

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

HELDER ATASSIS DE CARVALHO

**Avaliação microestrutural e mecânica de chapas de Ta-2,5W soldadas a
laser**

Lorena
2020

HELDER ATASSIS DE CARVALHO

Avaliação microestrutural e mecânica de chapas de Ta-2,5W soldadas a laser

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na área de concentração de Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista

Coorientadora: Prof.^a. Dr.^a. Maria Ismênia Sodero Toledo Faria

Versão Original

Lorena
2020

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Dedico este trabalho aos meus pais, familiares, e pessoas que estiveram ao meu lado nessa caminhada e me ajudaram e me deram forças para que este trabalho fosse possível.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por tudo que Ele me deu e possibilitou-me a fazer e a ser.

Agradeço aos meus pais, Izilda Lúcia da Rocha Carvalho e João Atassis de Carvalho, por tudo que eles me ajudaram nessa caminhada da vida, todo amor, carinho e suporte oferecidos por eles.

Aos professores doutores Carlos Antonio Reis Pereira Baptista e Maria Ismênia Soderro Toledo Faria, pessoas por quem tenho muito apreço, aos quais me mostraram a carreira acadêmica e me ajudaram ao longo desta caminhada.

Ao professor Luis Rogerio de Oliveira Hein que gentilmente que cedeu espaço no laboratório de estereoscopia do departamento de materiais e tecnologia da UNESP de Guaratingueta.

Ao professor Milton Sergio Fernandes de Lima do Instituto de Estudos Avançados (IEAv) de São José dos Campos, que gentilmente realizou as soldagens a laser realizadas nesse trabalho.

À todas as pessoas que me ajudaram nesse trabalho, aos técnicos e companheiros de mestrado e doutorado, dando apoio e ajudando em discussões sobre o trabalho.

À CAPES: O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Finance Code 001.

RESUMO

Carvalho, H. A. **Avaliação microestrutural e mecânica chapas de Ta-2,5W soldadas a laser**. 2019. 102 p. Dissertação (Mestre em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2019.

O metal refratário tântalo apresenta como principal característica uma elevada resistência à corrosão, o que permite aplicações em vasos de pressão, agitadores, tubos e implantes médicos. Além disso, esse metal é utilizado nas indústrias naval, aeroespacial, de armamentos e automotiva. As ligas de tântalo mais utilizadas são a $Ta - 40Nb$ e a $Ta - 2,5W$, sendo essa última a liga alvo desse estudo. A liga $Ta - 2,5W$ possui aplicação importante como luvas para reparo do revestimento da parede interna de reatores químicos para as indústrias farmacêutica e alimentícia. Para a confecção dos reparos é realizada soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) com proteção gasosa (argônio). No entanto, a soldagem a laser apresenta certas vantagens em relação à técnica usual, já que possui maior velocidade de soldagem, menor aporte térmico, controle preciso dos parâmetros de solda e não necessita de retrabalho. Para a realização de uma solda a laser de qualidade é necessário o controle adequado dos parâmetros de soldagem, a fim de evitar defeitos no cordão de solda obtido. Desta forma, esta dissertação de mestrado visou a caracterização mecânica e microestrutural da liga $Ta - 2,5W$ soldada a laser, de forma a determinar os parâmetros de soldagem que forneçam penetração total da solda, melhor comportamento mecânico e, se possível, ausência de defeitos de soldagem. Para isso, sobre uma chapa recozida de $Ta - 2,5W$ foram realizados cordões de solda a laser em cheio com diferentes combinações de velocidade de avanço do feixe ($0,5\text{ m}$ a 3 m/min) e potência (300 W a 600 W). Foi realizada então macrografia, microscopia da seção transversal da amostra e também ensaio de micro-dureza Vickers. Estas análises permitiram encontrar os melhores cordões de solda de maneira preliminar, sendo os critérios para escolha a ausência de defeitos de soldagem, penetração total, perfil de dureza constante e ausência de sangria. Foram escolhidos então três melhores parâmetros de solda, os quais foram submetidos a ensaios de dobramento 180° , tração, tração com entalhe e microdureza do corpo de prova entalhado após a fratura. Possibilitando então a escolha final dos parâmetros mais adequados para soldagem de chapas finas de $Ta - 2,5W$. Os parâmetros escolhidos foram o P500V1,25 e o P600V3, sendo esse último mais interessante para a indústria devido a maior velocidade de processo.

Palavras-chave: Ta-2,5W. Soldagem a laser. Keyhole. Parâmetros de soldagem.

ABSTRACT

Carvalho, H. A. **Microstructural and mechanical evaluation of Ta-2,5W laser welded plates.** 2019. 102 p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2019.

The refractory metal tantalum, with its main characteristic the high resistance to corrosion, which allows applications in pressure vessels, agitators, tubes and medical implants. In addition, this metal is used in the naval, aerospace, armament and automotive industries. The most commonly used tantalum alloys are $Ta - 40Nb$ and $Ta - 2.5W$, the latter being the target alloy of this study. The Ta-2.5W alloy has important application as gloves for repairing the inner wall coating of chemical reactors for pharmaceutical and food industry. Tungsten inert Gas welding with gas protection (argon) is performed to make the repairs, however the laser welding has certain advantages over the usual technique, since it has a higher welding speed, a lower thermal input, precise control of welding parameters and does not require rework. However for the accomplishment of a quality laser weld it is necessary the adequate control of the parameters of welding, in order to avoid defects in the cord of obtained solder. Thus, this master's thesis aims at the mechanical and microstructural characterization of the $Ta - 2,5W$ alloy laser welded, in order to determine the welding parameters that provide total penetration of the weld, better mechanical behavior and if possible absence of welding defects . For this, $Ta - 2.5W$ annealed plate was made with laser weld beads in full with different combinations of beam speed ($0,5\text{ m/min}$ at 3 m / min) and power (300 W at 600 W). Macrographs, cross-section microscopy of the sample and also micro-hardness vickers assay were performed. These analyzes allowed to find the best weld beads in a preliminary manner, and the criteria for selection were the absence of welding defects, total penetration, constant hardness profile and no bleeding. Then, three best welding parameters were chosen, which were subjected to 180° bending, traction, notched traction and micro-hardness tests of the notched specimen after fracture. It then allows the final choice of the most suitable parameters for welding thin sheets of $Ta - 2.5W$. The parameters chosen were P500V1,25 and P600V3, the latter being more interesting for the industry due to the higher process speed.

Keywords: Ta-2,5 W. Laser welding. Keyhole. Welding Parameters.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de fases experimental Ta-W.....	21
Figura 2 - Esquema ilustrativo do processo de soldagem TIG.....	23
Figura 3 - Desenho esquemático do processo de soldagem por penetração	25
Figura 4 - Desenho esquemático da soldagem por condução	27
Figura 5 - Representação esquemática do desabamento da coroa de metal fundido (esquerda) e do resfriamento e solidificação do cordão de solda.	29
Figura 6 - fluxo de metal fundido durante o resfriamento e solidificação	30
Figura 7 - Simulação do fluxo de metal fundido na poça de fusão.....	31
Figura 8 - Diagrama de fases Ta-O adaptado.....	32
Figura 9 - Esquema dos planos atômicos no núcleos de contorno de grão sem impureza (à esquerda) e com impureza (à direita).....	35
Figura 10 - Diagrama de energia de sublimação vs tamanho atômico. Elementos acima e abaixo da linha tracejada, aumentam e reduzem a energia de fratura do tântalo respectivamente.	36
Figura 11 - $\Delta E = E_{GB}(\text{impureza}) - E_{GB}(\text{puro})$, a energia de energia entre o contorno de grão com impureza e sem impureza vs número do grupo na tabela periódica.	37
Figura 12 - Metalografia das seções transversais da soldagem a laser com potência de 1,9 kW no tântalo puro. a) 12,7 mm/s b) 6,4 mm/s c) 3,8 mm/s d) 2,54 mm/s e) 1,7 mm/s f) 0,85 mm/s.....	38
Figura 13 – Macroestrutura das amostras de tântalo puro submetidas a soldagem TIG com proteção de argônio, com potências de 2,5 kW (a), 3 kW (b) e 3,5 kW (c).	39
Figura 14 - Janela de processo da soldagem a laser para metais e ligas em geral.	40
Figura 15 - Desenho esquemático da estação de processamento a laser.....	43
Figura 16 - Macrografia da placa soldada em cheio inferior (à esquerda) e topo (à direita).	45
Figura 17 - Figura esquemática dos cortes que foram efetuados na placa soldada para a obtenção das amostras.....	46
Figura 18- Diagrama esquemático do plano transversal de corte na parte superior, e das linhas de impressões de microdureza realizadas a 1/4, 1/2 e 3/4 da profundidade do cordão na parte inferior.	50
Figura 19 - Desenho esquemático do corpo de prova.	51
Figura 20 - Desenho esquemático do corpo de prova com entalhe de raio 1 mm.	52
Figura 21 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para P300V0,5.	54
Figura 22 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P300V1.	55
Figura 23 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P400V0.05.	56
Figura 24 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P400V1.	57

Figura 25 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P400V2.....	58
Figura 26 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P400V3.....	59
Figura 27 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500V1.....	60
Figura 28 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500V2.....	61
Figura 29 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para condição P500V3.....	62
Figura 30 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P600V1.....	63
Figura 31 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P600V2.....	64
Figura 32 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P600V3.....	65
Figura 33 - Micrografia das amostras que apresentaram porosidade, P500V2 (à esquerda) e P500V3 (à direita) com ampliação de 50X.....	67
Figura 34 - Micrografia do cordão P600V1 com ampliação de 50 X.....	67
Figura 35 - Gráfico das características da solda para cada cordão soldado. As colunas referentes as profundidades estão com contorno preto, e as de largura estão com contorno em vermelho.....	68
Figura 36 - Micrografia da amostra P400V0,5 com ampliação de 50 X.....	69
Figura 37 - Comparação do perfil de dureza. No gráfico superior estão mostrados os parâmetros dos cordões de solda com sangria, e no inferior os sem sangria. Centro do cordão é o 0 no eixo.....	71
Figura 38 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500v1,25F10.....	73
Figura 39: Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500V1,5.....	74
Figura 40 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500V1,25F0.....	77
Figura 41 - Difratograma de raios-X do topo da solda para o metal base e cordões de solda P500V1,25 com proteção e sem proteção.....	81
Figura 42 - Difratograma de raios-X da raiz da solda para o metal base e cordões de solda P500V1,25 com proteção e sem proteção.....	82
Figura 43 - Estereoscopia do metal base após dobramento de 180°.....	83
Figura 44 - Estereoscopia da superfície soldada do cordão P400V0,5 metal base após dobramento de 180°.....	83
Figura 45 - Estereoscopia da raiz do cordão P500V1,25 metal base após dobramento de 180°.....	84
Figura 46 - Estereoscopia da raiz do cordão P600V3 metal base após dobramento de 180°.....	84
Figura 47 - Esteroscopia do metal base fraturado.....	86
Figura 48 – Imagem obtida por MEV por elétrons retroespalhados para observação da superfície de fratura do metal base. A seta azul indica a região da fratura semelhante ao gume de faca.....	86

Figura 49 - Corpos de prova <i>subsize</i> fraturados nas condições P400V0,5, P500V1,25, P600V3 e Metal base (respectivamente da esquerda para direita). ...	87
Figura 50 - Desenho esquemático das medidas realizadas no corpo de prova de tração entalhado para o cálculo do Kt.	88
Figura 51 - Desenho esquemático do gráfico R/d x Kt.	89
Figura 52 – Gráfico das deformações no entalhe, fora do entalhe e total por parâmetro de solda.	91
Figura 53 - Gráfico das tensões médias máxima, de ruptura de engenharia e limite de proporcionalidade por parâmetro de solda.	92
Figura 54 - Comparação da fratura das amostras entalhadas, vista superior à direita e à esquerda a vista inferior. Os cordões mostrados são a) P400V0,5, b) P500V1,25 e c) P600V3.	94
Figura 55 - MEV por elétrons retroespalhados da superfície de fratura do metal base (a), b) P400V0,5, c) P500V1,25 e d) P600V3 na respectiva ordem de cima para baixo.	95
Figura 56 - Desenho esquemático do corte realizado no CDP entalhado após a fratura. Abaixo são mostradas as medidas de dureza da superfície de fratura ($x=0$) até o metal base ($x=4000\mu\text{m}$).	96
Figura 57 - Perfil de dureza após a fratura na condição entalhada para metal base, P400V0,5, P500V1,25 e P600V3, comparada a dureza do metal como recebido.	97

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Dados sobre o tântalo puro e suas propriedades físico-químicas.....	19
Tabela 2 - Reservas e produção de minério em toneladas de tântalo contido no minério	20
Tabela 3 - Propriedades mecânicas do tântalo puro e suas ligas.....	22
Tabela 4 - Resultados das soldagens para a liga AZ31.....	33
Tabela 5 - Quantidade de impureza (ppm at.) por tamanho de grão (mm).....	34
Tabela 6 - Composição química nominal da chapa de Ta-2,5W (ppm).	42
Tabela 7 – Tamanho de grão e propriedades mecânicas da chapa	42
Tabela 8 - Condições para a carta de processo da soldagem em cheio	44
Tabela 9 - Modelo de carta de processo.....	48
Tabela 10 – Micrografias dos cordões de solda, evidenciando a penetração total da solda pela linha vermelha horizontal. O aporte térmico foi representado verde na parte inferior micrografia.	66
Tabela 11 - Comparação de perfil de dureza e microestrutura de solda utilizando potência de 500 W e velocidade de soldagem entre 1 e 2 m/min.....	75
Tabela 12 - Comparação da solda com proteção e sem proteção para a condição P500V1,25.	78
Tabela 13 - Carta de processo dos cordões de solda do Ta-2,5W.....	79
Tabela 14 - Propriedades mecânicas do metal base.	85
Tabela 15 – Tabela de d , D , R , D/d , r/d e Kt para todos corpos de prova entalhados.	89

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
2 OBJETIVOS	17
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1 Histórico do tântalo	18
3.2 Reservas minerais e produção de tântalo mundial e nacional	19
3.3 Ligas de tântalo	20
3.4 Soldagem TIG	22
3.4.1 Soldagem TIG do tântalo	24
3.5 Soldagem a laser	25
3.5.1 Soldagem por <i>keyhole</i>	25
3.5.2 Soldagem por condução	26
3.5.3 Comparação entre soldagem por <i>keyhole</i> e por condução	27
3.5.4 Fusão e solidificação na soldagem a laser por <i>keyhole</i>	29
3.5.5 Comparação entre soldagem por TIG e a laser	32
3.7 Efeitos das impurezas no tântalo	34
3.7.1 Ponto de vista termodinâmico	35
3.8 Metalurgia de soldagem do tântalo	37
3.9 Carta de processo	39
4 MATERIAIS E MÉTODOS	42
4.1 Material utilizado	42
4.2 Soldagem a laser	42
4.3 Caracterização macroestrutural	45
4.5 Seleção parcial das melhores condições de soldagem em cheio	47
4.6 Difração de raios-X	48
4.7 Caracterização mecânica	49
4.7.1 Ensaio de microdureza	49
4.7.2 Ensaio de dobramento	50
4.7.3 Ensaio de tração	51
5.1 Estereoscopia e microscopia óptica	53
5.2 Microdureza dos cordões de solda do Ta-2,5W	69
5.3 Cordões complementares para potência de 500 W	71
5.4 Carta de processo	79
5.5 Difração de raios-X do cordão P500V1,25	80

5.6 Ensaio de dobramento	82
5.7 Ensaio de tração	85
5.7.1 Ensaio de tração do metal base	85
5.7.2 Ensaio de tração dos cordões selecionados na carta de processo	86
5.7.3 Ensaio de tração dos corpos de prova com entalhe	88
5.7.4 Perfil de dureza dos corpos de prova com entalhe após a fratura	95
6 CONCLUSÕES	98
REFERÊNCIAS	100

1 INTRODUÇÃO

O tântalo apresenta, como principal característica, elevada resistência à corrosão, sendo por isso bastante utilizado em vasos de pressão, agitadores, trocadores de calor, implantes médicos e instrumentos cirúrgicos, bem como em aplicações a altas temperaturas, como superfície protetora de calor (CARDONNE, 1995). Segundo Chaneliere (1998), os maiores consumidores de tântalo estão nas indústrias de telefonia (celulares) e de eletrônicos (computadores, carregadores de bateria, laptops). O tântalo também é empregado nas indústrias naval, aeroespacial, de armamentos e automotiva (ligas especiais, *airbags*, freios ABS e aparelhos GPS).

Esse metal pode ser utilizado na forma pura ou de ligas, sendo as principais ligas a de $Ta - 2,5W$ e a de $Ta - 40Nb$, produzidas por fusão à vácuo no forno de feixe de elétrons ou forno a arco (ASTM B708, 2012).

A liga $Ta - 2,5W$ (R05240), que será alvo desse estudo, é utilizada no reparo do revestimento da parede interna de reatores químicos para indústria farmacêutica e alimentícia (FIRMETAL, 2018). Para a confecção dos reparos é necessária a junção das partes via processo de soldagem. Atualmente o processo de soldagem utilizado nesse reparo é o TIG (*tungsten inert gas*), designação usual para o processo GTAW (*gas tungsten arc welding*), a qual necessita ser realizada com atmosfera controlada, geralmente argônio, para evitar a contaminação e consequente fragilização na região da solda.

O presente trabalho de pesquisa busca o estudo de uma opção para o processo de soldagem atualmente utilizado pela indústria nacional. A soldagem a laser pode oferecer características vantajosas, já que, comparada com a técnica usual, apresenta maior velocidade de soldagem e menor aporte térmico devido ao aquecimento localizado, não necessitando de retrabalho após a soldagem (KANNATEY-ASIBU, 2009).

Como estudado anteriormente por Máximo (2015), a soldagem a laser do tântalo apresenta dificuldades devido à reatividade do tântalo, sendo necessário um controle muito preciso dos parâmetros de solda, cujos principais são: distância focal, potência, velocidade e atmosfera de soldagem.

De acordo com Palmer (2006), o controle inadequado dos parâmetros utilizados no processo de soldagem a laser pode ocasionar falta de penetração da solda, porosidade, variação de tamanho de grão na zona fundida e contaminação no cordão de solda.

Desta forma, o objetivo da atual proposta de dissertação é o estudo do processo de soldagem a laser do tântalo de forma a obter um mapa de processo, buscando parâmetros que forneçam maior penetração da solda, ausência de defeitos e menor variação aparente do tamanho de grão na zona fundida. Da mesma forma, garantindo que o processo não tenha interferência no comportamento mecânico esperado para a liga $Ta - 2,5W$.

2 OBJETIVOS

O objetivo geral dessa dissertação é avaliar mecânica e microestruturalmente a liga $Ta - 2,5W$ soldada a laser, de forma a determinar os parâmetros do processo de soldagem que forneçam maior penetração da solda, melhor comportamento mecânico e se possível a ausência de defeitos de soldagem.

Para atingir o objetivo geral foram estabelecidos os seguintes objetivos específicos:

- Avaliar a influência da velocidade de soldagem e da potência do laser na microestrutura da liga $Ta - 2,5W$ soldada a laser;
- Avaliar a influência da velocidade de soldagem e da potência do laser no perfil de microdureza dos cordões de solda da liga $Ta - 2,5W$ soldada a laser.
- Avaliar a influência da velocidade de soldagem e da potência do laser na resistência à tração de uniões soldadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Histórico do tântalo

A liga alvo de estudo nesse trabalho é a $Ta - 2,5 W$, a qual possui aplicações em ambientes altamente corrosivos como reatores químicos, em dispositivos eletrônicos, e na indústria militar e aeroespacial (SANDIM *et al.*, 2005).

O Tântalo, elemento majoritário dessa liga, foi descoberto pelo cientista sueco Anders Gustaf Ekenberb em minérios localizados na cidade de Ytterby – Suécia, no ano de 1802. Durante 64 anos achou-se que esse seria apenas um alótropo do Nióbio, no entanto em 1866 suíço Jean Charles Galissard de Marignac provou que tântalo e nióbio são elementos distintos (GAGNON, 2018).

Uma das rotas de obtenção do tântalo metálico utiliza a tantalita ($(Fe, Mn)(Ta, Nb)_2O_6$), que é moída e dissolvida no ácido clorídrico, e posteriormente submetida a um processo de extração de solvente que separa o tântalo do nióbio. O elemento de interesse está na forma de K_2TaF e é reduzido em tântalo metálico na forma de pó pela reação com sódio fundido, o lingote é então obtido com o uso do forno de feixe de elétrons, ou do forno à arco (ROWE, 1997).

Além da tantalita, os minérios mais utilizados para obtenção do tântalo metálico são a columbita ($(Fe, Mn, Mg)(Nb, Ta)_2O_6$), e euxinita ($(Y, Ca, Er, La, Ce, U, Th)(Nb, Ta, Ti)_2O_6$).

O metal refratário em questão possui elevada temperatura de fusão, como mostrado na tabela 1, além de alta resistência a corrosão e alta ductibilidade, mesmo em temperaturas criogênicas. Outras propriedades não menos importantes são: soldabilidade, biocompatibilidade e resistência à corrosão a fluidos corrosivos até a temperatura de 300 °C (CARDONNE *et al.*, 1995; SANDIM *et al.*, 2005).

Além da temperatura de fusão, outras propriedades físico-químicas do tântalo puro são mostradas na tabela 1, algumas dessas propriedades serão revisitadas ao decorrer do trabalho para explicar fenômenos e propriedades presentes na liga $Ta - 2,5W$.

Tabela 1: Dados sobre o tântalo puro e suas propriedades físico-químicas.

Símbolo	<i>Ta</i>
Número atômico (Z)	73
Massa molar (g/mol)	180,9478
Ponto de fusão (°C)	3017
Ponto de ebulição (°C)	5534
Densidade (g/cm³)	16,65
Resistividade elétrica (20°C) ($\mu\Omega m$)	12,4
Condutividade térmica ($W/(m^{\circ}C)$)	57,5
Estrutura cristalina	Cúbica de corpo centrado (CCC)
Dureza (HV)	90 - 210
Módulo de Young (GPa)	186

Fonte: (ASM, 2004).

Devido às características e propriedades supracitadas o tântalo metálico e suas ligas possuem aplicações na indústria em vasos de pressão, agitadores, trocadores de calor, implantes médicos, equipamentos cirúrgicos e em altas temperaturas como superfície protetora se calor (CARDONNE *et al.*, 1995).

3.2 Reservas minerais e produção de tântalo mundial e nacional

Os países com as maiores reservas de tântalo no mundo são Brasil (36%) e Austrália (63%), o que é mostrado na tabela 2, devido ao grande potencial econômico desse metal para o Brasil foi realizada uma busca pelos dados mais recentes sobre as reservas minerais e produção de tântalo no mundo, e em especial no Brasil.

O tântalo ocorre majoritariamente nos minerais da série columbita – tantalita $(Mg, Mn, Fe)(Ta, Nb)_2O_6$. As reservas mundiais em 2013, eram de aproximadamente 97000 t. de metal contido, sendo 36000 t. em território brasileiro. (PONTES, 2014).

Tabela 2 - Reservas e produção de minério em toneladas de tântalo contido no minério

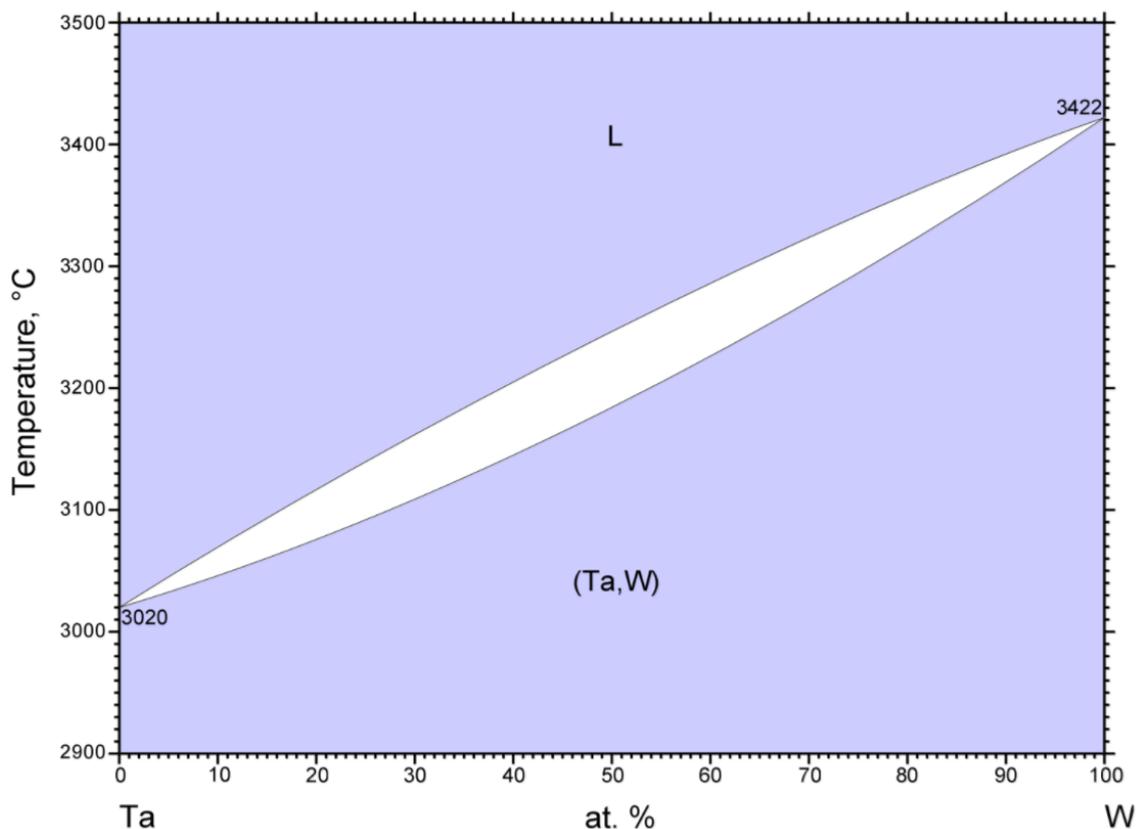
Discriminação	Reservas (t)		Produção	
	2013	2012	2013	(%)
Países				
Brasil	36.190	118	185	29,13
Ruanda	-	150	150	23,62
Congo	-	100	110	17,32
Nigéria	-	63	60	9,45
Canadá	-	50	50	7,87
Moçambique	-	39	40	6,30
Burundi	-	33	30	4,73
Etiópia	-	95	10	1,58
Austrália	62.000	-	-	-
Total	97.387	648	635	100

Fonte: Pontes (2014).

As reservas brasileiras estão localizadas principalmente na mina do Pitinga (mineração Taboca), no município de Presidente Figueiredo-AM, de propriedade do grupo peruano MINSUR S.A, sendo a reserva desta mina de 175 000 t de minério (comlumbita-tantalita), com 25000 t de Ta_2O_5 contido. Existem reservas também na região nordeste (Paraíba, Rio Grande do Norte e Ceará), Amazonas (Barcelos e São Gabriel da Cocheira), Roraima, Rondônia, Amapá, Minas Gerais e Goiás. O Brasil é o líder, com 29,1 % de produção mundial, seguido por Ruanda (23,6%), os outros produtores estão evidenciados na tabela supracitada (PONTES, 2014).

3.3 Ligas de tântalo

No caso da ligas de Ta , em especial com W , observa-se pelas leis de Hume-Rothery que o W forma solução sólida substitucional total com o tântalo (figura 1). Essa liga em solução sólida apresenta estrutura cubica de corpo centrado e apresenta uma série de propriedades desejáveis, como alta densidade, ponto de fusão elevado, ductibilidade térmica, boa tenacidade a fratura e resistência a corrosão (CHEN, 1996). A utilização do tungstênio como elemento de liga é justificada pela maior temperatura de fusão e propriedades mecânicas superiores ao tântalo puro (BRIANT, 2008).

Figura 1 - Diagrama de fases experimental $Ta - W$ 

Fonte: Krishnan (1990).

O tântalo puro (R05200) e suas ligas $Ta - 2,5W$ (R05252) e $Ta - 10W$ (R05255) são produzidos no forno de feixe de elétrons ou no forno a arco sob vácuo. Enquanto que o tântalo puro (R05400) é obtido por metalurgia do pó (ASTM B708 - 12, 2012).

Comparada ao tântalo puro, a liga $Ta - 2,5W$ apresenta melhor resistência mecânica e à corrosão, inclusive em altas temperaturas, desta forma a liga possui aplicações em tubulações e camadas resistentes à corrosão em equipamentos de troca de calor (FIRMETAL, 2018).

A liga $Ta - 10W$ quando comparada ao $Ta - 2,5W$ possui propriedades mecânicas consideravelmente superiores, inclusive em altas temperaturas. No entanto a maior quantidade de W na liga gera dificuldades de processamento, restringindo sua utilização. Apesar disso essa liga é usada na indústria química e aeroespacial em componentes utilizados em altas temperaturas, como por exemplo na câmara de impulso de motor de foguete (FIRMETAL, 2018).

As propriedades mecânicas das ligas supracitadas estão descritas na tabela 3, onde é possível notar o efeito da adição de tungstênio no tântalo. Quanto maior porcentagem de W na liga, maior é a tensão de escoamento e a de resistência a tração. É possível perceber também que o alongamento até a fratura é igual no tântalo puro e no $Ta - 2,5W$, enquanto que na liga com maior quantidade de W , $Ta - 10W$, o alongamento é menor, o que sugere uma maior fragilidade dessa liga, dificultando sua conformação.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas do tântalo puro e suas ligas

	Tensão de resistência a tração (MPa)	Tensão de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
R05200 (Ta puro)	207	138	20
R05252 (Ta - 2,5W)	276	207	20
R05255 (Ta - 10W)	482	414	15

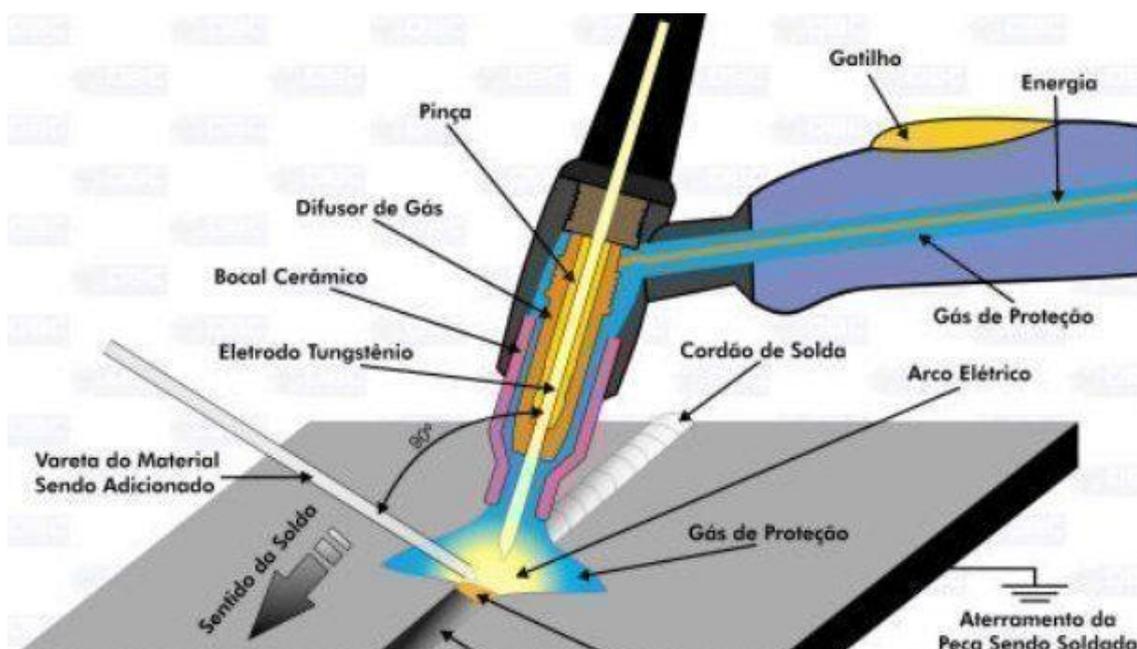
Fonte: ATI (2013)

Como visto anteriormente, as ligas de tântalo possuem aplicações em condições de trabalho extremas, como por exemplo, em tubos ou reatores com fluídos altamente corrosivos. Muitas vezes faz-se necessário a soldagem para a costura do tubo, essa deve ser realizada com extremo cuidado, já que é um processo com aquecimento em temperaturas elevadas seguido de altas taxas de resfriamento, o que pode levar a fragilização da liga localmente. As formas mais comuns de soldagem do Ta são a TIG (*Tungsten Inert Gas*) e a laser.

