



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

ESTUDO DA SOLDAGEM DE REVESTIMENTO A LASER EM TUBO DE AISI 4130 EMPREGANDO PÓ DE INCONEL 625

Bianca Ferreira Gomes

Projeto de Graduação apresentado ao curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Luiz Henrique de Almeida

Co-orientador: Carlos Henrique Menezes Fontes

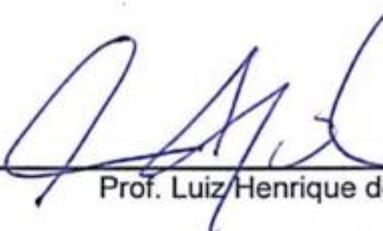
Rio de Janeiro
MARÇO DE 2016

ESTUDO DA SOLDAGEM DE REVESTIMENTO A LASER EM TUBO DE AISI
4130 EMPREGANDO PÓ DE INCONEL 625

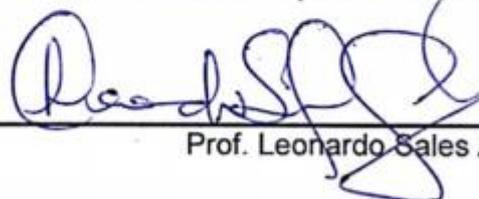
Bianca Ferreira Gomes

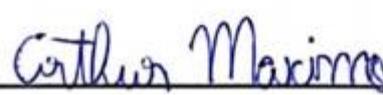
PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO
DE ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRA METALÚRGICA.

Examinado por:


Prof. Luiz Henrique de Almeida, D. Sc.


Prof. Carlos Henrique Menezes Fontes, M.Sc.


Prof. Leonardo Sales Araújo, D. Sc.


Eng. Arthur Máximo, M.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL
MARÇO DE 2016

Gomes, Bianca Ferreira

Estudo da soldagem de revestimento a laser em tubo de AISI 4130 empregando pó de Inconel 625/ Bianca Ferreira Gomes – Rio de Janeiro: UFRJ/ Escola Politécnica, 2016.

XIV, 53 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Luiz Henrique de Almeida

Carlos Henrique Menezes Fontes

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2016.

Referências Bibliográficas: p. 50-53.

1. Soldagem de revestimento a laser. 2. Inconel 625. 3. AISI 4130. 4. Ensaio Mecânicos.

I. Henrique de Almeida, Luiz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, UFRJ, Engenharia Metalúrgica. III. Estudo da soldagem de revestimento a laser em tubo de AISI 4130 empregando pó de Inconel 625

Resumo do Projeto de Graduação apresentado à Escola Politécnica/ UFRJ como parte dos requisitos necessário para a obtenção de grau de Engenharia Metalúrgica.

ESTUDO DA SOLDAGEM DE REVESTIMENTO A LASER EM TUBO DE AISI 4130 EMPREGANDO PÓ DE INCONEL 625

Bianca Ferreira Gomes

Março, 2016

Orientadores: Luiz Henrique de Almeida

Carlos Henrique Menezes Fontes

Curso: Engenharia Metalúrgica

Na última década a indústria de petróleo tem buscado desenvolver e aprimorar os processos de fabricação de seus componentes já utilizados para tornar possível e rentável a exploração de poços de petróleo em campos mais profundos e severos. Atualmente, linhas auxiliares dos risers de perfuração são fabricadas usando aço carbono o que é possível devido às tecnologias de revestimento disponíveis, que garantem a deposição de materiais anticorrosivos sobre pinos de conexão destas linhas.

Considerando o cenário apresentado, acredita-se que o uso do processo de soldagem a laser favorece as etapas de fabricação e reparo dos pinos das linhas auxiliares. Portanto, o objetivo deste trabalho é depositar pó de Inconel 625 em produtos tubulares de AISI 4130 pelo processo de soldagem a laser em 2 camadas com espessura final de 0,9 e 1,1mm e avaliar as propriedades mecânicas e a metalurgia física encontradas do material como soldado e tratado termicamente.

A partir dos resultados experimentais conclui-se que a soldagem de revestimento de Inconel 625 utilizando o processo a laser proporcionou a redução da espessura mínima da camada de revestimento para atendimento quanto a resistência à corrosão, além de manter excelentes propriedades mecânicas, sendo constatadas uma leve redução de dureza na ZTA. Além disso, se sabe que o tratamento térmico de alívio de tensões reduziu as propriedades mecânicas do aço baixa liga e aumentou a resistência mecânica do revestimento.

Palavras-chave: Soldagem de revestimento a laser, Inconel 625, AISI 4130 e Ensaio Mecânicos.

Abstract of Undergraduate Project presented to POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the undergraduate degree of Metallurgical Engineer.

STUDY OF LASER CLADDING IN AISI 4130 PIPES EMPLOYING INCONEL
625 POWDER

Bianca Ferreira Gomes

March, 2016

Advisors: Luiz Henrique de Almeida

Carlos Henrique Menezes Fontes

Course: Metallurgical Engineering

Over last decade the oil industry has sought to develop and to improve the manufacturing processes of their components already used to make the oil wells exploration in more deep and severe fields possible and profitable. Currently, the auxiliary lines of the drilling risers are manufactured using carbon steel, possible due to the coating technologies available which ensure the deposition of corrosion resistance materials over the connection pipes of these lines.

Considering the scenario presented, it is believed that the application of the laser welding process favors the manufacturing and repair steps of the auxiliary lines connection pipes. Therefore, this study objective is to deposit Inconel 625 powder in tubular products of AISI 4130 by laser cladding process in 2 layers with final thickness of 0.9 and 1.1mm and to evaluate the mechanical properties and the physical metallurgy found in the material as welded and as postweld heat treated.

Based on the results obtained, it is noticeable that the welding overlay of Inconel 625 using the laser process provided the decreasing of minimum overlay thickness able to fulfil the corrosion resistance requirement. Besides, this process contributes to keep excellent mechanical properties, being found a small decreasing in the HAZ hardness. Lastly, it is known the postweld heat treatment reduced the low alloy steel mechanical properties and increased the deposited weld metal mechanical resistance.

Keywords: Laser cladding, Inconel 625, AISI 4130 and Mechanical testing.

Aos meus pais, familiares e amigos.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, por iluminar meu caminho e me permitir conquistar meus sonhos.

Aos meus pais pelo amor, carinho e apoio dados durante toda minha vida.

Ao meu namorado, Tiago, pelo amor e suporte em toda minha caminhada durante a graduação e na vida cotidiana.

Aos meus familiares por me amarem e compreenderem a minha ausência em diversos momentos especiais.

Ao meu orientador, Luiz Henrique de Almeida, por acreditar na ideia do meu projeto e confiar que eu poderia realizá-lo.

Ao meu co-orientador, Carlos Henrique Menezes Fontes, pelo conhecimento compartilhado e a tranquilidade passada nos momentos críticos da realização deste projeto.

Ao meu colega de trabalho, Arthur Máximo, por toda sabedoria e confiança transmitidos durante todas as etapas do projeto e pela dedicação empenhada no sentido de finalizar este estudo.

Ao Centro de Tecnologia SENAI de Solda e a Tecmetal por disponibilizarem sua estrutura para realização dos ensaios e o tempo de seus profissionais para me auxiliarem quando necessário.

Aos técnicos, José Geraldo, Leandro, Rafael, Tamara, Caio e Paulo do Centro de Tecnologia SENAI de Solda e Robson do Laboratório de Propriedades Mecânicas da UFRJ que me ajudaram como podiam a realizar todos os ensaios e seguir o cronograma estipulado.

Por fim, agradeço aos meus amigos da faculdade, do Laboratório de Propriedades Mecânicas e do trabalho que me ajudaram de alguma forma a superar os desafios encontrados nesta minha jornada e tornar a faculdade tão especial.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	VII
LISTA DE FIGURAS	X
LISTA DE TABELAS.....	XIII
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	XIV
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 Aço AISI 4130.....	2
2.1.1 Tratamento térmico	3
2.1.2 Propriedades mecânicas	5
2.1.3 Soldabilidade	6
2.2 Superligas de Níquel	6
2.2.1 INCONEL 625	7
2.2.2 Microestrutura do INCONEL 625	8
2.2.3 Soldabilidade do Níquel e suas ligas.....	10
2.3 Soldagem de revestimento	10
2.4 Soldagem a laser	12
2.4.1 O laser	14
2.4.2 Características do laser	16
2.4.3 Fonte de Laser: Yb YAG.....	17
2.4.4 Gás de proteção	17
2.4.5 Aplicações da soldagem de revestimento a laser	18
2.4.6 Tratamento térmico	19
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	19
3.1 Materiais	19
3.1.1 Composição Química	19
3.1.2 Microestrutura	20
3.2 Procedimento Experimental	21
3.2.1 Confeção dos corpos de prova	21
3.2.2 Confeção do dispositivo de fixação.....	21
3.2.3 Testes preliminares	22
3.2.4 Soldagem a laser	23
3.2.4.1 Pré-aquecimento.....	23

3.2.4.2 Soldagem.....	23
3.2.4.3 Usinagem e Tratamento térmico pós-soldagem	26
3.2.5 Ensaio por Líquido Penetrante.....	27
3.2.6 Caracterização microestrutural.....	28
3.2.6.1 Preparação metalográfica	28
3.2.6.2 Ataque químico	28
3.2.6.3. Microscopia Óptica	28
3.2.7 Microscopia Eletrônica de Varredura	29
3.2.8 Estereoscópio	29
3.2.9 Dureza.....	29
3.2.10 Ensaio de tração uniaxial.....	30
3.2.11 Ensaio de Charpy V	31
3.2.12 Análise Química	32
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	32
4.1 Análise do cordão de solda e da poça de fusão	32
4.2 Ensaio por líquido penetrante do metal de solda	34
4.3 Análise Macroestrutural.....	34
4.4 Análise Microestrutural.....	35
4.4.1 Microestrutura do metal de solda.....	35
4.4.2 Microestrutura da zona termicamente afetada.....	39
4.4.3 Microestrutura do metal de base	42
4.5 Propriedades mecânicas em tração do MB.....	44
4.6 Perfis de dureza	46
4.7 Ensaio Charpy V do metal de base	48
4.8 Análise Química do metal de solda.....	48
5 CONCLUSÕES.....	49
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	50
7 REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA	50

Lista de Figuras

Figura 1 - Diagrama esquemático da curva TTT para têmpera e revenido [5] ...	4
Figura 2 - Aspecto microestrutural da martensita obtida por MO. Aumento de 1000x [6]	5
Figura 3 - Efeito do teor do soluto em ligas binárias de Ni na tensão de escoamento [19].....	7
Figura 4 - Diagrama de fases TTT em altas temperaturas da liga Inconel 625 [24].....	9
Figura 5 - Aspecto microestrutural do Inconel 625 depositado após soldagem de revestimento através do processo GTAW obtido por MO. [25]	9
Figura 6 – Imagens obtidas por MET das fases γ' , Laves e $(\text{Nb,Ti})\text{C}$ do Inconel 625 [25].....	10
Figura 7 - Imagens obtidas por MEV dos precipitados das fases γ'' , Laves, MC e M_6C [25].....	10
Figura 8 - Foto obtida por MEV da sessão transversal do revestimento mostra praticamente nenhuma diluição no substrato [27]	12
Figura 9 - Soldagem por keyhole [32].....	13
Figura 10 - Soldagem por condução [32].....	14
Figura 11 - Geometria do cordão de solda.	14
Figura 12 - Esquema ilustrativo da emissão estimulada [34].....	15
Figura 13 - Esquema de um laser com meio sólido de rubi.	15
Figura 14- Esquema de funcionamento básico de um laser	17
Figura 15 - Aspecto microestrutural do MB após TT de têmpera em água e revenimento obtido por MO. Aumento de 1000x. Ataque químico Nital 2%.	20
Figura 16 - Corpos de provas cortados para teste e usinados para soldagem	21
Figura 17 - Parafuso de fixação a mesa de soldagem [39].....	22
Figura 18 – Fotos do dispositivo de fixação do tubo visto por diferentes ângulos	22
Figura 19 – Posição da soldagem e sentido da rotação do tubo.....	24
Figura 20 - Parte interna do equipamento Trulaser Robot 5020	26
Figura 21 – Parte externa do equipamento Trulaser Robot 5020	26
Figura 22 - Corpo de prova de Charpy sob a sessão do produto tubular ilustrando a orientação do entalhe.....	27
Figura 23 - Perfil de dureza Vickers	30
Figura 24 - Formato do corpo de prova de tração	30
Figura 25 - Dimensões dos CP's de Charpy.....	32

Figura 26 - a) Tubo B como soldado - b) Tubo B como soldado e usinado	33
Figura 27 - Imagem da poça de fusão durante a soldagem do tubo B.....	33
Figura 28 - Aspecto macroestrutural da soldagem do tubo A sem e com TTAT obtido no estereoscópio. Aumento de 1,5x. Nital 2%.....	34
Figura 29 - Aspecto macroestrutural da soldagem do tubo B sem e com TTAT obtido no estereoscópio. Aumento de 1,5x. Nital 2%.....	35
Figura 30 - Aspecto microestrutural do MS do tubo A sem TTAT obtido por MO. Aumento de 500x. Kalling's seguido de água régia.	36
Figura 31 - Aspecto microestrutural do MS do tubo A sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Kalling's seguido de água régia.	36
Figura 32 - Aspecto microestrutural do MS do tubo A com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Kalling's seguido de água régia.	37
Figura 33 - Aspecto microestrutural do MS do tubo B sem TTAT obtido por MO. Aumento de 500x. Água régia.	37
Figura 34 - Aspecto microestrutural do MS do tubo B com TTAT obtido por MO. Aumento de 200x. Água régia.	37
Figura 35 - Perfis de dureza dos tubos A e B com e sem TTAT.	38
Figura 36 – Análise realizada por EDS das amostras do tubo A com TTAT.	38
Figura 37 – Micrografia realizada por elétron secundário no MS do tubo A com TTAT.....	39
Figura 38 – Micrografia realizada por elétron secundário no MS do tubo A sem TTAT.....	39
Figura 39 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo A sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.	40
Figura 40 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo A com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.	41
Figura 41 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo B sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.	41
Figura 42 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo B com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.	41
Figura 43 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo A com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.	42
Figura 44 - Aspecto microestrutural do MB do tubo A sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.	42
Figura 45 - Aspecto microestrutural do MB do tubo A com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.	43

Figura 46 - Aspecto microestrutural do MB do tubo B sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%	43
Figura 47 - Aspecto microestrutural do MB do tubo B com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%	43
Figura 48 - Propriedades mecânicas obtidas nos corpos de prova do tubo A com e sem TTAT	45
Figura 49 - Propriedades mecânicas obtidas nos corpos de prova do tubo B com e sem TTAT	45
Figura 50 - Curva Tensão x Deformação de todos os corpos de prova submetidos ao ensaio de tração.....	46
Figura 51 - Perfil de dureza tubo soldado na condição A sem TTAT.	47
Figura 52 - Perfil de dureza tubo soldado na condição A com TTAT	47
Figura 53 - Perfil de dureza tubo soldado na condição B sem TTAT.	47
Figura 54 - Perfil de dureza tubo soldado na condição B com TTAT.	48

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Composição química do aço AISI 4130 (%em peso)	3
Tabela 2 - Valores de dureza Rockwell C típicos após o revenimento em diferentes temperaturas [7].....	5
Tabela 3 - Valores de propriedades mecânicas do 4130 após revenimento em diferentes temperaturas. [8].....	6
Tabela 4 - Intervalo de composição química do Inconel 625 (% em peso) [20] .	8
Tabela 5 - Composição química do aço AISI 4130 fornecido pela Villares Metals (% em peso)	20
Tabela 6 - Composição química do Inconel 625 fornecido pela empresa Oerlikon.....	20
Tabela 7 - Nomenclatura dos corpos de prova	21
Tabela 8 - Faixa dos parâmetros de soldagem utilizados nos testes preliminares.....	23
Tabela 9 - Parâmetro de soldagem utilizados na soldagem de revestimento dos tubos A e B	25
Tabela 10 – Tabela com critérios de aceitação do ensaio de impacto Charpy V adaptada da norma API 16A para linhas auxiliares de “Choke & Kill”	31
Tabela 11 - Tabelas de desvios de teores da análise química	32
Tabela 12 - Resultados da caracterização microestrutural dos corpos de prova.	35
Tabela 13 - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração dos corpos de prova como tratados termicamente e como soldados.....	44
Tabela 14 - Valores de dureza Vickers dos corpos de prova soldado nas condições A e B com e sem TTAT	46
Tabela 15 - Resultados dos ensaios Charpy V realizados a uma temperatura de -18°C.....	48
Tabela 16 - Análise química realizada na superfície do MS do tubo A com TTAT (% em peso).....	49
Tabela 17 - Análise química realizada na superfície do MS do tubo B com TTAT (% em peso).....	49

Lista de Abreviaturas e Símbolos

AISI	Instituto Americano de Aço e Ferro
API	Instituto Americano de Petróleo
CE	Carbono Equivalente
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva
GMAW	Soldagem a gás metal
GTAW	Soldagem a arco gás tungstênio
MA	Metal de adição
MB	Metal de base
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia ótica
MS	Metal de solda
PAW	Soldagem por arco plasma
PTA	Soldagem plasma de arco transferido
QTC	Qualificação da amostra de teste
RBC	Rede Brasileira de Calibração
SAE	Sociedade de Engenheiros da Mobilidade
TT	Tratamento Térmico
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
YAG	Granada de ítrio e alumínio
ZTA	Zona Termicamente Afetada

1 Introdução

Com a depleção das reservas de petróleo em campos superficiais, nos quais há domínio do conhecimento e tecnologias de exploração, a indústria de óleo e gás se viu obrigada a buscar poços em campos mais profundos e complexos. Conseqüentemente, para garantir a viabilidade econômica da exploração destes poços com segurança e produtividade, tem se investido no desenvolvimento de equipamentos de mais alta tecnologia. Já que as condições severas de operação como alta pressão e meios altamente corrosivos, com alta concentração de CO₂ e H₂S, encurtam o tempo de vida em operação de alguns componentes dos poços de perfuração [1].

Nesse contexto, pesquisadores e indústrias da área de materiais tem estudado o desenvolvimento de novas ligas e processos de fabricação, bem como a aplicação de materiais tradicionais, com o objetivo de possibilitar a exploração dos poços de petróleo em condições severas e ainda reduzir o elevado custo praticado hoje em dia.

Atualmente, componentes das linhas auxiliares dos risers de perfuração, assim como as linhas de "*Choke & Kill*" e linhas hidráulicas tem seu pino de conexão revestido com o objetivo de atingir maior resistência à corrosão. Este processo de aprimoramento dos tubos utilizados é extremamente importante para garantir a funcionalidade do mesmo e um custo de fabricação e de reparo viável. Como na fabricação de um componente estrutural em aço ao carbono ou aço baixa liga, material que apresenta menor custo e atende as propriedades mecânicas necessárias para o sistema pressurizado, revestido com ligas resistentes à corrosão e/ou à corrosão e desgaste, ligas de valor agregado mais elevado, como o Inconel 625, Colmonoy #5 e Stellite #6.

