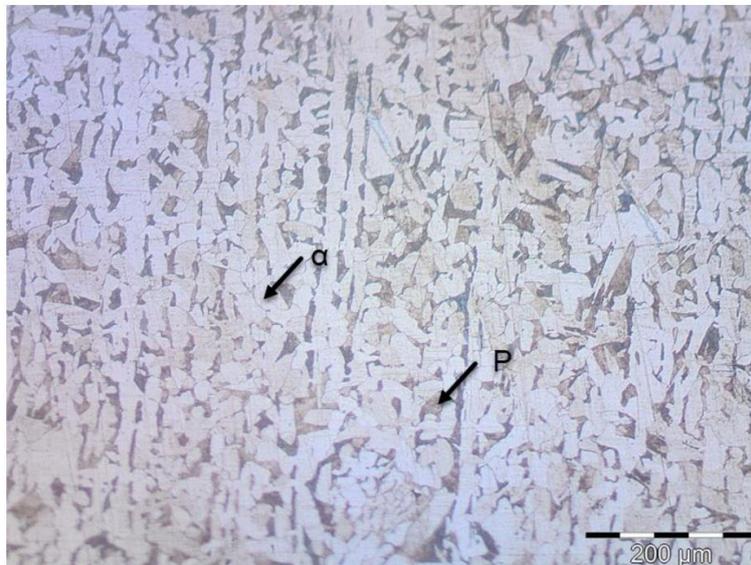
Fonte: Autores.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos dos experimentos realizados com os depósitos aplicados na superfície do substrato metálico, baseado em uma chapa de aço AISI 1020, e o revestimento obtido através da soldagem via PTA-P utilizando o pó de aço 316L como material de adição.

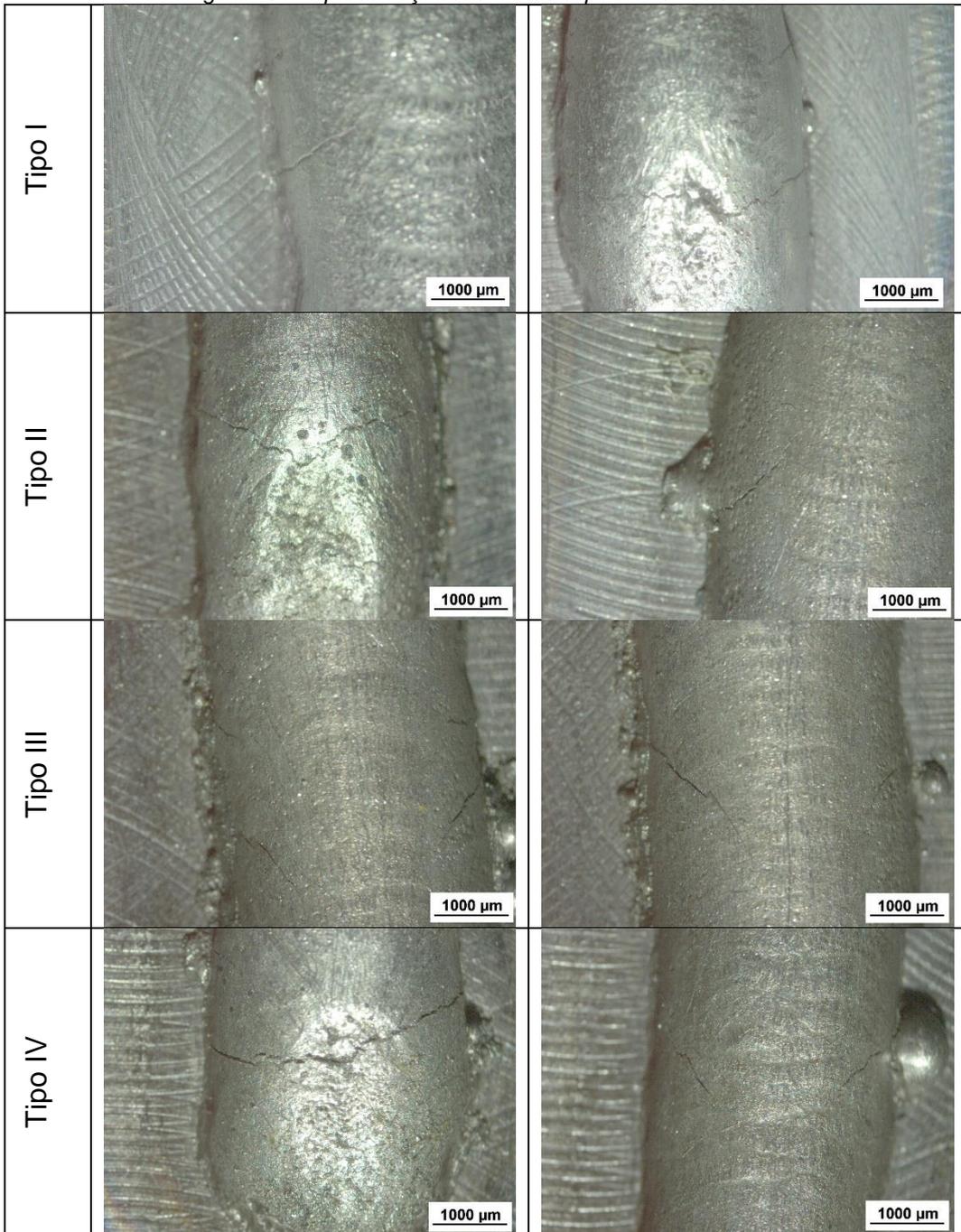
A Figura 25 ilustra a microestrutura do metal base, observa-se uma microestrutura bandeada típica de materiais de baixo carbono laminadas a quente. O bandeamento microestrutural se apresenta como uma morfologia de fases diferentes alinhadas (ferrita e perlita) paralelas a direção de laminação. Este fenômeno se origina durante a etapa de solidificação da placa. O grau de bandeamento depende da taxa de resfriamento da placa após laminação e pode ser diminuído com um aumento na velocidade de resfriamento. Este fenômeno afeta principalmente a ductilidade e tenacidade dos aços.

