

AUGUSTO DE MORAES PIATTO

**Caracterização do recobrimento do aço SAE 4130 com Inconel 625
utilizando processos de soldagem TIG e LASER**

Augusto de Moraes Piatto

**Caracterização do recobrimento do aço SAE 4130 com Inconel 625
utilizando processos de soldagem TIG e LASER**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia de Materiais.

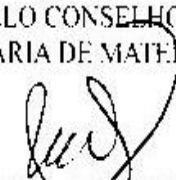
Orientador: Dr. Prof. Peterson Luiz Ferrandini

P583c	Piatto, Augusto de Moraes Caracterização do recobrimento do aço SAE 4130 com Inconel 625 utilizando processos de soldagem TIG e LASER / Augusto de Moraes Piatto. – Guaratinguetá, 2019. 61 f : il. Bibliografia: f. 58-60 Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2019. Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini 1. Aço de alta resistência. 2. Ligas de níquel 3. Solda e soldagem. 4. Dureza I. Título. CDU 669.14
-------	---

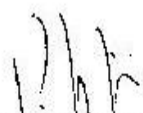
AUGUSTO DE MORAES PIATTO

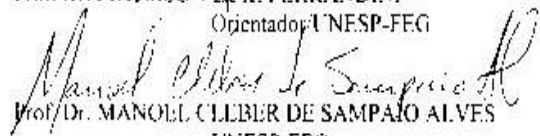
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAS"

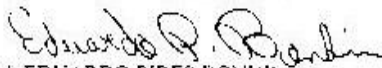
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS


Prof. Dr. MIGUEL ÁNGEL RAMÍREZ GIL
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. PETERSON LUIZ FERRANDINI
Orientador UNESP-FEG


Prof. Dr. MANOEL CLEBER DE SAMPAIO ALVES
UNESP-FEG


Bel. EDUARDO PIRES BONFIM
Membro Externo

Novembro de 2018

Dedico este trabalho a todos aqueles que já passaram por minha vida, que foram responsáveis, cada um de seu modo, a um aprendizado diferente, que me trouxeram onde estou e me influenciaram a ser quem sou hoje.

AGRADECIMENTOS

Agradeço por todas oportunidades a mim apresentadas durante minha graduação, nestas estão inclusas os professores, conhecimentos e amizades feitas.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Peterson Luis Ferrandini que apesar das dificuldades, focou em me auxiliar. Sua amizade e personalidade me incentivaram e sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível.

Aos meus pais Maria da Glória de Moraes Piatto e Robson José Piatto, minha avó Anna Pierini Pessoni e meu irmão Júlio de Moraes Piatto, que sempre foram prestativos, solidários e incentivaram meus estudos.

Aos meus colegas de república, com quem convivi por anos, cada um à seu modo, pela experiências que tivemos.

Aos meus colegas de sala, com os quais tive grandes momentos.

Às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar.

Aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campos de Guaratinguetá pela dedicação e alegria no atendimento.

“Live each day like it could be your last. Drink it in. Be adventurous, be bold, but savour it. It goes fast.”

Captain Fantastic

RESUMO

A união de superligas de níquel e aço complementa as melhores propriedades umas das outras e torna possível aplicações em condições extremas. Isto é evidente quando se considera a indústria de petróleo e gás, ferramentas de perfuração, conectores e aplicações que exigem grande resistência mecânica e à corrosão química. Com esse escopo, a intenção deste estudo é comparar os métodos de revestimento do Inconel 625 em aço SAE 4130 por soldagem TIG e LASER, em microestrutura, microdureza e desgaste, utilizando microscópio ótico, teste Vickers e ensaio ASTM G65, respectivamente. Os testes de microestrutura e dureza foram realizados com o espécime com os dois métodos de soldagem, TIG e LASER, enquanto o teste de desgaste não foi possível devido à falta de amostra. Observou-se que o espaçamento interdendrítico e a ZTA apresentaram maior diferença pelos dois métodos utilizados, onde valores mais altos foram mostrados pelo TIG, enquanto que para o LASER esses valores foram cerca de oito vezes e vinte e cinco vezes menores, respectivamente. Consequentemente, o resultado médio de dureza do perfil da amostra foi menor, enquanto os valores de dureza superficial foram extremamente altos, devido ao encruamento. O teste de desgaste realizado na amostra do método TIG mostrou resultados confiáveis e reproduzíveis, com perda de massa de 0,843g por cinco minutos e 1,463g durante dez minutos de teste. A diferença em ambos os métodos causou microestrutura maiores, com maiores espaçamentos interdendríticos e formações de braços secundários para soldagem TIG. Devido à menor taxa de resfriamento, isso afeta o refinamento de grãos, micro e macrodureza e, consequentemente, seu desgaste. Foi necessário cuidado para a usinagem da amostra após o revestimento, porque foi responsável por gerar uma camada superficial dura e fina. Em relação à sua própria espessura, não afetou a análise de todo o revestimento através de ensaios de desgaste, mas o teste indicou que a dureza muda de acordo com a profundidade do revestimento, através de um perfil, aumentando quando mais próximo do metal base, que é o extrator de calor. Ambos os métodos também afetam diretamente o tratamento térmico aplicado ao metal base, criando áreas frágeis.

PALAVRAS-CHAVE: Aço SAE 4130. Inconel 625. TIG. LASER. Microestrutura. Dureza. Desgaste.

ABSTRACT

The union of nickel superalloy and steel compliment the best properties of each other and make extreme condition applications possible. This is evident when considering the oil and gas industry, drilling tools, connectors and applications that require great mechanical resistance, and chemical corrosion resistance. With that scope, this study's intent is to compare the coating methods of Inconel 625 on steel SAE 4130 by TIG and LASER welding, in microstructures, microhardness and wear, using an optical microscope, Vickers test, and standard ASTM G65, respectively. The microstructure and the microhardness tests were performed using the specimen with both welding methods, TIG and LASER, while the wear test was not possible to be performed due to the lack of specimen. It was noted that the interdendritic spacing and HAZ (Heat Affected Zone) showed a greater difference by the two methods used, where higher values were shown by TIG, while for LASER, these values were about eight times and twenty-five times smaller, respectively. By consequence, the average hardness result from the specimen's profile was smaller, while superficial hardness values were extremely high, due to hardening. The wear test performed in the specimen of TIG method showed reliable and reproducible results, with loss of mass of 0,843g for five minutes and 1,463g during ten minutes of testing. The difference in both methods caused bigger microstructures, with bigger interdendritic spaces and formations of secondary arms for TIG welding. Due to the smaller cooling rate, this affects the micro and macro hardness grain refining, and consequently, its wear. Care was needed for the machining of the specimen after coating because it was responsible to generate a hard, thin surface layer. In regards to its own thickness, it hasn't affected the analysis of the whole coating through wear testing, but the test indicated that the hardness changes according to the depth of coating, through a profile, increasing when closer to the base metal, since it is the heat extractor. Both methods also directly affect the heat treatment applied to the base metal, creating fragile areas.

KEYWORDS: SAE 4130 Steel. Inconel 625. TIG. LASER. Microstructure. Hardness. Wear.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Diagrama CCT SAE 4130.....	19
Figura 2 - Diagrama TTT Inconel 625.	23
Figura 3 - Polaridades do TIG.	25
Figura 4 - Processo de solda à LASER por sólido.	27
Figura 5 - ZPF tipo baía.....	29
Figura 6 - ZTA realizada por solda de feixe de elétrons em molibdênio.	31
Figura 7 - Diagrama Fe-C.....	32
Figura 8 - Relação entre G e R.	32
Figura 9 - SAE 4130 fundido.	35
Figura 10 - Arame de Inconel 625.....	35
Figura 11 – COREMA S.A.	37
Figura 12 – VIGORELLI DO BRASIL S.A.	37
Figura 13 – FANEM Ltda.	38
Figura 14 - ELETROMEG, modelo CM 40.....	38
Figura 15 - AROTEC, modelo PRE 30 MI.	40
Figura 16 - ALLIED High Teck Products Inc.	40
Figura 17 - NIKON, modelo Epiphot 200.....	41
Figura 18 - Abrasômetro configuração horizontal.	42
Figura 19 – WILSON INSTRUMENTS, modelo 401 MVD.....	43
Figura 20 - Ferramentas e dados da Microdureza Vickers.....	43
Figura 21 - Inconel 50x por TIG.	45
Figura 22 - Inconel 200x por TIG.	45
Figura 23 - ZTA 50x por TIG (posição 1).....	47
Figura 24 - ZTA 50x por TIG (posição 2).....	48
Figura 25 - Inconel 500x por LASER.	49
Figura 26 - Inconel 1000x por LASER.	50
Figura 27 - ZTA 200x por LASER (posição 1).....	51
Figura 28 - ZTA 200x por LASER (posição 2).....	51
Figura 29 - Desgaste no corpo de prova 2.	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço SAE 4130.	17
Tabela 2 - Tipos de inclusões presentes em aços.	18
Tabela 3 - Composição química da liga Inconel 625.	21
Tabela 4 - Temperatura de recristalização e fundição.	33
Tabela 5 - Dimensões dos corpos de prova.	36
Tabela 6 - Reagentes de ataque químicos.....	39
Tabela 7 - Espaçamento interdendrítico.	44
Tabela 8 - Microdureza Vickers dos corpos de prova TIG (superfície).	52
Tabela 9 - Microdureza transversal Vickers dos revestimentos pela profundidade (perfil).	53
Tabela 10 - Média da microdureza transversal Vickers dos revestimentos (perfil).	53
Tabela 11 - Desgaste do corpo de prova 1 (5 minutos).	55
Tabela 12 - Desgaste do corpo de prova 2 (10 minutos).	55
Tabela 13 - Desgaste do corpo de prova 3 (10 minutos).	55
Tabela 14 - Desgaste do corpo de prova do aço H13 (10 minutos).....	56

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASM	American Society of Materials
ASTM	American Society for Testing and Materials
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CFC	Cúbico de Face Centrada
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
G	Gradiente de temperatura
HAZ	Heat Affected Zone
LASER	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
MC	Carboneto de metal “M”
R	Taxa de crescimento de grãos
SAE	Society of Automotive Engineers
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TCP	Topologically Closed Packed
TIG	Tungsten Inert Gas
ZF	Zona Fundida
ZPF	Zona Parcialmente Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Ampere
cm	Centímetros
°C	Graus Celsius
°F	Graus Fahrenheit
gf	Gramaforça
GPa	Giga Pascal
HV	Vickers Hardness
J	Joule
k	Coeficiente de Distribuição
K	Kelvin
Kg	Quilogramas
L	Litro
M	Metro
N	Newton
mm	Milímetros
MPa	Mega Pascal
Ω	Ohm
Rpm	Rotações por Minutos
U\$	Dólares Americanos
V	Volume / Volts
W	Watts
γ	Fase Gama
δ	Fase Delta
μ	Fase Mu
σ	Fase Sigma
μm	Micrometro

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	OBJETIVOS.....	15
1.2	JUSTIFICATIVA.....	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1	LIGAS DE FERRO	17
2.2	LIGAS DE NÍQUEL	20
2.3	SOLDAGEM.....	23
2.3.1	Processo de soldagem TIG.....	24
2.3.2	Processo de soldagem LASER.....	26
2.4	ZONA FUNDIDA (ZF).....	28
2.5	ZONA PARCIALMENTE FUNDIDA (ZPF)	28
2.6	ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA).....	30
3	DESENVOLVIMENTO	34
3.1	MATERIAIS	34
3.1.1	Metal de base	34
3.1.2	Metal de adição	35
3.1.3	Gás de proteção	36
3.2	MÉTODOS.....	36
3.2.1	Usinagem	36
3.2.2	Solda por TIG	37
3.2.3	Solda por LASER.....	38
3.2.4	Microestrutura.....	39
3.2.5	Ensaio de desgaste	41
3.2.6	Ensaio de microdureza Vickers.....	42
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	44
4.1	MICROESTRUTURA	44
4.1.1	TIG	44
4.1.2	LASER.....	48
4.2	MICRODUREZA.....	51
4.3	DESGASTE.....	53
5	CONCLUSÃO	57

6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	58
	REFERÊNCIAS	59
	BIBLIOGRAFIA CONSULTADA.....	62

1 INTRODUÇÃO

Abioye et al. (2015, p. 1) e Oliveira (2014, p. 15) indicam que de forma geral, os materiais deste estudo, quando empregados em união, são utilizados atualmente na indústria de Óleo e Gás, em ferramentas de perfuração, equipamentos como árvore de natal molhada, manifolds, conectores que operam em grandes profundidades e meio agressivos. Quando utilizado individualmente, Neto et al. (2018, p.1) expõe outros usos para o aço SAE (Society of Automotive Engineers) 4130, como aplicações em trens de pouso de aterrissagem, berço de motor de pequenas aeronaves e na indústria geral, geralmente soldadas através do método TIG (Tungsten Inert Gas). Enquanto o Inconel, em suas diversas categorias, é aplicado em reatores (Very-High Temperature Reactor e High-Temperature Gas-Cooled Reactor) para usinas nucleares devido às condições extremas de temperatura e contato direto e intermitente com água como mostra o estudo de Rahman et al. (2018, p. 1). Wang et al. (2016, p. 2) é mais abrangente e exalta outras aplicações para os materiais Inconel, como nas áreas marítima e aeroespacial e unidade de processamento químico, devido à sua resistência mecânica, trabalhabilidade e excelente resistência à corrosão sob altas temperaturas de trabalho. Mas a demanda, especificamente, por Inconel 625 com alta performance mecânica tem aumentado nestas indústrias, que buscam produtos leves e duráveis devido ao crescimento de consumo de energia e preocupações ambientais na emissão de dióxido de carbono.

