

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

LEONARDO VILELA DE MENEZES CARVALHO

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO NÍQUEL ELETROLÍTICO COMO METAL DE ADIÇÃO
NA SOLDAGEM LASER PULSADO ND:YAG DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX
UNS S32750**

**Ilha Solteira
2021**

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

LEONARDO VILELA DE MENEZES CARVALHO

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO NÍQUEL ELETROLÍTICO COMO METAL DE ADIÇÃO
NA SOLDAGEM LASER PULSADO ND:YAG DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX
UNS S32750**

Trabalho de Graduação apresentado à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP como parte dos requisitos para obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Ilha Solteira
2021

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

C331e Carvalho, Leonardo Vilela de Menezes.
Estudo da influência do níquel eletrolítico como metal de adição na soldagem laser pulsado Nd:YAG do aço inoxidável superduplex UNS S32750 / Leonardo Vilela de Menezes Carvalho. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2021
38 f. : il.

Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2021

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Inclui bibliografia

1. Soldagem. 2. Superduplex. 3. UNS S32750. 4. Laser pulsado Nd:YAG. 5. Níquel.


Raiane da Silva Santos

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA "JÚLIO DE MESQUITA FILHO"

FACULDADE DE ENGENHARIA - CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ATA DA DEFESA – TRABALHO DE GRADUAÇÃO

TÍTULO: Estudo da influência do níquel eletrolítico como metal de adição na soldagem laser pulsado Nd:YAG do aço inoxidável superduplex UNS S32750

ALUNO: Leonardo Vilela de Menezes Carvalho

RA:161050832

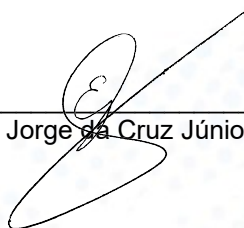
ORIENTADOR: Vicente Afonso Ventrella

Aprovado (X) - Reprovado () pela Comissão Examinadora


Comissão Examinadora:



Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Presidente (Orientador)



Dr. Eli Jorge da Cruz Júnior


Ma. Bruna Berbel Seloto

Ilha Solteira (SP) 22 de novembro de 2021.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço meus pais, José Roberto e Rosemar, por proverem todo suporte necessário para que eu chegasse até aqui.

Agradeço ao meu professor orientador Vicente Ventrella, pelos quase três anos de parceria nos trabalhos. E aos meus colegas de laboratório Bruna, Eli, e Carla, pela imensa ajuda no andamento das pesquisas.

Deixo também meus agradecimentos aos meus amigos de república Allan, Guilherme, Bruno e Luís, por todos os ensinamentos e apoio. Aos meus amigos de turma, Bruno e Luccas, por todos suporte e amizade ao longo da graduação.

Por fim, agradeço à FAPESP pelo apoio financeiro e institucional no projeto 2018/17362-6.

“A persistência é o menor caminho do êxito.”

Charles Chaplin

RESUMO

Este trabalho busca explorar o processo de soldagem no aço inoxidável superduplex UNS S32750. Suas características de alta resistência mecânica e à corrosão o tornam uma excelente opção de material uma vez que as indústrias que o utilizam trabalha sob condições severas, sujeitando os componentes à pressões e temperaturas elevadas, e ao contato com substâncias oxidantes como cloretos, e ácidos. Nesse sentido, busca-se soluções aprimoradas para união do material sem perda de suas características, conduzindo à processos de soldagem sofisticados. Este trabalho então propôs o estudo da adição de níquel em um processo de soldagem a laser pulsado Nd:YAG de duas chapas com solda de topo. É conhecido que o ciclo térmico envolvido em processos de soldagem causa um desequilíbrio na proporção 1:1 de ferrita e austenita no aço em questão, aumentando a quantidade de ferrita; mas sabe-se também que o níquel é um elemento gamagênico, e procurando agregar esses efeitos com as vantagens da soldagem laser, teve-se como objetivo avaliar a influência do níquel no balanceamento de fase do cordão de solda, examinando suas propriedades e verificando a aplicabilidade desse tipo de soldagem para indústria. Resultados apontaram conveniente a utilização do níquel puro como agente de balanceamento da estrutura na soldagem, de forma que a metodologia buscou parâmetros que resultassem na mesma proporção de ferrita e austenita. Dentre os parâmetros utilizados, a folha de níquel de espessura 30 μm apresentou melhor resultado, balanceando a microestrutura, com formação de austenita nas formas alotriomórfica de contorno de grão, intragranular e placas de Widmanstätten, imersa em matriz ferrítica. Todos os testes realizados apresentaram melhora em relação à soldagem autógena, garantindo propriedades mais próximas ao metal base, atingindo então o propósito traçado.

Palavras-chave: Soldagem; Superduplex; UNS S32750; Laser pulsado Nd:YAG; Níquel.

ABSTRACT

This work seeks to explore the welding process in superduplex stainless steel UNS S32750. Its high mechanical and corrosion resistance characteristics make it an excellent choice of material since industries that apply it works under severe conditions, exposing the components to high pressures and temperatures, and oxidizing substances such as chlorides and acids. In this regard, improved solutions are sought for joining this steel without losing its characteristics, leading to sophisticated welding processes. This work then proposed the study of nickel addition in two-plate butt joint welded by Nd:YAG pulsed laser. It is known that thermal cycle present in welding processes causes an imbalance in 1:1 ratio of ferrite and austenite in UNS S32750 steel, increasing the amount of ferrite; but it is also known that nickel is a gammagenic element, and seeking to aggregate these effects with advantages of laser welding, the aim was to evaluate the influence of nickel on phase balancing of weld bead, examining its properties and verifying the applicability of this type of welding to industry. Results showed that the use of pure nickel as a balancing agent for the welding structure was convenient, so that the methodology sought parameters that would result in the same proportion of ferrite and austenite. Among the parameters used, the 30 μm thickness nickel foil showed the best result, balancing the microstructure, with austenite forming as grain boundary allomorphic, intragranular and Widmanstätten plates, immersed in ferritic matrix. All tests performed showed improvement in relation to autogenous welding, ensuring properties closer to the base metal, reaching the outlined purpose.

Keywords: Welding; Superduplex; UNS S32750; Pulsed Nd:YAG laser; Nickel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Componentes básicos do laser	14
Figura 2 – Microdureza das fases em função da temperatura em bicristais ferrita-austenita	16
Figura 3 – Esquema da junta a ser soldada	17
Figura 4 – UW 150A instalada no Laboratório de Soldagem	18
Figura 5 – <i>Setup</i> da máquina de soldagem UW 150A – Registro do visor	19
Figura 6 – Representação esquemática do cordão de solda pulsado	19
Figura 7 – Microscópio óptico estéreo - Zeiss	20
Figura 8 – Cordão de solda - Amostra AUT	21
Figura 9 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra AUT	21
Figura 10 – Região de transição em MEV - Amostra AUT	22
Figura 11 – Estrutura duplex ferrita-austenita do metal base em MEV	22
Figura 12 – Cordão de solda - Amostra Ni60	22
Figura 13 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra Ni60	22
Figura 14 – Região de transição em MEV - Amostra Ni60	23
Figura 15 – Microestrutura do cordão em MEV - Amostra Ni60	23
Figura 16 – Cordão de solda - Amostra Ni50	24
Figura 17 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra Ni50	24
Figura 18 – Região de transição em MEV - Amostra Ni50	24
Figura 19 – Microestrutura do cordão em MEV - Amostra Ni50	24
Figura 20 – Cordão de solda - Amostra Ni40	25
Figura 21 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra Ni40	25
Figura 22 – Microestrutura do cordão em MEV - Amostra Ni40	26
Figura 23 – Região de transição em MEV - Amostra Ni40	26
Figura 24 – Folha de níquel com 30 μm - Amostra Ni30	26
Figura 25 – Cordão de solda - Amostra Ni30	27
Figura 26 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra Ni30	27
Figura 27 – Microscopia óptica da transição cordão de solda/metal base em MEV - Amostra Ni30	27
Figura 28 – Microscopia óptica do interior do cordão de solda em MEV - Amostra Ni30	27
Figura 29 – Morfologia da austenita formada - Amostra Ni30	28
Figura 30 – Desbalanceamento na ZTA mesmo na presença de níquel - Amostra Ni30	29
Figura 31 – Ensaio de microdureza	30

Figura 32 – Microscopia óptica do interior do cordão de solda em MEV - Amostra Ni30	31
Figura 33 – Esquema de corpo de prova para ensaio de tração em chapas . . .	31
Figura 34 – Máquina Universal de Ensaio de Tração – EMIC	32
Figura 35 – Curva tensão x Deformação de engenharia, obtidas do ensaio de tração	32
Figura 36 – Ensaio CPT	34

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição Química (% Massa) do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750	15
Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do AISD UNS S32750	15
Tabela 3 – Especificações da máquina de soldagem laser UW-150A	17
Tabela 4 – Parâmetros estabelecidos na soldagem das amostras e corpos de prova	18
Tabela 5 – Fração volumétrica de ferrita-austenita no cordão de solda	28
Tabela 6 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers para todas as condições de soldagem	30
Tabela 7 – Resultados do ensaio de tração para todas as condições de soldagem	33
Tabela 8 – Resultados do ensaio CPT de acordo com a condição de soldagem	34

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
1.1	Objetivos	12
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	13
2.1	Soldagem Laser pulsada Nd:YAG	13
2.2	Aço Superduplex UNS S32750	14
2.3	Níquel como metal de adição	16
3	MATERIAIS E MÉTODOS	17
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	21
4.1	Microscopia	21
4.1.1	Amostra AUT – Autógena	21
4.1.2	Amostra Ni60 – Folha de níquel com 60 μm	22
4.1.3	Amostra Ni50 - Folha de níquel com 50 μm	23
4.1.4	Amostra Ni40 – Folha de níquel com 40 μm	25
4.1.5	Amostra Ni30 – Folha de níquel com 30 μm	26
4.2	Frações volumétricas da microestrutura	28
4.3	Ensaio de microdureza	29
4.4	Ensaio de tração	31
4.5	Ensaio da temperatura crítica de pite (CPT)	33
5	CONCLUSÕES	36
	REFERÊNCIAS	37

1 INTRODUÇÃO

Entre os processos de soldagem hoje empregados na indústria, o de soldagem laser é um dos que agregam características mais vantajosas tais como produtividade, ótimo acabamento, precisão, penetração, estreita zona afetada pelo calor, e automação (STEEN; MAZUMDER, 2010). Tais atributos vão de encontro à necessidade de indústrias exigentes, como a indústria petrolífera, que trabalha sob ambientes excessivamente agressivos, necessitando alta resistência à corrosão combinada à tenacidade em metais.

