



*Universidade Federal da Paraíba*  
*Centro de Tecnologia*  
*Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais*

Mestrado – Doutorado

ESTUDO DA ZONA FUNDIDA DE UMA JUNTA SOLDADA DO AÇO ASTM  
A-36 COM INCONEL 625

NADIE KATYLLIE SILVA DINIZ

JOÃO PESSOA/PB  
2017

NADIE KATYLLIE SILVA DINIZ

ESTUDO DA ZONA FUNDIDA DE UMA JUNTA SOLDADA DO AÇO ASTM  
A-36 COM INCONEL 625

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para obtenção do Grau de Mestre.

**Orientador: Professor Dr. Tibério Andrade dos Passos**

JOÃO PESSOA/PB  
2017

*Catálogo na publicação*  
*Setor de Catalogação e Classificação*

D585e   Diniz, Nadie Katyllie Silva.  
      Estudo da zona fundida de uma junta soldada do aço ASTM A - 36 com  
      INCONEL 625 / Nadie Katyllie Silva Diniz. – João Pessoa, 2017.  
      99 f. : il.

Orientador: Tibério Andrade dos Passos.  
Dissertação (Mestrado) – UFPB/CT

1. Engenharia de Materiais. 2. Soldagem multipasse. 3. Liga de níquel.  
4. Microestrutura. 5. Propriedades mecânicas. I. Título.

UFPB/BC

CDU -

*A vida é uma louca viagem! Colhemos muitos frutos ao longo da trajetória. Mas, caímos, erramos o caminho, nos perdemos, deixamos de acreditar, até que olhamos para os passos que ficaram para trás e vemos que tudo foi necessário para sermos fortes e merecermos o pódio. E, sempre que nos enxergamos distante do pódio, suprimidos pelas dores e fracassos, devemos olhar o caminho percorrido e*

*RECOMEÇAR. O que não mata só fortalece!*

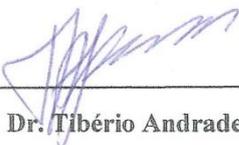
*N. Diniz*

ESTUDO DA ZONA FUNDIDA DE UMA JUNTA SOLDADA DO AÇO ASTM  
A-36 COM INCONEL 625

Por

NADIE KATYLLIE SILVA DINIZ

Dissertação julgada para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de  
Materiais e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Ciência e  
Engenharia de Materiais da Universidade Federal da Paraíba.

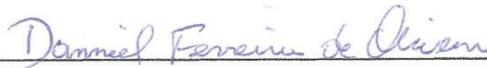


---

Prof. Dr. Tibério Andrade dos Passos

Orientador

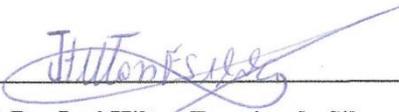
**Banca Examinadora:**



---

Prof. Dr. Danniell Ferreira de Oliveira

PPCEM-CT-UFPB



---

Prof. Dr. José Hilton Ferreira da Silva

PPGEM-CT-UFPB

João Pessoa, 2017

## AGRADECIMENTOS

Agradeço em primeiro lugar a Deus, por sua generosidade em me permitir, mesmo com minhas limitações conquistar um dos meus sonhos e chegar até aqui.

A minha família que me assistiu e me incentivou a lutar pelos meus sonhos;

Agradeço a UFPB na pessoa do professor Tibério Andrade dos Passos que me orientou e ajudou a realizar esta pesquisa;

Agradeço a CAPES pelo auxílio financeiro e incentivo a pesquisa;

Agradeço aos colegas do Laboratório Esdras, Adiana, Roneles aos técnicos Brenno e Meyson, ao Professor José Hilton e Professor José Gonçalves que me auxiliaram com o material para a pesquisa e com os ensaios.

Agradeço a todos que de uma forma direta ou indireta contribuíram com minha pesquisa e realização desse antigo sonho.

# ESTUDO DA ZONA FUNDIDA DE UMA JUNTA SOLDADA DO AÇO ASTM A-36 COM INCONEL 625

## RESUMO

Dentre as tecnologias de soldagem mais importantes para aplicação comercial, nas indústrias siderúrgica e metalúrgica, está o processo a arco elétrico MIG / MAG. Nesse processo o calor gerado por um arco elétrico é usado para fundir a área da junção. No entanto, a soldagem multipasses está sujeita a variações de composição de fases e propriedades mecânicas, devido ao aporte térmico resultante do processo. Desta forma, este trabalho tem como objetivo o estudo zona fundida de uma junta soldada entre o aço ASTM-A36 e o Inconel 625. Para isso, verificou-se a microestrutura e a caracterização de propriedades mecânicas de cada cordão de solda. Os ensaios de Microscopia Ótica (MO), Microdureza Vickers e análise do Módulo de elasticidade foram realizados para esta finalidade. Os resultados mostram uma microestrutura com variação nas direções do crescimento dendrítico, e, as presenças de trincas intragranular e intergranular, precipitados, poros e inclusões nos cordões de solda. Por sua vez, os resultados de dureza e módulo de elasticidade mostram pequenas variações entre os cordões de solda, em virtude das microestruturas formadas. Conforme os resultados apresentam, a qualidade da poça de fusão é influenciada pelo gradiente térmico gerado pelas zonas de refusão multipasses, assim como sua microestrutura e desempenho mecânico.

**Palavras chave:** Soldagem Multipasse, Ligas de níquel; Microestrutura; Propriedades mecânicas

# STUDY OF THE MELTED ZONE OF A WELDED BOARD OF ASTM A-36 STEEL WITH INCONEL 625

## ABSTRACT

Among the most important welding technologies for commercial applications in the steel and metallurgical industries are GMAW electric arc process. In this process the heat generated by an electric arc is used to fuse the junction area. However, multipass welding is subject to variations in phase composition and mechanical properties, due to the thermal input resulting from the process. In this way, the objective of this work is to study the melt zone of a joint welded between ASTM-A36 steel and Inconel 625. For this, the microstructure and characterization of mechanical properties of each weld bead was verified. The Optical Microscopy (OM), Vickers Microhardness and Modulus of Elasticity assays were performed for this purpose. The results show a microstructure with variation in the directions of dendritic growth, and the presence of intragranular and intergranular cracks, precipitates, pores and inclusions in the weld beads. In turn, the results of hardness and modulus of elasticity show small variations between the weld beads, due to the microstructures formed. As the results show, the quality of the melt pool is influenced by the thermal gradient generated by the multipass remelting zones, as well as its microstructure and mechanical performance.

**Keywords:** Multipass welding, Nickel alloys; Microstructure; Mechanical properties.

## Sumário

Lista de Figuras .....	10
Lista de Tabelas .....	13
Lista de Siglas e Símbolos.....	14
1. Introdução.....	17
1.2 Objetivos gerais .....	18
1.1 Objetivos específicos.....	18
2. Desenvolvimento Teórico.....	19
2. 1 Soldagem .....	19
2.2 Processos de Soldagem a Arco Elétrico .....	19
2.2.1 Arco elétrico .....	19
2.2.2 Processo de Soldagem com Eletrodo revestido.....	20
2.2.3 Arco submerso.....	20
2.2.4 TIG .....	21
2.2.5 Arames Tubulares.....	21
2.2.6 MIG/MAG.....	22
2.3 Soldagem multipasse .....	24
3. Parâmetros do Processo de Soldagem MIG/MAG.....	25
3.1 Correntes de soldagem .....	26
3.2 Polaridades da corrente.....	26
3.3 Tensões do arco .....	27
3.4 Comprimento do eletrodo energizado .....	28
3.5 Velocidades de soldagem .....	29
3.6 Gás de proteção .....	29
4. Metalurgia da soldagem .....	30
4.1 Poça de Fusão .....	30
4.2 Solidificação da Zona Fundida.....	31
4.3 Microestrutura da ZAC.....	32
4.3.1 Linha de fusão (LF).....	34
4.3.2 Microestrutura na ZAC.....	35
4.3.3 Região de Grãos Grosseiros (ZACGG).....	36
4.3.4 Região de Grãos Finos (ZACGF).....	36
4.3.5 Região Intercrítica (ZACIC).....	37
4.3.6 Região Subcrítica (ZACSBC) .....	37
4.3.7 Microestrutura no metal de solda .....	39

4.4 Diluição .....	40
4.5 Propriedades mecânicas.....	46
4.5.1 Dureza.....	46
4.6 Módulo de elasticidade.....	49
5- Materiais e Métodos .....	53
5.1 Materiais utilizados .....	53
5.1.1 Metal Base .....	53
5.1.2 Metal de Adição AWS ER NiCrMo-3.....	53
5.1.3 Gás de Proteção .....	54
5.2 Métodos .....	55
5.2.1 Processo de soldagem.....	55
5.2.2 Preparação da amostra para soldagem.....	58
5.2.3 Soldagem da amostra.....	59
5.3 Caracterização .....	60
5.3.1 Preparação da amostra para ensaios de caracterização.....	60
5.3.2 Microscopia Ótica.....	60
5.3.4 Perfil de Dureza.....	60
5.3.5 Módulo de Elásticidade .....	61
6. Discussão dos Resultados .....	62
6.1 Macroscopia .....	62
6.2 Microscopia Ótica.....	62
6.3 Microdureza.....	85
6.3 Módulo de elasticidade.....	88
7. Conclusões.....	92
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	93

## Lista de Figuras

<b>Figura 1:</b> Representação esquemática do processo MIG/MAG. ....	23
<b>Figura 2:</b> Regiões da ZAC para soldagem multipasse .....	25
<b>Figura 3:</b> Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros. ....	27
<b>Figura 4:</b> Influência da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante (a) .....	28
<b>Figura 5:</b> a) Distância entre o bico de contato e a peça; b) Efeito da distância entre o bico de contato e a peça na corrente de soldagem.....	29
<b>Figura 6:</b> Regiões de uma junta soldada .....	31
<b>Figura 7:</b> Esquema do fenômeno de crescimento competitivo .....	32
<b>Figura 8:</b> Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes. ....	32
<b>Figura 9:</b> Representação esquemática de distribuição de temperatura na ZAC.....	33
<b>Figura 10:</b> Influência do pré-aquecimento na largura e na dureza da zona termicamente afetada. Caso 1-sem preaquecimento onde (B-A) corresponde à largura da ZAC. Caso 2 - com pré-aquecimento onde (C-A) corresponde à largura da ZAC .....	34
<b>Figura 11:</b> Crescimento epitaxial, Solidificação da zona fundida.....	35
<b>Figura 12:</b> Principais regiões da junta soldada o termo ZTA- Zona termicamente afetada .....	36
<b>Figura 13:</b> Efeito da temperatura do pico na energia absorvida a -22 °C em ensaio Charpy-V .....	38
<b>Figura 14:</b> Exemplos de sub-regiões (A e B) da ZAC na soldagem multipasses.....	39
<b>Figura 15:</b> Esquema de crescimento preferencial a partir da interface com o metal base na ZACGG .....	40
<b>Figura 16:</b> Representação esquemática de uma junta soldada para o cálculo da diluição. ....	41
<b>Figura 17:</b> Em detalhe a Zona Parcialmente Diluída. ....	42
<b>Figura 18:</b> Modelo da poça de fusão. ....	43
<b>Figura 19:</b> Estruturas do tipo praia. ....	44
<b>Figura 20:</b> Estruturas do tipo baía .....	45
<b>Figura 21:</b> Estruturas do tipo ilhas. ....	45
<b>Figura 22:</b> Barra de material não específico.....	49
<b>Figura 23:</b> Diagrama que mostra o valor do módulo de Young em função da densidade	

para diferentes classes de materiais e, discriminadamente, para alguns metais e ligas. ....	51
<b>Figura 24:</b> Micrografia da estrutura do INCONEL 625.....	54
<b>Figura 25:</b> Equipamento de Soldagem. ....	55
<b>Figura 26:</b> Laptop e Software utilizados. ....	56
<b>Figura 27:</b> Gráfico da velocidade do arame (m/min) .....	57
<b>Figura 28:</b> Gráfico da tensão (V).....	57
<b>Figura 29:</b> Gráfico da corrente (A).....	58
<b>Figura 30:</b> Gráfico em conjunto da U, Va e A. ....	58
<b>Figura 31:</b> Camas de passes de solda. ....	59
<b>Figura 32:</b> Macrografia da junta soldada do aço ASTM-A36 e Inconel 625.....	62
<b>Figura 33:</b> Interface entre os cordões de solda realizados.....	63
<b>Figura 34:</b> Micrografia do passe de raiz, 50x, 200x e 1000x.....	64
<b>Figura 35:</b> Interface entre o passe de raiz e o primeiro cordão de enchimento, 50x, 200x, 1000x.....	65
<b>Figura 36:</b> Interface entre o passe de raiz e o primeiro cordão de enchimento, 50x, 200x, 1000x.....	67
<b>Figura 37:</b> Interface entre o primeiro e segundo cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.....	68
<b>Figura 38:</b> Interface entre o primeiro e segundo cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.....	69
<b>Figura 39:</b> Interface entre o segundo e terceiro cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.....	71
<b>Figura 40:</b> Interface entre o segundo e terceiro cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.....	72
<b>Figura 41:</b> Interface entre o terceiro e quarto cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.....	73
<b>Figura 42:</b> Interface entre o quarto e quinto cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x. ....	74
<b>Figura 43:</b> Interface entre o quarto e sexto cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.76	
<b>Figura 44:</b> Interface entre o quarto e sétimo cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x. ....	77
<b>Figura 45:</b> Interface entre o quinto e sexto cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.78	
<b>Figura 46:</b> Interface entre o sétimo, oitavo e nono cordões de enchimento, 50x, 200x,	

1000x.....	80
<b>Figura 47:</b> Interface entre o sétimo e nono cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x. .....	81
<b>Figura 48:</b> Interface entre o oitavo e nono cordões de acabamento, 50x, 200x, 1000x.	82
<b>Figura 49:</b> Nono cordão de acabamento, 50x, 200x, 1000x.....	84
<b>Figura 50:</b> Matriz 18x16 da indentações realizadas com microdurometro. ....	85
<b>Figura 51:</b> Gráfico de Microdureza Vickers. ....	86
<b>Figura 52:</b> Gráfico de Microdureza Vickers. ....	87
<b>Figura 53:</b> Gráfico de Microdureza Vickers. ....	87
<b>Figura 54:</b> Gráfico de Microdureza Vickers. ....	88
<b>Figura 55:</b> Módulo de elasticidade das colunas de 3 a 7 correspondentes aos cordões de solda do passe raiz ao último cordão de solda de enchimento. ....	90
<b>Figura 56:</b> Módulo de elasticidade das colunas de 8 a 12 correspondentes aos cordões de solda do passe raiz ao último cordão de solda de enchimento. ....	90
<b>Figura 57:</b> Módulo de elasticidade das colunas de 13 a 17 correspondentes ao último cordão de solda de enchimento .....	91

## Lista de Tabelas

<b>Tabela 1:</b> Composição química (% peso) do aço ASTM A-36. ....	53
<b>Tabela 2:</b> Propriedades Mecânicas do aço ASTM A-36. ....	53
<b>Tabela 3:</b> Composição química do INCONEL 625 (% massa). ....	54
<b>Tabela 4:</b> Principais propriedades mecânica do metal adição INCONL 625- Arame de 1,2mm. ....	54
<b>Tabela 5:</b> Microdureza Vickers HV (980 mN). ....	88
<b>Tabela 6:</b> Módulo de elasticidade .....	91

## Lista de Siglas e Símbolos

A	Quantidade de metal base na ZF
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Society of Welding
B	Quantidade de metal de adição na ZF
C	Carbono
CC+	Corrente contínua com polaridade positiva
CC-	Corrente contínua com polaridade negativa
CCC	Estrutura cristalina corpo cúbico centrado
CFC	Estrutura cristalina corpo cúbico de faces centradas
D	Diluição
DBCP	Distância do bico de contato peça
I	Corrente de soldagem [A]
Imáx	Corrente de soldagem máxima [A]
ISE	Indentation Size Effect
LF	Linha de fusão
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal de base
MIG	<i>Metal Inerte Gas</i>
MO	Microscopia ótica
Mo	Molibdenio
MS	Metal de solda
Nb	Niobio
Pb	Chumbo
Sn	Estanho
Ti	Titaneio
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
U	Tensão de soldagem [V]
v	Tensão de soldagem [V]
vs	Velocidade de soldagem [Cm/min]
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZACGF	Região de Grãos Finos
ZACGG	Região de Grãos Grosseiros
ZACIC	Região Intercrítica
ZACSBC	Região Subcrítica
ZF	Zona Fundida
Zn	Zinco
ZPD	Zonas Parcialmente Diluídas
Zr	Zircônio

## Símbolos

$^{\circ}\text{C}$	Unidade da temperatura em graus celcius
$\varepsilon$	Deformação elástica
$\delta$	Tensão de ruptura

## 1. Introdução

A soldagem é um dos processos tecnológicos mais utilizados para junção de dois ou mais componentes sejam eles metálicos ou não. Atualmente, figura entre as atividades industriais mais importantes para a fabricação de uma gama de componentes de engenharia, que podem variar de estruturas muito grandes, como navios e pontes, a estruturas muito complexas, como motores de aeronaves ou componentes em miniatura para aplicações microeletrônicas.

Existe uma grande quantidade de técnicas de junção e, nos últimos anos, ocorreram desenvolvimentos significativos, particularmente nas áreas de colagem e soldagem. Os processos de soldagem existentes tem sido melhorados e novos métodos de junção tem sido desenvolvidos.

Dentre as tecnologias de soldagem mais importantes de aplicação comercial, nas indústrias siderúrgica e metalúrgica, está o processo a arco elétrico MIG / MAG. Nesse processo o calor gerado por um arco elétrico é usado para fundir a área da junção. O arco é formado entre a ponta de um arame consumível, continuamente alimentado e a peça de trabalho, e toda a área do arco é protegida por um gás.