Para diversas aplicações, aços com elevada dureza, resistência e ductilidade se fazem necessários para atender a altas solicitações, Oliveira (2014, p. 15) aponta que os mais comumente utilizados são aços baixa liga, que possuem elevado limite de resistência mecânica combinada com elevada tenacidade, porém, estes são materiais facilmente oxidáveis, e em ambientes nocivos, como marítimos, ou com altas temperaturas, é necessário que se evite sua degradação, e uma combinação de propriedades se torna essencial. Para evitar fadiga, pitting, corrosão e oxidação, alternativas como adição de elementos como cromo, níquel e molibdênio no aço são utilizadas, mas devido à dificuldade de se otimizar as propriedades mecânicas e físicas do material, outras técnicas são estudadas e aplicadas, entre elas, a aplicação de um revestimento por solda na parte externa do aço, para depositar um material mais resistente à oxidação e corrosão química na superfície do objeto, a fim de evitar o seu uso inteiriço, que iria conferir um preço elevado.

Devido à sua alta resistência à corrosão química e alta ductilidade, Abioye, McCartney e Clare (2014, p. 1) declaram o Inconel 625 uma ótima escolha para revestimento de componentes pelos métodos de soldagem, apesar de ser uma liga relativamente cara (US\$/Kg

25,00 – 45,00). Devido ao alto preço, materiais mais baratos com boas propriedades são utilizados como substituto para revestimento ou como peça inteira, quando em condições de menor risco, à exemplo do aço inoxidável austenítico, como estudado por Mithlesh et al. (2014, p. 1), que é um material predominantemente usado em aplicações de alta temperatura, assim como outras ligas, caracterizadas por Wiednig et al. (2014, p. 2), como aços martensíticos com 9-12% de cromo, aplicados em tecnologias de turbinas à vapor e gás, por oferecerem excelente combinação de rigidez e dureza, além de alta condutividade térmica e pequena expansão térmica.

Mas quando as condições de trabalho exigem temperaturas acima de 625°C, como diz Wiednig et al. (2014, p. 2), materiais como descritos anteriormente nem sempre são tão eficazes, e há a necessidade de se empregar ligas de níquel, pois estas oferecem uma resistência à corrosão superior e excepcional resistência à deformação, mas devido ao seu alto custo, são aplicadas somente quando indispensáveis.

1.1 OBJETIVOS

Os objetivos podem ser separados em duas categorias: os gerais e os pontuais. De forma geral, com este estudo se procurou estudar a microestrutura do conjunto aço SAE 4130 com revestimento de Inconel 625 após a solda realizada por método TIG e método LASER (Light Amplification Stimulated Emission of Radiation), pois através da análise microestrutural é possível comparar esta com os resultados obtidos através do ensaio de microdureza e ensaio de desgaste, e como os diferentes parâmetros dos métodos de soldagem contribuem para as propriedades finais do material, para que se saiba as condições em que o material pode ser aplicado e quais suas limitações.

Os objetivos pontuais se referem às partes específicas durante a metodologia, por exemplo, como realizar o controle de parâmetros de soldas para dois métodos diferentes para que se possa fazer comparação de propriedades, a escolha de caracterizações para uma melhor análise das propriedades, realizar uma análise de dados com os resultados obtidos e as bibliografias consultadas para compreensão do trabalho, e organização e desenvolvimento do trabalho escrito, de forma a atender normas e simplificar a transmissão do conteúdo para o leitor.

1.2 JUSTIFICATIVA

As alterações microestruturais causadas em aços por causa de processo de solda dependem de diversos fatores, como os parâmetros de processo, mas também da composição química das ligas utilizadas, que podem gerar diferentes resultados por menor que a composição química seja alterada. Por não haver um estudo específico para o SAE 4130 com Inconel 625, se tornou interessante realizar um estudo sobre os métodos de soldagem e suas influências nas propriedades da liga.

A utilização de componentes com revestimento de Inconel 625 demanda altos esforços mecânicos, o que implica no desgaste de material. Através deste trabalho, se espera que possa obter resultados que auxiliem para uma predição de possíveis falhas, visando auxiliar a manutenção preventiva do equipamento e estabelecer uma maior segurança de trabalho.

A escolha pela utilização dos dois métodos de soldagem, TIG e LASER, é devido ao grande emprego que o método TIG já possui nas empresas atualmente, tanto como corrente contínua, como pulsada e, no caso da solda à LASER, pesquisadores recomendam o seu uso em materiais da categoria Inconel, pois seus parâmetros facilitam o controle da fase Laves, que se torna prejudicial para o produto final não tratado termicamente, como diz Ramkumar et al. (2015, p. 1). E como apontado por Nemecek, Fidler e Fiserova (2014, p. 2), o processo de soldagem a LASER vem se tornando mais comum nas empresas e seu custo tem reduzido, caindo pela metade, de 2010 até 2014.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS DE FERRO

Kumar et al. (2014, p. 2) define a liga SAE 4130 é um aço baixa liga, médio carbono, de alta resistência através de agentes de endurecimento térmico como molibdênio e cromo. Muito utilizado pelas suas propriedades de resistência moderada e relativa ductilidade em condições temperadas e revenida.

Entre suas propriedades, Luz (2017, p.1) define densidade $7,85\text{g/cm}^3$, limite de escoamento 460MPa, resistência a tração 560MPa, módulo de elasticidade entre 190GPa e 210GPa, coeficiente de Poisson entre 0,27 e 0,30, alongamento de 21,5%, redução de área 59,6%, dureza Vickers 228, condutividade térmica $42,7\text{W/mK}$, melhor conformabilidade quando recozido, além de ser possível ser soldado por processos tradicionais e forjado entre 954°C e 1204°C . Enquanto Kumar et al. (2014, p. 2) destaca boa usinabilidade em condições normalizadas e revenidas e, quando termicamente tratado, pode ser usinado, apesar de haver maior dificuldade quando a resistência é maior.

São todas propriedades dependentes da composição química do aço, em que cada elemento é determinado em faixas especificadas pela Society of American Engineers (SAE), como mostra a Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço SAE 4130.

Elemento Químico	SAE
C	0.28 – 0.33
Mn	0.40 – 0.60
P	0.030 máx.
S	0.040 máx.
Si	0.15 – 0.35
Cr	0.80 – 1.10
Mo	0.15 – 0.25

Fonte: SAE (2009)

Em termos de propriedades brutas (pós lingotamento), os aços são dependentes da segregação, seja ela micro ou macro, que são ocasionadas de acordo com a taxa de resfriamento do lingote e sua área de seção. A ASM (American Society of Metals) (1998, p. 1351) diz que a segregação ocorre durante o crescimento e formação de dendritas do aço, é o processo que rejeita elementos de liga das regiões sólidas para as líquidas, aumentando a

concentração destes elementos na solidificação subsequente. A microsegregação é definida como a segregação que ocorre em regiões interdendríticas, pequenas zonas de centenas de microns. Já a macrosegregação representa na diferença de elementos de liga em uma escala maior, comparando a seção do produto, sua superfície com o centro, por isso produtos com maior seção, tendem a exibir este processo. Ambas podem ser eliminadas com processos de homegeinização através de tratamentos térmicos, porém a macro requer tempos mais longos do que são aceitáveis economicamente sob condições de produções, e por isso produtos geralmente apresentam essa diferença em sua composição.

A segregação pode gerar inclusões não metálicas em aços (Tabela 2), e estas não são afetadas pela homegeinização, com exceção de sulfeto de manganês. As informações sobre inclusões apresentadas pela ASM (1998, p. 1352) indicam que elas permanecem inalteradas durante transformação de fases, até a solidificação do lingote. Podem ter sua formação enquanto aço ainda está líquido, como aluminatos e silicatos, ou durante a solidificação do aço, como sulfetos. Inclusões de sulfeto de manganês formam em regiões interdendríticas e contornos de grãos primários, onde a última parte líquida solidifica.

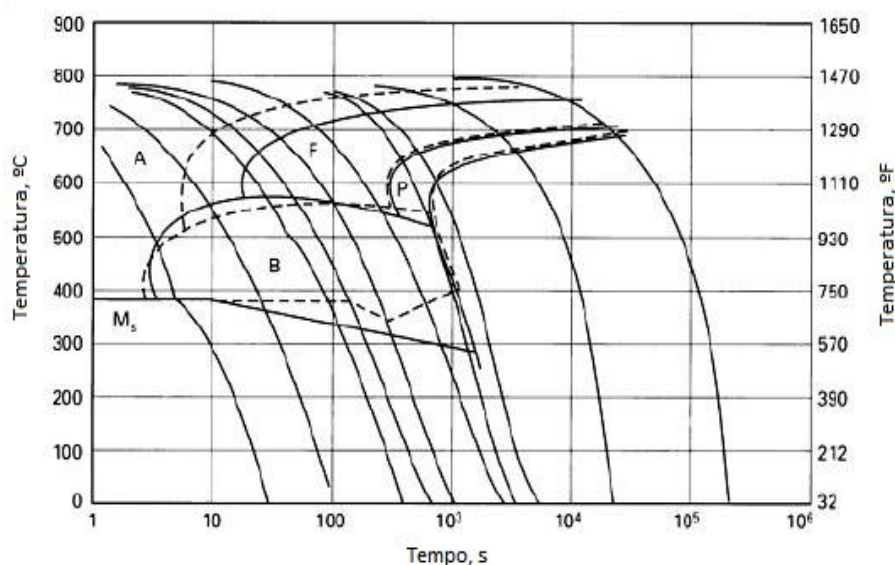
Tabela 2 - Tipos de inclusões presentes em aços.

Tipo de inclusão	Descrição
Al ₂ O ₃	Inclusão de alumina
CA	Aluminato de cálcio
CA-CaS	Aluminato de cálcio com sulfeto de cálcio
CA-(Ca, Mn)S	Aluminato de cálcio com sulfeto de cálcio-manganês
MgO.Al ₂ O ₃	Espinélio de magnésio
MnO.Al ₂ O ₃	Espinélio de manganês (galaxita)
Mn-Silicato	Silicato de manganês
Al-Silicato	Silicato de alumínio
Mn-Al-Silicato	Silicato de manganês e alumínio
CaO-CaS	Óxido de cálcio ou óxido de cálcio com sulfeto de cálcio
(Mn, Fe)S	Sulfeto de manganês e ferro
TiS	Sulfeto de titânio
(Mn, Fe, Ti)S	Sulfeto de manganês-ferro-titânio
CaS	Sulfeto de cálcio
(Mn, Fe, Ca, Ti, Mg)S	Sulfeto de manganês-ferro-cálcio-titânio-magnésio
OS	Oxissulfeto (óxido endógeno com sulfeto)
OCN	Oxicarbonitreto
OCN-S	Oxicarbonitreto com sulfeto
CN	Carbonitreto
CN-S	Carbonitreto com sulfeto
Exógena+Na	Inclusão exógena contendo sódio
Exógena	Inclusão exógena

Fonte: Moraes (2009)

ASM (1998, p. 1346) retrata muito bem os processos que ocorrem no aço: do mesmo modo que a segregação durante a solidificação pós lingotamento altera as propriedades do aço, o tratamento térmico também é responsável por segregações, mudanças de composições químicas pontuais e fases presentes, pois possibilita ou impede difusão de elementos, conforme se deseje, sem que haja fusão do material trabalhado. Uma microestrutura típica de lingote aço carbono 1010 consiste de perlita cercada por ferrita, porém um resfriamento rápido pode produzir ferrita massiva, e resfriamento lento pode produzir ferrita equiaxial ou poligonal. Quando há utilização de soldagem, a fase mais comum é a martensita, que é produzida em aços ou ligas de ferro por uma têmpera rápida de austenita, a fase mãe. A formação de martensita é gerada pelo processo de têmpera, que ocorre durante o rápido resfriamento durante o processo de solda, evitando a formação de produtos como ferrita ou perlita. Essa transformação cinética é definida como atermal, em contraposição da cinética isothermal, que define transformações por controle de difusão termicamente ativadas. Benghalia e Wood (2016, p. 7) confirmam que uma microestrutura martensítica é obtida através do resfriamento de uma condição austenítica para uma temperatura martensítica em menos de 10 segundos, como visto na Figura 1.

Figura 1 – Diagrama CCT SAE 4130.



Fonte: ASM (1991)

A martensita somente é formada quando há transformação sem difusão. Os átomos se movimentam e alteram o formato da região transformada ou geram uma perturbação na superfície se o produto intersecta a superfície livre da fase mãe. A transformação martensítica pode incluir diferentes formatos resultantes, subestruturas e estruturas cristalinas, de acordo

com a composição do material. Essas transformações podem ocorrer tanto em liga ferrosas como em não ferrosas, a exemplo do cobre-alumínio e ouro-cádmio, mas em sistemas não metálicos também, como é o caso da sílica e zircônia aponta ASM (1998, p.1444). Benghalia e Wood (2016, p. 7) afirmam que é a mudança de volume associada à essas transformações que induz a estresse residual por compressão na estrutura.

2.2 LIGAS DE NÍQUEL

Inconel 625 é uma superliga de níquel, com cromo sendo o principal elemento de liga e molibdênio como o segundo. O cromo atua formando uma camada de Cr_2O_3 passiva na superfície do material, evitando corrosão oxidante, enquanto o molibdênio impede corrosão não-oxidante, principalmente por fendas e pitting (Abioye, McCartney e Clare, 2014, p. 1).