Com o avanço dessa indústria nos últimos anos, com prospecção em águas mais profundas, como a camada “Pré-Sal”, surgem também ambientes com maiores concentrações de contaminantes e agentes corrosivos, obrigando a expansão do conhecimento sobre aços inoxidáveis capazes de suportar tais condições, bem como processos de união desses metais capazes de manter suas características (ABINOX, 2019).

Os aços inoxidáveis superduplex possuem alta resistência à corrosão por H_2S , CO_2 , e cloretos, mesmo em altas temperaturas de trabalho; características muito comuns em um ambiente de extração petrolífera em águas marítimas. Seu maior teor de molibdênio e cromo traz uma alta resistência à fragilização por corrosão sob tensão, permitindo temperaturas de trabalho até $150\text{ }^\circ\text{C}$ (ARCALLOYS, 2021). Suas características advêm de sua microestrutura duplex ferrítica-austenítica em proporção volumétrica equalitária, que pode sofrer alteração após processos de soldagem, acarretando na perda de suas características (TAN *et al.*, 2009).

O processo de soldagem laser Nd:YAG pulsado possui características notórias que trazem vantagens em relação aos processos mais convencionais. No contexto de chapas finas, esse processo torna-se uma excelente escolha pois permite um controle preciso do aporte térmico, reduzindo a dimensão da zona termicamente afetada, as tensões residuais, e a presença de descontinuidades (VENTRELLA *et al.*, 2005).

Dessa forma, esse presente trabalho busca a estabilidade das propriedades mecânicas e resistência à corrosão do aço inoxidável superduplex S32750 mediante a aplicação de níquel puro (eletrolítico) como metal de adição durante o processo de soldagem laser, atuando como agente austenitizante.

1.1 OBJETIVOS

Encontrar uma maneira para se adicionar elementos formadores de austenita é importante para validar a aplicação do processo de soldagem laser Nd:YAG aos aços inoxidáveis superduplex, uma vez que as características desse processo dificultam essa adição, por conta das altas taxas de resfriamento, baixo aporte térmico e ciclo rápido.

Este trabalho possui como objetivos avaliar a influência de níquel puro (eletrolítico) na soldagem do aço superduplex UNS S32750 através de uma fonte laser pulsado Nd:YAG, verificando o balanceamento de fase na junta soldada, uma vez que o níquel age estabilizando a austenita e alterando características. Também realizar uma caracterização completa das juntas soldadas com adição de níquel, verificando a aplicabilidade do processo para indústria. Os objetivos específicos são:

- Realizar análises macrográfica e micrográfica do cordão de solda;
- Fazer a caracterização microestrutural no cordão de solda para os corpos de prova adotados;
- Executar ensaio de microdureza Vickers;
- Efetuar ensaio de tração para determinar os limites de resistência;
- Elaborar o ensaio de Temperatura Crítica de Pite para quantificar a resistência à corrosão.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

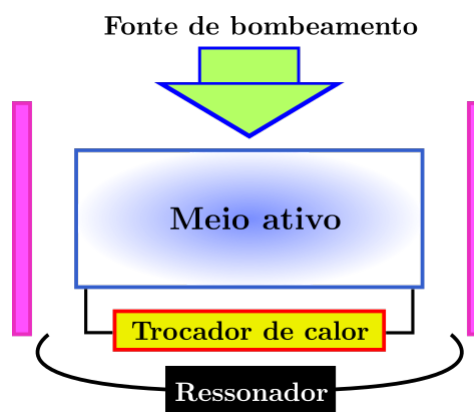
2.1 SOLDAGEM LASER PULSADA ND:YAG

O termo laser (*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*) surgiu pela primeira vez a seis décadas atrás, com sua proposição por Schawlow e Townes (SCHAWLOW; TOWNES, 1958). Trata-se de um fenômeno de emissão de radiação eletromagnética monocromática, coerente e colimada, sendo o rubi o primeiro meio ativo, utilizado por Theodore Maiman (STEEN; MAZUMDER, 2010). Muitos materiais podem ser utilizados para esse fenômeno de emissão, mas apenas alguns possuem poder de emissão expressivo. Os principais lasers utilizados no processamentos de materiais são o dióxido de carbono (CO_2), o monóxido de carbono (CO), ítrio-alumínio-garnet dopado com neodímio (Nd:YAG), vidro dropado com neodímio (Nd:glass), ítrio-alumínio-garnet dopado com itérbio (Yb:YAG), KrF, ArF, XeCl, e diodos como GaAs, GaN, InGaAs (STEEN; MAZUMDER, 2010). Dentre esses, os mais expressivos são o de CO_2 e Nd:YAG, aplicados em processamentos de corte, furação, tratamentos superficial, soldagem (MORATO, 2000).

Um laser possui quatro componentes básicos:

1. **Meio ativo:** pode ser sólido (Nd:YAG, Nd:glass, rubi), líquido (Rodamina 6G, cumarina 102), gasoso (He-Ne, N_2 , CO_2) ou plasma; servindo como um meio para amplificação da luz através da emissão de radiação em alguma faixa do espectro eletromagnético;
2. **Fonte de bombeamento:** responsável pelo bombeamento dos átomos para um estado de maior energia, excitando o meio ativo, tal como uma lâmpada de flash (*flashlamp*);
3. **Ressonador óptico:** responsável por promover a realimentação óptica. Sendo a luz gerada pelo meio ativo, refletida para frente e para trás através do meio.
4. **Trocadores de calor:** responsáveis pelo arrefecimento de todo aparato.

Figura 1 – Componentes básicos do laser



Fonte: Elaboração do autor.

Os lasers de estado sólido, como o Nd:YAG, mantêm seu meio ativo em um cristal dielétrico isolado, aonde o material dopado atinge níveis discretos de energia mais altos em camada eletrônicas vazias, que depois retorna ao seu estado original, liberando radiação eletromagnética (KOECHNER, 2013).

O laser Nd:YAG é o tipo mais comum dentre os de estado sólido, sendo sua fórmula química $\text{Nd:Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, aonde cerca de 1% de Y^{3+} é substituído por Nd^{3+} , caracterizando sua dopagem (KOECHNER, 2013).

De acordo com Modenesi *et al.* (2005) existem algumas variáveis do processo de soldagem a laser que deverão ser tomados cuidados na escolha como:

- Energia do feixe;
- Distância focal;
- Velocidade de soldagem;
- Refletividade das peças;
- Duração do pulso (para equipamentos de laser pulsado).

2.2 AÇO SUPERDUPLEX UNS S32750

Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) possuem microestrutura bifásica de ferrita (δ) e austenita (γ) sendo uma matriz ferrítica com ilhas de austenita em proporções iguais (SOUZA *et al.*, 2011). Entretanto, durante um processo de soldagem, devido ao rápido resfriamento envolvido na maioria dos ciclos térmicos de solda, pode ocorrer desbalanceamento dessa proporção aumentando muito a porcentagem de

ferrita (ZAMBON; BONOLLO, 1994). Para evitar esse desbalanceamento, geralmente utiliza-se metais de adição com 2-4% mais níquel do que o metal base (MUTHUPANDI *et al.*, 2003). Sendo que níquel é responsável por alterar a microestrutura da liga, garantindo maior ductilidade, resistência mecânica, soldabilidade, e tornando o aço não magnético, além do aumento da resistência à corrosão (SEDRIKS, 2001). Na Tab.1 pode-se observar a composição em porcentagem de massa que qualifica um aço inoxidável superduplex UNS S32750, bem como suas propriedades mecânicas na Tab. 2.

Tabela 1 – Composição Química (% Massa) do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750

Elemento	C	Cr	Cu	Mo	Mn	N	Ni	P	S	Si	W
Mínimo	-	24,0	-	3,0	-	0,24	6,0	-	-	0,2	0,5
Máximo	0,03	26,0	0,5	5,0	1,2	0,32	8,0	0,035	0,02	0,8	1,0

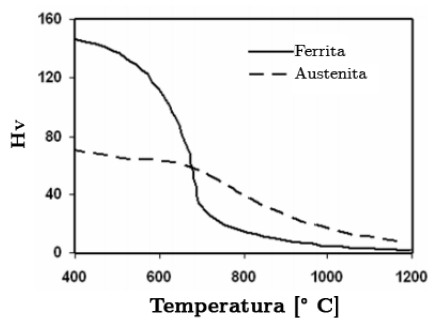
Fonte: Realum (2021)

Tabela 2 – Propriedades Mecânicas do AISD UNS S32750

Aço	Limite Resistência (MPa)	Limite Escoamento (MPa)	Alongamento %	Dureza Vickers Máxima
UNS S32750	800-1000	550	25	290

Fonte: Rossi *et al.* (2013).

A soldagem dos AISD pode gerar, além de uma microestrutura desbalanceada na região do metal de solda, a precipitação de compostos intermetálicos (fase sigma, fase chi, nitretos de cromo, carbonetos de cromo), resultando em uma queda drástica da resistência mecânica e à corrosão. Caso o equilíbrio de fase não seja estabelecido pode-se arruinar as vantagens do aço superduplex sobre os aços inoxidáveis tradicionais. O balanço de fases pode ser modificado através da escolha correta dos parâmetros de soldagem, e através da adição de elementos estabilizadores de fases (TAN *et al.*, 2009). A Fig. 2 demonstra a alteração da dureza da fase ferrita e austenita com a temperatura num trabalho a quente, mostrando a ferrita cerca de 2 a 3 vezes mais mole do que a austenita, alegando uma grande alteração nas propriedades do aço quando desbalanceada sua microestrutura mediante processo de soldagem.

Figura 2 – Microdureza das fases em função da temperatura em bicristais ferrita-austenita

Fonte: Adaptado de Armas e Moreuil (2013).

2.3 NÍQUEL COMO METAL DE ADIÇÃO

O níquel é responsável pela modificação das propriedades mecânicas nos aços inoxidáveis, promovendo a formação e estabilização da austenita, desenvolvendo um aumento considerável na resistência mecânica do aço. O níquel também amplifica a resistência à corrosão geral. A adição desse elemento incrementa o percentual de austenita no metal de solda por elevação de sua temperatura inicial de transformação (BONUTI, 2018).