Hoje em dia, os pinos de conexão das linhas de "*Choke & Kill*" são fabricados e reparados por um processo de revestimento de aspensão térmica, o processo "*spray & fuse*", que requer o aquecimento dos produtos tubulares a altas temperaturas de até 1050°C. Por conseguinte, da aspensão térmica o pino precisa ser resfriado lentamente, por aproximadamente 24 horas, para então ser tratado termicamente com as etapas de martêmpera e revenimento, e tentar garantir as propriedades mecânicas adequadas para operação do equipamento de forma segura. Todo este processamento demanda tempo, que implica diretamente nos custos de fabricação e reparo destes pinos. Sem contar que o processo "*Spray & Fuse*" é artesanal e extremamente dependente do operador e dos métodos de execução de tratamento térmico.

Considerando o custo e as dificuldades técnicas em revestir os pinos de conexão através do processo "*Spray & Fuse*" outros procedimentos têm sido considerados para esta aplicação. Uma das rotas possíveis é a soldagem de revestimento a laser, pois apresenta uma série de

vantagens tais como ser um processo automatizado e mais controlável, produzir pequena zona termicamente afetada (ZTA) e baixa diluição e não requerer longo tempo de resfriamento após a soldagem e tratamento térmico (TT). Além disso, a eliminação da etapa de TT de têmpera após a soldagem reduz os custos com a execução de testes destrutivos de produção (QTC – *qualification test coupon*).

Dessa forma, o objetivo deste trabalho é avaliar as propriedades mecânicas e a metalurgia física de produtos tubulares de aço AISI 4130 revestidos com pó de Inconel 625 através da solda por deposição a laser em 2 camadas com espessura final de 0,9mm e 1,10mm e tratados termicamente após a soldagem. Estes produtos tubulares possuem diâmetro externo de 4 polegadas e diâmetro interno de 3 polegadas e cada tubo soldado tem 200mm de comprimento. Inicialmente todos os tubos foram tratados termicamente através da normalização a 820°C por 1h seguido de têmpera em água e revenimento por 2h a 580°C com resfriamento ao ar. Já após a soldagem foi feito tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) a 560°C com resfriamento controlado.

Neste trabalho foi realizada a caracterização metalográfica do depósito soldado na superfície do tubo, da ZTA e do metal de base (MB) através da microscopia ótica (MO) antes e depois de submetidos ao TTAT. Além disso, a composição química do metal de solda (MS) foi avaliada através de análise química e as propriedades mecânicas foram analisadas através de ensaios de tração, dureza e ensaios de impacto Charpy V.

Com os resultados obtidos foi possível avaliar se os parâmetros de soldagem utilizados atenderam ao requisito de não prejudicar as propriedades mecânicas do MB e se o MS atende aos requisitos de resistência a corrosão.

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Aço AISI 4130

A nomenclatura 41xx corresponde a aços contendo de 0,8 – 1,1 % de cromo (Cr) e 0,15 – 0,25 % de molibdênio (Mo), enquanto que o xx30 se refere a porcentagem de carbono vezes 100, ou seja, 0,3 %. Este aço é classificado como de médio carbono e de baixa liga e oferece maior resistência mecânica que os aços de baixo carbono em detrimento da ductilidade e dureza. Uma das aplicações do AISI 4130 pode ser a utilização em componentes estruturais que requeiram alta resistência mecânica, resistência a abrasão e dureza, como nas linhas de "*Choke & Kill*" [2].

A composição química do aço AISI 4130 pode ser vista na Tabela 1, levando em consideração a exigência da indústria de óleo e gás de limitar a porcentagem de fósforo e enxofre a 0,025% da composição química do aço.

Tabela 1 - Composição química do aço AISI 4130 (%em peso)

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
0,28-0,33	0,40-0,60	0,025	0,025	0,15-0,35	-	0,80-1,10	0,15-0,25	-

A adição de Cr e Mo melhora a capacidade da liga ser tratada termicamente permitindo a regulagem das propriedades mecânicas de acordo com a aplicação. E então, através da têmpera em água e do revenimento é possível o aumento da resistência mecânica [3].

2.1.1 Tratamento térmico

Dentre os diversos tratamentos térmicos (TT) possíveis serão abordados neste item a têmpera e o revenimento, TT de maior interesse neste estudo.

A têmpera consiste no resfriamento rápido de um aço de uma temperatura superior a sua temperatura crítica em um meio como água, óleo ou ar. O objetivo deste TT é obter uma estrutura martensítica. No entanto, isto dependerá do tipo de aço utilizado, do meio e das dimensões da peça a serem temperadas, já que, de acordo com estes fatores, a velocidade de resfriamento será diferente na superfície e no interior da peça [4].

A partir do diagrama apresentado na Figura 1 é possível entender como a transformação em martensita acontece com a mudança de temperatura ao longo do tempo. O intervalo de temperatura sinalizado como Ms em um dado tempo indica onde a transformação em martensita é iniciada. Quando a peça a ser resfriada tem grande espessura ou o meio de refrigeração não tem capacidade de refrigeração suficiente (por exemplo, quando não há água suficiente no recipiente para dissipar o calor proveniente da peça quando a peça está sendo refrigerada) é possível que a estrutura martensítica não seja encontrada em toda peça. Neste caso, a curva de resfriamento seria deslocada para direita e a microestrutura encontrada poderia não ser puramente martensítica [4].

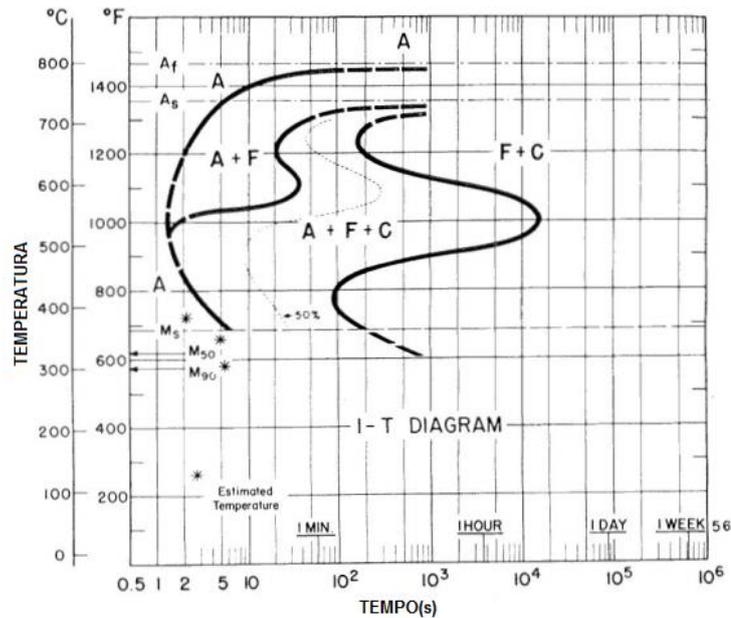


Figura 1 - Diagrama esquemático da curva TTT para têmpera e revenido [5]

Seguido da têmpera, ocorre o TT de revenimento, que consiste no reaquecimento da peça até uma temperatura de 700°C, temperatura a ser escolhida de acordo com as propriedades mecânicas desejadas, e resfriado lentamente. Este TT é feito para aliviar ou remover as tensões internas, corrigir a excessiva dureza e fragilidade do material e, como consequência, aumentar sua ductilidade e resistência ao choque. O revenido ocorre logo após a têmpera, pois assim, as chances de perder a peça por ruptura (decorrente das tensões internas no material) são menores [4].

Para o revenimento em temperaturas entre 400 e 600°C ocorre uma recuperação da subestrutura de discordâncias e os aglomerados de Fe₃C passam a uma forma esferoidal, ficando mantida uma estrutura de ferrita fina acicular, o que resulta numa queda de dureza. Por outro lado, para faixas de temperatura entre 500 e 600°C em ligas que contém Cromo e Molibdênio, como a AISI4130, ocorre o chamado “endurecimento secundário” pela precipitação de carbonetos de liga [4].

A Figura 2 apresenta a microestrutura, obtida por microscopia óptica (MO), de um aço AISI 4130 normalizado a 880°C por 2h tempo que garante a completa austenitização do aço, temperado em água, onde a austenita é transformada em martensita, seguido de TT de revenimento a 250°C por 2h. Por fim, a martensita é transformada em martensita revenida e tem menor dureza, maior tenacidade e resistência mecânica de acordo com o desejável, além do elevado limite elástico.

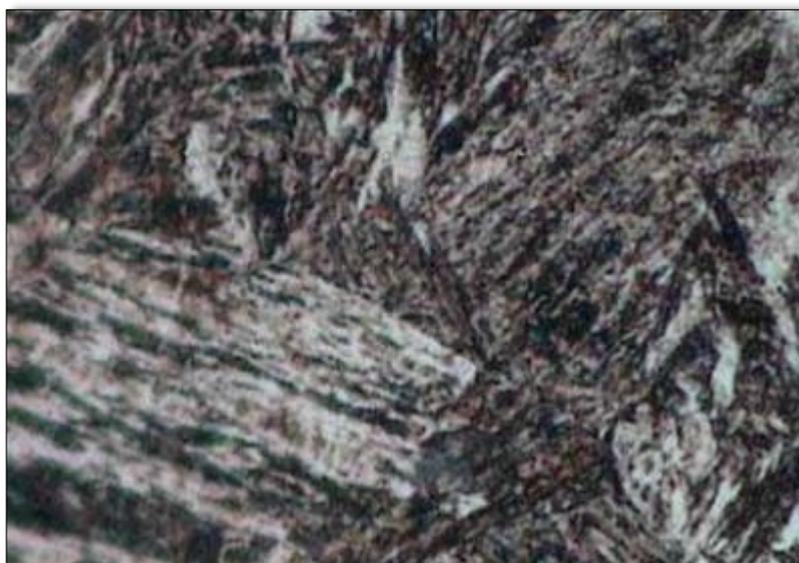


Figura 2 - Aspecto microestrutural da martensita obtida por MO. Aumento de 1000x [6]

2.1.2 Propriedades mecânicas

Os valores de dureza Rockwell C típicos do aço AISI 4130, temperado em água a partir de uma temperatura entre 800°C e 855°C seguido de revenimento em diferentes temperaturas, estão indicados na

Tabela 2. Interpolando os valores apresentados na tabela, é possível verificar que a dureza de 28 HRC (equivalente a aproximadamente 271HV) poderá ser utilizado para comparação em posteriores etapas do trabalho.

Tabela 2 - Valores de dureza Rockwell C típicos após o revenimento em diferentes temperaturas [7]

AÇO	205°C	260°C	315°C	425°C	480°C	540°C	595°C	650°C
4130	47	45	43	38	34	32	26	22

Outras propriedades mecânicas para este material, tratado termicamente em condições próximas as descritas acima estão listadas na Tabela 3. Apesar das propriedades mecânicas serem obtidas em temperaturas de revenimento diferentes das que os produtos tubulares deste estudo foram tratados, os valores da tabela servem como valores de referência para posterior comparação.

Tabela 3 - Valores de propriedades mecânicas do 4130 após revenimento em diferentes temperaturas. [8]

Aço temperado em água a 855°C e revenido a 540°C		Aço temperado em água a 855°C e revenido a 595°C	
Limite de resistência	1040 MPa	Limite de resistência	917 MPa
Limite de Escoamento	979 MPa	Limite de Escoamento	841 MPa
Módulo de Elasticidade		205 GPa	

2.1.3 Soldabilidade

A soldabilidade pode ser definida como a capacidade do material de ser soldado em condições especificadas para atender, satisfatoriamente, as propriedades requeridas de um dado projeto. O primeiro fator que interfere na soldabilidade de um metal é sua composição química. Cada tipo de metal permite certos limites nos processos de soldagem que garantem uma boa soldagem do material. Se estes limites são extensos o material é de boa soldabilidade, no entanto se são pequenos o material é de difícil soldabilidade [9].

O cálculo do carbono equivalente (CE) pode ser usado para avaliar a soldabilidade equivalente. O CE é um índice que relaciona a composição química do aço com a propensão deste apresentar problemas no processo de soldagem. Um valor de carbono equivalente máximo é, geralmente, especificado para aços estruturais como forma de minimizar os riscos de dureza excessiva ou trincas induzidas por hidrogênio, por exemplo. Geralmente, a susceptibilidade a trincas aumenta quando o CE é maior que 0,4 [10,11].

2.2 Superligas de Níquel

As superligas de Níquel podem ser definidas como ligas a base de Ni com adição de diversos elementos ligantes e que apresentam alta resistência mecânica e estabilidade da superfície em altas temperaturas. A aplicação que motivou o desenvolvimento destas ligas, inicialmente, foi o uso em motores de turbina a gás. Por outro lado, estas ligas também apresentaram propriedades interessantes para os setores aeroespacial, petroquímico, automotivo e biomédico [12].

A estrutura cristalina da matriz γ austenítica das superligas de níquel é cúbica de faces centradas (CFC) e garante as ligas boa resistência à tração e à ruptura. Além disso, se comparado as ligas com matriz cúbica de corpo centrado (CCC) apresenta boas propriedades de fluência em temperaturas homólogas muito mais altas. Este comportamento é justificado pelo excelente módulo de elasticidade e a alta difusividade que os elementos secundários possuem neste tipo de matriz [13 – 15].

A condutividade térmica é uma propriedade de grande importância quando se trabalha com soldagem, sendo a condutividade térmica do níquel puro da ordem de 0,089 (W/mm²). No entanto, a condutividade térmica das superligas é da ordem de 10% desse valor, decorrente da adição de elementos de ligas em altos teores. Esta propriedade impacta na forma como o calor é dissipado na peça, aumentando a probabilidade do surgimento de trincas decorrente das mudanças de fase no material. Outra propriedade a ser considerada é o coeficiente de expansão térmica da liga, quando este coeficiente apresenta valores superiores a 30% é possível que haja formação de trincas na linha de fusão [15].

2.2.1 INCONEL 625

O Inconel 625 é uma superliga de níquel não magnética que apresenta boa resistência à corrosão sob atmosferas severas e sob altas temperaturas, sendo resistente a oxidação a temperaturas de até 982°C. Além disso, a liga tem excelentes propriedades de resistência mecânica e dureza a temperaturas na faixa criogênica, decorrente primariamente dos efeitos de endurecimento por solução sólida dos metais refratários Nióbio e Molibdênio em uma matriz γ de Níquel-Cromo. Da Figura 3, é possível avaliar o potencial de endurecimento do tungstênio (W), Molibdênio (Mo) e Cromo (Cr) através da inclinação das curvas e perceber a importância da Mo no endurecimento desta matriz. Ademais, o material pode sofrer endurecimento por precipitação da fase γ'' (Ni₃Nb) após recozimento em condições específicas [16 – 18].

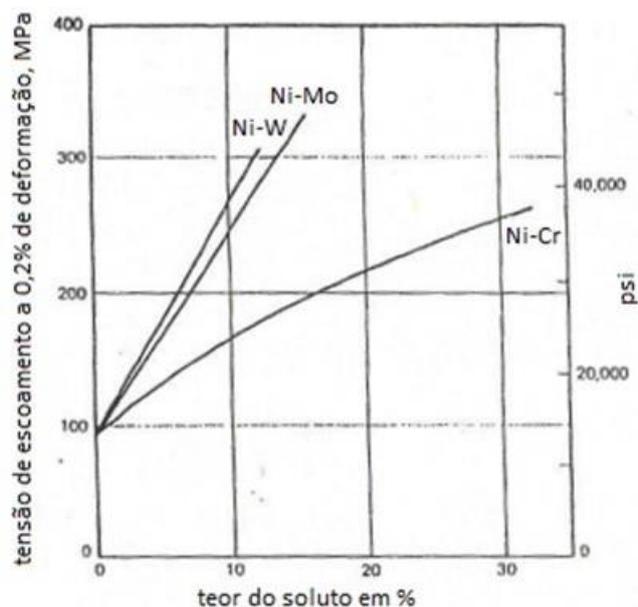


Figura 3 - Efeito do teor do soluto em ligas binárias de Ni na tensão de escoamento [19]

Os elementos Cromo e Níquel são os responsáveis por garantir a resistência mecânica em ambientes oxidantes, enquanto que o Molibdênio e o Níquel garantem à resistência a oxidação. A presença do Cromo na liga é essencial para garantir a estabilidade da camada superficial passiva, pela formação da fase Cr_2O_3 , razão primária da resistência a corrosão no Inconel 625. Já a presença do Molibdênio, em teores entre 8-10 % é necessário para garantir a resistência a pites e fissuras por corrosão. Por fim, os altos teores de níquel previnem o surgimento de trincas por corrosão sob tensão na presença de cloreto [16 – 18].

Esta superliga apresenta composição química dentro dos valores que podem ser vistos na Tabela 4.

Tabela 4 - Intervalo de composição química do Inconel 625 (% em peso) [20]

Níquel	Cromo	Ferro	Molibdênio	Nióbio	Carbono	Manganês
Mín. 58	20 - 23	Máx. 5	8 - 10	3,15 – 4,15	Máx. 0,10	Máx. 0,50
Silício	Fósforo	Enxofre	Alumínio	Titânio	Cobalto	
Máx. 0,50	Máx. 0,015	Máx. 0,015	Máx. 0,40	Máx.0,40	Máx. 1	

2.2.2 Microestrutura do INCONEL 625

A superliga INCONEL 625 apresenta em sua microestrutura uma matriz de Ni cubica de face centrada, fase γ , endurecida por solução sólida. Vários carbeto são formados e encontrados na forma MC e M_6C , onde M é o elemento formador do carbeto. No geral, os carbeto formados são de níquel, nióbio e molibdênio. Acredita-se que a formação da fase NbC não traga nenhum benefício a microestrutura, no entanto estudos mostram que quando esta fase se encontra altamente concentrada é prejudicial ao material [21].

O endurecimento nesta liga é, principalmente, derivado da precipitação fina da fase metaestável γ'' - Ni_3Nb após recozimento por um longo período a temperaturas entre 550-850 °C. Em geral, a precipitação ocorre na forma de discos coerentes com a matriz γ [22].

A formação da fase de laves (tipo A_2B : onde A denota Ni, Cr e Fe; B denota Nb, Mo e Ti) que ocorre após a solidificação da superliga pode prejudicar as propriedades mecânicas do revestimento se em excesso ou altamente localizada. A natureza frágil inerente desta fase leva o material a apresentar pobre ductilidade sob tensão, tenacidade à fratura, resistência à fadiga e à fluência [23]. Elementos de liga como ferro, nióbio, molibdênio e silício promovem a formação da fase de laves, por isso seus teores na liga devem ser controlados e os menores possíveis de forma a manter as propriedades mecânicas esperadas deste material [24]. A Figura 4 abaixo ilustra a curva Tempo-Temperatura-Transformação (TTT) deste material.

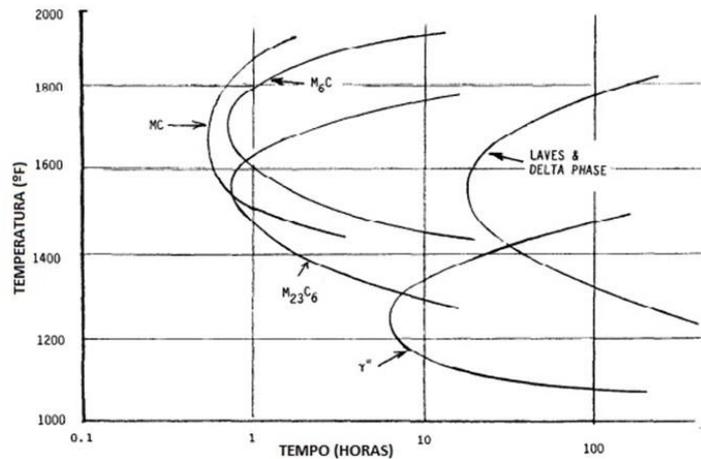


Figura 4 - Diagrama de fases TTT em altas temperaturas da liga Inconel 625 [24]

A Figura 5 apresenta a microestrutura do Inconel 625 quando depositado através da soldagem de revestimento GTAW (Gas Tungsten Arc Welding). A microestrutura apresenta duas diferentes regiões, uma constituída por grãos colunares e a segunda por uma microestrutura celular dendrítica, como pode ser visto na Figura 5 a) e b), respectivamente.