Segundo High Temp Metals (2015, p. 1), em temperatura ambiente, possui densidade de 8,84g/cm³, resistência elétrica de 1,26 $\mu\Omega\text{m}$, coeficiente térmico de expansão 13,1mm/m°C, condutividade térmica 9,8W/m°C, calor específico 429J/kg°C. Quando recozido, resistência ao impacto Charpy 110J, resistência à tração 127,7MPa, resistência à deformação 66,2MPa, alongamento de 46%. High Temp Metals (2015, p. 1). Em relação à resistência corrosiva, em solução de cloreto começa a sofrer corrosão em temperaturas entre 40°C e 50°C, segundo norma ASTM (American Society for Testing Materials) G48; em ambientes marítimos resiste à ataques por mais de dezoito meses. Resiste à oxidação cíclica muito mais que certos aços inoxidáveis, como comprova Jacquet (2019, p. 4)

Pela definição de Oliveira (2014, p. 19), entre os elementos presentes na composição química do Inconel 625, como visto na Tabela 3, cada um interfere em uma propriedade ou altera alguma fase da microestrutura. De tal modo que o processo de solda e tratamento térmico possa beneficiar ou prejudicar as propriedades desejadas.

Tabela 3 - Composição química da liga Inconel 625.

Elemento Químico	UNS
Ni	58.00 mín.
Cr	20.00 – 23.00
Fe	5.00 máx.
Mo	8.00 – 10.00
Nb + Ta	3.15 – 4.15
C	0.10 máx.
Mn	0.50 máx.
Si	0.50 máx.
P	0.015 máx.
S	0.015 máx.
Al	0.40 máx.
Ti	0.40 máx.
Co	1.00 máx.

Fonte: Special Metals (2018)

Cromo: Gera resistência à corrosão química e aumento de propriedades mecânicas por endurecimento por solução sólida.

Molibdênio: Aumenta resistência à corrosão química, atmosferas ácidas não oxidantes e à alta temperatura.

Ferro: Melhora a resistência a altas temperaturas através da solubilização do carbono em níquel.

Nióbio: Compõe a fase γ'' , alguns carbonetos e promove mudanças nos contornos de grãos.

Manganês: Auxilia no controle de segregação de sulfurados.

Silício: Possui efeito desoxidante.

Titânio: Forma precipitados e auxilia na interface das fases γ/γ' . Evita porosidade, por combinar com nitrogênio.

Alumínio: Auxilia a resistência à corrosão química e compõe a fase γ' .

Carbono: Aumenta a resistência pela precipitação nos contornos de grãos.

As fases presentes na superliga se dividem em grupos de ligas endurecidas por solução sólida e por precipitação. Oliveira (2014, p. 16, 18) e Mattos e Varejão (2009, p. 32) explicam que a matriz γ é uma fase endurecida por solução sólida, composta por adição de alumínio, cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio, titânio, tungstênio e vanádio. Possui estrutura CFC (Cúbica de Face Centrada) e é caracterizada por ter grandes quantidades de ligas. Esta estrutura cúbica apresenta grande capacidade de manter resistência à tração, à ruptura e boas propriedades de fluência em temperaturas mais elevadas que a estrutura CCC (Cúbica de

Corpo Centrado), devido o seu módulo de elasticidade e alta difusividade de elementos secundários.

Entre as ligas endurecidas por precipitação, está a fase γ' , principal responsável pelo aumento de resistência das ligas. É formada a partir da precipitação do alumínio e titânio como diz Oliveira (2014, p. 20), e aumenta a resistência mecânica à medida que a temperatura se eleva, além de elevar a rigidez pela interação de discordâncias, e sua ductilidade previne fragilização da liga segundo Mattos e Varejão (2009, p. 34). Sobre a fase γ'' , Oliveira (2014, p. 20) sugere que esta também ocorre por precipitação e é definida com uma estrutura TCC (Tetragonal de Corpo Centrado) formada pela precipitação de nióbio, porém somente após recozimento por longos períodos em temperatura entre 550-580°C como aponta Abioye, McCartney e Clare (2014, p. 1).

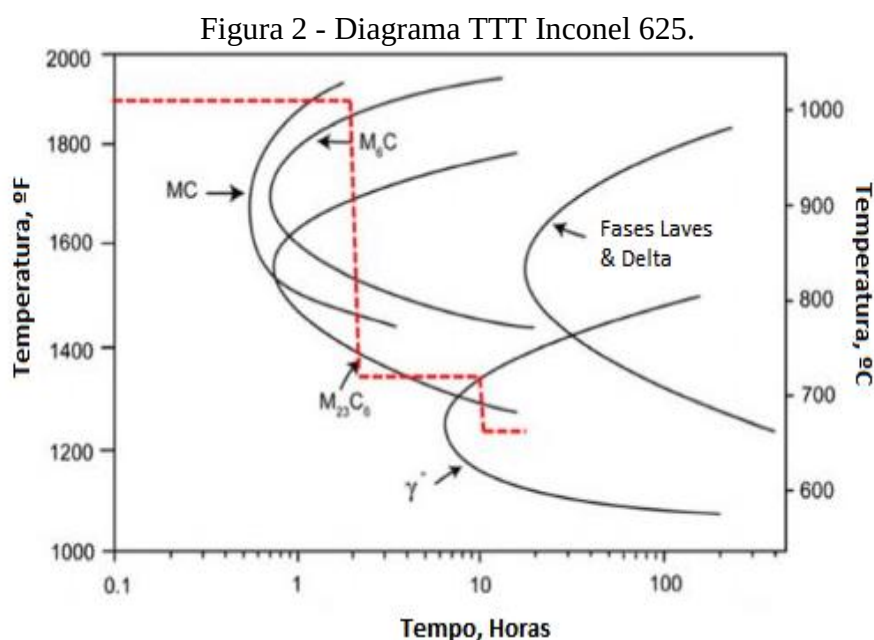
Oliveira (2014, p. 20) ressalta que outras fases podem ser formadas a partir da precipitação de carbonetos. Estes podem precipitar internamente na matriz ou nos contornos de grãos, sendo benéfico ou maléfico para as propriedades. Mei et al. (2015, p. 8) atenta às porosidades, prejudiciais ao material, que aparecem com maior frequência ao redor ou adjacente aos carbonetos, geralmente ricos em nióbio e pobres em níquel, ferro e cromo. Reagem com elementos refratários e reativos para formação de carbonetos primários MC. Quando em temperaturas altas por longo período, se decompõe em $M_{23}C_6$ e M_6C , que oferecem resistência às tensões, principalmente trativas. Mattos e Varejão (2009, p. 34) e Oliveira (2014, p. 22) expõe as desvantagens que o aumento de resistência pelos carbonetos geram, ocasionando na diminuição da ductilidade e a facilidade de formação de carbonetos $M_{23}C_6$ em ligas com cromo elevado.

De acordo com a bibliografia de Mattos e Varejão (2009, p. 34), as fases TCP (Topologically Closed Packed) são as nomeadas μ , σ e δ , que tem sua formação em estrutura tetragonal e oferecem resistência mecânica à liga de acordo com sua afinidade com a matriz CFC.

Por fim, a fase Laves. Dentre as fases presentes do Inconel 625, a que possui maior ocorrência em soldagem, e que oferece maior risco é a Laves, pois remove elementos de liga úteis da matriz e oferece micro-vazios em sua interface Laves/matriz, facilitando ruptura por tensão e estresse como sugere Ramkumar et al. (2015, p. 9), e por ser dura e possuir formato de placas finas ou agulhas, favoráveis à formação de trincas como sugere Oliveira (2014, p. 20). Mei et al. (2015, p. 10) explica sua ocorrência em regiões interdendríticas, devido ao coeficiente de redistribuição do nióbio ser menor na região perto do centro da poça de solda do que na zona adjacente da linha de fusão, enquanto sua formação ocorre no final da

solidificação, formando precipitados. Logo, esta fase está relacionada às condições de solidificação, pois soldagem com rápidas taxas de resfriamento demonstraram que o material apresenta baixa quantidade de Laves, devido à baixa segregação de nióbio como defendido por Wang et al. (2016, p. 5) e Ramkumar et al. (2015, p. 9).

Mei et al. (2015, p. 1) e Wang et al. (2016, p. 2) apontam uma forma de se remover a fase Laves, através de tratamento térmico pós-solda, que pela afinidade do nióbio com carbono há formação de carbeto de nióbio através de solubilização à 1040°C e envelhecimento à 720°C, removendo este elemento da fase Laves presente. A Figura 2 demonstra as possibilidades de formação de fases e carbonetos para o material no diagrama TTT.



Fonte: Wang et al. (2016)

2.3 SOLDAGEM

Soldagem pode ser realizada de duas maneiras: por atrito ou por fusão. A maior gama de possibilidades se encontra na soldagem de fusão, que é definida como a união de materiais através da fusão do metal de adição e parte do metal base. Como Kou (2003, p. 3) explica, é dividida em três grupos principais: Solda à gás, solda à arco e solda por feixe de alta energia. Dentre os fatores que influenciam na solda de fusão, estão a posição e ângulo do metal de adição, velocidade de avanço, potência, energia, pulso e tipo de corrente: contínua ou alternada.

Por exemplo, o tamanho e profundidade da poça de solda depende da potência e velocidade de avanço, sendo que a potência afeta o tamanho proporcionalmente, enquanto a velocidade de avanço, inversamente proporcional, por haver mais ou menos tempo para troca de calor. Enquanto isso, o tamanho da poça afeta a diluição de elementos de adição no metal base como estudado por Abioye et al. (2015, p. 4), gerando mudanças apontadas por Nemecek, Fidler e Fiserova (2014, p. 2) na estrutura de solda, dureza da camada, resistência ao desgaste e resistência à corrosão, e como afeta as fases presentes no aço, através de um tratamento térmico, pode gerar fases frágeis e propensas à ruptura quando aplicadas à esforços.

O estudo de Abioye, Folkes e Clare (2013, p. 2) indica que a posição e ângulo do arame de adição reflete a taxa de deposição. Quando posto na ponta do cordão, leva-se um tempo maior para fundir o material, e este passa a ser depositado em gotículas intermitentes, ao invés de continuamente. A solda apresenta formato ideal quando alimentada com o arame no centro, e a maior taxa de deposição quando seu ângulo é de 45°.

O nível de dissimilaridade entre os materiais afeta o equilíbrio do campo de estresse residual, gerando tensões trativas ou compressões maiores, dependendo da semelhança entre os componentes utilizados, como visto por Benghalia e Wood (2016, p. 1). Apesar de Abioye, McCartney e Clare (2014, p. 1) apresentarem que propriedades como ductilidade afetam estes resultados, no quesito que após a fusão do metal de adição, o seu resfriamento e contração tende a fragilizar o ponto de solda, por causar espaços e trincas, sendo pontos de concentração de tensão. Se o material apresenta um valor maior, ele é capaz de se deformar durante a solidificação sem gerar estes defeitos, ou em quantidade menor, pois possibilita sofrer uma deformação plástica.

Ambos processos de solda presentes neste trabalho são amplamente utilizados em indústrias, porém o processo à LASER oferece vantagens, como rapidez, automatização e áreas de transformação de fases (ZF e ZTA) em torno de dez vezes menores que o processo TIG, como estudado por Neto et al. (2015, p. 4).

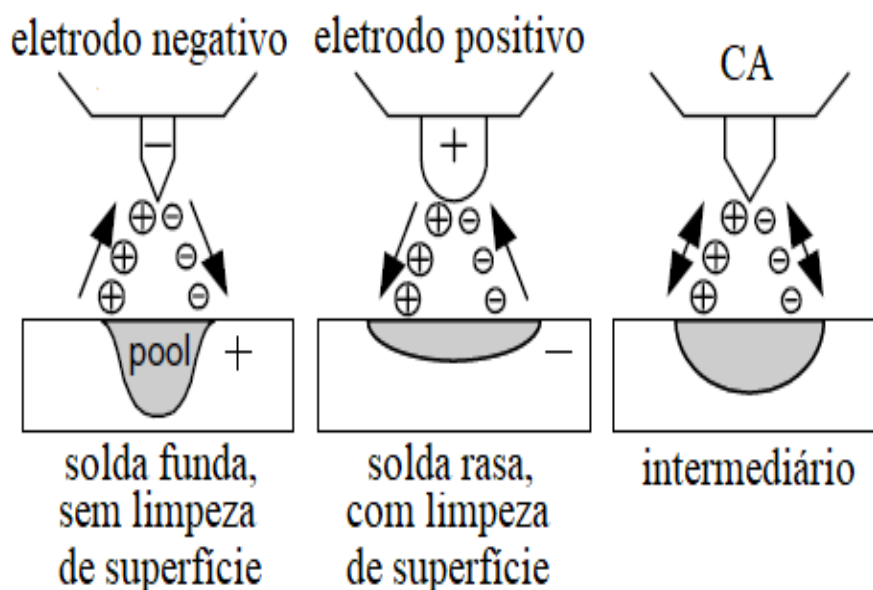
2.3.1 Processo de soldagem TIG

O processo TIG consiste em uma solda através de chama, utilizando um gás como superfície protetora, a fim de se evitar o contato do metal recém derretido com a atmosfera, e impedir sua oxidação ou dissolução de elementos indesejados presentes na atmosfera. Para

tal, se utiliza um gás inerte, ou com composição química desejada, para que atenda às necessidades especificadas de projeto.

Kou (2003, p. 14) explica sobre as particularidades da corrente aplicada, como a polaridade da corrente ser um fator a ser controlado neste processo, e poder funcionar de três maneiras, vide Figura 3: Corrente direta de eletrodo negativo, onde os elétrons são emitidos pelo eletrodo de tungstênio e acelerados através do arco, desta forma uma grande quantidade de energia é liberada, o que produz uma linha de soldagem relativamente fina e profunda; Corrente direta de eletrodo positivo: onde o calor de transmissão dos elétrons se concentra mais no eletrodo, provocando uma solda mais larga e rasa, além de íons do gás de proteção atingirem a superfície do substrato, removendo óxidos. Neste caso, eletrodos que possam ser arrefecidos são essenciais; Corrente alternada: apresenta resultados intermediários entre os dois casos anteriores.