3.4 Soldagem TIG

A soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) pode ser descrita como o processo de junção de peças metálicas devido ao aquecimento e fusão utilizando um arco elétrico entre o eletrodo de tungstênio não consumível e as peças a serem unidas, como ilustrado na figura 2. A poça de fusão é protegida contra contaminação por uma atmosfera de gás inerte. No caso autógeno a soldagem é realizada sem o metal de adição (KOU, 2002).

Figura 2 - Esquema ilustrativo do processo de soldagem TIG.



Fonte: (DBC, 2018)

O processo TIG possui variáveis como tensão do arco, corrente de soldagem, velocidade de avanço e o gás de proteção. Um exemplo é o controle da energia transferida para a peça durante a soldagem que é facilitado devido a concentração e estabilidade do arco elétrico possibilitando cordões de solda com boa qualidade e acabamento. No entanto, como o soldador possui o controle da fonte de calor a qualidade do cordão depende também da habilidade do operador do equipamento (BRACARENSE, 2000; MACHADO, 1996).

Como desvantagem do processo está a baixa taxa de deposição, o que implica numa operação mais demorada, se comparada com outros processos de soldagem. Requer maior destreza do soldador que os outros tipos de soldagem por fusão ao arco elétrico (TEIXEIRA, 2011).

O aumento da velocidade de soldagem requer correntes de soldagem maiores (maior energia) e com isso diminui-se a ocorrência de distorções na peça, pois o ciclo térmico é reduzido (PRITCHARD, 2001).

3.4.1 Soldagem TIG do tântalo

Na soldagem de materiais refratários como o tântalo pode ocorrer crescimento de grão na zona fundida e na zona afetada pelo calor, acarretando em perdas de ductibilidade e tenacidade (ROLO *et al.*, 2015).

Outro problema que pode ocorrer durante a soldagem é a fragilização em metais refratários (berílio, titânio, zircônio, nióbio e tântalo), uma vez que reagem rapidamente a temperaturas logo abaixo à de fusão com todos os gases, exceto os inertes. Contaminações pela dissolução de oxigênio, nitrogênio e hidrogênio da atmosfera para a poça de solda resulta no aumento da dureza e diminuição da ductibilidade na junta soldada (SANDIM *et al.*, 2005).

É necessário também evitar porosidade na solda que pode ser causada por retenção de gases durante a soldagem ou por inadequada preparação da superfície da solda. O que torna necessário a limpeza da superfície a ser soldada em todos os metais reativos, que pode ser realizada por usinagem, jateamento ou decapagem (LANCASTER, 1999).

Estudos foram realizados com o intuito de determinar qual a quantidade máxima de oxigênio que pode estar dissolvida em ligas de tântalo, sem que haja deterioração de suas propriedades mecânicas. Para isso foram dopadas amostras de tantaloy 63 com diferentes teores de oxigênio e testadas por ensaios mecânicos, principalmente dureza. Chegando à conclusão que a tolerância máxima de teor de oxigênio intersticial no tantaloy 63 é de 400 ppm (DAVIS, 2006).

De acordo com a literatura (ROLO *et al.*, 2015), o cordão de solda pode ser restringido em uma área menor utilizando um processo de alta densidade de energia e com aquecimento localizado, isso pode ser obtido utilizando a soldagem a laser.

Devido a isso, a soldagem a laser pode ser uma promissora substitutiva da soldagem a TIG em chapas de $Ta - 2,5W$.

3.5 Soldagem a laser

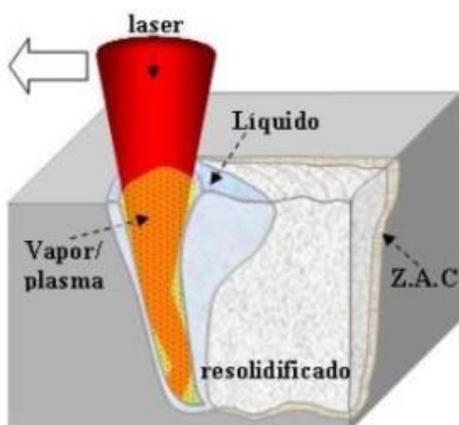
A soldagem a laser ocorre pelo bombardeamento da peça, a ser soldada, por um feixe de luz coerente, concentrado e de alta intensidade, o que gera fusão localizada na peça (WANDERA, 2016).

No presente trabalho, a fonte de laser utilizada foi a de fibra com núcleo dopado com Ytérbio, sendo essa fonte contínua. Com a utilização da mesma é possível a obtenção de cordões de solda por condução ou *keyhole*, dependendo da densidade de energia do feixe de laser.

3.5.1 Soldagem por *keyhole*

A soldagem por *keyhole*, como mostrado na figura 3, ocorre pela passagem do feixe de laser sobre a peça a ser soldada, de forma que esse produza um extremo aquecimento em uma pequena região. O calor fornecido pelo laser é intenso a ponto de evaporar e fundir o metal, gerando o *keyhole*. O *keyhole* (figura 3) é definido como a cavidade que se forma pela evaporação de metal devido ao aquecimento localizado causado pelo laser. O *Keyhole* é mantido estável quando a pressão de vapor do metal dentro da cavidade está em equilíbrio com as forças exercidas pelo metal fundido circundante a cavidade. (RIVA, 2009).

Figura 3 - Desenho esquemático do processo de soldagem por penetração



Fonte: Riva (2009).

Um fator importante para garantir a qualidade da soldagem por *keyhole* é o equilíbrio entre a pressão de vapor e as forças exercidas pela poça de metal fundido. Porosidades podem surgir quando as forças exercidas pela poça fundida forem maiores que a pressão de vapor, uma vez que ocorrerá o desabamento do *keyhole*. Uma maneira de eliminar esse defeito seria aumentando a densidade de energia utilizada, o que na prática pode ser obtido diminuindo a velocidade de soldagem ou aumentando a potência do feixe (GIRARD, 2000).

Após soldagem por *keyhole* é previsto que o cordão de solda gerado tenha grande penetração e conseqüentemente grande razão de aspecto (relação entre profundidade e largura da solda). Idealmente o cordão de solda apresentará na região central da solda a zona fundida com grãos alongados na direção da extração de calor da peça. Ao lado da zona fundida está a zona afetada pelo calor (ZAC), seguida do metal base (MB), o qual não sofreu influência do calor gerado pelo laser (ION, 2005).

Metais de alta reflexão como alumínio, magnésio, titânio e tântalo também podem ser soldados a laser mas deve-se levar em conta sua alta refletância para fornecer uma quantidade de energia suficiente na região para vaporização e formação do *keyhole*. O objetivo da solda a laser por *keyhole* é obter a solda o mais rápido possível atendendo a critérios de qualidade especificados (ION, 2005).

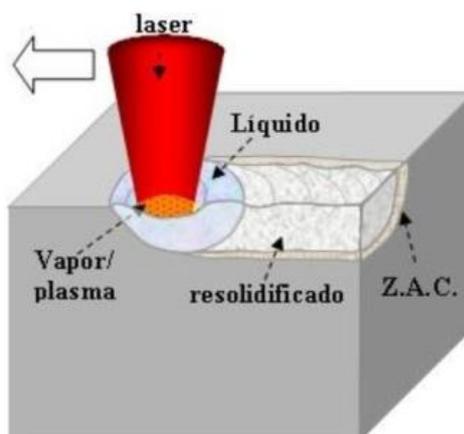
3.5.2 Soldagem por condução

A soldagem por condução consiste na solda a laser sem significativa evaporação da peça, devido ao uso densidades de energia reduzidas, da ordem 10^3 Wmm^{-2} . Soldagem por condução pode ser feita em vários metais na forma de fios ou chapas finas usando alguns tipos de laser como os de rubi, CO_2 , e Nd:YAG (ION, 2005).

O mecanismo de aquecimento direto, representado esquematicamente na figura 4, envolve a absorção de parte da energia do laser pela superfície do material e subsequente transferência de calor pela vizinhança do material por condução. Devido à limitação de densidade de energia, a razão de aspecto entre profundidade

e largura da solda é baixa. A grande vantagem da solda é localizar o aquecimento apenas na região da junta, o que minimiza os efeitos do aquecimento, reduzindo a tensão residual causada na peça (ION, 2005; RIVA, 2009).

Figura 4 - Desenho esquemático da soldagem por condução



Fonte: Riva (2009).

Quando realizada corretamente a soldagem a laser apresenta vantagens em relação aos métodos convencionais de soldagem, o que justifica os altos investimentos na técnica, além disso a soldagem a laser é favorável ao meio ambiente, uma vez que não necessita do uso de chumbo na solda. A baixa energia usada na solda por condução diminui a distorção da peça e minimiza o retrabalho da peça, agilizando o processo e diminuindo custos (ION, 2005).

3.5.3 Comparação entre soldagem por *keyhole* e por condução

Devido às maiores densidades de energia necessárias para soldagem por *keyhole*, essa possui as seguintes desvantagens: maior custo inicial de investimento, cordão de solda na forma de V ocasionando uma região de acúmulo de tensões, maior empenamento na peça e crescimento de grão acentuado na região da solda diminuindo a tenacidade do cordão.

A vantagem da soldagem por *keyhole* é a maior penetração da solda, com isso pode-se usar esse tipo de solda para chapas de maior espessura.

Considerando a soldagem a laser como um todo, essa possui vantagens e desvantagens em relação aos outros métodos de soldagem.

As vantagens da soldagem a laser são (WAINER, 2004; KANNATEY-ASIBU, 2009; MODENESI, 2012):

- a) Pequena zona termicamente afetada e pequena distorção da peça, devido ao calor fornecido ser localizado. No caso do $Ta - 2,5W$, que possui aplicação em ambientes extremamente corrosivos é importante a ZTA ser pequena, pois diminui a possibilidade de ter algum defeito de solda onde possa iniciar a corrosão;
- b) Razão de aspecto alta;
- c) Não necessita vácuo ou controle da atmosfera, mas esse é indicado para metais reativos. Nos metais reativos como o tântalo é necessário apenas um fluxo de proteção com gás inerte durante a soldagem;
- d) Não produz raios X;
- e) Não sofre influência de campos magnéticos;
- f) Fácil automatização do processo, importante no caso da liga em estudo, uma vez que o controle adequado dos parâmetros de soldagem é imprescindível para obtenção de um cordão de solda sem defeitos;
- g) Processo rápido em relação a modos de soldagem convencionais;
- h) Resistência elevada da solda em relação a modos convencionais de soldagem devido a menor ZTA. Considerando que o $Ta - 2,5W$ possui aplicações em reatores químicos é importante que o cordão de solda tenha uma resistência mecânica elevada;

Enquanto as desvantagens da soldagem a laser são:

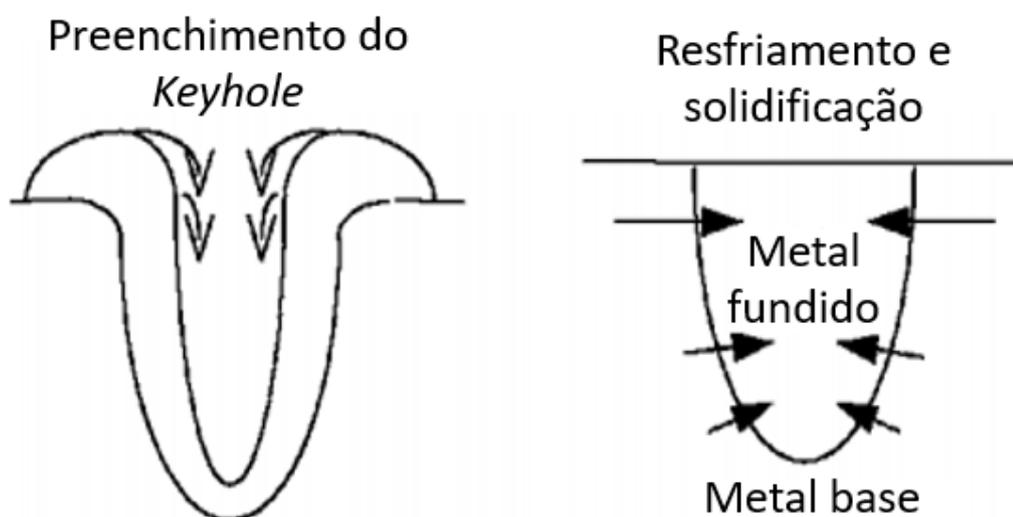
- a) Elevado investimento inicial de manutenção do equipamento. Apesar do custo elevado, o uso da soldagem a laser no $Ta - 2,5W$ pode ser justificado devido ao custo elevado da liga, dificuldade de soldagem manual e a utilização em equipamentos de segurança.
- b) Peças a serem soldadas necessitam ter juntas precisas;

- c) Taxas de resfriamento elevadas, o que pode causar endurecimento em aços ligas de alto teor de carbono, no entanto como o $Ta - 2,5W$ é uma liga monofásica e com solubilidade total entre Ta e W não há a possibilidade do surgimento de uma segunda fase.

3.5.4 Fusão e solidificação na soldagem a laser por *keyhole*

O efeito do feixe de laser na peça a ser soldada pode ser dividido em três estágios. No primeiro estágio o feixe de alta energia incide no metal gerando a fusão e vaporização do metal localmente formando uma cavidade profunda que reflete o laser dentro dessa. No segundo estágio o *keyhole* cresce verticalmente circundado por metal fundido, mas devido ao excesso de energia e o efeito da convecção esse metal fundido é acumulado na superfície soldada no formato de coroa. O *keyhole* pode ser considerado como o resultado do equilíbrio de energia absorvido dentro dele e a energia termicamente difundida na peça de trabalho. Finalmente ocorre a última etapa em que o laser acaba de passar pelo local fundido, ocorrendo o desabamento do metal fundido da coroa para dentro do *keyhole* e a solidificação do cordão de solda, como mostrado na figura 5 (GIRARD *et al.*, 2000; YANG *et al.*, 2018).

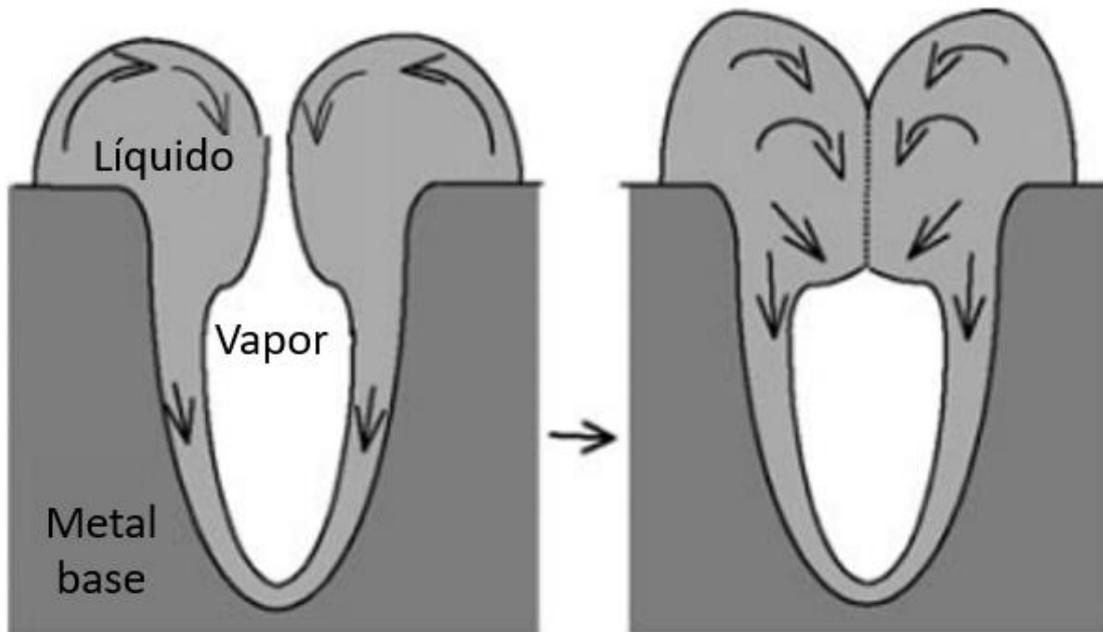
Figura 5 - Representação esquemática do desabamento da coroa de metal fundido (esquerda) e do resfriamento e solidificação do cordão de solda.



Fonte: Adaptado de Girard *et al.* (2000).

Durante o processo de resfriamento e solidificação é possível a formação de bolhas e poros devido à instabilidade do *keyhole* e ao movimento de metal fundido dentro do mesmo, o que pode ser visto na figura 6(GIRARD *et al.*, 2000).

Figura 6 - fluxo de metal fundido durante o resfriamento e solidificação

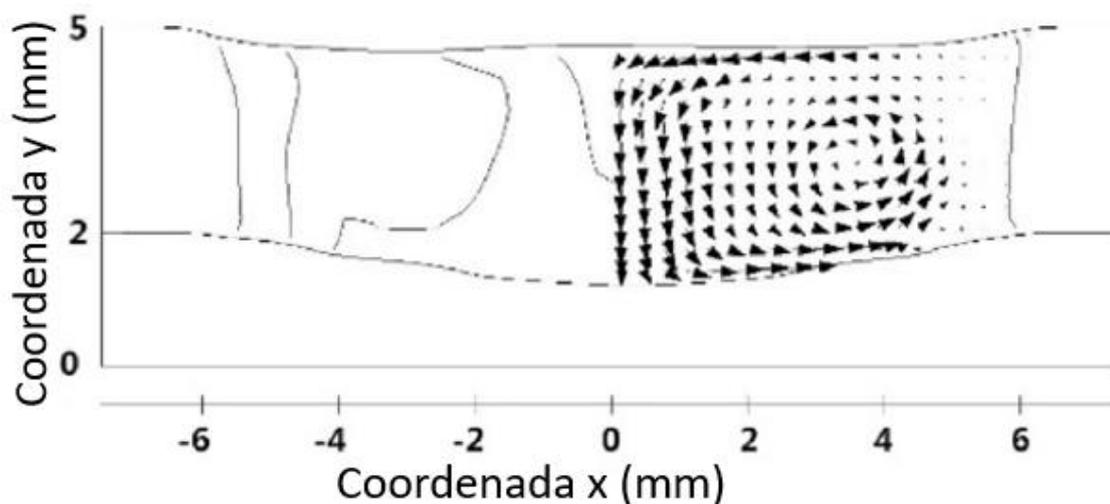


Fonte: Adaptado de Girard *et al.* (2000).

Na figura 7 é mostrado o fluxo convectivo do metal fundido durante a soldagem, sendo o fluxo convectivo ilustrado pelas setas do lado direito da imagem. Pode-se notar que o fluxo de metal ocorre no sentido anti-horário e esse faz um movimento circular desde a superfície oposta à que o feixe incide até o topo da peça (YANG *et al.*, 2018).

No caso da soldagem a laser realizada nesse trabalho, o fluxo de gás protetor ocorre apenas na superfície soldada, sendo a parte inferior desprotegida. Como o metal fundido passa pela face inferior é plausível formação de óxidos e carbeto que serão transportados pelo movimento de convecção para dentro da amostra.

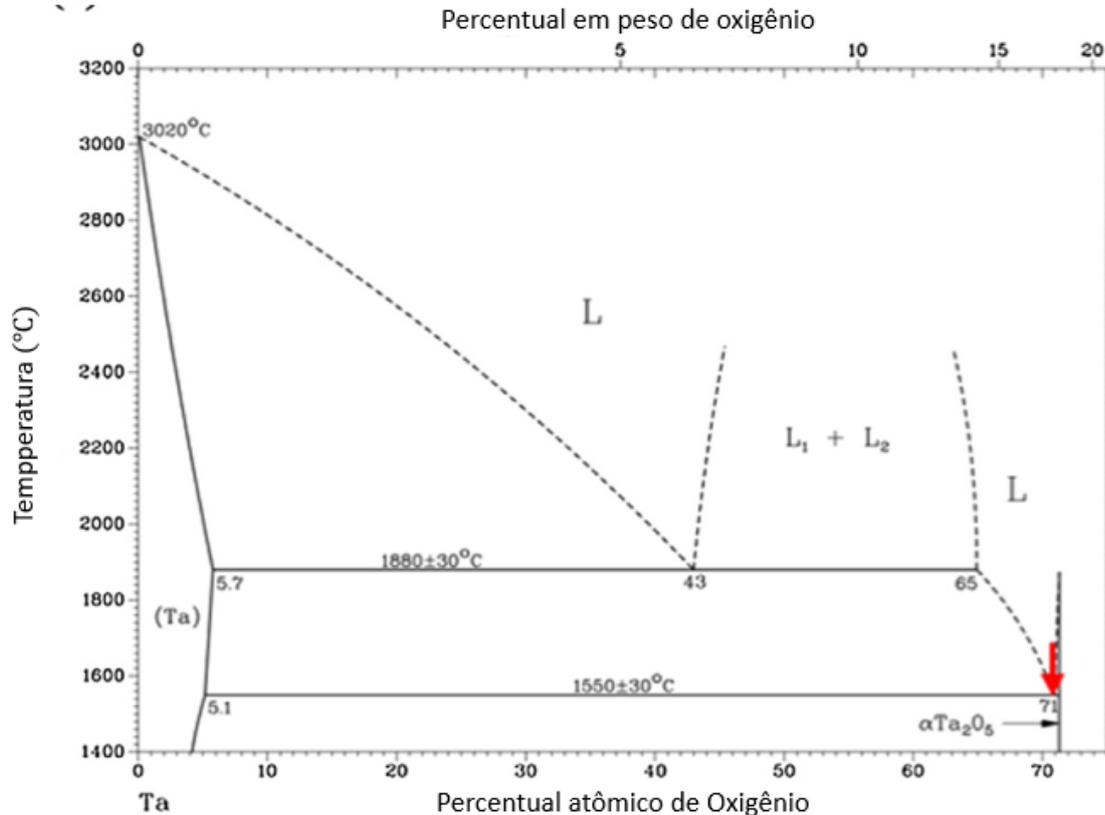
Figura 7 - Simulação do fluxo de metal fundido na poça de fusão



Fonte: Yang *et al.* (2018)

Segundo Olson (2007), intersticiais podem reagir com tântalo gerando intermetálicos e óxidos, os quais geram o endurecimento do material. Sendo por exemplo o máximo de O e C presentes para não gerar esse endurecimento de 17 ppm e 100 ppm respectivamente.

A análise do diagrama de fases do sistema $Ta - O$ (figura 8), mostra que em $1500\text{ }^\circ\text{C}$ existe o ponto eutético de menor temperatura, a qual é atingida facilmente durante a soldagem a laser, de forma que é possível a formação desse óxido que fragiliza a região soldada. Além disso o gás oxigênio pode se alojar de forma intersticial na liga $Ta - 2,5W$ gerando fragilização.

Figura 8 - Diagrama de fases $Ta - O$ adaptado.

Fonte: Zhou (2018).

3.5.5 Comparação entre soldagem por TIG e a laser

Os dois tipos de soldagem necessitam de atmosfera protetora para soldagem de metais reativos, e podem ser realizados de maneira autógena, a principal diferença entre eles consiste na densidade de energia do feixe e no diâmetro do feixe, sendo no laser a densidade de energia do feixe maior e o diâmetro do feixe menor.

Um estudo feito por (SUN, PAN, & WEI, 2002) comparando a soldagem TIG com LBW de uma liga de magnésio AZ31 concluiu que:

- A razão de aspecto das soldas usando laser foi maior do que TIG devido a sua maior densidade de energia;
- A soldagem a laser apresentou tamanho de grão menor que na soldagem por TIG;

- c) Quanto melhor a eficiência do gás de proteção, menor é a quantidade de oxigênio na solda.

A tabela 4 mostra as características da solda produzidas no estudo realizado por Sun (2002). Apesar do material soldado no trabalho supracitado não ser o $Ta - 2,5W$, pode-se extrapolar algumas possíveis vantagens da soldagem a laser. A primeira vantagem seria a menor quantidade de oxigênio presente no cordão de solda, uma vez que o oxigênio intersticial no $Ta - 2,5W$ possui um efeito deletério sobre as propriedades mecânicas da liga. A segunda vantagem é devida à maior razão de aspecto obtida na soldagem a laser, o que diminui a ZTA. A última vantagem seria o menor tamanho de grão da zona fundida na soldagem a laser. Desta forma há grandes indícios de que a soldagem à laser seria a melhor candidata para a soldagem do $Ta - 2,5W$.

Tabela 4 - Resultados das soldagens para a liga AZ31

Processo de soldagem	Razão de aspecto ($\frac{Penetração}{Largura}$)	Tamanho de grão (μm)	Oxigênio (O) (%p)
TIG-Ar	0,36	~70	10
TIG-He	0,37	~50	15
CO ₂ laser	0,88	20-30	7
YAG laser	0,8	10-20	10

Fonte: Sun et al. (2002).

3. 6 Soldagem a laser em metais reativos

Os metais reativos (berílio, nióbio, molibdênio, tântalo, titânio, tungstênio e zircônio) apresentam algumas dificuldades na soldagem. Eles têm em comum, a grande afinidade por oxigênio e outros elementos, fazendo com que soldas feitas em atmosfera normal sofram contaminação causando endurecimento da região soldada (LANCASTER, 1999).

Os processos de soldagem para esses metais são TIG, MIG (*metal inert gas*), feixe de elétrons, plasma, laser e brasagem, possuindo cada uma dessas

técnicas suas desvantagens e vantagens. A decisão por cada tipo de solda deve atender as seguintes condições: gerar pouca distorção na peça, ter energia suficiente para soldar as peças, e controle da microestrutura da solda para que essa possua propriedades mecânicas dentro das especificações (NEVES *ET AL.*, 2013).

3.7 Efeitos das impurezas no tântalo

A coesão reduzida dos contornos de grão é um fator limitante da ductibilidade de ligas metálicas. A fragilização intergranular nos metais é normalmente causada por concentração de impurezas da ordem de 10^{-3} – 10^{-4} %_{at} podendo causar decréscimo na plasticidade do material. Como pode ser observado na tabela 5, quantidades em ppm de impurezas podem ser suficientes para saturar os contornos de grão de um policristal típico, dependendo do seu tamanho de grão (KRASKO, 1996).

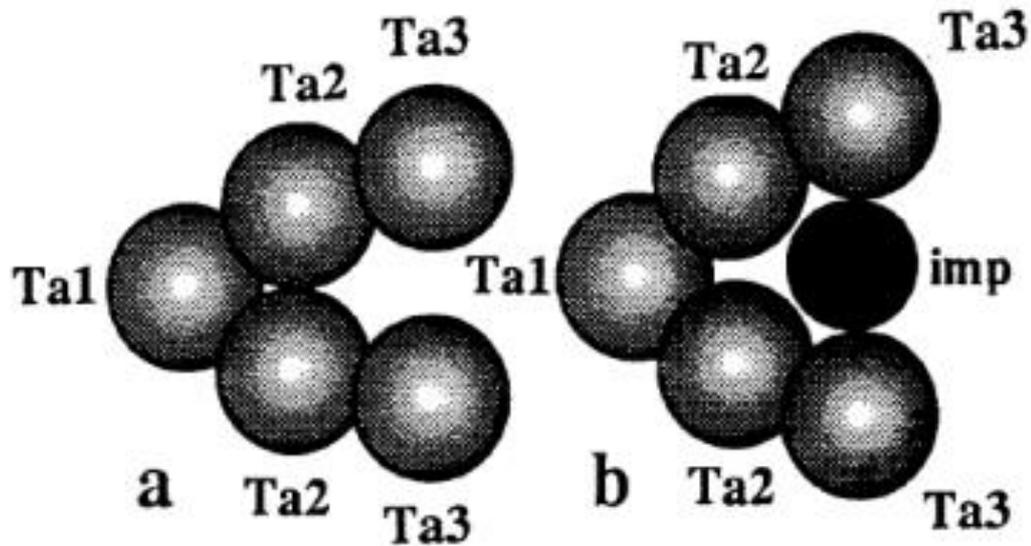
Tabela 5 - Quantidade de impureza (*ppm at.*) por tamanho de grão (*mm*)

Tamanho de grão (<i>mm</i>)	Quantidade de impureza (<i>ppm at.</i>)
5	60
10	30
20	15
50	6
100	3

Fonte: Krasko, (1996)

Observando a figura 9, nota-se que com o átomo de impureza no lugar do vazio, as distâncias interatômicas e as interações mudam significativamente. A menor distância passa a ser entre a impureza e *Ta3*, e as distâncias entre os átomos *Ta2* passam a ser maiores. A interação entre os dois átomos de *Ta3* e o átomo de impureza passa a ser mais importante, sendo responsável pela coesão intergranular. Explicando assim como pequenas quantidades de impurezas no contorno de grão pode causar uma mudança nas propriedades mecânicas do material (KRASKO, 1996).

Figura 9 - Esquema dos planos atômicos no núcleos de contorno de grão sem impureza (à esquerda) e com impureza (à direita).

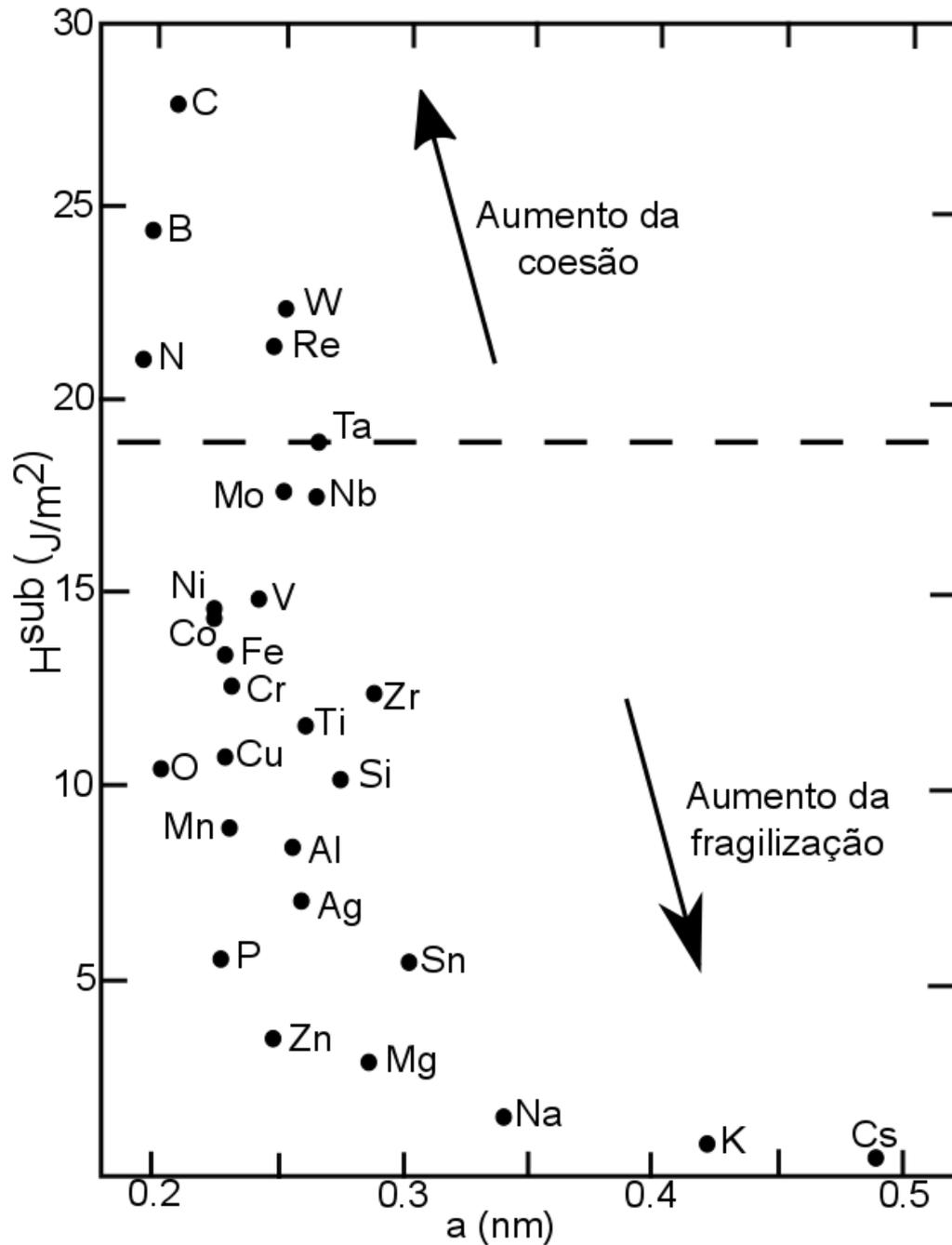


Fonte: Krasko (1996).