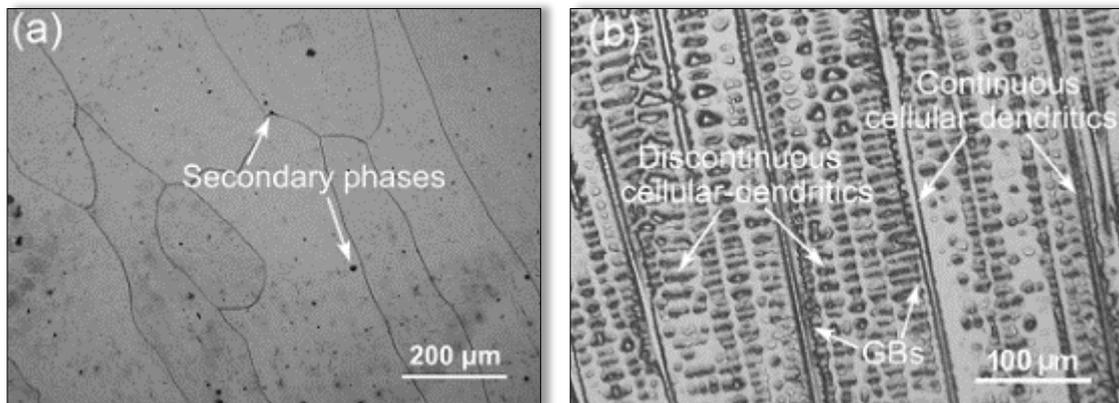


Figura 5 - Aspecto microestrutural do Inconel 625 depositado após soldagem de revestimento através do processo GTAW obtido por MO. [25]

As fases secundárias apresentadas na Figura 5 a) que não podem ser identificadas através da MO podem ser avaliadas através da microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Nas Figura 6 e Figura 7 abaixo, é possível identificar que estas fases secundárias são formadas por γ' , fase laves de formato irregular e blocos de carbeto MC.

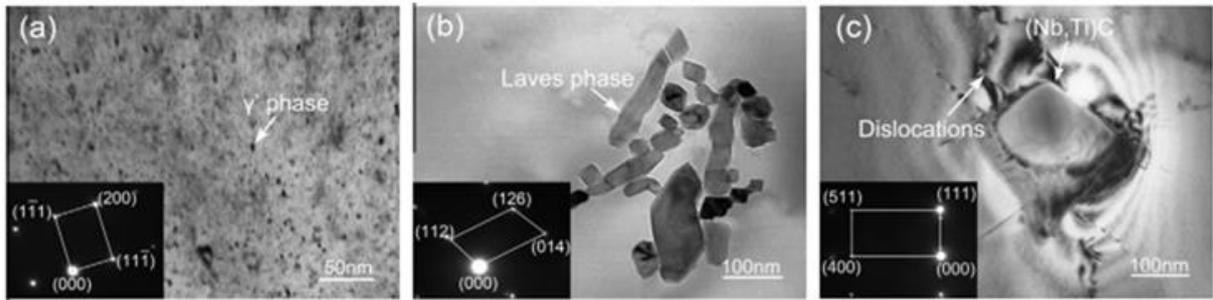


Figura 6 – Imagens obtidas por MET das fases γ' , Laves e $(Nb,Ti)C$ do Inconel 625 [25]

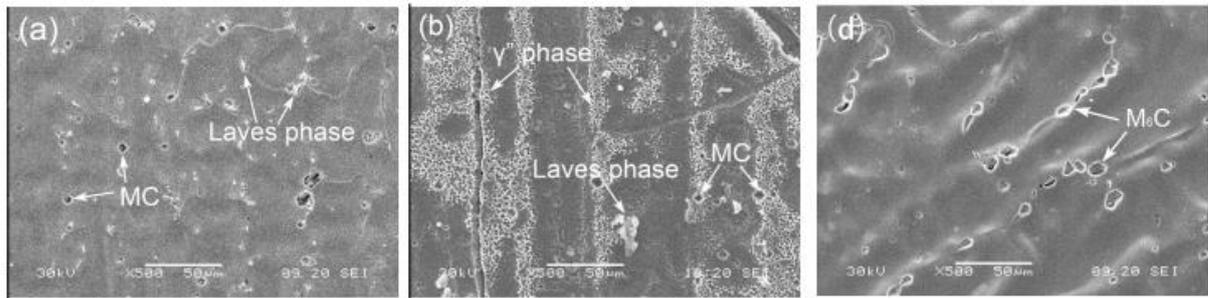


Figura 7 - Imagens obtidas por MEV dos precipitados das fases γ'' , Laves, MC e M_6C [25]

2.2.3 Soldabilidade do Níquel e suas ligas

A liga Inconel 625 apresenta boa soldabilidade e pode servir de consumível para diferentes procedimentos de soldagem, principalmente soldas dissimilares. Uma grande vantagem é que não são necessários tratamentos térmicos pós soldagem para garantir a alta resistência mecânica e ductilidade da liga [20].

Por outro lado, a fragilização por trincas à quente pode ocorrer em alguns materiais. Há estudos que verificaram que quanto maior a diferença entre a temperatura máxima que a liga atinge durante a soldagem e a temperatura mínima de operação maior a susceptibilidade a fragilização por trincas à quente [26]. Diminuir a faixa de temperatura na solidificação minimiza a segregação que ocorre durante a solidificação e, então, melhora a trabalhabilidade a quente [24].

2.3 Soldagem de revestimento

A soldagem de revestimento é um processo que tem sido largamente usado em diversas indústrias para melhorar as propriedades (como resistência à corrosão e resistência à abrasão) de superfícies e seus arredores de um componente ou restaurar uma peça desgastada. O revestimento consiste da criação de uma camada na superfície de um material

de composição química diferente, com o objetivo de adicionar propriedades mais adequadas às condições de operação da peça. Apesar de haver muitos métodos para o processo de revestimento, as três técnicas mais utilizadas são [27]:

Soldagem a arco:

A camada de revestimento é criada a partir da fusão do MA, que pode ser adicionado através de pó ou arame, na superfície de contato do substrato, e que após a extinção ou movimentação do arco irá se solidificar. Alguns dos processos de soldagem mais comuns que fazem parte deste grupo são GTAW, PAW, PTA, GMAW, entre outros. Estas técnicas geralmente resultam em uma soldagem de boa ligação metalúrgica, com boa propriedade de impacto e baixa porosidade [27].

Aspersão térmica:

Aspersão térmica é um grupo de processos nos quais materiais metálicos ou não-metálicos são depositados na superfície de um componente como fundidos ou não-fundidos. Este grupo é versátil permitindo que o material de revestimento possa ser usado na forma de pó, vareta, cordão ou arame. A ligação entre o depósito aspergido e o substrato pode ser mecânica, metalúrgica, química, física ou uma combinação destas formas. O tipo de ligação formado está diretamente relacionado ao processo selecionado. Os métodos de aspersão térmica mais utilizados são por chama a gás, por arco elétrico, plasma e chama de alta velocidade [27,28].

No método “*Spray & Fuse*”, já mencionado anteriormente, uma pistola de combustão projeta o pó em forma de spray depositando o MA no substrato. Após o revestimento até uma espessura desejada, uma tocha de Oxi-Acetileno ou um forno é usado para aquecer a peça até o revestimento estar incandescente, e assim, fundir o revestimento no substrato, resultando numa ligação metalúrgica [29].

Revestimento a laser ou Cladeamento a laser:

O Cladeamento é conhecido por fornecer um revestimento de alta qualidade devido à diluição extremamente baixa, baixa porosidade e boa uniformidade da superfície. A Figura 8 apresenta uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), onde é possível observar que o material depositado praticamente não “dilui” no substrato. Devido ao resfriamento rápido natural neste processo a estrutura do revestimento apresenta grãos finos. Além disso este processo produz baixo aporte térmico, eliminando a distorção, a necessidade de pós-processamento e a perda de elementos de liga ou endurecedores [27].

A baixa diluição é essencial quando se deseja obter na superfície do material depositado as características mecânico – metalúrgicas desta nova liga (exemplo elevada dureza ou composição resistente à corrosão), com uma baixa espessura da camada depositada.

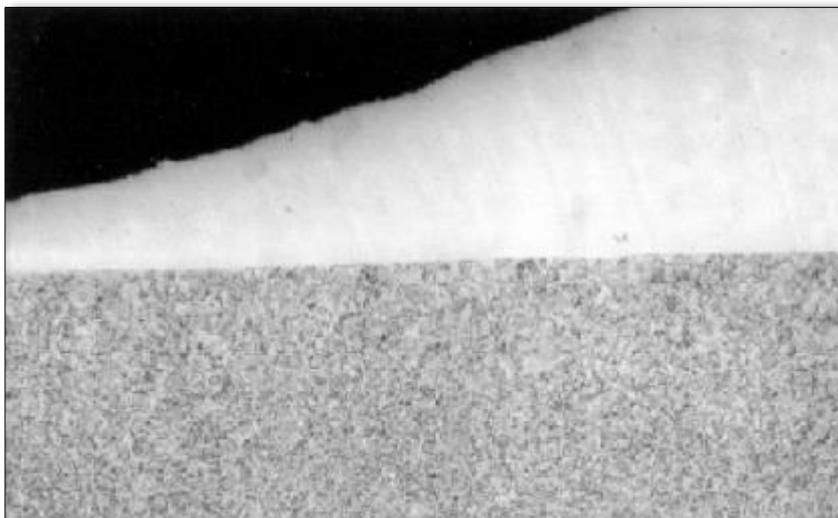


Figura 8 - Foto obtida por MEV da sessão transversal do revestimento mostra praticamente nenhuma diluição no substrato [27]

2.4 Soldagem a laser

O processo de soldagem a laser, também conhecido como LBW – Laser Beam Welding apresenta algumas características como:

- Elevada densidade de potência;
- Um processo rápido – devido à alta densidade de potência a velocidade de soldagem pode ser alta;
- Não há contato físico entre a fonte de calor e o material.

Como consequência das características citadas acima, pode haver:

- Soldagem de um único passe;
- Distorções e zonas termicamente afetadas relativamente pequenas;
- Soldagem sem a necessidade de um metal de adição;
- Bom acabamento final, sendo necessário pouco ou nenhuma operação de usinagem posterior;
- Soldagem de chapas finas;
- Boa qualidade do cordão de solda;
- Flexibilidade e repetibilidade da soldagem [30,31].

O feixe laser atinge uma das maiores densidades de potência dentre as tecnologias disponíveis na indústria nos dias de hoje, como a soldagem por feixe de elétrons e a soldagem a plasma. Baseado na alta potência mencionada, o processo de soldagem a laser pode ser classificado como:

- por “*keyhole*” - a energia produzida pelo laser quando absorvida pelo material é suficientemente elevada para fundi-lo e também vaporizá-lo. O vapor dissipado exerce pressão sobre o metal fundido e o desloca. Enquanto que o material continua a fundir. Nesta soldagem, o cordão de solda é profundo, estreito e as cavidades são preenchidas de vapor conhecidos como “*keyhole*”.

O *keyhole* é cercado por metal fundido e se movimenta com o feixe de laser na peça durante a soldagem. A medida que o *keyhole* se move o material que estava ao seu redor solidifica-se. A Figura 9 ilustra o fenômeno detalhadamente.

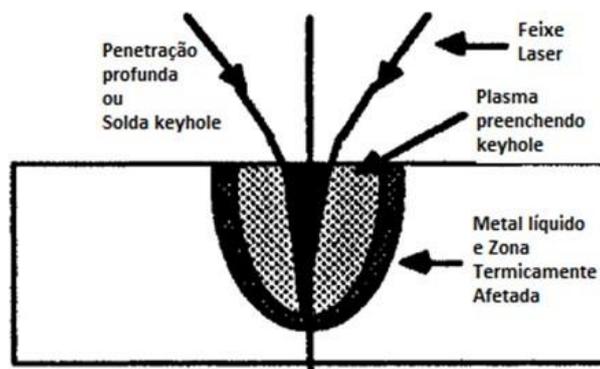


Figura 9 - Soldagem por *keyhole* [32]

Neste tipo de soldagem, um fator que requer cuidado é a alta densidade de energia ou baixa velocidade de soldagem que ocasionam a instabilidade do *keyhole* e a formação de gotas de material fundido durante a soldagem em excesso. Sob outra perspectiva, se a velocidade de soldagem for alta ou a densidade de energia for muito baixa o tempo de interação do laser e do material será insuficiente para a evaporação do mesmo. Outro fator importante é a necessidade de atenção para evitar o fechamento intermitente do *keyhole*, o que resultaria na ocorrência de porosidades. Todas as condições apontadas anteriormente tornam a geração e manutenção do *keyhole* muito difíceis [33,34].

- por condução - a densidade de energia absorvida pelo material é menor, resultando na dissipação do calor lateralmente para o material de base. A Figura 10 mostra a solda por modo de condução. O cordão de solda se assemelha mais à soldagem convencional [30].

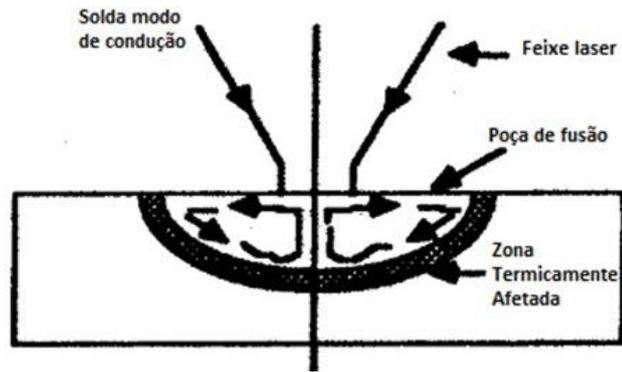


Figura 10 - Soldagem por condução [32]

É por condução que a soldagem de revestimento é feita, visto que o interesse é atuar na superfície do material. Uma vantagem que este método apresenta é a produção de um cordão estreito e superfícies regulares, que diminuem consideravelmente o tempo de trabalho no acabamento da peça. Além disso, a energia aplicada atinge uma área pequena, resultando em uma pequena ZTA e baixa distorção.

A principal diferença entre a soldagem de uma junta e uma soldagem de revestimento é a porcentagem de diluição. A diluição é uma relação da área do MB que se funde e se mistura na camada de revestimento, como pode ser visto na Figura 11. A diluição influencia fortemente na composição e nas propriedades do revestimento e da ZTA. A mudança de composição no MA decorrente da fusão do MB e do MA pode resultar na queda da dureza devido a alteração nas fases formadas, por exemplo [35].

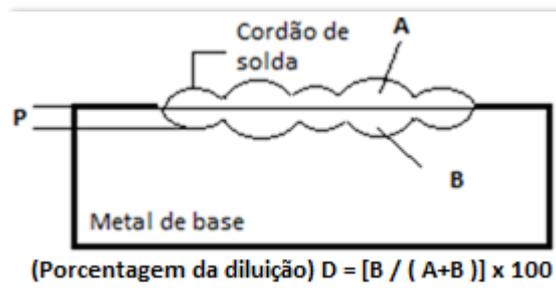


Figura 11 - Geometria do cordão de solda.

2.4.1 O laser

A palavra laser é um acrônimo para “*light amplification by stimulated emission of radiation*”, o que em português significa ampliação da luz por emissão estimulada de radiação e foi proposta inicialmente por Schawlow e Townes.

Em 1916, Albert Einstein previu o fenômeno de emissão estimulada. Através da análise de radiação de objetos quentes, Einstein postulou que há um tempo de radiação baseado na radiação de um fóton que se choca com uma espécie excitada e libera energia de excitação na forma de fótons, como pode ser visto na ilustração da Figura 12. Descobriu-se que os fótons estimulados são encontrados em fase e são originários de uma mudança de energia entre um estado excitado e um estado de baixa energia. Quando a mudança de energia ocorre entre um quantum eletrônico ou vibracional ele é puramente espectral, no entanto, quando a mudança se sucede entre um poço de energia e um estado de baixa energia pode haver uma variação nos comprimentos de onda, justificando os diferentes comportamentos para as fontes de laser usadas [32].

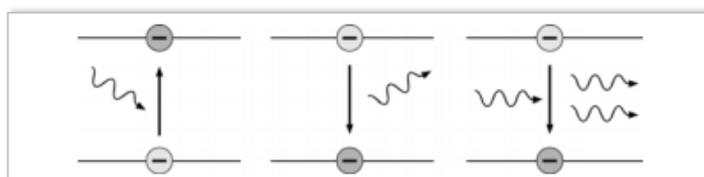


Figura 12 - Esquema ilustrativo da emissão estimulada [34]

Estas teorias de Einstein serviram de base para o trabalho de muitos pesquisadores, em 1954 Townes desenvolveu o primeiro amplificador e oscilador de emissão estimulada, nomeado de "MASER" (Amplificador de micro-ondas por emissão estimulada de radiação). Esta descoberta foi seguida por muitos pesquisadores e em 1958, Schawlow e Townes demonstraram a possibilidade de produzir luz coerente por emissão estimulada de radiação, então em 1960 a primeira fonte de laser rubi foi produzida por Maiman. O esquema de um laser com uma haste de rubi como meio sólido está ilustrado na Figura 13.

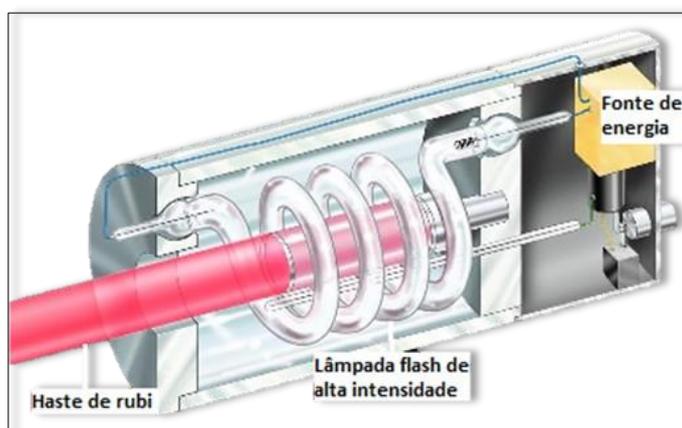


Figura 13 - Esquema de um laser com meio sólido de rubi.

O fenômeno de emissão estimulada de radiação pode ser percebido em muitos materiais, por outro lado apenas alguns apresentam uma capacidade energética significativa. Isto acontece devido ao fato de que para haver amplificação da luz é necessária uma inversão da população de átomos ou moléculas do estado excitado para o estado de baixa energia. Este fenômeno só ocorre quando o tempo de vida das espécies excitadas é maior que o das espécies de mais baixa energia. Assim, os principais tipos de laser usados no processamento de materiais são o dióxido de carbono (CO_2), monóxido de carbono, granada de ítrio e alumínio dopada com neodímio (Nd: YAG), granada de ítrio e alumínio dopada com itérbio (Yb: YAG), vidro neodímio (Nd: glass) laser, entre outros [24,32].