Figura 3 - Polaridades do TIG.



Fonte: Kou (2003)

Kou (2003, p. 27) aponta as vantagens e desvantagens do método TIG. Entre as vantagens, se encontram o seu controle de energia, a parcial independência da corrente de solda com a alimentação de metal de adição, que permite uma certa variação na fusão do metal base e do metal de adição. Assim, é possível controlar a diluição e energia da solda sem mudar seu tamanho. Por ser um processo limpo, pode ser utilizado para soldar metais reativos, como titânio, zircônio, alumínio e magnésio. E em suas desvantagens, estão a baixa taxa de deposição e o uso de correntes excessivas que tendem a desgastar o eletrodo e acabam

resultando em frágeis inclusões de tungstênio. Porém um pré-aquecimento do metal de adição pode auxiliar no problema de taxa de deposição e aumentar este valor.

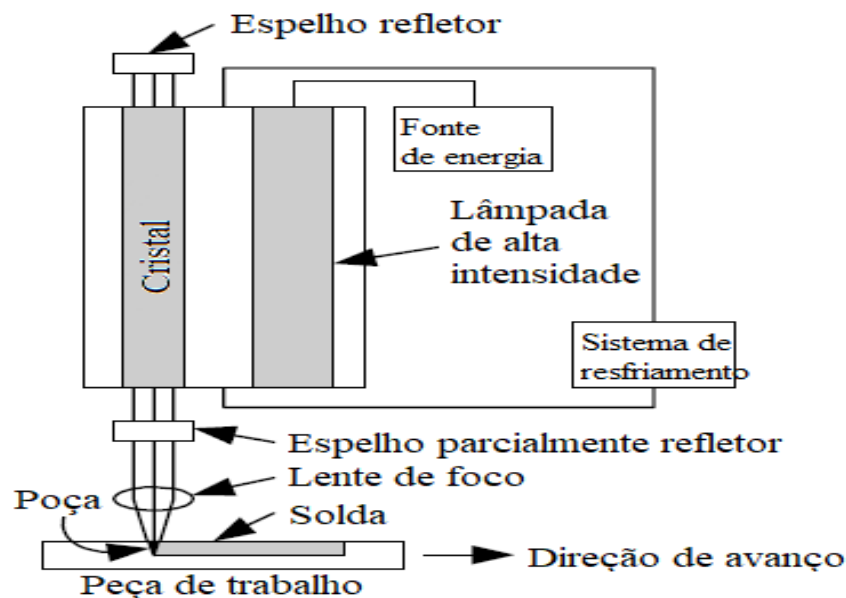
2.3.2 Processo de soldagem LASER

Solda à LASER envolve o uso de fonte de baixo calor e de alta precisão para criar uma poça de solda fundindo simultaneamente o metal de adição e uma fina camada do substrato, mas Heigel, Michaleris e Palmer (2015, p. 1) apontam que por ser fina, rapidamente solidifica e resfria conforme o avanço do LASER pelo corpo de prova, gerando um gradiente termal que pode gerar estresse residual e distorções. O movimento relativo do feixe de LASER e do substrato forma um rastro. O rastro é geralmente referido como cordão de solda, também podendo atuar como revestimento através de finas camadas depositadas e unidas, para se aumentar a vida útil através de propriedades como resistência à corrosão e abrasão. Abioye, Folkes e Clare (2013, p. 1) explicam sobre o material de adição, podendo ser em pó ou arame e podem ser alimentados por três métodos. Pré-posicionamento do pó na forma de pasta no substrato antes da aplicação do calor é menos flexível comparado com outros métodos. A alimentação coaxial e lateral de pó possui diversas aplicações sobre alimentação lateral de arame, devido à alta disponibilidade de materiais de adição em forma de pó.

Contudo, em estudo posterior, Abioye, McCartney e Clare (2014, p. 2) concluem que a alimentação com arame consegue oferecer um processo mais limpo, com maior eficiência de deposição de material, com consequente redução de gasto de materiais e qualidade superficial superior. Também implica em menor aprisionamento de bolhas de ar, que gerariam poros, como é comum aos pós de alimentação, e em melhor controle de diluição por aumento de deposição de material.

O processo de solda à LASER pode ser produzido através de sólido ou gás (Figura 4) como descreve Kou (2003, p. 29). Nos dois casos o feixe pode ser focado e direcionado por meios óticos para uma alta densidade de potência. No LASER produzido por sólido, um cristal é dopado com pequenas concentrações de elementos de transição, que são excitados a maiores níveis de energia através de lâmpadas de flash de alta intensidade. O feixe é produzido quando estes elétrons retornam ao estado inicial. Em LASER à gás, como CO₂, uma mistura de CO₂, N₂ e He é continuamente excitada por eletrodos e cria feixe continuamente. Maiores potências podem ser geradas, o que facilita no processo de “keyholing”, onde o feixe consegue gerar um furo e atravessar o metal base, gerando uma solda fina e profunda.

Figura 4 - Processo de solda à LASER por sólido.



Fonte: Kou (2003)

Kou (2003, p. 32) confirma diversas vantagens em relação à outros métodos. A solda gerada é de menor espessura e mais profunda, com uma menor ZTA e baixa distorção do material. Pode ser utilizado para soldar materiais diferentes e com grande variação de tamanhos. Vácuo não é necessário para o processo. Wiednig et al. (2014, p. 2) compara o método com TIG, exibindo menor tempo de usinagem de amostra, menor tempo de processo de soldagem, processo totalmente automatizado, enquanto Abioye, McCartney e Clare (2014, p. 1) e Abioye, Folkes e Clare (2013, p. 1) concordam em características como menor diluição em soldas de materiais dissimilares, mínima distorção, forte ligação com o substrato, porosidade mínima e controle de calor aplicado, gerando pequena ZTA.

Porém, atualmente ainda existem alguns obstáculos a serem enfrentados para sua ampla utilização no mercado, pois o processo é caro, e necessita de grande precisão para alinhamento de materiais em trabalho. A refletividade do feixe pela superfície do metal dificulta a solda pois a grande parte da energia gerada não é absorvida, apesar de Kou (2003, p.30) apresentar uma solução que se baseia em tornar a superfície grosseira, oxidá-la ou revesti-la. A rápida solidificação da poça de solda gera alta propensão à formação de trincas, que facilitam corrosão e pitting, porém Abioye, McCartney e Clare (2014, p. 1) indicam que podem ser evitadas através da otimização dos parâmetros de soldagem, aquecendo o metal base pré-solda e utilizando metais de adição de alta ductilidade.

2.4 ZONA FUNDIDA (ZF)

A ZF é definida como o local da solda onde o material de adição (pó ou arame) e uma pequena porcentagem do metal base são fundidos e realizam uma ligação para compor o cordão de solda. Nesta zona ocorrem eventos como redistribuição de solutos durante solidificação, pois ambos materiais se unem e ocorrem trocas de elementos resultantes das diferentes composições químicas, que acabam por segregar para diferentes pontos de acordo com a taxa de resfriamento local, diagrama de fases, difusão, fluxo de fluido, etc. Esta redistribuição gera células ou braços dendríticos através da formação de linhas ricas e pobres em soluto lado a lado durante o caminho da solidificação como explica Kou (2003, p. 160), devido à expulsão de solutos durante solidificação do metal para a parte ainda líquida.

Kou (2003, p. 161) explica que a taxa de crescimento destas dendritas é dependente da flutuação térmica durante a solidificação, gerada pelo fluxo de fluidos instáveis na poça de solda. Isso significa que quanto menor o tempo até a solidificação, menor será a estrutura celular ou dendrítica, ou mais “refinada”, e consequentemente, menor o espaçamento interdendrítico. Também explica que esta flutuação térmica também é dependente da colisão do fluxo que carrega o calor da fonte com a frente de crescimento. Se há aumento desta colisão, a taxa de crescimento reduz, pois impede a solidificação da frente. Energeticamente, quanto menor o tamanho dos braços dendríticos, maior área por unidade de volume, logo, o total de energia de superfície será otimizado se os braços de dendritas crescerem à custo dos menores.

Kou (2003, p. 158) exemplifica a segregação de modo que compara a solidificação de um líquido intercelular ou interdendrítico de uma soldagem ou moldagem com a de uma solidificação direcional. Em ambos casos, a interface sólido/líquido é planar, e a solidificação do volume total de material começa quando a ponta da célula ou braço dendrítico alcança o elemento de volume, pois permite a difusão de elementos.

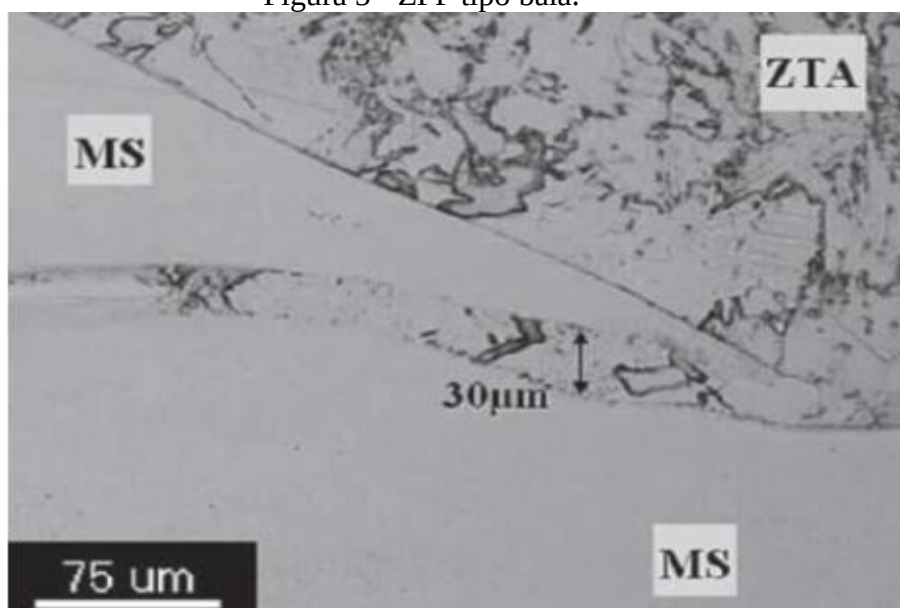
2.5 ZONA PARCIALMENTE FUNDIDA (ZPF)

Em soldagens dissimilares, que o metal base e metal de adição são de composições químicas diferentes, ocorre a formação desta zona, denominada parcialmente fundida, que possui uma composição química intermediária aos dois metais utilizados. Sua aparição nem sempre é contínua, como dito por Kou (2003, p. 324), o que dificulta sua observação e identificação, mas são zonas extremamente importantes, por serem, duras, frágeis, propensas

à liquação, e como comenta Oliveria (2014, p. 25), à fragilização por hidrogênio, à trincas por corrosão onde há presença de ácido sulfídrico, e por se localizar na interface entre dois metais, tornam a junta susceptível à corrosão por “pitting”, além de serem zonas que apresentam valores menores de resistência mecânica, principalmente em impacto e falha por fadiga.

De acordo com Oliveira (2014, p. 26), as ZPF em soldagem de aços com Inconel podem ser observadas por características como a variação da microestrutura do metal base (CCC) para a do metal de adição (CFC), difusão de elementos de liga e impurezas geradas na solda, e uma diluição no metal base, que afeta a composição química da linha de fusão. É de se notar que também há a ocorrência de regiões que o metal base, não totalmente fundido, se desloca e formam “ilhas”, “baías” ou “praias” (Figura 5) dentro de parte do metal de adição, o que constitui parte das ZPF.

Figura 5 - ZPF tipo baía.



Fonte: Oliveira (2014)

A liquação, como já citada, é um dos processos ocorrentes na ZPF, e é de grande importância, pois se torna um fragilizador da microestrutura. Porém também ocorre, em maior escala na ZTA, e apesar de ser um processo com difícil controle para soldagem de materiais dissimilares, deve ser um dos parâmetros a serem monitorados. A liquação é um processo que acontece somente em processos de reaquecimento de metais não puros, ou seja, tem por pré-requisito metais em estado sólido que possuem inclusões ou elementos de liga. Ocorre quando um ponto do metal, com menor ponto de fusão, devido à elementos nele presentes, seja por

inclusão ou segregação durante solidificação, atinge temperatura necessária para fundir, enquanto o resto do metal base permanece sólido, desta forma quando arrefecido, torna a solidificar, porém causa uma expansão volumétrica e uma segunda difusão de elementos na região, podendo levar a uma fragilização do grão neste ponto, além de provocar possíveis trincas.