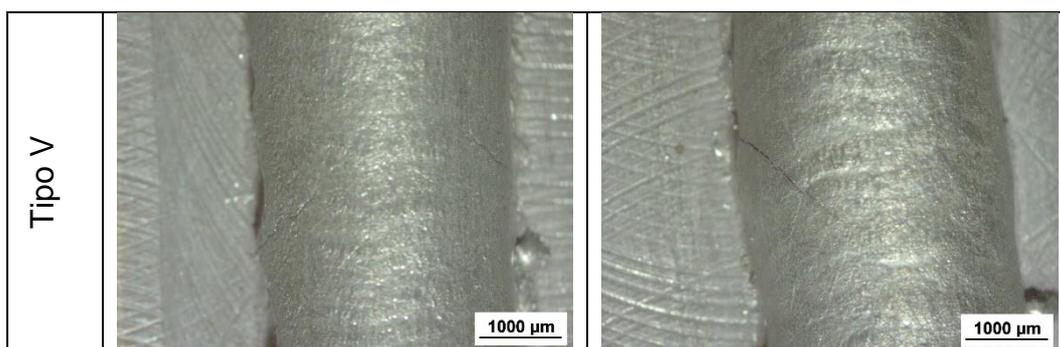
Figura 25 - Micrografia do metal base. Na imagem temos a grãos ferrita (α) e perlita (P). Ampliação de 100x.



Fonte: Autores.

Figura 26 - Representação das trincas superficiais das soldas.