2.4.2 Características do laser

Um equipamento laser robusto para soldagem e uma caneta laser pointer utilizam os mesmos princípios para geração da luz de laser e são constituídos basicamente por:

- O meio ativo - Contém os elementos responsáveis pela emissão estimulada. Pode ser um sólido, um gás, um líquido, entre outros. A designação dos lasers refere-se à constituição do meio.
- A fonte de bombeamento - É o equipamento que fornece energia ao meio, garantindo a excitação dos fótons. O processo de excitação dos fótons pode ser feito por meio químico, óptico ou elétrico e é chamado de “bombeamento laser”. Um laser de estado sólido, como o utilizado para realizar as soldagens neste projeto, é bombeado opticamente por um banco de diodos.
- A cavidade ressonante ou ressonador – Delimita o volume que contém os fótons ou radiação a laser e direciona a luz de laser para o meio ativo repetidamente.
- O dissipador de calor – Remove o calor liberado pelo meio ativo não consumido na produção de radiação laser.

Abaixo, na Figura 14, podemos verificar um esquema ilustrativo do funcionamento de um laser cujo meio ativo é o Nd: YAG.

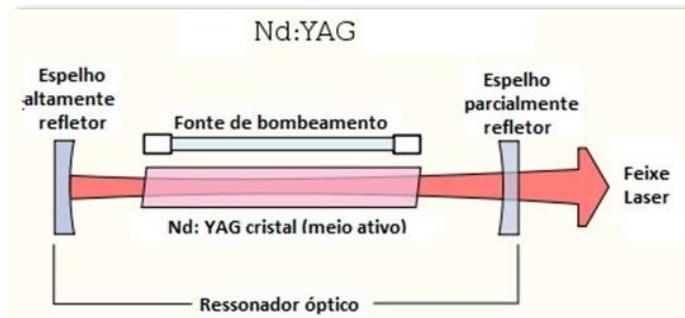


Figura 14- Esquema de funcionamento básico de um laser

A energia de um laser é encontrada na forma de um feixe de radiação eletromagnética, na qual os fótons que a constituem estão em fase. Todas as outras fontes de luz conhecidas emitem feixes incoerentes, mesmo as fontes monocromáticas. Além disso, esta radiação apresenta elevada direcionalidade e baixa divergência. Os fótons emitidos apresentam uma monocromaticidade muito alta se comparado a qualquer outra fonte de luz [30,32,34].

2.4.3 Fonte de Laser: Yb YAG

A fonte de laser Yb: YAG é uma abreviação de granada de ítrio e alumínio dopada com itérbio, que é um meio sólido para amplificação da luz. O comprimento de ondas deste laser, 1030 nm, permite que o laser seja transportado pela fibra óptica. O monocristal de baixo volume é posicionado da cavidade refletiva e a excitação do meio é garantida pelo laser diodo. E a qualidade do feixe é de 2 a 8mm.rad.

Este laser pode ser operado de dois modos: onda contínua e fracionada. Este laser de disco Yb:YAG é pulsado, no entanto quando se passa de uma frequência de pulsos de 10.000 Hz a operação do laser pode ser considerada contínua. Com a utilização de um anteparo na saída do ressonador pode utilizá-lo como fracionado. No entanto, para esta aplicação se utiliza o laser de forma contínua, o que garante mais agilidade no aquecimento do material [34,36,37].

2.4.4 Gás de proteção

Os processos de soldagem por fusão, em sua maioria, requerem um gás de proteção na superfície da solda e quando necessário por trás do cordão de solda (“*trailing gas*”). Em alguns casos, uma capa de gás de proteção também pode ser usada. Esta proteção pode ser feita

em 3 áreas distintas: a superfície da solda, logo após a solidificação, quando o material ainda está quente, a poça de fusão ou a raiz do cordão de solda.

No caso da soldagem a laser, o gás de proteção não serve apenas para proteger a poça de fusão de contaminação, mas também é um elemento importante para garantir a interação do laser e do material. Assim, os principais gases auxiliares utilizados são os gases inertes hélio e argônio ou o gás ativo parcialmente reativo nitrogênio. E, a escolha dos gases depende do: potencial de ionização do gás, do comprimento de onda do feixe de laser e da natureza do material a ser soldado [31].

2.4.5 Aplicações da soldagem de revestimento a laser

O fato do cladeamento a laser ser um processo com baixo aporte térmico o torna muito interessante para diversas aplicações, devido à baixa distorção e diluição quando comparados a processos de soldagem a arco elétrico. Apesar desta característica, a distorção ainda atinge níveis mensuráveis e para aplicação de controle dimensional crítico, como no reparo ou reforma de componentes da indústria aeronáutica, esta condição precisa ser atenuada. A soldagem com mais de uma camada de revestimento pode diminuir os níveis de distorção causados no metal de base, garantindo o dimensional desejado sem alterar as propriedades do metal de base significativamente [38].

Além disso, a soldagem a laser é uma importante ferramenta para superar os desafios da soldagem de materiais avançados, como compósitos por exemplo. O estudo da soldagem a laser de materiais avançados e o cladeamento de materiais com alta resistência ao desgaste são significantes pontos de pesquisa para garantir ampla utilização destes materiais na indústria automobilística. A importância destes estudos está no fato de que a substituição de aços por materiais mais leves garante menor gasto de energia e emissão de gases prejudiciais ao meio-ambiente [36].

Por fim, outra aplicação desta técnica na indústria pode ser em revestimentos para garantir boa resistência à corrosão. Alguns aços apresentam excelentes propriedades mecânicas, no entanto em aplicações que requerem grande suporte de carga e condições severas de trabalho estão altamente susceptíveis a falhas. Um revestimento capaz de retardar os danos a esta estrutura de suporte traria grande economia financeira para indústrias, bem como benefícios para sociedade, garantindo a segurança do meio-ambiente e população. Exemplos de equipamentos passíveis desta deterioração mencionada são turbinas e eixos de usinas de energia e das indústrias de óleo e química [37].

2.4.6 Tratamento térmico

Os principais tratamentos térmicos associados a soldagem do AISI 4130 são: pré-aquecimento e alívio de tensões. Apesar disso, a martêmpera ou têmpera e revenimento são comumente utilizados como tratamento pós-soldagem de revestimento pelo processo “*Spray & Fuse*” para o MB atingir as propriedades mecânicas próximas da condição antes do processo de revestimento.

O pré-aquecimento foi utilizado para diminuir a velocidade de resfriamento do material de base, reduzindo assim, a velocidade de resfriamento na faixa 800-500°C e por consequência a obtenção de ZTA menos tensionada e menos dura, além de reduzir a ocorrência de trincas no material de base, indesejáveis e extremamente inapropriados para condições severas de operação como na indústria do petróleo. Já o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) requer o aquecimento do material a temperaturas abaixo da temperatura subcrítica de transformação sob um dado tempo e resfriamento lento. Este TT tem o intuito de reduzir as tensões decorrentes da soldagem, bem como melhorar as propriedades mecânicas da ZTA, sendo recomendado por diferentes normas e códigos da indústria de óleo e gás que esta temperatura deve ser igual ou inferior a 20°C da temperatura de revenimento.

3 Materiais e métodos

3.1 Materiais

O material de base usado neste trabalho foi o AISI 4130 fornecido na condição de laminado como um produto tubular de 800mm de comprimento com 3” de diâmetro interno e 4” de diâmetro externo. O tubo foi seccionado em 4 partes de 200mm de comprimento e tratado termicamente da seguinte forma: 1h no forno a 820°C seguido de têmpera em água e revenimento por 2h a 580°C e resfriamento ao ar.

Já o metal de adição utilizado foi o Inconel 625 fornecido como pó de nome comercial MetcoClad 625 fornecido pela marca Oerlikon.

3.1.1 Composição Química

O aço AISI 4130 apresenta a seguinte composição química, fornecido no certificado de qualidade da empresa Villares Metals:

Tabela 5 - Composição química do aço AISI 4130 fornecido pela Villares Metals (% em peso)

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
0,29	0,57	0,009	0,003	0,28	0,24	0,92	0,19	< 0,010
Cu	Al	N						
0,07	0,021	0,0058						

A Tabela 6 exibe a composição química do consumível Inconel 625 fornecida pelo fornecedor Oerlikon.

Tabela 6 - Composição química do Inconel 625 fornecido pela empresa Oerlikon

Ni	Cr	Mo	Nb	Fe
58,0-63,0	20,0-23,0	8,0-10,0	3,0-5,0	≤ 5,0

3.1.2 Microestrutura

Após o tubo de AISI 4130 ser submetido ao TT de têmpera e revenimento ele apresenta uma microestrutura martensítica revenida como se pode observar na Figura 15.

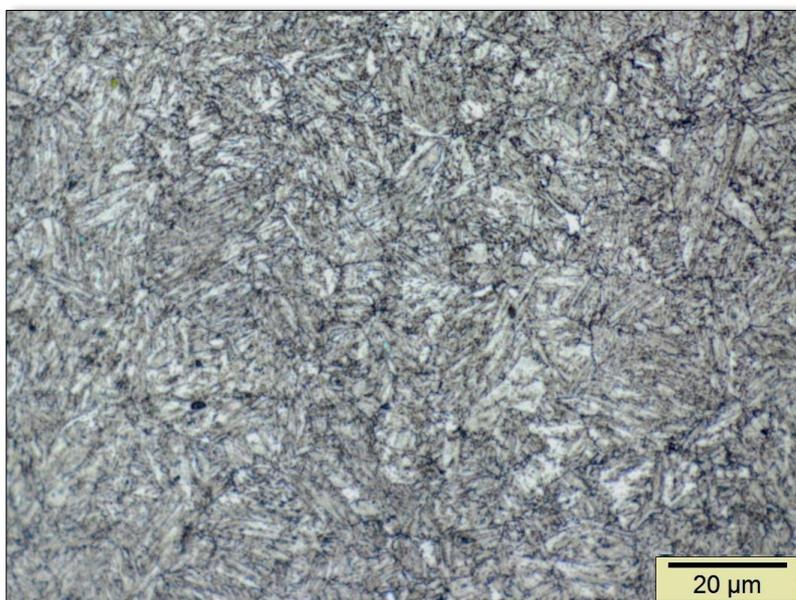


Figura 15 - Aspecto microestrutural do MB após TT de têmpera em água e revenimento obtido por MO. Aumento de 1000x. Ataque químico Nital 2%.

3.2 Procedimento Experimental

3.2.1 Confeção dos corpos de prova

Dos 3 tubos cortados 2 deles foram separados para soldagem de revestimento. Desta forma, foi feito um canal de usinagem em 2 tubos, 1 de altura $P = 0,90\text{mm}$ e o outro $P = 1,10\text{mm}$, tubo A e B, respectivamente. Já o tubo C foi mantido como cortado e dele foram tirados 7 CP's de 100mm de comprimento e 40mm de largura, sendo 3 deles para ensaio de tração, 3 para ensaio de Charpy V e 1 deles para micrografia e ensaio de dureza. Na Figura 16 é possível verificar as dimensões dos tubos e na Tabela 7 como estes tubos foram tratados termicamente, usinados e identificados.

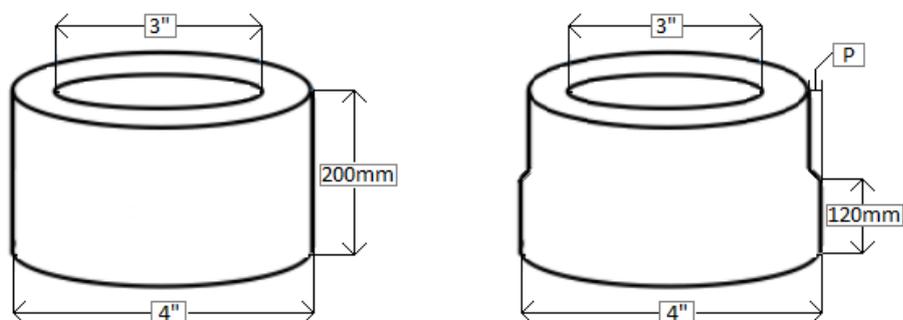


Figura 16 - Corpos de provas cortados para teste e usinados para soldagem

Tabela 7 - Nomenclatura dos corpos de prova

TUBOS	TRATAMENTO TÉRMICO	USINAGEM
A	Normalizado a 820°C por 1h, temperado em água e revenido a 580°C por 2h seguido de resfriamento ao ar.	Rebaixo, $P = 0,9\text{mm}$
B		Rebaixo, $P = 1,1\text{mm}$
C		Sem usinagem, $P=0,0\text{mm}$

3.2.2 Confeção do dispositivo de fixação

Foi necessária a criação de um dispositivo que pudesse fixar o tubo a mesa, permitindo assim que, ao invés da soldagem ser feita com o cabeçote girando ao redor do tubo, o cabeçote estivesse fixo e a mesa girasse permitindo a deposição do MA em todo o raio do tubo. Para isso foi desenvolvido um dispositivo que pudesse ser fixado a mesa de soldagem, através de parafusos criados pela Demmeler e fornecidos pela Trumpf. Na Figura 17, podem ser vistos parafusos muito similares aos usados. Já para fixação do tubo ao dispositivo foram usados parafusos comuns. O dispositivo criado, Figura 18, consegue fixar tubos de até pouco menos de 6" de diâmetro externo.



Figura 17 - Parafuso de fixação a mesa de soldagem [39]

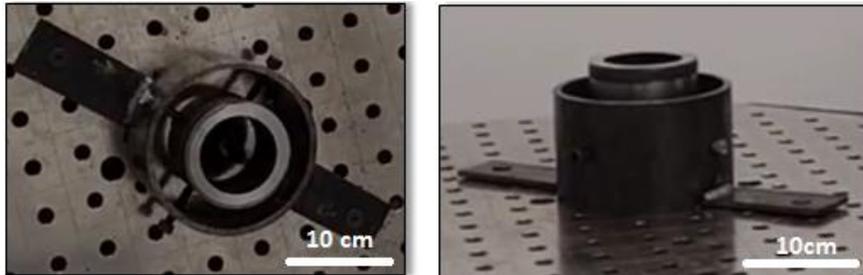


Figura 18 – Fotos do dispositivo de fixação do tubo visto por diferentes ângulos

A utilização deste dispositivo é de grande importância, pois garante que não haverá movimentação do tubo nem durante a programação, nem durante a execução da soldagem. Qualquer movimentação do tubo durante estas etapas poderia resultar em um cordão com características diferentes das encontradas nos testes preliminares, o que não vai de encontro ao objetivo deste estudo.

3.2.3 Testes preliminares

A princípio foram realizados alguns testes variando a potência do laser, a velocidade de soldagem, a rotação do prato que carrega o pó de adição e a distância focal para obtenção de uma estimativa dos limites aceitáveis de tais parâmetros de soldagem que poderiam ser aplicados a este material. O objetivo foi estudar a termodinâmica da soldagem do Inconel 625 e do AISI 4130, pois uma intensidade excessiva pode ocasionar perda ou degradação do material enquanto que uma intensidade insuficiente pode resultar na falta de penetração [33].

Inicialmente, variou-se a potência do laser em 3000 e 3250w, a velocidade de soldagem entre 0,012mm/s e 0,024mm/s e a distância focal de 40mm a 65mm. A rotação do prato, parâmetro do equipamento de soldagem utilizado, diretamente relacionado a taxa de deposição, também foi variada de 2 a 3 rpm. Percebeu-se que com a diminuição da velocidade da soldagem e a diminuição da distância focal, ou seja, diâmetro do feixe incidente, se obtêm

cordões de solda de maior altura. Isto se deve, provavelmente, devido a maior quantidade de material depositada por área e uma maior concentração do feixe laser em uma dada área.

Com a potência de 3000w e com os outros parâmetros associados, foi obtido um cordão de solda de melhor aspecto e maior estabilidade na solda do que usando uma potência de 3250w. Por fim, a rotação do disco de 3U/min resultou em uma grade instabilidade no início da soldagem o que pôde ser verificado pelo aspecto do cordão de solda, que apresentou bastante falta de fusão, portanto a rotação utilizada foi de 2U/min. Em um segundo momento, variando apenas a velocidade de soldagem e a distância focal dentro dos intervalos apresentados acima foram escolhidos os parâmetros nos quais foram obtidos cordões com alturas que atendam aos requisitos deste projeto. Na Tabela 8 estão apresentadas a faixa dos parâmetros utilizados.

Tabela 8 - Faixa dos parâmetros de soldagem utilizados nos testes preliminares

Parâmetros dos testes preliminares	
Potência	3000 – 3250 W
Velocidade de soldagem	0,012 – 0,024 m/s
Rotação do disco	2 a 3 U/min
Distância focal	40 – 65 mm

3.2.4 Soldagem a laser

Esta etapa foi subdivida em pré-aquecimento, soldagem e usinagem para melhor compreensão das variáveis acompanhadas.

3.2.4.1 Pré-aquecimento

O tratamento térmico de pré-aquecimento foi feito em uma faixa de 200 a 250°C com o intuito de reduzir a velocidade de resfriamento do metal de base, além da remoção de umidade e impurezas de natureza orgânica da superfície a ser soldada. Como antes do início da solda utiliza-se uma linha de programação para estabilizar o fluxo de saída do pó que leva 25s, considera-se uma temperatura de, aproximadamente, 300°C que resultaria em uma temperatura entre 200 a 250°C no início da solda.

3.2.4.2 Soldagem

A soldagem foi feita com o cabeçote parado a, aproximadamente, 5° no sentido horário de OY e o tubo preso a mesa de soldagem em pé, que foi rotacionada 80°, resultando numa

inclinação de -10° de OX. A inclinação da mesa em 80° permite a rotação do tubo em 360° através da rotação da mesa de soldagem, se a inclinação fosse de 90° não seria possível a rotação completa já que a mesa tem formato hexagonal e inclinada a 90° ela praticamente tocaria o chão. A Figura 19 permite um melhor entendimento de como a soldagem foi feita.

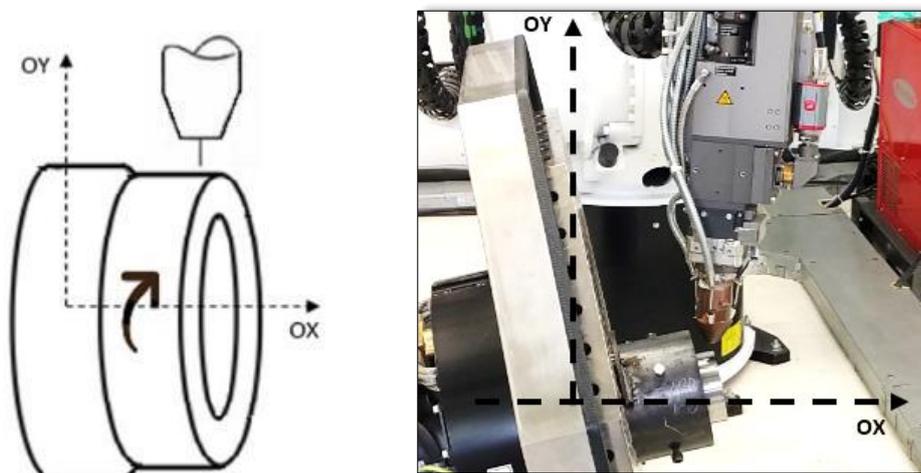


Figura 19 – Posição da soldagem e sentido da rotação do tubo

A soldagem foi feita de forma contínua e alguns parâmetros foram fixados independente da altura final da camada de revestimento. A vazão do gás de proteção utilizado, uma mistura de $80\%Ar + 20\%CO_2$, foi de $9l/min$, enquanto que o gás de arraste utilizado foi o Ar e a vazão do gás foi de $5l/min$. A potência máxima empregada na soldagem foi de $3000W$ e a mínima de $500W$.