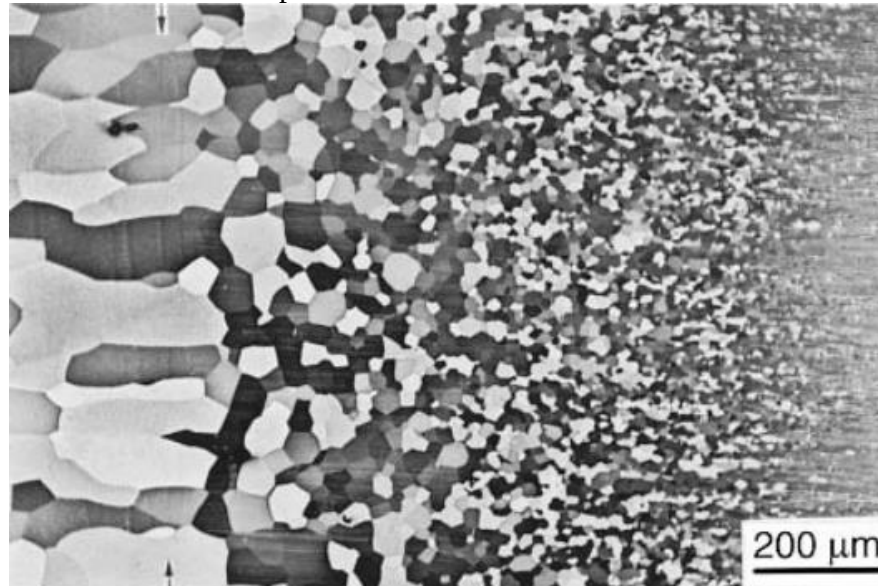
Sobre os pontos fragilizantes como os contornos de grãos, onde ocorrem principalmente a liquação, Kou (2003, p. 310) observa que há uma solidificação direcional para cima, no sentido da solda, causada pelo gradiente de alta temperatura. Em condições normais, o contorno solidificaria das extremidades de grãos para o centro do contorno, porém em soldas, o calor oferecido direciona sua solidificação, ou seja, a migração de contorno de grão é para a mesma direção. A solidificação ocorre de maneira que os solutos são rejeitados pelo sólido recém-formado, se o coeficiente de equilíbrio de distribuição “ k ” é menor que um. Os sólidos formados rejeitam os solutos, até o ponto final, que atua como eutético e a composição do líquido atinge equilíbrio.

2.6 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)

Para que se ocorra a solda, o metal de adição é completamente fundido, enquanto o metal base tem somente uma parte que sofre fusão, logo, a região do metal base mais próxima da soldagem que não sofre fusão, ainda assim é afetada pelo gradiente de temperatura apresentado, e esta região é à que se denomina ZTA.

Certas etapas se apresentam nesta zona, onde processos de crescimento de grãos, recristalização e de tratamento térmico são observados no aço. A Figura 4 mostra estas etapas. O crescimento de grãos na ZTA pode ser explicado de acordo com o ciclo térmico, pois quanto mais perto da zona de fusão, maior o pico de temperatura e mais tempo o material permanece em temperatura de crescimento, visto que o calor é extraído pela extremidade exterior da ZTA. Como o crescimento de grãos aumenta conforme maior a temperatura de recozimento e tempo, o tamanho de grãos aumenta, conforme sua proximidade com a linha de fusão como diz Kou (2003, p. 343) em seu estudo.

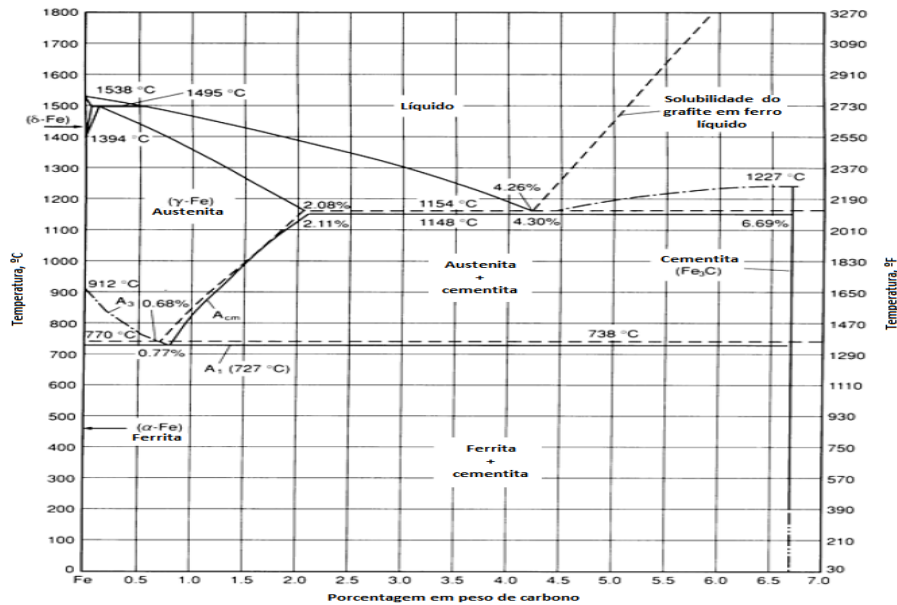
Figura 6 - ZTA realizada por solda de feixe de elétrons em molibdênio.



Fonte: Kou (2003)

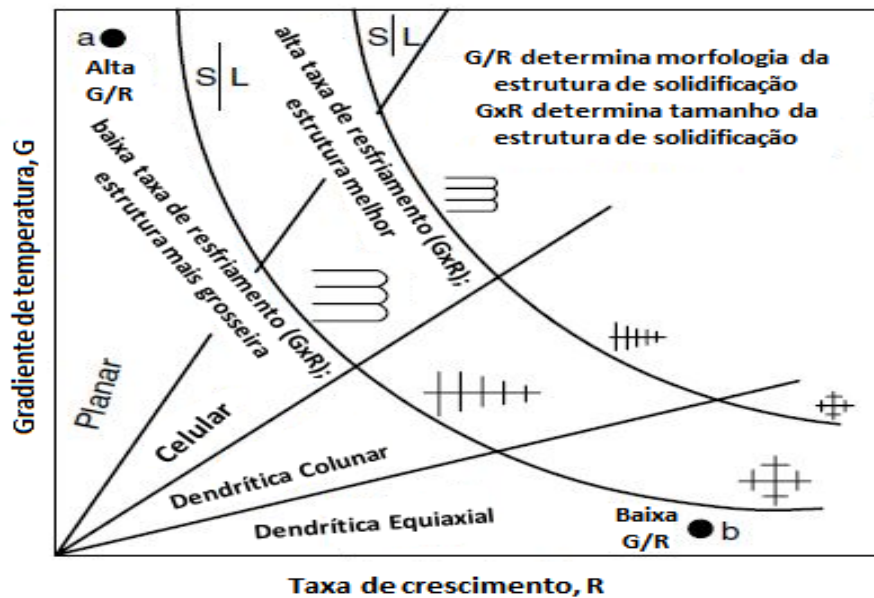
O tratamento térmico e a recristalização ocorrem, pois, a temperatura de soldagem, apesar de não ser o suficiente para fundir o metal base neste ponto, apresenta calor suficiente para gerar uma transformação das fases presentes em austenita, que se formam acima de aproximadamente 850°C para o aço SAE 4130 (Figura 5) e gerar novos grãos (Figura 6), que seguirão o crescimento como descrito anteriormente. A partir da formação de austenita, podem ser formadas novas fases, independente das existentes anteriores, desta forma, processos de trabalho à frio ou à quente realizados anteriormente, são desperdiçados, e martensita, perlita e bainita podem ser formados de acordo com a taxa de resfriamento da solda.

Figura 7 - Diagrama Fe-C.



Fonte: ASM (1991)

Figura 8 - Relação entre G e R.



Fonte: Kou (2003)

Da mesma forma que descrito sobre a ZPF, a ZTA apresenta um maior processo de liquação, em volume. Como confirmado por Mei et al. (2015, p. 1), a segregação de elementos de liga, como carbono, fósforo e enxofre para os contornos de grãos, assim como a liquação de carbeto do tipo MC e liquação de boro, podem facilitar as tendências de trincas na ZTA. A Tabela 4 demonstra as temperaturas que alguns elementos puros podem fundir e

recristalizar, dando uma ideia de que tipos de inclusões chegam a ser prejudiciais pelo processo de liquação.

Tabela 4 - Temperatura de recristalização e fundição.

Metal	Temperatura Mínima de Recristalização (°C)	Temperatura de Fusão (°C)
Alumínio	150	660
Magnésio	200	659
Cobre	200	1083
Ferro	450	1530
Níquel	600	1452
Molibdênio	900	2617
Tântalo	1000	3000

Fonte: Kou (2003)

3 DESENVOLVIMENTO

3.1 MATERIAIS

Os materiais descritos nestes itens são somente aqueles que determinam grande mudança no projeto, se alterados. Este tópico não engloba materiais específicos de processos da metodologia que acabariam por alterar minimamente as propriedades finais. Se trata também de objetos de relativamente fácil acesso, se considerado o ambiente universitário.

3.1.1 Metal de base

O metal de base utilizado para este trabalho foi uma barra retangular de aço SAE 4130 de dimensões 135mm x 38mm (Figura 7), com a composição química especificada na Tabela 1, conforme literatura, pois o material utilizado era o restante de um experimento passado e não havia registro de sua composição química, além de haver dificuldades para enviar o material para análise.

E após processos de corte, usinagem, normalização e lixamento, obtiveram-se, ao total, cinco corpos de prova: Quatro para utilização em solda TIG; e um único para aplicação em solda LASER.

Em relação ao TIG, três dos quatro corpos de prova foram utilizados para ensaio de roda de borracha, e um para se conseguir a microestrutura e microdureza. O corpo de prova para recobrimento à LASER foi utilizado para microestrutura e microdureza.

Figura 9 - SAE 4130 fundido.



Fonte: Próprio autor.

3.1.2 Metal de adição

O metal de adição utilizado foi o Inconel 625 (UNS 06625), em forma de arame de 3,175mm de diâmetro (Figura 8), não revestido, laminado a frio e com subsequente recozimento a 925°C por uma hora, com a composição química vista na Tabela 3, conforme literatura, pois da mesma forma que o aço, o material utilizado era de um experimento passado e não havia detalhes sobre sua composição química específica ou qual seu fabricante. Importante lembrar que seu processamento não é importante para o projeto, pois sofre fusão total e suas características finais são dependentes de sua solidificação.

Figura 10 - Arame de Inconel 625



Fonte: Próprio autor.

3.1.3 Gás de proteção

O gás utilizado no método TIG foi o argônio, provindo da White Martins, com 99,9% de pureza.

3.2 MÉTODOS

A metodologia utilizada para a preparação do corpo de prova teve por objetivo reduzir qualquer alteração feita anteriormente, pois conforme dito no item 3.1, alguns dos materiais não possuíam rastreabilidade. Os procedimentos subsequentes foram realizados segundo normas exigidas e com auxílio de um professor orientador.

3.2.1 Usinagem

O bloco de substrato foi cortado na serra mecânica (Figura 9) e as placas obtidas foram faceadas na fresadora (Figura 10). Se obtiveram as dimensões desejadas para cada corpo de prova (Tabela 5) e em seguida, realizou-se uma normalização de 1 hora a 700°C, com consequente resfriamento dentro do forno, para se evitar oxidação excessiva e para eliminação de possível encruamento durante a usinagem. Seu armazenamento pós tratamento térmico foi feito em caixa metálica, coberto com cavacos de ferro fundido.

Por fim, todos corpos de prova foram lixados para remoção de oxidação superficial.

Tabela 5 - Dimensões dos corpos de prova.

Corpo de Prova	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
1 a 5	130	11	30

Fonte: Próprio autor

Figura 11 – Corema S.A.



Fonte: Próprio autor.

Figura 12 – Vigorelli do Brasil S.A.



Fonte: Próprio autor.

3.2.2 Solda por TIG

Os corpos de prova a serem soldados por TIG foram previamente submetidos a um pré-aquecimento na estufa (Figura 11) até atingir a temperatura de 130°C e 118°C de interpasse.

O revestimento foi realizado de modo manual, vide Figura 12, com posição plana e com gás de proteção. A camada de deposição foi feita através de diversas soldas realizadas lado a lado na superfície isolada de cada substrato.

Os parâmetros de solda foram: corrente de 185A, tensão de 13V, aporte térmico de 0,13kJ/mm, alimentação de arame à 45°, para maior taxa de deposição, polaridade de corrente continua com eletrodo negativo, vazão de argônio de 15L/min.

Figura 13 – FANEM Ltda.



Fonte: Próprio autor.

Figura 14 - ELETROMEG, modelo CM 40.



Fonte: Próprio autor.

3.2.3 Solda por LASER

Os materiais foram enviados à UNESP campus de Ilha Solteira, e o processo foi realizado manualmente por funcionários do campus e teve por único parâmetro controlado o aporte térmico de 16kJ/mm em atmosfera de argônio.

3.2.4 Microestrutura

As amostras para análise micro estrutural foram obtidas através do disco abrasivo *cut off*. Estes corpos de prova foram embutidos em resina sintética de baquelite em pó, à 180°C, na embutidora (Figura 13). Em seguida, foram lixadas sequencialmente com lixas d'água de granulometria 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 e 2000 e polidas com suspensão de alumina 1,0µm e pasta de diamante 3,0 e 1,0µm à 600rpm na polideira (Figura 14).

A microestrutura do metal base (aço SAE 4130) foi revelada com a utilização do reagente químico Nital 2%, a amostra foi polida novamente com suspensão de alumina de 1µm e atacadas com um segundo reagente, preparado por técnicos especializados da FEG (Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá) – Unesp, para que desta vez a microestrutura do revestimento (Inconel 625) fosse revelada.

As composições químicas dos dois reagentes se encontram na Tabela 6.

Tabela 6 - Reagentes de ataque químicos.

Composição Química	Ensaio	Objetivo
2mL HNO ₃ ; 98mL C ₂ H ₆ O (Nital 2%)	Imersão por 10s	Revelar microestrutura do aço
50mL HNO ₃ ; 45mL HCl; 5mL H ₂ O ₂	Imersão por 10s	Revelar microestrutura do Inconel

Fonte: Próprio autor

As fotos das microestruturas obtidas para o processo de solda por TIG e a LASER foram feitas através de um microscópio ótico (Figura 15) com diferentes ampliações e áreas visualizadas, para que se analisasse a microestrutura em termos de espaçamento interdendrítico, tamanho de grão, interface solda/metal base, e ZTA.