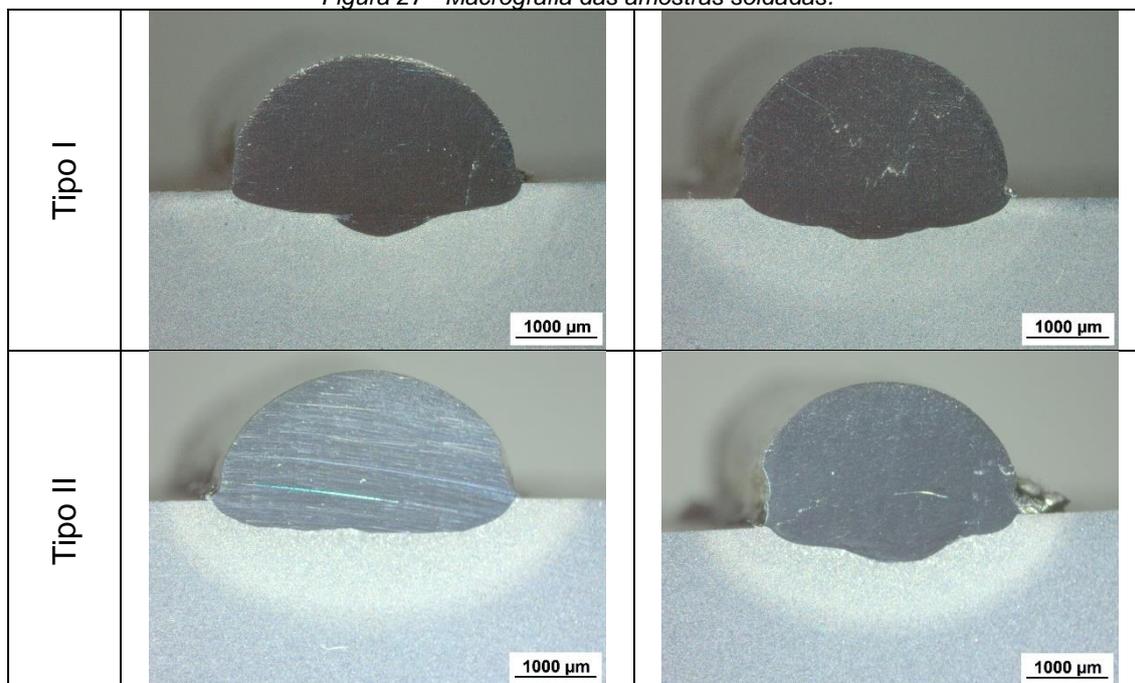


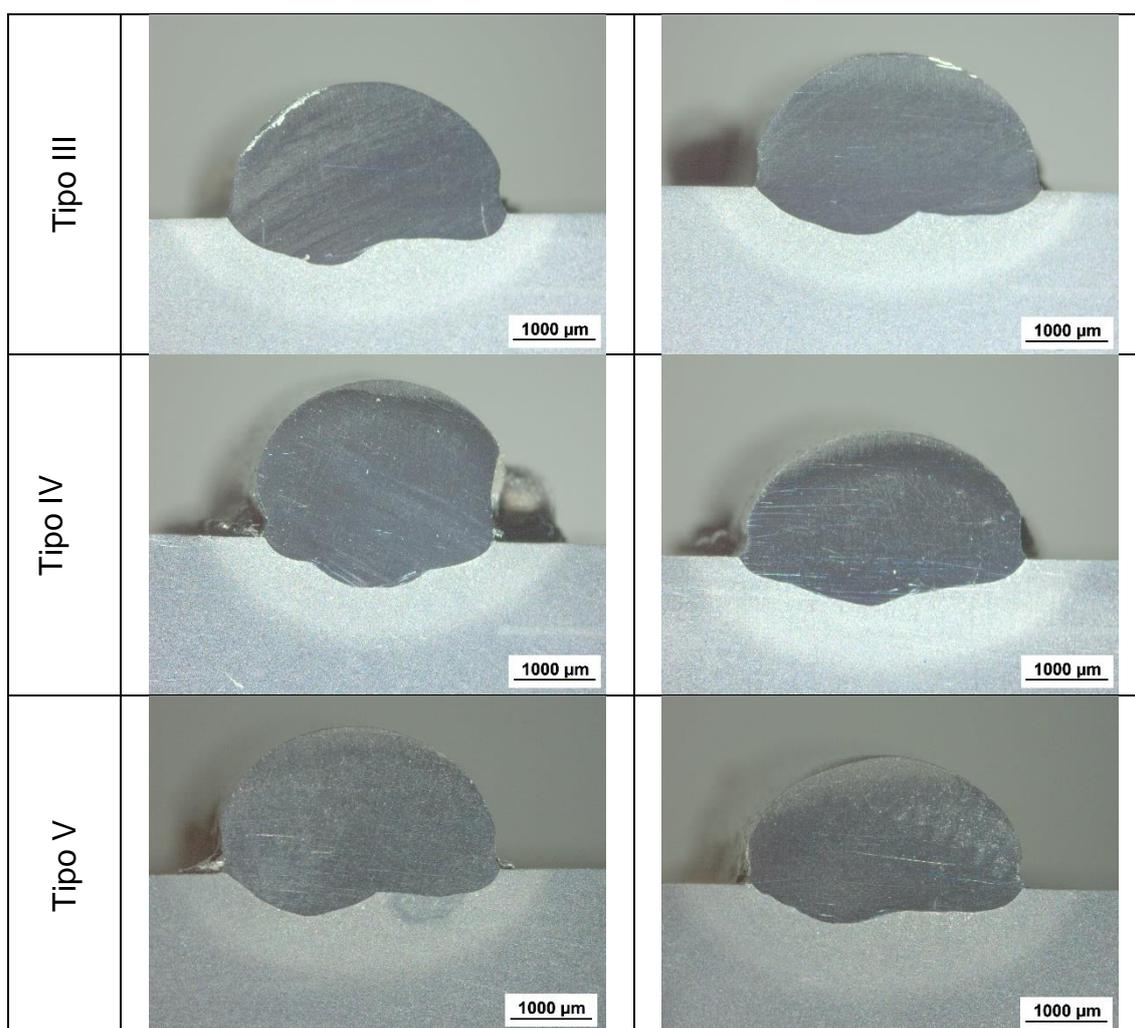


Fonte: Autores.

