

UNIVERSIDADE ESTADUAL JÚLIO DE MESQUITA FILHO - UNESP
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA - FEIS
PPGEM – PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA

FERNANDO ARENAS JABUR

SOLDAGEM AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG DA LIGA
DE NÍQUEL INCONEL® 625

Ilha Solteira

2022

CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FERNANDO ARENAS JABUR

SOLDAGEM AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG DA LIGA DE NÍQUEL INCONEL® 625

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – UNESP, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Ilha Solteira

2022

FICHA CATALOGRÁFICA
Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

J11s Jabur, Fernando Arenas.
Soldagem autógena com laser pulsado Nd:YAG da liga de níquel INCONEL®
625 / Fernando Arenas Jabur. – Ilha Solteira: [s.n.], 2022
65 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2022

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Inclui bibliografia

1. INCONEL®. 2. Superligas. 3. Níquel. 4. Soldagem. 5. Laser. 6. Nd:YAG.

Raiane da Silva Santos
Raiane da Silva Santos

Seção Técnica de Referência, Atendimento ao usuário e Documentação
Diretoria Técnica de Biblioteca e Documentação
CDD-1 - 9999

FERNANDO ARENAS JABUR

**SOLDAGEM AUTÓGENA COM LASER PULSADO Nd:YAG DA LIGA DE
NÍQUEL INCONEL® 625**

Dissertação apresentada à Faculdade
de Engenharia de Ilha Solteira –
UNESP, para obtenção do título de
Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de conhecimento: Materiais e
Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo, aprovou este projeto:

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Prof. Dr. Eli Jorge da Cruz Junior

Prof. Dr. Rubens Ribeiro

Ilha Solteira, 2022

*Ao Pai Celestial, personificado em
minha família, a alma da minha
vida.*

AGRADECIMENTOS

Meus agradecimentos a Deus primeiramente e sempre, por todas as coisas que me acontecem, sejam revezes ou conquistas, boas ou sofríveis. Cada uma delas me levaram até aqui, ser quem eu sou.

Ao longo da minha caminhada, tive sempre o conforto e incentivo do Prof. Dr. Gilberto Pechoto de Melo um indelével amigo e tutor.

Ao Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella, minha profunda gratidão pela orientação e contínua motivação, um farol que me ajudou a atravessar esses tempos tão viscerais que a pandemia de COVID-19 descortinou em nossas vidas, diria obnubilantes.

Ao Prof. Dr. Eli Jorge da Cruz Junior , na pessoa de quem gostaria de agradecer a todos colegas de estudos que, seja pela sabedoria, paciência ou compreensão ao longo dessa jornada me ajudaram nos diversos momentos em que precisei. Agradeço ao Prof. Msc. Otacílio Donizete Franzini por todo o auxílio de laboratório sempre tão solícito nas vezes que precisei de utilizar os equipamentos do IFSP – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo – Campus Votuporanga. A UNESP – Universidade estadual Paulista – Campus Ilha Solteira, por proporcionar a oportunidade de poder estar aqui. A minha esposa Giovana Grippi Fiorentino Jabur, sempre ao meu lado me apoiando e incentivando mesmo nas horas mais difíceis. A minha filha Maria Sophia, ainda que em tenra idade, apenas com o olhar ela tem a capacidade de me abastecer de ânimo e paixão pela vida, pelo simples motivo de eu querer estar com ela sempre e fazer por ela até que suas asas se abram para o mundo e eu, deslumbrado e nostálgico, a veja lutar seus próprios combates, com as vitórias e derrotas que o destino lhe reserva. O que dizer de meus pais Doélio Jabur e Marly Arenas Jabur, sempre apoiando e compreendendo todos os percalços, fossem eles financeiros ou emocionais, eles estiveram sempre juntos, bem como minha querida irmã, Maria Theresa Jabur Marão, quantas conversas motivadoras e amparo mesmo quando eu achava desnecessário, hoje vejo quão grato sou por sua ajuda. Sem dúvida nenhuma, a participação de vocês foi decisiva em cada etapa desta saga. A todos aqueles que

contribuíram de forma direta ou indireta para o desenvolvimento deste trabalho o meu muito obrigado.

RESUMO

As constantes mudanças no cenário global, tanto do ponto de vista econômico quanto tecnológico, forçam uma busca igualmente constante pelo aperfeiçoamento de materiais e processos de fabricação. Dentro desse escopo, destacam-se as superligas, como por exemplo as ligas de níquel: Hastelloy, Inconel, Monel, Incolloy e Nimonic. Essas ligas apresentam uma ou mais propriedades muito acima das ligas convencionais como os aços carbono, aços ferramenta e os aços inoxidáveis. A principal aplicação dessas ligas encontra-se nas indústrias aeroespacial, nuclear, petroquímica, naval e automotiva. A soldagem laser das ligas de níquel, cuja característica é a alta taxa de resfriamento, pode gerar uma microestrutura com alta fração volumétrica de compostos interdendríticos deletéreos, e assim, comprometendo suas características de boa resistência mecânica e resistência à corrosão. O presente trabalho tem como objetivo analisar uma junta de topo soldada com laser Nd:YAG pulsado, na condição autógena, da superliga de níquel Inconel 625, condição presente em muitas situações da indústria química e petroquímica. As soldagens foram realizadas em juntas topo e sem abertura de raiz. A potência de pico, a frequência do pulso e a velocidade de soldagem foram fixadas em 2kW, 9Hz e 1mm/s, respectivamente. A largura temporal do pulso variou de 3,5 ms a 7,5 ms. Dessa forma, as juntas soldadas foram obtidas com energia do pulso de 7J, 8J, 9J, 10J, 11J, 12J, 13J, 14J e 15J. Utilizou-se argônio puro como gás de proteção, com vazão de 15l/min. Foram realizadas análises macrográficas e micrográficas da junta soldada através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Foram realizados ensaios mecânicos de tração e microdureza Vickers. Os resultados mostraram que a soldagem da liga de níquel Inconel 625 com laser Nd:YAG pulsado gera uma microestrutura com alta fração volumétrica de compostos interdendríticos. A zona termicamente afetada apresentou dimensões muito reduzidas, característica da soldagem laser. As juntas obtidas com energia do pulso de 7J, 8J e 9J romperam no metal de solda enquanto as demais amostras romperam no metal base. Os ensaios de microdureza Vickers mostraram um aumento da dureza na região do metal de solda.

Palavras-chave: INCONEL®, Superligas, Níquel, Soldagem, Laser, Nd:YAG.

ABSTRACT

As a result of the constant changes in the global scenario, set by both economic and technological points of view, demand an equally constant search to improve materials and manufacturing processes. Within this scope, the superalloys stand out, such as nickel alloys: Hastelloy, Inconel, Monel, Incolloy and Nimonic. These alloys have one or more properties far above conventional alloys such as carbon steels, hard steels and stainless steels. The main application of these alloys is in the aerospace, nuclear, petrochemical, naval and automotive industries. The laser welding of nickel alloys, whose characteristic is the high cooling rate, can generate a microstructure with high volumetric fraction of deleterious interdendritic compounds, and thus compromising their characteristics of good mechanical resistance and corrosion resistance. The present work is focused on analyze a top joint welded with Nd:YAG pulsed laser, in the autogenous condition, of the nickel super alloy Inconel 625, a condition present in many situations of the chemical and petrochemical industry. The weldments were performed in square butt joints. Peak power, pulse frequency and welding speed were set at 2kW, 9Hz and 1mm/s, respectively. The temporal width of the pulse was ranged from 3.5 ms to 7.5 ms. Therefore, pulse energy deployed at the welded joints were set at 7J, 8J, 9J, 10J, 11J, 12J, 13J, 14J and 15J. Pure argon was used as a protective gas, with a flow rate of 15l/min. Macrographic and micrographic analyses of the welded joint were performed by optical microscopy and scanning electron microscopy. Mechanical tensile and Vickers microhardness tests were performed. The results showed that the welding of the nickel alloy Inconel 625 with pulsed Nd:YAG laser generates a microstructure with high volumetric fraction of interdenditeric compounds. The thermally affected zone presented very reduced dimensions, characteristic of laser welding. The joints obtained with pulse energy of 7J, 8J and 9J had their failure in the weld metal while the other samples ruptured in the base metal. Vickers microhardness tests showed an increase in hardness in the weld metal region.

Keywords: INCONEL®, Superalloys, Nickel, Welding, Laser, Nd:YAG.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1-Esquema de desenvolvimento de algumas superligas a partir da liga 625	22
Figura 2.2- Diferença na resistência mecânica das ligas 625 e 718 recozidas ou recozidas e envelhecidas variando-se a percentagem de Nb.....	23
Figura 2.3 a) Estrutura Cristalina CFC ordenada da fase γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$; b)Estrutura Cristalina da fase γ''	26
Figura 2.4 – Microestrutura de amostras da liga Nicrofer 5520 Co alloy 617 submetidas a ensaio de fluência a) 7.209h a 850 °C e $\delta = 54 \text{ N/mm}^2$ e b) 10.000h a 850 °C e $\delta = 6 \text{ N/mm}^2$	28
Figura 2.5– Microscopia por varredura de elétrons (SEM – Scanning Electron Micoscopy) da liga 625.	31
Figura 2.6– a) Esquema da solidificação, formação dos contornos de grão, subgrão e contorno de grão migrado em metais que se solidificam como austenita. b) Imagem dos contornos em liga de Ni - Filler Metal 52	33
Figura 2.7 – Geometria do cordão obtido por diferentes combinações.....	35
Figura 2.8– Esquema de funcionamento de cavidade geradora de laser	36
Figura 3.1- Mesa de Fixação de Soldagem.....	41
Figura 3.2– Ataque Eletrolítico das amostras: Eletrólise em solução de ácido crômico (H_2CrO_4).	42
Figura 3.3– Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8.....	43
Figura 3.4- Microscópio Eletrônico de Varredura, Zeiss, modelo EVO LS15.....	43
Figura 3.5 - Corpos de Prova	44
Figura 3.6 – Obtenção das amostras das chapas soldadas para ensaio de tração. .	44
Figura 3.7 – Máquina de ensaio de tração (a), com detalhe do cabeçote de fixação do corpo-de-prova (b).	45
Figura 3.8 Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S.	46
Figura 4.1– Macrografias do cordão de solda “bead on plate”. com energias de 7J (a) e 10J (b).....	49
Figura 4.2– Vista superior do cordão de solda obtido com 7J	50
Figura 4.3– Vista superior do cordão de solda obtido com 8J	51

Figura 4.4 – Vista superior do cordão de solda obtido com 10J	51
Figura 4.5 – Macrografia da junta de topo soldada com energia de 12 J.	52
Figura 4.6 – Micrografia de soldagem autógena a laser, de chapa da liga 625	53
Figura 4.7– Micrografia das amostras 7J, 9J, 10J, 13J, 14J 15J em diversas magnitudes	53
Figura 4.8 – Imagens da Fractografia nas amostras 7J, 8J e 9J evidenciando a falta de preenchimento do cordão.....	55
Figura 4.9 – Ensaio de microdureza.....	56
Figura 4.10 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 07J.....	57
Figura 4.11 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 08J.....	58
Figura 4.12 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 09J.....	58
Figura 4.13 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 10J.....	59
Figura 4.14 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 11J.....	59
Figura 4.15 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 12J.....	60
Figura 4.16 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 13J.....	60
Figura 4.17 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 14J.....	61
Figura 4.18 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 15J.....	61

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1– Desenvolvimento de algumas ligas a base de Ni.....	20
Tabela 2.2– Composição da liga INCONEL® 625, segundo	24
Tabela 2.3 - Composição da liga INCONEL® 625.....	24
Tabela 2.4 – Fases encontradas nas ligas a base de Ni	25
Tabela 2.5 - Análise de partículas que se acredita serem fase μ na liga MC2.....	30
Tabela 4.1– Medidas de largura e profundidade (mm) calculadas em cada uma das três seções analisadas para cada cordão de solda.	48
Tabela 4.2 – Tensão Limite de Resistência dos corpos de prova.....	54
Tabela 4.3 –Dureza Vickers do metal de solda	57

LISTA DE ABREVIATURAS

TMS.....	The Minerals, Metals and Materials Society;
ATG.....	Alliage pour Turbines à Gaz (Liga para Turbinas a Gás);
ATV.....	Alliage pour Turbines à Vapeur (Liga para Turbinas a Gás);
γ	Fase que é a base constituinte da microestrutura de para ligas a base de Ni;
γ'	Fase formada por Ni, Al, Ta;
γ''	Fase formada por Ni, Nb;

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1	Desenvolvimento Histórico das Superligas.....	17
2.2	Composição da liga Ni-Cr-Mo INCONEL® 625 – UNS 06625	24
2.3	MICROESTRUTURA DAS SUPERLIGAS	25
2.3.1	<i>Estruturas do tipo A₃B</i>	<i>26</i>
2.3.2	<i>O Nb e as fases γ", δ e NbC.....</i>	<i>27</i>
2.3.3	<i>Outras fases A₃B – π, η, δ, ε.....</i>	<i>28</i>
2.3.4	<i>Fases Topologicamente Compactas</i>	<i>28</i>
2.3.5	<i>Carbonetos em geral MC, M₆C, M₂₃C₆</i>	<i>30</i>
2.3.6	<i>Processo de Solidificação na Solda das Superligas.....</i>	<i>32</i>
2.4	PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER	34
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
3.1	METAL BASE	37
3.2	SOLDAGEM LASER.....	37
3.3	ANÁLISE MACRO E MICROESTRUTURAL	41
3.4	ENSAIOS MECÂNICOS.....	44
3.4.1	<i>Ensaio de Tração.....</i>	<i>44</i>
3.4.2	<i>Ensaio de Microdureza.....</i>	<i>46</i>
3.5	Fractografia.....	47
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	48
4.1	ANÁLISE MACROGRÁFICA	48
4.2	ANÁLISE MICROGRÁFICA	52
4.3	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	54

4.4	FRACTOGRAFIA.....	55
4.5	ENSAIO DE MICRODUREZA	56
5	CONCLUSÕES	63
	REFERÊNCIAS.....	

1 INTRODUÇÃO

A procura por componentes capazes de resistir a ambientes e condições cada vez mais hostis levou a comunidade científica se interessar pela caracterização das superligas. O setor petroquímico, principalmente a área de extração e beneficiamento tem profundo interesse em materiais resistentes a tais condições. Materiais a base de níquel e aços inoxidáveis especiais de alta-liga estão se tornando cada vez mais importantes para a construção de indústrias químicas, de energia - e engenharia offshore. (Heubner, 1998).

Essa predileção pela liga níquel-cromo 625 (UNS N06625/W.Nr. 2.4856) tem seus argumentos calcados na estabilidade de propriedades mecânicas e químicas nos mais diversos e hostis ambientes, como menciona seu principal fabricante e detentor da marca INCONEL® a empresa SPECIAL MATERIALS enfatizando sua elevada resistência mecânica, excelente trabalhabilidade (incluindo soldagem), e impressionante resistência à corrosão. As temperaturas de serviço variam de criogênicas a 1800°F (980°C). (SPECIAL METALS CORPORATION, 2013),

A importância desta liga na indústria petrolífera é destacada principalmente para a área de refino pois inibe a corrosão pelos ácidos presentes no processo, além de, em certas faixas de temperaturas, melhora tanto sua resistência a oxidação quanto reduz a sulfitação em altas temperaturas. Também utilizado em caldeiras das usinas de Aproveitamento da Energia de Rejeitos (Waste-to-Energy), juntas flexíveis dos sistemas de exaustão de motores a combustão, bem como sua a tubulação EGR (Recirculação de Gases de Exaustão), tubulações de sal fundido em geradores de energia solar térmica e no sistema de exaustão de turbinas aeronáuticas, sendo também um excelente metal de adição solda para Aços Inoxidáveis Austeníticos (SMITH, et al., 2001).

Também (Li, et al., 2015) destaca que a superliga INCONEL 625 foi desenvolvida com endurecimento por solução sólida contendo percentuais elevados de cromo, molibdênio, ferro e nióbio. Por sua elevada resistência à fluência, excelente resistência à fadiga e suficiente processabilidade, além da boa resistência

à corrosão, a superliga a base de níquel Inconel® 625 vem sendo amplamente utilizada em câmaras e dutos de combustão para turbinas a gás, bem como componentes para fornos industriais, indústrias químicas, sistemas marinhos e outras atividades onde resistência à corrosão a altas temperaturas é solicitada e importante.

Rodriguez Fernandez, (2013), por sua vez, ressalta que a liga 625 é amplamente utilizada nas indústrias aeroespacial, química e petroquímica e em outras aplicações onde os componentes são submetidos ao ambiente marinho. A utilização desta liga para estas aplicações é permitida pelo seu desempenho a corrosão a uma grande variedade de meios, e sua elevada resistência mecânica e resistência a fluência em temperaturas elevadas. Geralmente, são usados os métodos convencionais de soldagem por fusão para a união das ligas de Ni, porém, estes processos de soldagem podem comprometer o desempenho das juntas soldadas. Dentre os problemas que podem ser enfrentados, incluem-se as trincas de solidificação na zona fundida, a segregação de elementos de liga, a precipitação de carbeto na zona termicamente afetada, a fratura intergranular por queda da ductilidade.