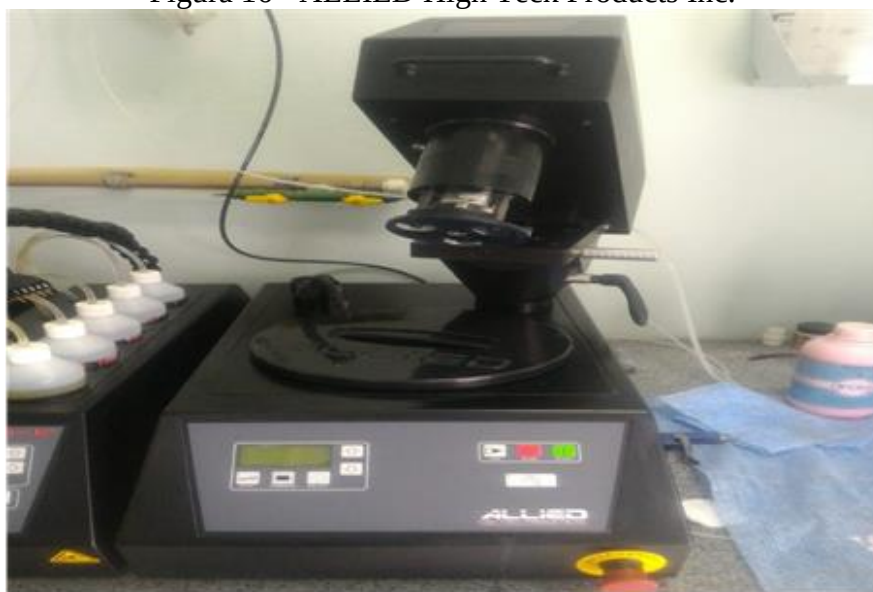
A fim de se obter o espaçamento interdendrítico se utilizou o software ImageJ, traçando uma reta entre duas dendritas de uma foto previamente obtida, e calculando a sua distância através da ampliação do microscópio ótico.

Figura 15 - AROTEC, modelo PRE 30 MI.



Fonte: Próprio autor.

Figura 16 - ALLIED High Teck Products Inc.



Fonte: Próprio autor.

Figura 17 - NIKON, modelo Epiphot 200.



Fonte: Próprio autor.

3.2.5 Ensaio de desgaste

Os corpos de prova utilizados no ensaio de desgaste foram os mesmos que submetidos às soldagens, porém o revestimento foi fresado para uma espessura especificada e suas laterais foram retificadas para que se pudesse realizar os ensaios posteriores.

Devido à dificuldade de acesso à solda por LASER, não foi possível realizar o ensaio de desgaste em mais de um corpo de prova deste método, logo, este ensaio não foi feito, pois não haveria confiabilidade nos resultados sem uma reprodução de ensaios, e a comparação com os corpos de prova feitos pelo processo TIG não seria válida. Assim, somente se realizou este ensaio para o método TIG de soldagem.

O ensaio foi realizado seguindo a Norma ASTM G65, em um abrasômetro roda de borracha configuração horizontal (Figura 18) realizado no Laboratório de Fenômenos de Superfície da USP-Poli. As condições de ensaio seguiram as seguintes especificações: Desmagnetização dos corpos de prova, através de equipamento padrão, lavagem com detergente comum, seguida de lavagem com álcool por 10 minutos. Ensaiaados por 10 minutos, com rotação de 200rpm, carga de 130N e granulometria da areia de 50# (300µm). Lavados novamente, da mesma forma anterior, e então pesados em balança com precisão de 0,001. Foram feitas 5 medições de peso por amostra.

A nível de teste de equipamento e comparação entre corpos de prova, um ensaio foi realizado por 5 minutos, metade do que exige a norma.

De modo a certificar a confiabilidade do equipamento, se ensaiou o aço H13, como exigido por norma, nas mesmas condições da amostra de Inconel.

Figura 18 - Abrasômetro configuração horizontal.



Fonte: Próprio autor.

3.2.6 Ensaio de microdureza Vickers

Foram realizados dois ensaios de microdureza na UNESP-FEG utilizando o microdurômetro (Figura 16) com uma pirâmide de base quadrada de 136 graus no vértice (Figura 17), englobamente somente o revestimento de Inconel: um de perfil, na lateral retificada do corpo de prova, com nove medidas para o TIG e seis medidas para o LASER, com espaçamento entre aplicação de cargas maior que três impressões, conforme norma ISO 6507-1; e um de superfície, no TIG, com quatro medidas feitas em cada face retificada do revestimento, em que após cada ensaio, a face era retificada e novos valores eram medidos..

Para a microdureza superficial, os corpos de prova TIG provindos do ensaio de desgaste tiveram os valores tirados de pontos intermediários entre a lateral e a área desgastada. Para a microdureza de perfil, os corpos de prova de TIG foram os mesmos utilizados em ensaio de desgaste, e para LASER foi um corpo de prova revestido e fresado. Foram tirados valores na transversal do revestimento e com eles feito uma média para cada método de solda.

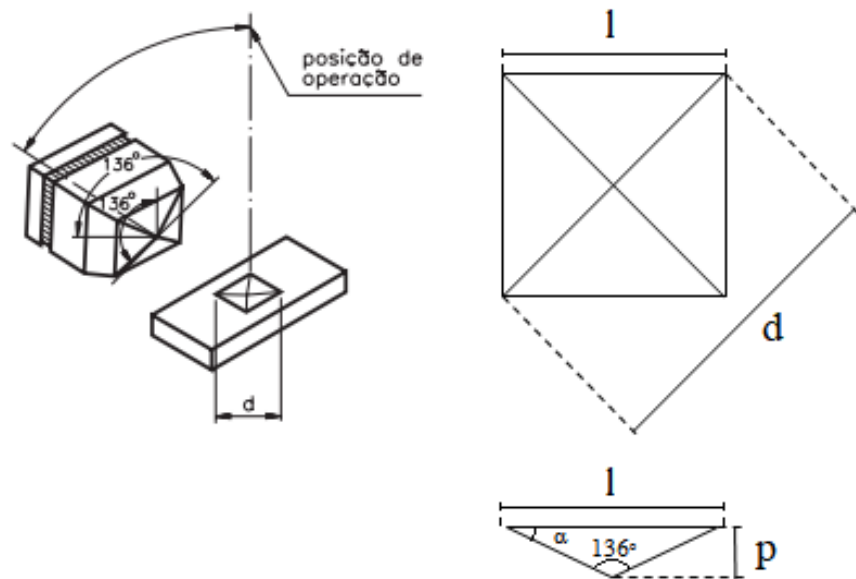
Ambos ensaios aplicaram uma carga de 300gf durante 10 segundos.

Figura 19 – WILSON INSTRUMENTS, modelo 401 MVD.



Fonte: Próprio autor.

Figura 20 - Ferramentas e dados da Microdureza Vickers.



Fonte: Próprio autor.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 MICROESTRUTURA

Como primeira análise, a Tabela 7 apresenta o espaçamento interdendrítico causado por ambos processos de soldagem. Estes valores foram calculados através da média de nove valores de cada método de soldagem, em pontos centrais do revestimento de Inconel, longe da superfície ou da interface solda/metal base.

Tabela 7 - Espaçamento interdendrítico.

Solda	Espaçamento (μm)	Desvio Padrão (μm)
TIG	12,8643	2,2641
LASER	1,6516	0,4805

Fonte: Próprio autor

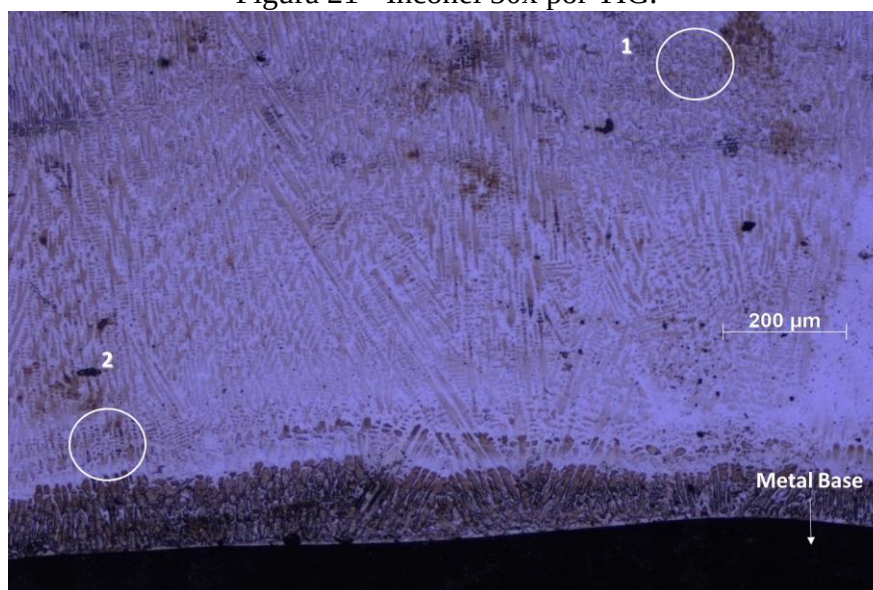
4.1.1 TIG

O processo de soldagem é difícil de se controlar, ainda mais quando se trata de solda manual, como utilizado neste trabalho. Em teoria, de acordo com Abioye, McCartney e Clare (2014, p. 4), o calor na interface entre solda e substrato é transferido da primeira para o segundo. O crescimento vertical ocorre devido à extração de calor do substrato. Já perto da superfície, podem ocorrer crescimento de dendritas colunares horizontais, devido à mudança de fluxo de calor, pois o calor da região do topo é extraído pela parte solidificada na traseira da poça, o que direciona a formação das dendritas para este ponto. Porém, nas Figuras 18 e 19, pode-se observar um crescimento dendrítico em mais de um único sentido, o que confirma que o processo de resfriamento após soldagem, apesar de ser direcionado (calor extraído pelo metal base) não é controlado, e pode ocorrer de forma aleatória. Em pontos como “1” na Figura 19, observa-se que o sentido de crescimento foi de dentro da imagem para fora desta ou o sentido contrário, enquanto em “2”, a dendrita se forma do contato com o metal base em direção ao centro da solda (zona de maior temperatura e calor).

Dito isto, os resultados apresentados na Tabela 7 representam uma média de pontos com valores bem distintos, porém o espaçamento interdendrítico pela solda TIG representa algo em torno de oito vezes maior que aquele pela solda à LASER. Com esta informação e a complementação de que a Figura 20 apresenta dendritas com braços secundários (formados somente após certo tempo em temperaturas altas propícias para segregação de elementos),

como vistos no ponto “3” nos levam à conclusão que houve um resfriamento lento neste material (baixo refino dos grãos), ou seja, o calor aplicado pela chama demorou para ser extraído, o que impacta nas propriedades estudadas posteriormente. Era esperado que este método gerasse tal comportamento, pois a solda TIG apresenta um baixo controle de aporte térmico causando um maior tempo para fornecimento de calor ao metal, e assim, aumentando o tamanho do cordão de solda, e com uma área maior, mais tempo leva para seu resfriamento.

Figura 21 - Inconel 50x por TIG.



Fonte: Próprio autor.

Figura 22 - Inconel 200x por TIG.



Fonte: Próprio autor.

Esta lentidão infere que há um maior tempo para crescimento dos grãos da estrutura, tornando-os relativamente grande e, conseqüentemente, geram uma menor área de contorno de grãos, pois o maior volume é ocupado pelos grãos em si. Os contornos são a zona mais frágil, devido à difusão de elementos de liga e precipitados que se concentram ali e quando os estresses são aplicados ao material, estes se concentram nos contornos, e por possuírem uma pequena área para distribuir os esforços, se tornam mais propensos à ruptura ou fadiga.

Apesar de um maior tempo de difusão ser favorável para os mecanismos de endurecimento das superligas de níquel é necessário um tempo maior do que o oferecido pela soldagem. Oliveira (2014, p. 23) explica que o funcionamento da dureza do Inconel é afetada por diferentes tipos de fases existentes em sua microestrutura, entre elas, γ , γ' , γ'' , carbonetos, TCP, σ , μ e Laves. São fases que surgem de acordo com a quantidade de elementos de liga presente no material, pela forma de solidificação e pelo tratamento térmico oferecido. Elementos como tungstênio, molibdênio e cromo atuam por solução sólida através de difusão em temperaturas acima de 65% da temperatura de fusão, para formação das fases γ , γ' e γ'' . Já os carbonetos tipo MC se formam durante solidificação do material, enquanto carbonetos M_7C_3 aparecem durante envelhecimento, após tratamento térmico. Fase δ está presente quando a superliga de níquel permanece em elevadas temperaturas por longo período de tempo. A fase Laves tem sua formação durante solidificação, e depende da difusão de nióbio para a formação de precipitados de acordo com Wang et al. (2016, p. 5).