A Figura 26 apresenta os cordões soldados. Após a realização dos ensaios foi constatado descontinuidades com aparência de serem trincas perpendiculares a estes cordões. Acredita-se que a umidade do pó não influenciou na formação das mesmas pois, em todas as amostras teve a ocorrência desse fenômeno. Há a possibilidade de o defeito estar associado a outros parâmetros do processo de soldagem e não a este como fator isolado. A hipótese é que as descontinuidades com aparência de trincas observadas sejam de descontinuidade do tipo porosidade vermicular observada por Marques (2016) e apresentada anteriormente, este defeito pode estar relacionado com o escoamento turbulento do gás de arraste do pó no equipamento disponível.

Figura 27 - Macrografia das amostras soldadas.



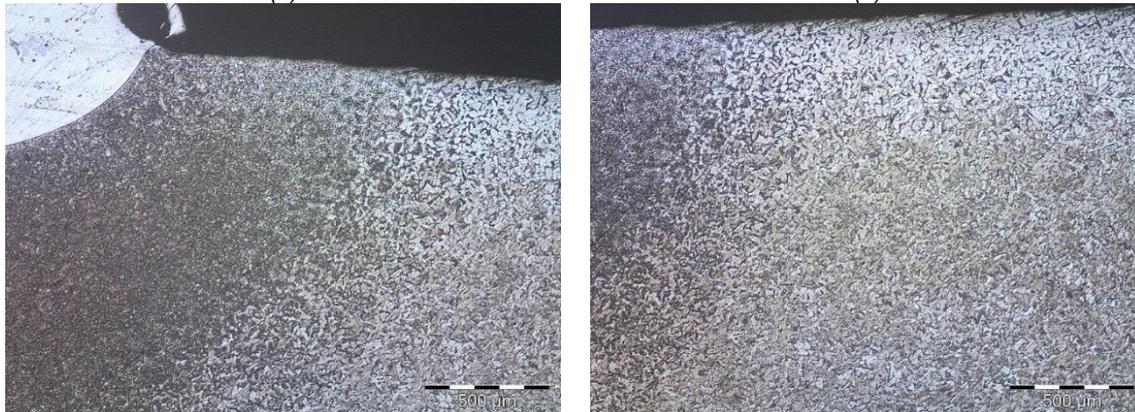


Fonte - Autores.

A Figura 27 apresenta a macrografia das seções transversais do cordão de solda de todas as amostras, a penetração média foi de 500 μm , a largura do cordão 3500 μm , a altura do reforço 1750 μm e uma extensão da ZTA de 750 μm . Não foi observado diferenças nas características morfológicas das amostras analisadas.

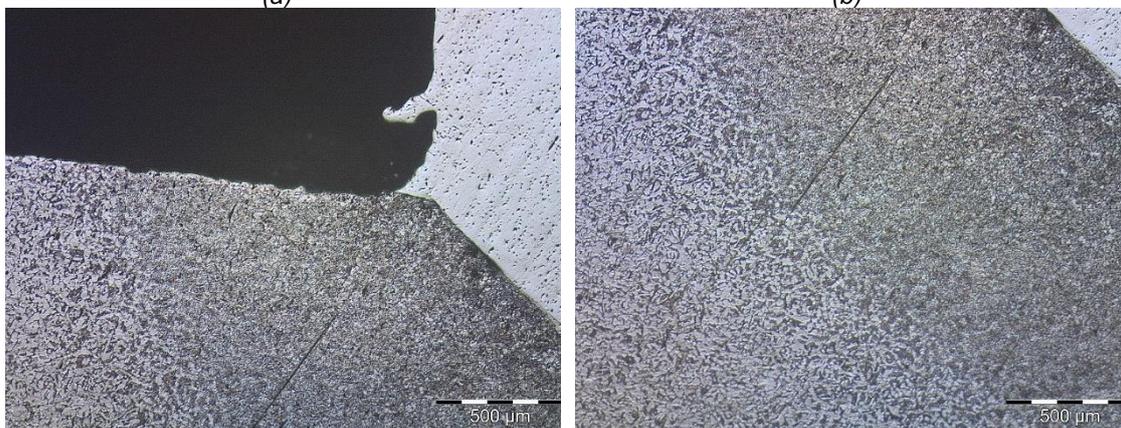
Foram observadas as microestruturas na seção transversal das soldas em cada amostra. Sendo assim, selecionadas as amostras I, III e V visto que os parâmetros de soldagem foram mantidos constantes logo é esperado que a microestrutura seja semelhante.