A deposição foi feita em duas camadas e a sobreposição dos cordões (overlap) considerada foi de 48% . O fato do overlap ser de 48% se deve a dificuldade de posicionar o cabeçote com a precisão de $0,05mm$, portanto este estudo optou por uma aproximação de $0,1mm$. Além disso, a soldagem foi feita da ponta do tubo em direção a mesa de soldagem. Já a temperatura de interpasse não foi medida.

Os tubos foram soldados a laser no Centro de Tecnologia SENAI de Solda utilizando a célula robotizada de soldagem TruLaserRobot 5020 da Trumpf, como pode ser visto nas Figura 20 e Figura 21 . O equipamento utiliza como fonte de laser um disco Yb:YAG, de comprimento de onda $1030nm$, e uma faixa de potência de 320 a $5000W$. A Tabela 9 abaixo apresenta os parâmetros utilizado na soldagem dos tubos A e B e as variáveis consideradas de acordo com a ASME IX para qualificação de procedimento de soldagem.

Tabela 9 - Parâmetro de soldagem utilizados na soldagem de revestimento dos tubos A e B

Crítérios	Obs.	A	B
Juntas		0.9mm	1.1mm
Metal de base		AISI 4130	
Metal de adição		Pó de Inconel 625	
* Tipo de partícula		Esferoidal	
* Tamanho da partícula		45 a 90 µm	
* Taxa de deposição		-	
Posição		1G	
Pré-aquecimento	Camada 1	300°C	300°C
	Camada 2	315°C	320°C
TTAT		Revenimento 2h a 560°C	
Temperatura ambiente		30°C	
Gás			
* Gás de Proteção		80%Ar+20%CO ₂	
* Vazão		9 l/min	
* Gás de Carregam		Argônio	
* Vazão		12 l/min	
Características elétricas			
* Modo laser		Tophat	
Técnica			
* Oscilação		-	
* Ângulo do feixe		5°	
* Modelo do equipamento		TruDisk 16002	
* Numero de camadas		2	
* Preparação da sup.		Usinagem	
* Entrega do metal de adição		Pó	
* Overlap		48%	
* Comprimento de onda		1030 nm	
* Spot Size	Camada 1	1.143	1.124
	Camada 2	1.163	1.146
Resfriamento		Ao ar	
Potência	Máx.	3000 W	
	Mín.	500 W	
Velocidade de soldagem		0,015m/s	0,012m/s
Distância focal		40,8mm	40,0mm
Offset	Camada 1	0 mm	0 mm
	Camada 2	0,8 mm	0,93 mm



Figura 20 - Parte interna do equipamento Trulaser Robot 5020



Figura 21 – Parte externa do equipamento Trulaser Robot 5020

3.2.4.3 Usinagem e Tratamento térmico pós-soldagem

Os tubos A e B soldados foram usinados de forma a garantir que a superfície do material estivesse plana e tangenciando os rebaiços feitos nos respectivos tubos, garantindo uma superfície adequada para realização do ensaio por líquido penetrante. Em seguida, o tubo foi cortado ao meio para remoção dos blocos para preparação dos CP's de tração, dureza, micrografia e charpy de uma das metades. Na outra metade do tubo foi realizado tratamento

térmico de alívio de tensões (TTAT) a uma temperatura de 560°C por 2h, 20°C a menos que a temperatura de revenimento de 580°C. Seguido do TTAT, os blocos para preparação dos CP's de tração, dureza, micrografia e Charpy foram removidos. Os ensaios mecânicos de tração e Charpy foram confeccionadas na direção longitudinal e o entalhe do Charpy perpendicular à superfície do produto tubular.

A Figura 22 apresenta o corpo de prova de Charpy sob uma sessão obtida do tubo para ilustrar a orientação do entalhe em relação ao MS.



Figura 22 - Corpo de prova de Charpy sob a sessão do produto tubular ilustrando a orientação do entalhe

3.2.5 Ensaio por Líquido Penetrante

A técnica de ensaio por líquido penetrante permite a avaliação da integridade do componente sem causar nenhum dano permanente ao mesmo. O ensaio por líquido penetrante consiste da aplicação de um líquido na superfície do corpo de prova para revelar discontinuidades, como trincas e porosidades. O ensaio de líquido penetrante foi realizado no Centro de Tecnologia SENAI de Solda, após a usinagem da camada de revestimento soldada. Inicialmente a superfície soldada do tubo foi limpa com o solvente da marca SERV-END, após 10min o líquido penetrante colorido da marca SERV-END modelo VP-41 foi aplicado. Depois de 10 min o líquido penetrante foi removido da superfície do tubo, e então se aplicou o revelador não aquoso SD-31 da marca SERV-END. Após 20 min do tubo exposto ao revelador, o tubo pôde ser analisado, e então limpo com o removedor.

3.2.6 Caracterização microestrutural

Amostras dos tubos A, B e C foram retiradas dos respectivos tubos. No caso, das amostras do tubo C, estas foram retiradas do material após o tratamento térmico de têmpera e revenimento, preparadas metalograficamente, atacadas e analisadas no microscópio óptico para comparação com o tubo soldado. Já as amostras A e B foram obtidas após a soldagem do tubo, preparadas metalograficamente, atacadas quimicamente e analisadas no microscópio para identificação das fases formadas no Inconel 625 e no AISI4130 na ZTA.

3.2.6.1 Preparação metalográfica

Amostras dos tubos A e B foram retiradas ao longo do tubo, incluindo a região revestida e a região que não foi revestida. Já amostras do tubo C foram cortadas nas dimensões 15(L)x50(C)x12,7(E)mm. As amostras foram preparadas, no laboratório de Metalografia do Centro de Tecnologia SENAI de solda, da seguinte forma:

Lixamento: nesta etapa, a superfície do material é desgastada com o intuito de obter-se uma superfície mais plana. Usam-se lixas com poder abrasivo decrescente de forma a eliminar as camadas de material deformado pelas lixas anteriores. A sequência da granulometria das lixas usadas foi: 180#, 240#, 320#, 400#, 600#, 800# e 1000#.

Polimento: operação que visa um acabamento superficial isento de deformação. Nesta etapa foram utilizadas as pastas de diamante de 3 μ m e 1 μ m na respectiva ordem.

3.2.6.2 Ataque químico

No ataque químico a superfície da amostra reage com a solução química utilizada permitindo a revelação de fases através do contraste que varia em função da composição química, temperatura e tempo da reação. Para atacarmos o MB, utilizando solução de Nital 2%, a qual a superfície das amostras foi submersa por 20s. Já para atacar o MS foi utilizado um algodão embebido com a solução de Kalling N° 2 que foi esfregado na amostra por 3 a 5min. Após lavagem e secagem da amostra esta foi atacada utilizando um algodão embebido com a solução de água régia que foi esfregado na amostra por 10 a 20s.

3.2.6.3. Microscopia Óptica

A análise das micrografias foi feita a partir de imagens obtidas do microscópio óptico da marca Olympus, modelo Olympus GX51 do Centro de Tecnologia SENAI de Solda, e o

microscópio Olympus SX71 do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMM) da UFRJ. As imagens foram capturadas dos corpos de prova A, B e C para identificação das fases e suas morfologias do MB, ZTA e suas regiões.

3.2.7 Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise das fases obtidas no metal de solda foi feita a partir das imagens obtidas no microscópio da marca JEOL modelo JSM 6460LV com Espectrômetro de energia dispersiva (EDS) acoplado da marca Thermo modelo Noran System SIX 200. A caracterização por MEV foi feita nas amostras como preparadas para MO e teve como objetivo a identificação da fase Laves no metal de solda Inconel 625.

3.2.8 Estereoscópio

As imagens de macrografia foram obtidas utilizando o estereoscópio da marca Olympus, modelo Olympus SZ61 do Centro de Tecnologia SENAI de Solda. As imagens foram capturadas dos corpos de prova A e B para avaliarmos a soldagem de revestimento e a ZTA formada.

3.2.9 Dureza

Foram feitos ensaios de dureza Vickers com carga de 10kgf e indentador de diamante na região vizinha da interface entre o MA e o MB dos corpos de prova soldados, antes e depois do TTAT, como recomendado na norma NACE 15156 para qualificação de procedimento de soldagem. A distância entre os pontos foi de 3 vezes o diâmetro médio da indentação assim como determina a norma ISO 6506-1:2010. Já o equipamento utilizado para realizar as marcações foi o durômetro digital da marca Struers modelo Duravision 300 do Centro de Tecnologia SENAI de Solda – RJ.

A Figura 23 apresenta o perfil de dureza Vickers usado como referência para realização das medições.

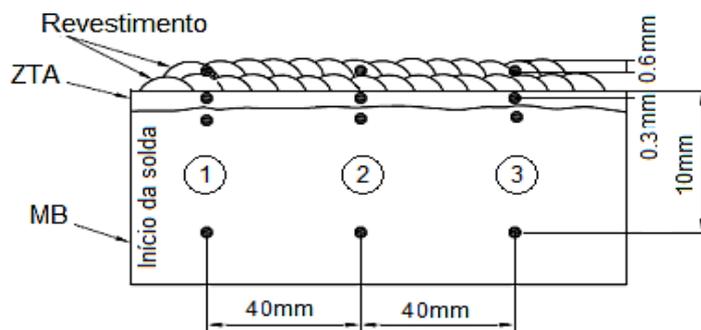


Figura 23 - Perfil de dureza Vickers

3.2.10 Ensaio de tração uniaxial

Com o intuito de verificar se as propriedades mecânicas do corpo de prova foram alteradas significativamente foram retiradas 3 amostras do tubo C após o TT de têmpera e revenimento, 3 amostras do tubo A e B do MB após a soldagem e 3 amostras do tubo A e B do MB após a soldagem e TTAT para realização dos ensaios de tração e posterior comparação dos resultados.

Os corpos de prova elaborados foram do tipo subsize seguindo as recomendações de formato e dimensões da norma ASTM E8. Abaixo na Figura 24, o formato do CP utilizado pode ser visto. O comprimento útil e o diâmetro da área útil dos CP's de tração foram medidos utilizando um projetor de perfil. E a velocidade do travessão de $1,91\text{mm/min}$ foi estabelecida considerando uma taxa de deformação de $0,05\text{min}^{-1}$ como recomendado pela norma ASTM E8 e a média do comprimento útil dos CP's. Os ensaios de tração foram realizados no equipamento EMIC 1000kN, modelo DL 1000 do Laboratório de Propriedades Mecânicas - DEMM/UFRJ.

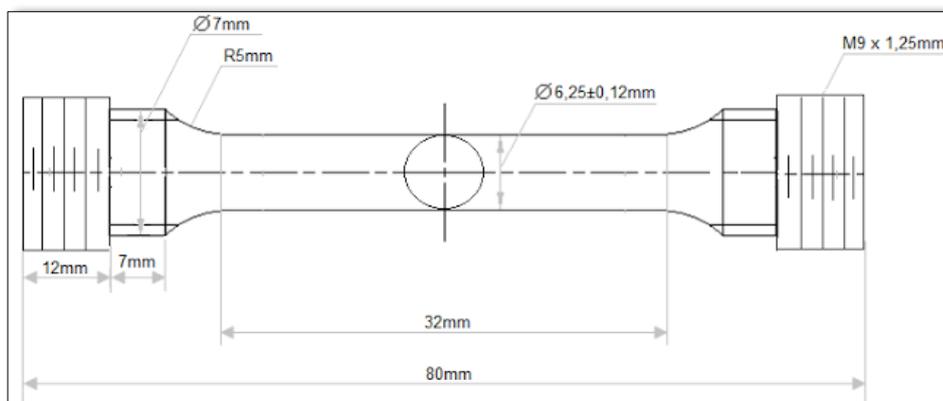


Figura 24 - Formato do corpo de prova de tração

3.2.11 Ensaio de Charpy V

Os ensaios de Charpy V foram realizados para comparar a energia absorvida do material de base do tubo tratado termicamente com têmpera e revenimento (C) aos tubos A e B como soldados e após TTAT, sendo 3 CP's para cada uma das condições. Os CP's de Charpy foram preparados de acordo com a norma ASTM 370-14, como pode ser visto na Figura 25 e retirados na direção axial dos tubos. A temperatura de ensaio foi definida como -18°C baseado recomendações da norma API 16A, que consideram as condições de operação ao qual o tubo revestido seria submetido. Neste caso a faixa de temperatura de operação estimada foi de 0°C a 180°C e a energia absorvida requerida (média mínima) nesta condição é de 20J.

A Tabela 10 apresenta o requerimento de energia absorvida relacionada a temperatura de operação das linhas de "Choke & Kill". O ensaio foi realizado no equipamento da empresa TECMETAL Soluções tecnológicas em materiais.

Tabela 10 – Tabela com critérios de aceitação do ensaio de impacto Charpy V adaptada da norma API 16A para linhas auxiliares de "Choke & Kill"

Classificação	Faixa de temperatura °F(°C)	Temperatura do ensaio °F(°C)	Valor médio mínimo para 3 CP's ft-lb (J)
A	-4 to 180 (-20 to 82)	- 4 (-20)	15 (20)
B	-4 to 212 (-20 to 100)	- 4 (-20)	15 (20)
K	-75 to 180 (-60 to 82)	-75 (-60)	15 (20)
L	-50 to 180 (-46 to 82)	-50 (-46)	15 (20)
N	-50 to 140 (-46 to 60)	-50 (-46)	15 (20)
P	-20 to 180 (-29 to 82)	-20 (-29)	15 (20)
S	0 to 140 (-18 to 60)	0 (-18)	15 (20)
T	0 to 180 (-18 to 82)	0 (-18)	15 (20)
U	0 to 250 (-18 to 121)	0 (-18)	15 (20)
X	35 to 250 (2 to 121)	0 (-18)	15 (20)
Y	0 to 350 (-18 to 177)	0 (-18)	15 (20)

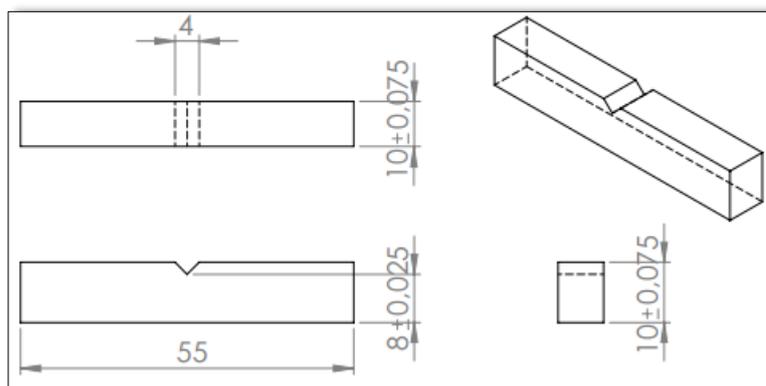


Figura 25 - Dimensões dos CP's de Charpy

Os CP's foram submetidos a um banho térmico, imergidos em solução de álcool etílico e gelo seco, por aproximadamente 10 minutos para alcançarem a temperatura de ensaio de $-18^{\circ}\text{C} \pm 1$. O controle de temperatura foi feito através de um termopar com sensor de imersão do tipo PT100, calibrado conforme a Rede Brasileira de Calibração (RBC).

3.2.12 Análise Química

A análise química do metal de revestimento foi realizada para se avaliar a diluição do metal de base no Inconel 625. Com esta finalidade o equipamento de espectroscopia de emissão ótica SPECTRO MAXx da empresa TECMETAL foi utilizado. Os desvios dos teores aferidos são dados da seguinte forma, de acordo com a Tabela 11:

Tabela 11 - Tabelas de desvios de teores da análise química

Teor	Desvio
Maior que 1%	Até 1%
Maior que 0,1% e menor que 2%	Até 2%
Maior que 0,01% e menor que 0,1%	Até 5%
Menor que 0,01%	Até 10%

4 Resultados e Discussão

4.1 Análise do cordão de solda e da poça de fusão

As imagens do cordão de solda e da poça de fusão das Figura 26 e Figura 27 são apresentadas como resultado dos parâmetros de soldagem escolhidos e através delas pode-se ter indicativos da qualidade da solda.

É possível identificar a partir da Figura 26 a) que o cordão de solda exibe boa aparência não apresentando nenhum defeito detectável visualmente. A Figura 26 b) do produto tubular como soldado e usinado mostra a aparência final do tubo como foi submetido ao ensaio por líquido penetrante e de onde foram tirados os corpos de prova de micrografia e de ensaios mecânicos. Já a Figura 27 que, apresenta a poça de fusão, evidencia o controle do processo de soldagem.



Figura 26 - a) Tubo B como soldado - b) Tubo B como soldado e usinado

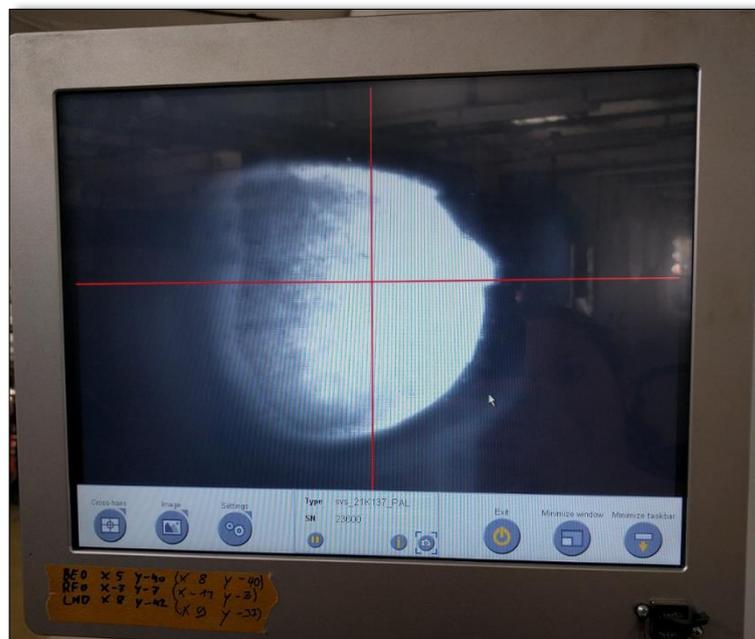


Figura 27 - Imagem da poça de fusão durante a soldagem do tubo B

4.2 Ensaio por líquido penetrante do metal de solda

A partir do ensaio de líquido penetrante na superfície do metal de solda foi concluído que nenhuma descontinuidade superficial, como trincas, poros ou dobras foram encontrados.

4.3 Análise Macroestrutural

Nesta etapa serão analisadas as fotos de macrografias com aumento de 1,5 vezes obtidas utilizando um estereoscópio, apresentadas na Figura 28 e Figura 29 dos tubos A e B com e sem TTAT. Avaliando as imagens obtidas identifica-se a presença de uma ZTA relativamente grande, de dimensões ligeiramente maiores do que as camadas de revestimento antes da usinagem, o que pode gerar perdas de propriedade mecânica. Este fator poderia ter sido minimizado a partir do ajuste dos parâmetros de soldagem. Como mencionado na revisão bibliográfica o método da soldagem a laser pode produzir uma ZTA quase imperceptível a olho nu, o que seria interessante no ponto de vista da manutenção das propriedades mecânicas do MB.