A tecnologia tem se difundido muito no mundo industrial por apresentar algumas das características peculiares importantes para a indústria, fácil portabilidade, continuidade, e; alta taxa de deposição (XIAO & YAMANDA, 2004).

No entanto, sabe-se que a junta soldada de dois componentes é a zona mais susceptível de iniciar a fissura sob esforço mecânico, reduzindo significativamente a vida útil do componente em serviço (SONSINO, 2009).

A geometria da junta a ser soldada também tem um efeito importante na vida útil da estrutura em serviço. Uma geometria de solda defeituosa também pode aumentar as tensões na região de união, levando a falhas catastróficas como trincas e rupturas das partes soldadas, (DOURADO, 2014).

A geometria da junção de solda depende do processo e dos parâmetros de operação, nomeadamente a energia de soldagem, a velocidade de soldagem, a tensão e a corrente elétrica e a velocidade de alimentação do arame (ALAM et al. 2010).

A alta velocidade de soldagem diminui o tempo de exposição ao arco e não permite a diluição completa do material de base. Conseqüentemente, a penetração e a extensão da zona afetada pelo calor diminuem (ALBA, 2013).

## 1.2 Objetivos gerais

No processo de soldagem, a utilização de múltiplos cordões de solda provoca uma refusão da zona fundida entre passes, promovendo uma diluição nessas regiões. Essa alteração de composição promove alterações de propriedades microestruturais entre as camadas dos cordões de solda. Esse trabalho tem como objetivo, estudar a influência de múltiplos passes na soldagem dos dissimilares Inconel 625 e aço comercial A36, em relação às propriedades mecânicas e metalúrgicas obtidas.

## 1.1 Objetivos específicos

Estudar as transformações metalúrgicas ocorridas na microestrutura entre os cordões de solda da junta através da:

- ❖ Caracterização macroestrutural utilizando a microscopia ótica;
- ❖ Caracterização microestrutural da zona de fundida (ZF), utilizando a microscopia ótica (MO);
- ❖ Análise do comportamento mecânico da transição entre os multipasses da junta soldada através da correlação entre dureza e microestrutura;
- ❖ Análise do módulo de elasticidade dos cordões de solda.

## **2. Desenvolvimento Teórico**

### **2.1 Soldagem**

Atualmente, a soldagem é o método mais importante para a união de metais. No entanto, para que o material possa ser soldado ele deve apresentar uma propriedade imprescindível: a Soldabilidade. A Soldabilidade consiste na facilidade pela qual os materiais podem ser unidos por soldagem, formando uma solução sólida, contínua e coesa sem perder as propriedades mecânicas dos materiais originais. Esta solução sólida consiste da mistura completa de dois ou mais metais que ocorre quando os metais se encontram no estado líquido e continua a existir quando eles se solidificam, sendo assim, a composição química dos materiais é a propriedade que mais afeta a soldabilidade.

### **2.2 Processos de Soldagem a Arco Elétrico**

#### **2.2.1 Arco elétrico**

Na soldagem por arco elétrico, a fusão origina-se da ação direta e localizada de um arco voltaico. Assim, o arco permite obter elevadas temperaturas num pequeno espaço, limitando a zona de influência calorífica. Permite o uso de qualquer atmosfera gasosa, que quando neutra, proporciona menor contaminação do banho metálico. O arco voltaico aplicado à soldagem foi introduzido por N. R. Bernardos em 1887. O princípio era um arco voltaico entre um eletrodo de carvão e a peça. Fundia-se o material da zona a unir sem consumir o eletrodo. O material de adição era introduzido separadamente. Em 1889, Zereiner introduziu no processo um segundo eletrodo, fazendo o arco entre os dois eletrodos, sendo que a corrente não mais percorria a peça, permitindo, portanto, a soldagem de materiais não condutores.

O hidrogênio se dissocia no arco elétrico, passando para o estado atômico com absorção de energia. Em contato com o metal de solda ou com as peças a unir, mais frios, o hidrogênio volta ao estado molecular, liberando calor e aumentando o rendimento térmico do processo. A chama produzida pela queima do hidrogênio também contribuía para o rendimento térmico. A fonte de energia era um transformador especial para

produzir a alta tensão para acender o arco (acima de 70 volts), mas sem perigo para o soldador. O processo caiu em desuso quando gases neutros passaram a ser usados com atmosfera de soldagem (MODENESI, 2012).

### **2.2.2 Processo de Soldagem com Eletrodo revestido**

A soldagem com eletrodos revestidos é o processo de soldagem com arco, em que a união é produzida pelo calor do arco criado entre um eletrodo revestido e a peça a soldar. Esse processo é considerado versátil, pois adapta-se a materiais de diversas espessuras e em qualquer posição de trabalho, o equipamento necessário tem custo relativamente baixo, o que caracteriza suas vantagens.

Atualmente é usado nas indústrias naval, ferroviária, automobilística, metalmeccânica e de construção civil. É bastante usado para soldar aços-carbono, aços de baixa liga, aços inoxidáveis, ferros fundidos, alumínio, cobre, níquel, etc. Metais de baixo ponto de fusão, como Pb, Sn, Zn, e metais refratários ou muito reativos, como Ti, Zr, Mo, Nb, não são soldáveis por eletrodo revestido. Consoante o processo apresenta algumas limitações, pois, trata-se de um processo manual, estreitamente dependente da habilidade do soldador, o que implica em menor controle dos parâmetros de soldagem, como corrente de soldagem. Comparado a outros processos, apresenta baixa produtividade, pela sua baixa taxa de deposição e baixa taxa de ocupação do soldador (tempo com o arco aberto pelo tempo total de soldagem), que fica aproximadamente de 40%. Gera grande volume de gases e fumos durante o processo, o que o torna um processo crítico do ponto de vista da saúde do soldador (BALMER, 2017).

### **2.2.3 Arco submerso**

Soldagem por arco submerso é um método no qual o calor requerido para fundir o metal é gerado por um arco formado pela corrente elétrica passando entre o arame de soldagem e a peça de trabalho. A ponta do arame de soldagem, o arco elétrico e a peça de trabalho são cobertos por uma camada de um material mineral granulado conhecido por fluxo para soldagem por arco submerso. Não há arco visível nem faíscas, respingos ou

fumos. Este processo de soldagem apresenta como vantagens elevada velocidade de soldagem; maiores taxas de deposição; boa integridade do metal de solda; processo de fácil uso; além de melhor ambiente de trabalho e maior segurança para o operador. No entanto, é limitado às posições de soldagem plana e horizontal em ângulo (FORTES, 2016).

#### **2.2.4 TIG**

O processo TIG (*Tungsten Inert Gas*) é considerado tradicionalmente um processo aplicado com baixa velocidade de soldagem, por isso, classificado popularmente como um processo de baixa produtividade. Essa classificação ocorre também devido aos problemas encontrados quando se busca utilizar o processo TIG de forma autógena com velocidade de soldagem elevada, pois, dessa forma, é necessário que a corrente de soldagem seja da mesma forma elevada para manter o cordão com tamanho satisfatório (SCHWEDERSKY *et al.* 2011). A soldagem TIG é muito utilizada para unir combinações de metal diferentes produzindo soldas de limpeza. Embora a soldagem TIG seja amplamente utilizada para diversos fins de soldagem em diferentes indústrias por sua versatilidade e eficiência, a soldagem TIG está associada a uma desvantagem inerente, sua profundidade de penetração em um processo de soldagem TIG normal é comparativamente baixa (MESSLER, 2008).

#### **2.2.5 Arames Tubulares**

O processo denominado eletrodo tubular apresenta as vantagens de automação do MIG/MAG em conjunto com as vantagens da soldagem sob escória protetora dos eletrodos revestidos, não estando sujeito à manipulação de fluxos como no caso de arco submerso. É semelhante ao MG/MAG, mas com escória. O arame-eletrodo é tubular, contendo no seu núcleo ingredientes fluxantes do metal fundido, além de componentes geradores de gases e vapores protetores do arco e formadores de escória de cobertura. Em relação ao processo com eletrodo revestido convencional, permite o alcance de maiores densidades de corrente. São duas as versões do processo: Na primeira a proteção do arco é feita somente pela ação física e química do pó investido no arame-eletrodo. Na segunda

o arco fica envolvido por um fluxo adicional de gás protetor que flui do mesmo bocal de onde emerge o eletrodo tubular (NORRISH, 1993).

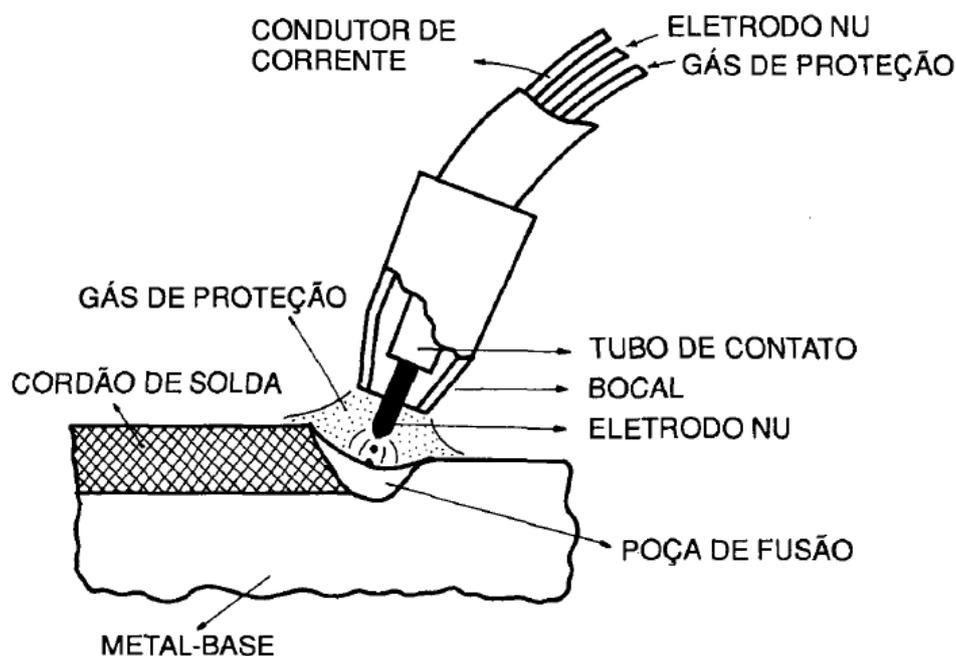
### 2.2.6 MIG/MAG

O processo de soldagem a arco mais amplamente utilizado na indústria de fabricação é a soldagem de gás inerte metálico (MIG), que é conhecida como soldagem de gás ativo (MAG) quando um "gás ativo, como oxigênio ou dióxido de carbono, é adicionado ao gás inerte de proteção". A soldagem MIG e MAG também são conhecidas popularmente como soldagem a arco gás-metal. Na soldagem MIG / MAG, é atingido um plasma de arco entre um arame e o metal de base, isto é, as peças de metal que estão sendo unidas. A energia transferida pelo arco funde parcialmente esse metal de base, formando o conjunto de solda. O eletrodo funde, formando gotículas que passam através do arco para a poça de fusão (MURPHY *et al.* 2017).

As investigações apontam que as características do arco e o comportamento da transferência metálica no processo MIG/MAG determinam principalmente a estabilidade do processo de soldagem e a distribuição de energia que afetam significativamente a microestrutura e várias propriedades das juntas soldadas. O processo MIG/MAG convencional em geral apresenta a aparência do arco em espaço estreito é aparentemente comprimida e o processo de transferência globular muda de maneira mais instável. Assim, muitos defeitos de solda (isto é, falta de fusão, porosidade e inclusão de escória) são mais prováveis de gerar sem tomar ações extras que alteram a forma do arco e os modos de transferência de metal (GANG *et al* 2017).

O processo de soldagem MIG/MAG, utiliza um arco voltaico entre um eletrodo consumível e a poça de fusão. O processo é usado com uma proteção a partir de um gás fornecido externamente e sem a aplicação de pressão, (AWS, 1997). A Figura 1 representa esquematicamente o processo MIG/MAG.

**Figura 1:** Representação esquemática do processo MIG/MAG.



(WAINER, 1992)

O conceito básico do processo MIG/MAG foi introduzido em 1920, mas passou a ser comercialmente disponível a partir de 1948. No início era utilizada uma densidade elevada de corrente, e um arame de diâmetro pequeno, utilizando um gás inerte para proteção do arco. Suas aplicações eram feitas para a soldagem de alumínio, tendo como resultado o termo MIG (*Metal Inerte Gas*) que era utilizado e ainda é uma referência comum para o processo. Subseqüentes processos de operação foram desenvolvidos, incluindo baixas densidades de correntes e pulsos de aplicações diretas, aplicados para uma ampla gama de materiais, bem como o uso de gases reativos (particularmente o CO<sub>2</sub>) e outras misturas de gases.

O processo MIG/MAG pode ser operado no modo semi-automático ou automático. Assim, todos os metais comercialmente importantes, como o aço carbono, aços de baixa liga e alta resistência, aço inoxidável, ligas de aço, alumínio, cobre, titânio e níquel podem ser soldadas em todas as posições com este processo, a preocupação passa então na escolha do gás de proteção, do eletrodo e dos parâmetros de soldagem adequados, (AWS, 1997).

### 2.3 Soldagem multipasse

A soldagem, quando realizado com múltiplos passes, proporciona alterações significativas na microestrutura do material, obtendo-se regiões reaquecidas e podendo alterar as propriedades mecânicas em áreas localizadas entre os passes de solda.

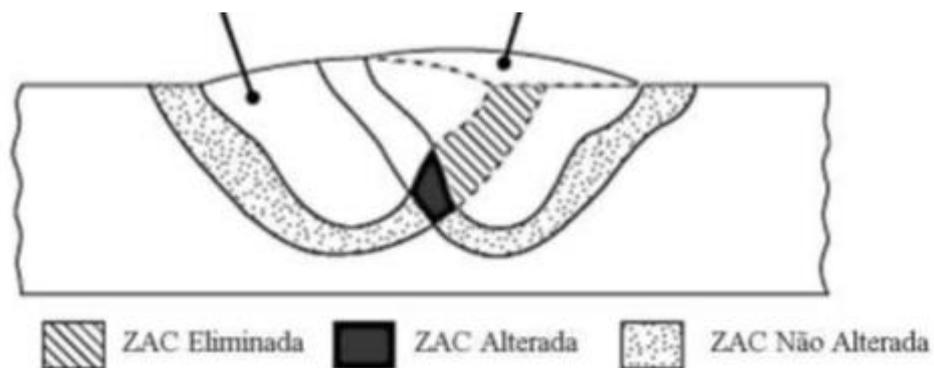
Na soldagem multipasse, as regiões de grãos grosseiros, localizadas na ZAC e boa parte do material depositado, sofre alterações devido ao reaquecimento proporcionado pelos cordões subsequentes, mesmo assim, regiões de alto carbono com o microconstituente martensita pode estar presente.

Uma das formas de minimizar ou evitar tais efeitos é através do controle da temperatura entre os passes de soldagem ou utilizando-se de tratamentos térmicos adequados. Alguns trabalhos afirmam que o gradiente de temperatura num processo de soldagem apresenta maior influência na tenacidade da junta na região próxima a linha de fusão, independentemente do processo utilizar soldagem monopasse ou multipasse (TOYODA, 1989), o que a torna uma região que deve ser observada.

Para uma soldagem em dois ou mais passes, ocorre uma interação entre os cordões de solda e as regiões se alteram em decorrência da temperatura de sobreposição dos cordões de solda. Na Figura 2 são apresentadas as regiões alteradas pelo reaquecimento do segundo cordão em relação ao primeiro, verifica-se também, regiões eliminadas pela fusão do segundo cordão, e por fim, as regiões inalteradas, ou seja, que são sofreram nenhuma influência da temperatura do cordão subsequente.

Em uma condição de múltiplos cordões, a Zona Fundida (ZF) poderá, até mesmo, ser beneficiada pela sobreposição dos cordões, amenizando seu tamanho e efeitos no metal de base.

**Figura 2:** Regiões da ZAC para soldagem multipasse



(TOYODA, 1989).

Na soldagem multipasse, a superposição dos cordões de solda, promove tratamentos térmicos nos passes subsequentes, ocorrendo fenômenos térmicos semelhantes aos encontrados na Zona Afetada pelo Calor. Alguns estudos (RAMIREZ, 2008; EVANS E BAILEY, 1997) relatam que a tenacidade da região reaquecida, apresenta-se superior à da região colunar, e que se pode relacionar diretamente a quantidade de regiões reaquecidas como as de maiores valores de tenacidade.

Uma das formas de se minimizar os problemas resultantes das transformações de fases num processo de soldagem é a utilização de tratamentos térmicos específicos para os materiais envolvidos e/ou para a junta soldada.

### 3. Parâmetros do Processo de Soldagem MIG/MAG

O processo de soldagem MIG/MAG utiliza geralmente a configuração da polaridade inversa, onde o arame está conectado ao pólo positivo de uma fonte com corrente contínua (CC+) (FORTES, 2005). A deficiente transferência metálica (arame de adição) para a peça faz da polaridade direta (CC-) pouco utilizada.

Segundo MARQUES *et al* (2009), é possível ajustar a tensão de saída numa faixa de aproximadamente 18 a 50 volts. A faixa normalmente aplicada de corrente vai de 50 A até mais que 600 A.

### **3.1 Correntes de soldagem**

A corrente de soldagem que é a mesma oriunda da fonte, quando aumentada, desde que as demais variáveis permaneçam constantes, além de causar aumento na taxa de deposição, causa aumento na penetração, na largura e no reforço do cordão de solda (MOREIRA, 2008).