3.7.1 Ponto de vista termodinâmico

De um ponto de vista termodinâmico a fragilização por impurezas depende das diferenças entre as energias livres de segregação da impureza no contorno de grão inicial e das suas superfícies após a fratura. Quanto maior a diferença, maior a possibilidade de fragilização pela impureza. Um método menos rigoroso, mas mais simples é a comparação entre entalpia de sublimação (H_{sub}) entre os átomos hospedeiros e as impurezas comparados com um modelo de solução ideal para mais de 60 elementos. Segundo esse critério, no *Ta* somente *N*, *Be*, *C* são elementos que melhoram a coesão do material. Sendo o carbono o mais forte, como pode ser visto na figura 10(KRASKO, 1996).

Figura 10 - Diagrama de energia de sublimação vs tamanho atômico. Elementos acima e abaixo da linha tracejada, aumentam e reduzem a energia de fratura do tântalo respectivamente.

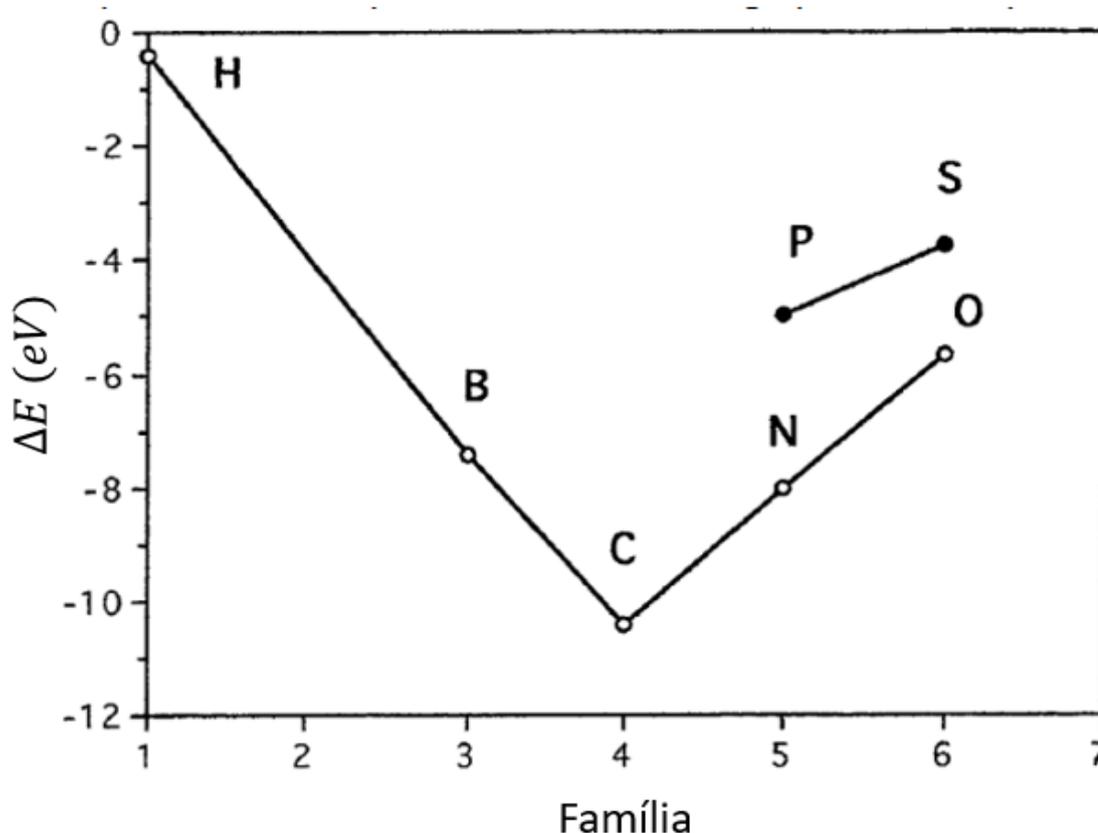


Fonte: Adaptado de Krasko (1996).

Os efeitos das impurezas nos contornos de grão também podem ser analisados comparando as diferenças entre os contornos com e sem impurezas. Os valores correspondentes para as impurezas podem ser vistos na figura 11. Onde pode-se observar que para valores de ΔE mais negativos, como para B , C e N tem-se elementos que aumentam a coesão. Enquanto para valores menos negativos,

os elementos H, O, P, S são fragilizadores. O hidrogênio é o pior fragilizador, já que seu ΔE é apenas um pouco negativo (KRASKO, 1996).

Figura 11 - $\Delta E = E_{GB}(\text{impureza}) - E_{GB}(\text{puro})$, a energia de energia entre o contorno de grão com impureza e sem impureza vs número do grupo na tabela periódica.



Fonte: Krasko (1996).

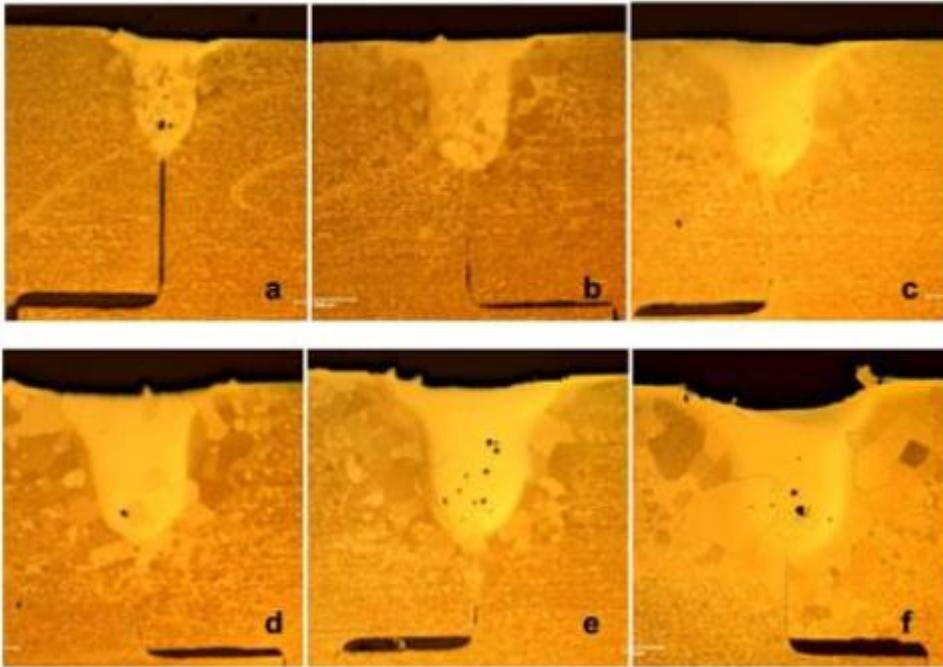
3. 8 Metalurgia de soldagem do tântalo

A metalurgia de soldagem do tântalo já foi alvo de estudos anteriores. Visto isso, nesse capítulo foi realizado um compilado sobre o tema revisitando a literatura.

Estudos realizados por Palmer (2006), onde o Ta puro foi soldado utilizando laser de $Nd:YAG$ de 2,2 kW e argônio como gás de proteção, apontam que quanto menores as velocidades de avanço do laser, maiores os tamanhos de grão na zona fundida, isso deve-se ao maior tempo de exposição da superfície ao feixe de alta

densidade de energia. Além disso ocorre a diminuição da razão de aspecto, como pode ser observado na figura 12

Figura 12 - Metalografia das seções transversais da soldagem a laser com potência de 1,9 kW no tântalo puro. a) 12,7 mm/s b) 6,4 mm/s c) 3,8 mm/s d) 2,54 mm/s e) 1,7 mm/s f) 0,85 mm/s.

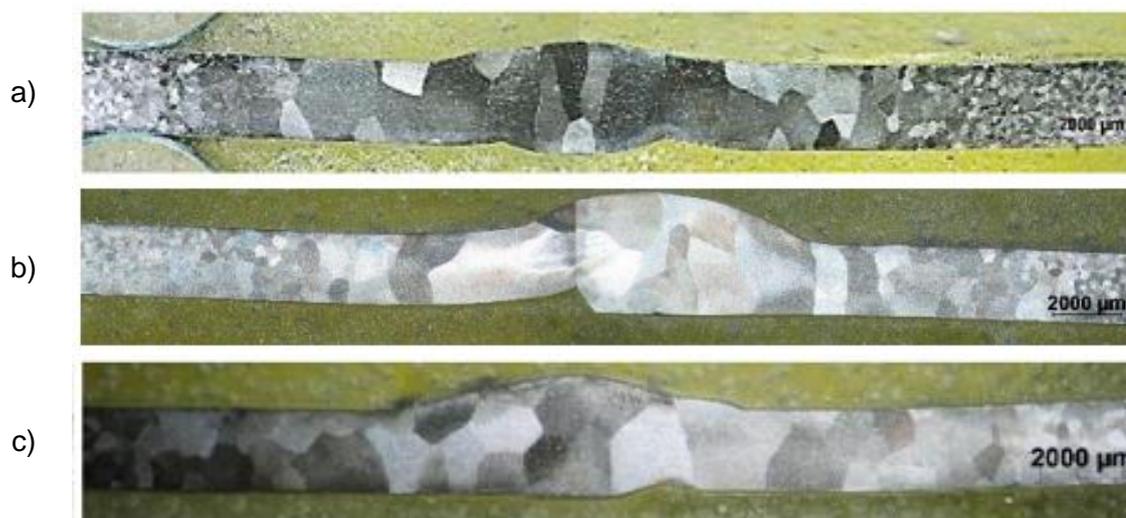


Fonte: Palmer et al. (2006).

Em estudos realizados por Rolo (2015), no qual o *Ta* puro foi soldado utilizando TIG com argônio como gás de proteção foram obtidos os seguintes resultados:

- a) A soldagem TIG, como mostrado na figura 13, apresenta crescimento de grão significativo, que é mais acentuado quando usa-se maior energia específica na soldagem;
- b) Notou-se aumento de dureza em todos cordões de solda, o que foi atribuído a precipitação de óxidos;
- c) No ensaio de tração a tensão de ruptura do tântalo foi de 250 MPa e o alongamento até a ruptura de 17%, sendo maior deformação localizada na ZAC.

Figura 13 – Macroestrutura das amostras de tântalo puro submetidas a soldagem TIG com proteção de argônio, com potências de 2,5 kW (a), 3 kW (b) e 3,5 kW (c).



Fonte: Rolo *et al.*, (2015).

Comparando o estudo da soldagem a laser realizada por Palmer (2006) com a soldagem TIG estudada por Rolo (2015) nos casos onde foram utilizadas potências de 1,9 kW e 2,5 kW respectivamente. É possível notar, considerando essa diferença de potências, que a soldagem a laser do tântalo apresentou menor tamanho de grão, menor ZTA e também maior razão de aspecto.

Como sugestão para trabalhos futuros Rolo (2015) propôs utilizar maior densidade de energia na soldagem do tântalo, como à laser.

Em estudos realizados por Máximo (2015) sobre soldagem a laser de chapas finas de tântalo foi observado que devido às características físicas e térmicas do tântalo é necessário o controle muito preciso da energia e do aporte térmico. Como sugestão para próximos trabalhos Máximo sugeriu o estudo mais aprofundado da metalurgia do tântalo soldado.

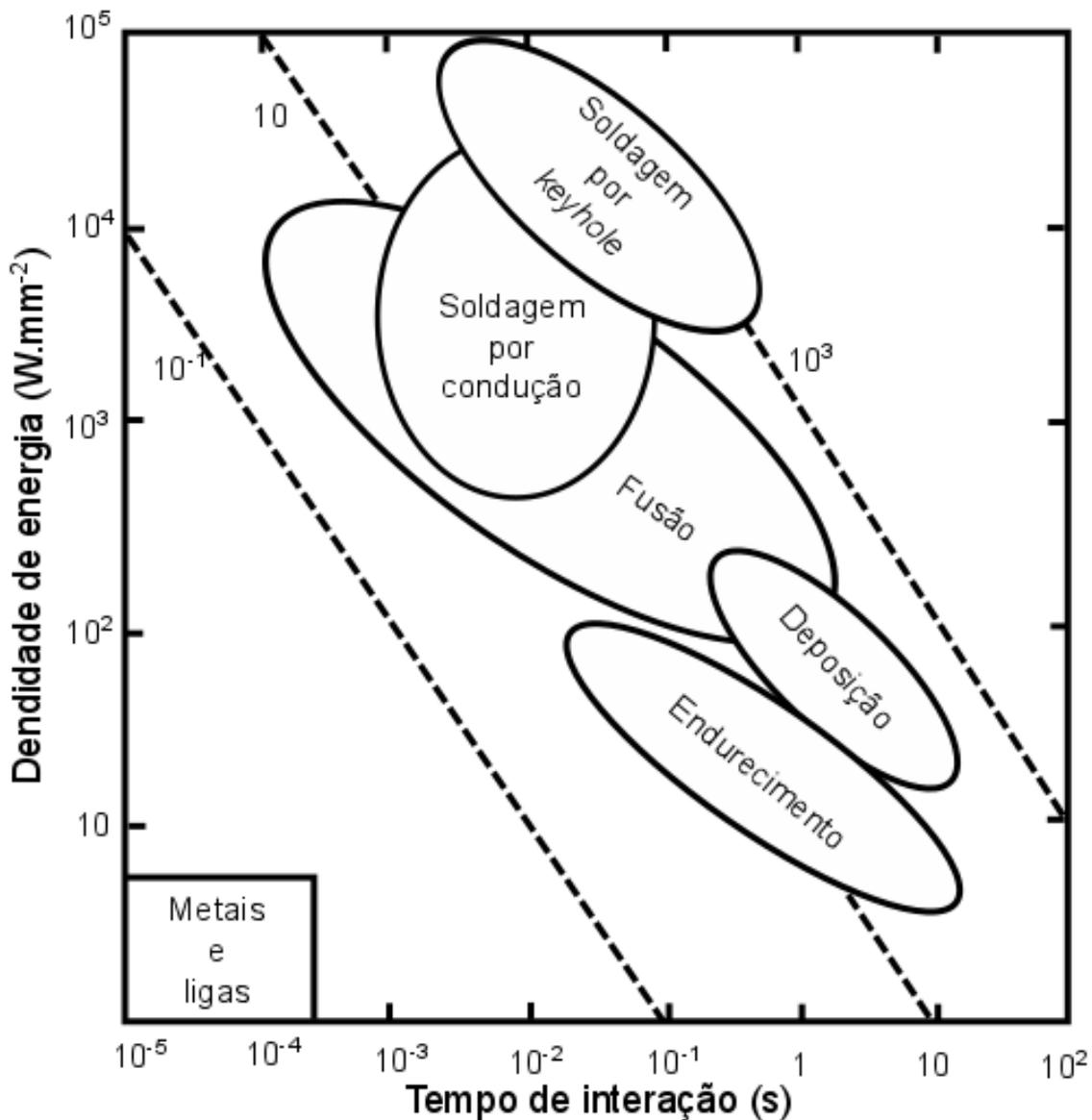
3.9 Carta de processo

A carta de processo é uma tabela com definição das propriedades e características importantes do cordão de solda, de forma a obter as melhores

condições de soldagem (KOVACS, 2018). Visto isso, um dos objetivos desse trabalho é obter uma carta de processo para a liga $Ta - 2,5W$.

O primeiro passo para a obtenção da carta de processo é a definição dos parâmetros de soldagem que serão variados para os testes, no caso do presente trabalho foram variados a potência do feixe e a velocidade de avanço do mesmo. Tais parâmetros podem ser pré-definidos com o auxílio de uma janela de processo, como mostrado na figura 14.

Figura 14 - Janela de processo da soldagem a laser para metais e ligas em geral.



Fonte: Kovacs (2018).

A densidade de energia é obtida dividindo-se a potência de soldagem (W) pela área do feixe de laser. O tempo de interação é obtido dividindo-se o diâmetro do feixe (mm) pela velocidade de soldagem (mm/s). Podendo obter e as combinações entre potência do laser e velocidade do feixe a serem utilizadas.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material utilizado

O material investigado nessa dissertação é a liga $Ta - 2,5W$ laminada a frio e recozida, fornecida pela empresa PFAUDLER na forma de uma chapa quadrada com 50 *cm* de lado e 0,8 *mm* de espessura. Essa liga possui aplicações importantes em ambientes altamente corrosivos como paredes internas de reatores químicos.

A tabela 6 apresenta a composição química nominal do $Ta - 2,5W$, enquanto a tabela 7 representa algumas propriedades da chapa como recebida.

Tabela 6 - Composição química nominal da chapa de $Ta - 2,5W$ (ppm).

<i>C</i>	<i>O</i>	<i>N</i>	<i>H</i>	<i>Nb</i>	<i>W</i>	<i>Mo</i>	<i>Si</i>	<i>Ta</i>
9	57	34	4	<30	2,78 %	<10	10	Restante

Fonte: Orient (2018).

Tabela 7 – Tamanho de grão e propriedades mecânicas da chapa

σ_t (MPa)	σ_e (MPa)	Microdureza (HV)	Tamanho de grão (μm)
276	193	122 \pm 8	25,4 \pm 2,77

Fonte: Orient (2018) e Próprio autor.

4.2 Soldagem a laser

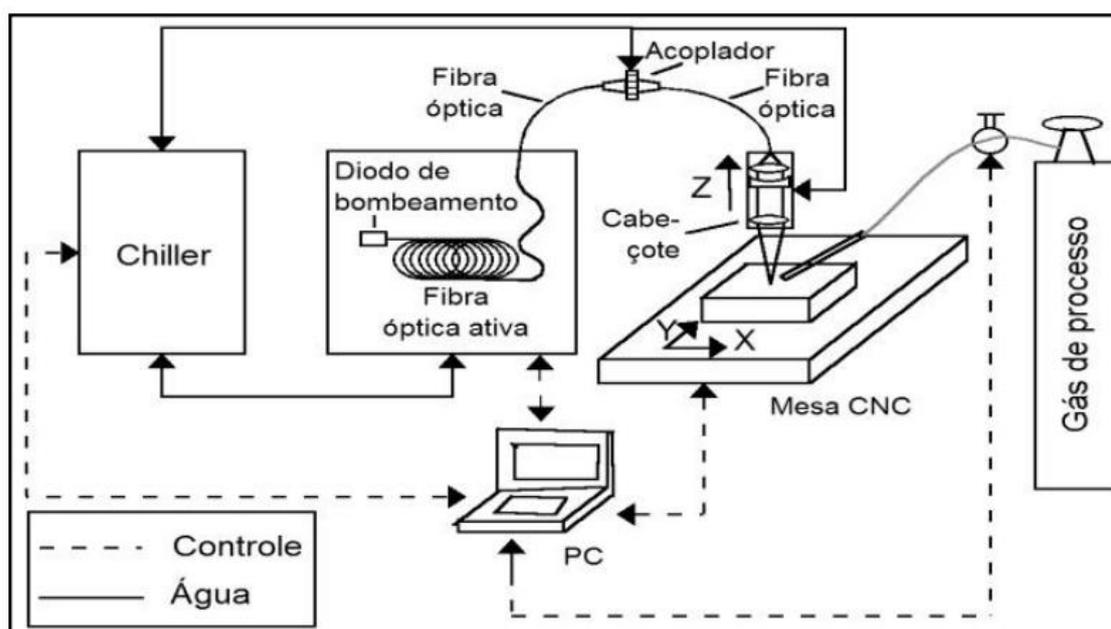
Para realização desse trabalho, retirou-se da chapa fornecida de $Ta - 2,5W$ duas amostras de 60 x 60 *mm*, nas quais foram realizados os testes de soldagem a laser autógena em cheio. Esse processo é realizado sem adição de consumível sobre uma chapa sem junta, o que elimina a etapa de preparação da junta a ser soldada. O comprimento total do cordão solda realizado foi de 50 *mm* e o fluxo de gás argônio foi de 10 *l/min* na superfície da solda.

Todos os cordões de solda realizados foram feitos no Laboratório multiusuário de desenvolvimento e aplicações de lasers e óptica (DedALO), do

Instituto de Estudos Avançados (IEAv – CTA). A estação de processamento a laser utilizada (figura 15), possui laser fibra de 2KW de potência média (IPG, Modelo YLR-2000) dotado de uma fibra de saída com 50 μm de diâmetro e 5 m de extensão, a qual é acoplada numa fibra de trabalho com 100 μm de diâmetro e 10 m de comprimento que é utilizada para a soldagem. A fibra de trabalho é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe (RIVA, 2009).

O cabeçote de processo foi acoplado a uma mesa xyz controlada por um computador e acionada por motores de passo, com velocidade controlada de 1 mm/s até 160 mm/s e curso dos eixos X de 430 mm e Y de 508 mm , ambos com resolução de 5 μm . Um eixo Z – vertical – com curso de 215 mm e resolução de 1 μm foi incorporado à mesa.

Figura 15 - Desenho esquemático da estação de processamento a laser.



Fonte: Goia (2010).

Foram realizados os cordões de solda (figura 16), totalizando 15 condições de soldagem diferentes, nas quais foram variadas as velocidades de soldagem, potências de soldagem e a vazão de gás. Cada combinação entre os parâmetros gerou uma amostra com um diferente cordão de solda. Para padronizar a identificação das amostras foi adotado um padrão para nomenclatura PpppVvvFff,

onde P é a potência de soldagem em W , V é a velocidade de soldagem em m/min e F é a vazão de gás em l/min . O critério de vazão de gás (F) foi utilizado apenas nas amostras onde variou-se o mesmo, sendo que quando esse é omitido o fluxo de gás argônio foi de $10 l/min$.

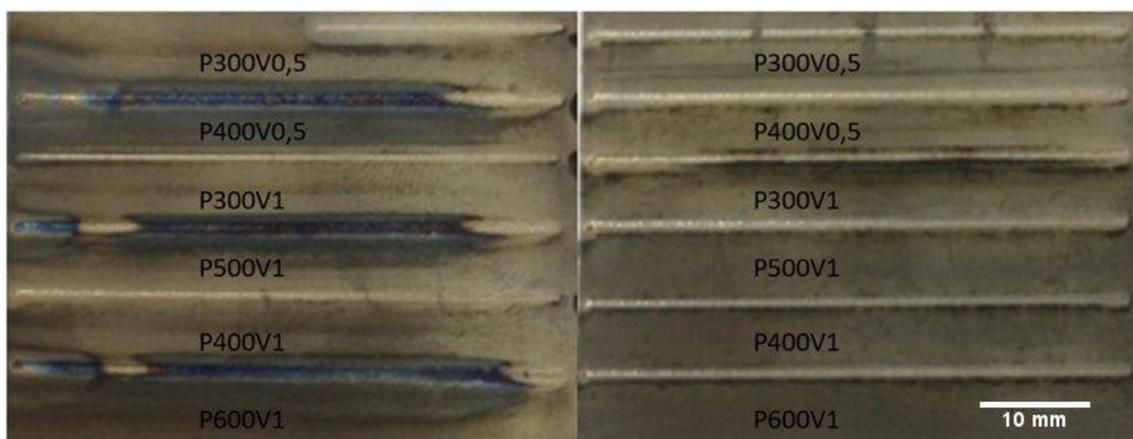
A identificação dos parâmetros utilizados é ilustrada na tabela 8. A figura 16 mostra a macrografia dos cordões de solda logo após a soldagem, sendo o lado esquerdo a placa de $Ta - 2,5W$ soldada em cheio do lado oposto a solda, denominado de inferior ou raiz da solda. Enquanto que do lado direito está a macrografia da região superior da solda, ou seja, a superfície soldada.

Tabela 8 - Condições para a carta de processo da soldagem em cheio

Identificação da amostra	Potência (W)	Velocidade (m/min)	Vazão de gás (l/min)
P300V0,5	300	0,5	10
P300V1	300	1	10
P400V0,5	400	0,5	10
P400V1	400	1	10
P400V2	400	2	10
P400V3	400	3	10
P500V1	500	1	10
P500V1,25F10	500	1,25	10
P500V1,25F0	500	1,25	0
P500V1,5	500	1,5	10
P500V2	500	2	10
P500V3	500	3	10
P600V1	600	1	10
P600V2	600	2	10
P600V3F	600	3	10

Fonte: Próprio autor.

Figura 16 - Macrografia da placa soldada em cheio inferior (à esquerda) e topo (à direita).



Fonte: Próprio autor

4.3 Caracterização macroestrutural

Foram obtidas imagens dos cordões de solda diretamente da chapa utilizando o estereoscópio modelo Discovery. V12 da ZEISS, sendo as imagens na ampliação de 25 X, da vista superior e a inferior.

Essas imagens possibilitaram uma prévia avaliação da presença de continuidade do cordão de solda, respingos da solda e a sangria da mesma. Melhor caracterização da penetração da solda foi realizada utilizando microscopia eletrônica de varredura.

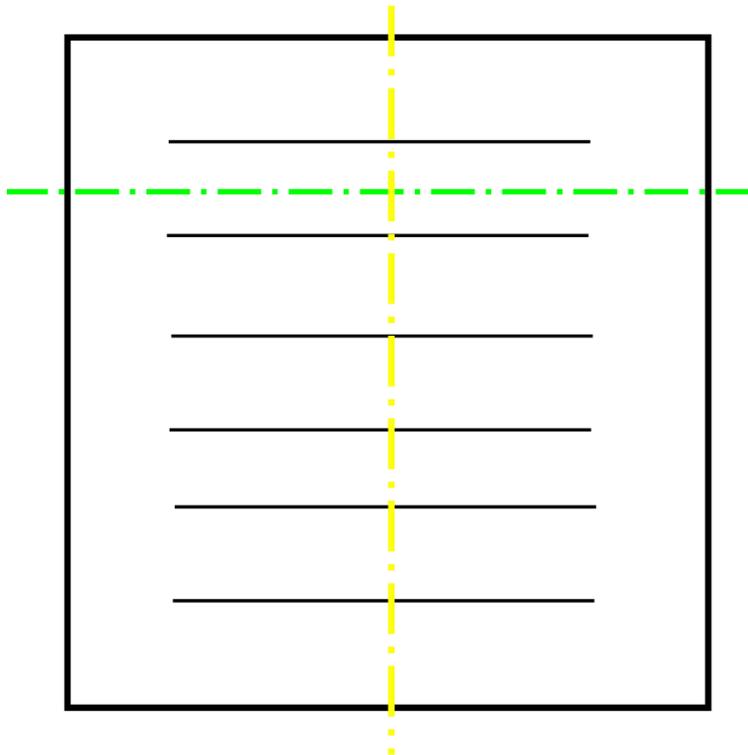
4.4 Caracterização microestrutural

A chapa contendo as soldas em cheio foi cortada para a obtenção das amostras, como indicado na figura 17, sendo analisada a face obtida pelo corte na região central da solda, indicada na figura pela linha amarela.

Com o equipamento ISOMET® 1000 *precision saw* foi feito um corte região central do cordão de solda garantindo a representatividade da amostra (figura 17), uma vez que os extremos do cordão de solda poderiam apresentar instabilidade do feixe de laser. Além do corte central foi efetuado cortes entre as soldas como

indicado pela linha verde, desta forma cada condição de soldagem gerou uma amostra, conforme a tabela 8.

Figura 17 - Figura esquemática dos cortes que foram efetuados na placa soldada para a obtenção das amostras.



Fonte: Próprio autor.

As regiões transversais das amostras, obtidas pelos cortes indicados pela linha amarela da figura 17, foram embutidas à quente com o auxílio do equipamento PANPRESS-30 da PANTEC, utilizando resina sintética de baquelite. Para a preparação metalográfica foram utilizadas lixas de carbetto de silício com granulometria de 1200 e 2400 MESH, seguido de polimento utilizando OP-S na politriz AROTEC modelo ARAPOL 2V, com rotação de 600 *rpm* e pano MD Chem. Terminado o polimento as amostras foram enxaguadas e secadas utilizando ar comprimido.

Para o ataque químico, as amostras foram imergidas durante 6 minutos numa solução contendo 60% de HNO_3 , 20% de H_2O e 20% de HF . O ataque químico revelou com clareza os contornos de grão da liga $Ta - 2,5W$, mas não foi

possível a identificação da zona termicamente afetada (ZTA), uma vez que o tântalo tem solubilidade total no tungstênio, de forma que não é formada uma outra fase, sendo possível identificar apenas o crescimento de grão na zona fundida.

Com o auxílio do microscópio óptico da marca ZEISS modelo AXIOVERT 40 MAT, foram obtidas imagens em diferentes ampliações da região da solda, possibilitando aferir a profundidade e a largura da solda para cada condição de soldagem e identificar se houve formação de defeitos no cordão de solda.

A preparação metalográfica foi realizada no laboratório de metalografia, pertencente ao Departamento de materiais da EEL-USP.

4.5 Seleção parcial das melhores condições de soldagem em cheio

Após a caracterização macroestrutural, microestrutural e da análise do perfil de dureza de cada cordão de solda, foram definidas as melhores condições de soldagem utilizando uma carta de processo.

A carta de processo é um procedimento para verificar quais melhores condições de soldagem do metal dentro das condições utilizadas. Geralmente a janela de processo da soldagem a laser associa no mínimo dois parâmetros de entrada (Potência e velocidade de soldagem) a um parâmetro de saída, nesse caso será qualidade do cordão.

Para a avaliação da qualidade do cordão foi utilizado inspeção visual, microscopia óptica e microdureza. De modo que, foi possível identificar por meio da carta de processo quais combinações entre potência e velocidade de soldagem geram os melhores cordões de solda.

A fim de analisar a qualidade do cordão de solda, foi elaborada uma carta de processo (tabela 9) contendo as seguintes condições:

a) Penetração da solda e Largura da solda;

- a penetração (T) foi definida como a distância entre a superfície soldada e a raiz da solda, enquanto a largura da solda (L) foi medida na superfície

da região soldada a laser. O software *Image J* (RASBAND, 2009) foi utilizado para realizar tais medições;

b) Porosidade;

- através da observação das micrografias das amostras;

c) Perfil de dureza;

- avaliação de possíveis alterações de dureza da região soldada e metal base;

d) Sangria;

- Através das macrografias e micrografias foi analisado se ocorreu o desabamento do cordão de solda;

Tabela 9 - Modelo de carta de processo

P	V	T	W		Perfil de	
(W)	(m/min)	(mm)	(mm)	Porosidade	dureza	Sangria

Fonte: Próprio autor

Para as condições escolhidas utilizando a carta de processo, foram realizadas novas soldas em cheio, para posterior confecção de corpos de prova de tração e confirmação da microestrutura observada na carta de processo e do perfil de dureza.

4.6 Difração de raios-X

A difratometria de raios-X foi realizada no equipamento *Empyrean* da *PANalytical*, utilizando radiação de comprimento de onda médio de 1,540598 Å e fenda de saída do feixe reduzida (1 mm), de forma que os feixes de raios-X incidam na região do cordão de solda. A difração foi feita de 15° à 100° com passo de 0,02° e com 80 s de contagem.

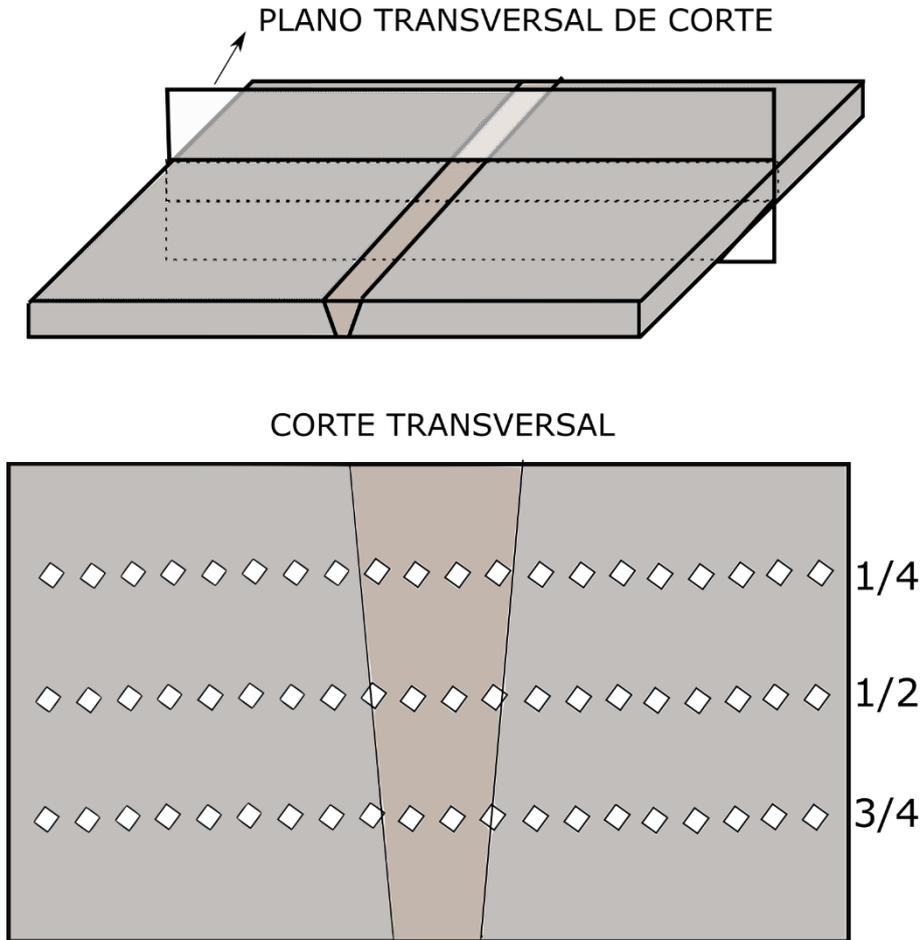
O teste foi realizado nos cordões P500V1,25F0 e P500V1,25F10, tanto na superfície quanto na raiz da solda, com o intuito de verificar a eficiência do fluxo de gás protetor, e observar eventuais óxidos, carbetos e nitretos que poderiam ser formados durante o processo.