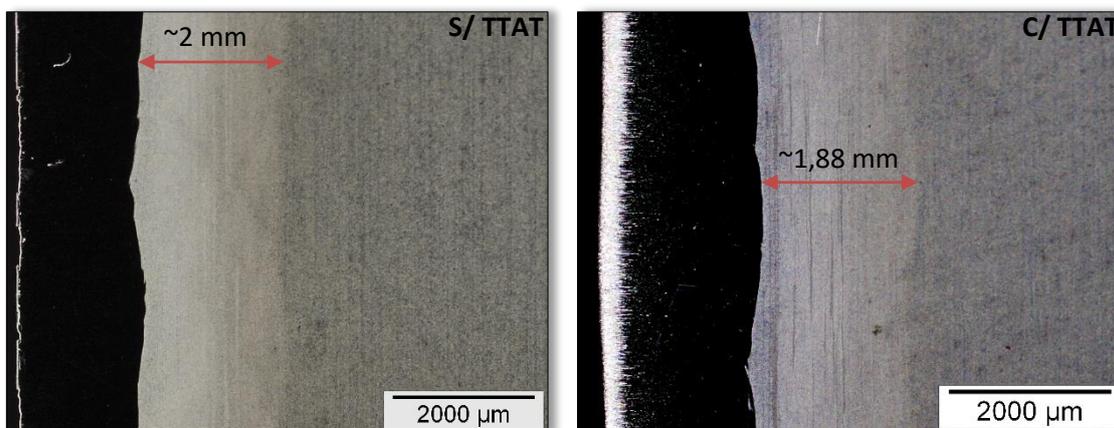


Figura 28 - Aspecto macroestrutural da soldagem do tubo A sem e com TTAT obtido no estereoscópio. Aumento de 1,5x. Nital 2%.

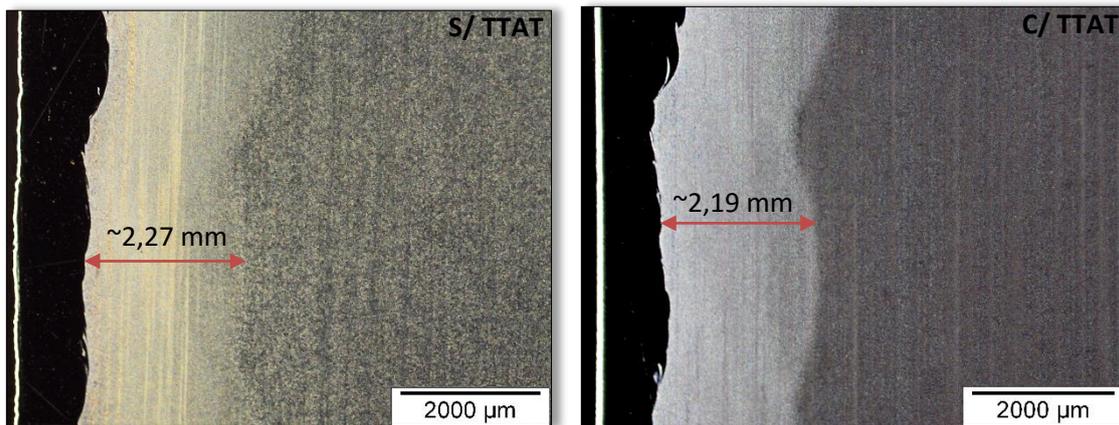


Figura 29 - Aspecto macroestrutural da soldagem do tubo B sem e com TTAT obtido no estereoscópio. Aumento de 1,5x. Nital 2%.

4.4 Análise Microestrutural

A caracterização microestrutural do metal de solda (MS), da zona termicamente afetada (ZTA) e do metal de base (MB) por microscopia ótica (MO) é apresentada de forma resumida na Tabela 12. As micrografias dos tubos A e B com e sem TTAT serão apresentadas juntamente e divididas em MS, ZTA e MB.

Tabela 12 - Resultados da caracterização microestrutural dos corpos de prova.

Tubo		Microestrutura			
		Sem TTAT	Figura	Com TTAT	Figura
A	MS	Matriz CFC c/ grãos colunares e grãos colunares dendríticos	33 e 34	Matriz CFC c/ grãos colunares e grãos colunares dendríticos	35
	ZTA	Ferrítica com perlita - bandeada		Ferrítica com perlita - bandeada	
	MB	Martensítica revenida		Martensítica revenida	
B	MS	Matriz CFC c/ grãos colunares e grãos colunares dendríticos	36	Matriz CFC c/ grãos colunares e grãos colunares dendríticos	37
	ZTA	Ferrítica com perlita - bandeada		Ferrítica com perlita - bandeada	
	MB	Martensítica revenida		Martensítica revenida	
C	-	Martensítica revenida		Martensítica revenida	

4.4.1 Microestrutura do metal de solda

A partir da análise das micrografias obtidas por MO dos diferentes tubos e ilustradas na Figura 30, Figura 31, Figura 32, Figura 33 e Figura 34, que correspondem ao tubo A sem TTAT (duas primeiras), A com TTAT, B sem TTAT e B com TTAT, respectivamente, é possível identificar algumas das fases formadas. Além disso, se pode utilizar os resultados dos perfis

de dureza dos corpos de prova em diversas condições, apresentado na Figura 35, para supor as fases presentes que não são possíveis de serem visualizadas por MO.

É possível identificar a presença de uma matriz CFC de Ni e de grãos colunares, grãos colunares dendríticos e a formação de poucas dendritas próximo à linha de fusão (LF) como indicados nas Figura 30, Figura 31 e Figura 33. Como apresentado nas figuras de 30 a 34 abaixo não é possível identificar por MO nenhuma diferença entre os corpos de prova A e B com e sem TTAT. No entanto, no perfil de dureza apresentado na Figura 35 um aumento considerável na dureza do revestimento foi percebido após o TTAT. É possível que este aumento se dê devido a precipitação da fase γ' após o TTAT por 2h a 560°C, o que condiz com a informação apresentada na revisão bibliográfica [25].

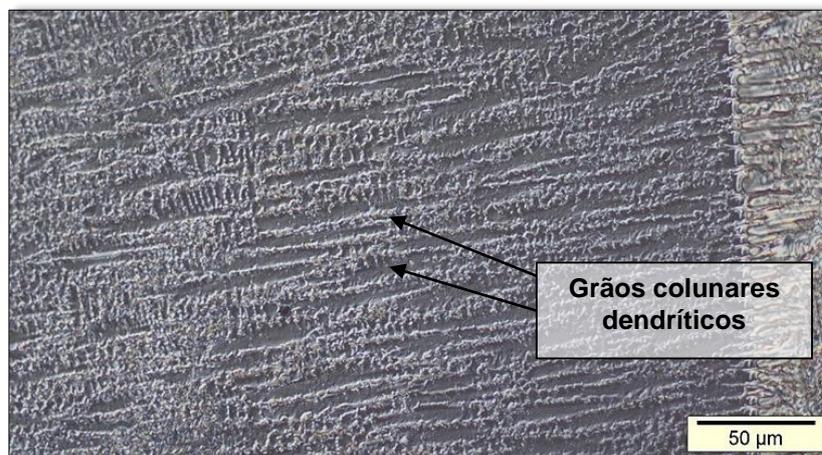


Figura 30 - Aspecto microestrutural do MS do tubo A sem TTAT obtido por MO. Aumento de 500x. Kalling's seguido de água régia.

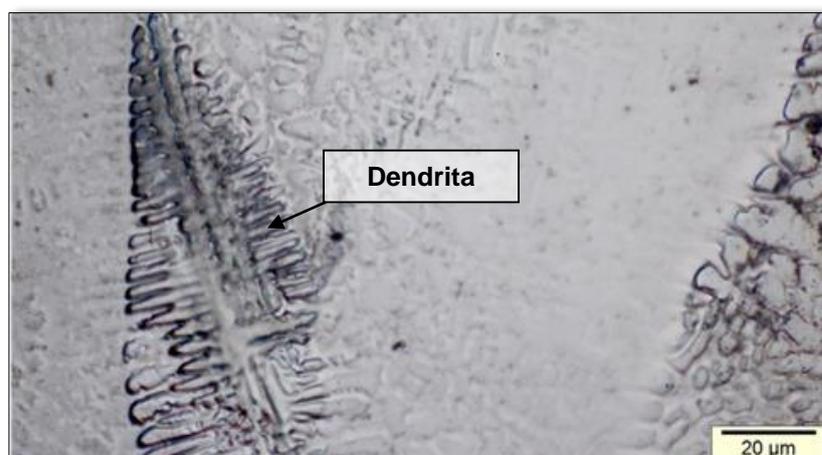


Figura 31 - Aspecto microestrutural do MS do tubo A sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Kalling's seguido de água régia.



Figura 32 - Aspecto microestrutural do MS do tubo A com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Kalling's seguido de água régia.

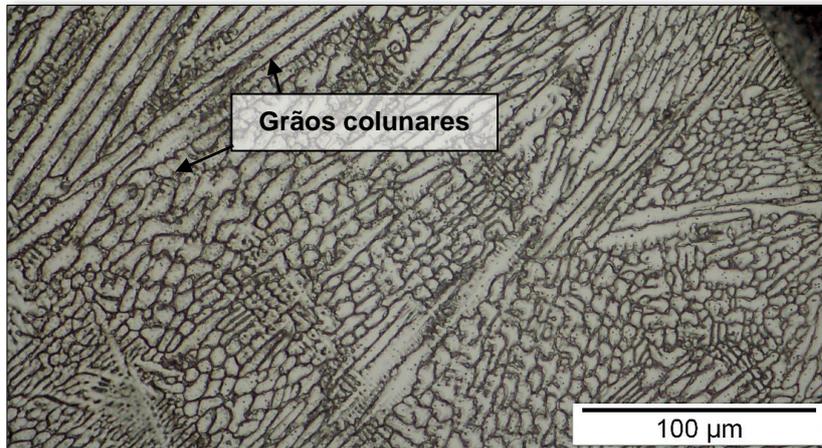


Figura 33 - Aspecto microestrutural do MS do tubo B sem TTAT obtido por MO. Aumento de 500x. Água régia.

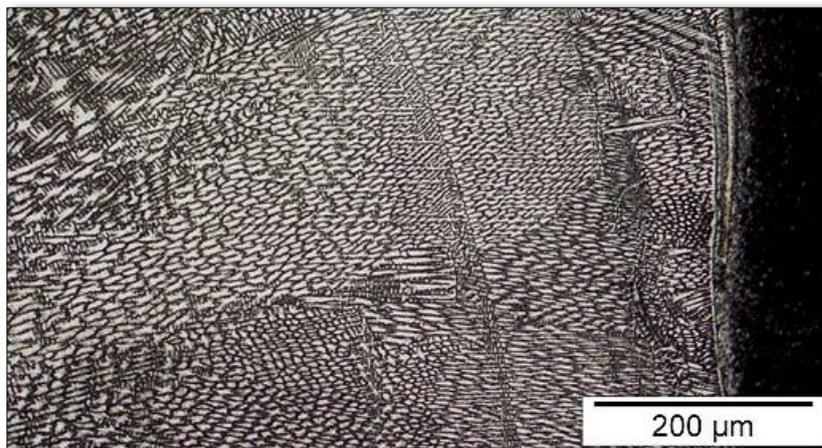


Figura 34 - Aspecto microestrutural do MS do tubo B com TTAT obtido por MO. Aumento de 200x. Água régia.

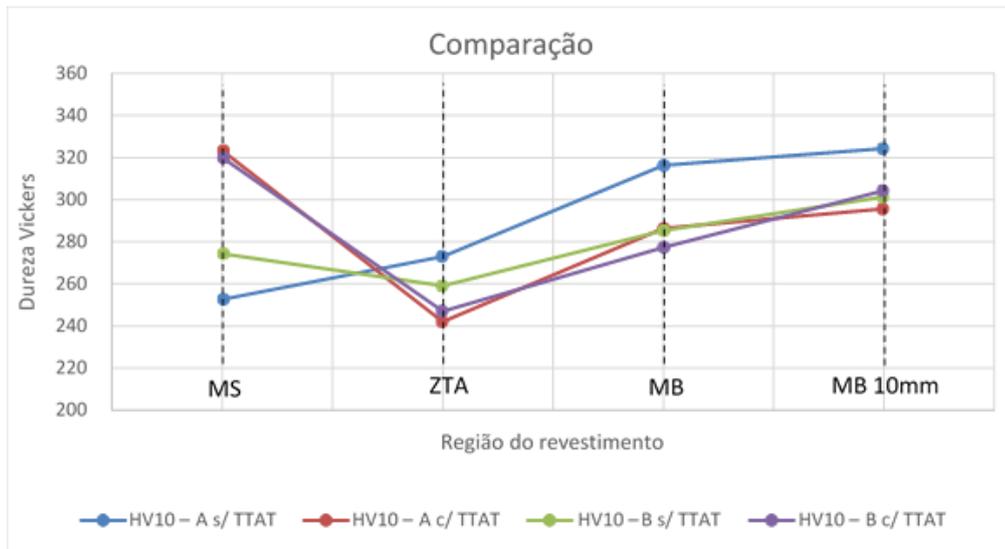


Figura 35 - Perfis de dureza dos tubos A e B com e sem TTAT.

Já a partir das imagens e espectros de EDS obtidos no MEV é possível identificar a presença da fase Laves tanto no MS como soldado como após TTAT. A Figura 36 apresenta os picos referentes a análise feita por EDS na amostra do tubo A com TTAT. Nessa imagem é possível identificar que o espectro referente a fase Laves apresenta um aumento relativo nos picos de Nb e Mo, como esperado devido a composição química dessa fase. A Figura 37 e a Figura 38, micrografias realizadas por elétron secundário das amostras do tubo com TTAT e sem TTAT, respectivamente, apresentam a morfologia da fase laves.

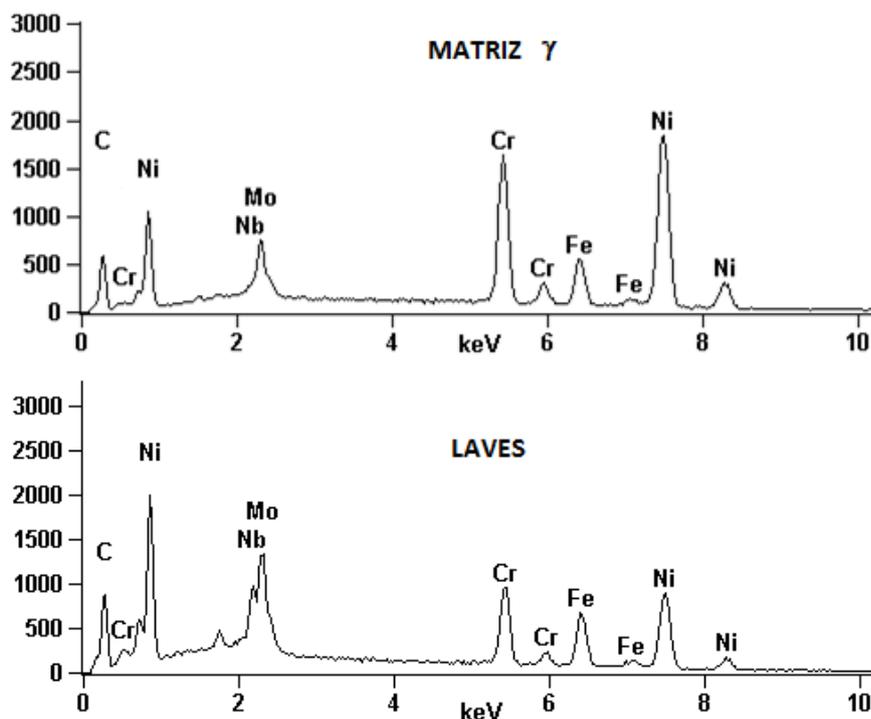


Figura 36 – Análise realizada por EDS das amostras do tubo A com TTAT.

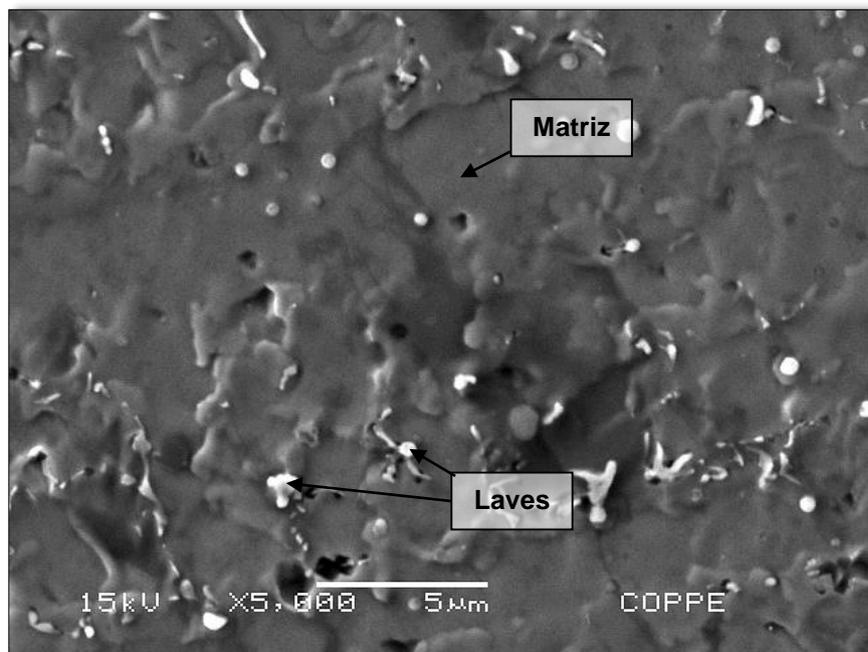


Figura 37 – Micrografia realizada por elétron secundário no MS do tubo A com TTAT.

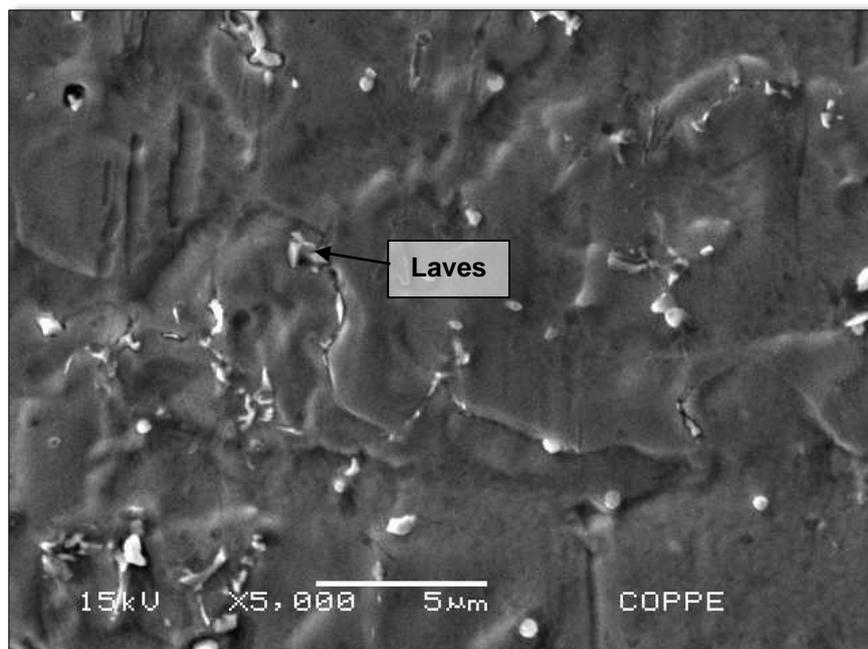


Figura 38 – Micrografia realizada por elétron secundário no MS do tubo A sem TTAT.