Figura 28 – Micrografia da amostra soldada com o pô do tipo I. Ampliação de 40x.
(a) (b)



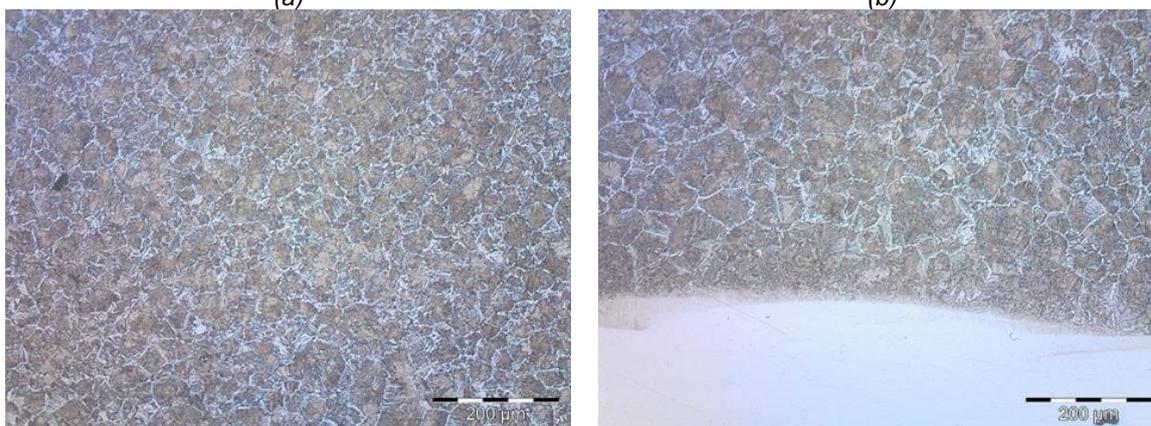
Fonte: Autores.

Figura 29 - Micrografia da amostra soldada com o pô do tipo V. Ampliação de 40x.
(a) (b)



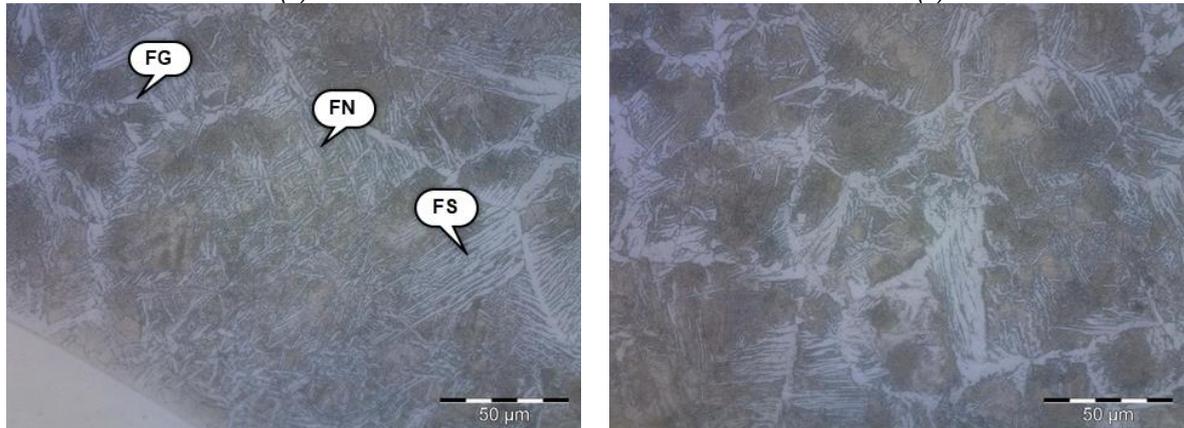
Fonte: Autores.

Figura 30 - Micrografia da amostra soldada com o pô do tipo III. Ampliação de 100x.
(a) (b)



Fonte: Autores.

Figura 31 - Micrografia da amostra soldada com o pô do tipo III. Ampliação de 400x.
(a) (b)