4.7 Caracterização mecânica

4.7.1 Ensaio de microdureza

Foi realizado ensaio de microdureza utilizando o microdurômetro da marca Buehler, modelo Micromet 5820. Utilizou-se como referência para os ensaios de microdureza a norma ASTM E384. Seguindo orientações da norma supracitada, efetuadas 3 linhas de impressões perpendiculares ao cordão de solda, sendo essas feitas a $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$, $\frac{3}{4}$ da profundidade total da solda (figura 18) com carga de 25 g por 15 s, com o intuito de obter o perfil de dureza para cada combinação de parâmetro de solda. O objetivo foi analisar a dureza das diferentes regiões da solda.

Figura 18- Diagrama esquemático do plano transversal de corte na parte superior, e das linhas de impressões de microdureza realizadas a 1/4, 1/2 e 3/4 da profundidade do cordão na parte inferior.



Fonte: Próprio autor

O ensaio também foi realizado para identificar o aumento de dureza após o ensaio de tração com acumulador de tensão para cada amostra. O objetivo foi determinar o aumento de dureza no cordão de solda e no metal base após a deformação do material.

4.7.2 Ensaio de dobramento

Os ensaios foram realizados na máquina universal de ensaios mecânicos EMIC modelo DL 10000, utilizando a norma E855-08. Sendo escolhido o ensaio de 3 pontos com dobramento de 180°. O cutelo, como previsto na norma E855-08, possui ângulo de 60° e raio de adoçamento de 0,13 mm na ponta. O dispositivo

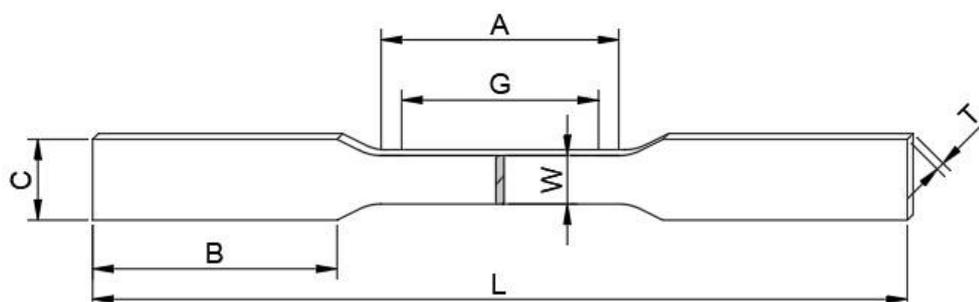
para realizar o dobramento foi posicionado perpendicularmente ao cordão de solda, sendo ensaiadas a superfície e a raiz da solda. Os ensaios foram realizados no metal base e também nos cordões escolhidos na carta de processo.

4.7.3 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram feitos no metal base e nos cordões de solda selecionados na carta de processo. Para o ensaio foi utilizada a máquina universal de ensaios mecânicos EMIC modelo DL 10000 de capacidade máxima de carga de 100 kN , pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEL/USP.

Todas amostras foram preparadas e ensaiadas seguindo a norma ASTM E8/E8M-11 para $G = 30\text{ mm}$ (*gage length*), utilizando velocidade de 1 mm/min . Os corpos de prova *subsize* foram cortados de modo a situar o cordão de solda no ponto médio de seu comprimento útil, como visto na figura 19. O objetivo desse teste foi observar em que região do corpo de prova ocorre a fratura. No caso dos corpos de prova do metal base, o intuito foi obter as propriedades mecânicas.

Figura 19 - Desenho esquemático do corpo de prova.

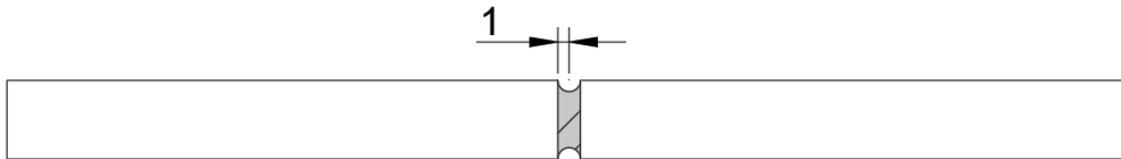


Fonte: Próprio autor

Realizou-se também outro ensaio de tração no mesmo equipamento, mas dessa vez utilizando tiras de 100 mm , e W_0 entre 6 e 8 mm . Em todas as tiras foram realizados no cordão de solda cortes de semicírculos de 1 mm de raio, como visto na figura 20. Esses cortes funcionaram como concentradores de tensão com o

intuito de induzir a fratura no cordão de solda. O método de corte usado para a confecção dos corpos de prova e dos entalhes foi o de eletroerosão. Esse método foi necessário principalmente no entalhe, uma vez que não pode-se deixar tensão residual no cordão de solda.

Figura 20 - Desenho esquemático do corpo de prova com entalhe de raio 1 mm.



Fonte: Próprio autor

Após realização do ensaio de tração dos corpos de prova entalhados, foi realizada a análise das superfícies fratura via microscopia eletrônica de varredura no equipamento Hitachi TM3000, pertencente ao departamento de engenharia da EEL-USP. O objetivo desse ensaio foi observar a superfície de fratura e o modo de fratura dos cordões de solda.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Estereoscopia e microscopia óptica

As imagens das amostras sem preparação metalográfica foram obtidas por estereoscopia, sendo efetuadas duas imagens de cada cordão de solda. Dessa forma foram obtidas imagens da vista superior do cordão (região de contato direto do feixe de laser) e da vista inferior (região da raiz da solda).

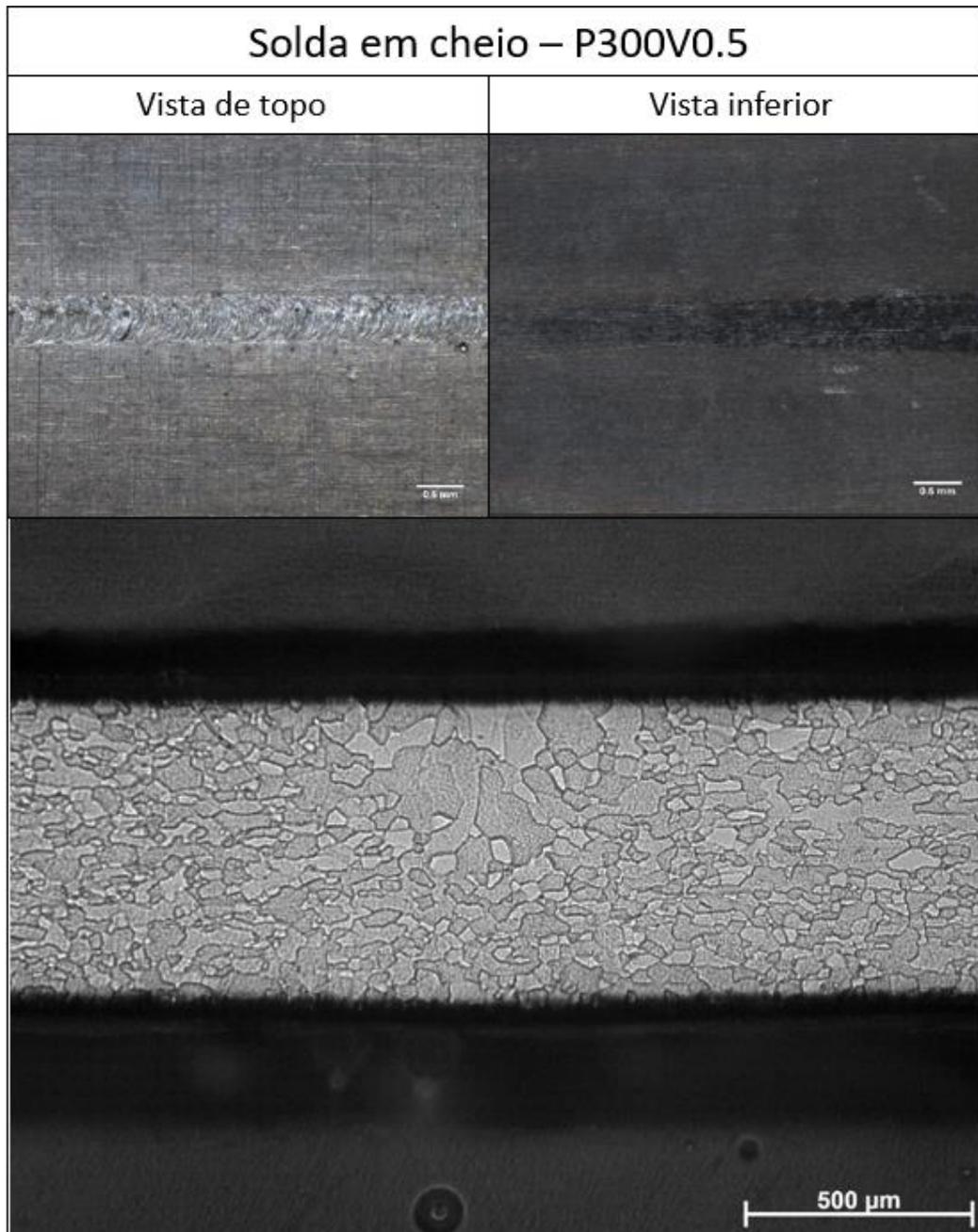
As imagens obtidas de cada cordão foram comparadas com suas respectivas micrografias da seção transversal da solda. Dessa maneira foi possível comparar a macrografia com a micrografia do cordão de solda para cada combinação das condições de soldagem (tabela 8).

Na superfície dos cordões de solda pode-se perceber em todas as macrografias de topo (figuras 21 à 32), a estrutura de solidificação típica da soldagem a laser por penetração (*keyhole*), na qual forma-se inicialmente a poça de fusão devido ao aquecimento gerado pelo feixe de laser, à medida que o feixe passa a poça solidifica, formando linhas arredondadas ao longo do cordão, indicando a direção da solda, como pode ser visto na macrografia da vista de topo mostrada na figura 21.

Nas micrografias da seção transversal dos cordões (figuras 21 à 32) também é possível perceber a zona fundida cônica e com grãos colunares na direção da extração de calor, devido a rápida taxa de solidificação característica do processo de soldagem a laser. Como a liga $Ta - 2,5W$ é uma solução sólida (figura 1), é possível que não ocorra a formação de uma segunda fase. Além disso a proteção de argônio na superfície da solda pode ter impedido que ocorresse a formação de óxidos visíveis via Microscopia óptica, dificultando então a identificação da ZAC, sendo o único indício visível da solda a presença de grãos colunares na direção de extração de calor.

Na figura 21, pode-se perceber na vista de topo respingos de solda, devido a fusão do $Ta - 2,5W$, no entanto analisando a vista inferior percebe-se que não ocorreu penetração total, o que é confirmado pela micrografia da seção transversal da mesma.

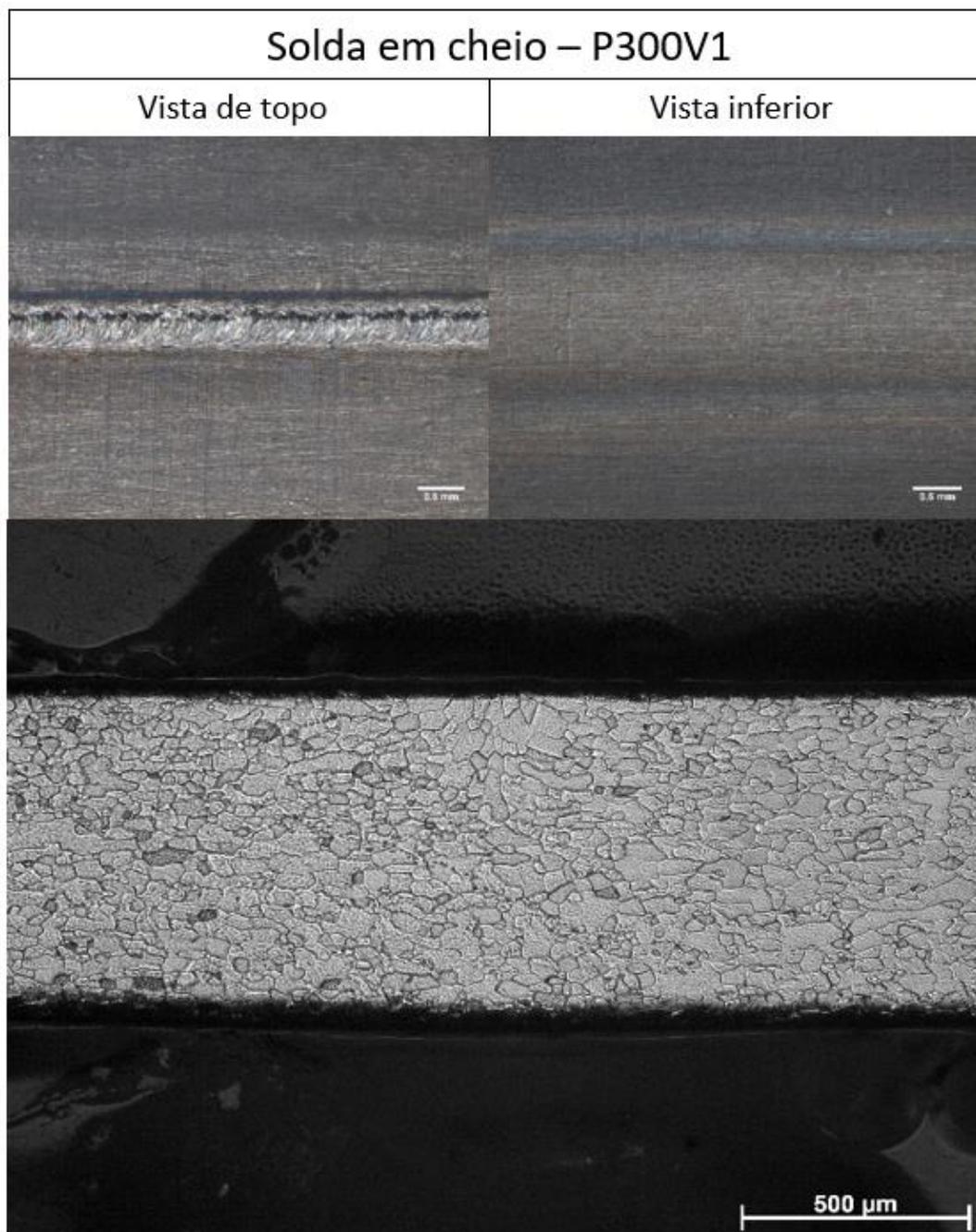
Figura 21 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para P300V0,5.



Fonte: Próprio autor

Na figura 22, pode-se perceber a ausência de respingos durante a soldagem, isso pode ser devido a menor poça fundida gerada nessa condição, uma vez que, a velocidade de avanço do laser é maior nessa condição (quando comparado com a condição P300V0,5), diminuindo o tempo de interação, o que culmina em um aquecimento localizado reduzido. Como o esperado, analisando-se a vista inferior e micrografia (figura 21) não ocorreu penetração total da chapa de $Ta - 2,5W$.

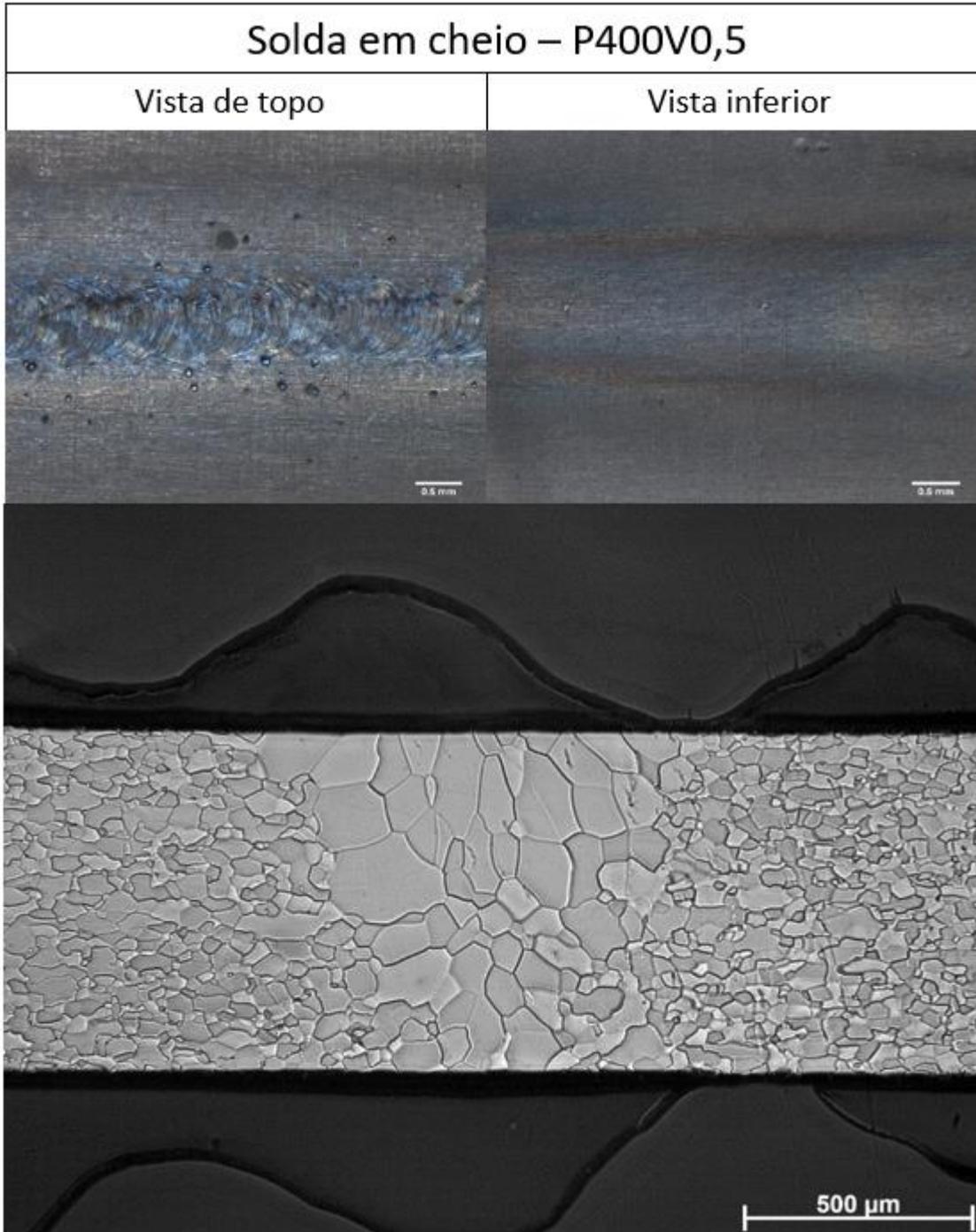
Figura 22 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P300V1.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 23, pode-se perceber pela vista de topo que ocorreu a formação de respingos devido à baixa velocidade de avanço do feixe. Quanto a penetração da solda pode-se concluir que foi total devido a micrografia da mesma. A ZTA é de difícil diferenciação.

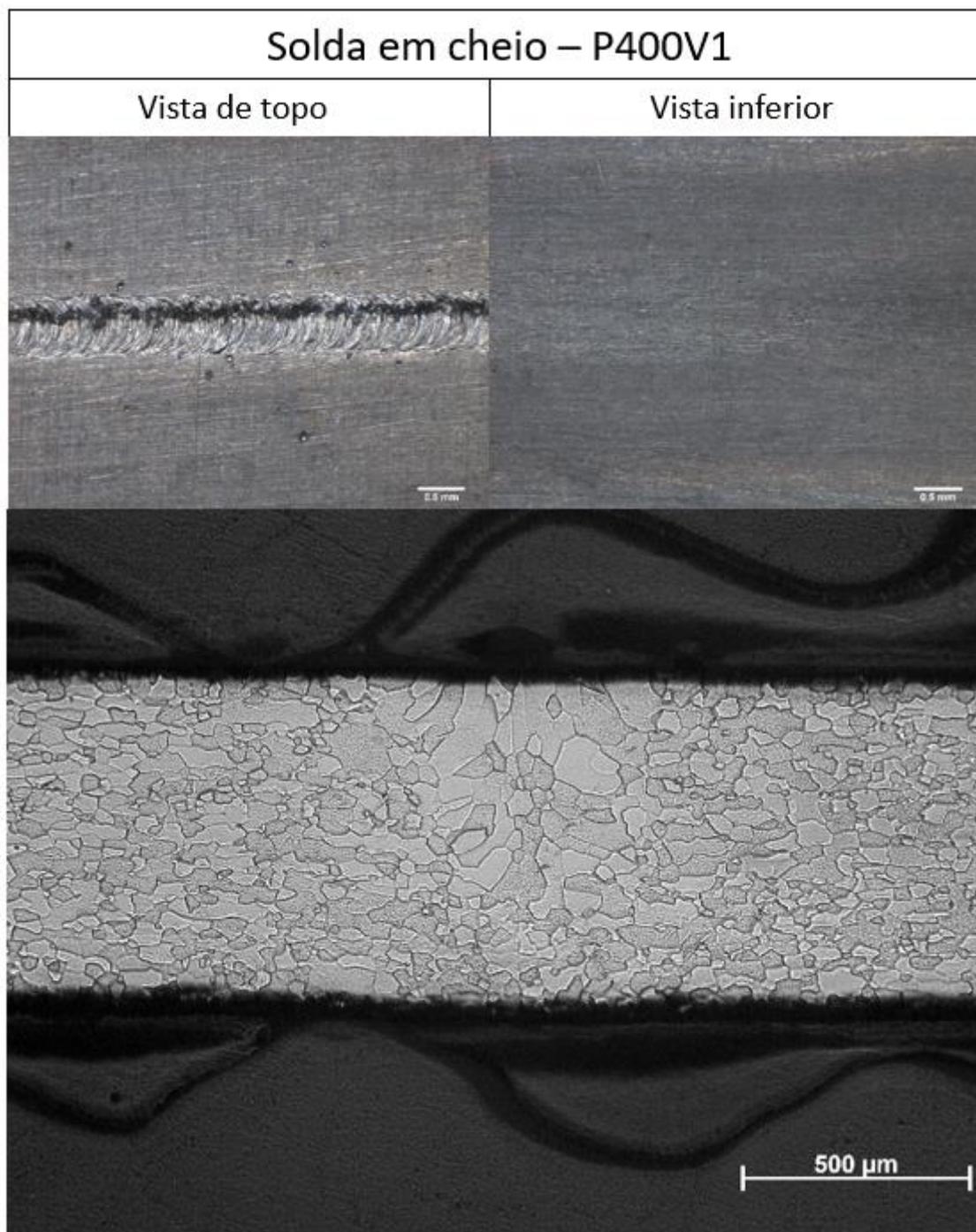
Figura 23 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P400V0.05.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 24, analisando-se a vista de topo notou-se a diminuição de respingos, quando comparada com a figura 23, influência direta do aumento da velocidade nesse caso. Além disso pode-se notar pela vista inferior e confirmar pela micrografia que não ocorreu penetração total da solda.

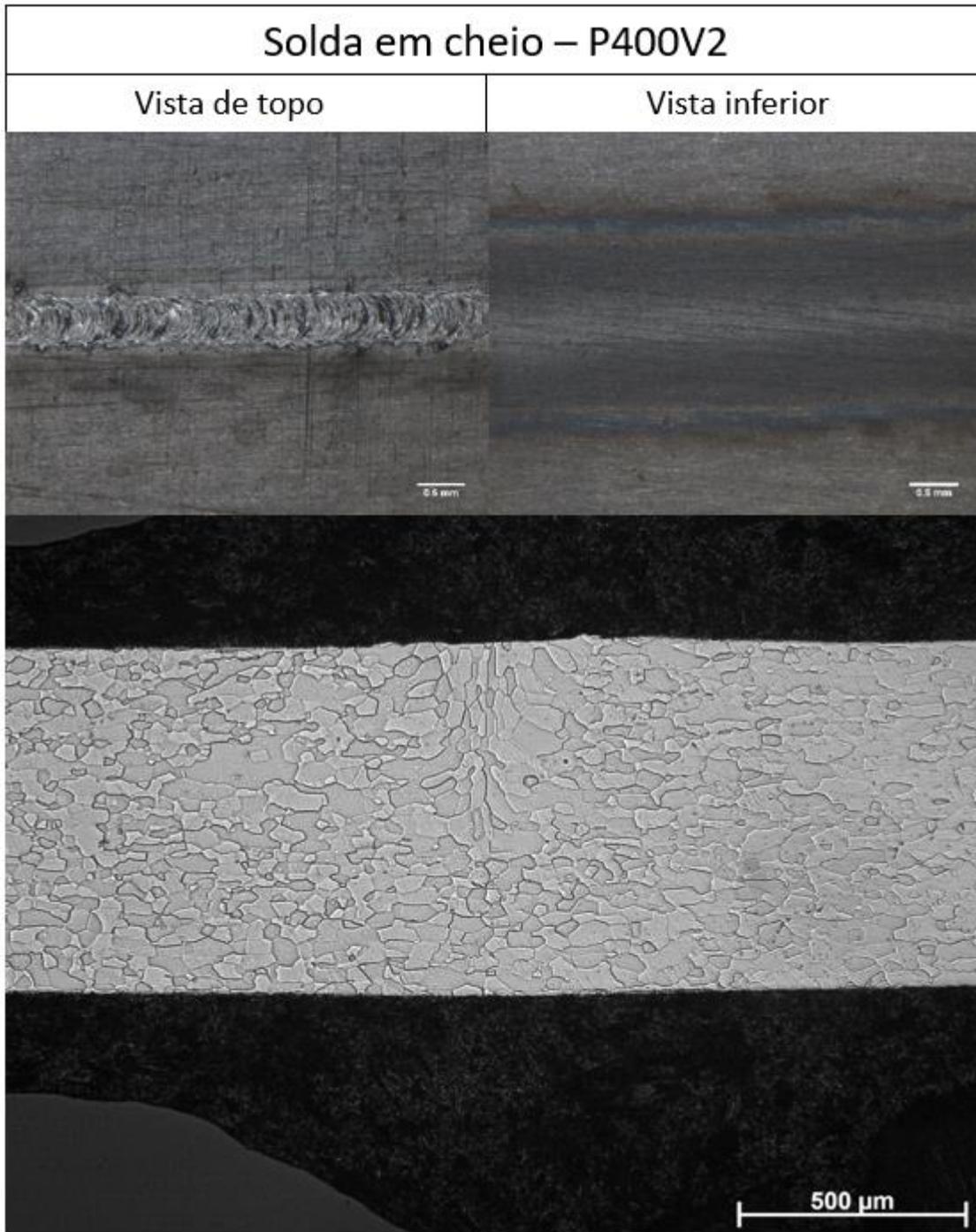
Figura 24 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P400V1.



Fonte: Próprio autor.

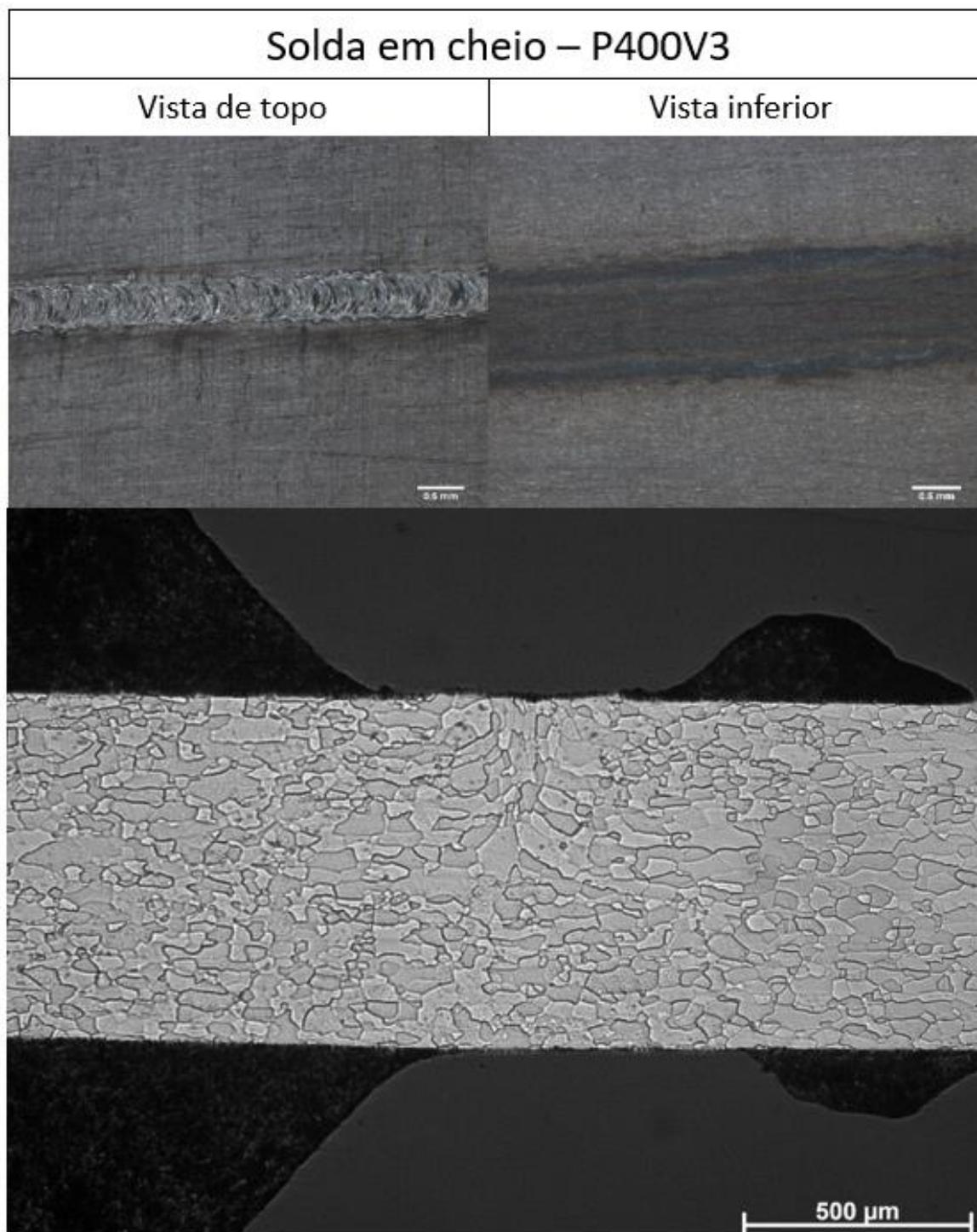
Nas figuras 25 e 26, pode-se perceber a ausência de respingos e a penetração incompleta do cordão de solda nas condições P400V2 e P400V3.

Figura 25 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P400V2.



Fonte: Próprio autor.

Figura 26 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P400V3.