Neste contexto a soldagem a laser pode ser uma alternativa extremamente viável, haja vista que, segundo SENAI-SP (2013), seu aporte de energia concentrado contribui para minimizar os efeitos metalúrgicos sofridos em sua ZTA (Zona Termicamente Afetada).

Dentre as técnicas mais eficazes de solda para unir materiais de alta temperatura de trabalho, tais como Inconel® 625, destaca-se a Solda por feixe de laser (LBW [Laser Beam Welding]). O Pequeno aporte térmico, a zona termicamente afetada [ZTA] pelo calor muito estreita, a alta densidade de energia, a alta velocidade, as boas características para o foco do laser, o processo sem contato físico, a ausência de vibração das partes no processo e a possibilidade de otimizar o calor do processo de soldagem são as vantagens do LBW.

A concentração da energia aliada ao seu pequeno aporte diminui a possibilidade de contaminação e a velocidade de resfriamento é muito maior do que

nos métodos mais consolidados, como GMAW e SMAW, SAW e GTAW o que dificulta a segregação de elementos e precipitação de compostos intergranulares, além de minimizar formação de fase de Laves (Jelokhani-Niaraki, et al., 2015).

1.1 Objetivo Geral

A pesquisa desenvolvida teve como objetivo geral estudar a soldagem autógena, realizada com laser Nd:YAG pulsado, em chapas finas da liga de níquel Inconel 625, contribuindo, portanto, para os processos de soldagem autógena em materiais de alta relevância tecnológica.

1.2 Objetivos Específicos

- Avaliar a influência do aporte térmico na soldagem com laser Nd:YAG pulsado em chapas finas da liga de níquel Inconel 625;
- Determinar os melhores parâmetros de soldagem, dentre os estudados, nas propriedades mecânicas da junta soldada;
- Avaliar a influência de compostos interdendríticos nas propriedades mecânicas da junta soldada.
- Caracterizar a microestrutura da zona fundida

1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1 Desenvolvimento Histórico das Superligas

Conforme Durand-Charre (1997), O termo 'superligas' é usado para descrever uma ampla gama de materiais de alto desempenho que geralmente combinam elevada resistência mecânica, bem como à corrosão a temperaturas acima dos limites acessíveis para aços martensíticos, ou seja, a 650° C e acima. Às vezes estende-se para incluir materiais quimicamente ou estruturalmente projetados para cumprir as funções mais específicas. Uma característica comum de todos estes materiais é a estrutura cristalina "austenítica" cúbico face-centrada do metal base. O aumento de sua resistência mecânica é obtido principalmente por endurecimento por solução sólida e por carbonetos nas regiões de base cobalto além das ligas à base de níquel para chapas, enquanto outras ligas a base de níquel e de ferro, forjadas e fundidas, também têm sua resistência mecânica aumentada pela precipitação de fase de intermetálica.

As ligas de base Ni reforçadas por precipitação contêm adições de titânio, alumínio e/ou nióbio que formam com níquel um precipitado que fortalece a liga após um tratamento térmico adequado.

As ligas reforçadas por precipitação são muitas vezes referidas como "superligas" com base em sua rara capacidade diferenciada de manter alta resistência mecânica bem como à corrosão a temperaturas elevadas. O termo foi ampliado para muitas outras ligas complexas de alta resistência, mas geralmente o termo 'superligas' é usado para descrever ligas base Ni com suas propriedades de resistência superior fornecidas pelas fases Gamma Linha (γ') e Gamma Duas Linhas (γ'') (DUPONT *et al.*, 2009).

Há que se fazer aqui uma inferência, já que, apesar da liga 625 ser uma liga endurecida por solução sólida, ela é citada como uma superliga nos vários "International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives", organizados pela TMS (The Minerals, Metals and Materials Society) que se iniciaram

a partir de 1989 e que tiveram como seus palestrantes o próprio detentor da patente da Liga 625 (EISELSTEIN, 1991).

Procurando contextualizar-se um pouco mais com a origem da Liga 625, Durand-Charre, (1997) menciona que o desenvolvimento de ligas resistentes a fluência e corrosão remonta ao início do século XX, pouco antes da Primeira Guerra Mundial, essencialmente impulsionada pela exigência de válvulas de escape e superchargers para motores de avião. No entanto, na França, uma liga de Fe-60%Ni-11%Cr endurecida por tungstênio e carbono foi patenteada pela empresa agora chamada Imphy S.A. e foi designada ATG (*alliage pour turbines à gaz*), refletindo as preocupações contemporâneas com o desenvolvimento ainda malsucedido de turbinas a gás.

Muitas Ligas para válvula e supercharger que apareceram após estes acontecimentos foram reforçadas da mesma forma, por adições de tungstênio. Uma outra patente registrada 1917 por Chevenard no Imphy, correspondeu a liga ATV (*alliage pour turbines à vapeur*), em resposta a problemas de corrosão intergranular em aços de pás da turbina de vapor submetidas a vapor impuro. Esta liga base-ferro estabilizadora de austenita, continha 34% de Ni e 11% de Cr, para permitir a adição de 0,3% C, quantidade necessária para alcançar a tensão de escoamento exigida e, mesmo assim, evitar a formação de carbonetos de ferro, que se acreditava ser o responsável pela corrosão em aços Fe-Ni menos estáveis.

Entretanto, logo se percebeu que a precipitação de carboneto de cromo também pode levar a problemas de corrosão e, a fim de permitir a utilização de níveis mais baixos de carbono, Chevenard procurou outro mecanismo para melhorar as propriedades mecânicas e imaginou a possibilidade de utilizar fenômenos endurecimento por precipitações semelhantes aos já conhecidos em ligas leves. Isto o levou à descoberta do efeito de endurecimento por adição de alumínio e titânio, e uma patente foi registrada, em 1929, de ligas austeníticas Fe-Ni-Cr com altas quantidades de níquel.

Alguns meses antes, no mesmo ano, Pelling, Merica e Merica tinham registrado uma patente similar nos EUA, publicado somente seis anos mais tarde, particularmente,

alegando que o efeito do titânio, mas também mencionando o alumínio, numa matriz de níquel-cromo, do tipo utilizado para ligas de aquecimento elétrico.

O Trabalho de Chevenard, que levou a família de ligas ATVS, juntamente com a elevada resistência a fluência de matrizes de níquel-cromo, formaram a base para o desenvolvimento das ligas de Nimonic por Pfeil et al., na Grã-Bretanha, imediatamente antes e durante a segunda Guerra Mundial. A natureza da fase $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, responsável pelo endurecimento da liga e conhecida como gama prime (γ'), seria determinada apenas muito mais tarde, em 1957, por Betteridge e Franklin, usando técnicas de difração de raios x. Estes materiais mantinham sua resistência mecânica em temperaturas superiores a 650°C, enquanto os melhores aços martensíticos perdiam-na rapidamente após passarem dessa temperatura.

A linha base para o desenvolvimento subsequente das Superligas foi essencialmente o aumento gradual dos montantes de alumínio e titânio, ou seja, na fração de volume da fase de endurecimento γ' , juntamente com a adição de elementos formadores solução sólida visando também o endurecimento. Esta evolução foi acompanhada por intensa investigação dos constituintes a fim de equilibrar cuidadosamente as ligas químicas e assim evitar a formação de fases indesejáveis.

Como alumínio e titânio tem altas reatividades químicas, tornou-se necessário adotar técnicas de fusão a vácuo, seguidas por refusão em cadinho frio para controle de solidificação e reduzir as segregações. Além disso, a alta resistência mecânica desses materiais, torna difícil o trabalho a quente na presença de γ' . Para frações de volume maiores do que cerca de 40-45%, o intervalo entre a linha solvus e as temperaturas de fusão incipientes, dentro do qual uma liga pode ser trabalhada no campo de fase única, torna-se demasiado estreito para todos os efeitos práticos. Componentes com frações de volume maiores do que este devem ser produzidos por fundição, embora o limite pode ser aumentado até certo ponto pelo uso de processamento de metalurgia do pó, que refina a escala de segregação.

A Tabela 1.1, extraída de (DUPONT, et al., 2009), traz um apanhado geral da evolução cronológica das ligas a base de Ni.

Tabela 1.1– Desenvolvimento de algumas ligas a base de Ni.

1900–1909	MONEL ¹ alloy 400, Ni-Cr alloys.
1910–1919	HAYNES ² alloy 6B.
1920–1929	MONEL alloy K-500, HASTELLOY A, HASTELLOY B.
1930–1939	INCONEL alloy 600, MONEL alloy R-405, PERMANICKEL alloy 300, HASTELLOY C, and HASTELLOY D.
1940–1949	INCONEL alloy X-750, INCOLOY alloy 800, INCOLOY alloy 801, DURANICKEL alloy 301, HAYNES STELLITE alloy 21, HAYNES STELLITE alloy 31, NI-SPAN-C alloy 902, NIMONIC alloy 75, NIMONIC alloy 80, NIMONIC alloy 80A, NIMONIC alloy 90, and HAYNES alloy 25.
1950–1959	INCONEL alloy 751, INCOLOY alloy 825, HASTELLOY X, NIMONIC alloy 105, NIMONIC alloy 108, PE 11, and PE 16.
1960–1969	INCONEL alloy 718, INCONEL alloy 690, INCONEL alloy 625, INCOLOY alloy 840, NIMONIC alloy 81, HASTELLOY C-276, and HAYNES 188.
1970–1979	INCONEL alloy 601, INCONEL alloy 617, INCONEL alloy MA 754, INCONEL alloy 706, INCOLOY alloy 800H, INCOLOY alloy 903, INCOLOY alloy MA 956, UDIMET alloy 720, NIMONIC alloy 101, NIMONIC alloy 86, HASTELLOY B-2, and HASTELLOY C-4.
1980–1989	INCONEL alloy 601GC, INCONEL alloy 625LCF, INCONEL alloy 725, INCOLOY alloy 925, INCOLOY alloy 800HT, INCOLOY alloy 907, INCOLOY alloy 908, INCOLOY alloy 909, ALLCOR ³ , HASTELLOY C-22, HASTELLOY G-30, and HASTELLOY C-2000.
1990–1999	INCONEL alloy 622, INCONEL alloy 686, INCONEL alloy 783, INCONEL alloy 718SPF, INCOLOY alloy 890, NILO alloy 365, NILO Filler Metal CF36, INCOLOY alloy 864, INCOLOY alloy 832, NI-ROD Filler Metal 44HT, VDM ⁴ 59, VDM B-4, and HASTELLOY B3.
2000+	HASTELLOY G-35, HAYNES 282, INCONEL alloy 693, HASTELLOY C-2000, INCONEL Filler Metal 52M, INCONEL alloy 740, INCONEL alloy TD, and INCOLOY alloy 27-7Mo.

Fonte: (DUPONT *et al.*, 2009)

O desenvolvimento da liga INCONEL[®] 625 (UNS N06625) foi iniciado nos anos 1950, devido à demanda de materiais com elevadas propriedades mecânicas para tubulações de linhas de vapor vivo. A patente #3.160.500 foi emitida para H. L. Eiselstein e J. Gadbut em 8 de dezembro de 1964. (EISELSTEIN, 1991).

Eiselstein, et al., (1991) continua, afirmando que o trabalho já havia sido feito na década de 1950 sobre os efeitos de fortalecimento de várias quantidades dos principais elementos de liga comum, ou seja, cromo, molibdênio, nióbio, alumínio e titânio em uma base de liga INCONEL[®] 600. (A liga X-750[®] de INCONEL[®], que é reforçada por titânio e alumínio, já estava em circulação por diversos anos).

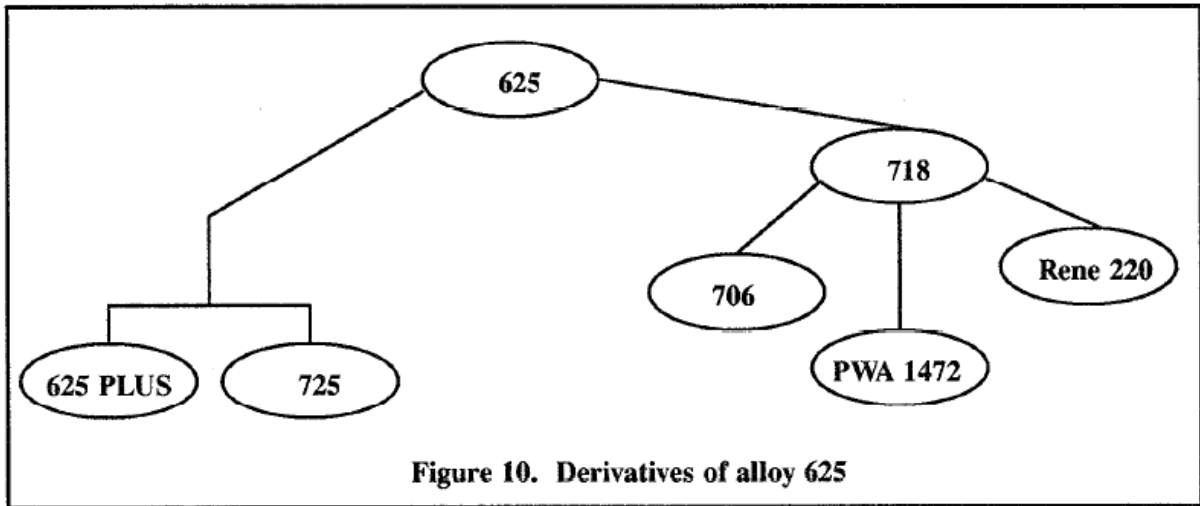
Os efeitos de fortalecimento desses elementos, separadamente, não eram suficientes. Assim, decidiu-se usar molibdênio e nióbio em combinação com quantidades variadas de níquel. Um dos objetivos de uma liga era estabilidade metalúrgica, então as amostras de tensão de cada liga receberam um tratamento de envelhecimento simples, tal como 704 °C (1300 °F) por 16 horas, e ensaiadas na temperatura ambiente. Esperava-se que esses testes indicassem quaisquer tendências para o endurecimento por envelhecimento ou fragilização, o que ocorreu de forma espetacular. Estes resultados atrasaram o desenvolvimento da liga 625 e iniciaram um processo que conduziu à Liga INCONEL 718. Um pedido de patente para a liga 718 foi solicitado em 13 de novembro de 1958 e a patente foi emitida em 24 de julho de 1962 (#3.046.108).

Após o hiato causado pelo desenvolvimento da liga 718, o mercado para uma liga base-Ni para o vapor vivo tinha desaparecido. A composição da liga de matriz endurecida, de código MS-2, quando os esforços de desenvolvimento foram retomados, era aproximadamente 60Ni, 15Cr, 3Nb, 2Mo, 0,5Al, 0,5Ti e o balanço no Fe. No estado recozido esta liga foi um pouco mais dura do que a liga 600 e poderia ter sido facilmente fabricada em uma aciaria comum.

Então sugeriu-se que a liga poderia, mais rapidamente competir com as ligas já estabelecidas no mercado se tivesse suas propriedades mecânicas mais elevadas a temperatura ambiente. Felizmente para o desenvolvimento da liga 625, os elementos cromo e molibdênio, que foram usados para aumentar a resistência à temperatura ambiente, também aumentaram consideravelmente a resistência à corrosão. Esta mudança na composição alterou o curso do desenvolvimento desta liga e aumentou suas oportunidades de mercado.

Após algumas alterações para melhorar a soldabilidade, a liga 625 chegou na composição nominal conhecida hoje. A Figura 1.1 representa um esquema de derivação dos processos de desenvolvimento de algumas ligas, evidenciando que foram todas derivadas dos esforços empenhados na confecção da liga 625 que, apesar de haver sido patenteada após a 718 nela foram baseadas as demais ligas.