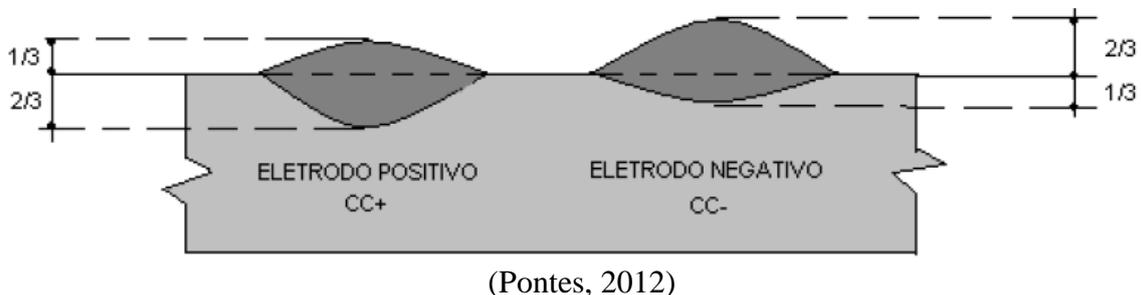
Admitindo-se uma extensão de eletrodo constante, a corrente de soldagem e a velocidade de alimentação do arame no processo MIG/MAG apresentam uma relação direta. Dessa forma, uma alteração da velocidade de alimentação do arame produz, no mesmo sentido, uma variação da corrente de soldagem (FONTES, 2005).

O uso de uma corrente elevada gera cordões altos e estreitos, além de mordeduras. Por outro lado, a produção de um arco instável é resultante de uma corrente muito baixa, daí a importância da escolha de uma corrente dentro da faixa adequada do diâmetro do eletrodo que está sendo utilizado. Em se tratando de soldas com passes simples, a corrente deve ser selecionada para atingir a penetração desejada; já, a de passes múltiplos, seleciona-se com base na quantidade desejada de enchimento (PONTES, 2012).

### **3.2 Polaridades da corrente**

A polaridade da corrente de soldagem é definida pelo cabo de conexão elétrica aplicada à tocha de soldagem, conforme as opções de polaridade dos terminais da fonte de energia: “CC+” ou “CC-”, que segundo (PONTES, 2012), influencia fortemente no modo de transferência. A Figura 3 mostra o efeito da polaridade do eletrodo na soldagem.

**Figura 3:** Efeito da polaridade do eletrodo sobre o cordão de solda, mantidos constantes os demais parâmetros.

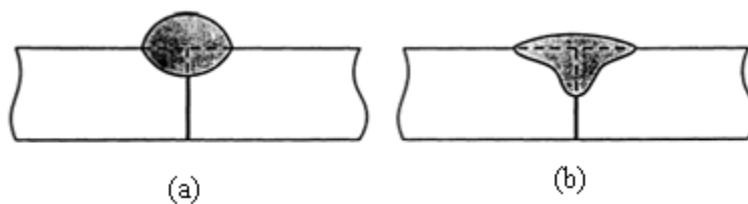


A corrente contínua com polaridade inversa (CC+) é o tipo de corrente geralmente utilizada no processo MIG/MAG (PONTES, 2012). Por outro lado, o uso de corrente contínua de polaridade direta CC- oferece uma taxa de deposição cerca de 30% superior à obtida com CC+, embora produza menor penetração.

### 3.3 Tensões do arco

Mantendo-se constante as demais variáveis, o comprimento gerado pela descarga elétrica entre o eletrodo e o material de base sofre variação no mesmo sentido de alteração da tensão do arco, cujos efeitos podem ser constatados na geometria do cordão de solda e na aparência externa da solda, conforme Figura 4. A variação da largura da zona fundida é provocada pelo aumento da tensão, que no sentido inverso, se formariam cordões com perfil estreito e mais abaulados (PONTES, 2012).

**Figura 4:** Influência da tensão no perfil do cordão soldado para a corrente constante (a)



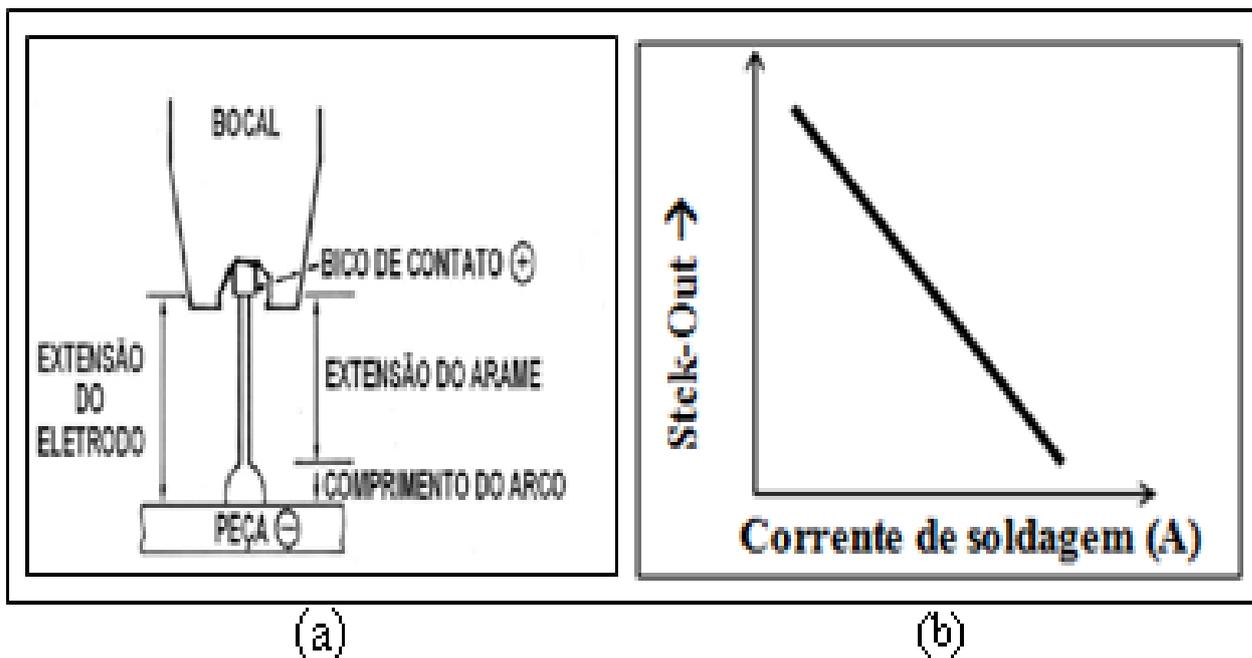
(PONTES, 2012)

### 3.4 Comprimento do eletrodo energizado

É também chamado por “Stick-out” e normalmente corresponde ao comprimento que vai do bico de contato à extremidade onde está formado o arco elétrico, região onde ocorre o efeito Joule Figura 5.a). Essa distância referida por outros autores, como sendo, DBCP (distância bico de contato peça), influencia a corrente de soldagem necessária para fundir o arame a uma dada velocidade de alimentação, conforme ilustrado na Figura 5.b (FONTES, 2005).

A corrente necessária para fusão do arame diminui com o aumento da DBCP, que por outro lado, provoca um maior aquecimento por efeito Joule; como também, grandes extensões do eletrodo facilitam o excesso de metal de solda depositado com baixo calor do arco e isso facilita o surgimento de geometrias indesejáveis para o cordão de solda, além da baixa penetração e arco menos estável.

**Figura 5:** a) Distância entre o bico de contato e a peça; b) Efeito da distância entre o bico de contato e a peça na corrente de soldagem



(Adaptado de FORTES, 2005).

### 3.5 Velocidades de soldagem

Considerada como a relação entre o caminho percorrido pelo arco ao longo da peça e o tempo gasto para percorrê-lo, a velocidade de soldagem controla o tamanho do cordão e a penetração e não depende da intensidade da corrente. O uso de velocidades de soldagem muito baixa proporciona aumento na taxa de deposição, o que implica no crescimento das dimensões da poça de fusão, além de favorecer uma maior concentração térmica nesta região. Entretanto, quando a velocidade é muito alta, a quantidade de calor transferida é reduzida fazendo com que haja uma diminuição na taxa de deposição (PONTES, 2012).

### 3.6 Gás de proteção

É feito o uso de um gás de proteção no intuito de expulsar o ar atmosférico e proteger a região de soldagem, evitando contaminar a poça de fusão, já que os principais

elementos contaminadores, nitrogênio (N<sub>2</sub>), Oxigênio (O<sub>2</sub>) e vapor d'água estão presentes na atmosfera (ANTUNES, 2008).

O CO<sub>2</sub> é um dos gases mais utilizados no processo MAG. Contudo, em altas temperaturas, ele sofre uma dissociação originando o CO, que é mais estável que o CO<sub>2</sub> e com isso, causa um forte efeito oxidante, por outro lado, o gás CO<sub>2</sub> permite gerar arcos de maior densidade de energia, comparados aos demais, maior penetração e torna possível o aumento das velocidades de soldagem (RODRIGUES, 2010)

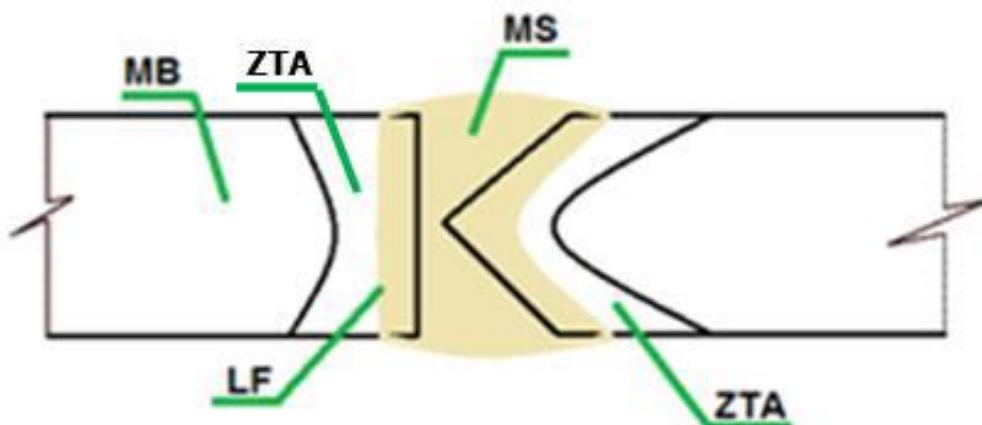
As vantagens observadas com o uso do gás CO<sub>2</sub> estão na baixa quantidade de calor irradiado, na melhor relação profundidade/largura da solda e no menor nível de hidrogênio difusível no metal do cordão de solda; em contra partida, produz alta quantidade de respingos, se relacionado às misturas ricas em argônio (RODRIGUES, 2010).

## **4. Metalurgia da soldagem**

### **4.1 Poça de Fusão**

Segundo ALBUQUERQUE (2010), a formação de uma junta soldada se dá por: Metal de base (MB), metal de solda (MS), linha de fusão (LF) e zona afetada pelo calor (ZAC), conforme mostrado na Figura 6. Na ZAC, podem surgir várias regiões de microestruturas e propriedades diversas em decorrência dos ciclos térmicos de soldagem e podem ser agravadas nas juntas multipasses.

**Figura 6:** Regiões de uma junta soldada

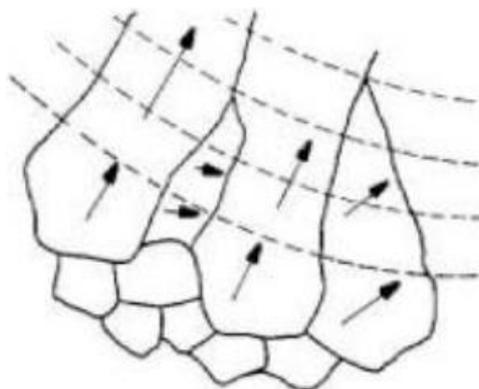


(ALBUQUERQUE, 2010)

#### 4.2 Solidificação da Zona Fundida

Para RODRIGUES (2010), esta região da junta soldada é resultante da fusão e solidificação do metal de adição durante a soldagem, somada à parte diluída com o metal de base, onde as temperaturas de pico ultrapassam a sua temperatura de fusão. Durante a solidificação dessa região, há uma tendência dos grãos crescerem, segundo uma direção do gradiente máximo de temperatura (DGMT), fenômeno conhecido por crescimento competitivo de grãos, conforme ilustrado na Figura 7. Por outro lado, os grãos também têm direções preferenciais de crescimento, conhecidas por crescimento fácil; particularmente nas estruturas CFC e CCC essa direção é a  $\langle 100 \rangle$ . Ocorre que os grãos com direção de crescimento fácil crescem na direção do gradiente máximo de temperatura e evitam o crescimento de outros grãos com orientação de crescimento diferente durante a solidificação.

**Figura 7:** Esquema do fenômeno de crescimento competitivo

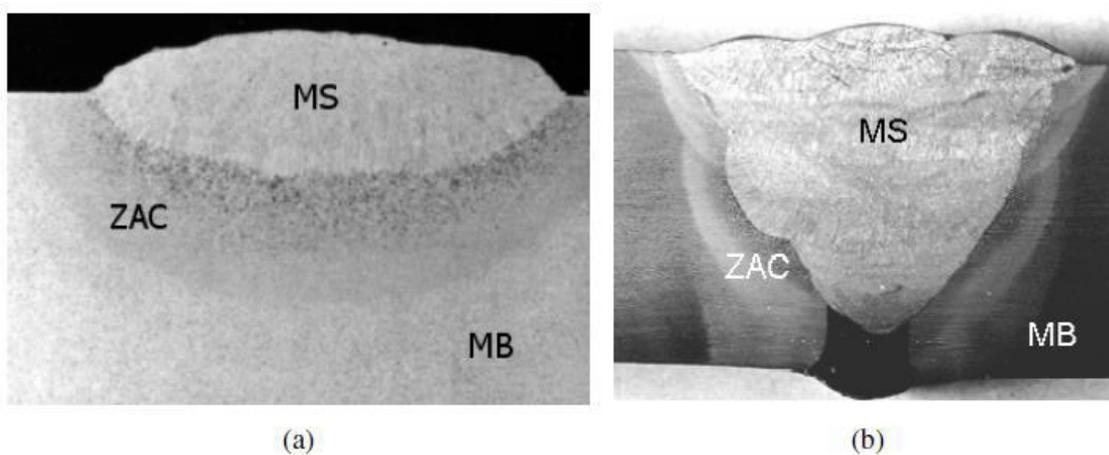


(RODRIGUES, 2010)

### 4.3 Microestrutura da ZAC

A ZAC corresponde à região do metal de base que, pela sua adjacência com a zona fundida, sofreu alterações microestruturais em decorrência do calor gerado durante o processo de soldagem. A Figura 8 mostra as macrografias de uma junta soldada (metal de solda, ZAC e metal base) para as situações de único passe e múltiplos passes. Na solda multipasses, podem ser visualizadas interferências provocadas na estrutura decorrentes dos múltiplos passes aplicados durante a soldagem (SANT'ANNA, 2006).

**Figura 8:** Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes.



(SANT'ANNA, 2006).

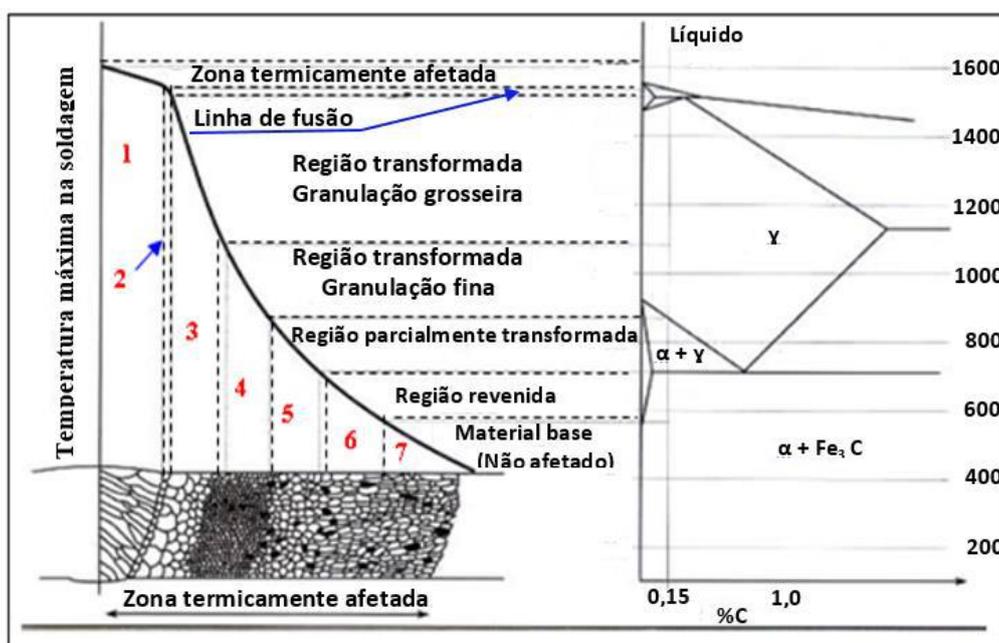
A Figura 9 está relacionada às influências da distribuição de temperatura máxima de soldagem no diagrama de transformação de fases, com os possíveis efeitos provenientes a partir do gradiente de resfriamento na microestrutura da ZAC. A região de

granulação grosseira ou de crescimento de grão da austenita, que ocorre entre 1100 °C e 1500 °C dificulta a sua transformação em ferrita durante o resfriamento, o que favorece maior temperabilidade. Em geral essa região caracteriza-se por uma ferrita apresentando morfologia em placas com a presença de bainita (RODRIGUES, 2010).