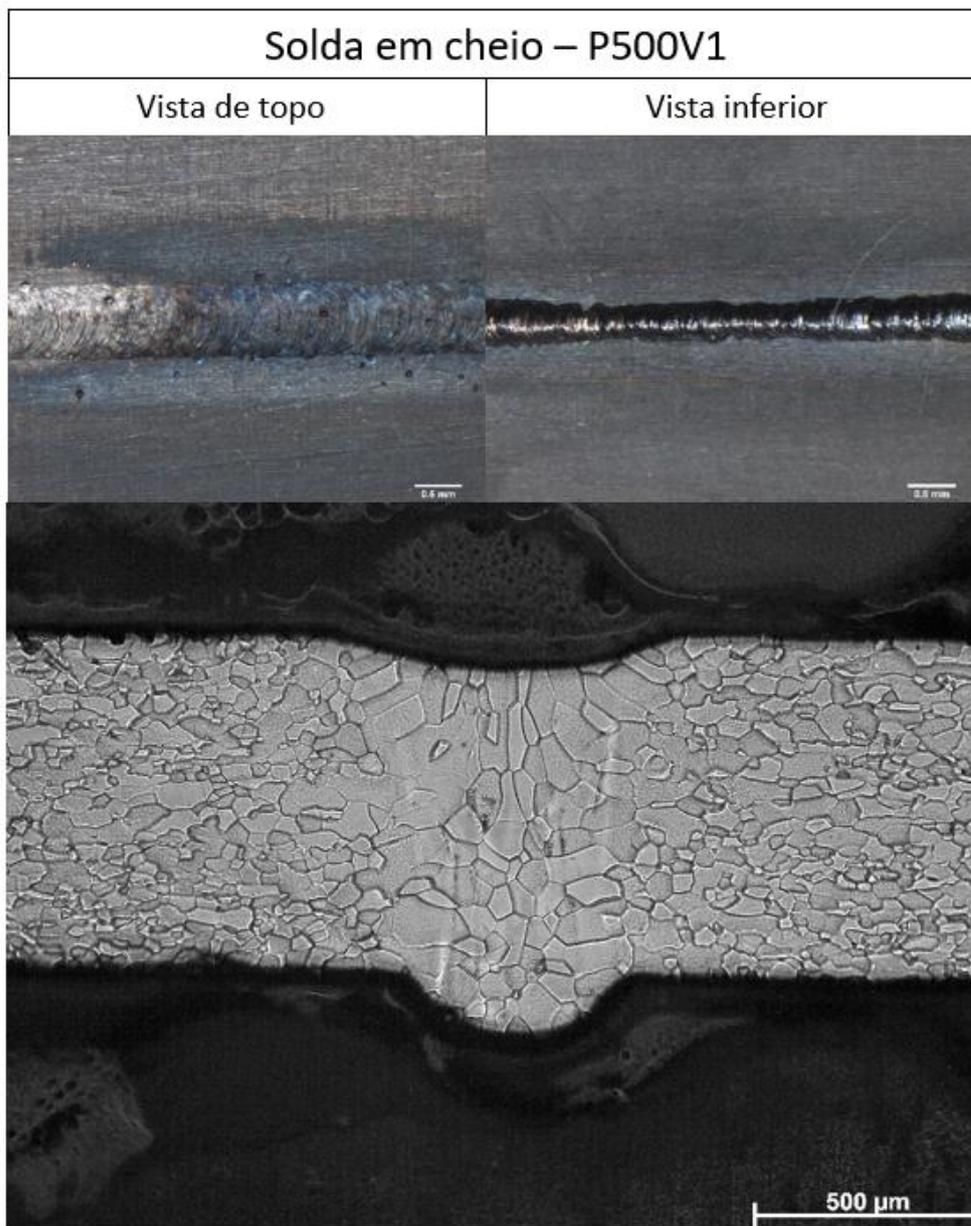


Fonte: Próprio autor.

Na figura 27, percebe-se na vista de topo a presença de respingos de solda, devido a velocidade reduzida. Analisando-se a vista inferior é possível notar a sangria da solda, devido a aparente protuberância do cordão. A sangria é

observada também na micrografia da seção transversal, visto que com velocidades mais baixas de avanço do feixe de laser, aumenta-se o tempo de interação entre o feixe de interação com a peça. O que gera o acréscimo de volume da poça fundida, de modo que a tensão superficial torna-se insuficiente para sustentar a poça de fusão, causando a concavidade observada na micrografia do cordão de solda (STEEN, 2010).

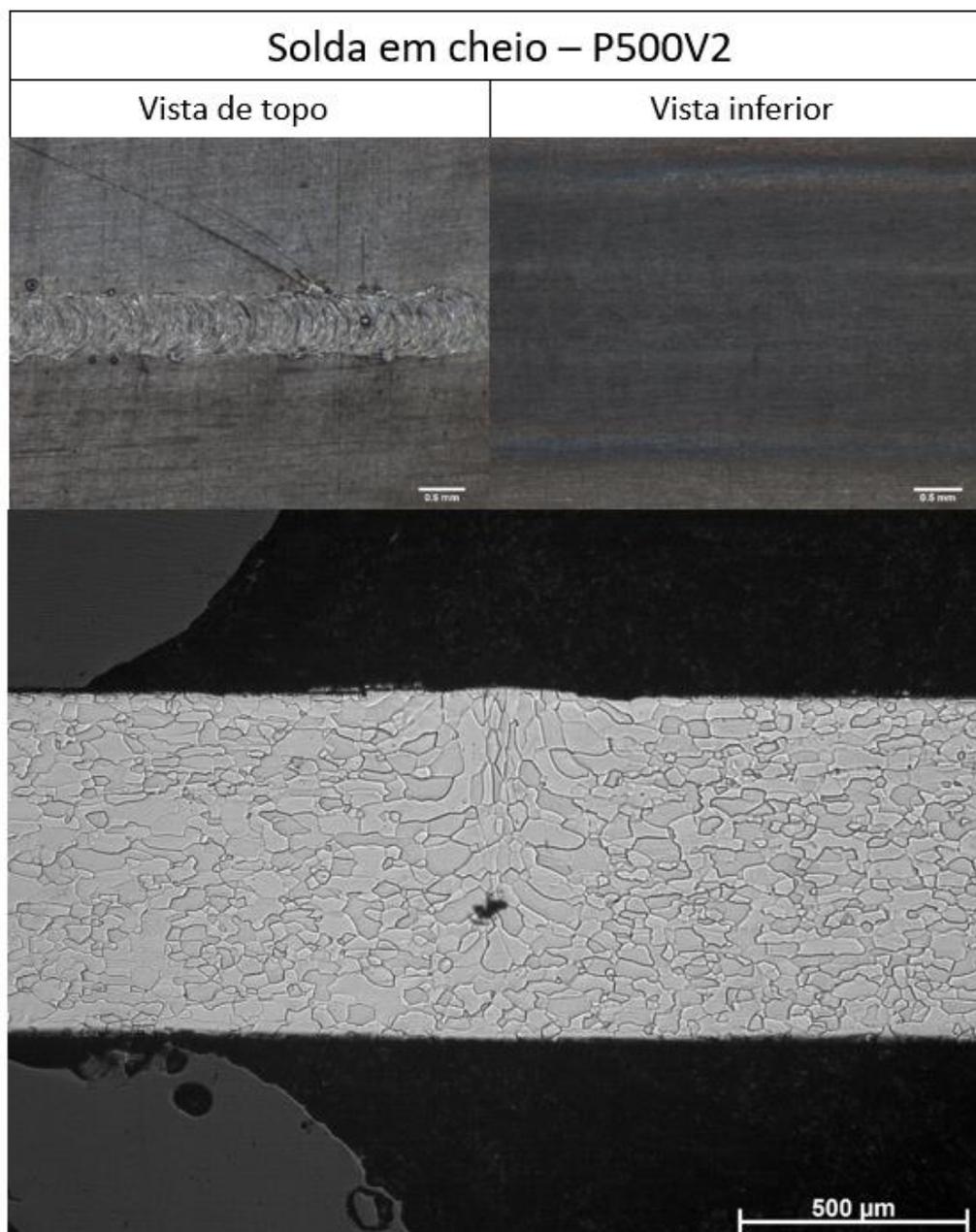
Figura 27 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500V1.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 28, pode-se perceber na vista de topo a presença de respingos. Na vista inferior percebe-se que não ocorreu penetração total da solda, o que também é visto na micrografia. Devido ao aumento de velocidade da soldagem pode ter ocorrido a desestabilização do *keyhole* e a formação de poros (GIRARD *et al.*, 2000).

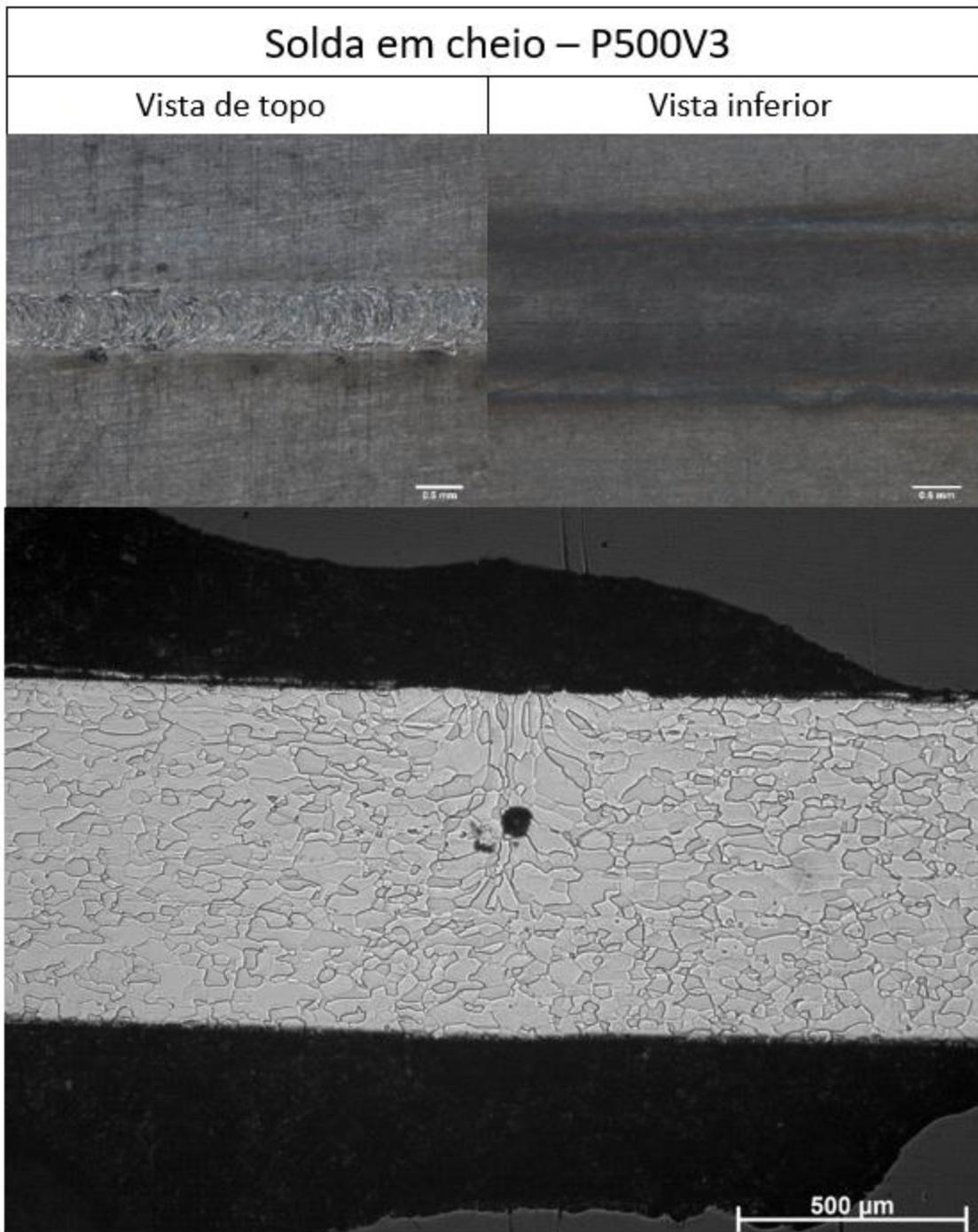
Figura 28 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500V2.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 29, pode-se notar na vista de topo a presença de respingos de solda. A penetração incompleta da solda é evidenciada pela vista inferior e pela micrografia da amostra. A formação de poros pode ser explicado devido a velocidade alta de soldagem.

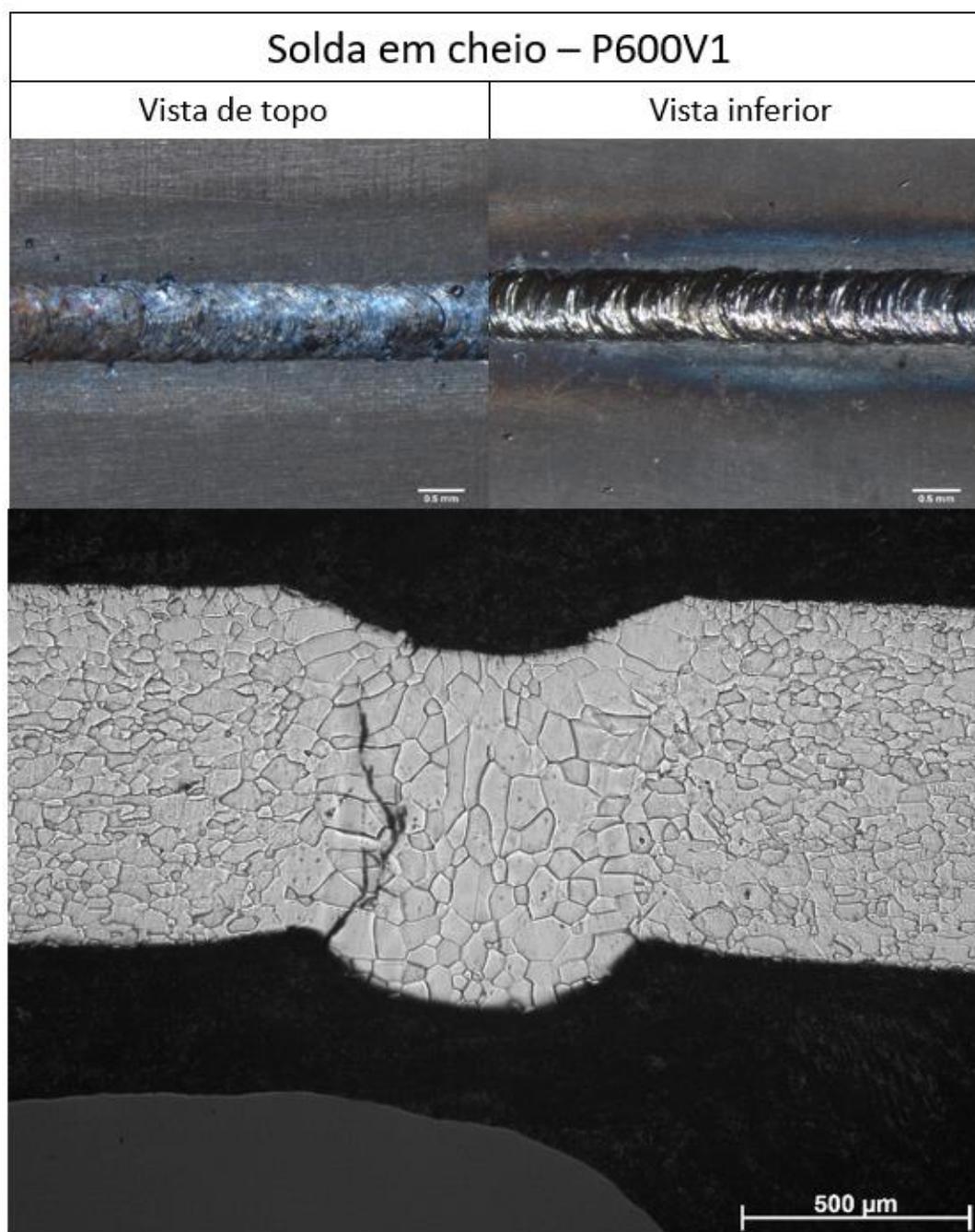
Figura 29 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para condição P500V3.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 30, nota-se pela vista de topo a presença de respingos. Utilizando a vista inferior nota-se a protuberância do cordão de solda, evidenciando a sangria, que é vista também na micrografia da solda. Além disso percebe-se na micrografia da seção transversal que ocorreu a formação de uma trinca na lateral do cordão de solda.

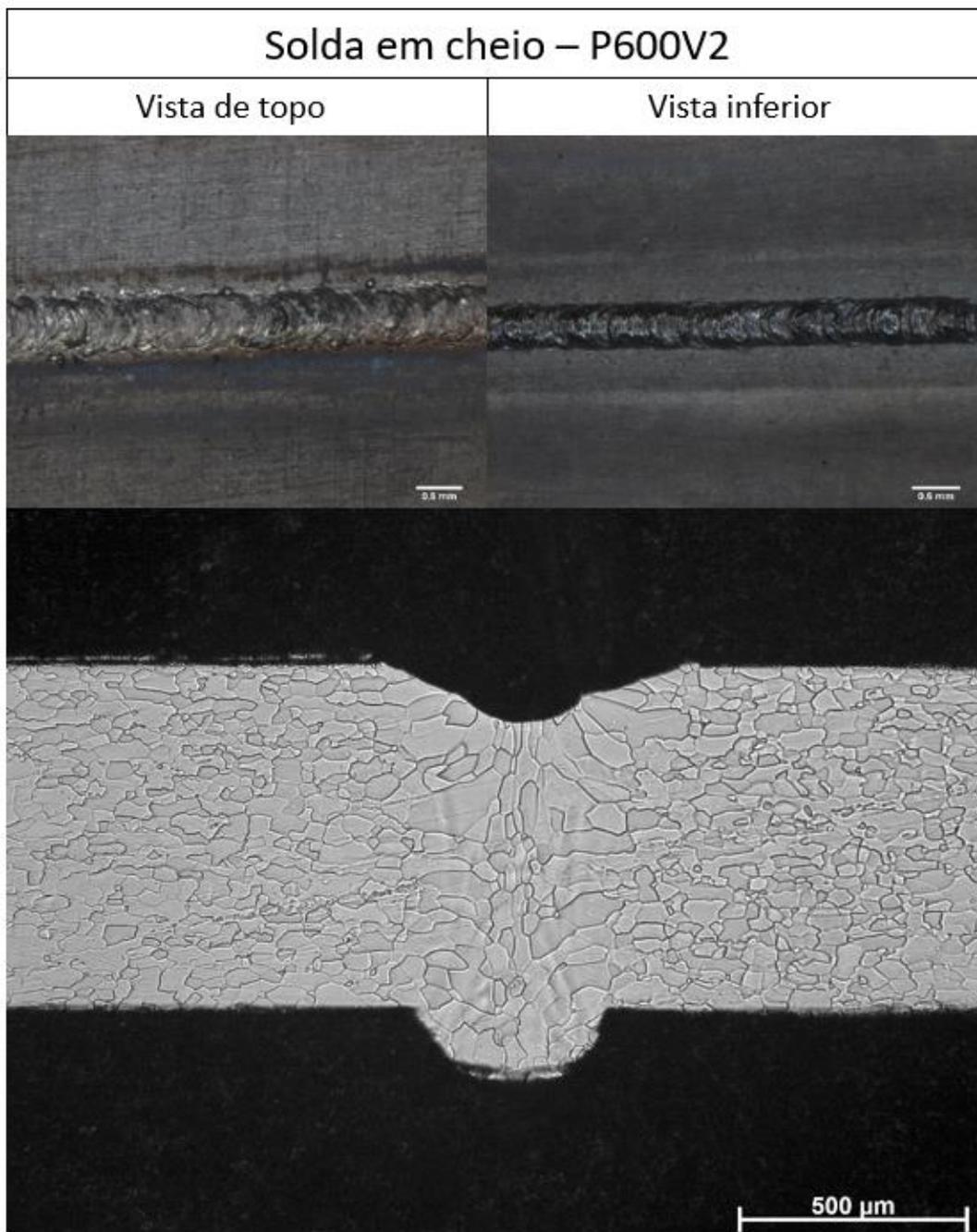
Figura 30 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P600V1.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 31, pode-se observar utilizando a vista de topo que não há respingos de solda. Na vista inferior nota-se que ocorreu sangria na solda, devido a protuberância no cordão, a sangria pode ser vista também na micrografia da seção transversal.

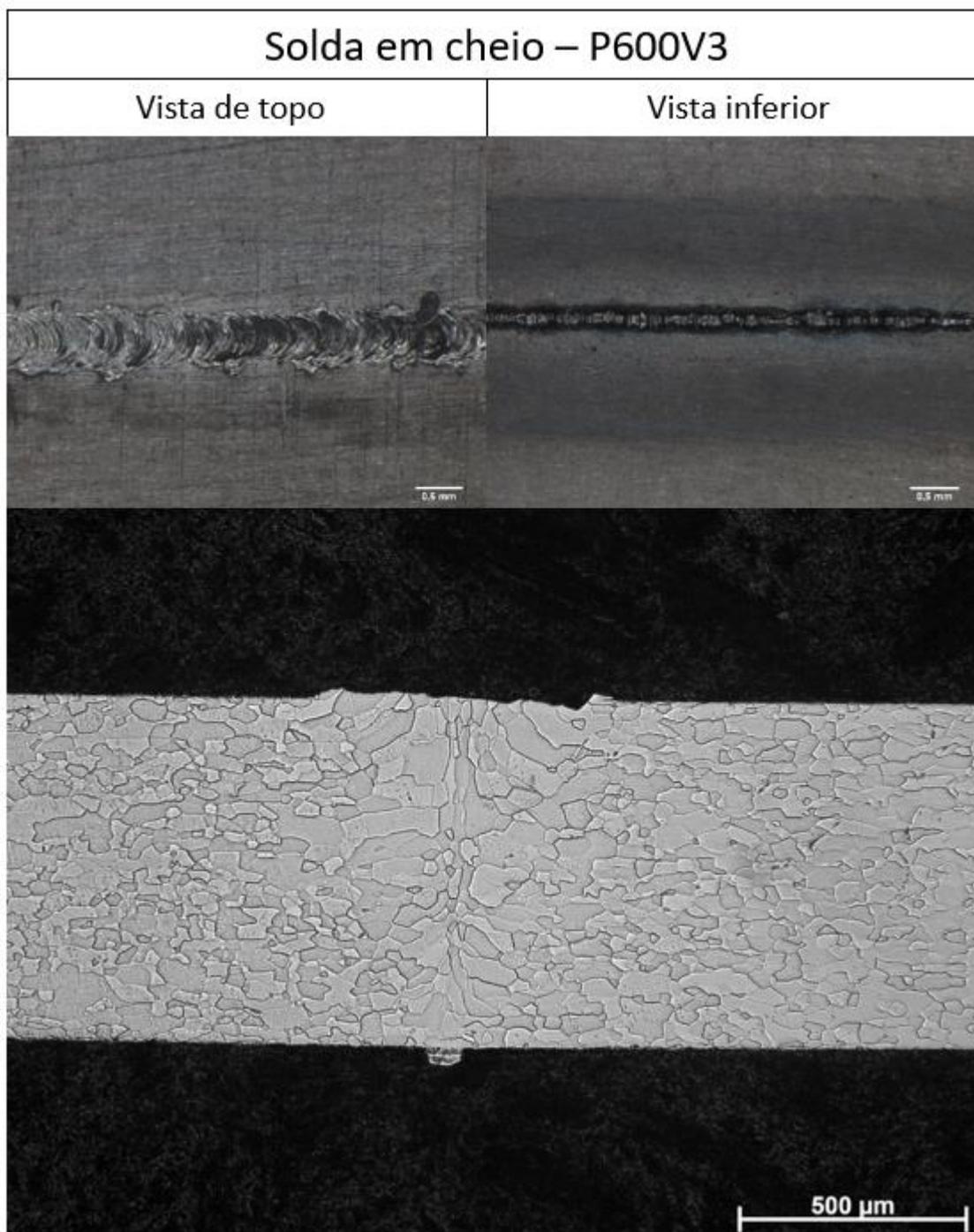
Figura 31 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P600V2.



Fonte: Próprio autor.

Na figura 32, nota-se pela vista de topo a ausência de respingos de solda. A vista inferior revela que ocorreu sangria, mas pode-se perceber pela micrografia da solda que a sangria foi mínima.

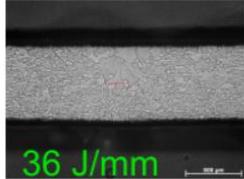
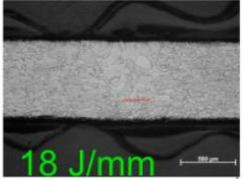
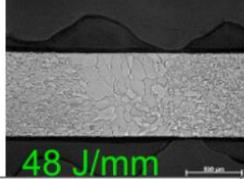
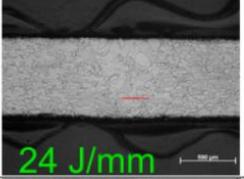
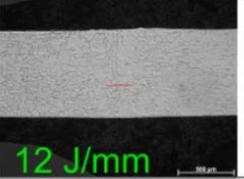
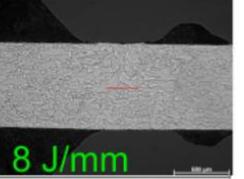
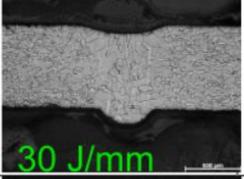
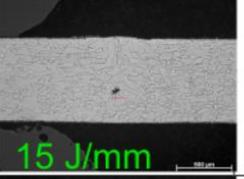
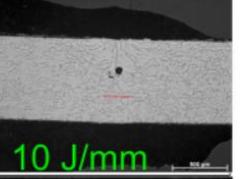
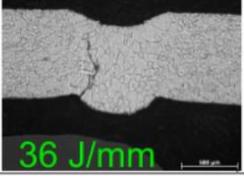
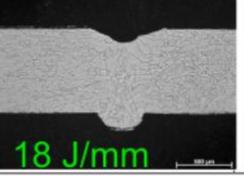
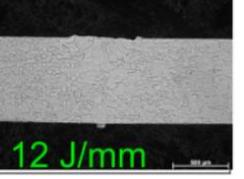
Figura 32 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P600V3.



Fonte: Próprio autor.

A tabela 10 relaciona todas as condições de soldagem com suas respectivas micrografias, facilitando as comparações entre elas. As linhas vermelhas indicam a penetração da solda, sendo essa determinada por grãos maiores e alongados na direção da extração de calor.

Tabela 10 – Micrografias dos cordões de solda, evidenciando a penetração total da solda pela linha vermelha horizontal. O aporte térmico foi representado verde na parte inferior micrografia.

V/P	V0,5	V1	V2	V3
P300				
P400				
P500				
P600				

Fonte: Próprio autor.

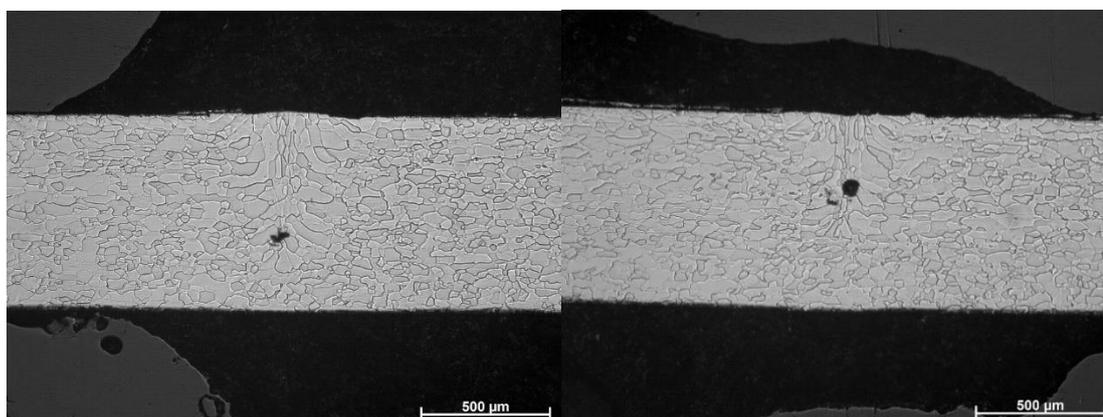
Quanto a profundidade da solda, observa-se que em velocidades menores e maiores potências do feixe, o cordão de solda é mais profundo, chegando a ocorrer a sangria, nas condições P500V1, P600V1 e P600V2. O mesmo comportamento foi observado por Palmer (2006).

Defeitos de soldagem apareceram nas condições P500V2, P500V3 e P600V1, nos dois primeiros, como mostrado na figura 33, ocorreu a formação de poros, que pode ser atribuída ao desmoronamento do *Keyhole* e com isso o aprisionamento do vazio dentro do cordão, uma vez que o aquecimento do laser é localizado e rápido, fazendo com que toda a peça ao redor funcione como um

sumidouro de calor, solidificando o cordão rapidamente e impedindo a bolha de ar difundir até a superfície do cordão (GIRARD *et al.*, 2000; ZHANG *et al.*, 2019).

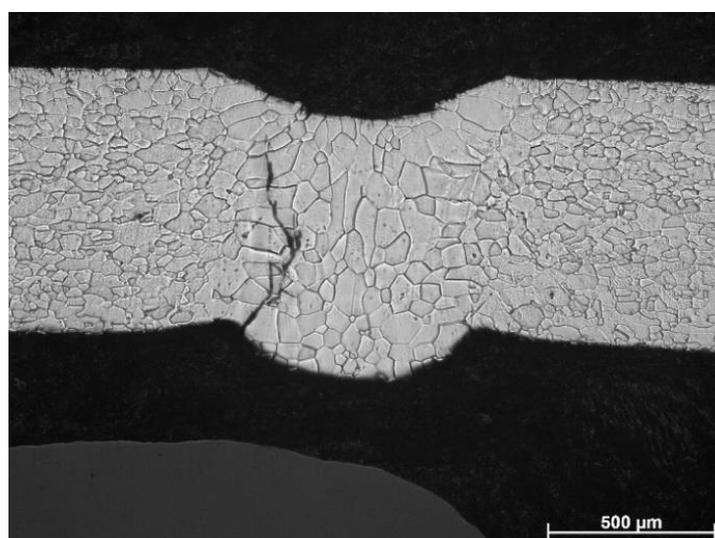
O cordão P600V1 (figura 34) foi realizado com o maior aporte térmico, apresentando uma trinca na lateral da região fundida devido a taxa de resfriamento elevada (ELMER, 2019) e a possível entrada de oxigênio nos interstícios do *Ta* (KRASKO, 1996), devido ao fluxo convectivo do metal líquido (YANG *et al.*, 2018) sem a presença de atmosfera protetora, o que ocorre na parte inferior da peça soldada quando ocorre a sangria.

Figura 33 - Micrografia das amostras que apresentaram porosidade, P500V2 (à esquerda) e P500V3 (à direita) com ampliação de 50X.



Fonte: Próprio autor.

figura 34 - Micrografia do cordão P600V1 com ampliação de 50 X.

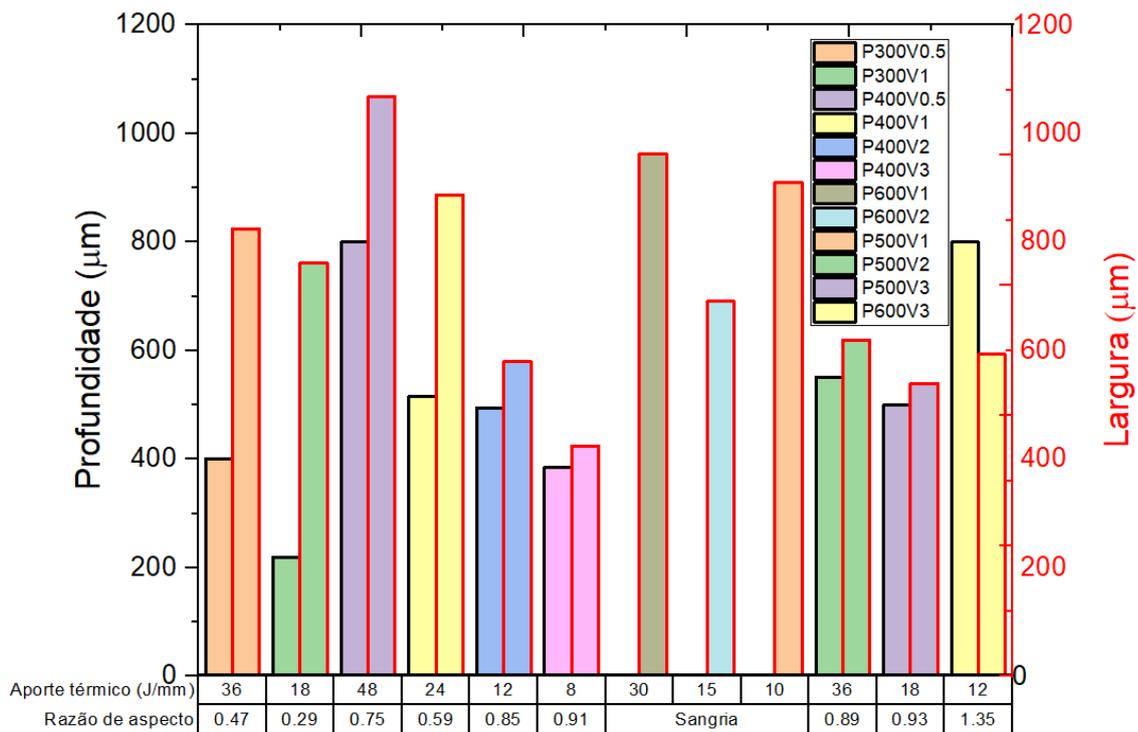


Fonte: Próprio autor.