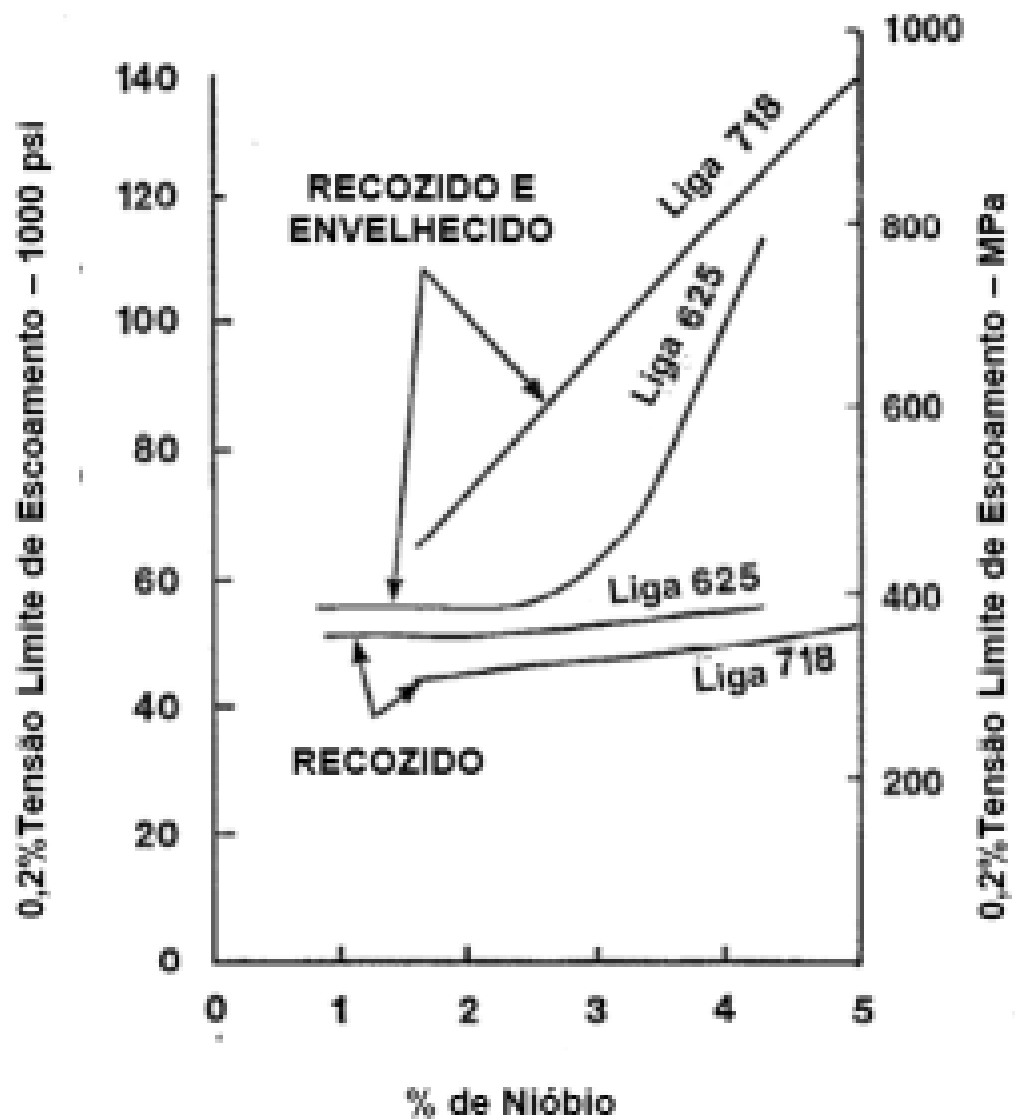
Figura 1.1-Esquema de desenvolvimento de algumas superligas a partir da liga 625



Fonte: Eiselstein *et al.*, (1991).

Ainda assim, o uso da Liga 625 continua se expandindo, já que é muito mais barata de produzir (por não ter envelhecimento em seu processo produtivo) e, como mostra a Figura 1.2, sem envelhecimento, apenas recozimento, ela tem melhores propriedades que a 718. (EISELSTEIN, 1991)

Figura 1.2- Diferença na resistência mecânica das ligas 625 e 718 recozidas ou recozidas e envelhecidas variando-se a percentagem de Nb.



Fonte: (EISELSTEIN, 1991)

1.2 Composição da liga NI-Cr-Mo INCONEL® 625 – UNS 06625

De acordo com Durand-Charre (1997), a composição nominal da liga INCONEL®625 é:

Tabela 1.2– Composição da liga INCONEL® 625, segundo

	Ni	Fe	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Nb	Si	C
IN 625	61.0	2.5	21.5		9.0	0.2	0.2	3.6	0.25	0.06

Fonte: (DURAND-CHARRE, 1997)

Já a detentora da marca INCONEL®, a empresa Special Materials, fornece a seguinte tabela:

Tabela 1.3 - Composição da liga INCONEL® 625

Limites de Composição Química da liga Inconel 625, %

Níquel	58,0 min.
Cromo	20,0 - 23,0
Iron	5,0 máx.
Molibidênio	8,0 - 10,0
Niobio (mais Tântalo)	3,15 - 4,15
Carbono	0,10 máx.
Manganês	0,50 máx.
Silicone	0,50 máx.
Fósforo	0,015 máx.
Enxofre	0,015 máx.
Alumínio	0,40 máx.
Titânio	0,40 máx.
Cobalto*	1,0 máx.

*Caso solicitado

Fonte: Adaptado de (SPECIAL METALS CORPORATION, 2013)

1.3 Microestrutura das superligas

Neste tópico, serão abordadas várias estruturas presentes nas ligas base Ni. Entretanto nem todas estas fases aparecem nas ligas endurecidas por solução sólida, haja vista que a Liga 625 é reforçada dessa maneira, e isto será comentado.

A Tabela 1.4 com as fases que mais aparecem em ligas a base de Ni:

Tabela 1.4 – Fases encontradas nas ligas a base de Ni

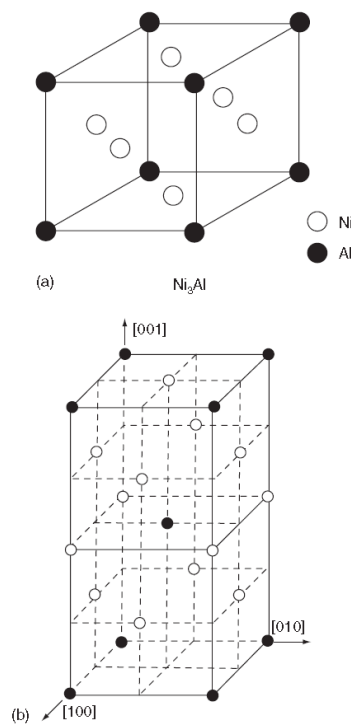
Phases	Structure	SYMBOL	Type	Space Group	Pearson S.	Ref.
γ Ni	fcc	A1	Cu	Fm $\bar{3}m$	cF4	140
α Cr or α W	bcc	A2	W	Im $\bar{3}m$	cI2	140
Ni ₃ Al γ	ordered fcc	L1 ₂	AuCu ₃	Pm $\bar{3}m$	cP4	140
Ni ₃ Ti η	hexagonal	DO ₂₄	Ni ₃ Ti	P6 ₃ /mmc	hP16	140
Ni ₃ Ta δ	orthorhombic	DOa	Cu ₃ Ti	P mmm	oP8	140, 141
Ni ₃ Ta β	monoclinic		Pt ₃ Ta	P2 ₁ /m	mP48	
Ni ₃ Ta	c	DO ₂₂	Al ₃ Ti	14/mmm	tI8	
Ni ₃ Nb	bct	DO ₂₂	Al ₃ Ti	14/mmm	tI8	140
Ni ₃ Nb β	orthorhombic	DOa	Cu ₃ Ti	P mmm	oP8	140
(NiFeCo) ₃ (NbTi) ϵ	hexagonal	DO ₁₉	Ni ₃ Sn			140
(NiCrFe) ₃ (NbMo)						
TiAlTa) γ'	bct (fct)	DO ₂₂	Al ₃ Ti	14/mmm	tI8	142
Ni ₃ Ta			NbNi ₈		tI36	
Ni ₃ Al ₃		(a)	Ga ₃ Pt ₃	Cmmm	oC16	143
Ni ₃ (AlTa) π	hexagonal	DO ₂₄		P 6 ₃ /mmc	hP16	140
Ni ₃ (Ti _{0.96} Ta _{0.4})	hexagonal					109
Ni ₃ (Ti _{0.83} Ta _{0.17})	rhombohedral		BaPb ₃	R $\bar{3}m$	hR12	109
Ni ₃ (Ti _{0.67} Ta _{0.33})	hexagonal	DO ₂₄	Ni ₃ Sn	P 6 ₃ /mmc		109
Ni ₃ (Ti _{0.97} Nb _{0.3})	hexagonal					109
Ni ₃ (Ti _{0.89} Nb _{0.11})	rhombohedral		BaPb ₃	R $\bar{3}m$	hR12	109
Ni ₃ (Ti _{0.67} Nb _{0.33})	hexagonal	DO ₂₄	Ni ₃ Sn	P 6 ₃ /mmc		109
Ni ₃ (Ti _{0.25} Nb _{0.75})	orthorhombic		Cu ₃ Ti			109
M ₂₃ C ₆ Cr ₂₁ (MoW) ₂₃ C ₆	fcc	F m $\bar{3}m$		D $\bar{8}_4$	cF116	140
M ₆ C η (NiCoFe) ₆ (MoWTa) ₆ C	fcc	F d $\bar{3}m$		E $\bar{9}_2$	cF112	140
μ (Co,Fe,Ni) ₇ (MoWCr) ₆	rhombohedral	D $\bar{8}_3$	W ₆ Fe ₇	R $\bar{3}m$	hR13	144, 145
Ni ₂ Ta μ	bct	C11 _b	MoSi ₂	14/mmm	tI6	140
Ni ₂ (AlTi) ₇ Ni ₂ (AlTa) H	cfc	L2 ₁		Fm $\bar{3}m$ -		146
NiAlTa	hexagonal	DO ₂₄		P6 ₃ /mmc		140
NiCrTa	hexagonal	DO ₂₄		P6 ₃ /mmc		147
σ (CrMo) _x (NiCo) _y	bct	D $\bar{8}_8$	σ (CrFe)	P4 ₂ /mnm	tP30	140
Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀ P				Pnma	oP56	140
Laves Fe ₂ Ti, Fe ₂ Mo	hexagonal	C14		P6 ₃ /mmc	hP12	140
Laves Co ₂ Ta	ordered fcc	C15		Fd- $\bar{3}m$	cF24	140
Laves Ni ₂ Nb	hexagonal	C36		P6 ₃ /mmc	hP24	140
NiAlTa H	hexagonal	DO ₂₄		P6 ₃ /mmc		140

Fonte: (DURAND-CHARRE, 1997)

1.3.1 Estruturas do tipo A_3B

Essas estruturas encontradas nessas ligas, além do Ni e seus solutos na fase γ , são as fases do tipo A_3B , sendo a mais importante a γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$.

Figura 1.3 a) Estrutura Cristalina CFC ordenada da fase γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$; b) Estrutura Cristalina da fase γ .



Fonte: (DUPONT *et al.*, 2009)

A fase γ' - $\text{Ni}_3(\text{Ti,Al})$ é uma fase de estrutura ordenada do tipo L12 que tem uma similaridade cristalográfica muito grande com a matriz CFC do Ni. (DUPONT, et al., 2009)

Ambas γ e γ' tem estrutura CFC, com parâmetros muito similares. Os precipitados γ' são, portanto, geralmente coesos e tendem a aparecer nos planos $\{100\}$ (DURAND-CHARRE, 1997).

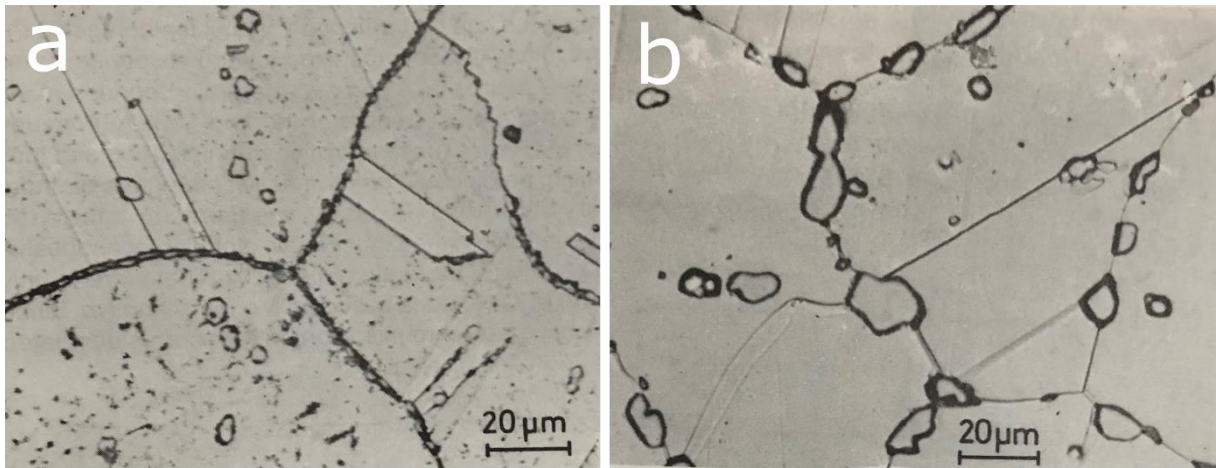
1.3.2 O Nb e as fases γ'' , δ e NbC

O nióbio também é muito efetivo tanto para endurecimento por solução sólida quanto para sua capacidade de promover a precipitação da fase γ'' -Ni₃Nb. A fase γ'' -Ni₃Nb pode formar-se em ligas com maior adição de Nb. A estrutura cristalina desta fase é mostrada na Figura 1.3, onde os átomos de Nb são mostrados como as esferas escuras, mas Ti e Al podem substituir o Nb nesta fase. Esta é uma fase tetragonal de corpo centrado (TCC) que reforça muitas ligas comerciais pelo desenvolvimento de tensões elevadas da coerência na matriz. No entanto, a fase γ'' é metastável e geralmente será substituída pela fase ortorrômbica δ com a mesma composição estequiométrica de Ni₃Nb quando exposta por longo período a temperaturas elevadas. A fase δ é geralmente indesejável porque é incoerente com a matriz de Ni e conseqüentemente não um endurecedor eficaz. Além disso, pode conduzir à fragilização associada a uma perda na ductilidade. (DUPONT *et al.*, 2009).

Apesar dessas fases terem estrutura estequiométrica A₃B, a importância do Nb na estrutura da Liga 625 tem sua proeminência associada à formação de carbonetos, como será descrito logo abaixo, haja vista que é o quinto elemento em massa mais presente nessa liga e, por isso, optou-se por um tópico especial sobre o nióbio.

Conforme relata Heubner, (1998), o aumento das propriedades a alta temperatura devido a endurecimento por carbonetos é de grande importância. Nas ligas endurecidas por solução sólida a precipitação de carbonitreto de titânio, nióbio e vanádio se faz importante. Deve-se atentar para o fato do aumento da resistência ser produzido pelo aumento das falhas de empacotamento (stacking-faults), as custas da perda da ductilidade. A precipitação dos carbonetos nos contornos de grão e seu aumento conforme o aumento da temperatura são evidenciados pela Figura 1.4.

Figura 1.4 – Microestrutura de amostras da liga Nicrofer 5520 Co alloy 617 submetidas a ensaio de fluência a) 7.209h a 850 °C e $\delta = 54 \text{ N/mm}^2$ e b) 10.000h a 850 °C e $\delta = 6 \text{ N/mm}^2$



Fonte: (Heubner, 1998)

1.3.3 Outras fases A_3B – π , η , δ , ϵ

Inúmeras outras fases do tipo A_3B podem coexistir com a matriz austenítica. As mais propensas a serem encontradas na prática são $\pi \text{ Ni}_3(\text{AlTa})$, $\eta \text{ Ni}_3\text{Ti}$, $\delta \text{ Ni}_3\text{Ta}$ e possivelmente $\epsilon (\text{NiFeCo})_3(\text{NbTi})$. Estas diferentes fases mostram uma série de características semelhantes. As morfologias primárias de solidificação são agulhas longas ou placas, com contornos mais ou menos geométricos. São fases frequentemente indesejadas (DURAND-CHARRE, 1997)

1.3.4 Fases Topologicamente Compactas

As fases topologicamente compactas (TCP), como σ , P e μ , podem formar-se em materiais de alta liga durante o tratamento térmico e/ou durante o serviço de longo prazo. Algumas dessas fases também podem se formar no final da solidificação. Por exemplo, σ pode se formar devido à segregação de Mo, enquanto Laves pode se formar devido à segregação de Nb. (DUPONT *et al.*, 2009)

Essas fases são formadas de compostos intermetálicos que existem em muitos sistemas binários, ternários e multicomponentes envolvendo elementos de transição. Suas estruturas cristalográficas têm características comuns e três famílias de fases TCP podem ser distinguidas.