Em alguns casos mais restritos com soldas multipasses, podem ser formados constituintes de elevada dureza e baixa tenacidade, visto que a microestrutura é mais complexa (RODRIGUES, 2010). Porém, segundo CAMPOS (2005), para minimizar a dureza na ZAC em juntas multipasses, pode ser utilizado um cordão de revenimento sobre os passes de acabamento, o que resulta num decréscimo da ordem de 20% da máxima dureza da ZAC.

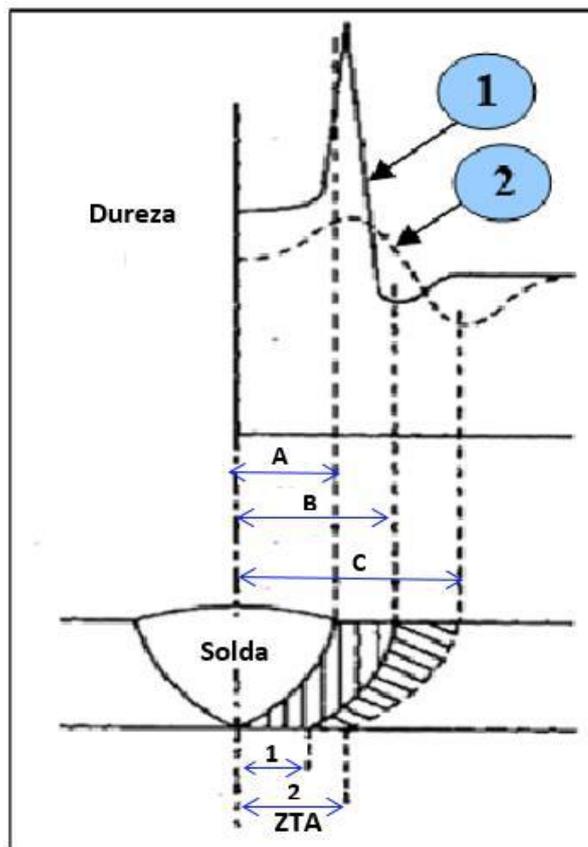
A dureza e a extensão da ZAC são resultantes do aporte térmico, conforme ilustrado na Figura 10, advindo das influências do preaquecimento, que aumenta a energia final de soldagem e consequentemente estimula o aumento na largura da ZAC. Por outro lado, reduz consideravelmente a taxa de resfriamento, promovendo a redução da dureza nesta região; com isso, diminui a susceptibilidade desta região sofrer fissuração por corrosão sob tensão em caso da junta trabalhar na presença do H<sub>2</sub>S (CAMPOS, 2005).

**Figura 9:** Representação esquemática de distribuição de temperatura na ZAC.



(RODRIGUES, 2010)

**Figura 10:** Influência do pré-aquecimento na largura e na dureza da zona termicamente afetada. Caso 1-sem preaquecimento onde (B-A) corresponde à largura da ZAC. Caso 2 - com pré-aquecimento onde (C-A) corresponde à largura da ZAC

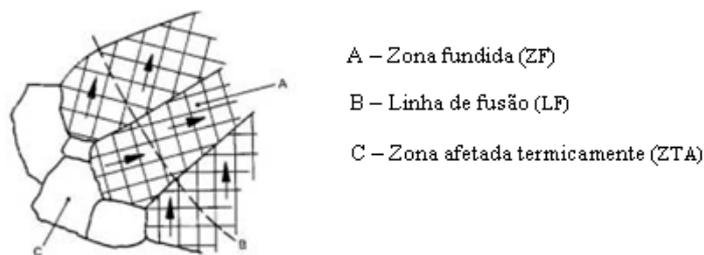


(CAMPOS, 2005)

#### 4.3.1 Linha de fusão (LF)

É a região delimitadora entre a ZF e a ZAC. A partir dela, se origina e se desenvolve, na direção da linha central do cordão de solda, o crescimento epitaxial, ilustrado na Figura 11, formando o metal de solda. A continuidade metalúrgica entre as regiões de fronteira ZF –ZAC tem início principalmente no crescimento de grãos do metal de base que estão na linha de fusão. (RODRIGUES, 2010).

**Figura 11:** Crescimento epitaxial, Solidificação da zona fundida



(CAMPOS, 2005)

#### 4.3.2 Microestrutura na ZAC

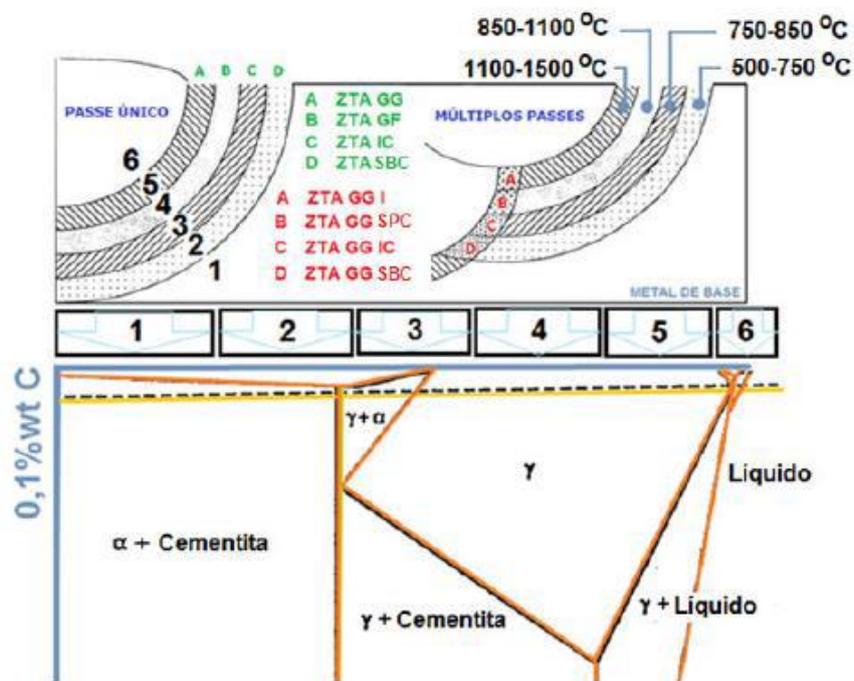
A microestrutura da ZAC é consequência das alterações estruturais do metal de base, associado aos ciclos térmicos e deformações no transcorrer da soldagem, (MODENESI, 2010).

Segundo ALBUQUERQUE (2010), as oscilações dos ciclos térmicos de soldagem promovem alterações na microestrutura da ZAC que pode comprometer algumas das propriedades mecânicas, tornando a região da junta soldada mais propícia ao surgimento de trincas.

A ZAC ou ZTA (Zona Termicamente Afetada) dos aços transformáveis (capazes de sofrer transformação no estado sólido) é constituída por várias regiões, conforme seu afastamento do cordão de solda, como pode ser observado na Figura 12.

Segundo MODENESI (2010), geralmente a região de granulação grosseira (ZACGG) é onde as propriedades mecânicas podem ser mais degradadas.

**Figura 12:** Principais regiões da junta soldada o termo ZTA- Zona termicamente afetada



(ALBUQUERQUE, 2010)

#### 4.3.3 Região de Grãos Grosseiros (ZACGG)

Também conhecida como região de crescimento de grão, equivalente à parte do metal de base aquecida além de sua temperatura de crescimento de grão (geralmente, em torno de 1200 °C), formando uma microestrutura de destaque pelo seu elevado tamanho de grão austenítico e de uma microestrutura final resultante da decomposição da austenita (MODENESI, 2010).

Essa formação microestrutural reduz consideravelmente a tenacidade do material em decorrência da estrutura martensítica adquirida, que teve a temperabilidade do aço favorecida pelo desenvolvimento de grãos austeníticos maiores; Por isso, esta é considerada a sub-região mais crítica da junta soldada (ALBUQUERQUE, 2010).

#### 4.3.4 Região de Grãos Finos (ZACGF)

Trata-se de uma microestrutura que foi aquecida a temperaturas na faixa de 900 °C a 1000 °C, cujo crescimento do tamanho de grão austenítico é fino e uniforme como se o aço tivesse sido normalizado sem contar que, relativamente, é constituída de boas propriedades mecânicas (SANT'ANNA, 2006).

Segundo MODENESI (2010), não se trata de uma região crítica para a maioria dos aços, exceto para aqueles temperados e revenidos, na qual ela pode apresentar uma menor resistência mecânica comparada ao metal de base.

#### **4.3.5 Região Intercrítica (ZACIC)**

Trata-se de uma microestrutura formada na faixa de temperaturas entre A1 e A3. Nesta fase há apenas transformação parcial da austenita, permanecendo com parte da ferrita existente previamente. Em determinadas circunstâncias (composição química do aço e taxa de resfriamento na soldagem) pode haver deterioração das propriedades mecânicas (SANT'ANNA, 2006).

Segundo ALBUQUERQUE (2010), a microestrutura resultante será refinada e o teor de carbono da austenita é maior que os valores nominais dos aços, Por outro lado, MODENESI (2010) afirma que as regiões cujo teor de carbono é maior que o teor médio do aço, a estrutura pode se transformar em martensita em caso de velocidades de resfriamento elevadas.

#### **4.3.6 Região Subcrítica (ZACSBC)**

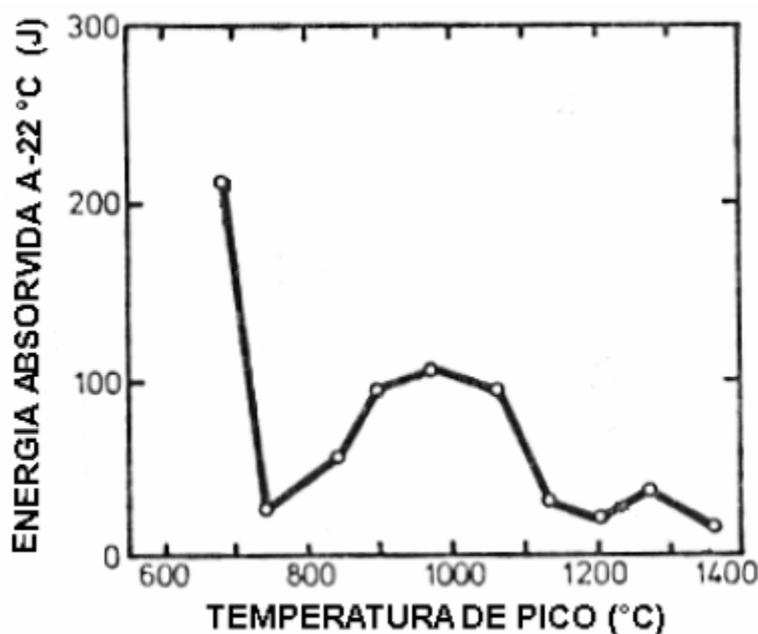
Esta região ocorre na faixa de temperaturas abaixo de A1, não havendo nenhuma transformação austenítica. Contudo, algumas reações podem ocorrer na fase ferrítica, como precipitações de carbonetos e nitretos, esferoidização da cementita, e outras (SANT'ANNA, 2006).

No caso de soldagens com múltiplos-passes, formam-se também sub-regiões ZACGG, possibilitando a geração de micro constituintes específicos conforme a taxa de resfriamento a que foi submetida, designadas por: ZACGG I (zona de grãos grosseiros inalterados), ZACGG SPC (zona de grãos grosseiros supercríticos), ZACGG IC (zona de grãos grosseiros intercrítica) e ZACGG SBC (zona de grãos grosseiros subcríticos). Por

outro lado, a altas taxas de resfriamento, parte da austenita enriquecida de carbono transforma-se em martensita, enquanto a outra parte restante fica retida à temperatura ambiente originando o micro constituinte M-A, que pode ocasionar zonas de fragilização localizada (regiões com baixos valores de tenacidade, comprometendo a integridade da junta soldada), reduzindo a tenacidade na ZACGG; daí a importância de se observar quantidade, tipo e distribuição desse micro constituinte na obtenção de boa tenacidade (ALBUQUERQUE, 2010).

Conforme a Figura 13, tem-se a associação entre a temperatura de pico (atingida na ZAC) e a energia absorvida no ensaio Charpy, em que quedas na tenacidade são percebidas para as temperaturas correspondentes à região intercrítica (~ 730 °C) e a região de grãos grosseiros da ZAC (~ 1200 °C) (SANT'ANNA, 2006).

**Figura 13:** Efeito da temperatura do pico na energia absorvida a -22 °C em ensaio Charpy-V

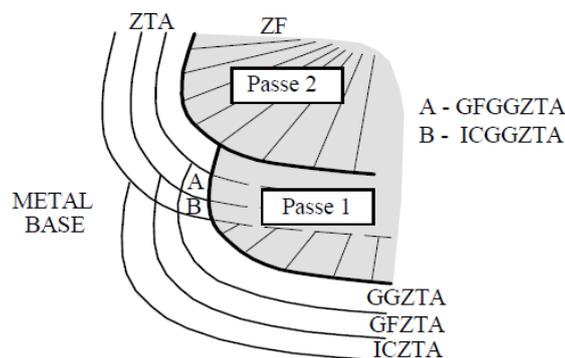


(SANT'ANNA, 2006).

As microestruturas sofrem alterações mais intensas em aços temperados e revenidos, pois, segundo MODENESI (2010), ocorre um super-revenido das regiões da ZAC, aquecidas além da temperatura original de tratamento. Nestes padrões, se amplia a região intercrítica, apresentando uma dureza menor comparada ao metal base.

As influências provenientes dos ciclos térmicos, decorrentes dos passes posteriores a um dado passe, quando em soldagem multipasses, favorecem estruturas de ZAC mais complexas, o que provoca o surgimento de novas sub-regiões, a exemplo do exposto na Figura 14 quando a região da ZACGG do passe 1 recebe as influências térmicas do passe 2 aplicado a um gradiente de temperatura entre A3 e A1 (aquecimento intercrítico), originando a região conhecida por ZACGG IC (IC – intercrítica e GG – granulação grosseira). As regiões de granulação grosseira (ZACGG) ou intercrítica (ZACGGIC) são as mais importantes microestruturas originadas das transformações sofridas na região ZACGG pelas influências térmicas entre as múltiplas regiões reaquecidas que podem ser formadas, e podem, em alguns aços, gerar regiões discretas de muito baixa tenacidade, conhecidas como **Zonas Frágeis Localizadas (LBZ – “Localized Brittle Zone”)**, (MODENESI, 2010).

**Figura 14:** Exemplos de sub-regiões (A e B) da ZAC na soldagem multipasses.



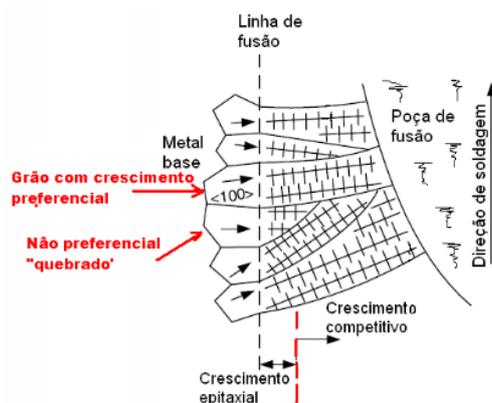
(MODENESI, 2010)

#### 4.3.7 Microestrutura no metal de solda

A zona fundida, como também é chamado o metal de solda, corresponde à região onde se dá, não somente a fusão do metal de adição, mas também a diluição entre o metal de base e o metal de adição (CAMPOS, 2005).

A solidificação heterogênea dessa região inicia-se na interface com o metal sólido, mais precisamente na ZACGG, ilustrado na Figura 15, onde os primeiros grãos, ao se solidificarem, possuem larguras que são definidas pelas fronteiras adjacentes (ALBUQUERQUE, 2010).

**Figura 15:** Esquema de crescimento preferencial a partir da interface com o metal base na ZACGG



(Filho, 2007)

A microestrutura resultante no metal de solda é função dos vários parâmetros como a composição química do metal de base e do metal de solda, ciclo térmico de soldagem, tamanho de grão austenítico e teor de distribuição das inclusões não metálicas. Além do mais, estes fatores também sofrem influências da energia de soldagem, espessura e geometria da junta, além da temperatura de preaquecimento e interpasse (ALBUQUERQUE, 2010).

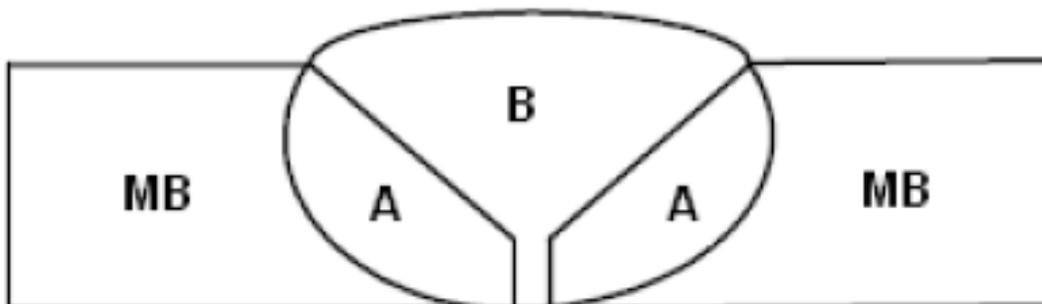
As fases ferrita, cementita e martensita, basicamente originadas a partir da decomposição da austenita, e, pequenas quantidades de austenita retida podem não sofrer modificações. Entretanto, existe a possibilidade do aparecimento de diversos precipitados como outros carbonetos, nitretos, inclusões. Portanto, é provável que surjam fases com diversos constituintes cuja identificação não possa ser diagnosticada com facilidade, além do agravante da alta divergência de aparência entre estes constituintes e o metal base, com os comumente já conhecidos. Por isso, terminologias diferentes e desconcordantes foram reproduzidas durante décadas na descrição de microestruturas do metal de solda.