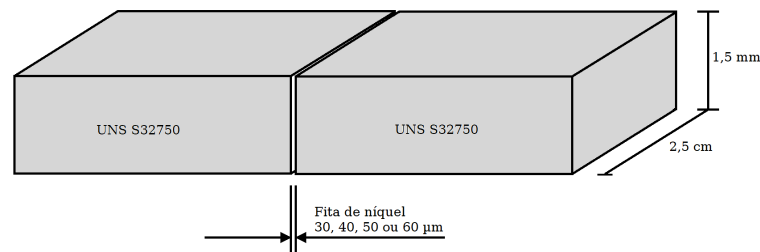
O níquel não é um formador de carbonetos, e geralmente não promove a formação de compostos intermetálicos. Há evidências que a presença de níquel em ligas ferríticas aumenta a resistência geral à corrosão, particularmente em meios como de ácido sulfúrico. O níquel também age no endurecimento por solução sólida, mas é mais benéfico em termos do aumento de dureza em graus martensíticos e ferríticos (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Dessa forma, devido ao processo de soldagem tender a criar um desbalanceamento da estrutura duplex, com maior formação de ferrita, espera-se que o níquel responda através da estabilização da austenita, de maneira que ao fim do processo estabeleça-se uma estrutura de igual proporção, como o metal base.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para preparação das amostras foram utilizadas chapas laminadas de AISD UNS S32750 de espessura nominal 1,5 mm obtidas da empresa Realum¹, que foram cortadas com largura de 25 mm e retificadas em retífica plana, de modo a propiciar soldagem com junta de topo. Também foram preparadas folhas de níquel de mesma largura e altura da chapa, porém, com 30, 40, 50 e 60 μm de espessura. A Fig. 3 ilustra o esquema da junta.

Figura 3 – Esquema da junta a ser soldada



Fonte: Elaboração do autor.

O Laboratório de Soldagem de Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira (FEIS) - UNESP é equipada como uma máquina de soldagem laser da *United Winners* modelo UW 150A, que utiliza como meio ativo o Nd:YAG excitado por luz de criptônio, e realiza soldagem pulsada.

Para execução desse projeto de pesquisa, foi feita a utilização desse equipamento, exposto na Fig. 4, que possui as seguintes especificações contidas na Tab. 3.

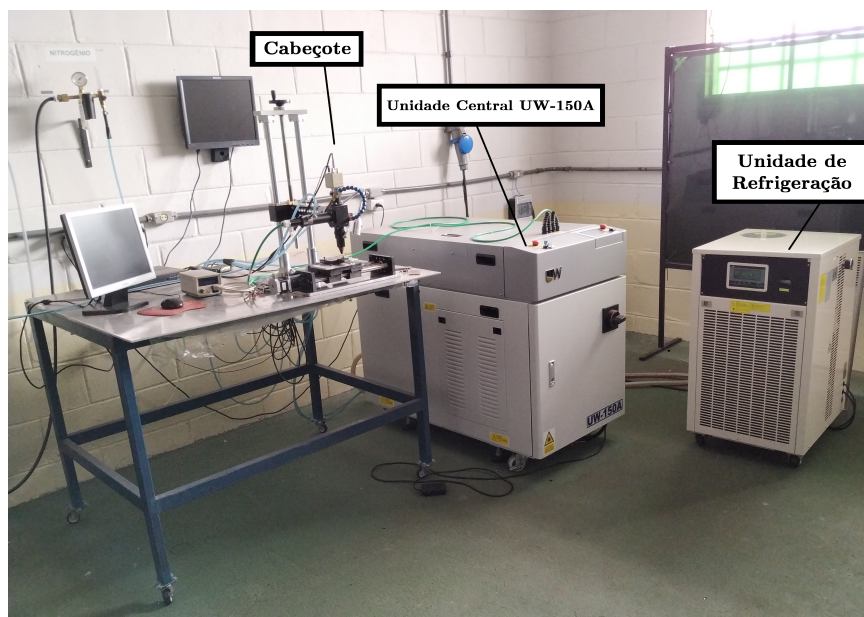
Tabela 3 – Especificações da máquina de soldagem laser UW-150A

Máxima saída	Máxima energia por pulso	Máxima largura do pulso	Máxima frequência de repetição de pulso	Comprimento de onda do laser	Estabilidade da energia
150 W	80 J/pulso	30,0 ms	100 pps	1,064 μm	$\pm 3\%$

Fonte: Winners (2013).

¹ Realum - Soluções em titânio e altas ligas. <http://www.realum.com.br/>

Figura 4 – UW 150A instalada no Laboratório de Soldagem



Fonte: Elaboração do autor.

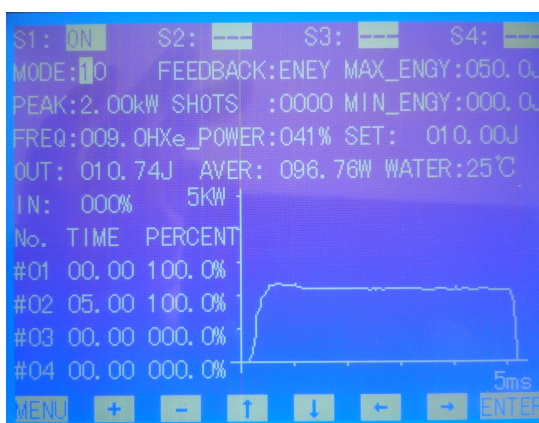
Os parâmetros de soldagem para *setup* da máquina de soldagem precisaram ser definidos, e com base no trabalho de Franzini *et al.* (2017), para uma sobreposição de 90%, aplicou-se os parâmetros ótimos para a espessura da chapa em questão, constando-os na Tab. 4. A Fig. 5 registra o visor da máquina com os parâmetros utilizados, e curva de energia resultante.

Tabela 4 – Parâmetros estabelecidos na soldagem das amostras e corpos de prova

Parâmetro de soldagem	Valor estabelecido
Potência de pico	2,00 kW
Tempo de pico	5,00 ms
Energia do pulso	10,00 J
Frequência	9,00 Hz
Velocidade	1,00 mm/s
Gás de proteção Argônio	20 L/min

Fonte: Elaborado pelo autor.

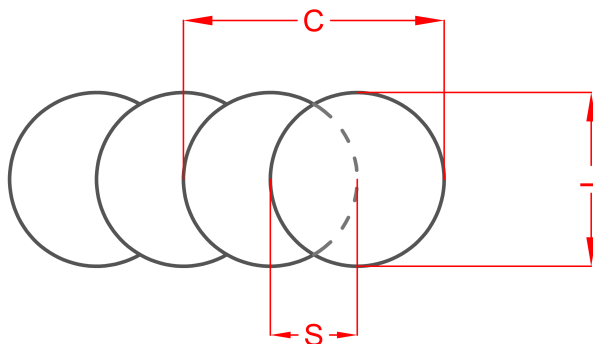
Figura 5 – Setup da máquina de soldagem UW 150A – Registro do visor



Fonte: Elaboração do autor.

A escolha de 90% deve-se ao fato de minimizar a variação da profundidade quando analisado o cordão de solda em corte longitudinal, uma vez que trata-se de uma soldagem pulsada, sendo a frequência calculada dividindo-se a velocidade de soldagem pelo diâmetro do pulso vezes a sobreposição. A Fig. 6 esquematiza a sobreposição entre os pulsos.

Figura 6 – Representação esquemática do cordão de solda pulsado



Sobreposição S, Diâmetro do pulso de solda L, e Comprimento do cordão C.

Fonte: Elaboração do autor.

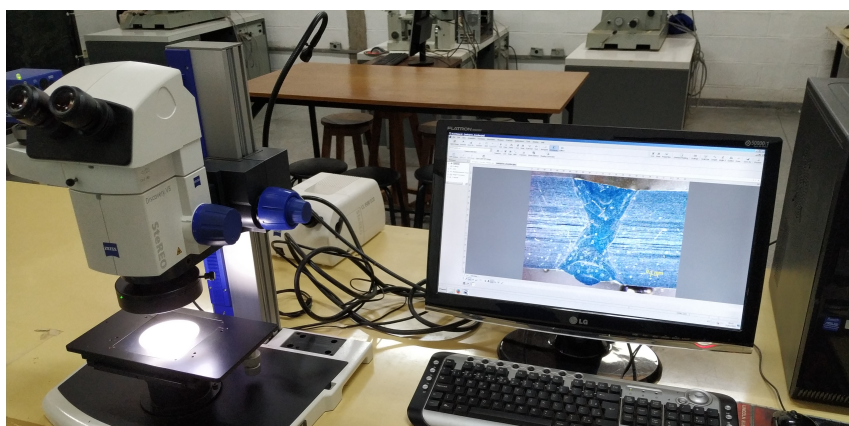
As amostras foram soldadas, e os cordões de solda foram cortados transversalmente com uso de guilhotina, seguido de embutimento em resina acrílica à frio, com identificação. Elas foram então lixadas gradualmente até a lixa de granulometria 1500, seguindo a norma ASTM E3-01 (ASTM, 2001), realizando a rotação em 90° da direção do lixamento a cada troca de grana, realizado após a total remoção das marcas da lixa anterior.

Em seguida, fez-se o polimento com alumina 1,0 μm e 0,5 μm , posteriormente

realizando o ataque químico por imersão com reagente Behara por 20 segundos para revelação da microestrutura.

As amostras foram analisadas em microscópio óptico Estéreo Zeiss modelo Discovery V8, acoplado a um computador com o software “AxioVison”, capaz de fornecer medições, ilustrado pela Fig 7. Foi então avaliada aspectos do cordão de solda, tais como a penetração, largura do cordão e sobreposição.

Figura 7 – Microscópio óptico estéreo - Zeiss



Fonte: Elaboração do autor.

Para fins de nomenclatura, fica definido a amostra com soldagem autógena como AUT, e as amostras com adição de níquel como NiXX, onde XX é a espessura da folha de níquel aplicada.