São frequentemente fragilizantes e, por isso, não desejadas. (DUPONT, et al., 2009), (DURAND-CHARRE, 1997)

1.3.4.1 A primeira família TCP – fase σ

O primeiro deles corresponde às fases do tipo σ com simetria hexagonal, e com composições como $(\text{Cr}_{46}\text{Fe}_{54})$, $\{(\text{Ni})_8(\text{Cr}, \text{Mo})_4(\text{Cr}, \text{Mo}, \text{Ni})_{18}\}$. (DURAND-CHARRE, 1997)

A fase σ $(\text{CrMo})_x(\text{NiCo})_y$, tem como protótipo o composto FeCr que se forma abaixo de 800 °C em ligas binárias Fe-Cr. É particularmente deletério devido à sua frágil natureza e sua tendência a formar longas placas ou agulhas em planos preferenciais bem definidos, facilitando a iniciação e propagação de fissuras. O risco de formação de fase σ tem sido uma grande limitação no design de ligas, impondo restrições à quantidade de cromo, particularmente necessária para a resistência à corrosão, e sobre as concentrações de elementos de fortalecimento, como molibdênio e tungstênio. Nas superligas modernas, as composições são rigorosamente otimizadas para evitar a fase σ , embora algumas fases TCP menos prejudiciais sejam por vezes toleradas. (DURAND-CHARRE, 1997).

1.3.4.2 A segunda família TCP – fases μ e de Laves

A segunda família as fases laves (fórmula geral A_2B , onde os átomos B são elementos pesados) e as fases μ (por exemplo, Co_7Mo_6). (DURAND-CHARRE, 1997)

Em superligas policristalinas, a fase μ demonstrou ter um efeito prejudicial em suas propriedades mecânicas, devido à sua tendência de formar precipitados intergranulares endurecedores. A matriz da fase μ está próxima a uma estrutura quasi-cristalina, de modo que a diversidade de planos preferenciais possa ser devido ao crescimento dos núcleos icosaédricos. A fórmula geral para a fase μ é $(\text{CoFeNi})_7(\text{MoWCr})_6$ e os resultados das análises experimentais utilizando várias técnicas estão em bom acordo com isso no que diz respeito aos elementos metálicos (conforme Tabela 1.5). A segregação inversa do tungstênio é dita promover a formação da fase do μ nos núcleos do dendrito. (DURAND-CHARRE, 1997)

Tabela 1.5 - Análise de partículas que se acredita serem fase μ na liga MC2

Elemento	Al	Ti	Cr	Ni	Co	Mo	Ta	W	C
Fase μ^*	0,6	1,1	18,5	29,1	7,2	11,6	2,4	29,5	0
Fase μ^{**}	$1,5 \pm 1,5$	$1,5 \pm 1,5$	$16,0 \pm 4,5$	$16,0 \pm 4,5$	$13,7 \pm 4,2$	$16,3 \pm 4,6$	$2,7 \pm 2,0$	$27,4 \pm 5,5$	$4,9 \pm 2,7$

Fonte: Adaptado de Durand-Charre, (1997)

1.3.4.3 A terceira Família TCP – fases P, δ , R. etc...

A terceira família inclui fases como P (por exemplo, $\text{Mo}_{42}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_{40}$), δ (por exemplo, NiMo) e R (por exemplo, $\text{Mo}_{31}\text{Cr}_{18}\text{Co}_{50}$).

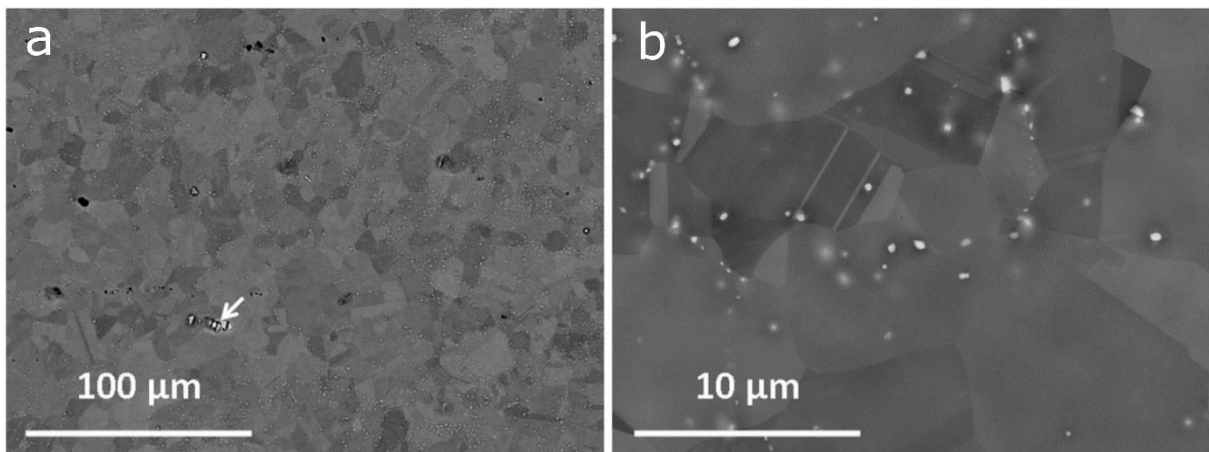
1.3.5 Carbonetos em geral MC, M_6C , M_{23}C_6

Além das estruturas citadas, vários outros compostos intermetálicos são formados. Dentre eles estão os carbonetos que, desde que adequadamente trabalhado o processo de fabricação da liga, melhoram a resistência à fluência. Conforme Heubner (1998), esses compostos são pequenos, globulares e não

coesivos, mais bem descritos por se estabelecerem nos contornos de grão. São também majoritariamente precipitados primários de carbonetos MC e M_6C de base Mo, W, Ti e Nb. Como a maioria das ligas de alta-temperatura levam cromo por motivos de corrosão (aprox. 16-30%), a formação de carbonetos $M_{23}C_6$ é inevitável. (HEUBNER, 1998)

Os carbonetos do tipo η , com a fórmula geral $(Fe, Co, Ni)_3(W, Mo, Ta)_3C$, foram detectados liga MC2. Este carboneto ocorre em concentrações razoavelmente elevadas dos elementos pesados, Mo, W e Ta, (DURAND-CHARRE, 1997).

Figura 1.5– Microscopia por varredura de elétrons (SEM – Scanning Electron Microscopy) da liga 625.



Fonte: (SUAVE *et al.*, 2014)

A Figura 1.5– Microscopia por varredura de elétrons (SEM – Scanning Electron Microscopy) da liga 625. Figura 1.5 (a) evidencia carbonetos primários, enquanto a (b) mostra carbonetos secundários, ambos no contorno de grão. (SUAVE *et al.*, 2014)

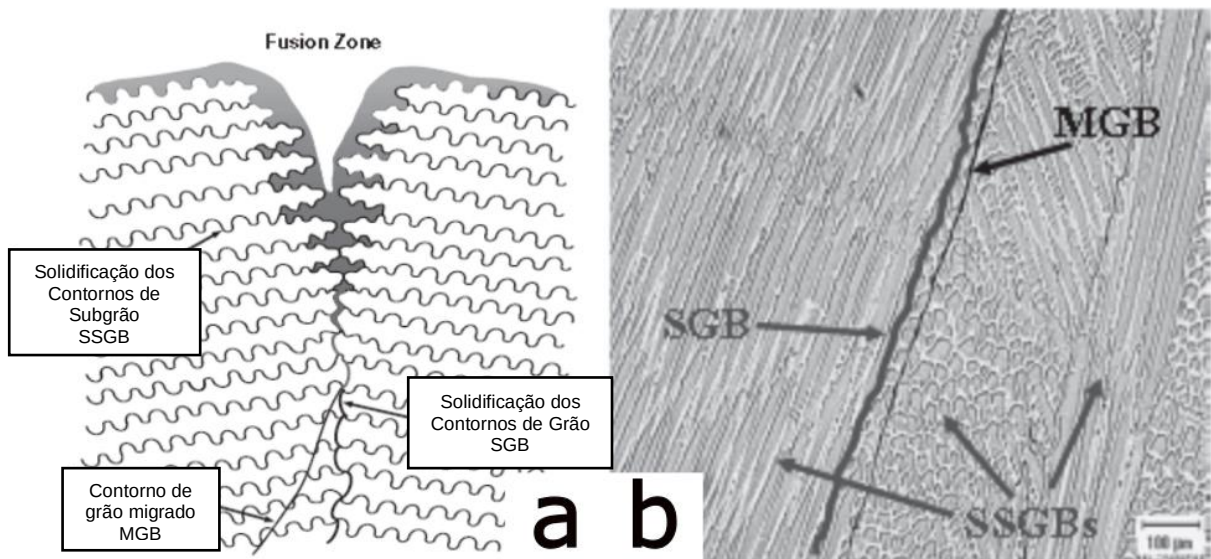
1.3.6 Processo de Solidificação na Solda das Superligas

O processo de solidificação dos cordões de solda das ligas de base Ni ocorre conforme o mecanismo austenítico. Segundo DuPont, et al. (2009), a solidificação da zona fundida ocorre conforme a Figura 1.6, com suas fronteiras de grão e subgrão definidas nos termos abaixo:

- Solidificação dos Contornos de Subgrão (Solidification Subgrain Boundaries – SSGBs) – É a menor estrutura que pode ser vista em microscópio óptico. Os subgrãos se apresentam normalmente em células ou dendritos e seu contorno (SSGB) é evidente pois sua constituição é diferente da microestrutura do interior. Em metais de estrutura CFC ou CCC costuma estar orientados nas direções $\langle 100 \rangle$ e, por isso, a densidade de discordâncias é pequena, já que não existe grande desorientação estrutural para acomodar.
- Solidificação de Contorno de Grão (Solidification Grain Boundaries – SGBs) – Esses contornos são fruto da interseção de pacotes, ou grupos, de subgrãos. Assim, SGBs são o resultado direto do crescimento competitivo que ocorre ao longo do bordo de fuga da poça de fusão. Porque cada um desses pacotes de subgrãos tem uma direção de crescimento diferente e orientação, sua interseção resulta em um limite com alta desorientação angular.
- Contornos de Grão Migrados (Migrated Grain Boundaries – MGBs) – O SGB que se forma no final de solidificação tem componentes tanto composicional e cristalográfico. Em algumas situações, é possível para o componente cristalográfico da SGB migrar para fora do componente composicional. Este novo contorno carrega consigo um alto ângulo de desorientação em relação ao seu SGB “originário” e chama-se de Contorno de Grão Migrado (MGB). A força motriz para tal migração é a mesma do crescimento simples de grão em metais de base, uma redução de energia da superfície. O SGB original é bastante tortuoso já que é formado a partir da interseção de células e dendritos opostos. A superfície cristalográfica pode diminuir sua energia por conta desse alinhamento na solidificação e, no processo, esta característica cristalográfica salta para fora do SGB original. Além disso, a migração dos

contornos é possível durante o reaquecimento, tal como durante a solda multipasse. E como esses contornos carregam a desorientação cristalográfica da SGB, a MGB representa contorno com alto ângulo de desorientação, normalmente 30 graus.

Figura 1.6– a) Esquema da solidificação, formação dos contornos de grão, subgrão e contorno de grão migrado em metais que se solidificam como austenita. b) Imagem dos contornos em liga de Ni - Filler Metal 52



Fonte: Adaptado (DUPONT *et al.*, 2009).

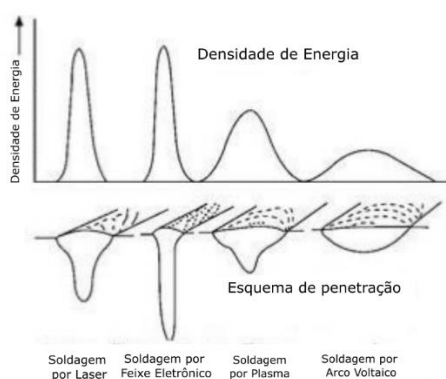
A soldabilidade, propriedades mecânicas e resistência a corrosão das ligas de base Ni, são amplamente controladas pela solidificação e da microestrutura resultante da Zona Fundida. A característica da microestrutura que atrai interesse principal é a distribuição dos elementos de liga em direções ortogonais às estruturas celular/dendrítica e as fases formadas na zona fundida durante a solidificação. O comportamento da Zona Fundida é, em termos, controlado pelo comportamento da redistribuição do soluto.

1.4 Processo de soldagem a laser

O nome LASER significa “Light Amplification by Stimulated Emission Radiation”. O primeiro material a demonstrar a emissão do laser foi o cristal sintético de rubi. O laser de rubi (laser de estado sólido) foi desenvolvido por Theodore Maiman em 1960. Mais de 55 anos se passaram desde a primeira proposta do laser. Rapidamente após isto, pesquisadores em todo o mundo desenvolveram uma vasta lista de materiais capazes de emitir feixe de laser, com o passar do tempo novas tecnologias voltadas ao laser foram surgindo. Os tipos de lasers mais usados são os lasers de dióxido de carbono (CO₂) e Neodímio dopado com ítrio-alumínio (Nd:YAG). Estas aplicações são associadas à sua relação de custo e benefício mais vantajosa em relação aos demais tipos de laser. A utilização dessas tecnologias tem sido de grande importância e relevância para as indústrias em geral. A cada dia que passa novas necessidades de mercado surgem e com isso alavancam as descobertas na área. Ambos os lasers, CO₂ e Nd:YAG podem ser utilizados no processamento de materiais, como por exemplo o corte, furação, união, tratamento superficial, entre outros. Com isso torna-se uma tecnologia fundamental para nosso século (KATAYAMA, 2013).

A soldagem a laser é bem-vista devido ao conjunto de avanços em processamento laser que hoje possibilita esse processo. Segundo (KATAYAMA, 2013) diferentes combinações de energia e processos de soldagem podem gerar diferentes geometrias de cordões conforme mostra a Figura 1.7.

Figura 1.7 – Geometria do cordão obtido por diferentes combinações



Fonte: Adaptado de (KATAYAMA, 2013)

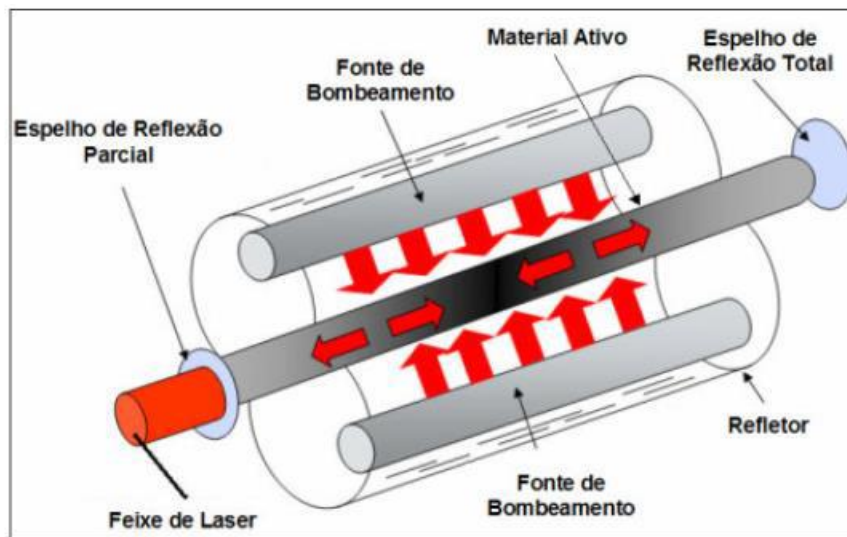
A soldagem a laser pode ser realizada de duas maneiras. Sendo solda por condução e solda por penetração ou do inglês “keyhole”. A diferença está na superfície da poça de fusão, que no caso do primeiro modo, permanece íntegra durante a execução e no segundo modo essa superfície é alterada pelo feixe laser que penetra na região fundida causada por uma elevada quantidade de energia. A Solda com um sistema de laser de Nd:YAG pulsado é caracterizada por aquecimento periódico da poça de fusão pela incidência de um feixe de laser pulsado de alta densidade de potência de pico que permite fusão e solidificação consecutivamente. (VENTRELLA *et al.*, 2010)

O laser Nd:YAG permite soldar chapas finas, vantagem essa adquirida pois conseguiu flexibilizar seus movimentos com a utilização de fibras óticas e também pelo custo consideravelmente baixo comparado com o CO₂. (HOFFMANN; GEIGER, 2005)

A Figura 1.8 apresenta o esquema de funcionamento de cavidade geradora de laser. O meio ativo do laser Nd: YAG é um cristal artificial de neodímio dopado com ítrio e alumínio. Este cristal é transparente e é considerado o mais comum em aplicações industriais. Fornece uma radiação com comprimento de onda de 1,06 micrometros, sendo transmitida facilmente por fibras óticas flexíveis de quartzo e o meio ativo pode ser excitado tanto por luz de xenônio como de criptônio. Em comparação ao laser gasoso (CO₂), o sistema é consideravelmente simples e o

comprimento de onda da radiação é mais facilmente absorvido pelos metais, fazendo com que tenha uma melhor eficiência (MELO, 2007)

Figura 1.8– Esquema de funcionamento de cavidade geradora de laser



Fonte: (KAVAMURA, 2007)

O laser Nd: YAG opera tanto em modo contínuo como também no pulsado. Sua modificação de um modo para o outro não é tão simples como, por exemplo, mudar os parâmetros da máquina, pois as lâmpadas utilizadas para a excitação são significativamente diferentes.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada nos laboratórios da Área de Materiais e Processos de Fabricação da UNESP - Campus de Ilha Solteira em conjunto com o IFSP (Instituto Federal de Ciência e Tecnologia de São Paulo) Campus Votuporanga.