A figura 35 relaciona-se diretamente com a tabela 10, sendo que para cada cordão de solda foram medidos a largura na superfície da amostra, penetração, razão de aspecto, obtida pela divisão da potência de soldagem (W) pela velocidade de passagem do feixe (m/min), além disso foi determinado o aporte térmico (j/s).

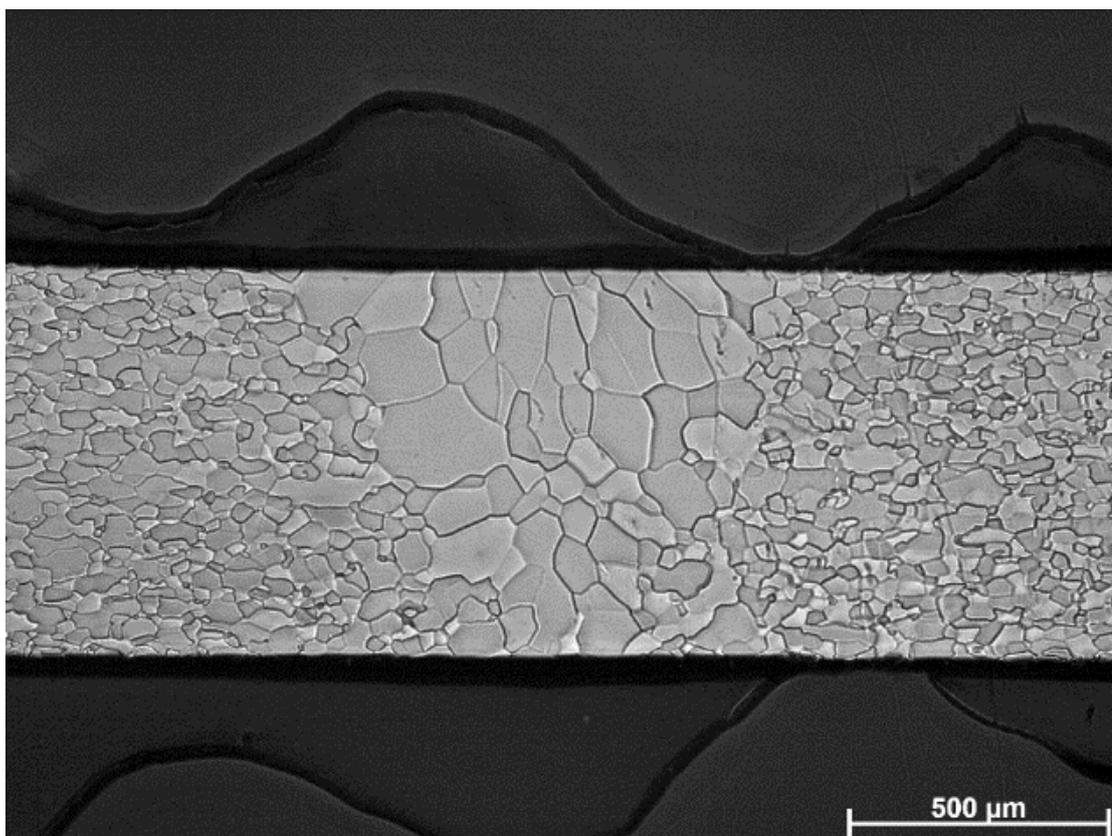
Desta maneira então é possível perceber que a penetração total nesse primeiro teste ocorreu apenas para P400V0,5 (figura 36) e P600V3.

Figura 35 - Gráfico das características da solda para cada cordão soldado. As colunas referentes as profundidades estão com contorno preto, e as de largura estão com contorno em vermelho.



Fonte: Próprio autor

Figura 36 - Micrografia da amostra P400V0,5 com ampliação de 50 X.



Fonte: Próprio autor.

A largura do cordão é maior para potências maiores e velocidades menores sendo a maior largura obtida na condição P400V0,5. Pode-se observar nesse caso, que ocorreu também penetração total na soldagem sem a formação de sangria ou defeitos de soldagem.

Considerando apenas a razão de aspecto (RA) dos cordões sem sangria, percebe-se que essa aumenta à medida que aumenta-se a potência e a velocidade de soldagem, o que é positivo já que consequentemente a área afetada pela solda é menor. Nesses testes iniciais a maior RA foi obtida na P600V3.

5.2 Microdureza dos cordões de solda do $Ta - 2,5W$

Os gráficos dos perfis de dureza presentes na figura 37, mostram na parte inferior o perfil de dureza de todos os parâmetros de solda que não apresentaram

sangria, enquanto que no gráfico superior está a comparação para os parâmetros de solda em que os cordões apresentaram sangria.

Foi possível observar que não ocorreu incremento de dureza significativa para todas condições de soldagem, exceto nos casos onde ocorreu a sangria da solda.

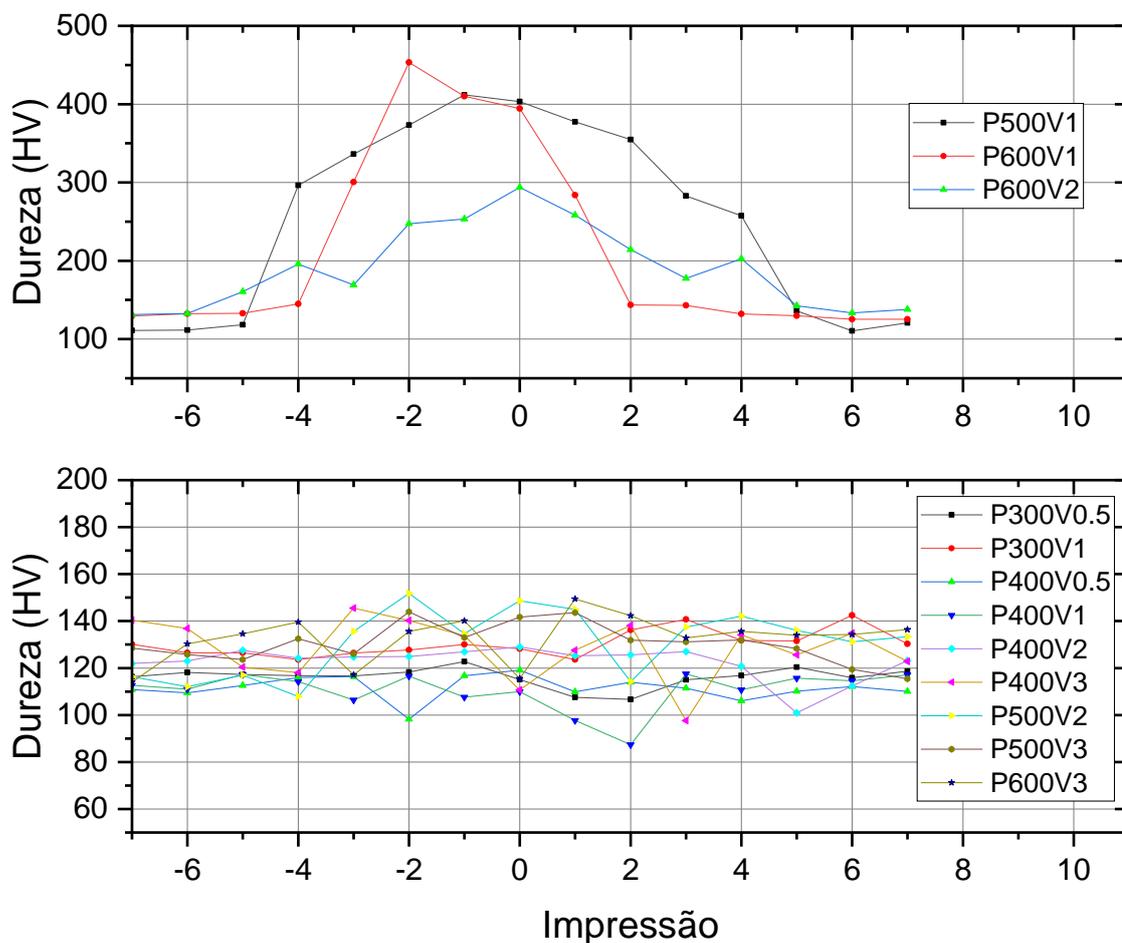
Observa-se que com o aporte térmico é maior, a liga atinge maior temperatura gerando um aumento no espaçamento das ligações do $Ta - Ta$ e $Ta - W$, facilitando o desabamento da zona fundida, conhecido como sangria.

Pode ocorrer também a entrada de oxigênio e nitrogênio nos interstícios do material próximos as regiões aquecidas em contato com a superfície sem proteção, isso é possível em todos os casos onde ocorreu sangria, uma vez que a proteção de argônio só ocorre na superfície da área soldada, sendo o lado desprotegido possivelmente contaminados por esses elementos e transportados para o interior do cordão de solda devido aos movimentos convectivos do líquido (ZHANG *et al.*, 2019). Uma vez que O_2 e N_2 , entram nos interstícios da liga $Ta - 2,5W$, ocorre o aumento da tensão da rede atômica e conseqüentemente aumento de dureza (KRASKO, 1996).

Como o resfriamento ocorre rapidamente, devido a pequena área aquecida e a grande região de metal base ao entorno, esse funciona como um sumidouro de calor, facilitando o resfriamento rápido do cordão (ELMER, 2019). Obtendo então a estrutura do material numa condição de maior energia, ou seja, maior tensão no cordão de solda, o que pode ocasionar até mesmo o alívio de tensão a frio resultando em trinca, como no caso da solda P600V1.

Os cordões de solda P400V0,5 e P600V3 apresentaram penetração total sem sangria, e não demonstraram variação do perfil de dureza na região fundida, o que é importante, uma vez que isso é indicio de que não foram geradas tensões residuais na solda.

Figura 37 - Comparação do perfil de dureza. No gráfico superior estão mostrados os parâmetros dos cordões de solda com sangria, e no inferior os sem sangria. Centro do cordão é o 0 no eixo.



Fonte: Próprio autor

5.3 Cordões complementares para potência de 500 W

Inicialmente os cordões de solda realizados com potência de 500 W não apresentaram penetração total nas condições P500V2 e P500V3, enquanto que no cordão P500V1 ocorreu sangria. Devido a isso foi necessário então realizar mais duas tentativas de cordão de solda, P500V1,25 (figura 38) e P500V1,5 (figura 39) com o objetivo de encontrar uma condição de solda em que ocorresse a penetração total sem sangria. Esses dois novos cordões de solda foram escolhidos para teste, pois estão entre a P500V1 onde ocorreu sangria e a P500V2, na qual não ocorreu penetração total.

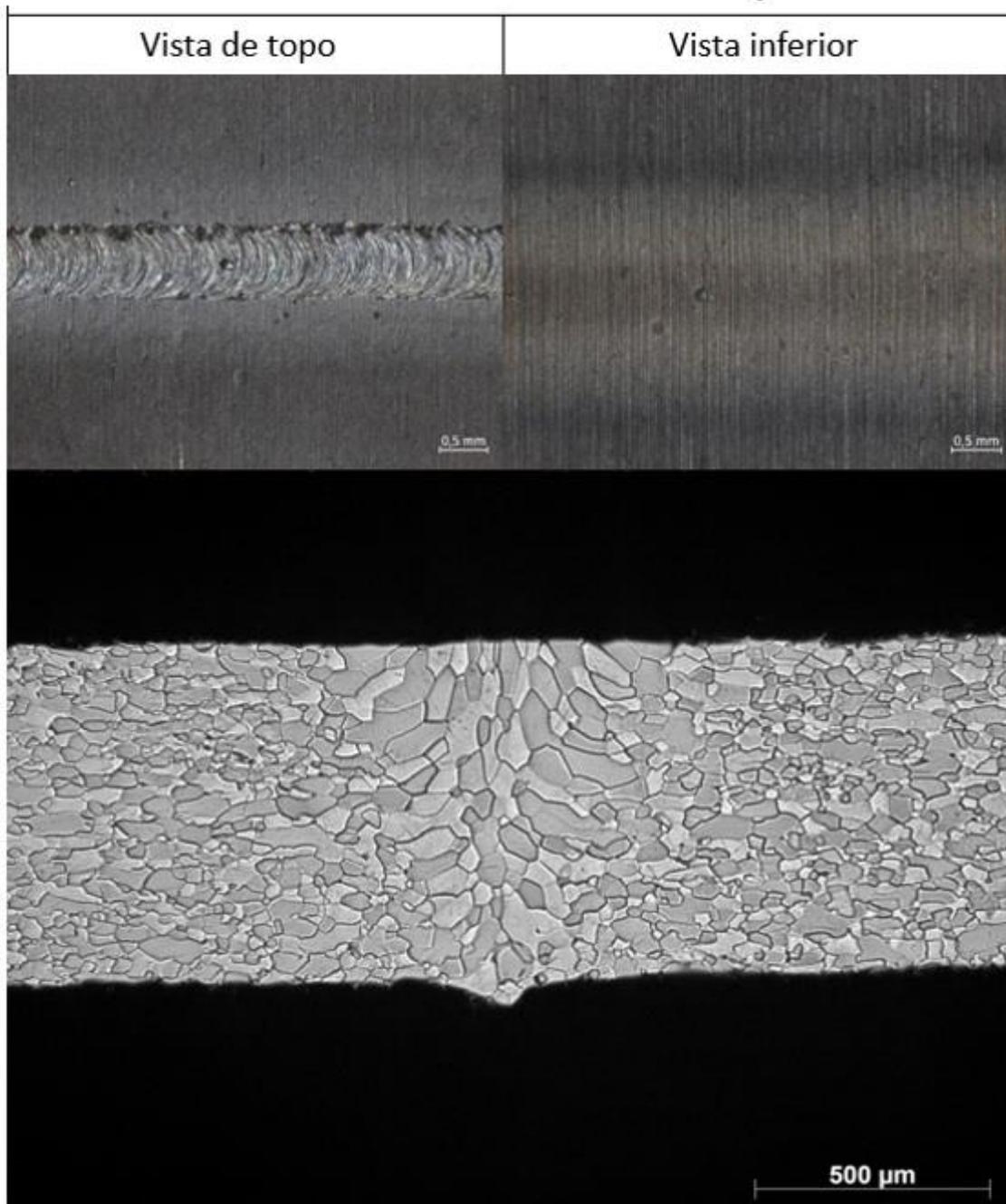
Na condição P500V1,25F10 (figura 38), nota-se por meio da macrografia da vista de topo a presença de respingos de solda. Analisando-se a macrografia da

vista inferior não foi possível observar a ocorrência de penetração total do cordão de solda. No entanto, a micrografia do cordão de solda indica que houve penetração total do cordão de solda.

Enquanto que na condição P500V1,5 (figura 39), é possível identificar pela macrografia da vista de topo a presença de respingos de solda. Analisando-se a macrografia da vista inferior e a micrografia pode-se inferir que não ocorreu penetração total do cordão de solda.

Figura 38 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500v1,25F10.

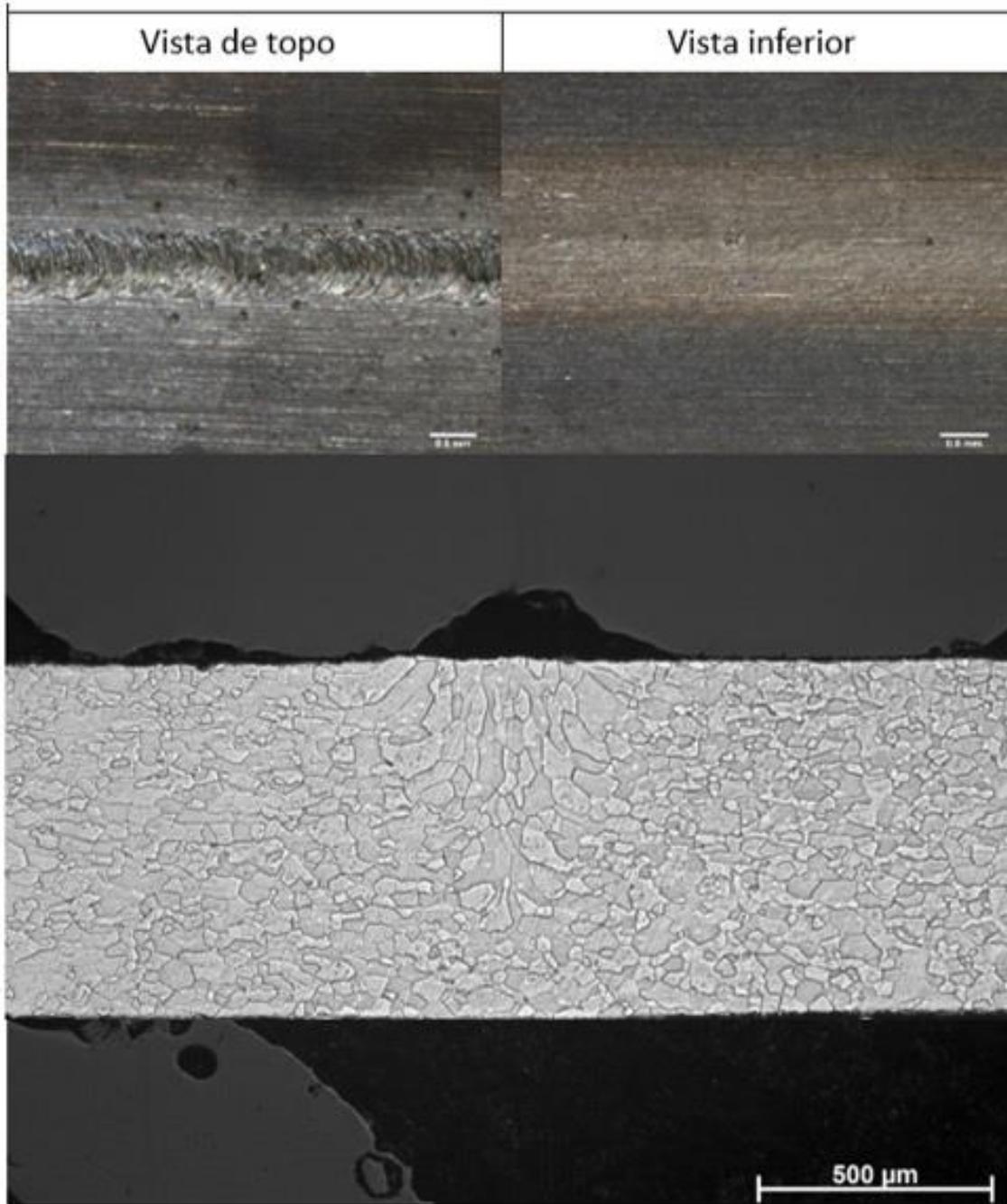
Solda em cheio – P500V1,25F10



Fonte: Próprio autor.

Figura 39: Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500V1,5.

Solda em cheio – P500V1,5

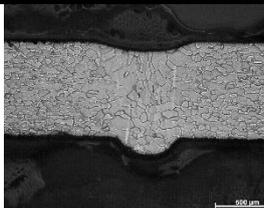
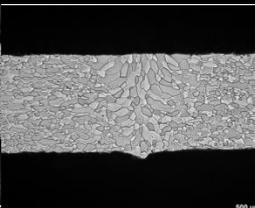
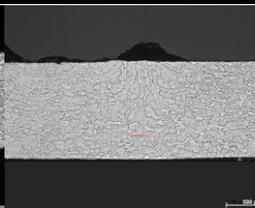
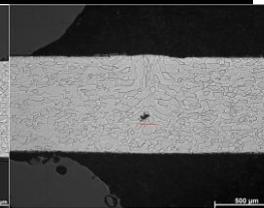


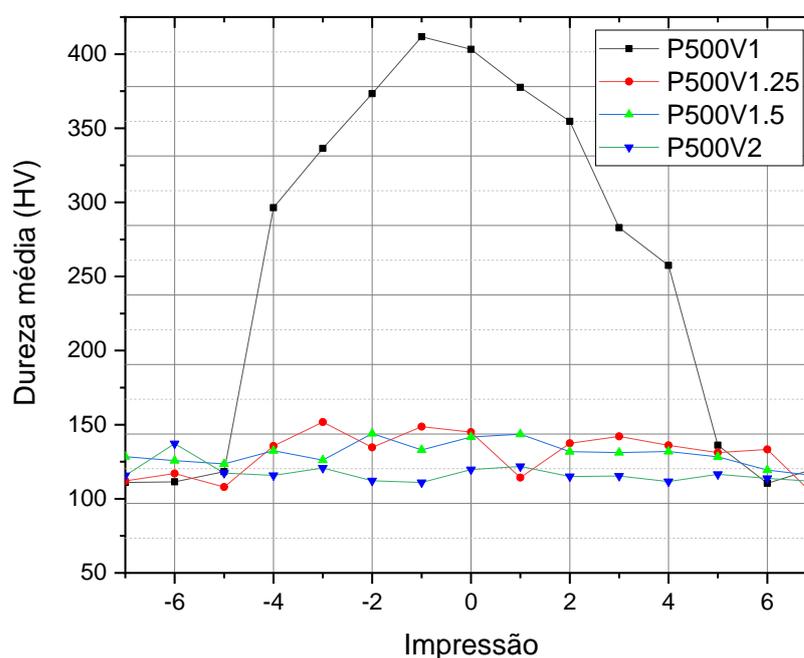
Fonte: Próprio autor.

A tabela 11 possibilita comparar microestrutura com suas características e perfil de dureza. Novamente, pode-se notar que a profundidade da solda diminui com o aumento da velocidade do feixe de laser.

Apesar do perfil de dureza visivelmente irregular da amostra P500V1,5, os valores de dureza tiveram variação máxima de apenas $\pm 10 HV$ da dureza média 122 HV de forma que a irregularidade obtida não representa aumento ou diminuição da dureza na liga.

Tabela 11 - Comparação de perfil de dureza e microestrutura de solda utilizando potência de 500 W e velocidade de soldagem entre 1 e 2 m/min.

P/V	V1	V1,25	V1,5	V2
P 500				
	Largura: 910 μm	Largura: 800 μm	Largura: 700 μm	Largura: 620 μm
	Profundidade: 800 μm	Profundidade: 800 μm	Profundidade: 580 μm	Profundidade: 550 μm
	Razão de aspecto: 0,88	Razão de aspecto: 1	Razão de aspecto: 0,82	Razão de aspecto: 0,89
	Aporte térmico: 30 J/mm	Aporte térmico: 24 J/mm	Aporte térmico: 20 J/mm	Aporte térmico: 15 J/mm



Fonte: Próprio autor.

Quanto a dureza a amostra P500V1,25 não apresentou diferença de valores na zona fundida e no metal base. Sendo então essa a condição de soldagem mais adequada para potência 500 W.

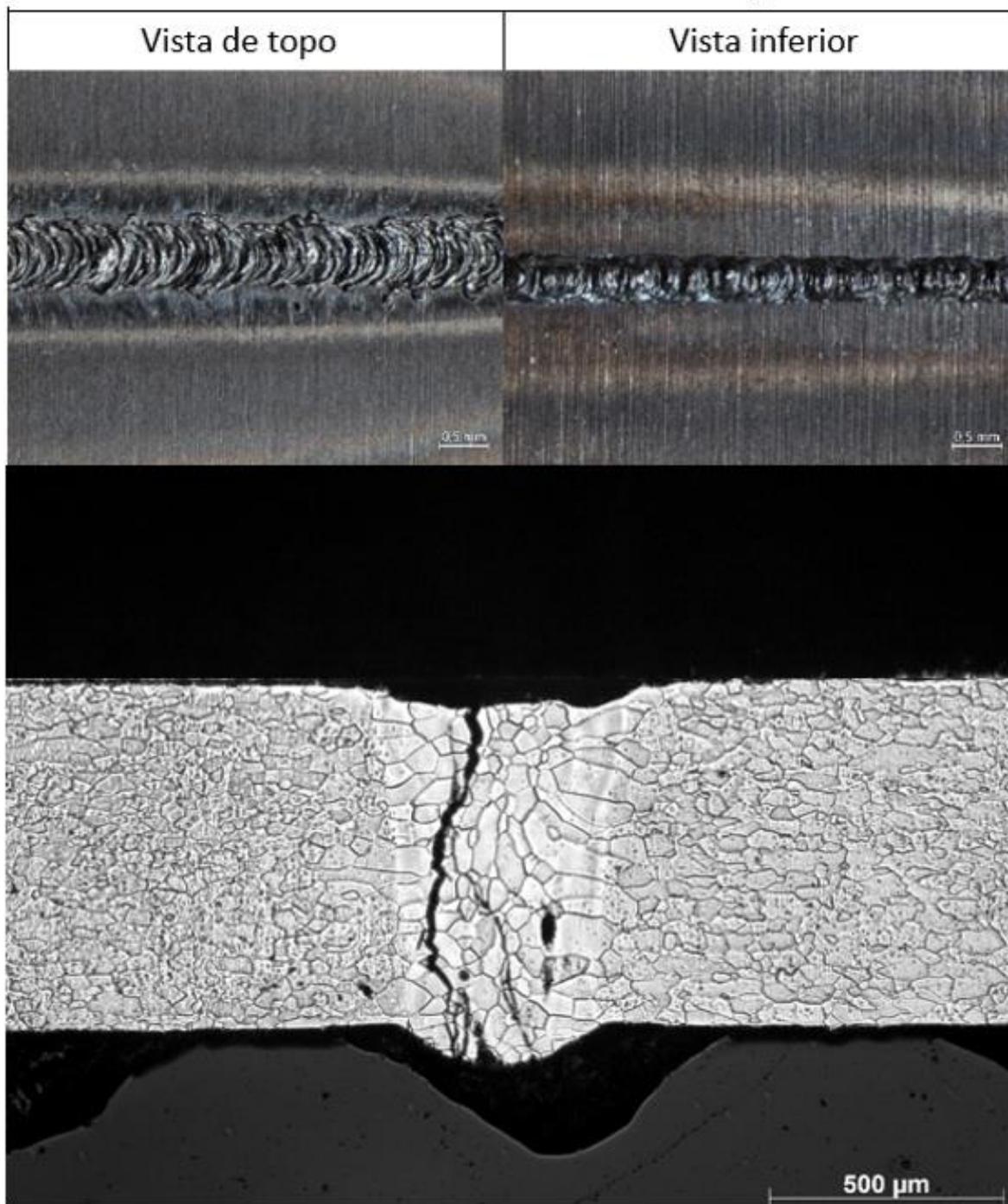
Com a obtenção da melhor condição de soldagem para a potência 500 W, outro cordão foi realizado para P500V1,25, mas dessa vez sem a proteção de argônio na superfície soldada, sendo a amostra denominada P500V1,25F0 para indicar a ausência de atmosfera protetora (figura 40).

Com base na tabela 12 e na figura 40, pode-se perceber que na condição P500V1,25F0 ocorreu sangria, formação de porosidades e a trinca da solda, enquanto no cordão com o gás de arraste a penetração da solda foi total e sem sangria, no entanto a largura da solda foi maior no cordão com proteção. O aumento de dureza no cordão sem proteção de argônio deve-se ao fato do gás adsorvido na superfície, gerando O e N nos interstícios da liga $Ta - 2,5W$ e possível formação de óxidos.

Pode-se supor que, o gás de proteção atenuou a energia do feixe de laser já que para a mesma potência e velocidade ocorreu sangria na solda sem proteção (ZHOU *et al.*, 2018).

Figura 40 - Macrografia da vista de topo (à direita) e inferior (à esquerda) do cordão comparada com sua micrografia, para a condição P500V1,25F0.

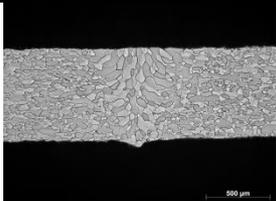
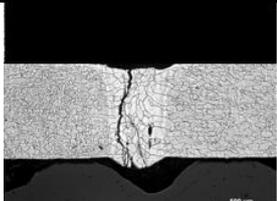
Solda em cheio – P500V1,25F0

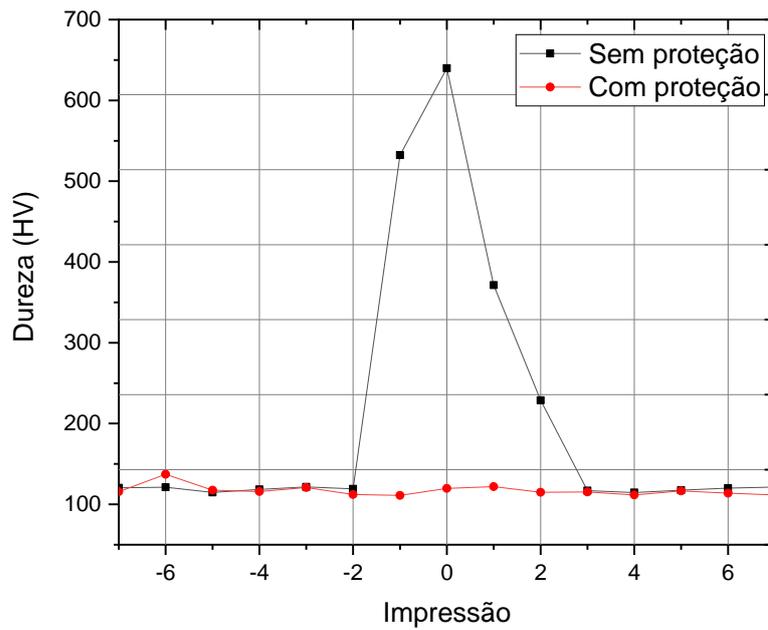


Fonte: Próprio autor.

A tabela 12 possibilita comparar a microestrutura com suas características e perfil de dureza dos cordões de solda P500V1,25F10 e P500V1,25F0.

Tabela 12 - Comparação da solda com proteção e sem proteção para a condição P500V1,25.

	Com Proteção (10 l/min)	Sem proteção
P500V1,25		
	Largura: 800 µm Profundidade: 800 µm Razão de aspecto: 1 Aporte térmico: 24 J/mm	Largura: 595 µm Profundidade: 800 µm Razão de aspecto: 1.34 Aporte térmico: 24 J/mm



Fonte: Próprio autor

5.4 Carta de processo

A carta de processo, tabela 13, listou todas as condições do processo de soldagem utilizadas, a fim de definir os melhores parâmetros.

Tabela 13 - Carta de processo dos cordões de solda do $Ta - 2,5W$.

P (W)	V (m/min)	F (l/min)	Aporte Térmico (J/mm)	T (μm)	L (μm)	Porosidade/ Trincas	Perfil de dureza	Sangria
300	0,5	10	36	415	825	Não	Constante	Não
300	1	10	18	220	761	Não	Constante	Não
400	0,5	10	48	800	1068	Não	Constante	Não
400	1	10	24	630	877	Não	Constante	Não
400	2	10	12	494	580	Não	Constante	Não
400	3	10	8	385	425	Não	Constante	Não
500	1	10	30	800	910	Não	Variou	Sim
500	1,25	10	24	800	800	Não	Constante	Não
500	1,25	0	24	800	525	Trincas	Variou	Sim
500	1,5	10	20	580	700	Não	Constante	Não
500	2	10	15	550	620	Poros	Constante	Não
500	3	10	10	500	540	Poros	Constante	Não
600	1	10	36	800	962	Trincas	Variou	Sim
600	2	10	18	800	691	Não	Variou	Sim
600	3	10	12	800	593	Não	Constante	Pequena

Fonte: Próprio autor.

A partir da carta de processo acima foi possível definir as melhores condições para cada potência utilizada.

Para a potência de 300 W, a penetração foi incompleta para todas as condições testadas, dessa forma não houve melhor condição de soldagem para essa potência.

Para a potência de 400 W a melhor condição obtida foi encontrada com velocidade de soldagem 0,5 m/min, tendo em vista que foi a única condição para

essa potência que apresentou penetração total, além de não revelar sangria e variação no perfil de dureza.

Para a condição de potência de 500 W, foram necessários testes intermediários aos iniciais para chegar na melhor condição de soldagem, de forma que a melhor configuração foi obtida com velocidade de soldagem 1,25 m/min.