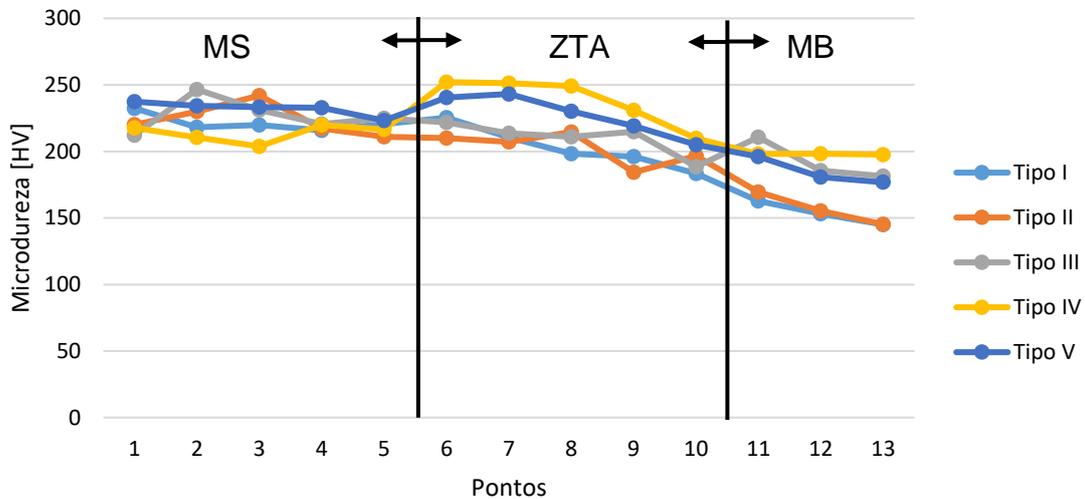


Fonte: Autores.

As Figuras 28 e 29 mostram a interface entre o cordão de solda e a ZTA (28a e 29a) e interface entre a ZTA e o metal base (28b e 29b). A Figura 30a mostra a região de interface entre o cordão de solda e a ZTA, observa-se uma região de grãos grosseiros na região mais próxima ao cordão de solda, (região com propriedades mecânicas menores e probabilidade de aparecimento de trincas). A Figura 30b mostra a interface entre a ZTA e o metal base, observa-se na região os grãos mais refinados.

A Figura 31a mostra uma região de grãos grosseiros a formação da ferrita de *Widmanstätten* (FN). Ela possui uma morfologia que se assemelha a serras e tende a se formar quando o resfriamento ocorre de forma mais lenta e controlada. Também podem estar presentes placas de ferrita de *Widmanstätten* primária e secundária, que se formam em resfriamento mais rápido. Este tipo de ferrita possui dureza mais elevada devido a geração de tensões internas por conta de sua forma, logo a ductibilidade é baixa e a ruptura possui comportamento frágil. Grãos austeníticos maiores favorecem a formação dessa microestrutura, que acontece em altas temperaturas e, portanto, com força motriz baixa. Observa-se também a formação das ferritas de contorno de grão (FG), elas se nucleiam nos contornos de grão da austenita e da ferrita de segunda fase não alinhada (FS). Fases semelhantes são encontradas também na região de grãos mais finos.

Figura 32 - Perfil de dureza das amostras.



Fonte: Autores.

Ao analisar a Figura 32 observa-se o perfil de microdureza para as cinco amostras ensaiadas. As variações de dureza obtidas para a mesma região em diferentes amostras podem ser explicadas pelo fato do indentedor do microdurômetro Vickers em determinados pontos realizar a indentação em grãos de perlita, e em outros pontos no grão de ferrita, de tal forma que o passo de 500 μm entre pontos foi mantido constante em todas as amostras.

Conforme gráfico, as amostras I, III e V apresentam uma dureza média na região do MS de aproximadamente 240 HV. A amostra tipo II apresenta uma média de 220 HV. Para as amostras I, III e V, na região da ZTA os valores de microdureza apresentaram uma tendência decrescente, partindo da interface MS – ZTA até a interface ZTA - MB de 240 até 210 HV. Para a amostra II o valor de microdureza inicia em 210 HV e termina em 180 HV. A microdureza que se apresentou maior na região de grãos grosseiros pode estar relacionada com a formação da ferrita de *Widmanstätten* principalmente. Na região do MB os valores de microdureza são mais elevados na região de interface ZTA – MB, apresentando uma tendência posterior de estabilidade. Com relação a amostra IV observou-se um comportamento diferente das outras amostras, aparente tendência crescente na região da MS (do meio do cordão de solda em direção a

ZTA), na região da ZTA e MB pode ser considerado um comportamento semelhante as outras amostras.

5 CONCLUSÕES

Para as condições avaliadas neste trabalho, acredita-se que a antecedente exposição do pó ao meio externo não teve influência significativa nas descontinuidades de solda resultantes. Considerando as informações contidas no Anexo I, onde indica que o pó utilizado foi de morfologia esférica (atomizado), e tendo em mente o que Díaz (2010) observou, ou seja, que a morfologia do pó influencia na absorção da umidade, este pó possui menos superfície para que a mesma fique retida.

Houve o surgimento de trincas perpendiculares ao cordão de solda na superfície de todas as amostras. Acredita-se que a umidade do pó não influenciou na formação das mesmas pois, em todas as amostras teve a ocorrência desse fenômeno. Há a possibilidade de o defeito estar associado a outros parâmetros do processo de soldagem e não a este como um fator isolado. A hipótese é que as descontinuidades com aparência de trincas sejam de descontinuidade do tipo porosidade vermicular observada por Marques (2016).