Através do uso do software de processamento de imagem *ImageJ*, pôde-se quantificar as proporções de ferrita e austenita. As imagens da microestrutura em MEV foram transformadas em preto e branco, onde os pixels pretos eram ferrita e os brancos austenita, e dessa forma, com a função *threshold*, foi feita a quantificação.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

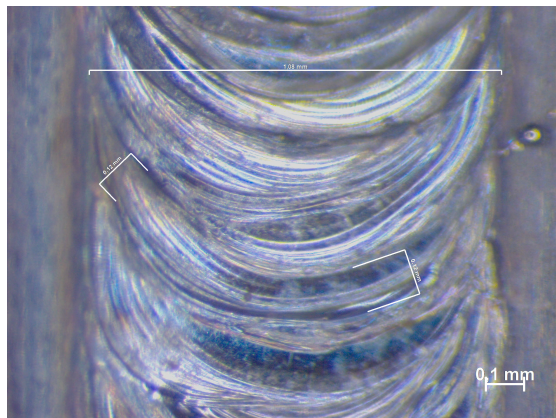
4.1 MICROSCOPIA

4.1.1 Amostra AUT – Autógena

A amostra AUT é resultante da soldagem autógena do aço, ou seja, sem adição de níquel. Essa amostra será tomada como base de comparação às outras que receberam níquel como metal de adição durante a soldagem.

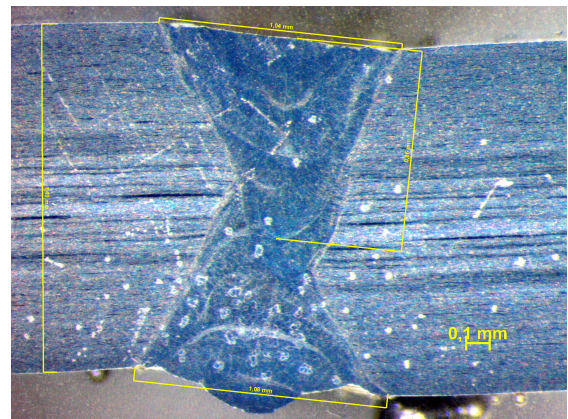
Nota-se da Fig. 8 um cordão de solda limpo e brilhante, de largura 1,08 mm e distância entre as bordas de dois pulsos consecutivos de 0,12 mm, resultando em uma sobreposição de 88,9%, muito próximo ao esperado, aprovando os parâmetros de soldagem no quesito sobreposição 90%. Da Fig. 9, temos uma profundidade de 0,86 mm do cordão de solda, e uma espessura do metal base de 1,49 mm, resultando em uma penetração de 57,7%, suficiente para que os dois cordões se encontrassem, realizando a união completa das chapas, reafirmando os parâmetros de soldagem utilizados.

Figura 8 – Cordão de solda - Amostra AUT



Fonte: Elaboração do autor.

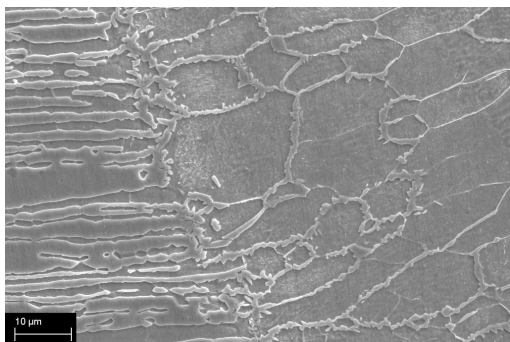
Figura 9 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra AUT



Fonte: Elaboração do autor.

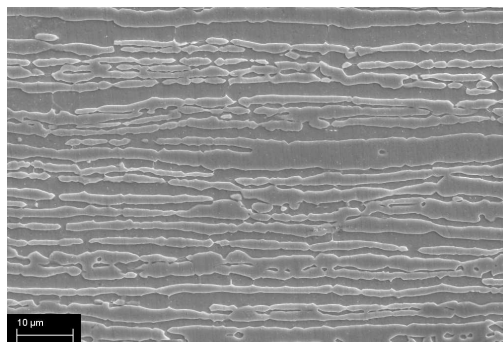
Na Fig. 10 observa-se a região de transição entre o metal base e o cordão de solda, e uma parte interior do cordão. É notória a superioridade da ferrita em proporção à austenita, mudando totalmente a microestrutura e conseqüentemente as propriedades do material. Já segundo a Fig. 11 vemos o metal base, com proporções iguais e textura característica pós laminação.

Figura 10 – Região de transição em MEV - Amostra AUT



Fonte: Elaboração do autor.

Figura 11 – Estrutura duplex ferrita-austenita do metal base em MEV



Fonte: Elaboração do autor.

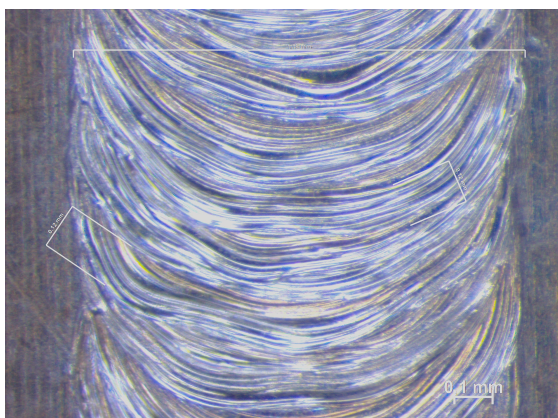
A soldagem autógena da Fig. 10 mostra a austenita em pequena quantidade, na forma alotriomórfica de contorno de grão, e na forma acicular no interior do grão.

4.1.2 Amostra Ni60 – Folha de níquel com 60 μm

A amostra Ni60 é resultante da soldagem do aço com adição da folha de níquel com 60 μm de espessura. Os parâmetros e preparações foram os mesmos da Amostra AUT, gerando os seguintes resultados.

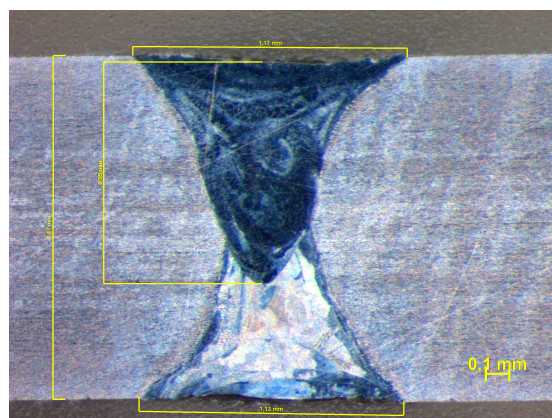
Nota-se da Fig. 12 também um cordão de solda limpo e brilhante, de largura 1,18 mm e distância entre as bordas de dois pulsos consecutivos de 0,12 mm, resultando em uma sobreposição de 89,8%, muito próximo ao esperado, aprovando os parâmetros de soldagem no quesito sobreposição 90%. Da Fig. 13, temos uma profundidade de 0,95 mm do cordão de solda, e uma espessura do metal base de 1,47 mm, resultando em uma penetração de 64,6%, realizando a união completa das chapas e aprovando os parâmetros de soldagem utilizados.

Figura 12 – Cordão de solda - Amostra Ni60



Fonte: Elaboração do autor.

Figura 13 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra Ni60

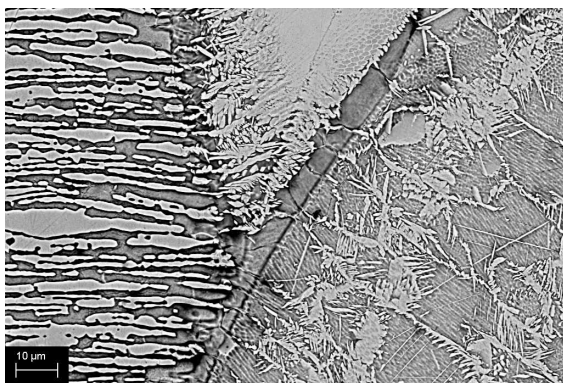


Fonte: Elaboração do autor.

A Fig. 13 ainda mostra uma tentativa sem sucesso de ataque químico além do tempo normal para revelar ambos os cordões de solda, uma vez que o tempo de 20 segundos não foi suficiente. O cordão inferior da figura não revelou nenhuma microestrutura, sendo queimado pelo ácido e exibindo uma coloração escura. Já o cordão superior mostrou sua microestrutura em alguns pontos. A explicação mais coerente para isso é de que a quantidade de níquel utilizada na soldagem foi acima da desejada, e além disso, ocorreu o consumo e fusão majoritária do níquel durante a formação do primeiro cordão, enquanto que para o segundo cordão a quantidade de níquel disponível foi menos expressiva, revelando uma estrutura bifásica, mas com soberania de austenita.

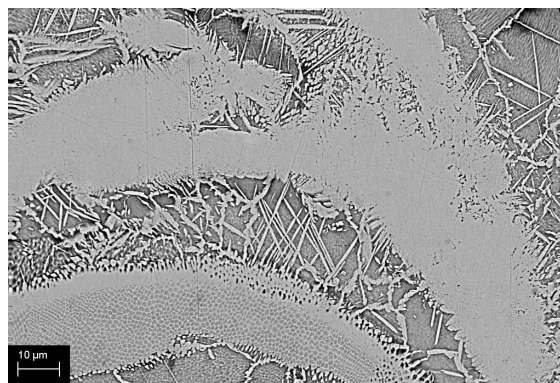
Nota-se na Fig. 14 a transição entre o metal base na esquerda, e o cordão de solda na direita, evidenciando uma nítida presença de austenita (fase clara) em maior quantidade no cordão, porém, uma região com presença majoritária de ferrita (fase escura) na ZTA. Na Fig. 15 é possível observar o interior do cordão, onde fica mais evidenciado, sendo grandes faixas de austenitas intercaladas com uma estrutura bifásica. Conclui-se dessas figuras que essa quantidade de níquel não é satisfatória, e que está em excesso.

Figura 14 – Região de transição em MEV - Amostra Ni60



Fonte: Elaboração do autor.

Figura 15 – Microestrutura do cordão em MEV - Amostra Ni60



Fonte: Elaboração do autor.