2.1 Metal base

Utilizou-se como metal base no presente trabalho chapas da liga de níquel Inconel 625, com 1,63 mm de espessura. A composição química e as propriedades mecânicas dessa liga são mostradas na Tabelas 3.1 e 3.2.

Tabela 3.1 – Composição da liga Inconel 625 em peso por cento.

Metal Base	Ni	Cr	Fe	Co	Mo	Nb (+Ta)	Ti	Al	C	Mn	Si
Inconel 625	58,0 min.	20,0 a 23,0	5,0 máx.	1,0 máx.	8,0 a 10,0	3,15 a 4,15	0,40 máx	0,40 máx.	0,10 máx.	0,50 máx.	0,5 máx

Fonte: Empresa Realum

Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas da liga Inconel 625.

Material	Limite de Escoamento (Mpa)	Limite de Resistência (Mpa)	Elongação máxima (%)	Dureza Brinell (HB)
Inconel 625	414-621	827-1034	55-30	145-240

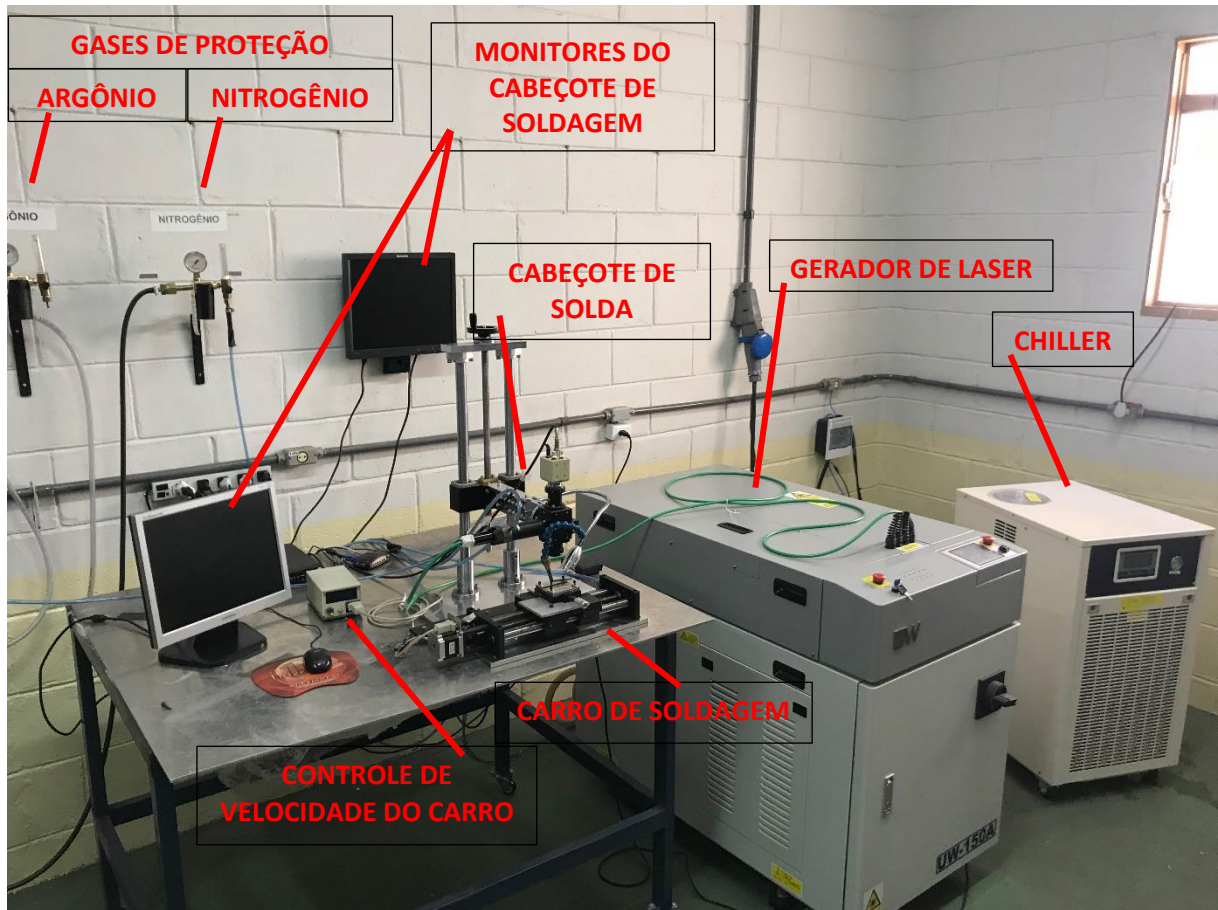
Fonte: Empresa Realum

2.2 Soldagem laser

As soldagens laser foram realizadas utilizando um sistema laser, de estado sólido Nd: YAG, modelo UW 150A, da United Winners, na condição pulsado, cujo

arranjo experimental e detalhes são mostrados na Figura 3.1. Esse sistema é composto pela fonte do laser, uma central de resfriamento, um cabeçote do gás de proteção e uma mesa para fixação das chapas com velocidade controlada por um microcontrolador Arduino. Também possui uma câmera para monitoramento do processo de soldagem em tempo real.

Figura 3.1- Equipamento para Soldagem a Laser.



Fonte: Próprio Autor

A Tabela 3.3 apresenta as principais características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, da United Winners.

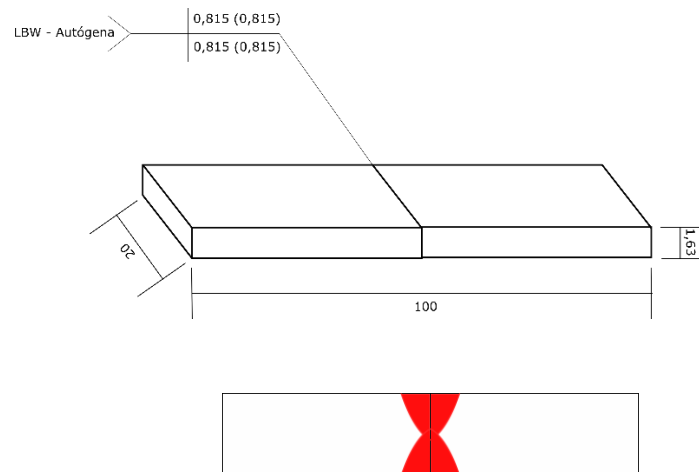
Tabela 3.3 Características da Fonte Laser Nd:YAG pulsada, modelo UW 150A, United Winners.

MODELO	UW 150A
Laser	Estado sólido
Tipo	Nd:YAG
Comprimento de onda	1064 nm
Potência máxima do laser	150W
Potência de pico	7 kW
Energia máxima do pulso	80 J
Largura do pulso	0,5 a 30 ms
Frequência	1 a 300 Hz
Sistema de posicionamento	Diodo e câmera CCD

Fonte: Próprio Autor

Para avaliar a influência do aporte térmico na soldagem as chapas de Inconel 625 foram posicionadas em junta de topo, sem abertura de raiz. Foram realizados pré-testes para estabelecer os parâmetros. Elas foram soldadas com feixe de diâmetro de 0,2 mm e ângulo de 90°. A frequência do pulso foi mantida fixa em 9Hz, potência de pico de 2 kW, velocidade de soldagem (v) 1,0 mm/s e largura temporal (ms) variando de 3,5 ms até 7,5 ms, com incremento de 0,5 ms. Dessa maneira, obtiveram-se amostras com diferentes energias de pulso de 7J, 8J, 9J, 10J, 11J, 12J, 13J, 14J e 15J. A soldagem é autógena e foi realizada dos dois lados com o intuito de obter maior penetração. O esquema e os parâmetros de soldagem laser utilizados no presente trabalho estão mostrados na figura 3.2 e na Tabela 3.4.

Figura 3.2 – Esquema da soldagem laser na junta de topo.



Fonte: Próprio Autor

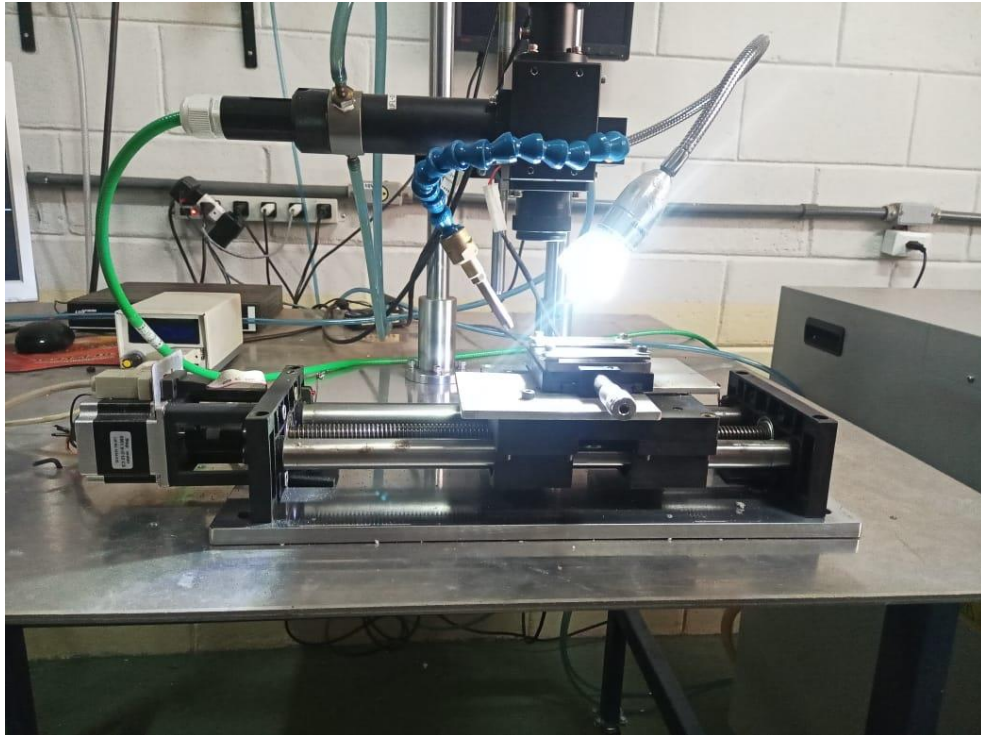
Tabela 3.4 Parâmetros de soldagem laser Nd:YAG pulsada.

Amostra	Velocidade de soldagem (mm/s)	Frequência (Hz)	Potência de Pico (kW)	Largura Temporal (ms)	Energia de Pulso em J
7J	1	9,0	2,0	3,5	7
8J	1	9,0	2,0	4,0	8
9J	1	9,0	2,0	4,5	9
10J	1	9,0	2,0	5,0	10
11J	1	9,0	2,0	5,5	11
12J	1	9,0	2,0	6,0	12
13J	1	9,0	2,0	6,5	13
14J	1	9,0	2,0	7,0	14
15J	1	9,0	2,0	7,5	15

Fonte: Próprio Autor

A Figura 2.1 mostra de forma mais detalhada a mesa para fixação das chapas, onde é possível ver em maiores detalhes o cabeçote de soldagem com lâmpada para visualização, vazão de gás e o descolamento das chapas pelo microcontrolador Arduino.

Figura 2.1- Mesa de Fixação de Soldagem.



Fonte: Próprio Autor

2.3 Análise macro e microestrutural

As caracterizações macro e microestrutural foram realizadas para obtenção da geometria do cordão de solda e sua respectiva microestrutura. A preparação das amostras foi realizada seguindo o procedimento padrão: lixamento da superfície da amostra utilizando lixas de granulação mais grosseiras (80) até a granulação mais finas (2000), seguido por polimento com alumina de 1 e 0,3 micrômetro até que as marcas de lixamento fossem removidas, deixando uma superfície espelhada e homogênea.

A microestrutura foi revelada utilizando um ataque eletrolítico com ácido crômico (H_2CrO_4) de título 10% em massa, 2,5V e 20s de tempo t de exposição à solução das amostras de 'INCONEL[®]', A Figura 2.2 mostra detalhes do aparato experimental.

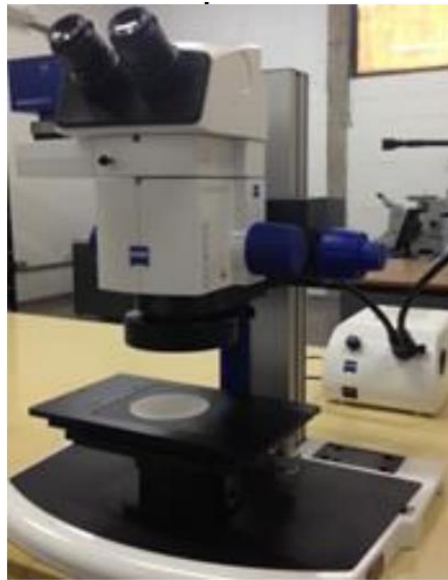
Figura 2.2– Ataque Eletrolítico das amostras: Eletrólise em solução de ácido crômico (H_2CrO_4).



Fonte: Próprio Autor

Para a realização das macrografias as amostras foram levadas ao Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8 do laboratório de microscopia da Unesp – Ilha Solteira, captando as imagens por uma câmera ligada a um computador, que possui o software Axio Vision, utilizando na medição da geometria do cordão de solda. A micrografia e análise química EDS foi realizada no microscópio eletrônico de varredura (MEV) do laboratório multiusuário da Unesp – Ilha Solteira da mesma marca Zeiss, modelo EVO LS15; respectivamente mostrados nas imagens Figura 2.3 e Figura 2.4a seguir.

Figura 2.3– Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8



Fonte: Próprio Autor

Figura 2.4- Microscópio Eletrônico de Varredura, Zeiss, modelo EVO LS15



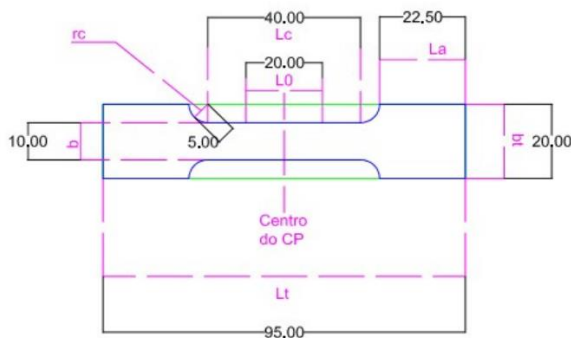
Fonte: Próprio Autor

2.4 Ensaios mecânicos

2.4.1 Ensaio de Tração

Após a soldagem foi realizado a confecção de copos de prova para ensaio de tração. Os copos foram cortados seguindo a Norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013 Versão corrigida: 2015, no modelo reduzido, com dimensões 1,5 x 20 x 120 mm, como é representado na Figura 2.5.

Figura 2.5 - Corpos de Prova



Lo	comprimento de medida original
Lc	comprimento paralelo
La	comprimento de ancoragem
Lt	comprimento total
b	largura do corpo de prova
bt	largura total
rc	raio de concordância

Fonte: Próprio Autor

A Figura 2.6 mostra o corpo de prova para ensaio de tração.

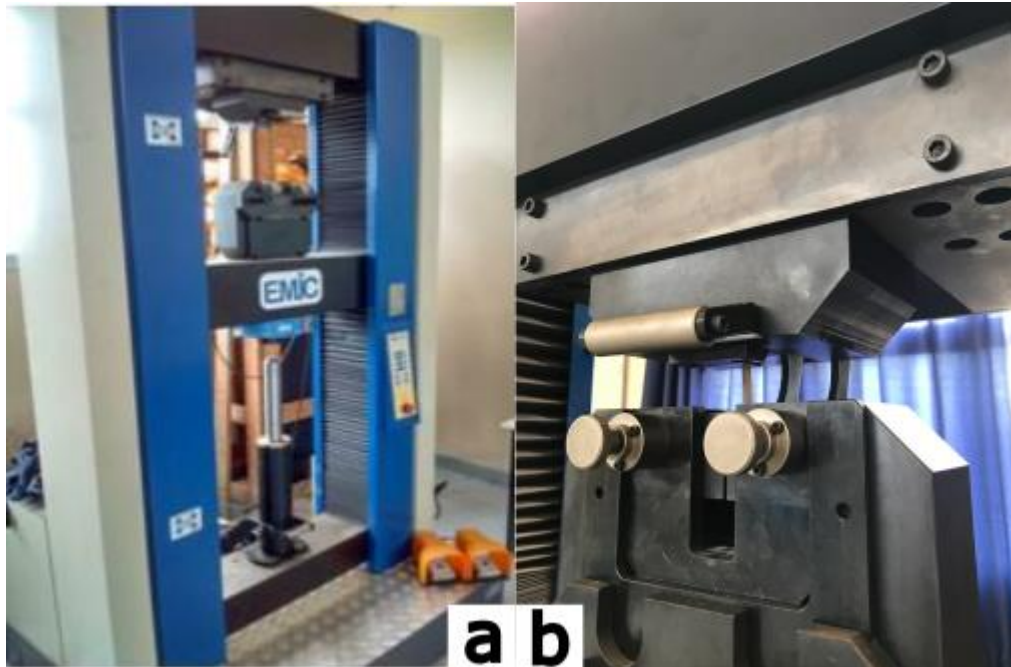
Figura 2.6 – Obtenção das amostras das chapas soldadas para ensaio de tração.