#### 4.4 Diluição

A diluição é um efeito de mudança na composição química do metal de solda e do metal de base misturados entre si, ocasionados pelo calor e dos processos de convecção do metal líquido. A diluição na soldagem é a porcentagem do metal de base envolvido na junta soldada, para isso é preciso considerar a diluição dos materiais de adição e de base na soldagem para se avaliar a composição química da junta soldada. A diluição é

correlacionada com a área da junta soldada a partir desta e dos materiais depositados, conforme a Figura 16, (CANTARIN, 2011).

**Figura 16:** Representação esquemática de uma junta soldada para o cálculo da diluição.



(CANTARIN, 2011).

A zona fundida apresenta uma composição química final que depende da diluição, isto é, da participação na formação da zona fundida do metal de base e do metal de adição e ocorre em razão do calor e dos processos de convecção do metal líquido. A diluição (D) é a porcentagem do metal de base envolvido na soldagem e pode ser calculada pela Equação 1. Quanto maior for o aporte de calor maior é tendência de fundir o metal base e aumentar seu efeito na composição química da solda.

Onde:

$$D = \left[ \frac{B}{(A+B)} \right] \cdot 100\%$$

$$X = DX_{mb} + X_{ms} (1 - D) \quad (1)$$

Onde:

A = Porcentagem do metal de base que participa.

B = Metal de adição.

D = Diluição.

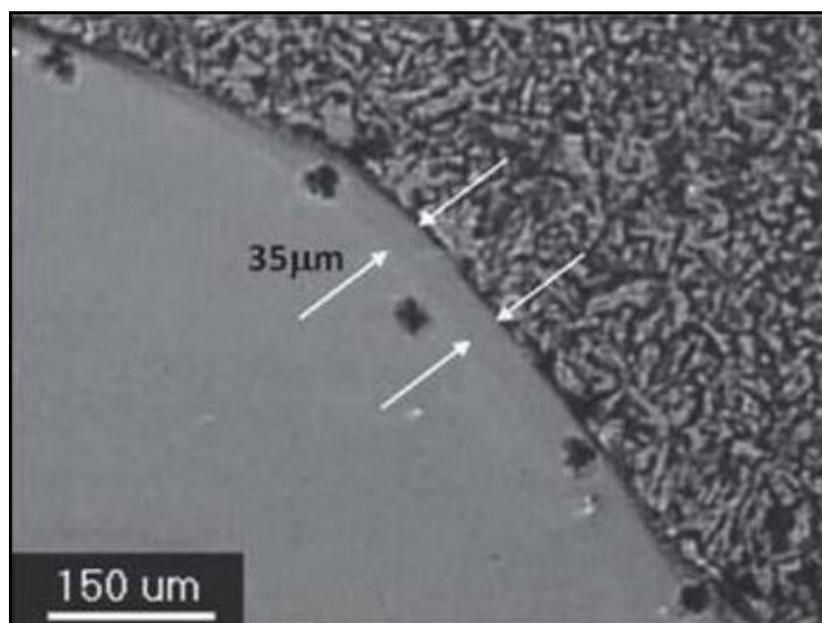
Xs = % de X na solda.

Xmb = % de X no material de base.

Xms = % de X no material de adição.

Na soldagem de materiais dissimilares, pode surgir formações descontínuas, duras e frágeis em pequenas regiões de ordem micrométrica ao longo da ZAC. Estas possuem uma variação química específica e intermediária entre o metal de base e o metal de adição, denominadas de Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD). A existência desta estimula diferenças de comportamento no momento do ataque para manifestar a microestrutura, podendo provocar alterações das propriedades mecânicas da ZL. Na Figura 17, se vê a presença da ZPD na ZL, (CANTARIN, 2011).

**Figura 17:** Em detalhe a Zona Parcialmente Diluída.

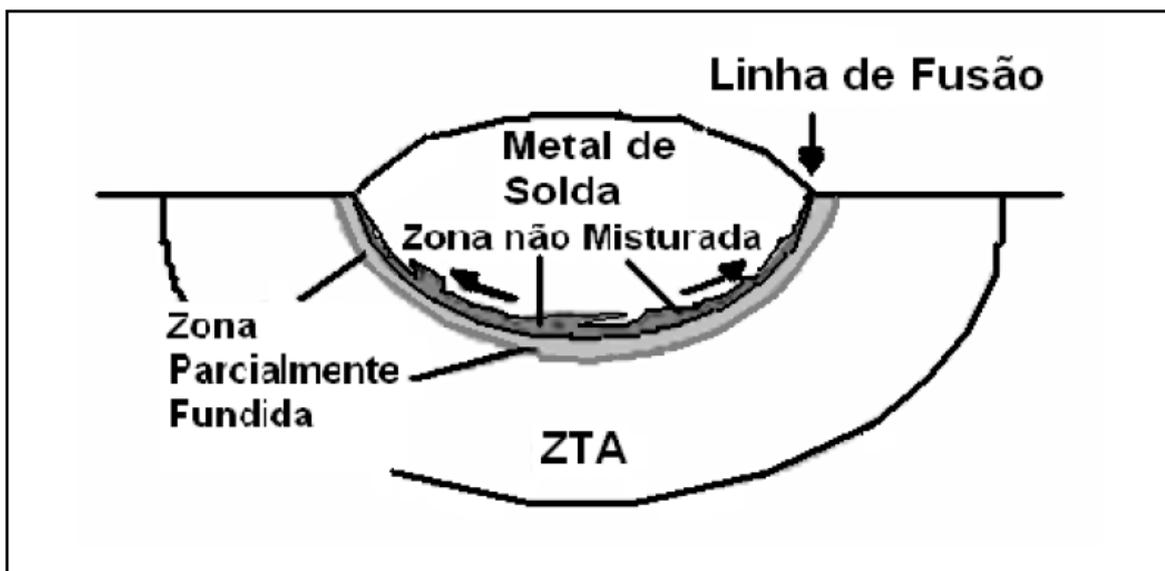


(CANTARIN, 2011).

As ZPD's tem as condições de fragilizar uma junta soldada, tornando-a passível em adquirir ataques corrosivos por "*pitting*", fragilização por hidrogênio e trincas por corrosão sob tensão em ambientes que contenha  $H_2S$ , onde principalmente surgem um declínio na resistência mecânica por impacto e o aparecimento de falhas por fadiga.

Alguns estudos propõem que, na soldagem heterogênea existam quatro regiões com características próprias que são: a região do metal de solda, onde ocorre a mistura hidrodinâmica dos metais de base e de adição possuindo uma composição química uniforme; as zonas não misturadas, apresentando partes reduzidas do metal fundido e resolidificado sem se misturar com o metal de adição, a zona parcialmente diluída e a zona termicamente afetada, a Figura 18 se observa estas quatro regiões, (CANTARIN, 2011).

**Figura 18:** Modelo da poça de fusão.



(CANTARIN, 2011)

A superfície da solda junto da zona de ligação (próximo da linha de fusão), expõe comprometimentos fundamentais quanto a falhas associadas a soldas de metais dissimilares. Observa-se a presença de uma área de transição química e microestrutural a partir da zona de ligação em direção ao metal de solda. Um conjunto de fatores são responsáveis pela existência desta região de transição:

- a) Diferente estrutura cristalina entre o metal de base ferrítico/ perlítico (CCC) e o metal de solda (CFC);
- b) Movimentos difusionais dos elementos de liga e elementos de impureza originados a partir do metal de solda para uma camada parada, chamadas de zonas não misturadas do metal de base, fundida e próxima à zona de ligação;
- c) Movimentos hidromecânicos escassos junto a zona de ligação;
- d) Mudanças na diluição do metal de base, as quais afetam o gradiente de composição a partir da linha de fusão;
- e) Cinéticas de difusão e crescimento durante a soldagem multipasse e longos tratamentos térmicos pós-soldagem, (KEJELIN, 2006).

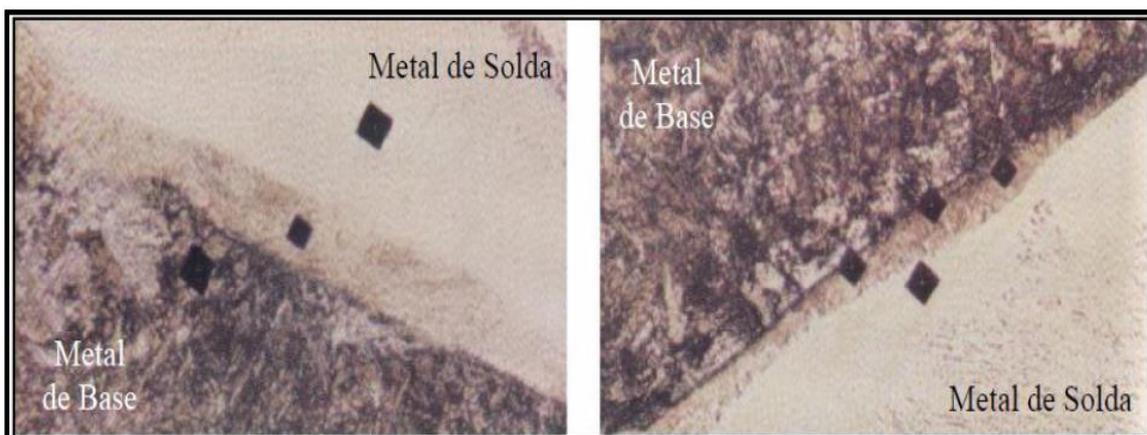
A composição química final, relacionada com a taxa de resfriamento exigida pelos parâmetros de soldagem aplicados, geram a formação de ZPD em valores entre 80 à 99% logo após a solidificação da solda fragilizando bruscamente a mesma. São utilizados processos diretos de análise química para examinar a microestrutura junto ao diagrama

de *Schaffler*, pois os cálculos relacionados as áreas de diluição não informam precisamente a composição química destas áreas, (KEJELIN, 2006).

As ZPD estão presentes numa diversidade de formas e dimensões e geralmente se apresentam de maneira irregular, denominadas por Zonas Parcialmente Misturadas, classificadas como:

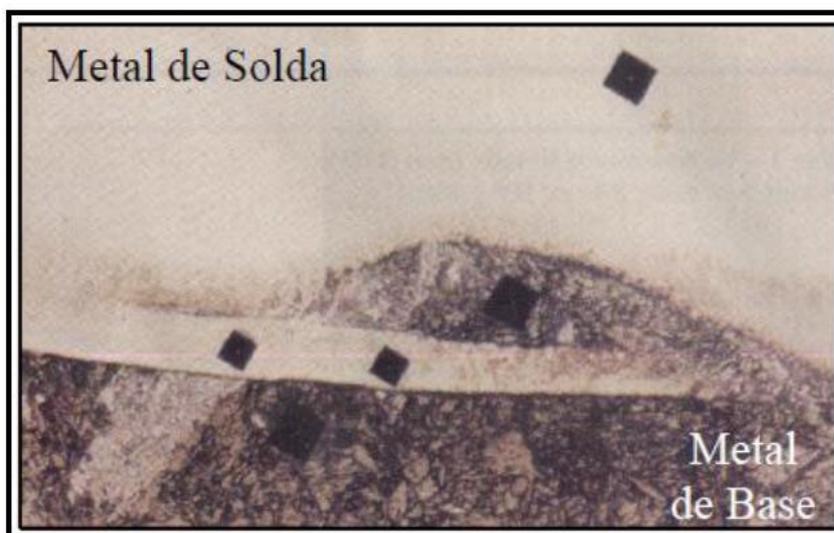
*Estruturas de praias* – Faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão. Estas são descontínuas, se expandindo em regiões internas e externas das zonas de ligação (linha de fusão). Suas medidas próprias se estendem entre 10  $\mu\text{m}$  à 60  $\mu\text{m}$  de espessura e de 500  $\mu\text{m}$  à 1000  $\mu\text{m}$  de comprimento. É observável a descarbonetação nos grãos vizinhos da ZAC do metal de base e a sua dureza é variável de forma que sua medição é trabalhosa devido suas espessuras muito finas. A Figura 19 ilustra as estruturas de praia, (KEJELIN, 2006).

**Figura 19:** Estruturas do tipo praia.



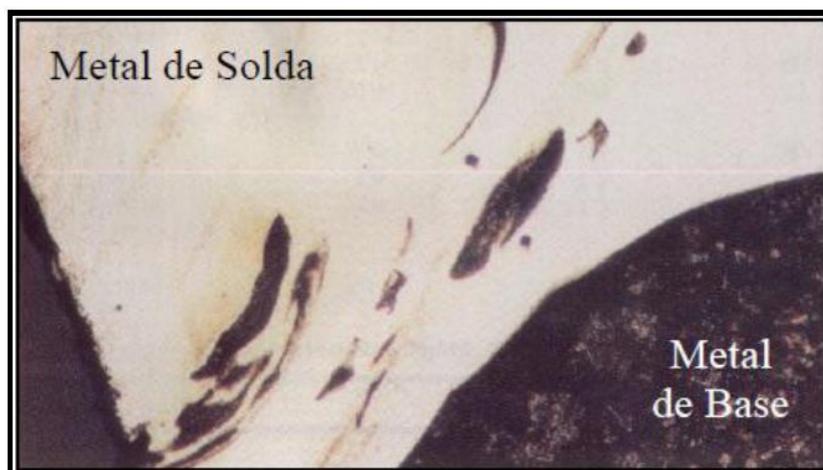
(KEJELIN, 2006).

*Estruturas de baías* – Áreas parcialmente envolvidas pelo metal de base. Tem formações mais largas comparadas as estruturas de praias e geralmente ambas estão próximas uma da outra, prolongando-se para um lado ou para os dois lados. Seus valores de dureza variam, porém comumente os valores da baía são superiores aos da praia. Isto se dá pelo maior tamanho da baía que favorece as medições de microdureza. A Figura 20 ilustra as estruturas de baía, (KEJELIN, 2006).

**Figura 20:** Estruturas do tipo baía

(KEJELIN, 2006).

*Estruturas de ilhas*—Áreas inteiramente envolvidas pelo metal de adição. São bem maiores e menos encontradas que as duas estruturas anteriores, ocorrendo o seu aparecimento com melhor frequência nos passes de raiz. Se desconfia que as ilhas são encontradas nos passes de raiz devido ao fato de sucederem variações mais acentuadas na poça de fusão e nas características do arco, favorecendo um movimento hidromecânico mais agitado. O manuseio do arco no passe de raiz provoca uma situação mais variável comparado aos passes de preenchimento. A Figura 21 ilustra as estruturas de ilhas no passe de raiz, (KEJELIN, 2006).

**Figura 21:** Estruturas do tipo ilhas.

(KEJELIN, 2006).

## 4.5 Propriedades mecânicas

### 4.5.1 Dureza

A dureza é uma propriedade mecânica importante a se considerar, pois segundo CALLISTER (2016), representa uma medida da resistência de um material a uma deformação plástica localizada (por exemplo, uma pequena indentação ou um risco). Os primeiros ensaios de dureza foram baseados em minerais naturais, com uma escala construída unicamente em função da capacidade de um material riscar outro material mais macio. Um sistema qualitativo e um tanto quanto arbitrário de indexação da dureza foi assim concebido, denominado escala Mohs, que varia de 1, para o talco, na extremidade de menor dureza da escala, até 10, para o diamante.

Ao longo dos anos foram desenvolvidas técnicas quantitativas de dureza, nas quais um pequeno indentedor é forçado contra a superfície de um material a ser testado, sob condições controladas de carga e de taxa de aplicação. A profundidade ou o tamanho da indentação resultante é medida e então relacionada com um número de dureza; quanto mais macio for o material, maior e mais profunda será a indentação, e menor será o número-índice de dureza. As durezas medidas são apenas relativas (em vez de absolutas), e deve-se tomar cuidado ao comparar valores determinados por técnicas diferentes.

Conforme SANTOS (2014), durante o processo de soldagem, a composição química do metal de base e seu grau de encruamento, a composição química do metal de adição, os efeitos metalúrgicos inerentes ao processo de soldagem, o tratamento térmico e os parâmetros de soldagem são fatores que influenciam a dureza de uma junta soldada.

Para Garcia (2000), a dureza por penetração geralmente é o método mais largamente utilizado e citado nas especificações técnicas, verificando-se que os ensaios mais frequentemente utilizados são Brinell, Rockwell, Vickers, Knoop, Meyer e a dureza choque Shore.

Os ensaios Rockwell constituem o método mais comumente utilizado para medir a dureza, pois são muito simples de executar e não exigem quaisquer habilidades especiais. Várias escalas diferentes podem ser aplicadas a partir de combinações possíveis de vários indentedores e diferentes cargas, que permitem o ensaio de praticamente todas as ligas metálicas (assim como de alguns polímeros). Os indentedores incluem esferas de aço endurecidas, com diâmetros de 1/16, 1/8, 1/4 e 1/2 de polegada (1,588; 3,175; 6,350

e 12,70 mm, respectivamente) e um indentador cônico de diamante (Brale), usado para os materiais mais duros. Com esse sistema, um número de dureza é determinado pela diferença na profundidade de indentação resultante da aplicação de uma carga inicial menor, seguida por uma carga principal maior; a utilização de uma carga menor aumenta a precisão do ensaio.

Com base nas magnitudes das cargas menor e principal, existem dois tipos de ensaios: Rockwell e Rockwell superficial. No ensaio Rockwell, a carga menor é de 10 kg, enquanto as cargas principais são de 60, 100 e 150 kg. Para os ensaios superficiais, a carga menor é de 3 kg, enquanto os valores possíveis para a carga principal são de 15, 30 e 45 kg. Essas escalas são identificadas pelos números 15, 30 ou 45 (de acordo com a carga), seguidos pelas letras N, T, W, X ou Y, dependendo do indentador. Os ensaios superficiais são realizados com frequência para corpos de prova finos CALLISTER (2016).