Para a potência de 600 W, todas as amostras apresentaram sangria. No entanto a sangria na amostra P600V3 foi pequena, e a razão de aspecto desse cordão foi a maior observada. Além disso, nessa combinação de parâmetros não houve variação no perfil de dureza. A combinação desses fatores resultou na escolha do P600V3 como o melhor para essa potência.

5.5 Difração de raios-X do cordão P500V1,25

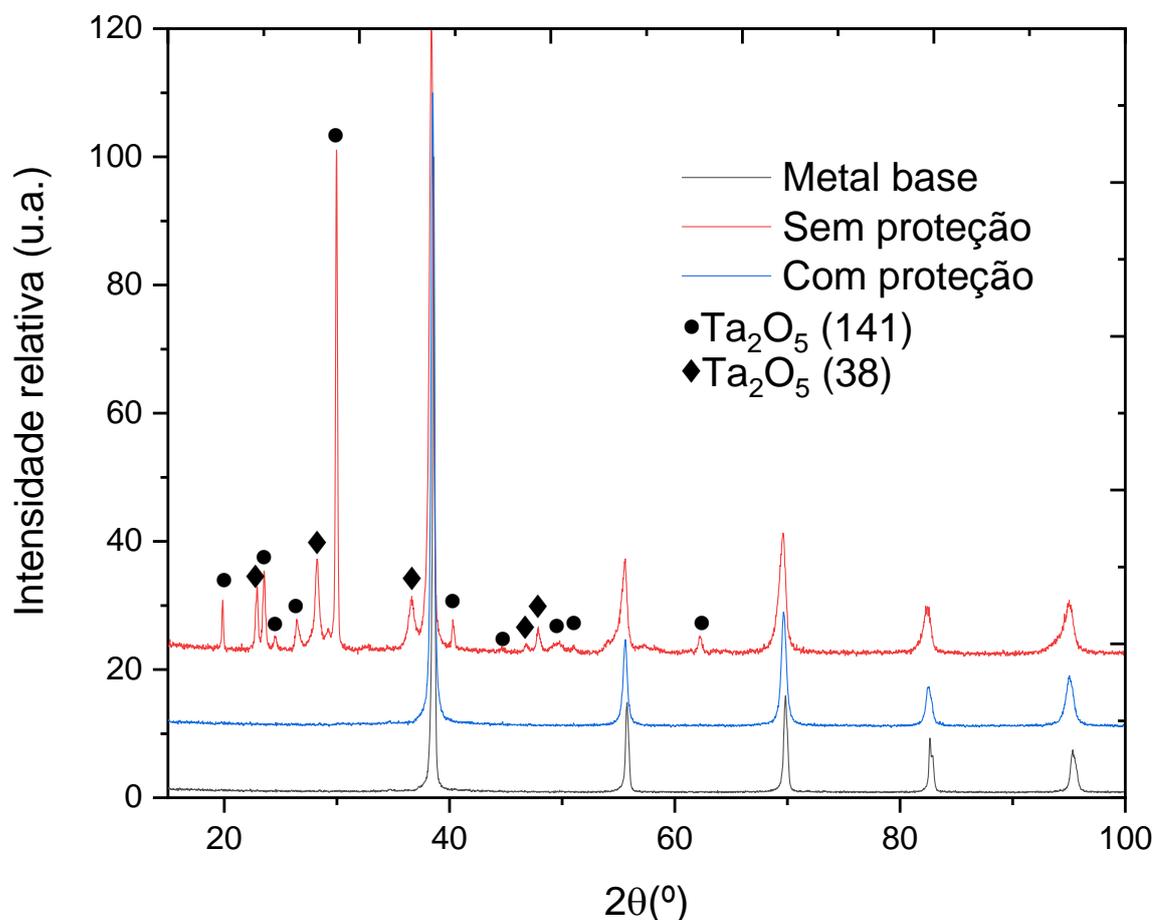
Devido as pequenas dimensões do cordão obtido por solda a laser foi necessário realizar a difração de raios-X com fenda reduzida de 1 mm. O objetivo desse ensaio foi comparar a condição de solda com potência intermediária (P500V1,25) com gás de proteção na solda, com a mesma solda realizada sem o gás de proteção, e com o metal base. As difrações de raios-X foram realizados nas duas condições de solda tanto no topo quanto na raiz da solda. Como todas as soldas foram realizadas sem gás de proteção na raiz da solda, esse teste foi importante também para a determinação dos possíveis óxidos que podem se formar nessa região.

Os difratogramas presentes na figura 41, mostram a comparação entre as duas condições de solda com o metal base. Sendo a primeira figura referente aos difratogramas do topo da solda. Pode-se observar que o metal base só apresentou picos de $Ta - 2,5W$ como o esperado. O cordão de solda com fluxo de gás argônio, identificado como com proteção, só apresentou picos de $Ta - 2,5W$, ou seja, sem a presença de óxido, isso confirma a efetividade do fluxo de gás de proteção. Já na condição sem proteção ocorre a formação do óxido Ta_2O_5 na estrutura hexagonal com grupo espacial 38, e na tetragonal com grupo espacial 141. A formação desse óxido era esperada pois ocorreu a fusão da liga (3020 °C), temperatura essa maior

do que a necessária para ocorrer a formação desse óxido ($1520\text{ }^{\circ}\text{C}$), como visto na figura 8.

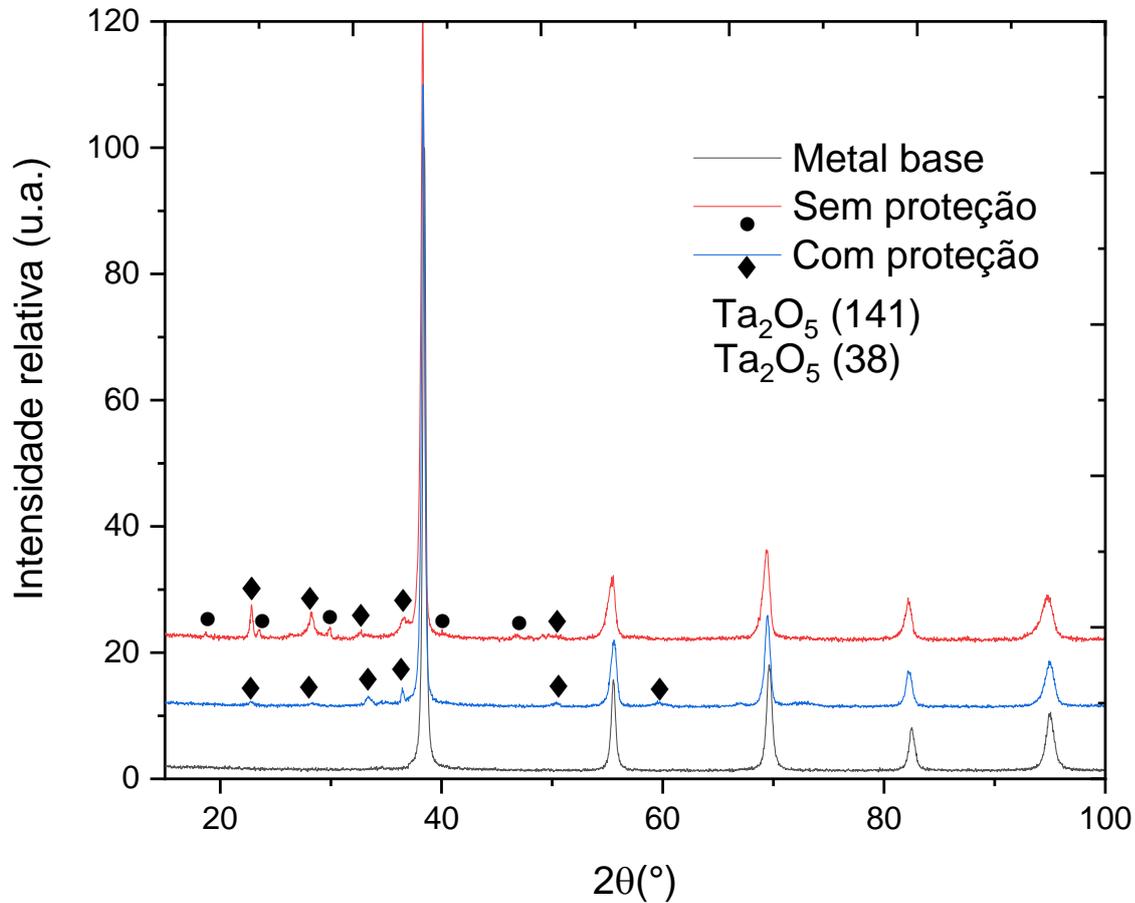
Os difratogramas presentes na figura 42 são referentes a raiz do cordão de solda, cabe lembrar que nenhuma solda foi realizada com proteção de fluxo de gás na raiz da solda. Na condição sem proteção foram encontrados os mesmos óxidos presentes na superfície soldada, no entanto com picos de intensidade menor que os vistos no topo do cordão (figura 41). Na condição com proteção ocorreu a formação de Ta_2O_5 com estrutura hexagonal, no entanto em pequena quantidade. Apesar da formação desse óxido pode-se afirmar que foi apenas superficial, já que não houve variação de dureza no cordão P500V1,25 como visto na tabela 12.

Figura 41 - Difratograma de raios-X do topo da solda para o metal base e cordões de solda P500V1,25 com proteção e sem proteção.



Fonte: Próprio autor

Figura 42 - Difratoograma de raios-X da raiz da solda para o metal base e cordões de solda P500V1,25 com proteção e sem proteção.



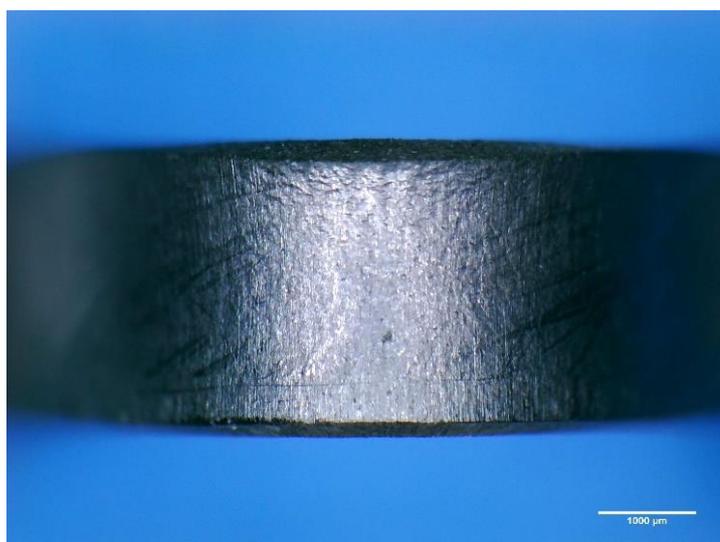
Fonte: Próprio autor

5.6 Ensaio de dobramento

O ensaio foi realizado com intuito de qualificar o cordão de solda. O corpo de prova é considerado aprovado quando a solda e o metal base apresentam comportamentos semelhantes após o dobramento 180°. Apesar de qualitativo, esse teste é determinante na avaliação da qualidade da solda.

Para efeito comparativo foi realizado o teste de dobramento no metal base (figura 43), ou seja, corpo de prova na condição recebida. Pode-se perceber na figura 43 que não ocorreu a formação de trincas, houve apenas a formação de ranhuras paralelas a direção da tensão aplicada.

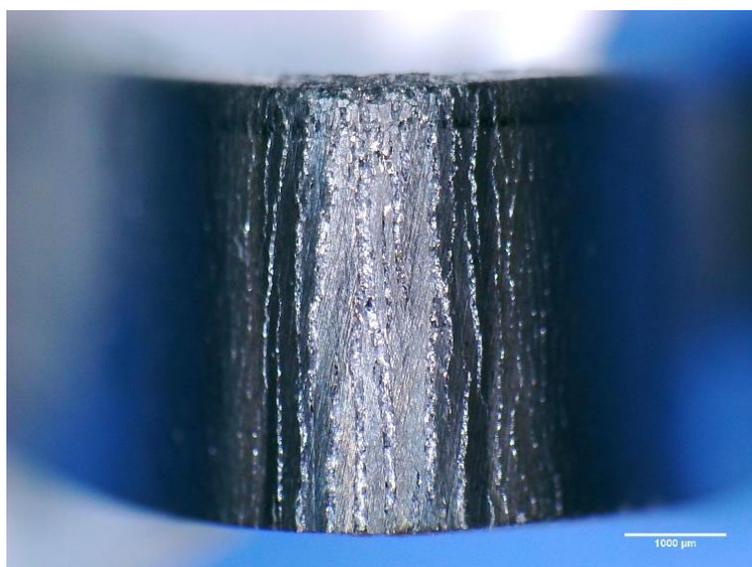
Figura 43 - Estereoscopia do metal base após dobramento de 180°.



Fonte: Próprio autor

Pode-se notar que na superfície soldada do cordão P400V0,5 (figura 44), ocorreu a formação de ranhuras mais profundas do que as vistas no metal base (figura 43), devido ao efeito da solda nessa região. No entanto, não ocorreram trincas perpendiculares a aplicação de tensão, além do que não houve a fratura do corpo de prova durante o ensaio.

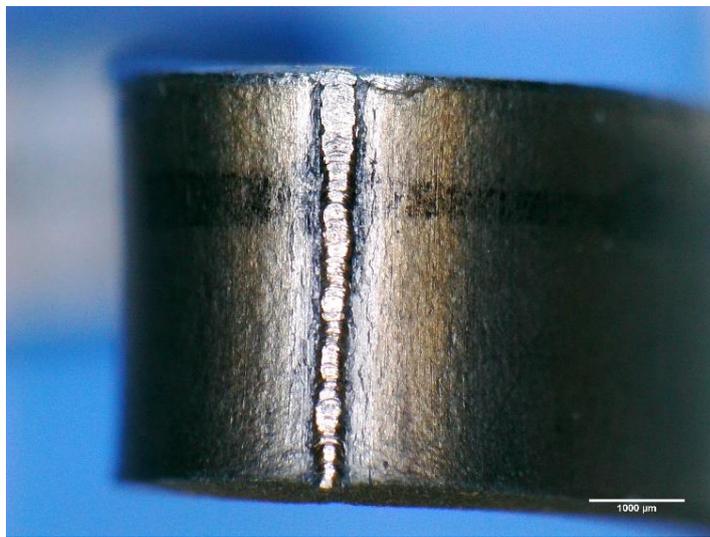
Figura 44 - Estereoscopia da superfície soldada do cordão P400V0,5 metal base após dobramento de 180°.



Fonte: Próprio autor

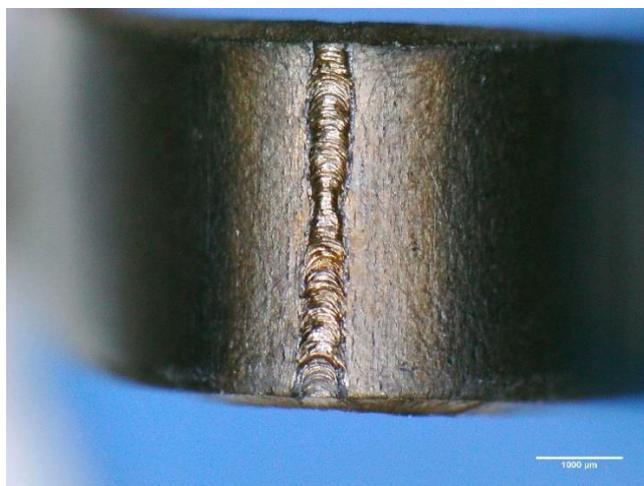
Nas figuras 45 e 46, que se referem a estereoscopia realizada após o dobramento da raiz do cordão nas condições P500V1,25 e P600V3 respectivamente. Pode-se notar nas mesmas não ocorreu a fratura após o dobramento de 180°, ocorrendo apenas ranhuras paralelas a tensão aplicada. As ranhuras observadas aparentam ser intermediárias entre as encontradas no metal base e na condição P400V0,5.

Figura 45 - Estereoscopia da raiz do cordão P500V1,25 metal base após dobramento de 180°.



Fonte: Próprio autor

Figura 46 - Estereoscopia da raiz do cordão P600V3 metal base após dobramento de 180°.



Fonte: Próprio autor

5.7 Ensaio de tração

5.7.1 Ensaio de tração do metal base

O ensaio foi realizado no corpo de prova *subsize* devido a limitação de material disponível. Dessa maneira não foi possível durante o ensaio o uso de extensômetro, o que impossibilitou a obtenção de propriedades como tensão de escoamento e módulo de elasticidade. No entanto, como pode ser visto na tabela 14, foi possível a obtenção das seguintes propriedades.

Tabela 14 - Propriedades mecânicas do metal base.

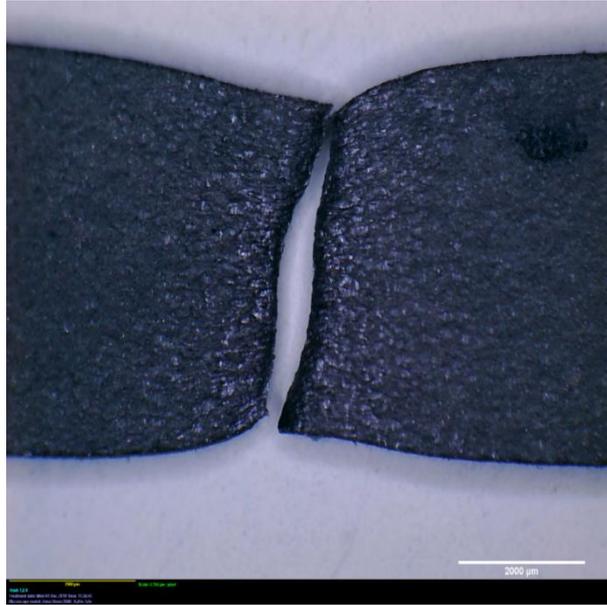
Tensão máxima (MPa)	374,7 ±0,4
Tensão de ruptura (MPa)	367,76 ±1,9
Limite de Johnson (MPa)	232 ±5,1
Alongamento percentual (%)	42,1 ±1,3

Fonte: Próprio autor

As três amostras ensaiadas apresentaram baixo desvio padrão em todas propriedades, o que afere confiabilidade aos dados obtidos no ensaio. É notável a grande deformação do $Ta - 2,5W$, a qual é confirmada pela fratura dúctil observada por estereoscopia (figura 47) e microscopia eletrônica de varredura (figura 48).

A tensão máxima e o alongamento percentual observados no ensaio de tração (tabela 14) são maiores do que o mínimo exigido para a chapa de $Ta - 2,5W$ (tabela 7), o que confirma qualifica a chapa de $Ta - 2,5W$ utilizada nesse trabalho.

Figura 47 - Esteroscopia do metal base fraturado



Fonte: Próprio autor

Figura 48 – Imagem obtida por MEV por elétrons retroespalhados para observação da superfície de fratura do metal base. A seta azul indica a região da fratura semelhante ao gume de faca.



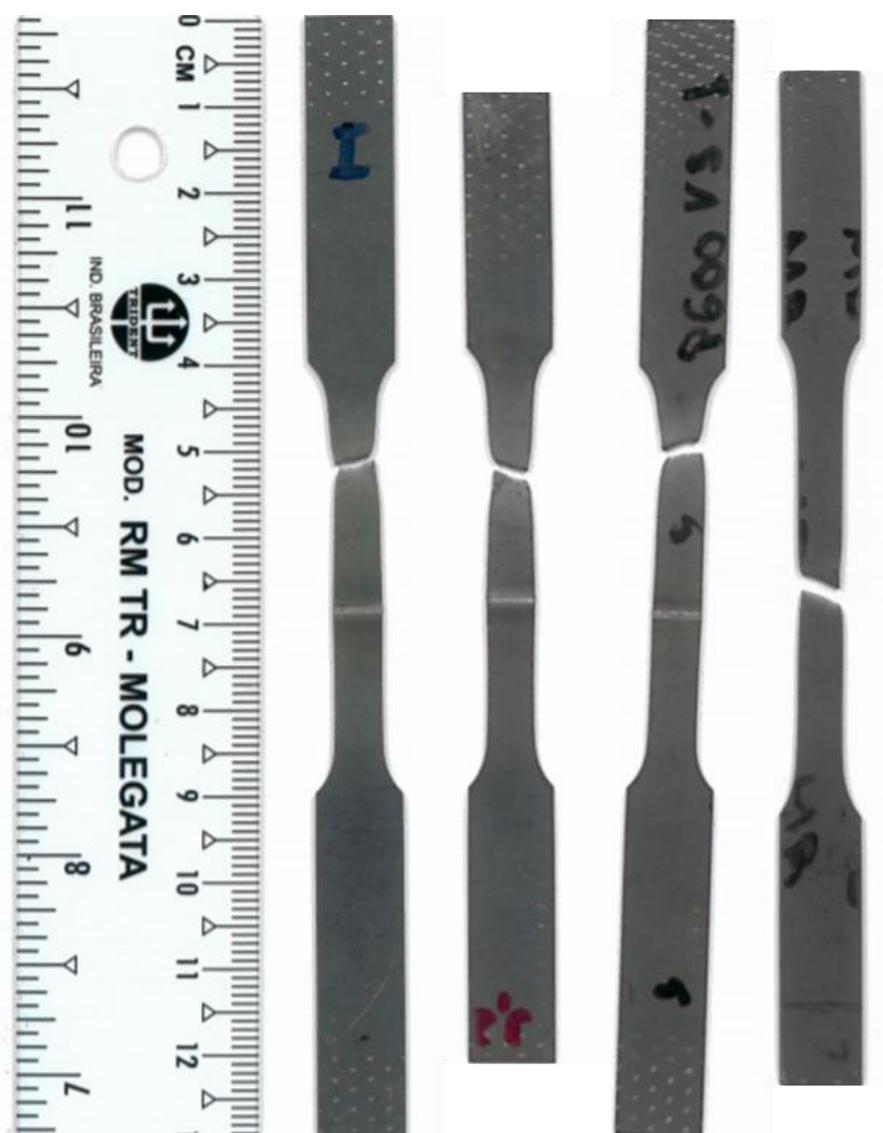
Fonte: Próprio autor

5.7.2 Ensaio de tração dos cordões selecionados na carta de processo

O ensaio de tração foi realizado em triplicata para os parâmetros de solda escolhidos na carta de processo. A figura 49 mostra os corpos de prova fraturados após a tração. Pode-se notar na figura 49 que os corpos de provas referentes ao cordão P500V1,25 e ao metal base possuem comprimento total menor que os outros dois parâmetros ensaiados. No entanto o comprimento útil de ensaio é de 30 mm para todos os corpos de prova.

Não foi possível nesses ensaios o uso de extensômetro. Sendo o objetivo principal desse teste observar a localização da fratura no corpo de prova. Como observado na figura 49 todas as fraturas ocorreram no metal base longe do cordão de solda, isso significa que a solda não fragilizou o metal a ponto de sofrer uma fratura frágil na solda. Esse resultado é um indício importante da qualidade da solda.

Figura 49 - Corpos de prova *subsize* fraturados nas condições P400V0,5, P500V1,25, P600V3 e Metal base (respectivamente da esquerda para direita).

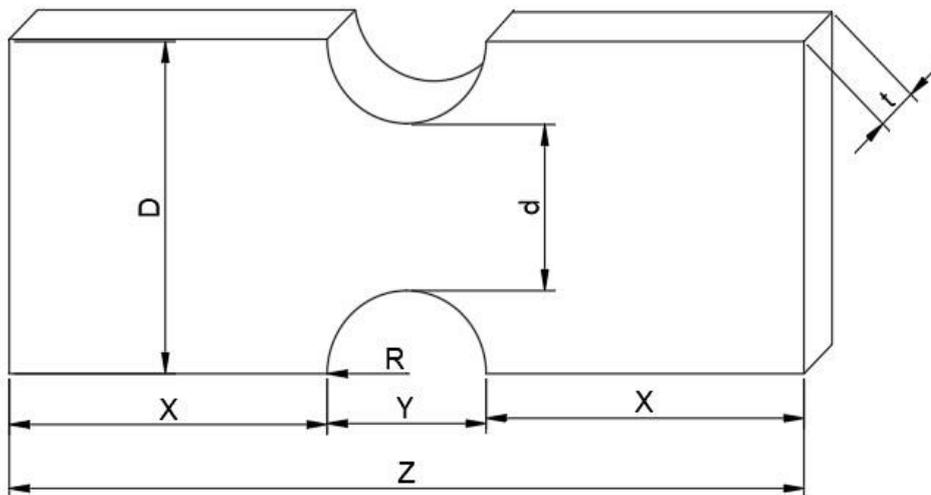


Fonte: Próprio autor

5.7.3 Ensaio de tração dos corpos de prova com entalhe

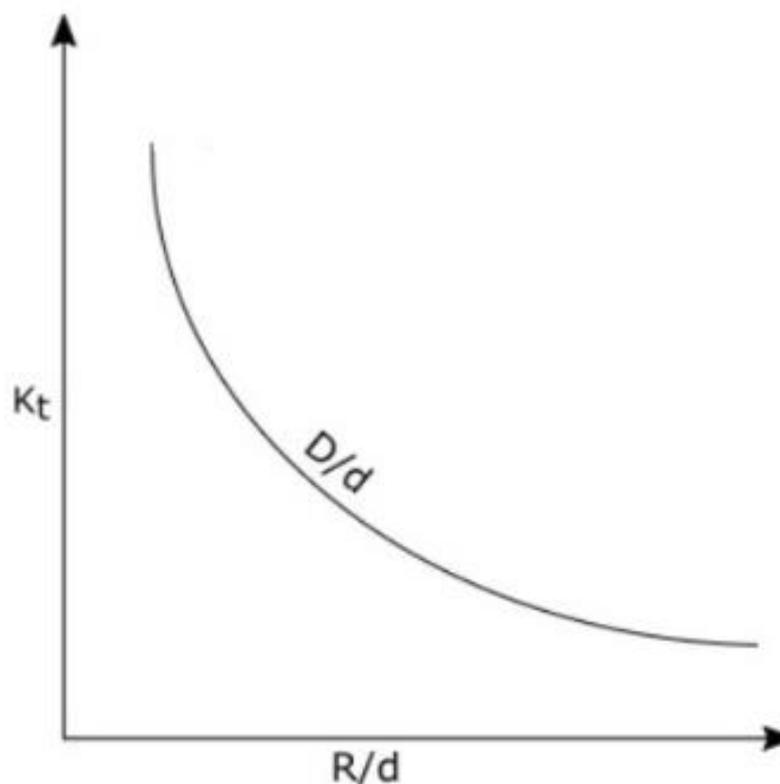
Com o objetivo de analisar a resistência mecânica e ductilidade dos cordões de solda, foram ensaiados em tração corpos de prova com entalhes semicirculares com raio 1 mm em ambos os lados do cordão de solda. A configuração das amostras entalhadas baseou-se no estudo de Niu (2005) sobre o comportamento do duplo entalhe em chapas finas de aço dúctil. Não foi possível obter os corpos de prova com mesma largura (esta variou entre 6 e 8 mm) e, assim, foi necessário calcular o fator de concentração de tensão (K_t) para cada corpo de prova individualmente. O cálculo do fator intensidade de tensão foi realizado com base no estudo de Barrett (1954), para isso foram medidos o raio do entalhe (R), a largura da amostra (D), a menor distância entre os entalhes (d) e a espessura (t). Essas medidas estão ilustradas na figura 50.

Figura 50 - Desenho esquemático das medidas realizadas no corpo de prova de tração entalhado para o cálculo do K_t .



Fonte: Próprio autor

Foram medidos o D , d , R para todos os corpos de prova de tração entalhados. Após foram obtidos os valores de R/d e D/d para cada CDP (tabela 15). O K_t foi obtido diretamente pela leitura de um gráfico de $R/d \times K_t$, como o ilustrado esquematicamente na figura 51.

Figura 51 - Desenho esquemático do gráfico R/d x K_t 

Fonte: Próprio autor

Na tabela 15 é mostrado o K_t obtido para cada corpo de prova testado. Os valores de K_t apresentaram uma leve variação ($2,06 \leq K_t \leq 2,37$), o que indica que os valores de propriedades obtidos no ensaio de tração podem ser comparados para cada cordão de solda.

Tabela 15 – Tabela de d , D , R , D/d , r/d e K_t para todos corpos de prova entalhados.

Parâmetro de solda	$d(mm)$	$D(mm)$	$R(mm)$	D/d	r/d	K_t
P400V0,5 - 1	6,88	8,87	0,99	1,29	0,14	2,24
P400V0,5 - 2	7,62	9,45	0,93	1,24	0,12	2,29
P500V1,25-3	4,81	6,72	0,96	1,4	0,2	2,06
P500V1,25-4	5,44	7,38	0,97	1,36	0,18	2,12
P600V3 - 5	4,94	6,72	0,9	1,36	0,18	2,13
P600V3 - 6	6,2	8,13	0,98	1,31	0,16	2,21
Metal base 1 - 7	8,86	10,74	0,94	1,21	0,11	2,37
Metal base 2 - 8	9,26	11,07	0,91	1,20	0,10	2,36
Metal base 3 - 9	8,43	10,38	0,98	1,23	0,12	2,3

Fonte: Próprio autor

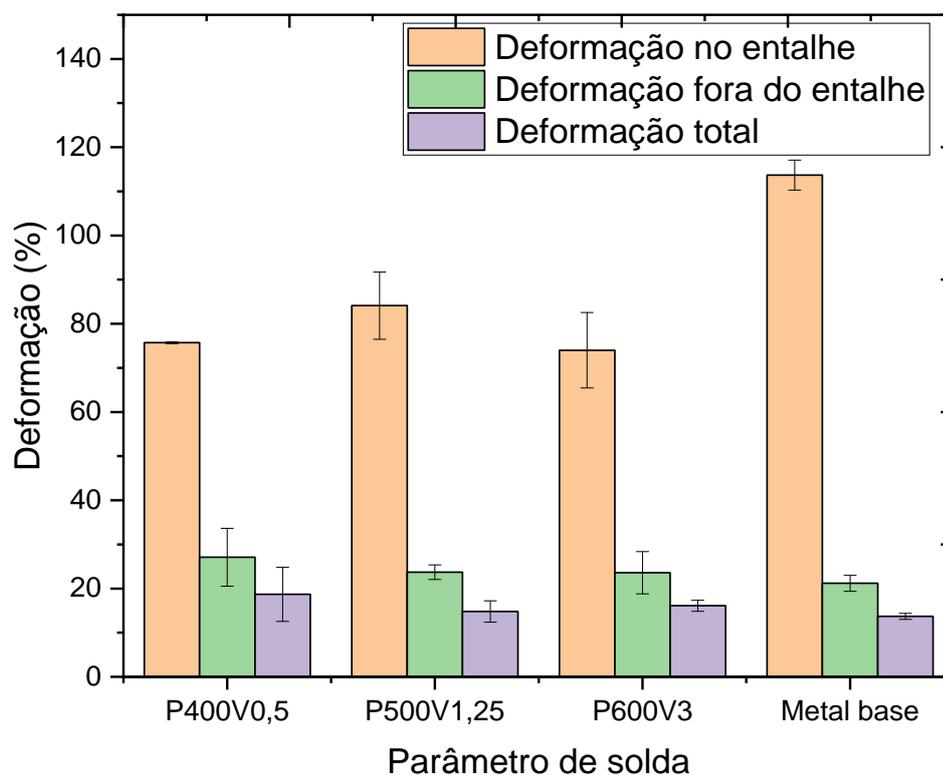
Além das medidas realizadas para o cálculo do Kt, foram medidos também o comprimento da região sem entalhe (X), o comprimento da região entalhada (Y) e o comprimento total do CDP (Z). O desenho esquemático dos comprimentos X, Y, Z está ilustrado na figura 50. Após os ensaio de tração até a fratura dos corpos de prova essas medidas foram refeitas, possibilitando então a obtenção da deformação percentual no entalhe, dada por $\left(\frac{Y_f - Y_i}{Y_i}\right) \times 100$, a deformação percentual fora do entalhe, dada por $\left(\frac{X_f - X_i}{X_i}\right) \times 100$, e a deformação percentual total, dada por $\left(\frac{Z_f - Z_i}{Z_i}\right) \times 100$.

Como visto na figura 52, a deformação na região entalhada foi acentuada, quando comparada com a deformação fora do entalhe para todos os corpos de prova entalhados.

Percebe-se que a deformação no entalhe do metal base foi maior que nos cordões de solda, o que já era esperado devido a fragilização da solda. No entanto a deformação no entalhe dos cordões de solda foram iguais considerando o desvio padrão, não sendo possível determinar a melhor condição de solda por esse teste.