Fonte: Próprio Autor

O ensaio de tração foi realizado em uma Máquina universal de Ensaio, EMIC modelo: DL 30.000, disponível no IFSP – campus de Votuporanga. A máquina possui capacidade de 300kN, é microprocessada de acionamento eletromecânico. A Figura 2.7 demonstra a máquina de ensaio aqui citada.

Figura 2.7 – Máquina de ensaio de tração (a), com detalhe do cabeçote de fixação do corpo-de-prova (b).



Fonte: Próprio Autor

É importante destacar que o ensaio de tração foi realizado para análise qualitativa do cordão de solda, visando estudar a região apenas em que ocorre a fratura (metal base ou cordão de solda), e não determinar a resistência mecânica do cordão. Caso fosse desejado estudar a resistência mecânica do cordão de solda seria necessário confeccionar um entalhe nessa região, para controlar a posição da fratura no corpo de prova, desta forma, comparar a resistência mecânica do cordão de solda para cada uma das condições de sobreposição.

2.4.2 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado no Departamento de Odontologia Preventiva e Restauração da UNESP – campus de Araçatuba. As medidas de microdureza foram realizadas na secção transversal da junta soldada. Foram realizadas medidas no centro do cordão e, perpendicular a estas, próximo a superfície cerca de 0,4 mm. Foi correlacionada a microdureza com possíveis efeitos de heterogeneidades microestruturais, tanto no metal base quanto no metal de solda. Utilizou-se um ultramicrodurômetro digital da marca Buehler modelo Micromet 5114, apresentado na Figura 2.8. Para realizar a indentação, foi empregada uma carga de 0,02kgf. Durante este procedimento foi respeitado tanto a distância mínima entre indentações adjacentes quanto o tempo de carregamento, com a finalidade de minimizar erros na realização das medidas.

Figura 2.8 Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S.



Fonte: próprio autor

2.5 Fractografia

Durante o ensaio de tração, alguns corpos de prova romperam-se no cordão de solda e a tenacidade verificada ficou consideravelmente abaixo, algumas apresentaram metade do alongamento das outras amostras, onde a falha ocorreu no metal base.

Visando investigar da microestrutura da superfície fraturada, principalmente procurando encontrar evidências de mecanismo dúctil de colapso, uma vez que a microestrutura da fratura frágil indica uma fragilização durante o processo de soldagem.

As imagens para a análise foram obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) do laboratório multiusuário da Unesp – Ilha Solteira da mesma marca Zeiss, modelo EVO LS15, o mesmo da Figura 2.4

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Análise macrográfica

As medidas de largura e profundidade do cordão de solda foram realizadas em três seções transversais ao longo do cordão de solda obtido na condição “*bead on plate*”. A partir desses valores selecionou-se as condições que apresentaram uma profundidade superior à metade da espessura da chapa, isto é, acima de 0,825 mm. A Tabela 3.1 mostra as medidas de largura e profundidade média do cordão de solda em função da energia do pulso.

Tabela 3.1– Medidas de largura e profundidade (mm) calculadas em cada uma das três seções analisadas para cada cordão de solda.

Energia do pulso	Largura média	Desvio Padrão	Profundidade média	Desvio Padrão
7 J	1,06	0,01	0,65	0,00
8 J	1,14	0,01	0,73	0,01
9 J	1,18	0,00	0,81	0,01
10 J	1,21	0,00	0,97	0,00
11 J	1,22	0,02	1,05	0,02
12 J	1,24	0,02	1,21	0,00
13 J	1,25	0,00	1,35	0,02
14 J	1,27	0,03	1,41	0,03
15J	1,30	0,02	1,51	0,05

Fonte: próprio autor

Verifica-se a tendência de que quanto maior a energia de pulso, maior é o aumento da largura e da penetração de soldagem. Cordões de solda realizados com baixa energia de pulso produziram cordões de solda rasos e mais estreitos do que aqueles realizados com energia de pulso mais elevada.

A utilização de três seções ao longo do comprimento de cada cordão foi feita para se analisar a dispersão dos parâmetros de profundidade ao longo do

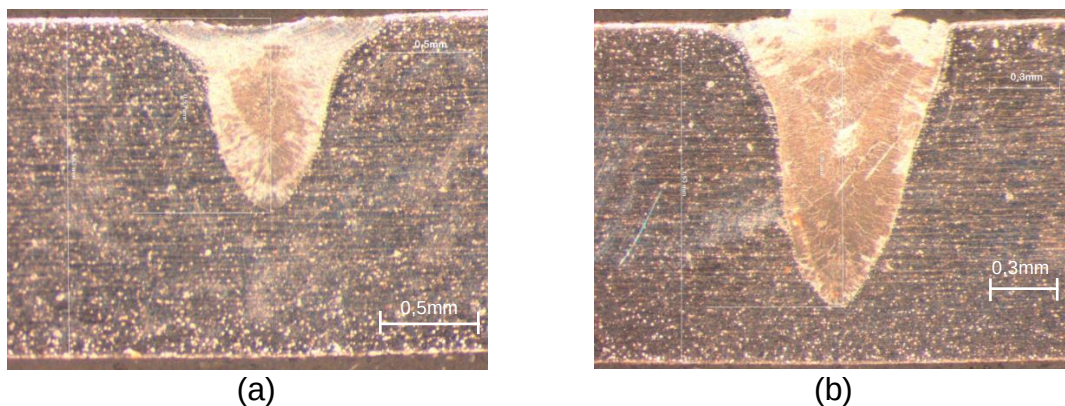
comprimento de cada cordão. Os resultados mostram que, quando utilizadas as energias de pulso de 7, 8, 9 e 10J apresentaram pouca dispersão sendo em alguns casos nula, enquanto energia de 11, 12, 13, 14 e 15J apresentou dispersão superior as de menor energia. Nos casos em que foram utilizadas maiores energia de pulso, superior a 15J não foi possível realizar as medições de profundidade, pois a solda atravessou a chapa de 1,65 mm de espessura de Inconel 625.

No geral, os maiores valores de profundidade estão atrelados aos maiores valores de energia de pulso aumentando a dispersão desses parâmetros.

Após a execução da soldagem com diversas energias de pulso selecionou-se as condições de 10, 11, 12, 13, 14 e 15 J, pois apresentaram superfície regular e profundidade que ultrapassa 50% da espessura da chapa, permitindo assim a soldagem dos dois lados.

A Figura 3.1 mostra uma macrografia da seção transversal das amostras obtidas com energia de pulso de 7J e 10J, na condição “*bead on plate*”, com intuito de observar a geometria do cordão de solda. Observa-se que com energia de pulso de 7J não é possível obter penetração total da junta, somente a partir de pulsos com 10J isso é possível

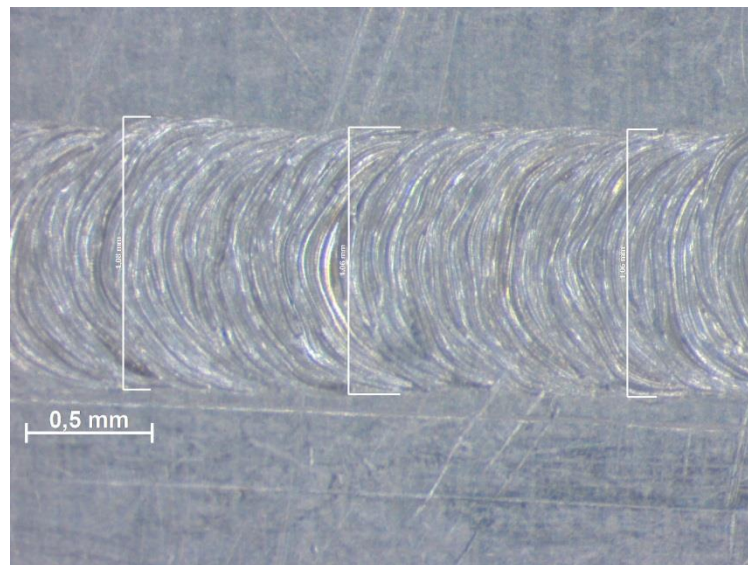
Figura 3.1– Macrografias do cordão de solda “*bead on plate*”. com energias de 7J (a) e 10J (b).



Fonte: Próprio Autor

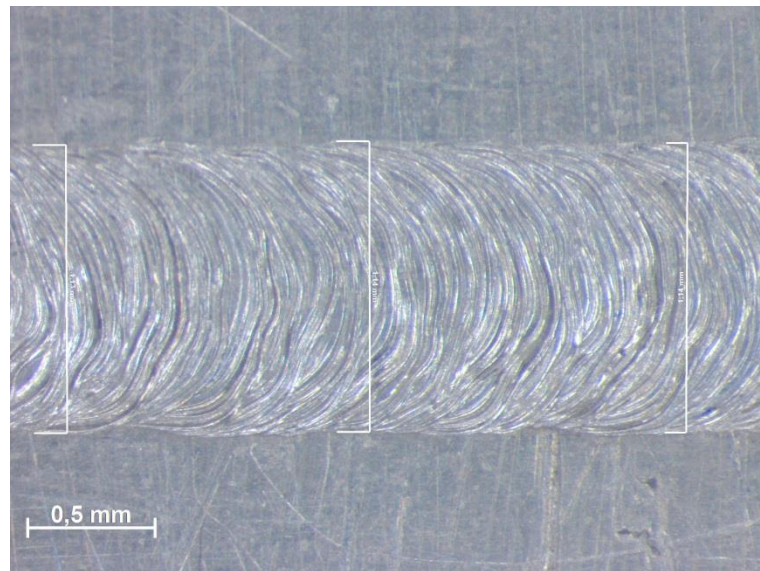
Figura 3.3 e Figura 3.4 mostram as superfícies dos cordões de solda da junta de topo de Inconel 625 obtidos com energia de 7J, 8J e 10 J. É possível observar nas imagens a diferença dos cordões de solda devido à variação da energia do pulso, Nota se que com o aumento da energia do pulso, mantendo-se constante a frequência e a velocidade de soldagem, obtêm-se cordões mais largos, como era esperado. Esse aumento de energia não gerou descontinuidades no cordão, como mordedura, depressão da superfície e respingos.

Figura 3.2– Vista superior do cordão de solda obtido com 7J



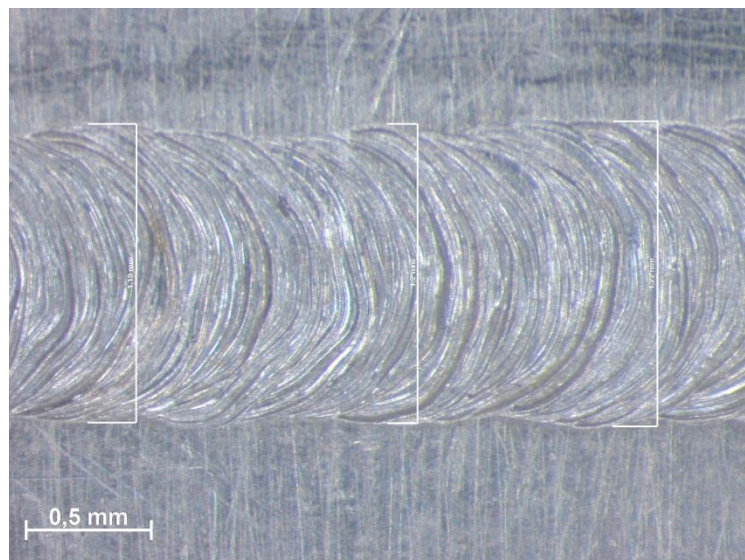
Fonte: Próprio Autor

Figura 3.3– Vista superior do cordão de solda obtido com 8J



Fonte: Próprio Autor

Figura 3.4 – Vista superior do cordão de solda obtido com 10J

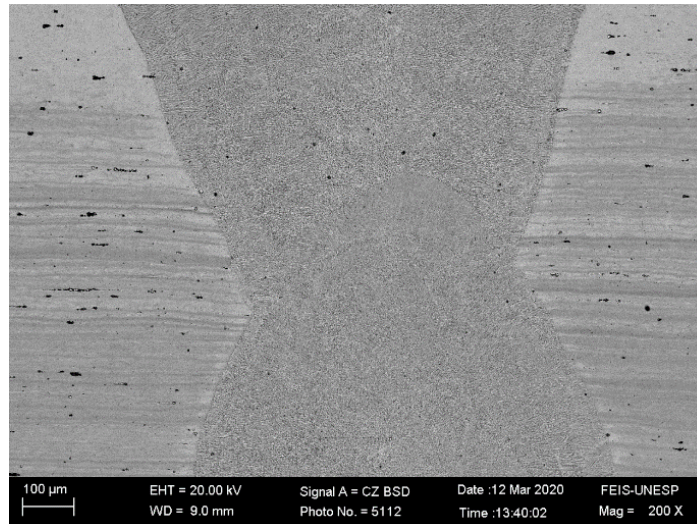


Fonte: Próprio Autor

Posteriormente, foi analisada através de imagens macrográficas a seção transversal das juntas com intuito de observar a geometria do cordão de solda e

presença de descontinuidades no metal de solda. A Figura 3.5 mostra a macrografia obtida no MEV da junta de topo soldada com energia de 12 J.

Figura 3.5 – Macrografia da junta de topo soldada com energia de 12 J.



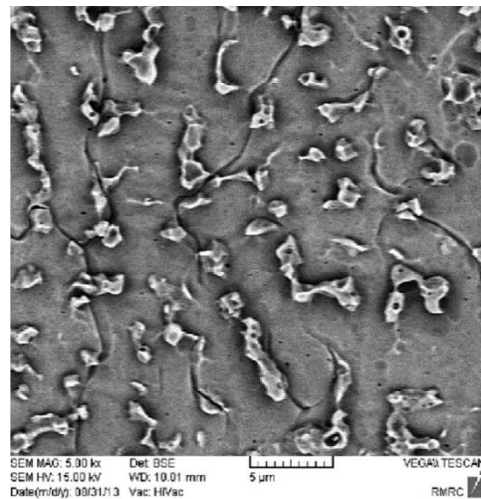
Fonte: Próprio Autor

É possível observar na Figura 3.5 o aparecimento de uma ZAT (Zona Afetada Termicamente) bem discreta, característica esta apresentada nas soldagens com o processo a laser. Na zona fundida não foi observado a presença de vazios, trincas e inclusões. O mesmo comportamento foi observado nas demais amostras.

3.2 Análise micrográfica

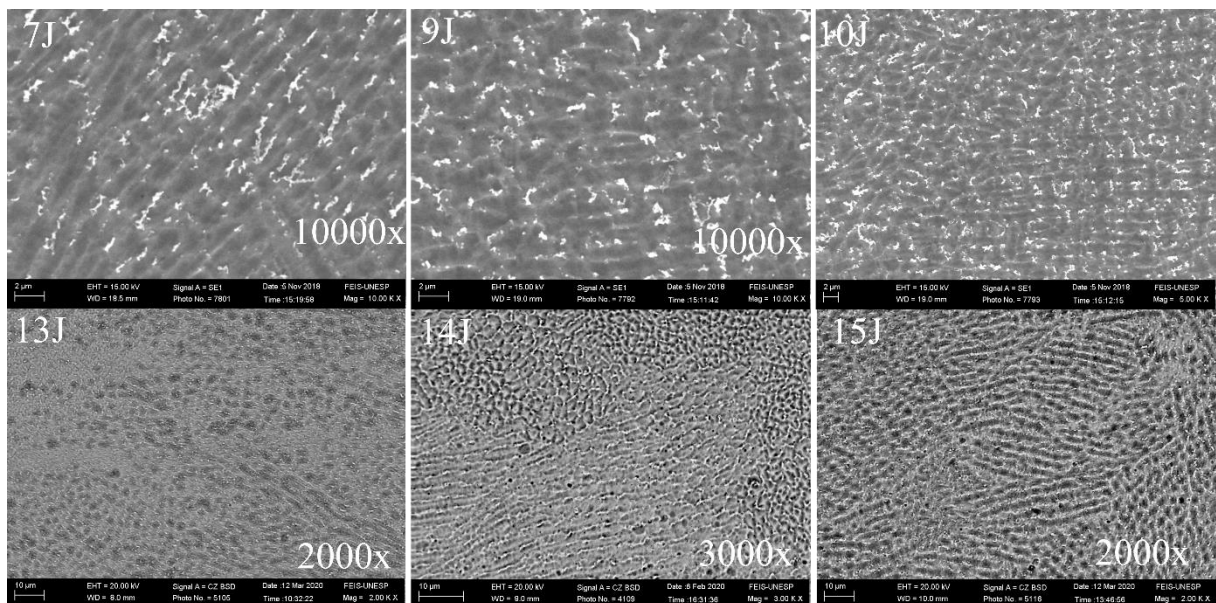
A microestrutura das amostras apresenta homogeneidade em para todas as energias de pulso. A característica principal é predominantemente dendrítica, com grande quantidade de precipitações dispersivas nas regiões interdendríticas, conforme verificado por (JELOKHANI-NIARAKI *et al.*, 2015) e evidenciado na Figura 3.6. A estrutura cristalina das amostras da Figura 3.7, guardam grande semelhança com a das amostras do autor citado.