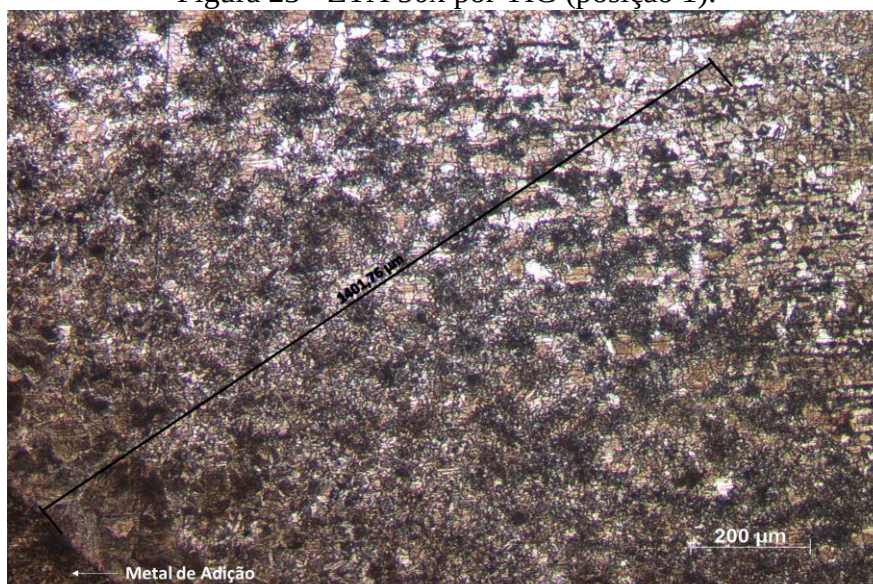
Todas estas informações nos indicam que somente durante o processo de soldagem não há quantidade suficiente de fases endurecedoras formadas para afetar o resultado apresentado, pois estas dependem de difusão e tratamento térmico, o que não ocorre durante soldagem (Figura 2), pois o tempo oferecido durante resfriamento é mínimo. Desta forma, conclui-se que mesmo apresentando fases que ofereçam endurecimento por envelhecimento, como certos carbonetos, o que realmente afeta as propriedades no estudo está nos tamanhos de grãos, resultado de altos picos de temperatura, que resultam em maior taxa de resfriamento, como observado por Ramkumar et al. (2015, p. 9).

Em termos de propriedades para o Inconel, um tamanho relativamente grande de grãos representa uma menor dureza para o material e, conseqüentemente, o desgaste será afetado, pois é uma propriedade que depende diretamente da dureza, já que elementos mais duros são aqueles que em atrito com outros resistem mais à esta força. Porém, o mesmo não ocorre para o aço, pois apesar do refino do grão ser importante, o metal base não sofre fusão em sua maioria, e somente um tratamento térmico lhe é aplicado, resultando em martensita, perlita ou bainita, que serão responsáveis pelas propriedades em nível maior do que o tamanho de grãos.

Neste caso, a taxa de resfriamento é importante no quesito de fases formadas, e a Figura 1 auxilia o conhecimento da formação.

Sobre o estudo das ZTAs, nas Figuras 21 e 22, foram medidos os seus tamanhos, que refletem o controle de calor induzido durante soldagem, e foram obtidas zonas de tamanho de $1401,76\mu\text{m}$ e $1036,8\mu\text{m}$ respectivamente. Esses tamanhos são relativamente grandes, e influenciam na taxa de difusão de elementos entre metal de adição e metal base e na estrutura formada no aço de metal base, pois refletem a taxa de resfriamento e tempo em que a difusão de elementos nestas zonas foram possíveis. É válido apontar que houve um pré-aquecimento do metal base antes da soldagem, o que reduziu a extração de calor da solda, porém é incerto se houve contribuição para uma ZTA com maior tamanho, pois apesar de diminuir a remoção de calor da solda, um pré-aquecimento no metal base para o método TIG auxilia a taxa de deposição, desta forma diminuindo o calor fornecido durante soldagem, que teoricamente diminuiria a ZTA, como explicado na fundamentação teórica.

Figura 23 - ZTA 50x por TIG (posição 1).



Fonte: Próprio autor.

Figura 24 - ZTA 50x por TIG (posição 2).



Fonte: Próprio autor.

4.1.2 LASER

Da mesma forma que a soldagem por TIG, o processo de solidificação da solda à LASER é difícil de ser controlada, e como visto nas Figuras 23 e 24, que mostram somente o Inconel, é possível observar uma maior aleatoriedade nas direções de formações das dendritas quando comparado ao método TIG. Isso se deve à rápida extração de calor, causando pequenos pontos no centro da poça de solda, devido à menores concentrações de elementos de liga, a solidificar sem que estejam em contato com a fonte extratora de calor, que é o metal base, enquanto grãos próximos do metal base e da superfície se tornam mais grosseiros.

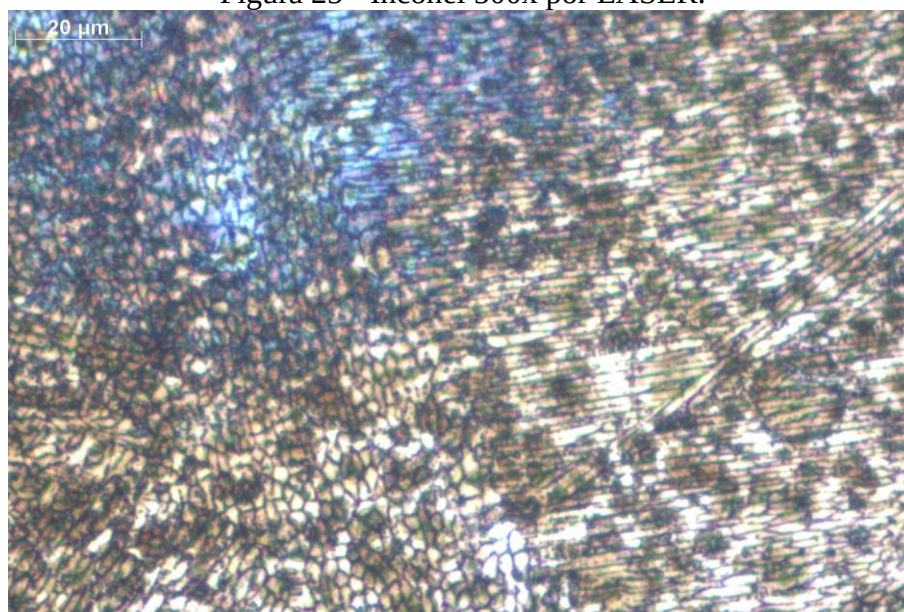
De acordo com as Figuras 23 e 24, o Inconel ainda exhibe dendritas colunares, em oposição às com braços secundários observadas anteriormente e, de acordo com Liu et al. (2014, p. 10), dendritas colunares indicam uma taxa de resfriamento mais rápida, enquanto dendritas com braços secundários exemplificam um resfriamento mais lento. As dendritas formadas pelo método à LASER não apresentam braços secundários bem definidos, somente os braços principais em forma linear (dendrita colunar), ou seja, não houve tempo suficiente para que se estabelecesse estas formas, e os elementos de liga difundidos da dendrita para a fase líquida do Inconel se concentraram em linhas intercaladas entre as mesmas, da mesma forma que perlita em aços. Isso se deve ao conhecimento de que quanto maior o tempo em que um material é exposto às mesmas condições ambiente (temperatura, pressão, atmosfera, etc) maior sua susceptibilidade de atingir o estado de equilíbrio: pontos homogêneos, com mesma fase, microestrutura e tamanho de grãos; O inverso ocorre para quando este tempo é

mínimo, o que impossibilita a movimentação dos átomos e a mudança da microestrutura de sua condição original.

Mais um ponto que confirma o rápido resfriamento desta solda é seu bom controle de aporte térmico, que permite que a energia aplicada cause uma solda mais fina e mais profunda, além de uma velocidade de avanço mais rápida. Todos estes fatores contribuem para uma taxa de resfriamento mais rápida, possibilitando que o metal base extraia calor de forma mais eficiente, e isto gera um maior refino, com menores tamanhos de grãos, e consequentemente, um menor espaçamento interdendrítico, como visto na Tabela 7, de aproximadamente oito vezes menor que pela outra solda.

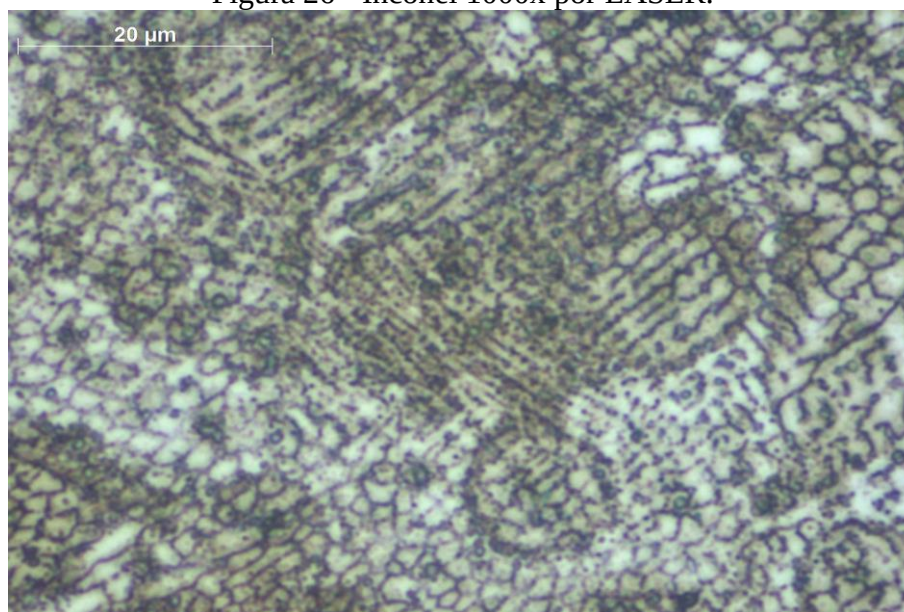
Devido aos tamanhos de grãos formado, e novamente citando o grande tempo necessário para que os mecanismos de endurecimento do Inconel ajam, se espera que estes sejam o controlador de certas propriedades do material, como a dureza e desgaste estudados neste trabalho. Desta forma, por haver maior área de contorno de grãos é de se esperar que a dureza seja mais elevada quando comparada com a solda TIG.

Figura 25 - Inconel 500x por LASER.



Fonte: Próprio autor.

Figura 26 - Inconel 1000x por LASER.



Fonte: Próprio autor.

Na ZTA, as Figuras 25 e 26 mostram uma zona de tamanho de $44,06\mu\text{m}$ e $54,83\mu\text{m}$, respectivamente. Se comparado aos valores de $1401,76\mu\text{m}$ e $1036,80\mu\text{m}$ da solda TIG, observa-se que a parte afetada do aço é muito menor, o que causa uma menor área de fragilidade, onde a dureza pode ser mais elevada que o metal base. De certa forma, é favorável a redução de zonas deste tipo, até porque afetam em outros quesitos, como diluição de elementos entre metal base e metal de adição, que geralmente fragilizam e tornam a solda de pior qualidade. Porém, indica um resfriamento mais brusco que pela solda TIG, gerando uma grande quantidade de martensita no aço. A grande dureza provinda de tal estrutura pode vir a ser um problema. Entretanto, por este critério não ser o objetivo principal deste trabalho, medidas de microdureza em tais regiões não foram medidas a ponto de comparação.

Figura 27 - ZTA 200x por LASER (posição 1).



Fonte: Próprio autor.

Figura 28 - ZTA 200x por LASER (posição 2).



Fonte: Próprio autor.

4.2 MICRODUREZA

Os ensaios de microdureza foram realizados de maneira a apresentarem dois resultados para estudo: a microdureza superficial e a de perfil. Os dados foram divididos em três partes, como se observa nas Tabelas 8, 9 e 10.

As durezas apresentadas na Tabela 8 são médias de quatro medidas e representam a dureza superficial do revestimento de Inconel após usinado. Os valores não demonstram uma reprodução confiável de resultados, a variação entre medidas é grande o suficiente para se

rejeitar estes dados. Porém, estas informações são justificáveis quando se analisa as propriedades no Inconel 625 em relação à sua usinabilidade. De acordo com Mattos e Varejão (2009, p. 32), a pobre usinabilidade da superliga se deve à diversos fatores, entre eles a alta resistência mecânica do material durante a usinagem, pois suas propriedades, como dureza, se mantém à altas temperaturas, próximas de 1000°C; alto desgaste abrasivo da ferramenta de corte, que prejudica de forma geral a remoção do material, devido aos carbonetos presentes na liga; e o rápido encruamento a partir dos esforços aplicados sobre a liga durante usinagem, justificam uma superfície com pontos de maior dureza do que outros, onde não há ocorrência de encruamento.

Tabela 8 - Microdureza Vickers dos corpos de prova TIG (superfície).

Corpo de prova	Dureza (Vickers)
1	383 ± 29
2	314 ± 19
3	374 ± 21

Fonte: Próprio autor.

O esperado através do ensaio de microdureza de perfil entre solda TIG e LASER, era que a solda à LASER apresentasse uma dureza maior que a solda TIG, devido à maior taxa de resfriamento, que afeta o tamanho dos grãos formados e do espaçamento dendrítico e interdendrítico. Também, esperava-se que com uma maior profundidade, ocorresse o aumento desta propriedade, pois camadas mais interiores e próximas ao metal base possuem uma taxa de resfriamento mais rápida, gerando novamente os pequenos grãos.

Os dados apresentados na Tabela 9 foram realizados com uma medida a cada espaçamento maior que três impressões, e representam os valores com relação à profundidade do revestimento. Os resultados demonstraram grande variação, não apresentando dados conclusivos para saber se a profundidade realmente afeta microdureza durante soldagem. Porém, a dureza média de cada perfil, como mostrado na Tabela 10, e utilizando como base a microdureza do Inconel 625 puro sugerida por Antoszczyszyn (2014, p. 25) entre 183 e 252 HV, os valores apresentados foram confiáveis e o resultado foi compatível, pois mostrou que a solda TIG apresentou valores menores de microdureza se comparado com a solda à LASER.

Tabela 9 - Microdureza transversal Vickers dos revestimentos pela profundidade (perfil).

	Dureza (TIG)	Dureza (LASER)
Profundidade ↓	Superfície do Revestimento	
	201	297
	205	260
	189	259
	197	271
	187	276
	210	253
	210	
	210	
	199	
	Metal Base	

Fonte: Próprio autor.

Tabela 10 - Média da microdureza transversal Vickers dos revestimentos (perfil).

	Dureza (TIG)	Dureza (LASER)
Média	200,9 ± 8,8	269,3 ± 15,9

Fonte: Próprio autor.