Nos ensaios Brinell e nas medições Rockwell, um indentador esférico e duro é forçado contra a superfície do metal a ser testado. O diâmetro do indentador de aço endurecido (ou de carbeto de tungstênio) é de 10,00 mm (0,394 in). As cargas-padrão variam entre 500 e 3000 kg, em incrementos de 500 kg. Durante um ensaio, a carga é mantida constante por um tempo especificado (entre 10 e 30 s). Os materiais mais duros exigem a aplicação de cargas maiores. O número de dureza Brinell, HB, é uma função tanto da magnitude da carga quanto do diâmetro da indentação resultante. Esse diâmetro é medido com um microscópio especial de baixo aumento, empregando uma escala que está gravada na ocular. O diâmetro medido é então convertido no número HB apropriado, com o auxílio de um gráfico; apenas uma única escala é empregada com essa técnica, CALLISTER (2016).

Duas outras técnicas de ensaio de dureza são a Knoop e a Vickers (algumas vezes também chamada de pirâmide de diamante). Em cada um desses ensaios, um indentador de diamante, muito pequeno e com geometria piramidal, é forçado contra a superfície do corpo de prova. As cargas aplicadas são muito menores que para os ensaios Rockwell e Brinell, variando entre 1 e 1000 g. A indentação resultante é observada sob um microscópio e medida; essa medição é então convertida em um número de dureza. Pode ser necessária uma preparação cuidadosa da superfície do corpo de prova (lixamento e polimento), para assegurar uma indentação bem definida, capaz de ser medida com precisão. Os números de dureza Knoop e Vickers são designados por HK e HV,

respectivamente,18 e as escalas de dureza para ambas as técnicas são aproximadamente equivalentes. Os métodos Knoop e Vickers são conhecidos como métodos de ensaio de microdureza com base no tamanho do indentador. Ambos os métodos são bem adequados para a medição da dureza em regiões pequenas e selecionadas de um corpo de prova; além disso, o método Knoop é aplicado para o ensaio de materiais frágeis, tais como os materiais cerâmicos, CALLISTER (2016).

Segundo a norma ASTM (American Society for Testing and Materials) E 384 – Standard Test Method for Microhardness of Materials, define-se ensaio de microdureza como a dureza de microindentações realizadas em equipamento calibrado com penetradores de diamantes de geometrias específicas, utilizando-se cargas variando entre 1 e 1000 gf sobre a superfície de ensaio do material para se medir, opticamente, as diagonais das indentações. Porém, muitos fatores podem influenciar nos resultados do ensaio, como: equipamento para ensaio, modo de aplicação da carga, controle de vibração, tipo de indentador, equipamento de medição, preparação das amostras, precisão e tolerâncias, habilidade do operador. Esses fatores podem gerar grandes variações nos resultados de dureza devido à sua condição de ensaio microscópico, onde uma pequena perda por folga no parafuso do micrômetro óptico de leitura pode significar uma grande variação na dureza lida.

Na tentativa de se minimizar essas pequenas perdas, adotou-se o recurso de captura das imagens das indentações por fotografia digital e posterior medição com auxílio de software. Para aplicação de cargas muito pequenas – abaixo de 100 gf, segundo Metals Handbook – ocorre um efeito de tamanho da indentação chamado ISE – Indentation Size Effect, que pode ser definido como aumento do valor de microdureza pela diminuição da carga para indentação. O valor de dureza deveria ser independente da carga aplicada ou do tamanho da indentação, com isso muitos mecanismos foram sugeridos para explicar esse efeito (ISE), o atrito entre o indentador e a amostra, presença de camadas superficiais deformadas, a necessidade de medições eficientes em indentações rasas ou a presença de camadas superficiais de óxidos e contaminações químicas.

Historicamente, um dos primeiros marcos no ensaio de indentações foi estimar o limite de escoamento pela medição de dureza, definido como a carga no indentador dividida pela área produzida impressão. Baseadas nesses estudos, pesquisas foram realizadas como a teoria do gradiente de deformação (OLIVER e PHARR, 1992), que

cada vez mais são implementadas tentando descartar parâmetros negligenciados anteriormente, como Shu e Fleck (1998) utilizando método de elementos finitos, sempre em escalas micrométricas. Recentemente, a dureza é mostrada como dependente do tamanho da indentação quando sua profundidade é menor que aproximadamente 50  $\mu\text{m}$ . Tais escalas pequenas referem-se aos ensaios de micro ou nano dureza. As medidas de dureza podem dobrar ou até triplicar com a diminuição da indentação variando de 50 a 1  $\mu\text{m}$  (BEGLEY e HUNTCHINSON, 1998).

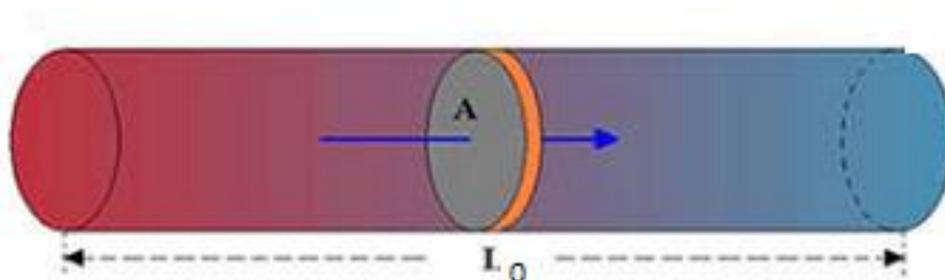
#### 4.6 Módulo de elasticidade

CALLISTER (2011) descreve o comportamento de uma mola para ilustrar e definir o Módulo de elasticidade. Assim, para uma mola de comprimento  $l_0$  é um componente mecânico elástico, cujo alongamento,  $x$  ( $x = l - l_0$ ), é proporcional à força,  $F$ , que aplicamos sobre ela. Usando-se uma constante de proporcionalidade adequada,  $k$  (constante de Hooke), podemos escrever a igualdade:

$$F = k \cdot x \quad (2)$$

Uma barra é apresentada na Figura 22, de material não especificado, com um comprimento  $l_0$  e área da seção transversal  $A_0$ , também pode ser vista como uma mola. Assim, aplicando-se uma força, a barra se estica ou comprime, conforme a direção da força, segundo a lei de Hooke.

**Figura 22:** Barra de material não específico.



Normalizando-se a força em relação à área, e o alongamento em relação ao comprimento inicial, podemos rescrever a equação mostrada como:

$$\frac{F}{A_0} = E \cdot \left( \frac{l - l_0}{l_0} \right) \quad (3)$$

Ou podemos utilizar a simbologia padrão da engenharia:

$$\delta = \varepsilon.E, \quad (4)$$

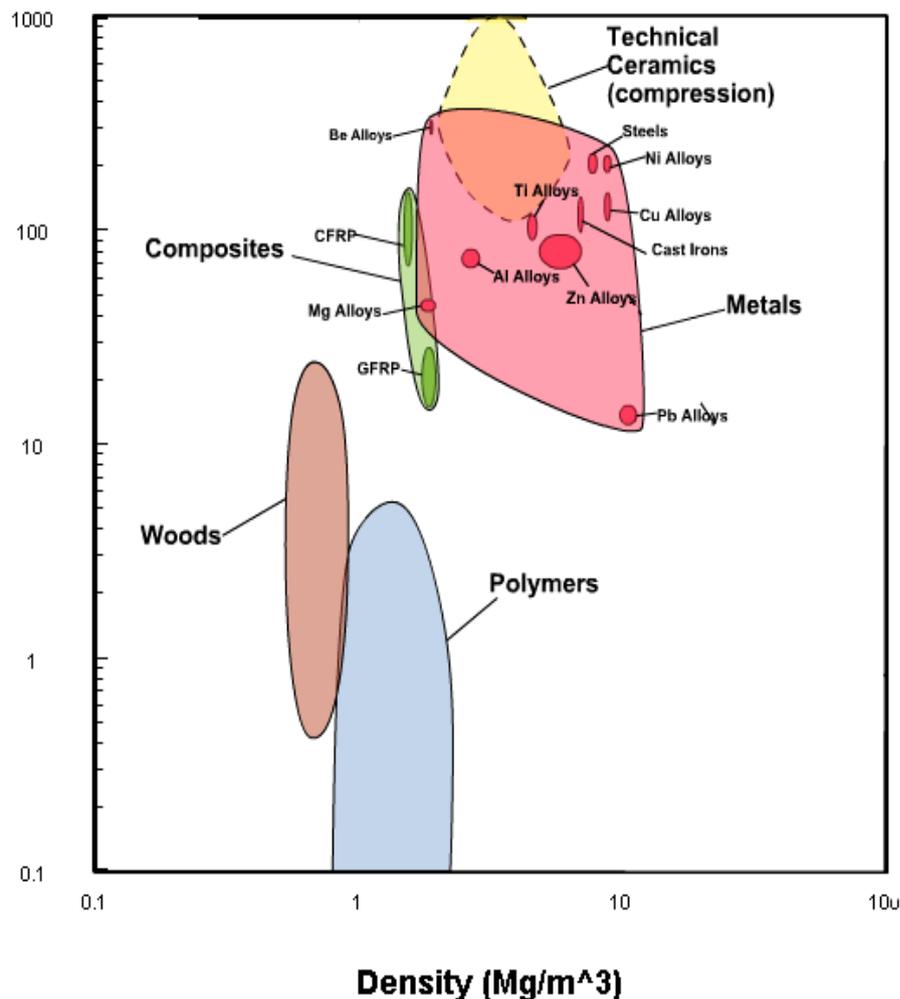
Onde  $\delta$  é a tensão e  $\varepsilon$  é o alongamento relativo ou, simplesmente, alongamento. A nova constante de proporcionalidade,  $E$ , é chamada de módulo de elasticidade, ou de Young.

O módulo de Young tem origem na energia de ligação entre os átomos do material e divide os materiais em aproximadamente duas grandes classes: os flexíveis e os rígidos; um material com um elevado valor do módulo de Young é um material rígido, a Figura 23 mostra um diagrama que mostra o valor do módulo de Young em função da densidade para diferentes classes de materiais e, discriminadamente, para alguns metais e ligas.

As borrachas, polímeros e ‘espumas’ estão entre os materiais de menor módulo de elasticidade enquanto que os materiais cerâmicos estão no outro extremo e constituem os materiais mais rígidos conhecidos (CALLISTER, 2011).

A rigidez de um *componente mecânico* diz respeito ao quanto ele pode defletir sob uma determinada carga. Ela depende não só do valor do módulo de Young, mas também de como são as solicitações mecânicas sobre ele: tensão de tração, compressão, dobramento, etc., da forma e do tamanho do componente. Uma chapa sob compressão, por exemplo, se dobrará ao ser submetida a um carregamento de compressão. A mesma chapa, de outro material, de maior módulo de Young, se defletirá menos. Dobrada, já apresentará uma rigidez maior. Se transformada em um tubo, será capaz de suportar uma carga muito maior que aquela original, aplicada sobre a chapa, sem apresentar uma modificação apreciável na sua forma.

**Figura 23:** Diagrama que mostra o valor do módulo de Young em função da densidade para diferentes classes de materiais e, discriminadamente, para alguns metais e ligas.



Disponível em: <<http://www.ct.ufrgs.br/ntcm/graduacao/ENG06638/IEM-Texto-4.pdf>>

A literatura tem descrito que a anisotropia de um material metálico policristalino resulta da predominância de uma direção cristalográfica particular, levando a orientações preferenciais ou texturas cristalográficas, oriundas da rotação do reticulado cristalino pelos processos atuantes de escorregamento planar ou devido aos mecanismos responsáveis pela formação de maclas. Entretanto, o fenômeno está associado também ao alinhamento de inclusões, ou de uma segunda fase, devido ao trabalho mecânico.

Os vários tipos de texturas de deformação sofrem influência direta da estrutura cristalina do metal, que determina os sistemas ativos de escorregamento, e dependem especificamente do tipo de processo de deformação aplicado, com base na distribuição característica de tensões que cada processo impõe sobre o metal.

Portanto, os valores de anisotropia em conjunto com a textura cristalográfica são considerados como fatores fundamentais de projeto no caso de uma chapa fina. Uma orientação fortemente preferencial resulta numa anisotropia das propriedades mecânicas nos materiais, o que pode resultar em respostas bastante diferenciadas do material durante as operações de fabricação como a soldagem.

## 5. Materiais e Métodos

### 5.1 Materiais utilizados

#### 5.1.1 Metal Base

O metal de base utilizado nesse estudo, foi o aço ASTM A-36 fornecido pela USIMINAS – Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S. A.; na forma de chapas laminadas com dimensões de 2000 mm de comprimento por 230 mm de largura 25 mm de espessura.

Trata-se de um aço estrutural de baixa liga e baixo carbono e média resistência, cuja composição química e propriedades mecânicas, fornecida pelo fabricante, são apresentadas, respectivamente, nas Tabelas 1 e 2.

**Tabela 1:** Composição química (% peso) do aço ASTM A-36.

Composição Química (% em peso)								
Fe	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb
97,9	0,13	0,20	0,98	0,024	0,012	0,036	0,02	0,001
Ti	Cr	Ni	Sn	N	Ca	Pb	B	V
0,002	0,02	0,01	0,001	0,0044	0,0015	0,002	0,0002	0,004

(Fornecedor)

**Tabela 2:** Propriedades Mecânicas do aço ASTM A-36.

Propriedades mecânicas			
LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR (%)	Al (%)
312	447	70	27,5

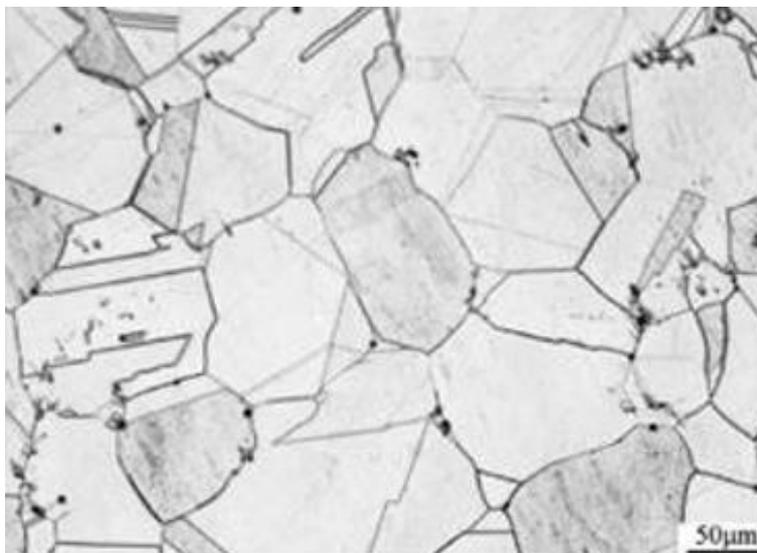
(Fornecedor)

#### 5.1.2 Metal de Adição AWS ER NiCrMo-3

Trata-se de um material bastante resistente a processos de corrosão sendo, por isso, frequentemente utilizado no setor petrolífero como metal de revestimento e união por solda de componentes e estruturas. Outra aplicação importante é seu uso como metal de amanteigamento em junções compostas de flanges e componentes de sistemas mecânicos, onde são originadas regiões operacionalmente críticas. Apesar de sua alta resistência mecânica é considerado um material dúctil, apresentando um modulo de elasticidade semelhante aos aços, ou seja, em torno de 205 GPa. Sua composição química,

em termos de percentagem em peso, e principais propriedades mecânicas (Anexo E) encontram-se distribuídas, respectivamente, nas Tabela 3 e 4. Segundo GUO et al (2011), o mesmo apresenta uma microestrutura, em condição solubilizada, conforme a micrografia da Figura 24.

**Figura 24:** Micrografia da estrutura do INCONEL 625.



(GUO et al., 2011)

**Tabela 3:** Composição química do INCONEL 625 (% massa).

Composição química do INCONEL 625 (% massa)								
C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ni	Co
0,01	0,01	0,06	0,003	0,001	-	3,51	64,31	0,03
Al	Ti	Cr	Mo	Cu	Mg	Fe	Pb	Ta
0,09	0,21	22,34	9,13	<0,01	0,009	0,19	<0,001	0,02

(Fornecedor)

**Tabela 4:** Principais propriedades mecânica do metal adição INCONEL 625- Arame de 1,2mm.

$\bar{\sigma}_{rt}$ (MPa)		$\bar{\sigma}_{y0,2}$ (MPa)		% $\Delta L$ ( $L_0 = 100\text{mm}$ )		% $\Delta A$	
$\bar{\sigma}_{min}$	$\bar{\sigma}_{max}$	$\bar{\sigma}_{min}$	$\bar{\sigma}_{max}$	% $\Delta L_{min}$	% $\Delta L_{max}$	% $\Delta A_{min}$	% $\Delta A_{max}$
1785	1790	1270	1480	1	2	-	-

(Fornecedor)

### 5.1.3 Gás de Proteção

Para o gás de proteção foi utilizado a composição 75% Ar + 25% H<sub>2</sub> com uma vazão de 16 l/mim, segundo a proposta de (COSTA, 2013).

## 5.2 Métodos

### 5.2.1 Processo de soldagem

Utilizou-se um equipamento de soldagem MIG automatizado, configurando-se corrente contínua de polaridade inversa, e com monitoramento dos parâmetros através de microcomputador. A leitura dos sinais digitais, com o uso de sensores, permitiu controlar e medir os sinais de corrente, tensão, velocidade do arame e vazão de gás. Nas Figuras 25 e 26 apresentam-se imagens do conjunto de soldagem.