Figura 3.6 – Micrografia de soldagem autógena a laser, de chapa da liga 625



Fonte: (JELOKHANI-NIARAKI *et al.*, 2015)

Figura 3.7– Micrografia das amostras 7J, 9J, 10J, 13J, 14J 15J em diversas magnitudes



Fonte: Próprio Autor

Essas formações interdendríticas são formadas de compostos fragilizantes, como Laves, carbonetos, σ , P, δ , R entre outras fases deletérias, não sendo possível identificá-las de maneira discreta.

3.3 Ensaio de tração

De acordo com (SPECIAL METALS CORPORATION, 2013), a tensão limite de resistência (Tensile Strenght) esperada deveria estar no intervalo de 827 a 1.113 MPa.

O ensaio da amostra MB (Metal Base), como contraprova sem solda foi realizado, sendo a Tensão limite de resistência registrada de 902,84 MPa.

As amostras de 7J, 8J e 9J romperam no cordão de solda. Apenas a amostra 7J apresentar uma Tensão limite de resistência menor que 827J. Para além do limite de resistência, nota-se uma proeminente perda de resiliência, já que as amostras em questão apresentaram apenas metade (deformações da ordem de 10mm), aproximadamente, da deformação das demais amostras

Para essas amostras, realizou-se então fractografia, por conta do rompimento no cordão de solda e de uma diminuição substancial da energia de ruptura. As demais amostras, que tiveram o rompimento fora do cordão de solda de deformação da ordem de 20 mm, tem suas Tensões Limite de Resistencia listadas na

Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Tensão Limite de Resistência dos corpos de prova

NOME DA AMOSTRA	TENSÃO LIMITE DE RESISTÊNCIA (MPa)
AMOSTRA 10J	927,42
AMOSTRA 11J	893,85
AMOSTRA 12J	899,02
AMOSTRA 13J	921,33
AMOSTRA 14J	897,27
AMOSTRA 15J	912,25

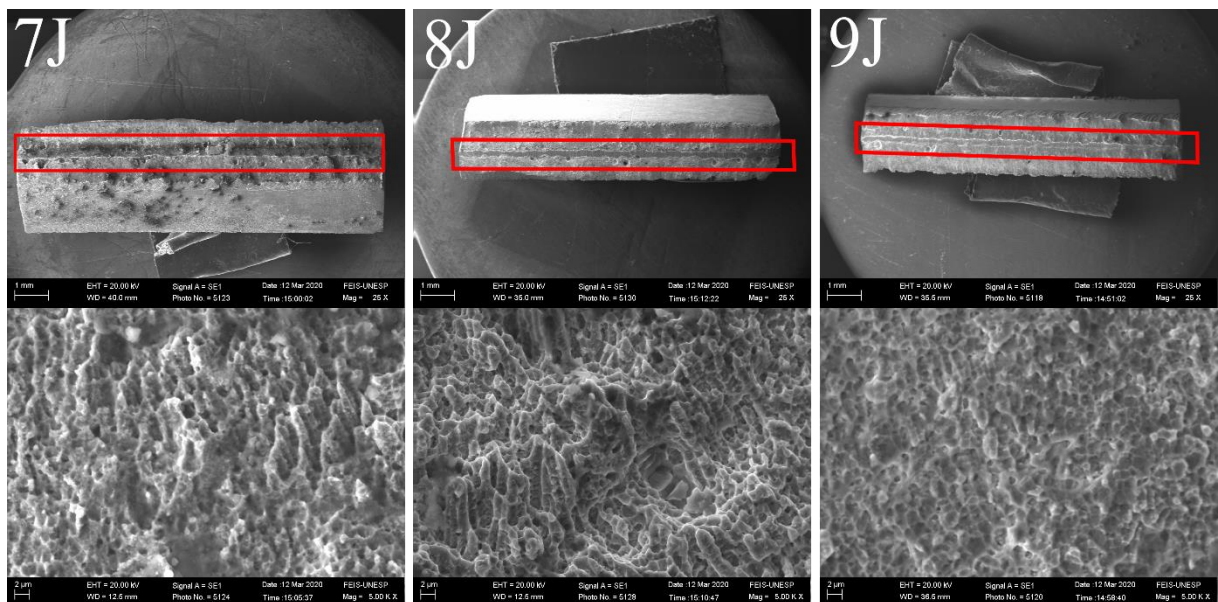
Fonte: Próprio Autor

3.4 Fractografia

As imagens mostram uma falta de penetração do cordão de solda ao longo de toda a fratura, conforme evidenciaram as imagens da macrografia. Ainda uma análise na região fraturada não encontrou indícios de fragilização da microestrutura, sendo toda a superfície da fratura coberta pela topografia irregular tipo miocroesferas (dimples).

Por se tratar de fraturas com tenacidade notadamente inferior do que das outras amostras, e ainda sim apresentar um mecanismo dúctil na microestrutura em toda a região da fratura, a conclusão que se chega é que a causa da fragilização das amostras se deve à falta de penetração evidenciada na Figura 3.8.

Figura 3.8 – Imagens da Fractografia nas amostras 7J, 8J e 9J evidenciando a falta de preenchimento do cordão

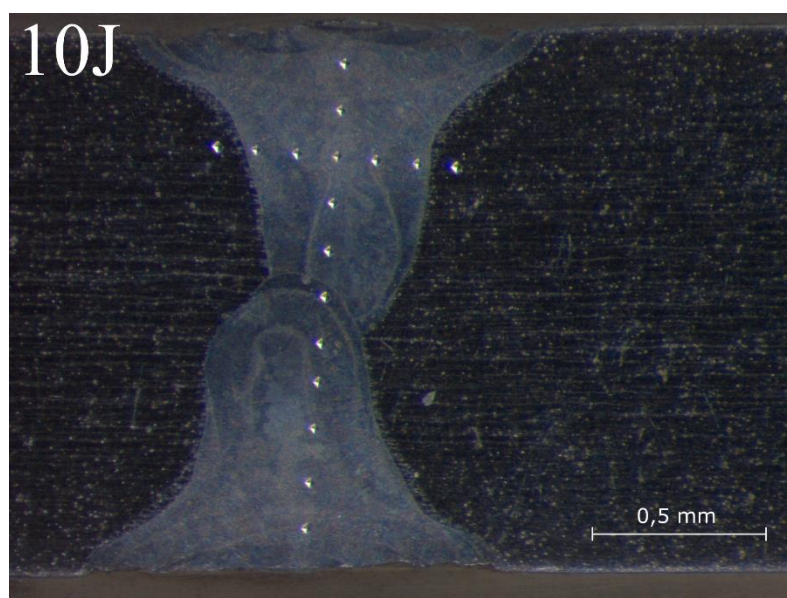


Fonte: Próprio Autor

3.5 Ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados No sentido transversal no centro do cordão de solda, iniciando de uma superfície a outra da chapa e, perpendicular a estes, aproximadamente 0,4 mm da superfície da chapa. conforme mostrado na Figura 3.9. Para realizar a indentação, foi empregada uma carga de 0,02kgf. Durante este procedimento foi respeitado tanto a distância mínima entre indentações adjacentes quanto o tempo de carregamento, com a finalidade de minimizar erros na realização das medidas

Figura 3.9 – Ensaio de microdureza.



Fonte: Próprio Autor

A Tabela 3.3 mostra os valores de dureza encontrados para cada condição, realizado no centro do cordão de solda da secção transversal, iniciando de uma superfície a outra do corpo de prova. Nota-se um aumento da ordem de 10HV entre amostras da 07J à 10J, enquanto que, a partir da amostra 11J até a 15J os aumentos entre amostras são menores que 5HV. Contudo nítida a relação direta entre microdureza e energia de pulso.

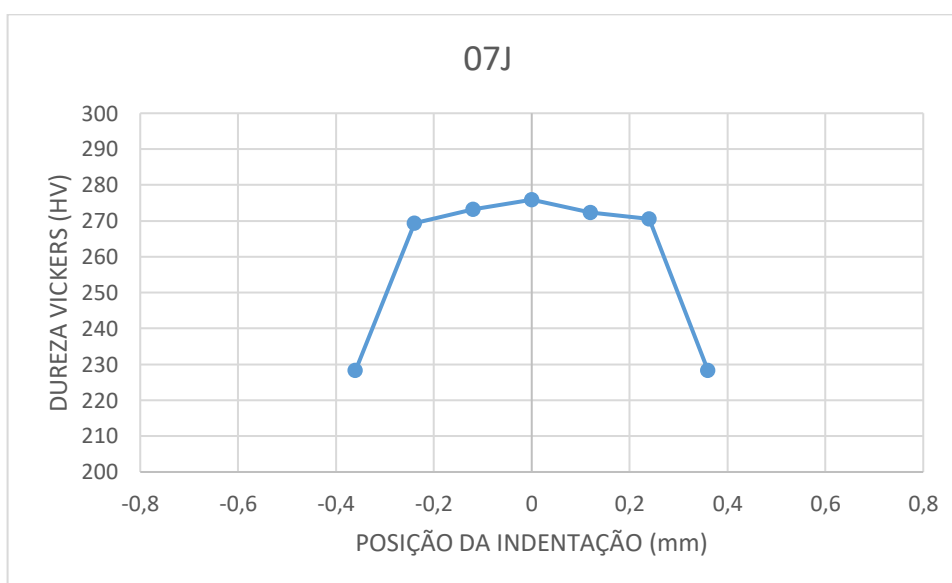
Tabela 3.3 –Dureza Vickers do metal de solda

MEDIÇÕES	Microdureza Vickers (HV)								
	07J	08J	09J	10J	11J	12J	13J	14J	15J
1	260,6	292,6	285,0	313,1	277,7	311,0	326,4	400,0	392,2
2	272,4	285,0	279,5	307,5	311,0	292,6	326,4	382,5	394,5
3	270,6	275,9	296,6	296,6	302,6	279,5	335,2	361,0	395,3
4	275,9	270,2	270,6	272,3	302,6	302,6	352,2	351,2	385,4
5	277,9	268,9	257,3	255,7	283,2	260,6	358,4	345,6	375,6
6	251,0	265,4	245,0	265,8	281,3	306,7	349,5	331,1	363,7
7	283,2	279,5	270,6	270,6	279,5	277,7	345,6	343,3	374,5
8	272,0	280,5	277,7	295,4	290,7	288,8	357,6	360,4	390,8
9	283,2	275,9	300,6	296,6	302,6	290,0	369,2	374,7	472,0
10	270,6	291,3	294,6	304,2	288,8	306,7	373,2	387,8	450,0
11	267,2	286,9	300,6	313,1	300,6	311,0	374,4	404,6	434,6
MÉDIA	271,3	279,3	279,8	290,1	292,8	293,4	351,6	367,5	402,6
DESVIO PADRÃO	9,46	9,05	18,12	20,35	11,53	16,15	17,20	24,23	34,32

Fonte: Próprio Autor

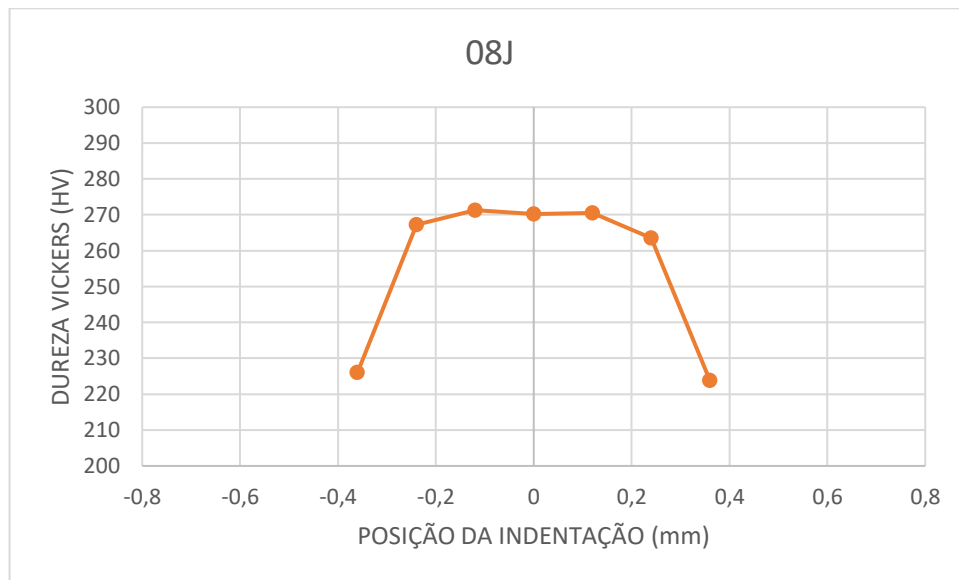
As Figuras Figura 3.10 a Figura 3.18, mostram o perfil de dureza na secção transversal.

Figura 3.10 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 07J.



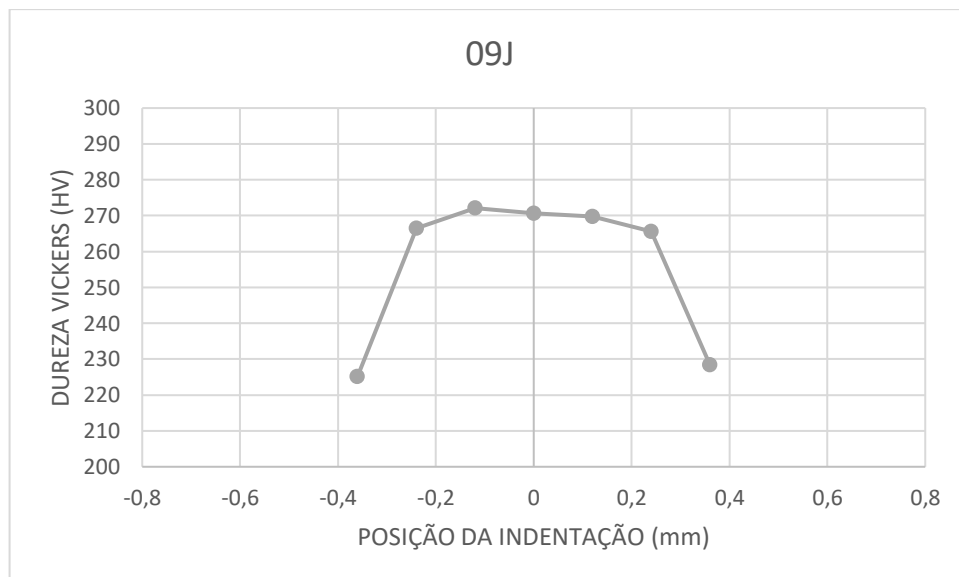
Fonte: Próprio Autor

Figura 3.11 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 08J.



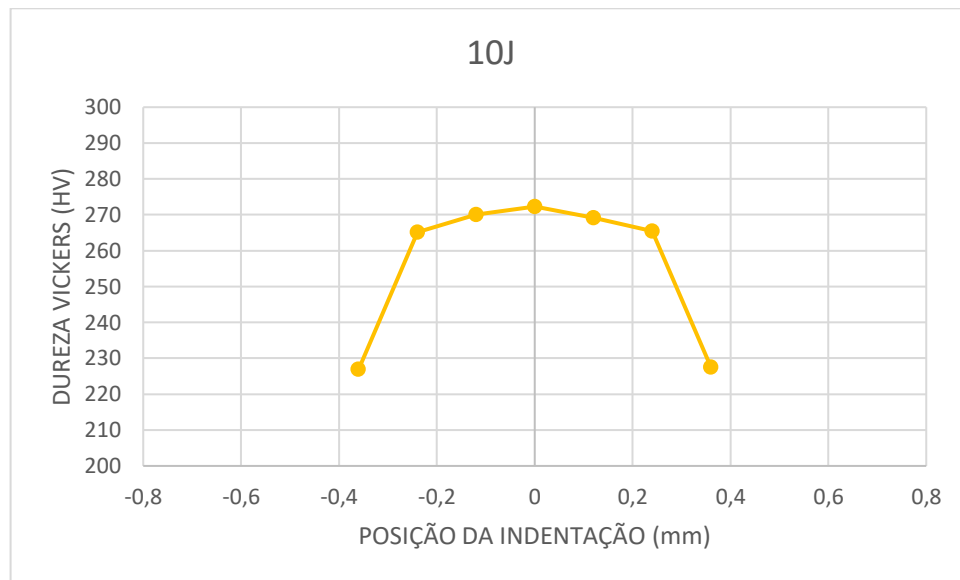
Fonte: Próprio Autor

Figura 3.12 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 09J.