4.3 DESGASTE

É importante deixar claro que somente os aços soldados a TIG foram ensaiados para desgaste, pois não haviam corpos de prova o suficiente para realizar solda à LASER de modo a se obter uma reprodutibilidade confiável. Outro ponto importante, é que o ensaio de desgaste se limitou somente ao revestimento de Inconel, finalizando antes que houvesse desgaste com o aço, como visto na Figura 27.

Figura 29 - Desgaste no corpo de prova 2.



Fonte: Próprio autor.

Como dito anteriormente, era esperado que com uma maior proximidade do metal base, o revestimento de Inconel possuísse maior dureza, devido ao rápido resfriamento e melhor refino de grãos durante solidificação. Porém, o ensaio de microdureza de perfil foi incapaz de definir se a teoria corresponde à realidade, e espera-se que o ensaio de desgaste demonstre algo favorável neste sentido.

As Tabelas 12 e 13 mostram os resultados obtidos através do ensaio de desgaste realizado por norma, em que o desgaste final do revestimento de dois corpos de prova são exatamente o mesmo, enquanto a Tabela 11 demonstra o desgaste no mesmo material, porém realizado na metade do tempo (5 minutos). Assim, podemos observar que a maior parte do desgaste (0,843g de 1,463g) acontece nos primeiros cinco minutos de ensaio e a região próxima à superfície oferece dureza menor do que a camada corresponde aos cinco minutos finais do ensaio de desgaste (0,620g de 1,463g), isso porque há uma relação inversamente proporcional entre dureza e desgaste.

Uma contradição ao resultado apresentado se deve à camada superficial apresentar maior dureza (Tabela 8) devido ao encruamento durante usinagem do revestimento de Inconel, mas que pode ser justificado por ser uma fina camada com espessura aproximada à profundidade obtida pelo marcador do teste de microdureza, de aproximadamente $5,65\mu\text{m}$ (equações 1, 2, e 3), que corresponde à uma pequena parcela do material desgastado.

Tabela 11 - Desgaste do corpo de prova 1 (5 minutos).

	Massa inicial (g)	Massa final (g)
	143,100	142,256
	143,098	142,256
	143,098	142,255
	143,098	142,253
	143,097	142,255
MÉDIA	143,098	142,255
Desvio padrão	0,001	0,001
Desgaste (g)	0,843	

Fonte: Próprio autor.

Tabela 12 - Desgaste do corpo de prova 2 (10 minutos).

	Massa inicial (g)	Massa final (g)
	144,167	142,701
	144,168	142,703
	144,165	142,703
	144,165	142,704
	144,166	142,703
MÉDIA	144,166	142,703
Desvio padrão	0,001	0,001
Desgaste (g)	1,463	

Fonte: Próprio autor.

Tabela 13 - Desgaste do corpo de prova 3 (10 minutos).

	Massa inicial (g)	Massa final (g)
	147,820	146,356
	147,818	146,356
	147,819	146,356
	147,817	146,356
	147,819	146,355
MÉDIA	147,819	146,356
Desvio padrão	0,001	0,000
Desgaste (g)	1,463	

Fonte: Próprio autor.

$$HV = 1,8544 \times F / (d^2) \quad (1)$$

$$d^2 = l^2 + l^2 \quad (2)$$

$$\operatorname{tg} \alpha = p / l \quad (3)$$

Incógnitas utilizadas com base na Figura 17:

$$HV_1 = 383 \rightarrow d_1^2 = 0,001452\text{mm} \rightarrow l_1 = 0,0269\text{mm} \rightarrow p = 5,43\mu\text{m}$$

$$HV_2 = 314 \rightarrow d_1^2 = 0,001772\text{mm} \rightarrow l_1 = 0,0298\text{mm} \rightarrow p = 6,02\mu\text{m}$$

$$HV_3 = 374 \rightarrow d_1^2 = 0,001487\text{mm} \rightarrow l_1 = 0,0273\text{mm} \rightarrow p = 5,51\mu\text{m}$$

A fim de se verificar se o ensaio está adequado aos padrões exigidos, a norma pede que seja feito desgaste em um corpo de prova de aço H13. A perda volumétrica exigida para este aço é de $56 \pm 4\text{mm}^3$, segundo Santos, Neto e Silva (2018, p. 3), enquanto o resultado obtido através da perda de massa apresentado na Tabela 14 se aproxima do dobro deste valor.

Tabela 14 - Desgaste do corpo de prova do aço H13 (10 minutos).

	Massa inicial (g)	Massa final (g)
	161,142	160,200
	161,042	160,200
	161,042	160,201
	161,041	160,201
	161,041	160,199
MÉDIA	161,042	160,200
Desvio padrão	0,001	0,001
Desgaste (g)	0,841	

Fonte: Próprio autor.

$$0,00786 \text{ g/mm}^3 = 0,841 \text{ g} / V \quad (4)$$

$$V = 106,997\text{mm}^3$$

Essa divergência torna necessário um novo ensaio, com os parâmetros adequados, mas devido à repetibilidade de resultados nas Tabelas 12 e 13 e a consistência com os dados da Tabela 11, a comparação sugere presença de existe a presença de fases de maior dureza em regiões com menor resfriamento e maior taxa de diluição de elementos do Inconel.

5 CONCLUSÃO

Ambos processos de soldagem TIG e LASER atendem as propriedades necessárias para o revestimento de Inconel 625 em aço SAE 4130.

O metal base sofre mais influência do calor pela soldagem TIG, pois a solda apresenta um volume maior, tanto no cordão de solda, como em tamanho de grãos (oito vezes maiores) e em ZTA, quando comparado com LASER.

A solda por TIG apresenta resultados inferiores de dureza quando comparado à solda à LASER.

A dureza e o desgaste são propriedades dependentes entre si e também da microestrutura. Quando se refere à material soldados, o tamanho e espaçamento interdendrítico definem as propriedades do material de acordo com o refino dos grãos.

A superfície encruada do Inconel é extremamente fina e não gera impacto na dureza do resto do revestimento.

Há indícios de quanto mais próximo do metal base, maior a dureza do Inconel de adição, pois está perto da fonte extratora de calor, porém os testes realizados neste trabalho não são conclusivos.

As propriedades geradas são satisfatórias, e apesar da solda à LASER oferecer melhores propriedades ao revestimento que a solda TIG, processos pós soldagem poderiam otimizar estes valores para atender às especificações e diminuir os riscos por solicitações mecânicas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Um estudo futuro poderia utilizar de controle de parâmetros durante soldagem, com utilização de um processo automático.

Estudo da microestrutura da ZTA e ZPF do metal base, para esclarecimentos sobre fragilização da solda.

Medições de desgaste nos corpos de prova com solda à LASER, a fim de comparação com a solda TIG, além de uma repetição deste ensaio para os materiais soldados à TIG.

Estudo de composição para determinar grau de diluição durante a operação de deposição.

Realização de ensaios de microdureza englobando a ZTA, ZPF e MB, além de ensaios de ruptura para identificar se a solda atende às condições de esforços mecânicos do material.

REFERÊNCIAS

- ABIOYE, T. E.; FOLKES, J.; CLARE, A.T. A Parametric study of inconel 625 wire laser deposition. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 213, p. 2145-2151, jun. 2013.
- ABIOYE, T. E.; MCCARTNEY, D. G.; CLARE, A. T. laser cladding of inconel 625 wire for corrosion protection. **Journal of Materials Processing Technology**, United Kingdom, v. 217, p. 232-240, nov. 2014.
- ABIOYE, T. E. et al. Effect of carbide dissolution on the corrosion performance of tungsten carbide reinforced inconel 625 wire laser coating. **Journal of Materials Processing Technology**, United Kingdom, v. 231, p. 89-99, dez. 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Heat treating**. 9th ed. Ohio: ASM, 1991. 2173 p.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metallography and microstructures**. 9th ed. Ohio: ASM, 1998. 1627 p.
- ANTOSZCZYSZYN, T. J. **Revestimentos de liga de níquel inconel 625 por plasma com arco transferido (PTA) sobre aços API 5 L X70 e AISI 316L**. 2014. 82 f. Dissertação Mestrado (Engenharia em Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2014.
- BENGHALIA, G.; WOOD, J. Material and residual stress considerations associated with the autofrettage of weld clad components. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Barking, v. 139, p. 146-158, fev. 2016.
- HEIGEL, J. C.; MICHALERIS, P.; PALMER, T. A. Effect of carbide dissolution on the corrosion performance of tungsten carbide reinforced inconel 625 wire laser coating in situ monitoring and characterization of distortion during laser cladding of inconel®625. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 220, p. 135-145, jan. 2015.
- HIGH TEMP METALS. **Inconel 625 technical data**. 2015. Disponível em: <<http://www.hightempmetals.com/techdata/hitempInconel625data.php>>. Acesso em: 25 fev. 2019.
- JACQUET. **Alloy 625 data sheet**. 2019. Disponível em: <<http://www.jacquet.biz/JACQUET/USA/files/JCQusa-alloy-625.pdf>>. Acesso em: 25 fev. 2019.
- KOU, S. **Welding metallurgy**. 2. ed. Hoboken: John Wiley and Sons, 2003. 468p.
- KUMAR, P. N. et al. Study on dissimilar metals welding of 15CDV6 and SAE 4130 steels by inter pulse gas tungsten arc welding. **Procedia Material Science**, Hyderabad, v. 5, p. 2382-2391, 2014.
- LIU, S. et al. Real-time monitoring of laser hot-wire cladding of inconel 625. **Optics and Laser Technology**, Surrey, v. 62, p. 124-134, mar. 2014.

LUZ, G. **Aço SAE 4130 propriedades mecânicas**. 2017. Disponível em: <<https://www.materiais.gelsonluz.com/2017/10/aco-sae-4130-propriedades-mecanicas.html>>. Acesso em: 21 nov. 2018.

MATTOS, C. S.; VAREJÃO, T. O. **Usinagem da liga de inconel 625 para a indústria de petróleo do estado do Espírito Santo**. 2009. 46 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2009.

MEI, Y. et al. Effect of base metal and welding speed on fusion zone microstructure and hot-cracking of electron-beam welded inconel 718. **Materials and Design**, Surrey, v. 89, p. 964-977, out. 2015.

MITHLESH, P. et al. Investigations on dissimilar weldments of inconel 625 and AISI 304. **Procedia Material Science**, v. 75, p. 66-70, 2014.

MORAES, L. **Caracterização de macro e micro-inclusões em aços acalmados ao alumínio produzidos por lingotamento contínuo**. 2009. 180 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Metalurgia e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

NEMECEK, S.; FIDLER, L.; FISEROVA, P. corrosion resistance of laser clads of inconel 625 and metco 41C. **Physics Procedia**, v. 56, p. 294-300, 2014.

OLIVEIRA, W. E. **Estudo do reparo do revestimento de inconel 625 em aços baixa liga sem tratamento térmico pós-soldagem**. 2014. F. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia dos Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Rio de Janeiro, 2014.

RAHMAN, M. S. et al. Elevated temperature tribology of Ni alloys under helium environment for nuclear reactor applications. **Tribology International**, Surrey, v. 123, p.372-384, mar. 2018.

RAMKUMAR, K. D. et al. Studies on the weldability, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG weld ments of inconel 718. **Materials Science and Engineering A**, Laussane, v. 639, p. 234-244, mai. 2015.

SANTOS, M. V.; F. NETO, J.; SILVA, F. J. **Abrasão dos aços aisi d2 e h13 em um abrasômetro do tipo roda de borracha configuração vertical com areia da areia nbr 7412 n° 100**. Disponível em: <<https://even3storage.blob.core.windows.net/anais/72867.pdf>>. Acesso em: 23 nov. 2018.

SOCIETY OF AMERICAN ENGINEERS. Chemical compositions of SAE alloy steels: J404. **SAE International**, 2009.

SOUZA, W. C.; V. NETO, L. C. Super liga inconel 625. In: CONGRESSO NACIONAL DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA, 10., 2010, São Paulo. **Anuário da Produção de Iniciação Científica Discente**, São Paulo, v. 13, n. 18, 2010.

SOUZA NETO, F. et al. An analysis of the mechanical behavior of AISI 4130 steel after tig and laser welding process. **Procedia Engineering**, v. 114, p. 181-188, 2015.

SPECIAL METALS. **Inconel alloy 625**. aug. 2013. Disponível em: <<http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>>. Acesso em: 21 nov. 2018.

WANG, P. et al. Microstructural characteristics and mechanical properties of carbon nanotube reinforced inconel 625 parts fabricated by selective laser melting. **Materials and Design**, Surrey, v. 112, p. 290-299, set. 2016.

WIEDNIG, C. et al. Dissimilar electron beam welding of nickel base alloy 625 and 9% cr steel. **Procedia Engineering**, v. 86, p. 184-194, 2014.

BIBLIOGRAFIA CONSULTADA

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Properties and selection:** nonferrous alloys and special purpose materials. 10th ed. Ohio: ASM, 1992, 3470 p.

CALLISTER JÚNIOR, W. D. **Materials science and engineering:** an introduction. 7. ed. New York: John Wiley and Sons, 2007. 975 p.

CHEN, X. et al. Three-dimensional transient thermoelectric currents in deep penetration laser welding of austenite stainless steel. **Optics and Lasers in Engineering**, London, v. 91, p.196-205, dez. 2016.

SILVA, D. C. C.; SCOTTI, A. Using either mean or RMS values to represent current in modeling of arc welding bead geometries. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 240, p.382-387, out. 2016.

ZHAO, X. et al. Effect of heat treatment on the microstructure of a Ni–Fe based superalloy for advanced ultra-supercritical power plant applications. **Progress in Natural Science: materials international**, v. 26, p.204-209, abr 2016.