4.4.2 Microestrutura da zona termicamente afetada

A ZTA apresenta uma microestrutura ferrítica com a presença de perlita, como está ilustrado nas Figura 39 a Figura 43. A formação destas fases pode ser explicada como resultado do resfriamento relativamente lento da ZTA. A perlita pode ser identificada a partir

da comparação das condições consideradas e imagens obtidas da microestrutura com estudos encontrados na literatura [40]. Decorrente da presença da ferrita a dureza na ZTA diminuiu quando comparada a dureza do MB, estando este fenômeno sinalizado na Figura 35 acima, dos perfis de dureza das diferentes regiões do metal. Esta perda na propriedade mecânica do MB é atenuada pelo fato da mudança da dureza ser gradual, como pode ser avaliado a partir da Figura 35 em todos os corpos de prova soldados e pela pequena extensão próxima à linha de fusão.

Uma microestrutura martensítica revenida na ZTA poderia ser obtida se a temperatura de pré-aquecimento utilizada fosse menor. Por outro lado, em diversas aplicações subsea como aplicações com requisito de resistir ao H₂S as faixas de durezas pretendidas são de 174HB a 238 HB, equivalente a faixa de 174HV a 250 HV, para classes de resistência, ou seja, tensão limite de escoamento mínimo igual ou superior a 60 Ksi (414 MPa).

Além, dos elementos microestruturais já caracterizados na ZTA, é importante mencionar a presença de bandas de segregação decorrentes da composição química diferenciada nas regiões específicas onde a banda é encontrada, como está ilustrado na Figura 40. As bandas de segregação também podem ser vistas nas regiões vizinhas aos sulfetos, decorrentes dos defeitos de fabricação na laminação do tubo, como está ilustrado na Figura 43.

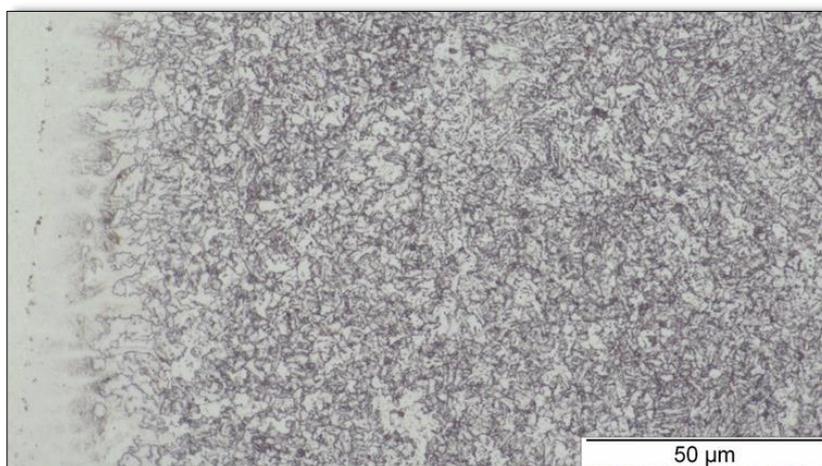


Figura 39 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo A sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.

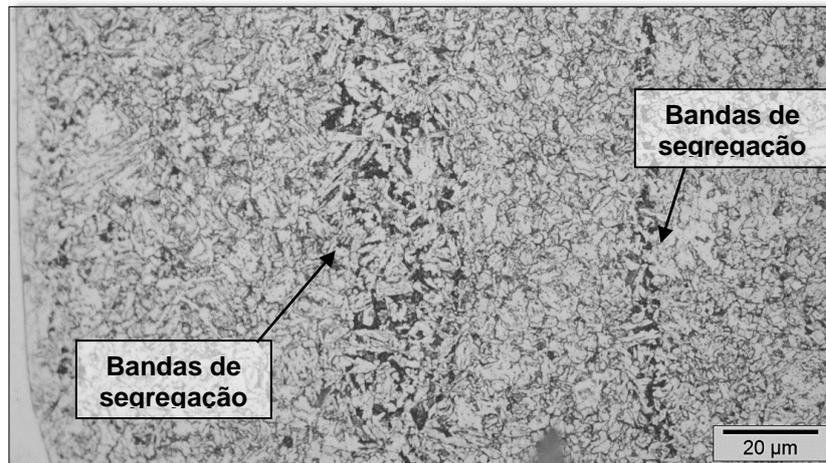


Figura 40 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo A com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.

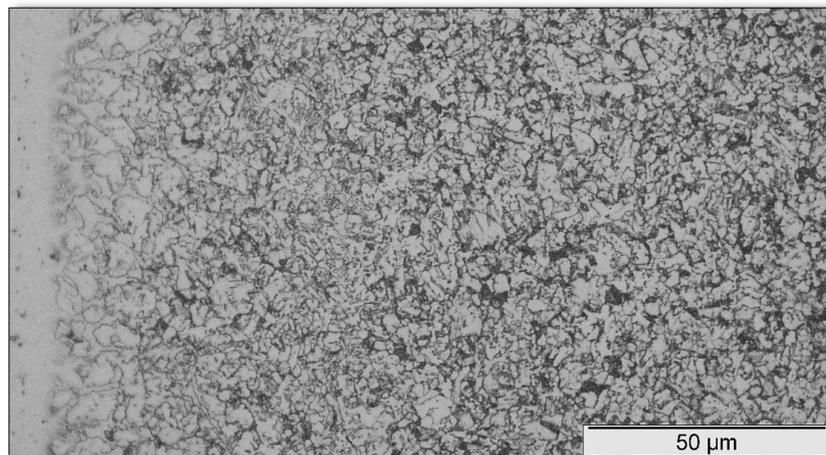


Figura 41 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo B sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.

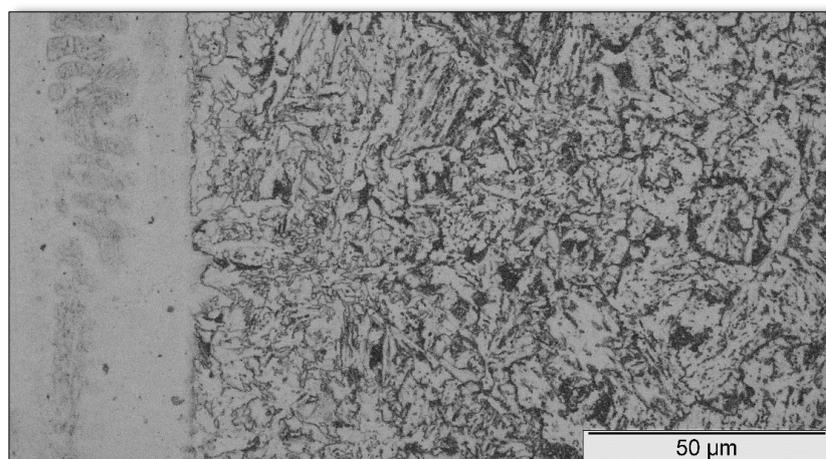


Figura 42 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo B com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.

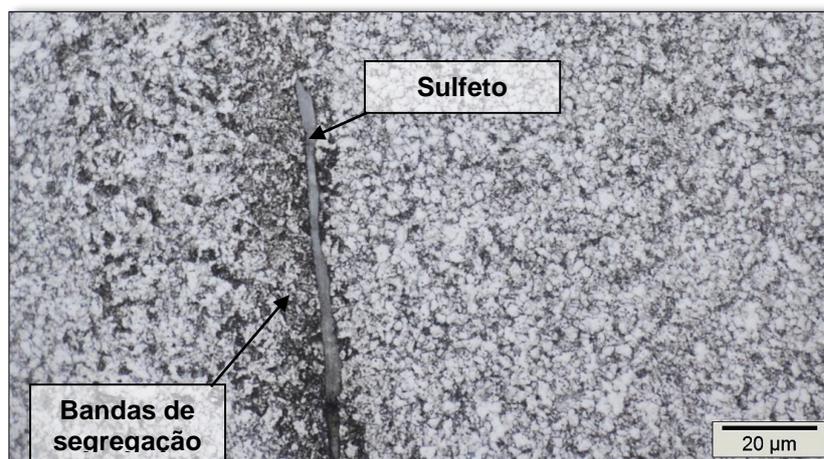


Figura 43 - Aspecto microestrutural da ZTA do tubo A com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.

4.4.3 Microestrutura do metal de base

As fases identificadas no MB consistem basicamente da martensita revenida. Apesar da martensita ser encontrada na forma de placas é possível, identificar que estas martensita se orientam de acordo com os grãos de austenita prévia, da ordem de aproximadamente de 10 a 15 μm. Esta disposição da martensita revenida favorece as propriedades mecânicas do material, principalmente, aquelas relacionadas a tenacidade.

Ao comparar-se a microestrutura do MB das amostras dos tubos A e B sem TTAT e com TTAT não é possível afirmar que existe alguma diferença na microestrutura. As Figuras 44 a 47 obtidas por MO apresentam a microestrutura do MB dos tubos A sem TTAT, A com TTAT, B sem TTAT e B com TTAT, respectivamente.

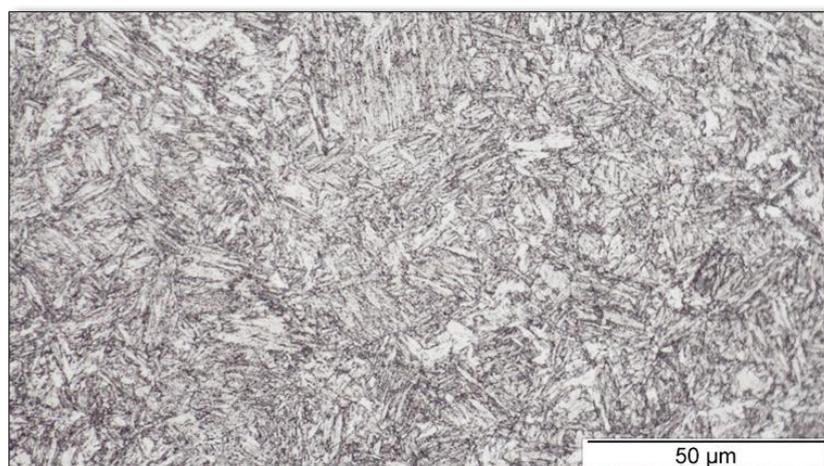
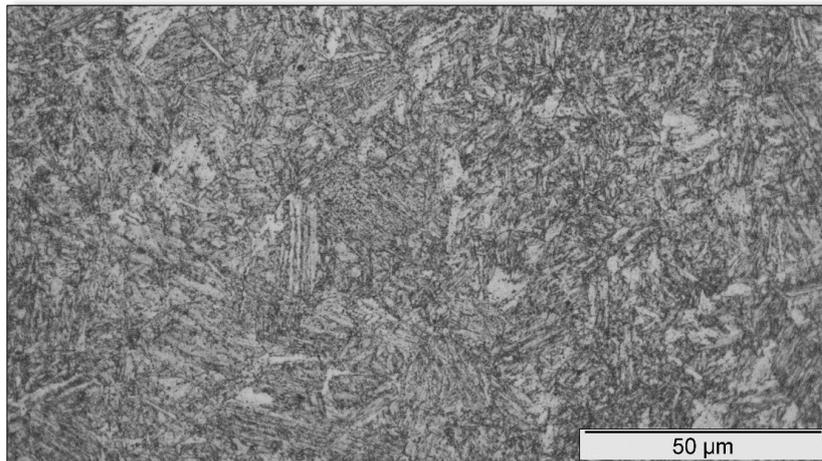


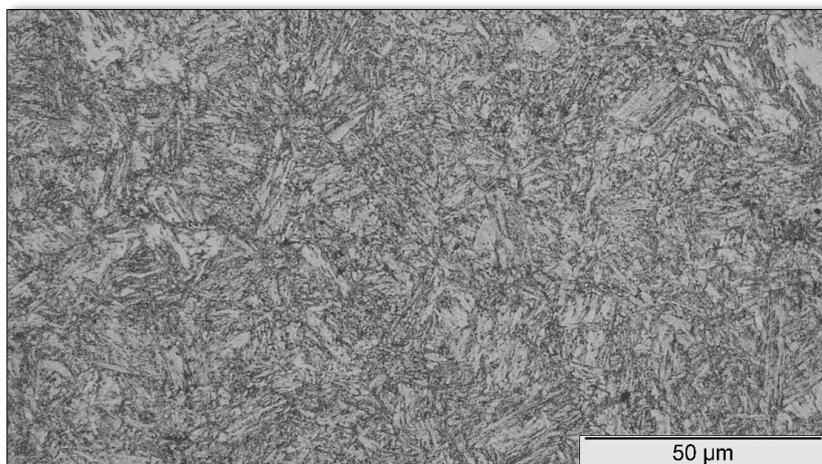
Figura 44 - Aspecto microestrutural do MB do tubo A sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x. Nital 2%.



*Figura 45 - Aspecto microestrutural do MB do tubo A com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x.
Nital 2%.*



*Figura 46 - Aspecto microestrutural do MB do tubo B sem TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x.
Nital 2%.*



*Figura 47 - Aspecto microestrutural do MB do tubo B com TTAT obtido por MO. Aumento de 1000x.
Nital 2%.*

4.5 Propriedades mecânicas em tração do MB

Com base nas curvas tensão x deformação obtidas a partir de ensaios de tração é possível avaliar-se a tensão limite de escoamento do material, o limite de resistência até ele começar a estricção e o alongamento total. Portanto, a Tabela 13 apresentada a seguir contém todos os valores de tensão de escoamento, limite de resistência e tensão de ruptura para os corpos de prova A e B com e sem TTAT e os corpos de prova de C como tratado termicamente para comparação. Além disso, a Figura 50 mostra as curvas tensão x deformação de todos os corpos de prova ensaiados. Por fim, as figuras Figura 48 e Figura 49 apresentam os valores dos corpos de prova dos tubos soldados na condição A e na condição B com e sem TTAT para a avaliação do impacto do TTAT nestas propriedades.

Portanto, a partir da Figura 48 e Figura 49 conclui-se que o TTAT não influencia de maneira significativa nestas propriedades em tração medidas. Para ilustrar a pequena diferença dos valores médios obtidos da tensão de escoamento, tem-se que na condição com TTAT e sem TTAT os valores variam em 1,9% apenas para a condição de soldagem A e 1,8% para condição de soldagem B. Então, conclui-se que o TTAT cumpriu seu objetivo de aliviar as tensões internas do material sem prejudicar suas propriedades mecânicas.

Já a Figura 50 mostra que a formas das curvas de tensão x deformação são muitos similares para todos os corpos de prova ensaiados.

Tabela 13 - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração dos corpos de prova como tratados termicamente e como soldados.

	Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
A s/ TTAT	433.44±1.71	477.66±2.58	16.49±0.38
A c/ TTAT	425.15±2.43	476.45±0.99	17.75±1.46
B s/ TTAT	417.92±3.00	470.51±2.63	15.79±0.34
B c/ TTAT	410.34±2.83	466.70±3.82	15.51±1.24
C	426.50±5.17	483.50±0.74	15.37±0.75

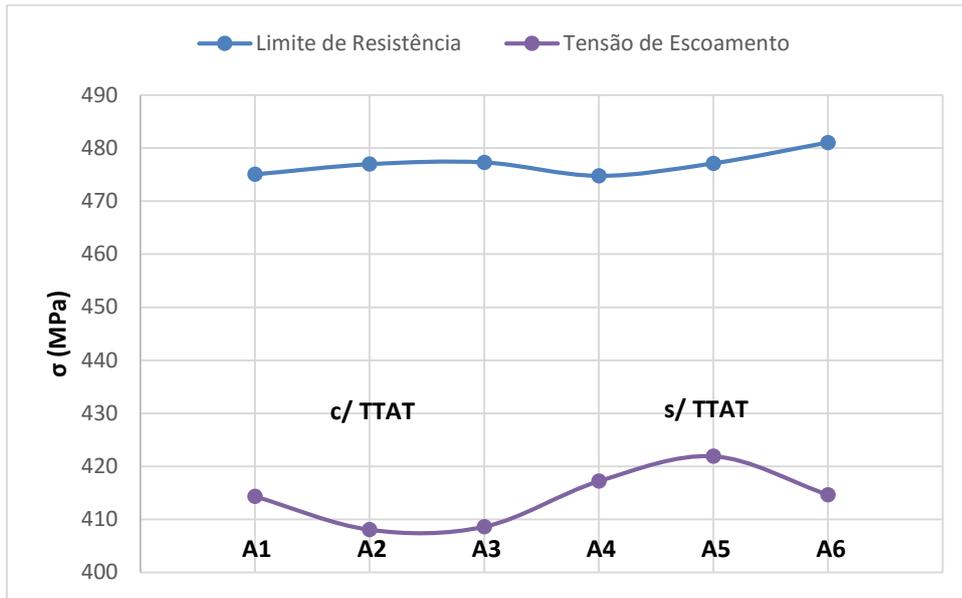


Figura 48 - Propriedades mecânicas obtidas nos corpos de prova do tubo A com e sem TTAT

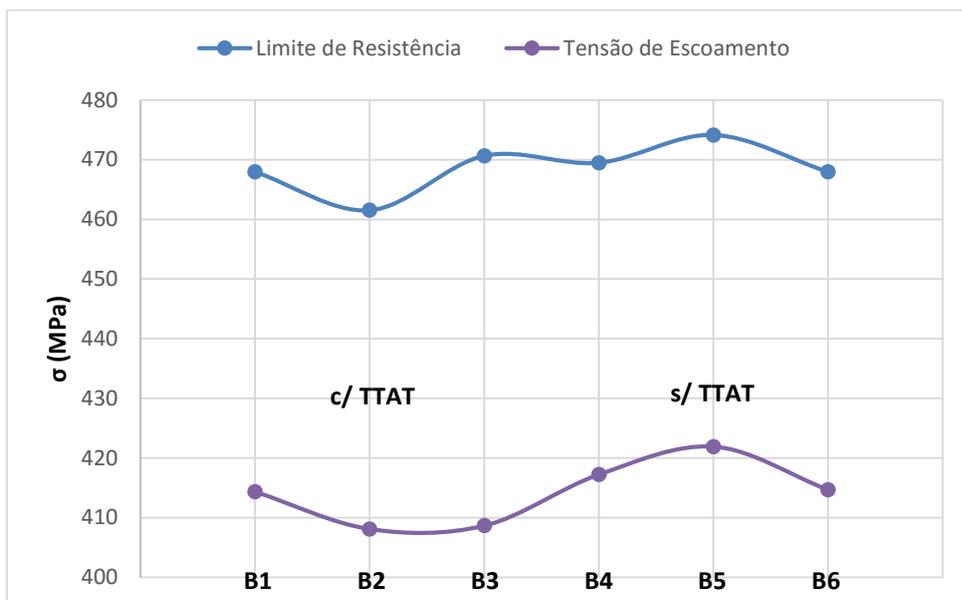


Figura 49 - Propriedades mecânicas obtidas nos corpos de prova do tubo B com e sem TTAT

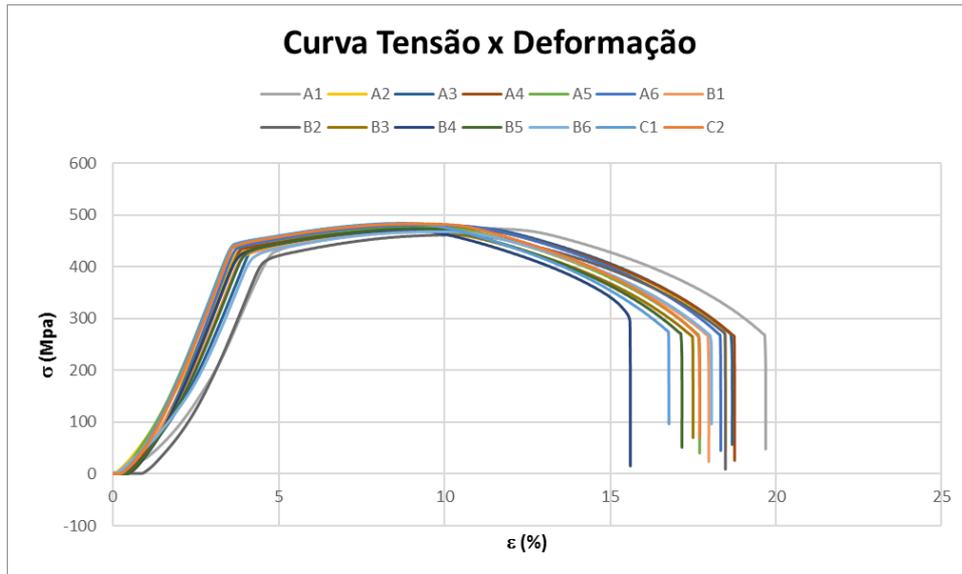


Figura 50 - Curva Tensão x Deformação de todos os corpos de prova submetidos ao ensaio de tração

4.6 Perfis de dureza

A dureza é uma propriedade diretamente associada a resistência mecânica do material e um indicativo importante da mudança de fases. Na Tabela 14 estão apresentados os valores de dureza dos tubos A, B e C como tratados termicamente e dos tubos A e B após a soldagem, respectivamente. As figuras Figura 51, Figura 52, Figura 53 e Figura 54 apresentam os perfis de dureza em cada região do corpo de prova de dureza, apresentado na

Figura 23, retirados dos tubos A e B com e sem TTAT.