Verifica-se também que a deformação fora da região do entalhe é levemente maior nos corpos de prova soldados, comparada à deformação observada nos corpos de prova do metal base. Isso indica que foram atingidos níveis maiores de tensão nos corpos de prova soldados, resultando em maior deformação plástica na região fora do entalhe (constituída pelo metal base).

Figura 52 – Gráfico das deformações no entalhe, fora do entalhe e total por parâmetro de solda.



Fonte: Próprio autor

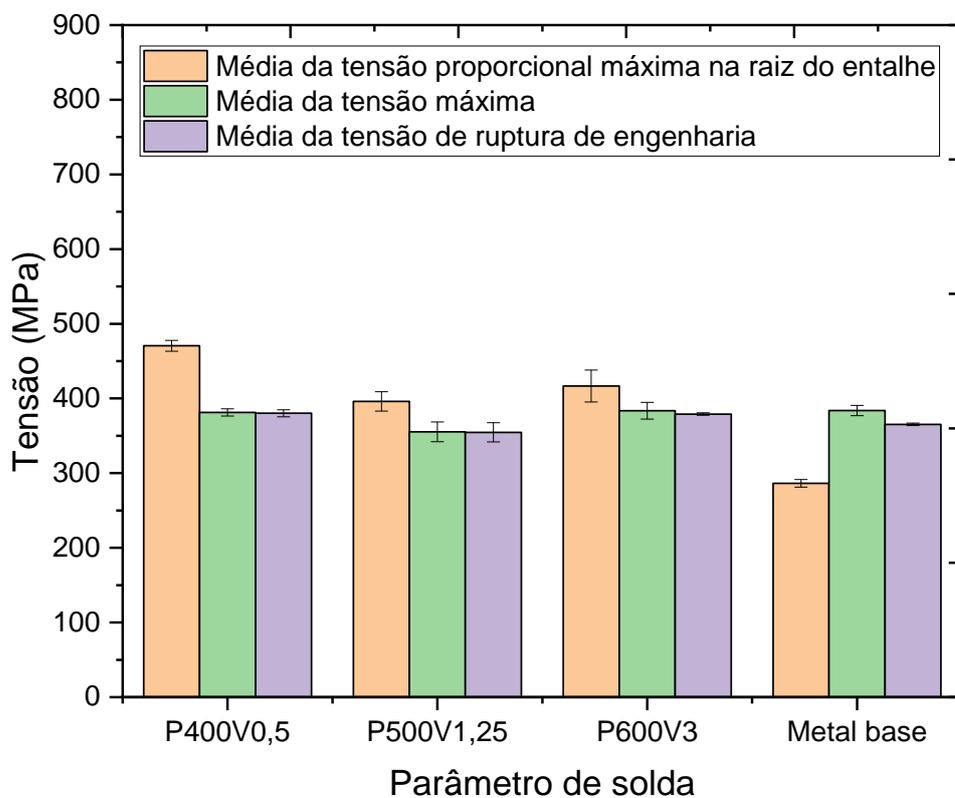
Devido as dimensões reduzidas do corpo de prova entalhado não foi possível o uso de extensômetro, impossibilitando a determinação do módulo de elasticidade do cordão de solda. No entanto, como mostrado na figura 53, foi possível determinar a tensão máxima, a tensão de ruptura e a tensão proporcional máxima na raiz do entalhe, essa última foi obtida dividindo-se a força que estava sendo aplicada no CDP no momento da ruptura pela área da superfície da fratura.

Na figura 53, é possível observar que as respectivas tensões máxima e de ruptura são semelhantes quando comparadas entre si. Apesar das semelhanças ocorreram três diferenças, a primeira no limite de proporcionalidade da condição P400V0,5. Nesse caso o maior valor na tensão proporcional máxima na raiz do entalhe pode ter ocorrido devido a menor velocidade de soldagem, o que aumentou o tempo que peça se manteve aquecida, possibilitando o aumento do tamanho de grão (figura 23) e também maior tempo para a contaminação do cordão de solda, seja por óxidos ou por elementos que ocupam posições intersticiais da liga, como o hidrogênio.

A segunda diferença foi percebida no metal base, em que houve diferença entre a média da tensão de ruptura e da tensão máxima, o que não foi percebido nos cordões de solda. Esse resultado era esperado, uma vez que foi visto na figura 52 que a deformação do metal base no entalhe era maior que nas demais condições.

A terceira diferença está na tensão proporcional máxima na raiz do entalhe do metal base que foi menor quando comparado com as condições de solda ensaiadas. Esse resultado está relacionado com a tensão proporcional máxima, uma vez que, a tensão proporcional máxima na raiz do entalhe mede a resistência do material a deformar plasticamente. Dessa maneira como o entalhe induziu à fratura no cordão de solda, sendo essa uma região com maior tensão e susceptível a contaminação por elementos intersticiais e óxidos. Tal Contaminação fragiliza a solda, fazendo com que a deformação plástica se inicie com tensões maiores.

Figura 53 - Gráfico das tensões médias máxima, de ruptura de engenharia e limite de proporcionalidade por parâmetro de solda.



Fonte: Próprio autor

As imagens da figura 54 foram obtidas por estereoscopia com ampliação de 8X. As imagens da vista superior da fratura se apresentam na figura 54 do lado esquerdo, e as imagens da vista inferior da fratura estão à esquerda. Além disso as amostras entalhadas mostradas na imagem foram P400V0,5, P500V1,25, P600V3 respectivamente de cima para baixo. Essas macrografias objetivaram observar se o entalhe, que atuou como concentrador de tensão, proporcionou a fratura no cordão de solda ou não.

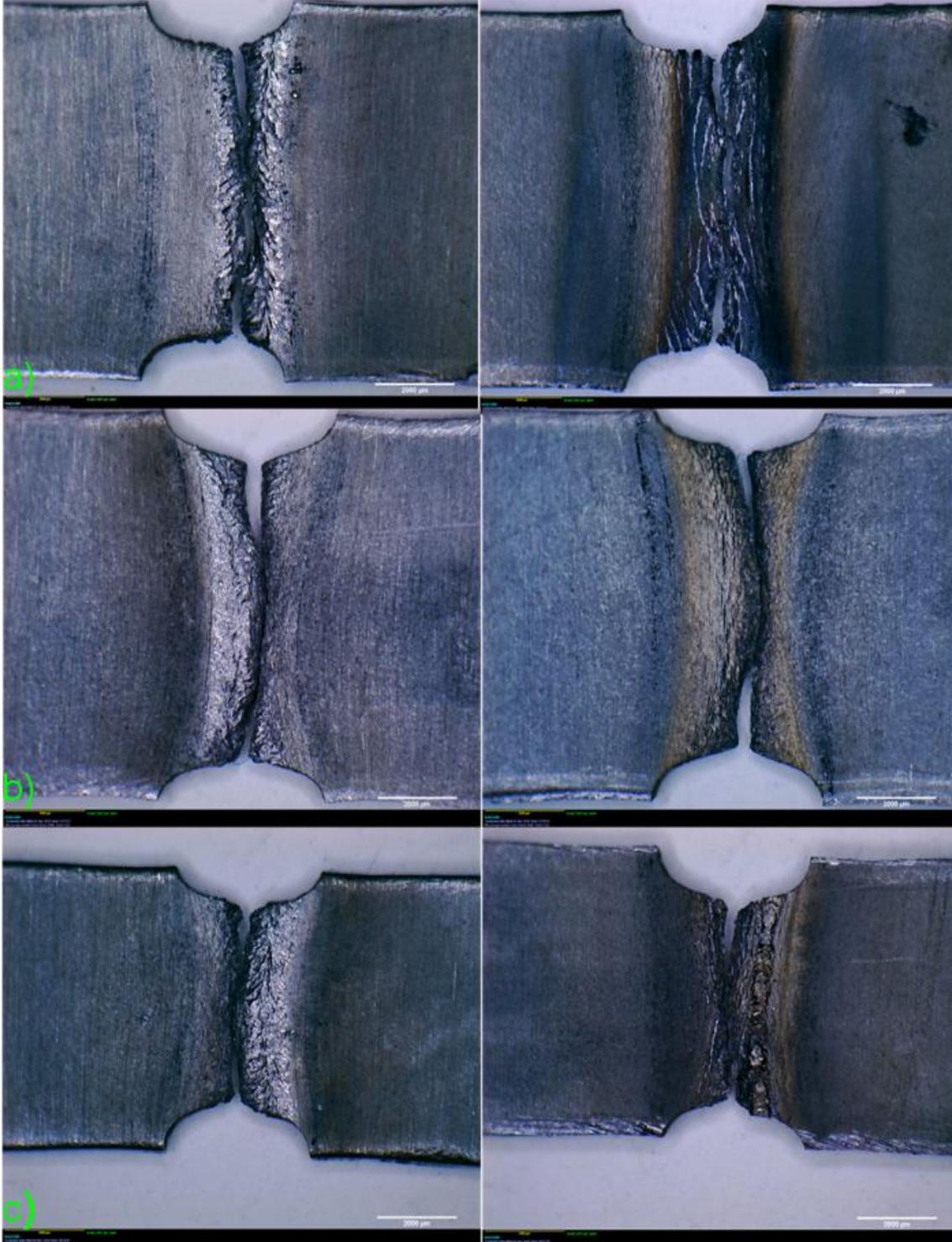
Na condição P400V0,5 percebe-se que o entalhe proporcionou a fratura na solda, na vista inferior nota-se microtrincas na região da zona termicamente afetada. Observando o cordão P500V1,25 nota-se uma fratura que iniciou no cordão de solda dos dois lados, até que ocorreu um desvio da fratura para a ZTA na região central do corpo de prova. Nessa condição pode-se perceber microtrincas na vista inferior apenas na ZTA da região central. Já no cordão P600V3 a fratura ocorreu na ZTA, e foram observadas microtrincas na ZTA da vista inferior.

Na figura 55, estão mostradas as imagens feitas no microscópio eletrônico de varredura obtidas por elétrons retroespalhados, para observação da topografia da superfície fraturada. A fim de facilitar a comparação da superfície de fratura foi usado uma ampliação menor (60X) para todas as condições, de forma que abrangesse a maior área de fratura. As micrografias estão dispostas na figura 55 de cima para baixo na respectiva ordem das amostras: Metal base, P400V0,5, P500V1,25 e P600V3.

No caso do metal base, visto anteriormente na figura 48, a superfície de fratura apresentou grande deformação plástica antes de se romper. A região final da fratura é notada pela linha central bem definida na região central da amostra, semelhante a um gume de faca (figura 48). Na micrografia do cordão P400V0,5 foi possível perceber grande deformação plástica, no entanto a linha central não foi tão bem definida como a do metal base, uma vez que ela é cortada por várias regiões elipsoides que denotam fratura frágil naquela região. Para a amostra P500V1,25 nota-se a diferença topográfica vista na figura anterior (figura 54), uma vez que na borda superior da fratura é possível observar uma superfície brilhosa, o que indica a fratura frágil nesse local. A última micrografia da figura 55 refere-se ao

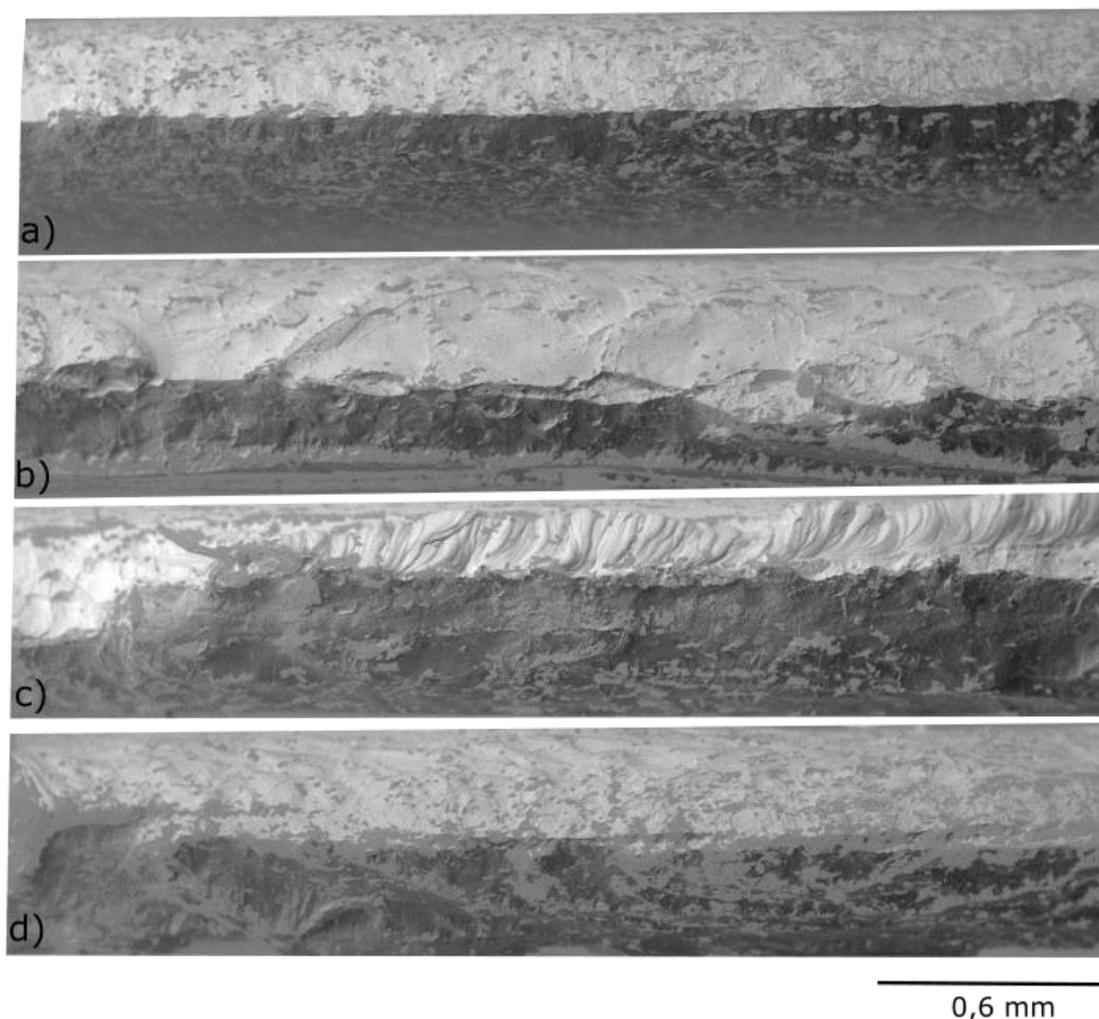
cordão P600V3, o qual apresentou uma fratura predominantemente dúctil, no entanto como visto na figura 54, a fratura ocorreu na zona termicamente afetada.

Figura 54 - Comparação da fratura das amostras entalhadas, vista superior à direita e à esquerda a vista inferior. Os cordões mostrados são a) P400V0,5, b) P500V1,25 e c) P600V3.



Fonte: Próprio autor

Figura 55 - MEV por elétrons retroespalhados da superfície de fratura do metal base (a), b) P400V0,5, c) P500V1,25 e d) P600V3 na respectiva ordem de cima para baixo.

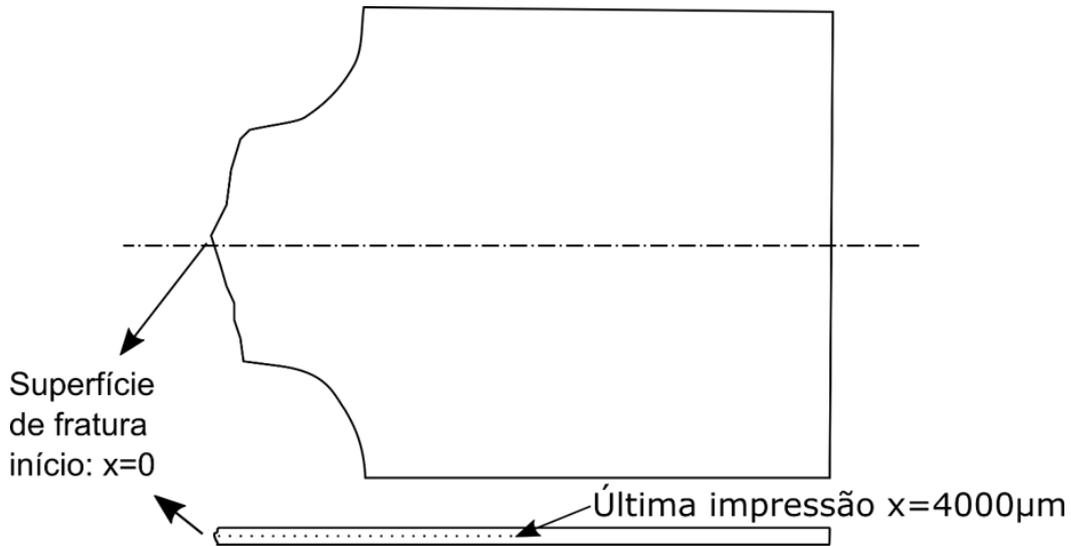


Fonte: Próprio autor

5.7.4 Perfil de dureza dos corpos de prova com entalhe após a fratura

Após o ensaio de tração, foi realizado o ensaio de dureza do corpo de prova fraturado, o qual foi cortado ao meio, como indicado pela linha tracejada na figura 56. Sendo a dureza no centro da região cortada analisada ao longo de uma linha longitudinal partindo da superfície da fratura em direção ao metal base (figura 56).

Figura 56 - Desenho esquemático do corte realizado no CDP entalhado após a fratura. Abaixo são mostradas as medidas de dureza da superfície de fratura ($x=0$) até o metal base ($x=4000\mu\text{m}$).



Fonte: Próprio autor

Pode-se então construir o perfil de dureza (figura 57), o qual apresenta a dureza de todos cordões ensaiados por tração com CDP entalhado versus distância da região fratura. A distância aumenta à medida que se afasta do local fraturado.

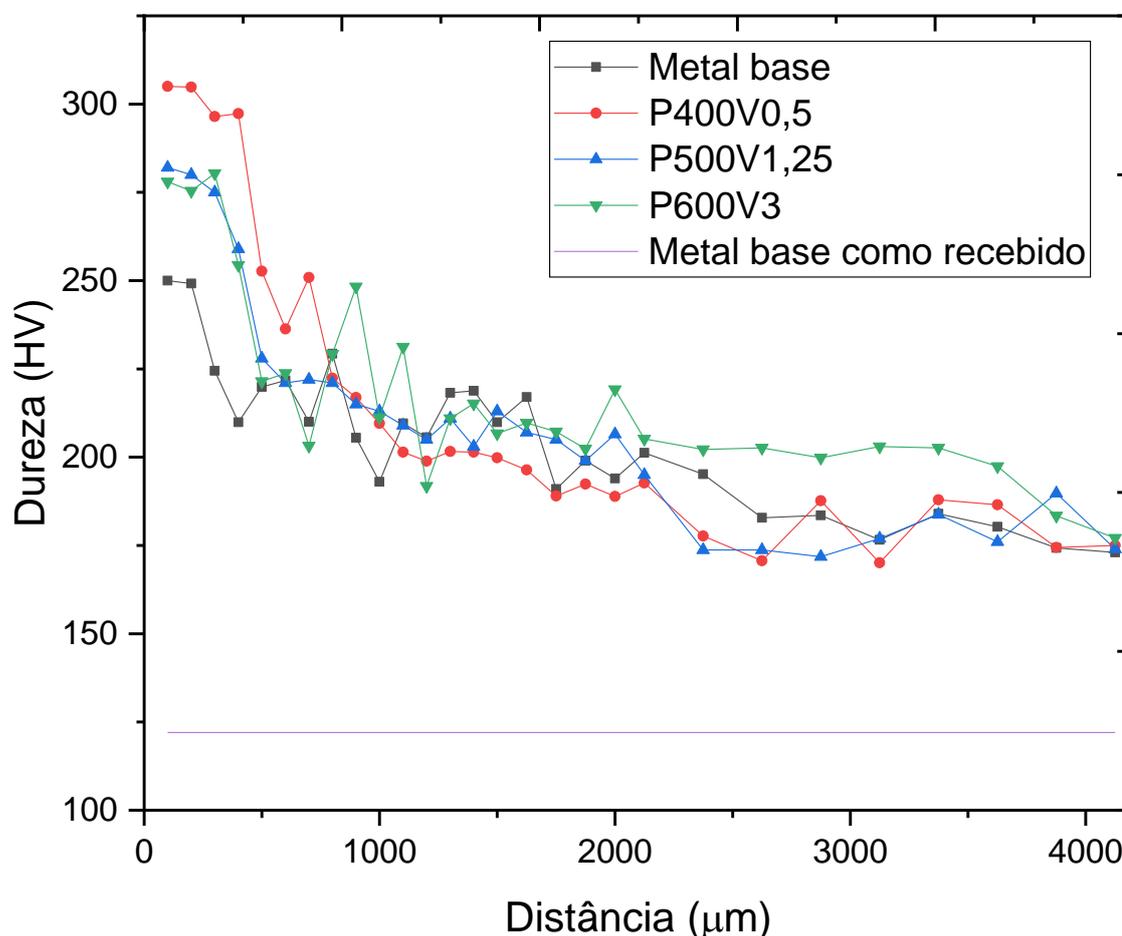
É possível observar que na região próxima a fratura ocorre um aumento acentuado da dureza para as condições soldadas, o que não é observado para o metal base. A dureza na região entalhada é maior que na região fora do entalhe devido à maior deformação que ocorre nessa região, e conseqüentemente maior encruamento.

Comparando os cordões de solda percebe-se que a dureza no cordão de solda é maior na condição P400V0,5, chegando a 310 *HV*, cerca de 30 *HV* maior que nas outras condições soldadas.

Já os cordões de solda P500V1,25 e P600V3 apresentaram comportamentos semelhantes e com durezas na região do cordão de solda próximas de 280 *HV*. Pode-se inferir então que no ensaio de microdureza os cordões P500V1,25 e P600V3 obtiveram melhores resultados que o cordão P400V0,5.

Considerando o erro intrínseco do microdurômetro de 5%, pode-se perceber também que o metal base e os cordões de solda apresentaram durezas estatisticamente iguais a partir da distância de 3500 μm . No entanto essas durezas são cerca de 50% maiores que a dureza inicial do metal base de $122 \pm 8 HV$, mostrada na tabela 7, isso deve-se ao encruamento do metal base após o ensaio. A partir dessa informação pode-se confirmar que além da deformação no entalhe ocorreu também deformação fora do mesmo no metal base.

Figura 57 - Perfil de dureza após a fratura na condição entalhada para metal base, P400V0,5, P500V1,25 e P600V3, comparada a dureza do metal como recebido.



Fonte: Próprio autor

6 CONCLUSÕES

Tendo em vista os objetivos propostos para a realização desse trabalho de dissertação, bem como as condições de produção de amostras e as caracterizações realizadas, pode-se concluir que:

O gás argônio com fluxo de 10 *l/min* é eficiente como gás de proteção impedindo a formação de óxidos no cordão soldado a laser.

No cordão soldado a laser sem gás de proteção ocorreu a presença de óxidos que fragilizaram o mesmo. Isso evidencia a importância do gás de proteção na soldagem a laser.

Nota-se também que todos cordões de solda sem sangria apresentaram perfil de dureza linear, tanto na região fundida como no metal base, o que pode ser indicativo da qualidade desses cordões.

Já os cordões de solda com sangria pronunciada tiveram um acréscimo de dureza na zona fundida, além da presença de poros e trincas em alguns desses cordões.

As análises macroestruturais e microestruturais, além dos testes de dureza iniciais, permitiram comparar os resultados de cada cordão na carta de processo. Por meio da carta de processo foram escolhidos os cordões de solda: P400V0,5, P500V1,25 e P600V3.

Conclui-se também que no ensaio de tração inicial os corpos de prova romperam no metal base, distante do cordão de solda, o que é forte indício da boa qualidade do cordão soldado.

Pode-se notar no ensaio de dobramento à 180° que nenhum cordão fraturou, sendo apenas o comportamento do cordão P400V0,5 destoante do metal base, já que foram identificadas ranhuras paralelas ao cordão de solda.

Os resultados do ensaio de tração com entalhe e do ensaio de dureza após a fratura do mesmo permitem confirmar que o cordão P400V0,5 apresentou maior fragilização do cordão de solda. Enquanto que os cordões P500V1,25 e P600V3

apresentaram respostas aos ensaios mecânicos semelhantes entre eles e superiores ao cordão P400V0,5.

Em suma, ao final de todos ensaios os parâmetros P500V1,25 e P600V3 se mostraram eficientes para a realização da soldagem de chapas finas de $Ta - 2,5W$. Sendo a condição P600V3 a mais interessante na indústria devido a maior velocidade do processo.

REFERÊNCIAS

ASM. **Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials**. 10. ed. [s.l.] ASM International, 1990.

ATI. **Tantalum alloys**. Disponível em: https://www.atimetals.com/Products/Documents/datasheets/niobium-hafnium-tantalum-vanadium/tantalum/tantalum_alloy_rev3_tds_en_2_v1.pdf. Acesso em: 25 maio 2018.

B708-12, A. **ASTM B708 - 12 standard specification for tantalum and tantalum alloy plate, sheet, and strip**. Disponível em: <https://www.astm.org/Standards/B708.htm>. Acesso em: 25 mar. 2018.

BARRETT, A. J. Stress concentration design factors. R. E. Peterson. John Wiley Inc., New York, and Chapman & Hall, London, 1954. 155 pp. Illustrated, Charts. 68s. **The Journal of the Royal Aeronautical Society**, v. 58, n. 527, p. 117–120, 28 nov. 1954.

BRACARENCE, A. . **Processo de soldagem TIG – GTAW**. UFMG, 2000.

BRIANT, C. L.; LASSILA, D. H. The effect of tungsten on the mechanical properties of tantalum. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 121, n. 2, p. 172, 2008.

CARDONNE, S. M.; KUMAR, P.; MICHALUK, C. A.; SCHWARTZ, H. D. Tantalum and its alloys. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 13, n. 4, p. 187–194, jan. 1995.

CHANELIERE, C.; AUTRAN, J. L.; DEVINE, R. A. B.; BALLAND, B. Tantalum pentoxide (Ta₂O₅) thin films for advanced dielectric applications. **Materials Science and Engineering R: Reports**, v. 22, n. 6, p. 269–322, 1998.

CHEN, S. R.; GRAY, G. T. Constitutive behavior of tantalum and tantalum-tungsten alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 27 A, n. 10, p. 2994–3006, 1996.

DAVIS, J. R. **Corrosion of Weldments**. [s.l.] ASM International, 2006.

DBC. **Soldagem tig**, 2018 Disponível em: http://guias.oxigenio.com/wp-content/uploads/2014/02/processo_de_soldagem_tig_500pixels1.jpg Acesso em: 25 maio 2018.

ELMER, J. W., A.S.WU, T. D. Laser weld geometry and microstructure of cast uranium-6 wt% niobium alloy. **Journal of nuclear materials**, p. 224–237, 2019.

FIRMETAL. **Ta-2,5W**, 2018 Disponível em: <http://www.firmetal.com/tantalum/tantalum-2.5tungsten.html>. Acesso em: 25 maio 2018.

GAGNON, S. **It's elemental - the element tungsten**, 2018. Disponível em: <https://education.jlab.org/itselemental/ele074.html>. Acesso em: 25 mar. 2018.

GIRARD, K.; JOUVARD, J. M.; NAUDY, P. Study of voluminal defects observed in laser spot welding of tantalum. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 33, n.

21, p. 2815–2824, 2000.

GOIA, F. **Endurecimento da superfície do aço ferramenta vc131 utilizando laser a fibra**. Dissertação (Mestrado em Física e Química dos Materiais Aeroespaciais) - ITA, São José dos Campos, 2010.

ION, J. **Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application**. [s.l.] Elsevier, 2005.

KANNATEY-ASIBU, E. **Principles of laser materials processing**. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2009.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2nd ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2002.

KOVACS, T. laser welding process specification base on welding theories. **Procedia Manufacturing**, v. 22, p. 147–153, 2018.

KRASKO, G. **Effect of metalloid impurities on grain boundary stability in tantalum**. ARL, 1996.

KRISHNAN, R. Ta-W (tantalum-tungsten). binary alloy phase diagrams. 2nd. ed. **ASM International Materials**, v. 3, p. 3438–3439, 1990.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 6th ed. [s.l.] George Allen & Unwin LTD, 1999.

MACHADO, I. . **Soldagem e técnicas conexas: processos**. Porto Alegre: editado pelo autor, 1996. Disponível em: http://joinville.ifsc.edu.br/~leonidas/soldagem/livro_completo.pdf. Acesso em: 20 maio. 2019.

MÁXIMO, A. **Comparação entre a soldagem de chapas finas de tântalo e monel 400 com laser pulsado de ND:YAG e com laser contínuo de fibra**. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais)- Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015.

MODENESI, P., MARQUES, P., SANTOS, D. **Introdução à metalurgia da soldagem**. UFMG, 2012.

NEVES, M. D. M.; LOTTO, A.; BERRETTA, J. R.; ROSSI, W. DE; PIVETA, A. C. G.; RICCI, W. A.; MONTANDON, A. A. B.; NAGLE, M. M. Análise metalográfica do titânio puro submetido à soldagem laser Nd: YAG e TIG. **Soldagem e Inspecao**, v. 14, n. 2, p. 104–113, 2013.

NIU, L.; TAKAKU, H.; KOBAYASHI, M. Tensile fracture behaviors in double-notched thin plates of a ductile steel. **ISIJ International**, v. 45, n. 2, p. 281–287, 2005.

OLSON, D.; MISHRA, B.; WENMAN, W. Welding, brazing and joining of refractory metals and alloys. **Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review**, v. 22, n. 1, p. 1–23, 2007.

ORIENT, N. **Análise química da liga Ta-2,5W**. Shizuishan, 2018.

PALMER, T. A; ELMER, J. W.; PONG, R.; GAUTHIER, M. D. **Welding of vanadium , tantalum , 304L and 21-6-9 stainless steels , and titanium alloys at lawrence livermore national laboratory using a fiber delivered 2 . 2 kW diode pumped CW Nd : YAG laser**. LLNL. 2006.

PONTES, E. **Tântalo**. 2014. Disponível em: <http://www.dnppm.gov.br/dnppm/sumarios/tantalo-sumario-mineral-2014>. Acesso em: 20 maio 2019.

PRITCHARD, D. **Soldering, brazing and welding - a manual of techniques**. [s.l.] Crowood Press, 2001.

RIVA, R.; LIMA, M.S.F.; OLIVEIRA, A. . Soldagem a laser de estruturas aeronáuticas. **Metalurgia & Materiais**, v. 65, p. 48–50, 2009.

ROLO, N.; JESUS, A. DE; LOUREIRO, R.; BEXIGA, M. **Procedimentos de Soldadura de Materiais Exóticos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- Universidade de Coimbra, Coimbra, 2015.

ROWE, C. E. D. The use of tantalum in the process industry. **Journal of Minerals, Metals and Materials Society**, v. 49, n. 1, p. 26–28, jan. 1997.

SANDIM, H. R. Z.; MARTINS, J. P.; PINTO, A. L.; PADILHA, A. F. Recrystallization of oligocrystalline tantalum deformed by cold rolling. **Materials Science and Engineering: A**, v. 392, n. 1–2, p. 209–221, fev. 2005.

STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser Material Processing**. London: Springer London, 2010.

SUN, Z.; PAN, D.; WEI, J. Comparative evaluation of tungsten inert gas and laser welding of az31 magnesium alloy. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 7, n. 6, p. 343–351, 2002.

TEIXEIRA, G. **Análise da Influência dos parâmetros de soldagem sobre a geometria do cordão de solda Depositado Pelo Processo TIG-MAG EM Tandem**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica)- UFRGS, Porto Alegre, 2011.

WAINER, E; BRANDI, S.; MELLO, F. **Soldagem - processos e metalurgia**. São Paulo: Blucher, 2004.

WANDERA, C. Fiber lasers in material processing. **InTech**, v. 2, p. 64, 2016.

YANG, M.; ZHANG, Y.; HUANG, J.; PAN, W.; CHEN, J.; SHAO, Y. The transient behaviours of free surface in a fully penetrated weld pool in gas tungsten arc welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 36, p. 405–416, jun. 2018.

ZHANG, D.; WANG, M.; SHU, C.; ZHANG, Y.; WU, D.; YE, Y. Dynamic keyhole behavior and keyhole instability in high power fiber laser welding of stainless steel. **Optics and Laser Technology**, v. 114, p. 1–9, jan. 2019.

ZHOU, X.; HUANG, Y.; HAO, K.; CHEN, Y. Cracking in dissimilar laser lelding of tantalum to molybdenum. **Optics and Laser Technology**, v. 102, p. 54–59, 2018.