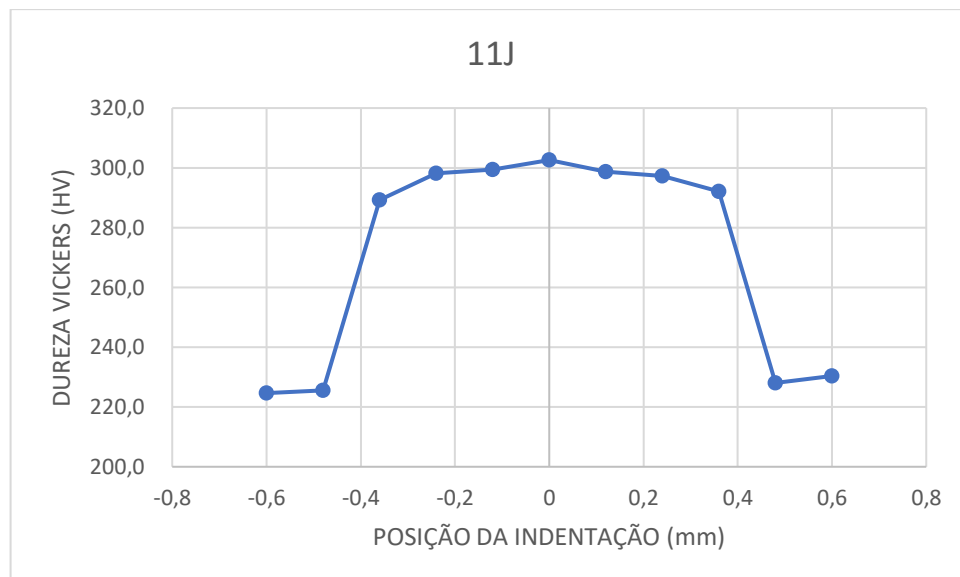
Fonte: Próprio Autor

Figura 3.13 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 10J.



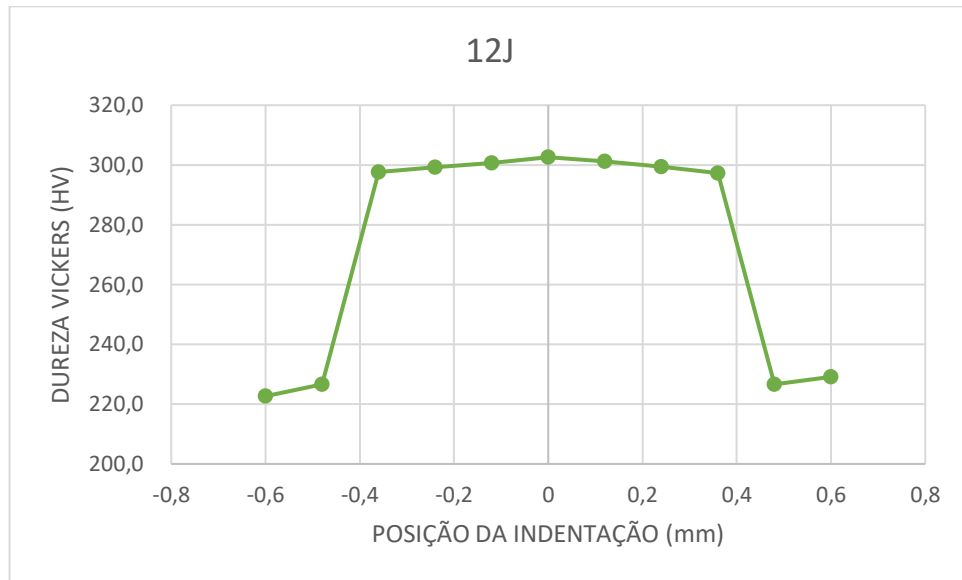
Fonte: Próprio Autor

Figura 3.14 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 11J.



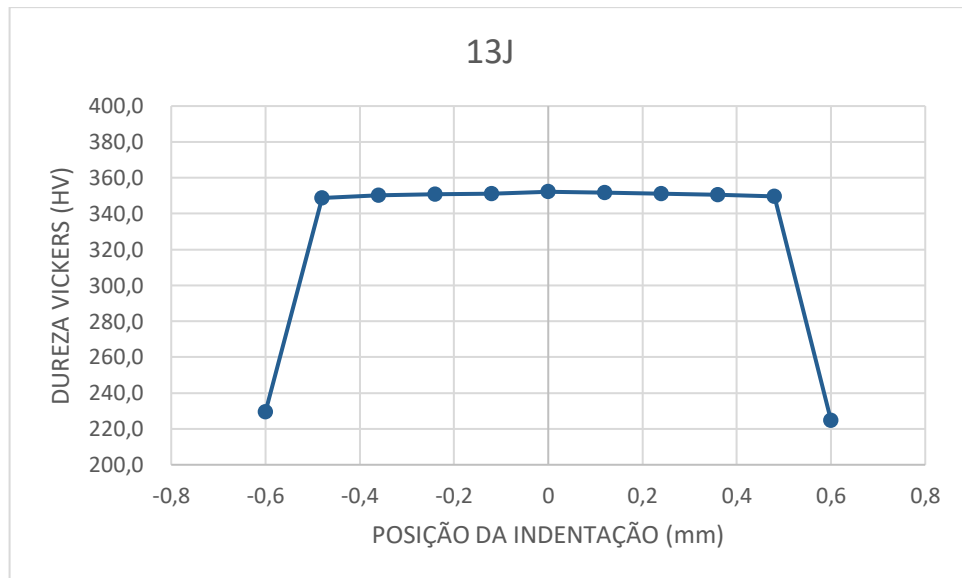
Fonte: Próprio Autor

Figura 3.15 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 12J.



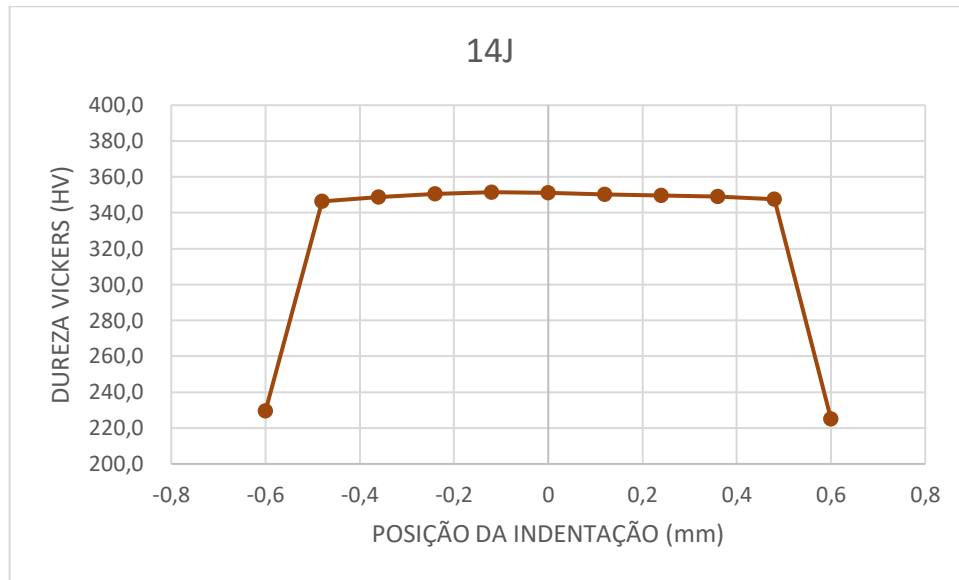
Fonte: Próprio Autor

Figura 3.16 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 13J.



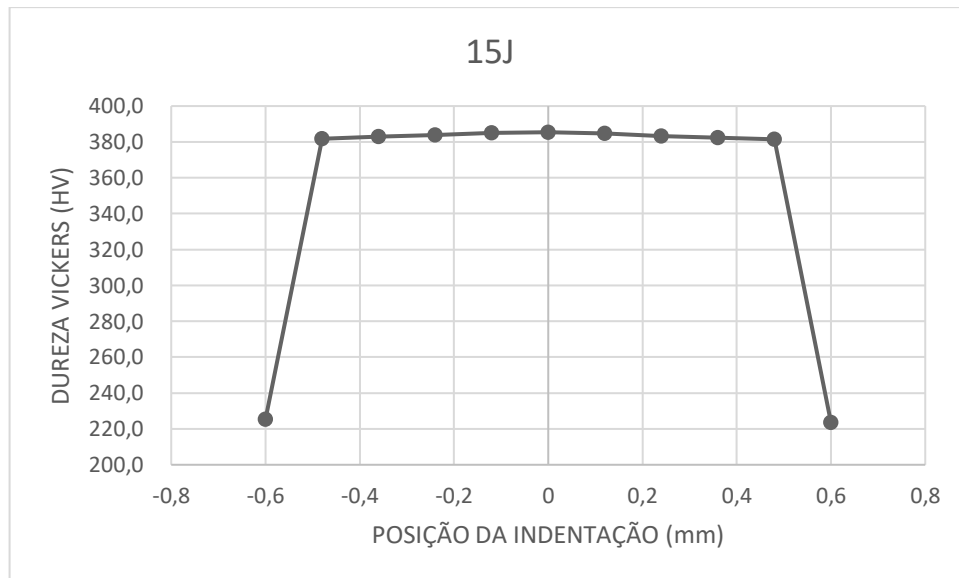
Fonte: Próprio Autor

Figura 3.17 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 14J.



Fonte: Próprio Autor

Figura 3.18 – Gráfico de Dureza Junta Laser Inconel 625. Amostra 15J.



Fonte: Próprio Autor

Observando-se as Figuras da Figura 3.10 a Figura 3.18, nota-se que na região do metal base, as durezas estão bem próximas conforme esperado. No caso da região do metal de solda, houve um aumento da dureza no centro do cordão em relação à superfície em todas as amostras. Esse aumento de dureza está relacionado à presença de compostos intermetálicos nas regiões interdendríticas do

metal de solda. A distância de uma indentação para outra foi de 0,1 mm, e dessa forma não foi possível medir a dureza na ZTA visto que a dimensão da mesma está abaixo desse valor.

Outra constatação, a dureza aumentou com o aumento da energia aportada. De acordo com (Jelokhani-Niaraki, et al., 2015), esse aumento do calor aportado resulta num resfriamento mais lento, favorecendo a segregação de Si, Mo e Nb para os espaços interdendríticos e, com isso, um aumento do volume da fase de Laves – percebida como $\text{Ni}_2(\text{Cr}, \text{Mo})$ – e carboneto de nióbio.

4 CONCLUSÕES

- O aumento da energia de pulso aportada resulta no aumento de compostos interdendríticos, sendo os principais o carboneto de nióbio e fase de laves. São compostos que elevam a resistência a tração, porém, trazem fragilidade, inclusive podendo levar a trincas no resfriamento (hot cracks).

É importante destacar que a microestrutura do metal de solda, independente da energia imputada, manteve-se completamente homogênea, não havendo diferenças visíveis em parte alguma da junta soldada.

- A melhor condição dentre as realizadas neste trabalho foi a da amostra 10J. Verificou-se que, para as condições fixadas (potência de pico 2kW, velocidade do processo 1m/min e frequência de pulso 9Hz), a energia de pulso deve ser a mínima possível, suficiente para que haja preenchimento total da junta soldada, o que ocorreu com a energia de pulso a 10J.
- O aumento da microdureza foi diretamente proporcional ao aporte energético, o que indica aumento da fração volumétrica dos compostos interdendríticos e favorecimento de trincas de resfriamento. Não foi percebida essa falha em nenhuma das amostras, contudo, deve-se evitar o excesso dessas fases, haja vista que a energia que é suficiente para preenchimento total da junta soldada, proporciona uma resistência a tração (927,42 MPa) encontra-se dentro do intervalo esperado para a resistência do metal base (de 827 a 1.113 Mpa).

O aumento da microdureza entre as amostras de 7J e 15J da ordem de 130 HV, pode indicar perda de ductilidade, fragilização. Para trabalhos futuros, fica a sugestão de ensaios dinâmicos para avaliar a importância da fragilização gerada com o aumento da energia aportada.

REFERÊNCIAS

- CÂNDIDO, G. M.; REZENDE, M. C.; DONADON, M. V.; ALMEIDA, S. F. M. **FRACTOGRAFIA de COMPÓSITO estrutural aeronáutico submetido ao ensaio de TENACIDADE à fratura INTERLAMINAR em MODO II.** [S. l.: s. n.], 2014. [Online]
Available at: <https://www.scielo.br/pdf/po/v24n1/a11v24n1.pdf>
Acesso em: 05 out. 2020.
- DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding metalurgic and weldability of nickel-base alloys.** New Jersey: John Willey & Sons, 2009.
- DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding metalurgic and weldability of nickel-base alloys.** New Jersey: John Willey & Sons, 2009.
- DURAND-CHARRE, M. **The microstructure of superalloys.** Boca Raton: CRC, 1997.
- DURAND-CHARRE, M. **The microstructure of superalloys.** Boca Raton: CRC, 1997.
- EISELSTEIN, H. L.; J, T. D. The invention and definition of ALLOY 625. SUPERALLOYS 718, 625 and various derivatives, 1991.
Available at:
https://www.tms.org/superalloys/10.7449/1991/Superalloys_1991_1_14.pdf
Acesso em: 5 out. 2020.
- FRANZINI, O. D. **Aplicação de laser pulsado nd:yag na soldagem do aço super duplex UNS S32750.** Ilha Solteira: UNESP - FEIS, 2016.
- HEUBNER, U. **Nickel alloys.** New York: Marcel Dekker, 1998.
- HOFFMANN, P.; GEIGER, M. **Recent development in laser system technology for welding applications.** Meisenbach: Annals of the CIRP, 2005.
- JELOKHANI-NIARAKI, M. R.; ARAB, N. B. M.; NAFFAKH-MOOSAVY, H.; GHOREISHI, M. **The systematic parameter optimization in the Nd:YAG laser beam.** London: Springer-Verlag, 2015.
- JELOKHANI-NIARAKI, M. R.; ARAB, N. B. M.; NAFFAKH-MOOSAVY, H.; GHOREISHI, M. **The systematic parameter optimization in the Nd:YAG laser beam.** London: Springer-Verlag, 2015.
- KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies.** [S.l.] : Woodhead. 2013.

KAVAMURA, H. A. **Aplicação de solda LASER em carrocerias automotivas: estudo comparativo entre a solda LASER e a solda ponto por resistência.** 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Automotiva) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

LI, G.; HUANG, J.; WU, Y. **An investigation on microstructure and properties of dissimilar welded Inconel 625 and SUS 304 using high-power CO2 laser.** London: Springer-Verlag, 2015.

MELO, A. L. V. **Análise das propriedades de chapas de Ti ASTM grau 5 (Ti6Al4V) soldadas por laser Nd: YAG.** Rio de Janeiro: Dissertação (Mestrado em Ciências dos Materiais) - Instituto Militar de Engenharia, 2007.

RAMKUMAR, K. D.; KUMAR, P. S. G.; RADHAKRISHNA, V. S.; KOTHARI., K. **Studies on microstructure and mechanical properties of keyhole mode Nd:YAG laser welded Inconel 625 and duplex stainless steel, SAF 2205.** Vellore 632014, India: Materials Research Society, 2015.

RODRIGUEZ FERNANDEZ, J. **Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625.** Campinas: UNICAMP, 2013.

SENAI-SP. Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial. **Soldagem.** São Paulo: SENAI-SP Editora, 2013.

SMITH, G. D.; J., T.; J., P. S. **ALLOY 625: impressive past / significant presence / awesome future.** SUPERALLOYS 718, 625, 706 and various derivatives, 2001. Available at:
https://www.tms.org/superalloys/10.7449/2001/Superalloys_2001_35_46.pdf
 [Acesso em: 05 out. 2020].

SPECIAL METALS CORPORATION, 2013. INCONEL® ALLOY 625. Available at:
<https://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>
 Acesso em: 05 out. 2020.

SUAVE, L. M. *et al.* Microstructural Evolutions During Thermal Aging of Alloy 625: Impact of Temperature and Forming Process. **Metalurgical and materials transactions A**, New York, v. 45, n. 7, p. 2963-2982, 2014.

VENTRELLA, V. A.; BERRETTA, J. R.; ROSSI, W. D. **Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils.** [S.l.:s. n.], 2010.