É possível concluir a partir dos perfis de dureza abaixo que após o TTAT há um aumento da dureza do MS, já explicado acima. Também se conclui que na ZTA e no MB há uma pequena queda na dureza após o TTAT decorrentes da presença de estrutura constituída por ferrita e carbonetos.

Tabela 14 - Valores de dureza Vickers dos corpos de prova soldado nas condições A e B com e sem TTAT

HV10	A s/ TTAT	A c/ TTAT	B s/ TTAT	B c/ TTAT
MS	252.67±14.7	323.33±6.9	274.00±14.3	320.00±9.8
ZTA	273.00±2.4	242.00±7.9	259.00±2.8	247.00±3.6
MB	316.33±20.3	286.33±4.7	285.00±3.3	277.00±6.1
MB (10mm)	324.33±18.6	295.67±7.4	301.00±1.9	304.00±5.2

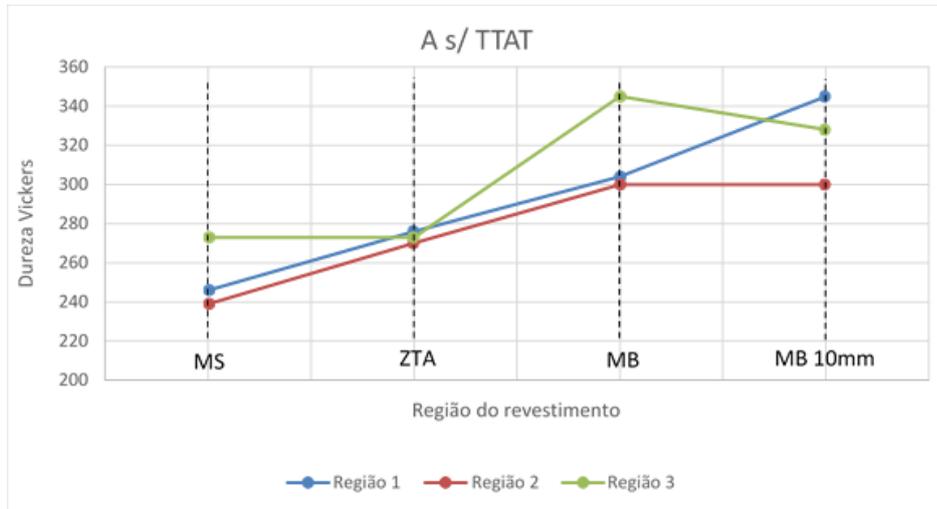


Figura 51 - Perfil de dureza tubo soldado na condição A sem TTAT.

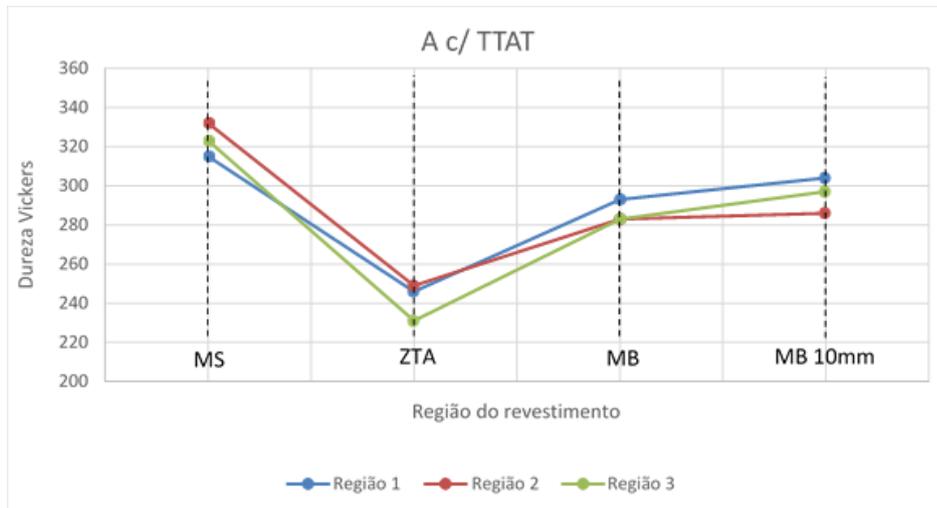


Figura 52 - Perfil de dureza tubo soldado na condição A com TTAT

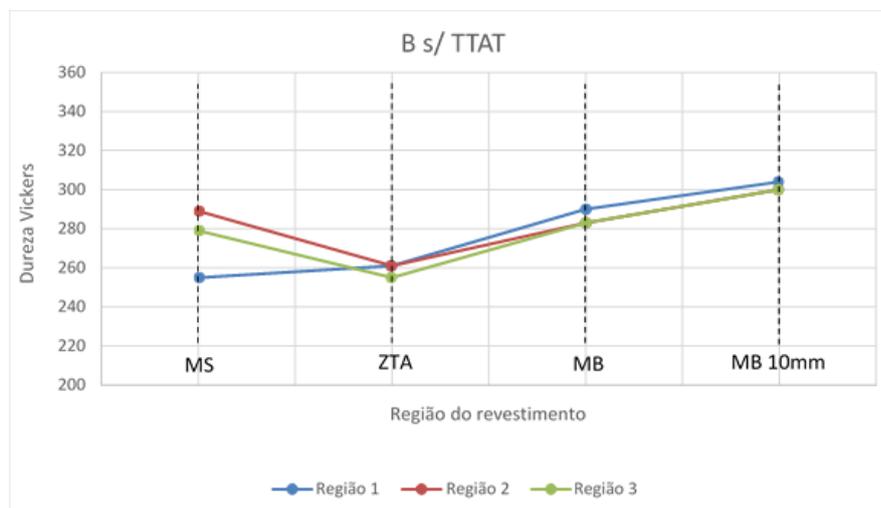


Figura 53 - Perfil de dureza tubo soldado na condição B sem TTAT.

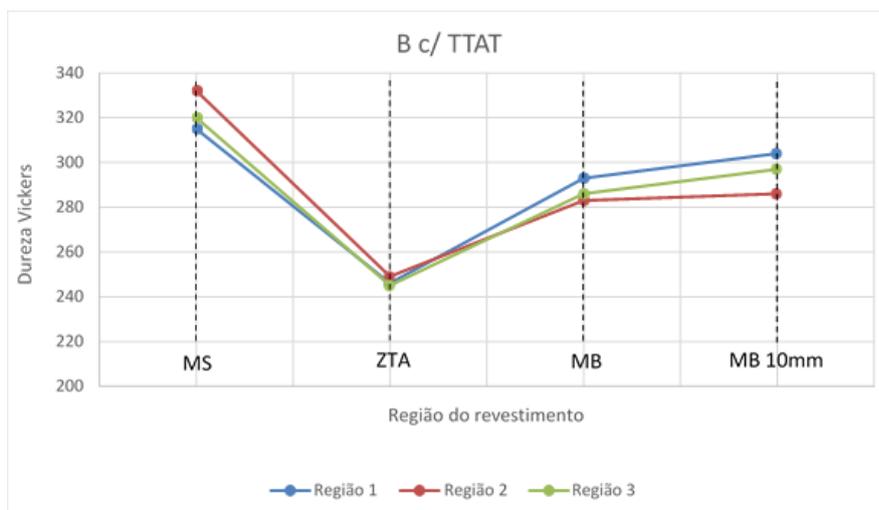


Figura 54 - Perfil de dureza tubo soldado na condição B com TTAT.

4.7 Ensaios Charpy V do metal de base

Neste parágrafo os resultados dos ensaios Charpy V serão discutidos e a Tabela 15 que apresenta os resultados de energia absorvida do ensaio será utilizada para embasar a discussão.

As energias absorvidas de todos os corpos de prova apresentaram muito acima do requerido pela norma API 6A, 20J, para tubos que operam nas mesmas condições apresentadas deste estudo, como pode ser observado na Tabela 10 mostrada acima. Além disso, fazendo uma análise dos aspectos dos CP's de Charpy pós ensaio foi possível concluir que todos obtiveram fratura 100% dúctil.

Tabela 15 - Resultados dos ensaios Charpy V realizados a uma temperatura de -18°C

CP	Energia Absorvida (J)				
	A s/ TTAT	A c/ TTAT	B s/ TTAT	B c/ TTAT	C
1	156	134	141	155	148
2	159	138	141	151	161
3	156	146	150	139	143
Média	157±1.4	139±5.0	144±4.2	148±6.8	151±7.6

4.8 Análise Química do metal de solda

A análise química da superfície do metal de solda permite verificar o efeito da diluição do MB no revestimento e permite avaliar a efetividade do revestimento quanto a sua resistência

à corrosão. Na Tabela 16 e na Tabela 17 são apresentadas as composições químicas do Inconel 625 depositados nos tubos A e B, respectivamente.

Os parâmetros escolhidos para guiar a avaliação destes resultados quanto a propriedade anticorrosiva foram os valores da porcentagem de ferro recomendados da norma API6A na qualificação da soldagem de revestimento de componentes ligados a árvore de natal e a cabeça do poço de perfuração. A norma diz que as ligas de Níquel devem estar classificadas como Fe5 (máximo de 5 %Fe) ou Fe10 (máximo de 10%Fe) para garantir sua resistência a corrosão. Sendo assim, com base nos valores apresentados na Tabela 16 e Tabela 17 ambos os revestimentos estão inclusos na classe Fe10, ou seja, mesmo com alguma diluição do MB no MS o mesmo ainda apresentará boas propriedades anticorrosivas.

Tabela 16 - Análise química realizada na superfície do MS do tubo A com TTAT (% em peso).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe	W
0.018	0.169	0.259	0.0042	0.0012	20.06	8.72	8.76	0.0750
V	Al	Co	Cu	Nb	Sn	Ti	B	Mg
0.036	0.0330	0.0310	0.0330	3.67	0.0094	0.0220	0.0026	0.0067
Zr	Ni							
0.0170	58.1							

Tabela 17 - Análise química realizada na superfície do MS do tubo B com TTAT (% em peso).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe	W
0.018	0.163	0.276	0.0042	0.0012	19.58	8.63	9.64	0.0750
V	Al	Co	Cu	Nb	Sn	Ti	B	Mg
0.0340	0.0310	0.0350	0.0340	3.69	0.0096	0.0220	0.0025	0.0065
Zr	Ni							
0.0160	57.7							

5 Conclusões

1. Os resultados dos ensaios mecânicos mostraram que o pré-aquecimento e a soldagem de revestimento com pó de Inconel 625 em produtos tubulares de aço AISI 4130, de acordo com os parâmetros de soldagem e o TTAT propostos, preserva as propriedades mecânicas do metal de base.
2. A partir das análises microestruturais constata-se que o material soldado bem como o material depositado estão livres de poros, trincas, aprisionamento de óxidos, falta de fusão e destacamento, um indicador que a qualidade da solda está boa.

3. As durezas do metal de solda e metal de base apresentam-se compatíveis com o esperado, sendo que os menores valores obtidos foram na ZTA, associados às estruturas ferríticas.
4. Mesmo com revestimentos de pequena espessura a resistência à corrosão do Inconel 625 foi mantida baseado no teor de ferro obtido na análise química inferior a 10%, o recomendado na norma API6A para garantir essa propriedade.

Desta forma, se conclui que esta soldagem de revestimento preservou as propriedades mecânicas do MB.

6 Sugestões para trabalhos futuros

Em trabalhos futuros poderia ser considerado:

- O estudo de diferentes temperaturas de pré-aquecimento na soldagem de forma a garantir uma microestrutura martensítica revenida no metal de base.
- A Avaliação das fases formadas do Inconel 625 após o TTAT a partir de imagens obtidas por MET para correlação com o aumento da dureza verificado.

7 Referência Bibliográfica

- [1] POPOOLA, L. T. et al. *Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation*. Springer, 2013.
- [2] CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. *Materials Science and Engineering an Introduction*. 9ª. ed. WILEY, 2014.
- [3] W. D. CALLISTER, J. W. *Ciência e Engenharia de Materiais*. New York. JOHN WILEY & SONS, 1991.
- [4] CHIAVERINI, V. *Aços e Ferros fundidos*. ABM.
- [5] HITT, D. L. University of Vermont, 2003. Disponível em: <<http://www.uvm.edu/~dhitt/me124/TensileTestNotes-II.pdf>>. Acesso em: 6 Março 2016.

- [6] LTE, T. M. & C. P. *Metal Specimen Set for Metallurgical Study*. **Tis Motion & Control PTE LTE..**
- [7] INTERNATIONAL, A. *ASM Handbook Volume 4 Heat Treating*. **ASM International**, 1991.
- [8] MATWEB. Disponível em: <<http://www.matweb.com/index.aspx>>. Acesso em: 16 Fevereiro 2016.
- [9] AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding Handbook - Volume 2*. 8. ed. **American Welding Society**, 1997.
- [10] LANCASTER, J. F. *Metallurgy of Welding*. [S.l.]: [s.n.], 1999.
- [11] AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding Handbook: Metals and their weldability*. 7. ed. **American Welding Society**, 1982.
- [12] GEDDES, B.; LEON, H.; HUANG, X. *SUPERALLOYS - Alloying and Performance*. Materials Park: **ASM International**, 2010.
- [13] ASSOCIATES, J. R. D. &. *Nickel, Cobalt and their alloys*. Materials Park: **ASM International**, 2000.
- [14] SIMS, C. T.; HAGEL, W. C. *The Superalloys*. New York: **John Wiley & Sons**, 1972.
- [15] ICZ - Instituto de Metais Não Ferrosos. Disponível em: <<http://www.icz.org.br/niquel-superligas.php>>. Acesso em: 6 Fevereiro 2016.
- [16] EVERHART, J. L. *Engineering properties of Nickel and Nickel alloys*. New york: **Plenum Press**, 1971.
- [17] PAUL, C.P.; GANESH, P; MISHRA, S. K.; BHARGAVA, P.; NEGI, J.; NATH, A. K. *Investigating laser rapid manufacturing for Inconel-625 components*. **Optics & Laser Technology**, v.39, pp.800-805, 2007
- [18] ABIOYEA, T.E.; MCCARTNEY, D. G.; CLARE, A. T. *Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection*. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 217, p. 232-240, 2015.

- [19] BROOKS, C. R. *Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys*. **American Society for Metals**, 1984.
- [20] SPECIAL METALS. *Propriedades metalúrgicas da liga INCONEL 625*. www.specialmetals.com. Disponível em: <<http://www.specialmetals.com/assets/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>>. Acesso em: 25 agosto 2015.
- [21] RAI, S. K. et al. *Characterization of microstructures in Inconel 625 using X-ray diffraction peak broadening and lattice parameter measurements*. **Scripta materialia**, 51, n. 1, 2004.
- [22] FARINA, A. *Metalografia das Ligas e Superligas de Níquel*. **Villares Metals**.
- [23] JANAKI RAM, G.D.; VENUGOPAL REDDY, A.; PRASAD RAOB, K.; REDDY, G. M.; SARIN SUNDAR, J. K. *Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds*. **Journal of Material Processing Technology**, v.167, pp.73-82, 2005.
- [24] FLOREEN, S.; FUCHS, G. E.; YANG, W. J. *The metallurgy of alloy 625. Superalloys 718, 625, 706, and Various Derivatives*, 1994.
- [25] XING, X.; DI, X.; WANG, B. *The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal*. **Journal of Alloys and Compounds**, 2014.
- [26] CIESLAK, M. J. *The Welding and Solification metallurgy of alloy 625*. 1991.
- [27] *High power diode lasers offer significant quality and cost advantages for many cladding applications*. Disponível em: <http://www.coherent.co.jp/document/whitepaper/mp/Cladding_with_High_Power_Diode_Lasers.pdf>.
- [28] LIMA, C. C.; TREVISAN, R. *Aspersão Térmica: Fundamentos e Aplicações*. São Paulo: 2007.
- [29] A & A COATINGS. *A & A Coatings*. Disponível em: <<http://www.thermalspray.com/thermal-spray-coatings/thermal-spray-coating-processes/spray-fuse-hardfacing/>>. Acesso em: 10 Março 2016.

- [30] SANTOS, J. F. O.; QUINTINO, L.; MIRANDA, R. M. *Processamento de Materiais por feixe de electrões, laser e jacto de água*. Instituto de Soldadura e qualidade, 1991.
- [31] BLONDEAU, R. *Metallurgy and Mechanics of welding*. WILEY, 2001.
- [32] STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. *Laser Material Processing*. Springer, 2010.
- [33] MAXIMO, A. *Comparação entre a soldagem de chapas finas de tântalo e monel 400 com laser pulsado Nd:YAG e com laser contínuo de fibra*. Tese de mestrado – USP, 2015.
- [34] TRUMPF. *Technical information - Laser machining Solid-state lasers*. 2007.
- [35] KANNAN, T.; MURUGAN, N. *Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality*. **Journal of Material Processing Technology**, v.176, pp.230-239, 2006.
- [36] HUANG, J.; LI, Z.; CUI, H.; YAO, C.; WU, Y. *Laser welding and laser cladding of high performance materials*. **Physics Procedia**, v. 5, 2010.
- [37] WEN, P.; FENG, Z.; ZHENG, S. *Formation quality optimization of laser hot wire cladding for repairing martensite precipitation hardening stainless steel*. **Optics & Laser Technology**, v. 65, 2015.
- [38] HEIGEL, J.C.; MICHAELARIS, P.; PALMER, T.A. *In situ monitoring and characterization of distortion during laser cladding of Inconel 625*. **Journal of Material Processing Technology**, v.220, pp.135-145, 2015.
- [39] DEMMELER. Disponível em:
<http://www.demmeler.com/images/pdf/broschueren/Neuheiten_EN_RZ_Web.pdf>. Acesso em: 8 Fevereiro 2016.
- [40] HUTASOIT, N.; YAN, W.; COTTAM, R.; BRANDT, M.; BLICBLAU, A.; *Evaluation of microstructure and Mechanical Properties at the Interface Region of Laser-Clad Stellite 6 on Steel Using Nanoindentation*. **Metallography, Microstructure and Analysis**, v. 2, pp 328-336, 2013.