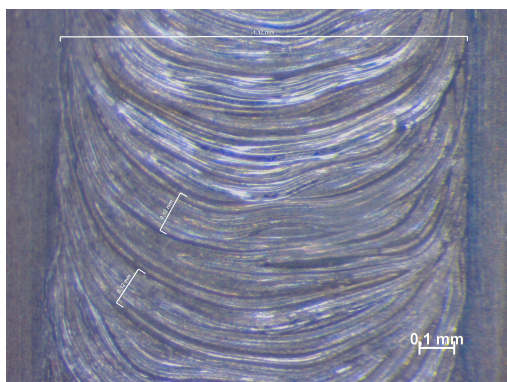
4.1.3 Amostra Ni50 - Folha de níquel com 50 μm

A amostra Ni50 é resultante da soldagem do aço com adição da folha de níquel com 50 μm de espessura. Os parâmetros e preparações foram os mesmos da Amostra AUT, gerando os seguintes resultados.

Nota-se da Fig. 16 também um cordão de solda limpo e brilhante, de largura 1,17 mm e distância entre as bordas de dois pulsos consecutivos de 0,12 mm, resultando em uma sobreposição de 89,7%, muito próximo ao esperado, aprovando

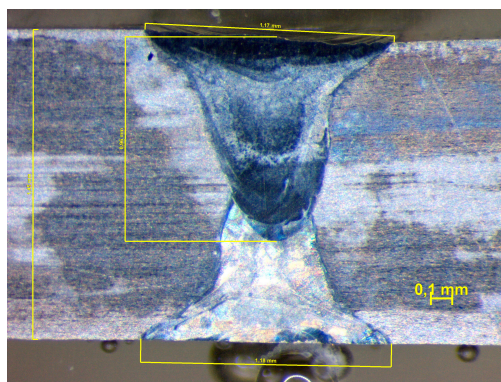
os parâmetros de soldagem no quesito sobreposição 90%. Da Fig. 17, temos uma profundidade de 0,96 mm do cordão de solda, e uma espessura do metal base de 1,45 mm, resultando em uma penetração de 66,2%, realizando a união completa das chapas e aprovando os parâmetros de soldagem utilizados.

Figura 16 – Cordão de solda - Amostra Ni50



Fonte: Elaboração do autor.

Figura 17 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra Ni50

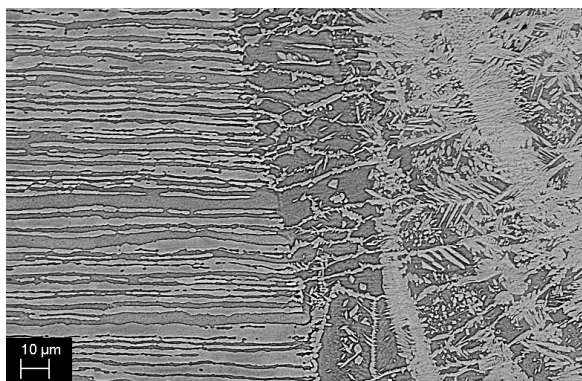


Fonte: Elaboração do autor.

Pela Fig. 17 nota-se que há uma diferença entre os dois cordões de solda, sendo que o cordão inferior não sofreu o ataque químico, conseqüentemente não revelando sua microestrutura. Fato muito parecido ao acontecido na Amostra Ni60, entretanto, com ataque químico normal.

Novamente, na região de transição, há formação majoritária de ferrita na ZTA, e uma estrutura bifásica muito rica em austenita no cordão, como revelam as Figs. 18 e 19. Pode-se dizer que o níquel continuou em excesso.

Figura 18 – Região de transição em MEV - Amostra Ni50



Fonte: Elaboração do autor.

Figura 19 – Microestrutura do cordão em MEV - Amostra Ni50



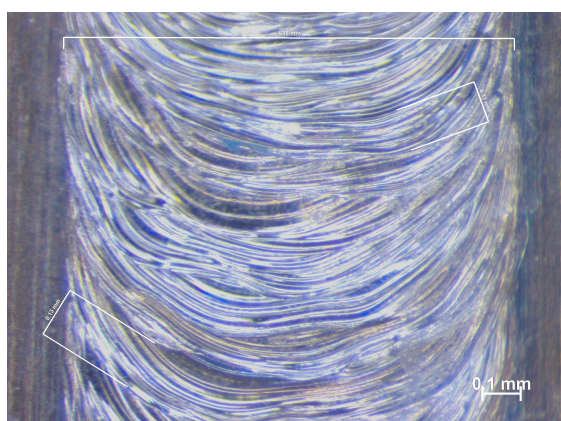
Fonte: Elaboração do autor.

4.1.4 Amostra Ni40 – Folha de níquel com 40 μm

A amostra Ni40 é resultante da soldagem do aço com adição da folha de níquel com 40 μm de espessura. Os parâmetros e preparações foram os mesmos das amostras anteriores, gerando os seguintes resultados.

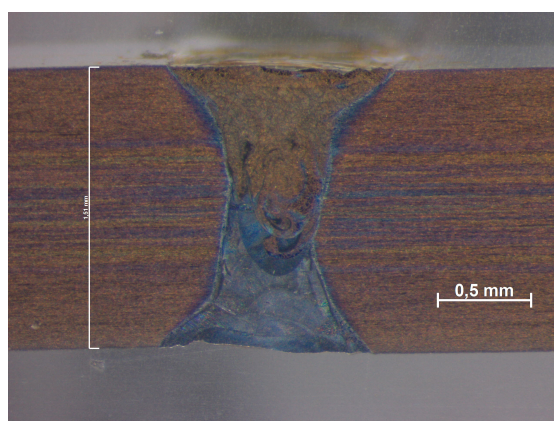
Nota-se da Fig. 20 também um cordão de solda limpo e brilhante, de largura 1,18 mm e distância entre as bordas de dois pulsos consecutivos de 0,12 mm em média, resultando em uma sobreposição de 89,8%, muito próximo ao esperado, aprovando os parâmetros de soldagem no quesito sobreposição 90%. Da Fig. 21, temos uma profundidade de 1,12 mm do cordão de solda, e uma espessura do metal base de 1,50 mm, resultando em uma penetração de 74,6%, realizando a união completa das chapas e aprovando os parâmetros de soldagem utilizados.

Figura 20 – Cordão de solda - Amostra Ni40



Fonte: Elaboração do autor.

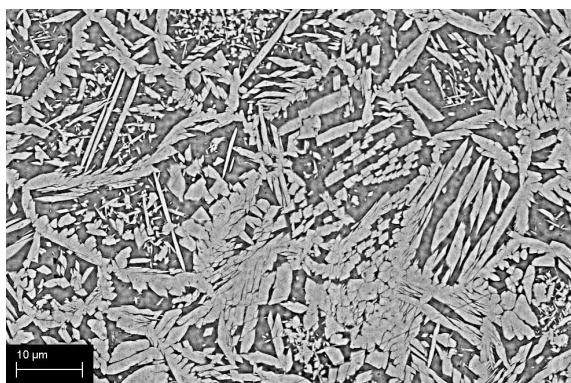
Figura 21 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra Ni40



Fonte: Elaboração do autor.

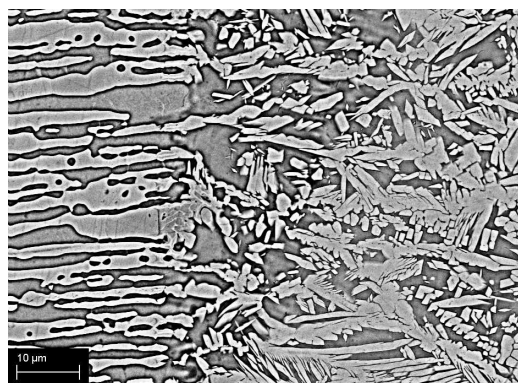
Na Fig. 22 é visualizada uma microestrutura melhor distribuída do que as anteriores, porém a fase clara de austenita em proporção ligeiramente superior. Dessa forma, a quantidade de níquel foi reduzida novamente, gerando a amostra Ni30. Da Fig. 23 nota-se uma transição mais suave, mas ainda assim com ilhas de ferrita na ZTA.

Figura 22 – Microestrutura do cordão em MEV - Amostra Ni40



Fonte: Elaboração do autor.

Figura 23 – Região de transição em MEV - Amostra Ni40

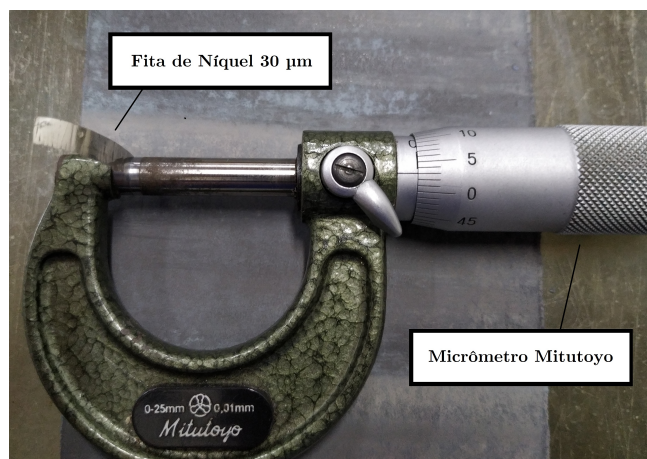


Fonte: Elaboração do autor.

4.1.5 Amostra Ni30 – Folha de níquel com 30 μm

A amostra Ni30 é resultante da soldagem do aço com adição da folha de níquel com 30 μm de espessura. Os parâmetros e preparações foram os mesmos utilizados anteriormente. A Fig. 24 mostra a espessura de 30 μm a ser utilizada na soldagem da Amostra Ni30.

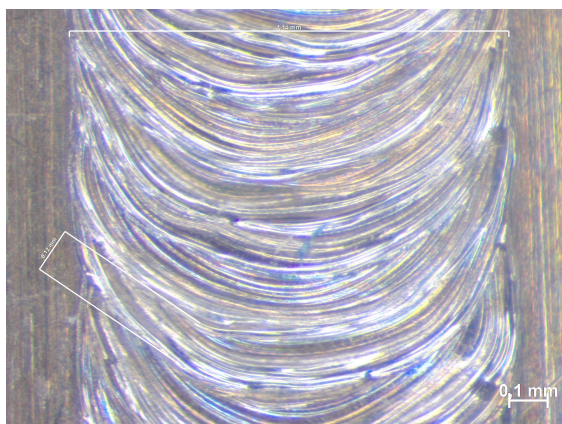
Figura 24 – Folha de níquel com 30 μm - Amostra Ni30



Fonte: Elaboração do autor.