Para todas as amostras analisadas, o comportamento do gráfico de microdureza apresentou valores semelhantes para os pontos medidos. Portanto, acredita-se que o aumento substancial da microdureza na ZTA é devido ao menor tamanho do grão se comparado ao metal base e a presença da ferrita de *Widmanstätten* na microestrutura da ZTA.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analise da microestrutura do metal de adição
- Ampliar o tempo de exposição do pó a umidade ambiente.
- Utilizar diferentes ligas metálicas para o metal base e verificar a influência na formação de trincas.

7 BIBLIOGRAFIA

ASM, M. H. Corrosion: Fundamentals, Testind, and Protection. Ohio: ASM, v. 13A, 2003. p. 2597.

BERTOLDI, D. B. **TRINCAMENTO INDUZIDO POR HIDROGÊNIO EM AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS MODIFICADOS PELA AÇÃO DE BORO PARA APLICAÇÃO EM EXPLORAÇÃO DE PETRÓLEO EM ÁGUAS PROFUNDAS**. UNIVERSIDADE DE SÃO CARLOS. São Carlos, p. 166. 2015.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: microstructure and properties**. 3. ed. Oxford: Elsevier, 2006.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: Uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018. 882 p.

CHIAVERINI, V. **TECNOLOGIA MECÂNICA: Estrutura e Propriedade das Ligas**. 2. ed. São Paulo: Makron, v. 1, 1986.

DAVIDSON, J. L. hydrogen-induced cracking of low carbon - low alloy steel weldments. **Materials Forum**, v. 19, p. 35-51, 1995.

DÍAZ, V. V. E. A. Deposição por plasma com arco transferido. **Soldagem & Inspeção**, 2010. 41-51.

ESAB. ED. **Apostila Metalurgia de Soldagem**, 2005. Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/apostilametalurgiasoldagem_rev2.pdf>. Acesso em: 02 Abril 2022.

FERREIRA, M. F. S. **Relatório 1 de Laboratório de Materiais de Construção: Ensaio de dureza Rockwel, Vickers, Brinell e Microdureza, ensaios**. Belo Horizonte. 2011.

HÖGANÄS. Additive Manufacturing am 316l sieve code 5. **Höganäs**, 2016. Disponível em: <<https://www.hoganas.com/globalassets/download->

media/sharepoint/brochures-and-datasheets---all-documents/additive-manufacturing_am-316l-sieve-code-5_1747hog.pdf>. Acesso em: 22 abr. 2022.

KERAREN. EFFECT OF WELDING PARAMETERS OF PLASMA TRANSFERRED ARC WELDING METHOD ON ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF 12V TOOL STEEL DEPOSIT, 28 abr. 2010. 169.

KERAREN, M. **EFFECT OF WELDING PARAMETERS OF PLASMA TRANSFERRED ARC WELDING METHOD ON ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF 12V TOOL STEEL DEPOSIT**. Tese (Doutorado em Ciências em Tecnologia), Universidade de Aalto. Espoo, p. 166. 2010.

LOPES, C. H. **“INFLUÊNCIA DOS TEORES DE CARBONO**. UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS. Belo Horizonte, p. 139. 2011.

MARCONI, M. **I Riporti duri con polveri saldate con**. [S.l.]: Livro Online, 2002.

MARQUES, M. B. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 4ª. ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 2016.

MITERRER, C. et al. **Application of hard coatings in aluminium die casting - soldering, erosion and thermal fatigue behaviour**, Surface and Coatings Technology, v. 125, p. 233-239, 2000.

MODENESI, P. J. **Introdução a Metalurgia de Soldagem**. Belo Horizonte: UFMG, v. 1, 2012. Disponível em: <<https://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>>. Acesso em: 02 abr. 2022.

MOIRON, J. L. Welding Stainless Steels: Processes and Industrial Applications. In: BLONDEAU, R. **Metallurgy and Mechanics of Welding**. Londres: ISTE Ltd, 2008. p. 496.

NAIK, H.; DESHMUKH, D.; KALYANKAR, V. **Study of Heat Treatment Effect on Microstructure of PTA Weld Deposited Surface of SS 316L Steel**, AIMTDR 2018, 2018.

ROBBERGE, P. R. **Handbook of Corrosion Engineering**. USA: McGraw-Hill, 2000. 1149 p.