**Figura 25:** Equipamento de Soldagem.



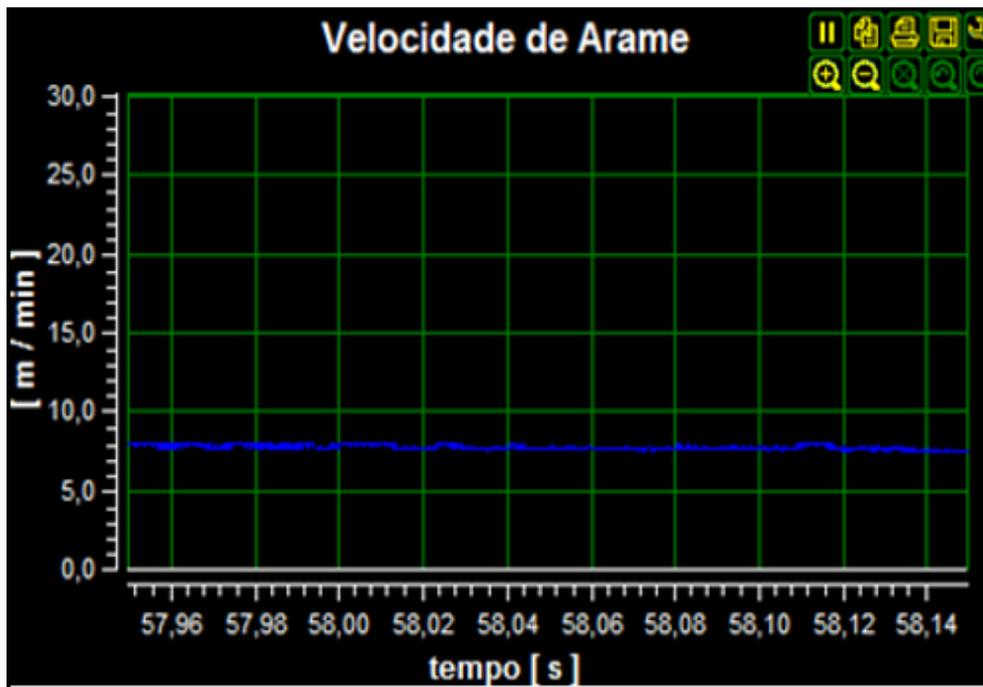
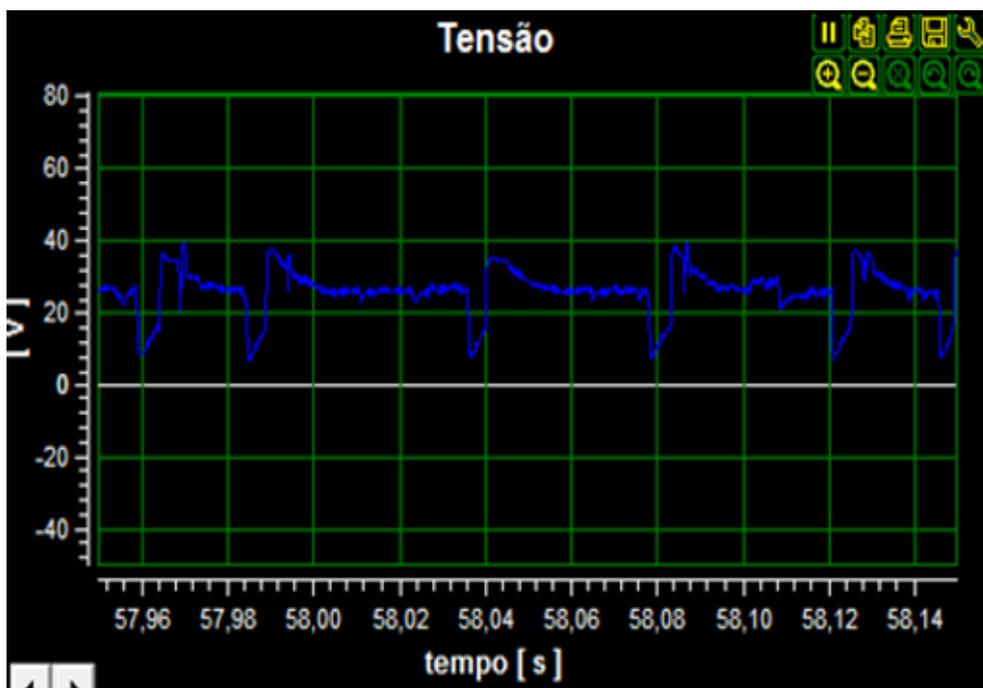
**Figura 26:** Laptop e Software utilizados.



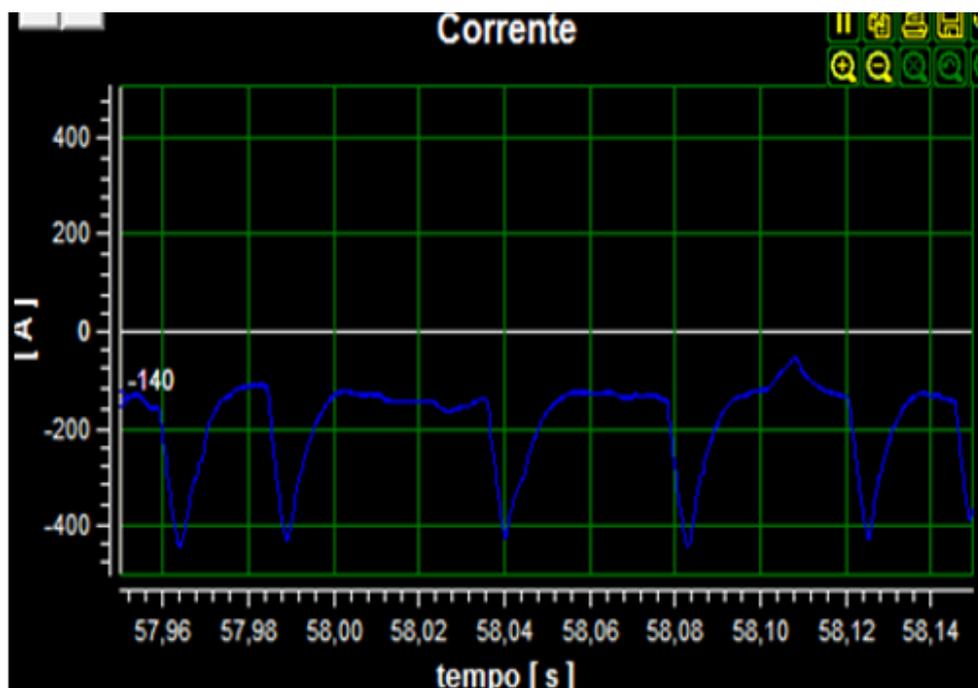
Através de ensaios experimentais foram selecionados os valores dos parâmetros utilizados neste trabalho para a soldagem do aço A36 com Inconel 625:

- Tensão de soldagem – 26 V;
- Corrente de soldagem – 200 A;
- Velocidade do arame – 8 m / min;
- Altura do stickout – 14 mm;
- Inclinação da tocha – 15° (empurrando);
- Temperatura mínima de preaquecimento – 280oC;
- Aporte térmico – 1,560 KJ/mm;
- Temperatura máxima de interpasse - 340 oC;
- Fluxo de gás – 25 l/min (Ar 75% / He 25%);
- Velocidade de soldagem – 20 cm/min.

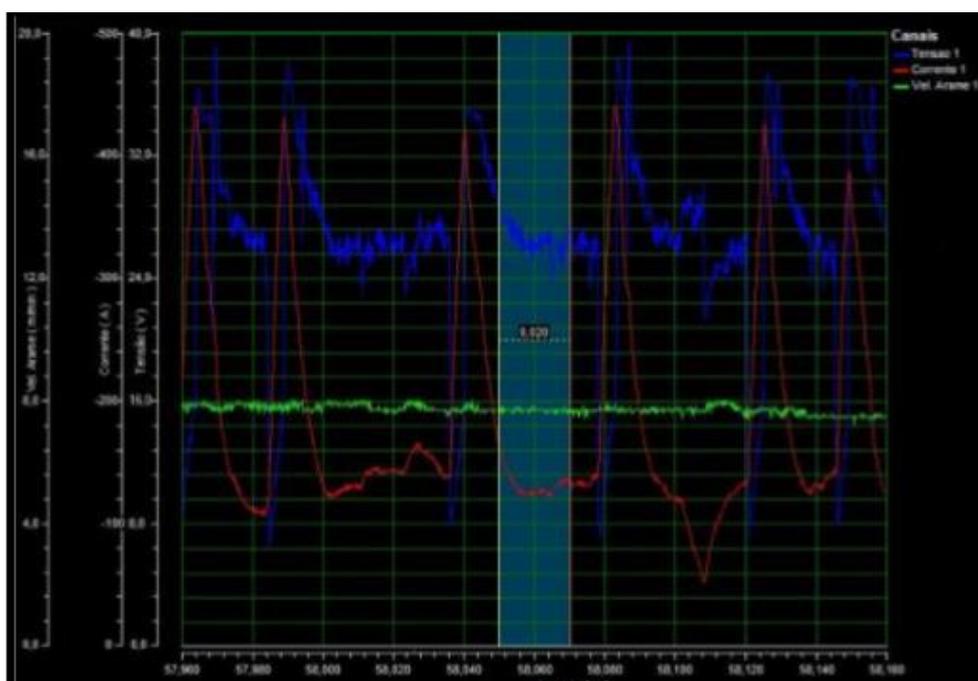
O controle dos parâmetros de soldagem foi realizado com a assistência do conjunto de equipamentos do processo de soldagem, conforme as Figuras 27, 28, 29 e 30:

**Figura 27:** Gráfico da velocidade do arame (m/min)**Figura 28:** Gráfico da tensão (V).

**Figura 29:** Gráfico da corrente (A).



**Figura 30:** Gráfico em conjunto da U, Va e A.



### 5.2.2 Preparação da amostra para soldagem

Para a realização das soldas, as chapas de aço ASTM A-36 foram cortadas com dimensões de 65 mm x 25 mm x 230 mm, por meio de uma serra de fita modelo SBS-10188. A abertura do chanfro foi feita com uma máquina de eletroerosão modelo CNC

EDM AR 1300 a fio com geometria de  $\frac{1}{2} V$ .

Antes da execução da soldagem, os corpos de provas foram lavados com água e sabão, e em seguida mergulhados em álcool a 97%, eliminando resíduos provenientes do processo de usinagem como óleo e graxa.

### 5.2.3 Soldagem da amostra

A execução da solda foi realizada de forma automática, para o processo MIG/MAG. A fonte de soldagem utilizada foi ajustada em modo de tensão constante, ou seja, foram fixados os valores da tensão do arco e da velocidade de alimentação do arame.

As placas foram fixadas na posição plana por parafusos sobre um suporte de aço, e niveladas, a DBCP foi ajustado em 20 mm, com a tocha mantida perpendicular ao plano da peça. O chanfro foi soldado com polaridade inversa (CC+). Desta forma, após o ajuste da chapa e todos os parâmetros de soldagem serem definidos, iniciou-se o processo de soldagem. Foram executados 10 passes, sendo um cordão de raiz e nove cordões de solda, A Figura 31 ilustra a última camada de passes. A escolha por 10 camadas de solda foi para atingir-se uma espessura de solda superior a 10 mm. Utilizou-se uma temperatura de interpasso de no máximo 340 °C.

**Figura 31:** Camas de passes de solda.



## **5.3 Caracterização**

### **5.3.1 Preparação da amostra para ensaios de caracterização**

Para realização dos ensaios de caracterização foi retirada uma amostra da junta soldada do aço ASTM A-36 com dimensões de 60 mm x 240 mm x 25,4mm, utilizando-se uma máquina de eletroerosão a fio modelo CNC EDM AR 1300.

Em seguida a amostra foi submetida ao polimento com lixas 1200 e pasta de diamante.

### **5.3.2 Microscopia Ótica**

A análise macroestrutural da área superficial dos corpos de prova foram conduzidas em um microscópio ótico (MO) Olympus Soft Imaging Solutions GmbH. Em seguida, realizado o ataque químico por imersão em reagente Nital 2%, durante 5 s, e ataque eletrolítico 10% durante 30 s, buscando analisar:

- A uniformidade dos cordões;
- Morfologia superficial obtida na região de solda;
- A presença de defeitos por análise visual como trincas e porosidade.

### **5.3.4 Perfil de Dureza**

Na realização dos ensaios de microdureza, foram utilizados um microdurômetro Micro Hardness Tester da marca Shimadzu, modelo HMV-2. Este ensaio de microdureza foi realizado em amostra quadrada de 30 mm de aresta por 5 mm de espessura, varrendo as regiões existentes e resultantes do amateigamento realizado no MB.

A amostra, foi submetida a microdureza vickers (HV) aplicando uma carga de 0,98 N (100 gramas-força), durante 15 segundos, com espaçamento entre as endentações de 0,5 mm ao longo de três colunas equidistantes 2 mm, para tanto, a amostra foi dividida em matriz 16x18 (linhas x colunas).

### **5.3.5 Módulo de Elásticidade**

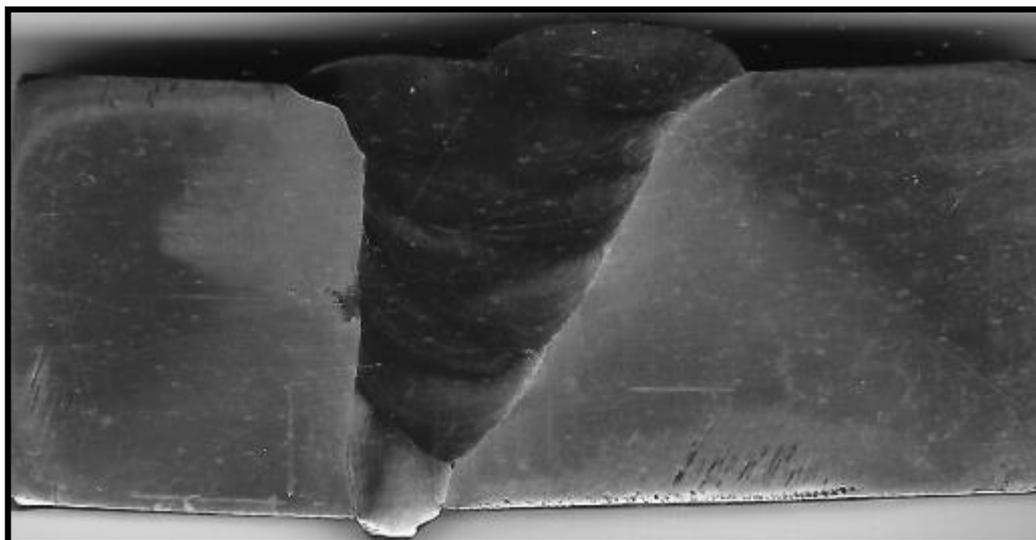
Para obtenção dos valores de Módulo Elástico, foi utilizado um ultramicrodurômetro Shimadzu modelo HMV-2. Para tanto foi construída uma matriz 16x18 de indentações por microdureza e a partir destas leituras estabelecidas distancias de 2 mm de cada indentação para se imprimir a carga e obter os valores de módulo.

## 6. Discussão dos Resultados

### 6.1 Macroscopia

A amostra soldada foi submetido à análises visuais, para tanto, foram utilizados reagentes químico para inspeção da mesma quanto a defeitos microestruturais nas regiões da junta soldada. Assim, verificou-se uma superfície livre de imperfeições como porosidades, moderduras, inclusões e falta de fusão entre os cordões de solda. Portanto, o aço ASTM-A36 com o arame AWS ER NiCrMo-3 (INCONEL 625) atendeu aos requisitos estabelecidos pela norma API 6A no que diz reipeito aos ensaios não destrutivos. A qualidade da solda entre os materiais citados é apresentada na Figura 32.

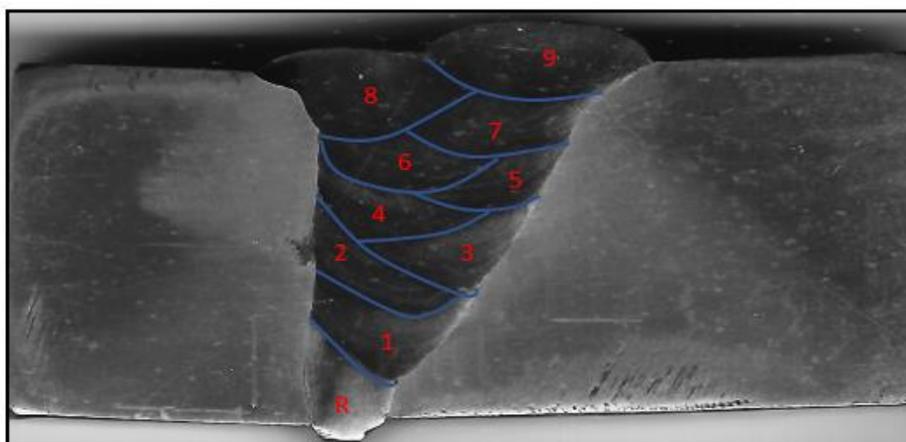
**Figura 32:** Macrografia da junta soldada do aço ASTM-A36 e Inconel 625.