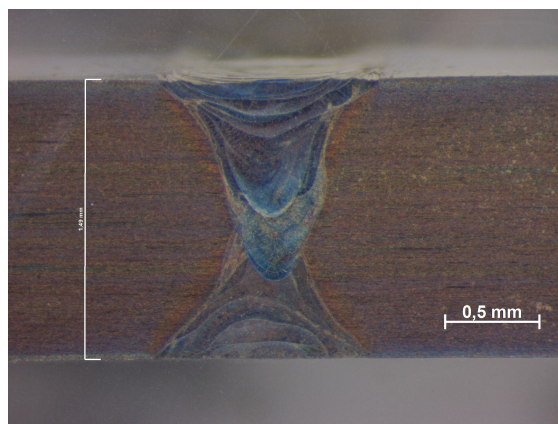
Nota-se da Fig. 25 também um cordão de solda limpo e brilhante, de largura 1,14 mm e distância entre as bordas de dois pulsos consecutivos de 0,12 mm em média, resultando em uma sobreposição de 89,5%, muito próximo ao esperado, aprovando os parâmetros de soldagem no quesito sobreposição 90%. Da Fig. 26, temos uma profundidade de 1,09 mm do cordão de solda, e uma espessura do metal base de 1,49 mm, resultando em uma penetração de 73,2%, realizando a união completa das chapas e aprovando os parâmetros de soldagem utilizados.

Figura 25 – Cordão de solda - Amostra Ni30



Fonte: Elaboração do autor.

Figura 26 – Corte Transversal do Cordão de Solda - Amostra Ni30

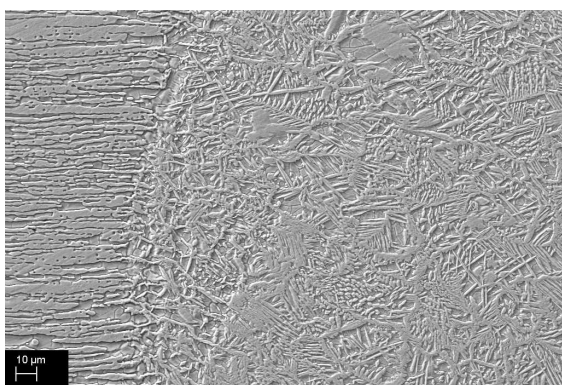


Fonte: Elaboração do autor.

Na Fig. 27 podemos observar tanto o metal base, quanto o cordão de solda, apresentando proporções próximas de ferrita e austenita. O níquel de 30 μm mostrou-se efetivo na supressão do desbalanceamento devido ao processo de soldagem. As quantificações serão apresentadas na seção 4.2.

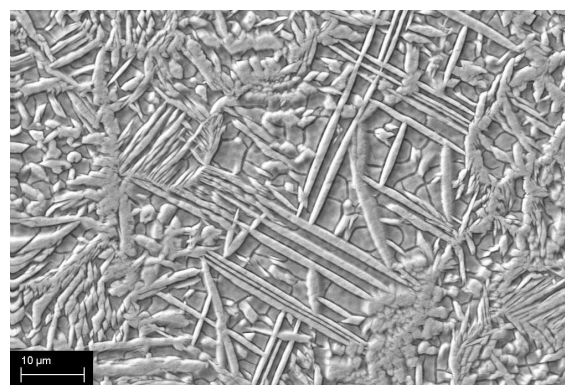
Da Fig. 28 podemos observar a morfologia da microestrutura formada devido ao processo de soldagem, com a influência do elemento níquel pela adição da folha de 30 μm .

Figura 27 – Microscopia óptica da transição cordão de solda/metal base em MEV - Amostra Ni30



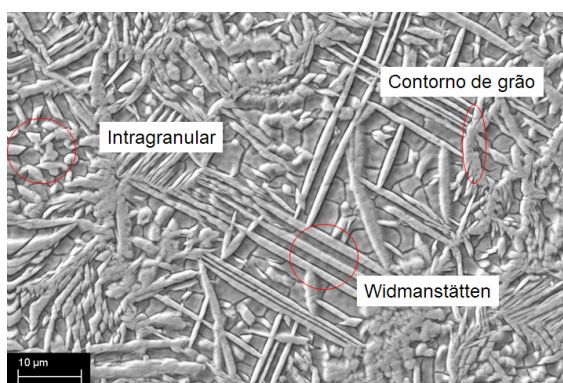
Fonte: Elaboração do autor.

Figura 28 – Microscopia óptica do interior do cordão de solda em MEV - Amostra Ni30



Fonte: Elaboração do autor.

A morfologia é indicada pela Fig. 29. Nota-se austenita no interior do grão (intragranular), que advém de taxas de resfriamento menores, e também nas formas alotriomórficas de contorno de grão, e placas de Widmanstätten crescentes do interior do grão em direção aos contornos, que decorrem da alta taxa de resfriamento imposta pelo processo de soldagem laser, conciliado ao níquel (OHMORI *et al.*, 1995).

Figura 29 – Morfologia da austenita formada - Amostra Ni30

Fonte: Elaboração do autor.

4.2 FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DA MICROESTRUTURA

Através do software *ImageJ*, foram quantificadas as proporções de ferrita e austenita, gerando resultados conforme apresentada na Tab. 5.

Tabela 5 – Fração volumétrica de ferrita-austenita no cordão de solda

Condição	Ferrita %	Austenita%
Metal Base	50*	50*
AUT	91,4	8,6
Ni30	55,5	44,5
Ni40	42,8	57,2
Ni50	37,1	62,9
Ni60	32,6	67,4

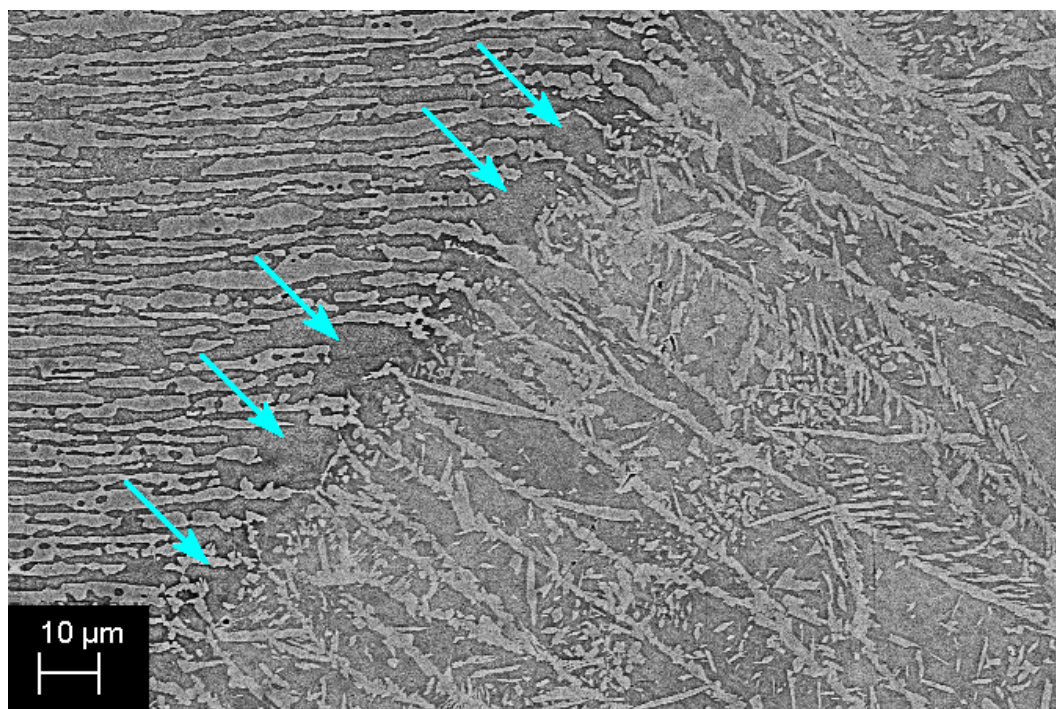
*Valor nominal

Fonte: Elaboração do autor.

Conclui-se dessa tabela, que a melhor condição foi a que utilizou-se da folha de 30 μm de níquel, adicionando uma proporção que favoreceu a formação de austenita, se opondo ao ciclo térmico do processo, que antes favorecia a ferrita na condição autógena. A preocupação de manter o equilíbrio vem justamente para que as propriedades mecânicas, mas principalmente as anticorrosivas, sejam mais próximas possíveis do metal base, algo intimamente ligado à ela.

A única região que não houve efetividade, mesmo com presença de níquel em qualquer proporção, foi a região da zona termicamente afetada (ZTA). Na Fig. 30 é possível observar a amostra Ni30 com ilhas de ferrita na ZTA.

Figura 30 – Desbalanceamento na ZTA mesmo na presença de níquel - Amostra Ni30



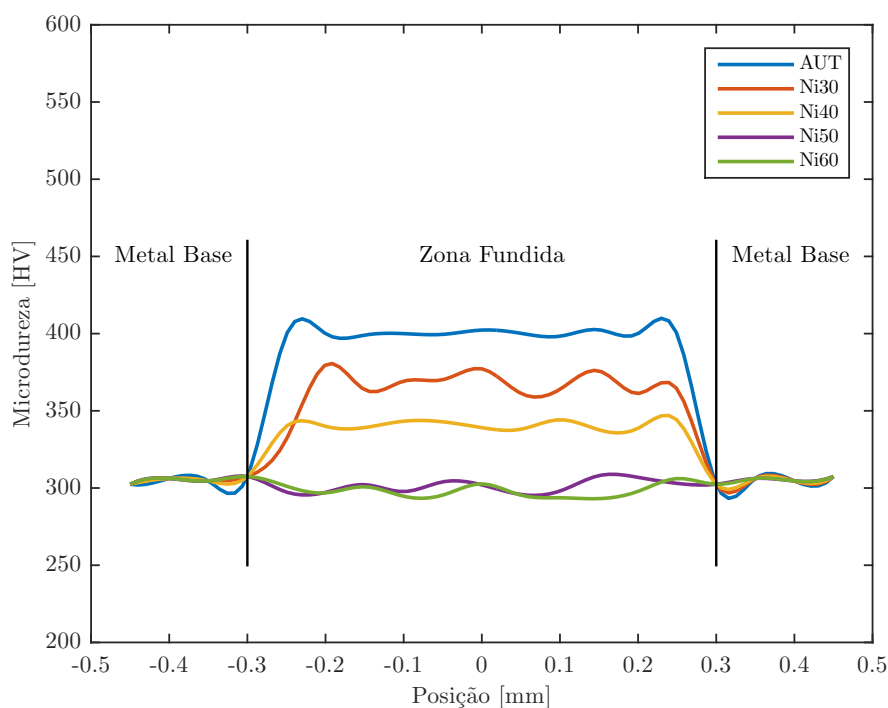
Fonte: Elaboração do autor.