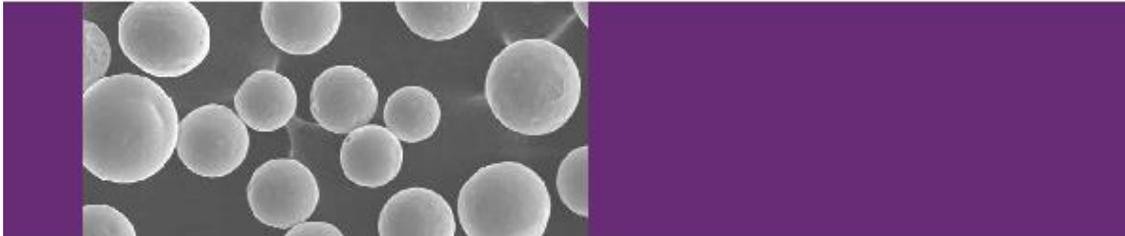
ROHDE, R. A. **METALOGRAFIA: PREPARAÇÃO DE AMOSTRA**. SANTO ANGELO: URI, 2010.

SILVA, R. H. G.; DUTRA, J. C. Processo PTA-P – Uma Revisão da Literatura como Base para Inovações. Parte 1 de 2: Elementos Construtivos. **Soldagem & Inspeção**, 2012. 76-85.

SOUZA, A. C. **Consumíveis de Soldagem**. Guarulhos: Lincon Eletric do Brasil, 2011.

VICENTE, C. **Aços e Ferros Fundidos: Características Gerais, Tratamentos Térmicos, Principais Tipos**. 7. ed. São Paulo: [s.n.], 2005.

WAINER, E.; BRANDI, S. D. D. M. F. **Soldagem, processos e metalurgia**. 4 Edição. ed. São Paulo: [s.n.], 2004.



Metal powders for serial production of Additive Manufacturing components

AM 316L Sieve Code 5

Höganäs stainless steel AM 316L Sieve Code 5 is a gas atomised, spherical powder for Additive Manufacturing applications. It is typically fit for the Directed Energy Deposition (DED ⁽¹⁾, laser cladding) process.

AM 316L is a general purpose stainless steel with good corrosion resistance to atmospheric corrosion and many organic and inorganic chemicals. AM 316L withstand the normal corrosive attack of the everyday environment that people experience.

For more information, please contact your local sales representative or send an e-mail to additivemanufacturing@hoganas.com

Features:

- Powder with good flowability
- Very good building properties with density exceeding 99.6%
- Industrial scale production



The gas atomisation process employed for Additive Manufacturing powders, produces powders which must pass stringent controls at each manufacturing step. Certified production units ensure chemical and physical properties according to specifications.

Raw materials are carefully selected and sourced from certified suppliers. The individual raw materials are melted together in our induction furnaces. Prior to atomisation the chemical composition of the melt is analysed and a correction is made if necessary. Spherical powders without satellites is the characteristic morphology of Höganäs gas atomisation. This will ensure excellent flow and spreadability of the powder. After atomisation, the powders are sieved according to agreed requirements and the powder properties are carefully controlled on each lot.



Powders are packed in 5 kg air tight plastic bottles. The packing technique ensures a dry and contamination free powder as well as a uniform grain size distribution.

Tensile test on non-heat treated specimen ⁽⁷⁾

Typical results after DED process ⁽⁷⁾

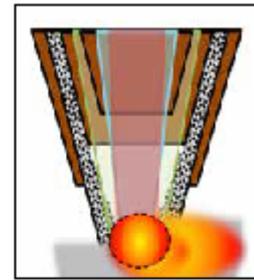
	x direction	z direction
E modulus	123 GPa	140 GPa
Yield strength	355 MPa	365 MPa
Tensile strength	508 MPa	485 MPa
Break elongation	20%	25%

As parts made by 3D printing show anisotropic properties, the results are relating to the properties relative to the directions of printing. The x direction is perpendicular to the direction of building, or the z direction.

Reference values can be optimised depending on process settings.



A DED built part from where test bars are cut.



The nozzle is designed to focus the cone of powder at a given distance below the nozzle tip.

Typical alloy composition AM 316L Steve Code 5

Fe (balance) ⁽¹⁾
Cr 17%
Ni 12%
Mo 2.5%
Mn 1.5%
Si 0.8%
C 0.02%

Typical powder properties

53-150 µm balance ⁽²⁾
> 150 µm max 3% ⁽²⁾
< 45 µm max 0.2%
Hall flow rate 17 s/50g ⁽³⁾
Apparent density 4.2 g/cm ³ ⁽⁴⁾
Inner pores level < 0.7% ⁽⁵⁾

- 1) ASTM F2792
- 2) DIN 51008-2; DIN 51009, ISO 9556, ISO 4835, EN 10276-2, ISO 15351
- 3) MPIF05, ASTM B 214, ISO 4497
- 4) MPIF03, ASTM B 213, ISO 4490
- 5) MPIF04, ASTM B 212, ISO 3923/1
- 6) Helium Pycnometry and Metallography, by SIRRIS (BE) report 5-2770
- 7) DED Powder validation by SIRRIS (BE) report 5-1511-01