Como o processo de soldagem laser emite energia de forma muito concentrada, o metal base aquece pouco devido ao baixo aporte térmico, contribuindo vigorosamente na rapidez da solidificação do metal fundido adjacente, acarretando em maior presença de ferrita. Nessa região, o níquel, mesmo como elemento gamagênico, não foi capaz de promover a austenita visto a impetuosidade do resfriamento.

4.3 ENSAIOS DE MICRODUREZA

Outro ensaio realizado foi o relativo à microdureza do cordão de solda. O equipamento utilizado foi um ultra microdurômetro DUH-211S da marca Shimadzu, com apoio da norma ASTM E384-17 (ASTM, 2017). Para tal aferição foi definida uma metodologia, onde as durezas foram medidas na vertical no meio do cordão, e o seu valor médio foi usado como referência para altura da medida horizontal. Dessa forma, os valores de dureza foram medidos na horizontal, partindo do metal base e finalizando na outra porção, com identificações espaçadas de 0,05 mm uma da outra, dando origem ao gráfico expresso na Fig. 31, os valores foram tratados através da média e desvio padrão, assim como organizado na Tab. 6, permitindo então tomar algumas inferências.

Figura 31 – Ensaio de microdureza



Fonte: Elaboração do autor.

Pode ser observado da Tab. 6 que a soldagem autógena do aço em questão aumentou em 31% sua dureza, tornando muito discrepante e não homogênea as propriedades do cordão de solda e do metal base. Sabe-se que a dureza está intimamente ligada à resistência à tração, que por sua vez tem relação com a tenacidade, e dessa forma, é desejável que as propriedades sejam as mais próximas possíveis após o processo de soldagem. Seu aumento de dureza está justificado pela maior presença de ferrita, que é mais dura que a austenita.

Tabela 6 – Resultados do ensaio de microdureza Vickers para todas as condições de soldagem

Condição	Microdureza [HV]	Desvio Padrão [HV]
Metal base	305,2	2,0
Autógena	400,1	1,3
Ni30	365,3	6,9
Ni40	340,6	2,5
Ni50	301,1	4,2
Ni60	298,0	4,2

Fonte: Elaborado pelo autor.

Também é possível inferir que a dureza decresce conforme aumenta-se a quantidade de níquel adicionado no processo, ou seja, quanto maior sua porção, mais austenita se forma, e portanto, a dureza cai. Para as amostras Ni50 e Ni60 temos uma

dureza abaixo do metal base, o que significaria perda de propriedade mecânica, isto é, em um eventual esforço a falha viria a ocorrer no cordão de solda e não no metal base, o que é considerado um problema no processo. Já para as amostras Ni30 e Ni40 temos uma proximidade maior com o metal base, sendo a dureza da Ni30 19,6% superior, e da Ni40 11,6% superior. Tais valores são compatíveis aos resultados da fração volumétrica da microestrutura, sendo que Ni30 e Ni40 ficaram mais próximas à equalização, e entre elas, a Ni30 apresentou mais ferrita. É importante ressaltar também, que o processo de soldagem modifica a morfologia dos grãos, sendo impossível atingir a mesma dureza do aço base, mesmo com frações volumétricas iguais, e dessa forma, deve-se sempre optar pelos parâmetros que mais se aproximam da homogeneidade.

4.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

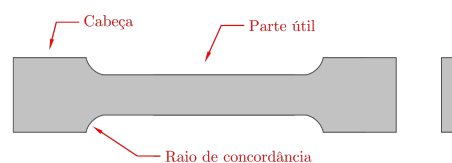
Corpos de prova para ensaio de tração foram produzidos para todas as condições de soldagem, assim como exemplificado pela Fig. 32. O cordão de solda ficou localizado exatamente na metade da parte útil, indicada na Fig. 33. Os corpos foram dimensionados segundo a norma ASTM E8 (ASMT, 2016) para chapas finas de aços inoxidáveis, e rompidos na máquina universal do fabricante EMIC, ilustrada pela Fig. 34.

Figura 32 – Microscopia óptica do interior do cordão de solda em MEV - Amostra Ni30



Fonte: Elaboração do autor.

Figura 33 – Esquema de corpo de prova para ensaio de tração em chapas

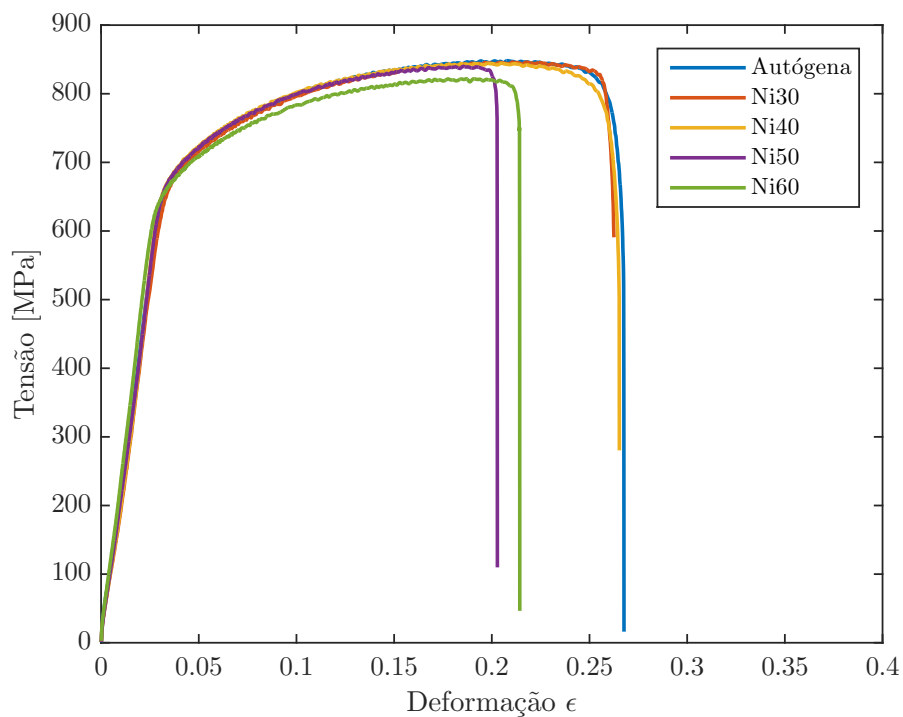


Fonte: Elaboração do autor.

Figura 34 – Máquina Universal de Ensaio de Tração – EMIC

Fonte: Elaboração do autor.

Os corpos de prova AUT, Ni30 e Ni40, apresentaram a ruptura fora do cordão de solda, ou seja, no metal base, como pode ser observado na Fig. 35, onde suas curvas coincidem praticamente em toda totalidade do teste. As tensões máximas de tração (σ_{UTS}) apresentaram um valor próximo a 846 MPa, correspondendo ao valor do aço, não sendo necessário um outro corpo de prova adicional sem cordão de solda, uma vez que o valor seria o mesmo. Todos os valores de σ_{UTS} se encontram na Tab. 7.

Figura 35 – Curva tensão x Deformação de engenharia, obtidas do ensaio de tração

Fonte: Elaboração do autor.

Tais resultados mostraram ganho de resistência mecânica na região do cordão para as três condições citadas. Como a soldagem autógena aumenta a quantidade de ferrita, tem-se uma dureza maior, e por consequência uma σ_{UTS} superior, e dessa forma, como não houve defeitos do processo de soldagem, o cordão resistiu devidamente. Já para Ni30 e Ni40, entende-se que a quantidade de níquel adicionada, e o processo de soldagem, não prejudicaram as propriedades mecânicas, validando as condições.

Para os corpos de prova Ni50 e Ni60, a ruptura ocorreu no cordão, indicando perda de propriedade mecânica nessas condições. Na Fig. 35 é fácil perceber a ruptura em uma tensão abaixo do esperado, pela observação das curvas. Entretanto, apresentado de forma mais perceptível na Tab. 7, nota-se que σ_{UTS} está muito próximo ao metal base, e que para Ni60 é menor do que Ni50. Pode-se dizer então que o níquel em excesso reduziu a σ_{UTS} pela formação de austenita em maior quantidade que a ferrita, produzindo um efeito contrário ao observado no corpo de prova AUT.

Tabela 7 – Resultados do ensaio de tração para todas as condições de soldagem

Condição	Tensão máxima de tração [MPa]
Autógena	847,8
Ni30	846,0
Ni40	844,4
Ni50	839,7
Ni60	821,5

Fonte: Elaboração do autor.

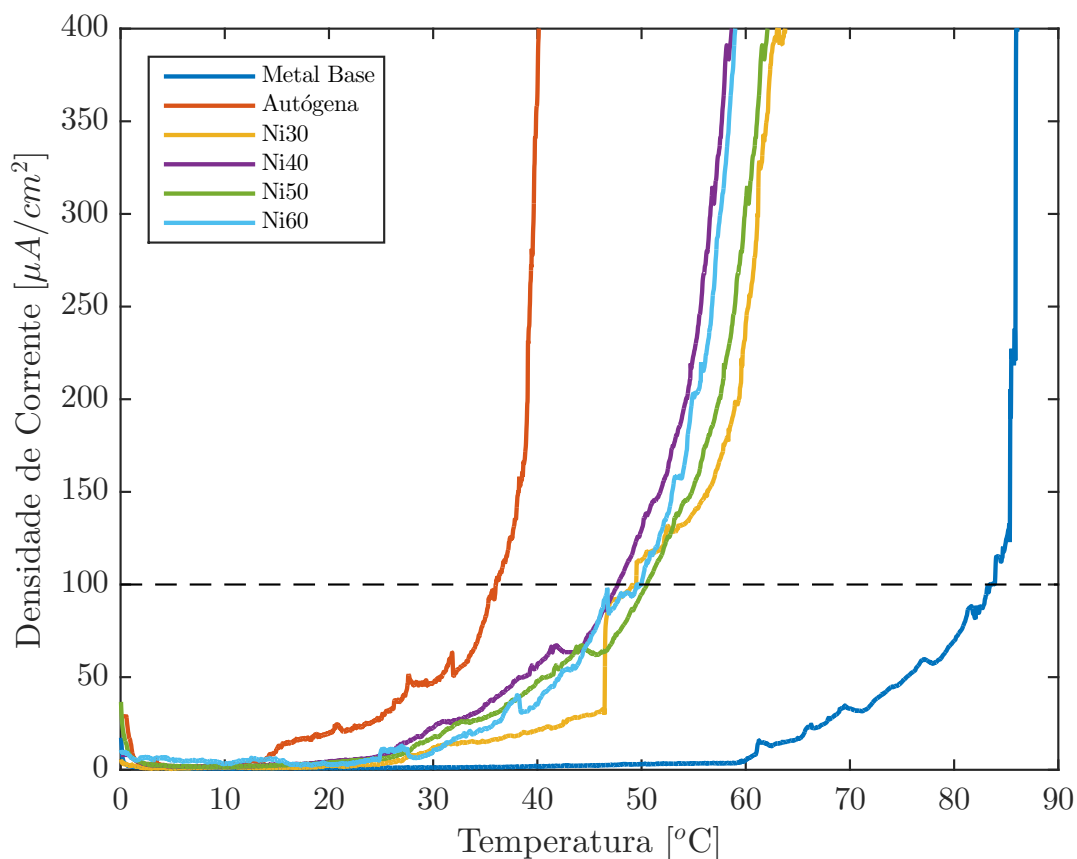
Depreende-se desse ensaio, então, que a adição de níquel para as folhas de 30 μm e 40 μm não trouxeram perda às características mecânicas do material, que pode ser justificado à proximidade das frações volumétricas de ferrita e austenita. Para maiores porções de níquel, a austenita em excesso começa a influenciar, gerando perda de propriedade, fragilizando o cordão.

4.5 ENSAIO DA TEMPERATURA CRÍTICA DE PITE (CPT)

Para completar a análise das condições de soldagem, realizou-se o ensaio de corrosão, sendo escolhido para tal o *Critical Pitting Temperature (CPT)*, pois este é intimamente ligado à microestrutura. Para sua execução foi obedecida a norma G150-18 (ASTM, 2004). O corpo de prova foi envolvido por uma tinta isolante, deixando exposta uma região de 1 cm^2 compreendendo o cordão e o metal base, para melhor facilidade da obtenção da densidade de corrente. O potencial utilizado foi de 700 mV

e a solução salina (NaCl) de 1 M. Com os dados obtidos do ensaio foi contruída as curvas, explicitadas na Fig. 36.

Figura 36 – Ensaio CPT



Fonte: Elaboração do autor.

No ensaio, a CPT é definida como sendo a temperatura na qual é atingida a densidade de corrente de $100 \mu A/cm^2$. Assim, para os corpos de prova em questão, as temperatura críticas de pite obtidas são expressas na Tab. 8.

Tabela 8 – Resultados do ensaio CPT de acordo com a condição de soldagem

Condição	CPT [°C]
Metal base	83,4
Autógena	36,0
Ni30	49,5
Ni40	47,7
Ni50	50,5
Ni60	50,0

Fonte: Elaborado pelo autor.

O aço inoxidável superduplex UNS S32750 apresentou um CPT de $83,4^\circ C$,

e quando submetido à soldagem autógena, houve uma queda para 36,0° C, com aparecimento do pite na superfície do cordão de solda. Tal condição inviabilizaria seu uso no ponto de vista corrosivo, já que esse aço é indicado para temperaturas de trabalho mais altas, e seu emprego está ligado à necessidade de excelente resistência à corrosão.

Com a adição de níquel, a maior fração de austenita formada aumenta a CPT para próximo de 50° C para todos os corpos de prova, e os pites se formam na ZTA e não mais no cordão. Tal ocorrência está ligada ao desbalanceamento da fração volumétrica na ZTA, que forma mais ferrita, e conseqüentemente fica menos resistente à corrosão por pite do que a superfície do cordão.

Dessa forma, os resultados desse ensaio apontam a adição de níquel como favorável no ganho de resistência à corrosão, tornando a CPT mais próxima à do metal base do que a soldagem autógena. Nota-se ainda que para as condições testadas Ni30, Ni40, Ni50 e Ni60, os valores de CPT ficaram muito próximos, mostrando que frações volumétricas superiores a 50% para austenita não implicam em ganho de resistência à corrosão por pite. O contrário já não é verdade, pois maiores proporções de ferrita implicam na diminuição da resistência, que é comprovada tanto pelo corpo de prova AUT, quanto pela formação do pite na ZTA dos corpos com níquel adicionado.

5 CONCLUSÕES

As características do níquel frente a soldagem do aço UNS S32750 contribuíram favoravelmente através da formação de austenita, alterando a microestrutura e frações volumétricas das fases ferrítica-austenítica.

Na condição de soldagem Ni30 o efeito de formação de austenita no cordão de solda, em proporções volumétricas muito próximas as de ferrita, se sobrepôs à alta taxa de resfriamento, com exceção da ZTA, resultando numa estrutura balanceada, importante para as características anticorrosivas e mecânicas.

A maior quantidade de austenita formada pela condição Ni30 resultou em uma dureza mais próxima a do metal base, em relação a condição autógena de dureza superior. Embora as outras condições tenham apresentado durezas ainda mais baixas, foram inferiores em outros testes e análises.

Folhas de níquel com espessura superiores a 40 μm causaram uma aumento exacerbado de austenita, o que acabou por diminuir a resistência mecânica do cordão frente ao metal base, caso este comprovado pela ruptura do corpo de prova nos ensaios de tração.

Os ensaios de CPT indicam uma maior resistência ao pite quando as chapas são soldadas com adição de níquel, ocorrendo o primeiro ataque na região da ZTA que contém mais ferrita. Já para autógena, a temperatura crítica cai drasticamente, surgindo o primeiro pite na superfície do cordão.

REFERÊNCIAS

- ABINOX. Petróleo e gás. Associação Brasileira de Aço Inoxidável, 2019. Disponível em: <http://www.abinox.org.br/site/aco-inox-petroleo-e-gas.php>. Acesso em: 4 ago 2021.
- ARCALLOYS. Super duplex metal products. 2021. Disponível em: <http://www.arcalloys.com/materials/super-duplex/>. Acesso em: 29 jul. 2021.
- ARMAS, I. A.; MOREUIL, S. D. **Duplex stainless steels**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2013.
- ASMT. ASTM E8 / E8M-16a: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2016.
- ASTM. ASTM E3-01: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, 2001.
- ASTM. ASTM G150-99: Standard Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels and Related Alloys. West Conshohocken, 2004.
- ASTM. ASTM E384-17: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conshohocken, 2017.
- BONUTI, R. S. Efeito da Adição de Níquel e Nitrogênio na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Juntas de Aço Superduplex UNS S32750 Soldadas com Laser Pulsado Nd:YAG. Universidade Estadual Paulista (UNESP), 2018. Disponível em: <http://repositorio.unesp.br/handle/11449/154774>. Acesso em: 02 ago. 2021.
- FRANZINI, O. D.; CLEMENTE, M. S.; TOKIMATSU, R. C.; GALLEGO, J.; VENTRELLA, V. A. Soldagem laser Nd: YAG pulsado do aço inoxidável superduplex UNS S32750. 2017.
- KOECHNER, W. **Solid-state laser engineering**. Berlim: Springer, 2013. v. 1.
- LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels.**, p. 376, 2005.
- MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005. ISBN 9788570417480.
- MORATO, S. P. ICS Lectures on Industrial Applications of Lasers. Vienna: United Nations Industrial Development Organization, 2000.
- MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P. B.; SESHADRI, S.; SUNDARESAN, S. Effect Of Weld Metal Chemistry And Heat Input On The Structure And Properties Of Duplex Stainless Steel Welds. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 358, n. 1-2, p. 9–16, 2003.
- OHMORI, Y.; NAKAI, K.; OHTSUBO, H.; ISSHIKI, Y. Mechanism of widmanstätten austenite formation in a δ/γ duplex phase stainless steel. **ISIJ international**, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 35, n. 8, p. 969–975, 1995.

REALUM. Composição química do aço inoxidável super duplex UNS S32750. 2021. Disponível em: <http://www.realum.com.br/duplex2.php>. Acesso em: 02 ago. 2021.

ROSSI, W. de; ROCHA, G. A. da; NEVES, M. D. M. das. Soldagem de Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32750 com Laser Pulsado de Nd:YAG. 2013. Disponível em: <http://www.swge.inf.br/siteCOBEF2013/anais/PDFS/COBEF2013-0056.PDF>. Acesso em: 02 ago. 2021.

SCHAWLOW, A. L.; TOWNES, C. H. Infrared and optical masers. **Physical Review**, APS, v. 112, n. 6, p. 1940, 1958.

SEDRIKS, A. Corrosion of Stainless Steels. In: **Encyclopedia of Materials: Science and Technology**. Padova: Elsevier, 2001. p. 1707–1708.

SOUZA, J. P.; ARIAS, A.; PARDAL, J. M.; MAINIER, F. B.; FERREIRA, M.; TAVARES, S. Análise da resistência a corrosão por pite em soldas de reparo pelo processo TIG em aço inoxidável superduplex UNS S32750. **Soldagem e Inspeção**, SciELO Brasil, v. 16, n. 2, 2011.

STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser Material Processing**. 4. ed. Londres: Springer-Verlag, 2010.

TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; LI, J. Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel uns s32750. **Materials Characterization**, Elsevier BV, v. 60, n. 9, p. 1049–1054, sep 2009.

VENTRELLA, V. A.; ROSSI, W. de; BERRETTA, J. R. Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils. **Journal of Materials Processing Technology**, 2005.

WINNERS, U. UW Manual - Laser Welding Machine. 2013. Disponível em: <http://en.uwlaser.com/laser-welding-machine/yag-laser-welding-series/uw-150a>. Acesso em: 02 ago. 2021.

ZAMBON, A.; BONOLLO, F. Rapid solidification in laser welding of stainless steels. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier BV, v. 178, n. 1-2, p. 203–207, apr 1994.