### 6.2 Microscopia Ótica

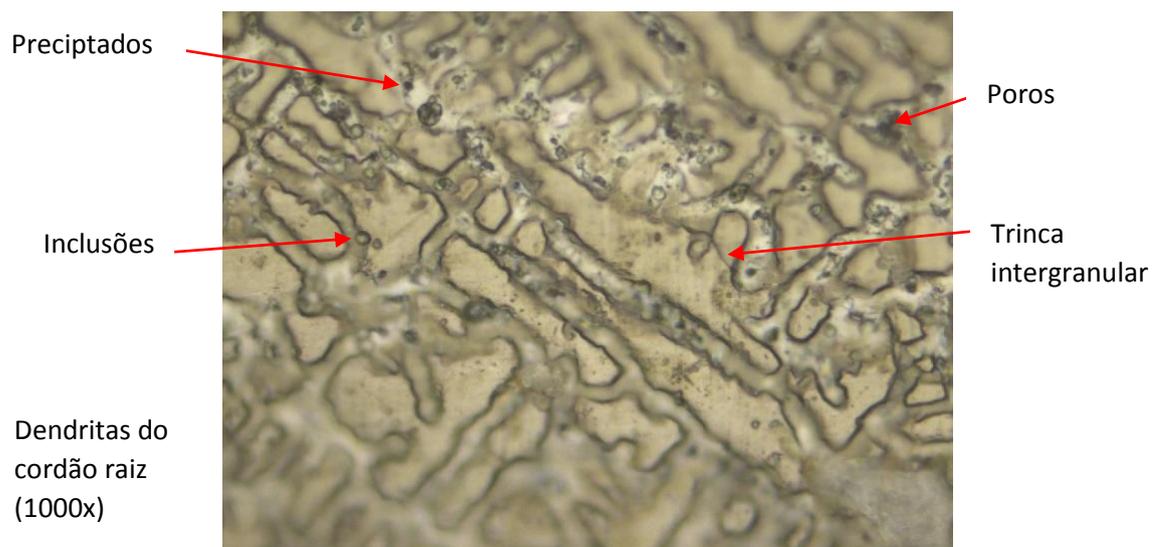
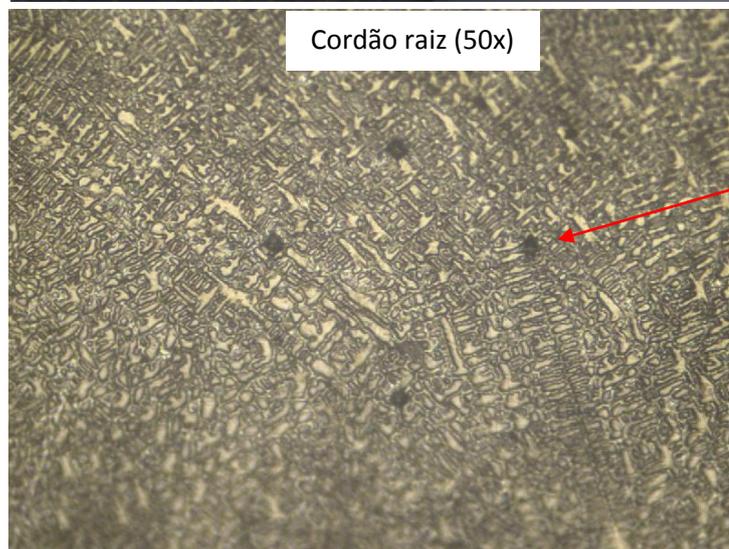
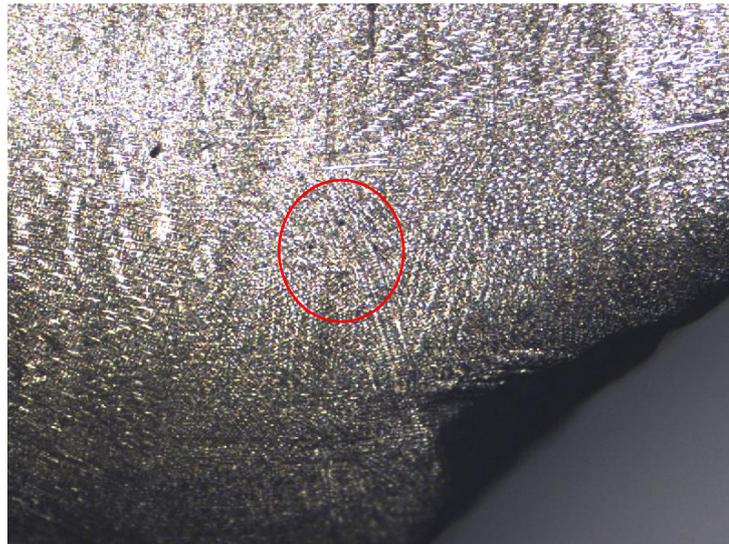
De acordo com a literarura, a microestrutura da zona fundida pode variar em locais diferentes, dependendo da taxa de resfriamento local. Assim, foram avaliadas as microestruturas de cada cordão de solda e suas interfaces relacionada conforme Figura 33.

**Figura 33:**Interface entre os cordões de solda realizados.



A Figura 34 apresenta o passe de raiz da junta soldada, observa-se que o mesmo exibe uma microestrutura com a presença de porosidade, precipitados e trinca intergranular, indicando uma variação de propriedades devido a diluição dos metais de base e de adição no processo. Nessa microestrutura verifica-se principalmente a presença de dendritas colunares, que crescem epitaxialmente a partir do substrato devido à direção do gradiente térmico (Gaumann et al., 2001).

**Figura 34:** Micrografia do passe de raiz, 50x, 200x e 1000x.

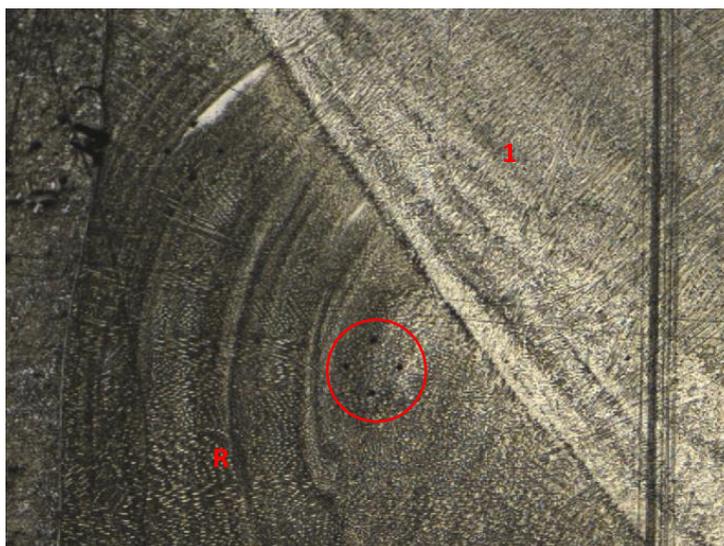


As Figuras 35 e 35 apresentam a interface entre o primeiro cordão de solda e o cordão do passe de raiz, pode-se observar que microestrutura é constituída principalmente por dendritas colunares com poucos dendritos secundários, enquanto que a área superior mostra estrutura dendrítica grosseira com braços dendríticos secundários clássicos. Como discutido na literatura, a convecção da poça de fusão ocorre durante a soldagem devido à várias forças e dentre elas a força eletromagnética.

Esta convecção pode, a princípio, causar a fragmentação das pontas das dendritas na zona de ligação, fato que pode ser verificado na micrografia de 1000x de aumento. Estes fragmentos de dendritas são carregados para o centro da zona fundida e, caso suportem as temperaturas da poça de fusão, agem como núcleo para formar novos grãos, um mecanismo de refinamento de grão em metal de solda, que pode alterar suas propriedades mecânicas, conforme relatado nos trabalhos de (FENG et al 2017).

**Figura 35:** Interface entre o passe de raiz e o primeiro cordão de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

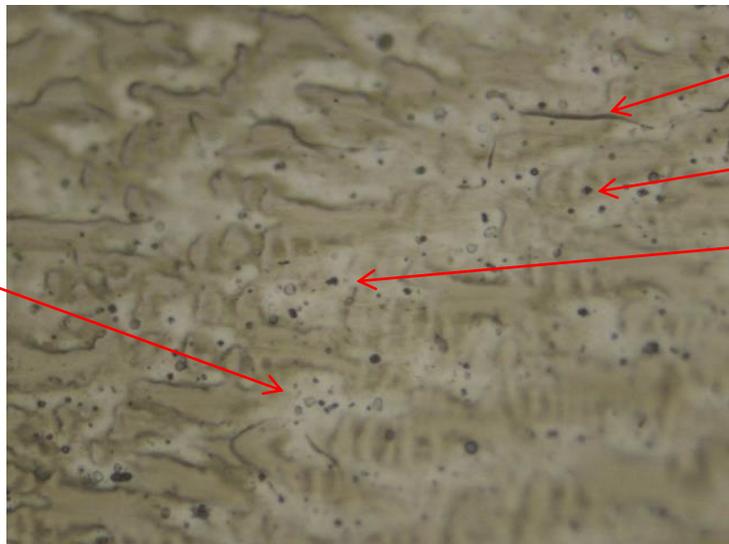
Interface entre o  
cordão de raiz e  
primeiro cordão  
de enchimento  
(50x)



Interface entre o  
cordão de raiz e  
primeiro cordão  
de enchimento  
(200x)



Inclusões  
Interface entre o  
cordão de raiz e  
primeiro cordão de  
enchimento  
(1000x)



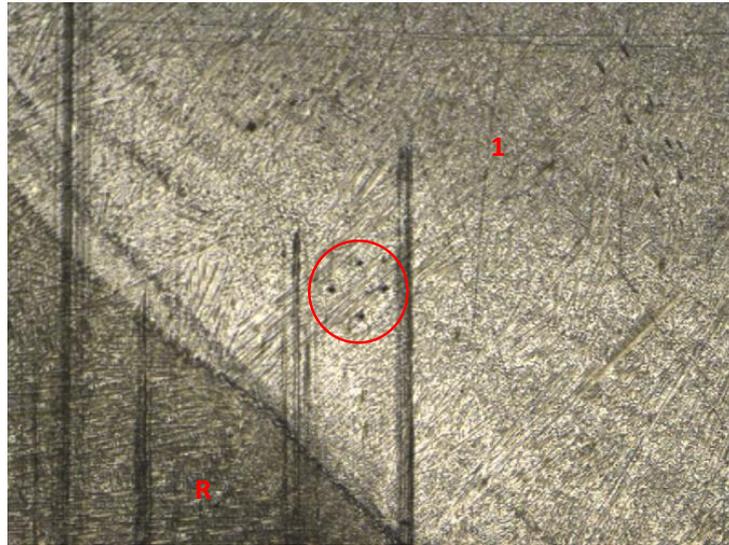
Trinca  
transgranular

Precipitado

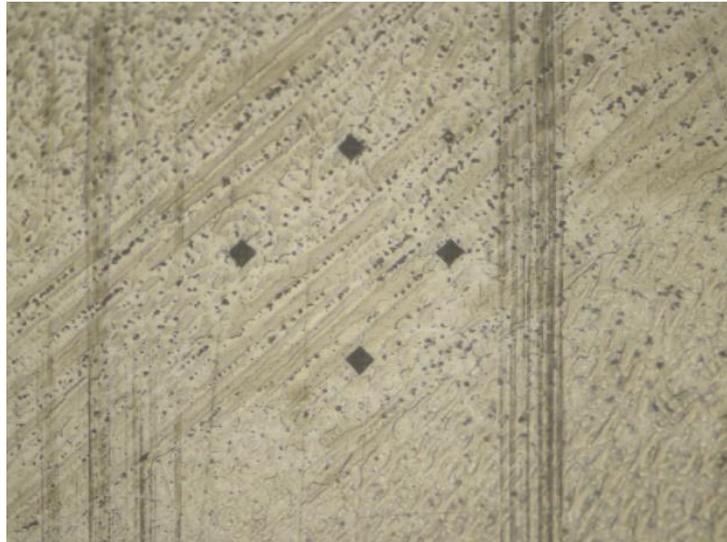
Poros

**Figura 36:** Interface entre o passe de raiz e o primeiro cordão de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

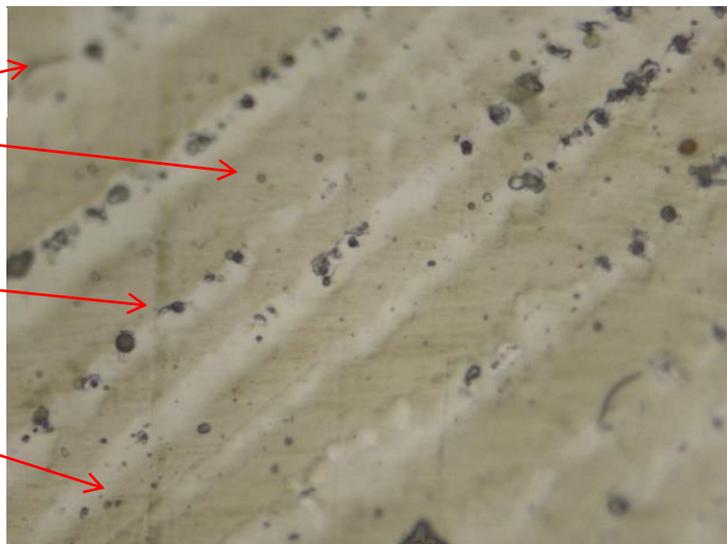
Interface entre o cordão de raiz e primeiro cordão de enchimento (50x)



Interface entre o cordão de raiz e primeiro cordão de enchimento (200x)



Trinca transgranular →  
 Inclusões →  
 Poros →  
 Precipitados →



Interface entre o cordão de raiz e primeiro cordão de enchimento (1000x)

Na figura 37 verifica-se que a área inferior de cada camada é uma estrutura colunar típica sem dendritas secundárias associadas a ela, enquanto que a parte superior exhibe estrutura dendrítica fina típica com os braços clássicos de dendrita secundária. É razoável que a taxa de resfriamento da massa fundida e a velocidade de solidificação sejam muito altas na parte inferior de cada camada, o que não permite o crescimento de dendritas secundárias. Enquanto a parte superior de cada camada esfria mais lentamente em comparação com a parte inferior. Devido à diminuição significativa da taxa de resfriamento de baixo para o topo da massa fundida, pode-se observar uma transição gradual da microestrutura colunar para dendrítica.

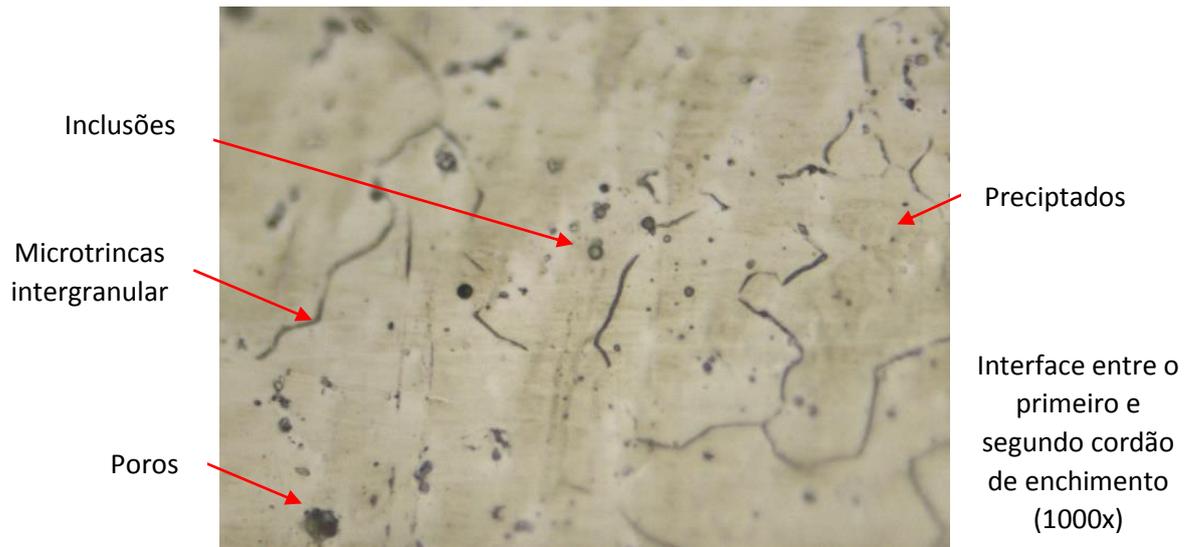
**Figura 37:** Interface entre o primeiro e segundo cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o primeiro e segundo cordão de enchimento (50x)



Interface entre o primeiro e segundo cordão de enchimento (200x)





A Figura 38 apresenta a interface entre o primeiro e o segundo cordão de solda, as micrografias apresentam uma microestrutura dentritica, porem com a presença de precipitados, poros, tincas, inclusões.

**Figura 38:** Interface entre o primeiro e segundo cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o primeiro e segundo cordão de enchimento (50x)

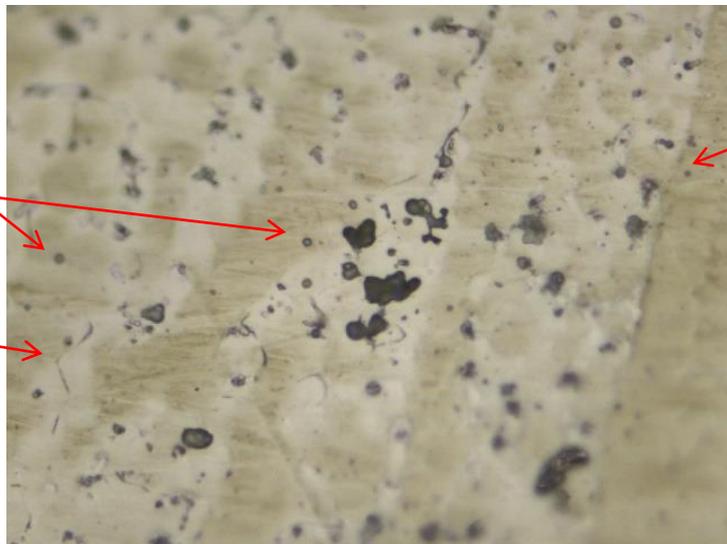


Interface entre o primeiro e segundo cordão de enchimento (200x)



Inclusões

Microtrinca Intergranular



Precipitados

Interface entre o primeiro e segundo cordão de enchimento (1000x)

A Figuras 39 e 40 apresentam as micrografias da interface entre o segundo e terceiro cordão, as mesmas exibem características semelhantes as micrografias citadas anteriormente, uma micrografia com presença de precipitados, poros e inclusões.

**Figura 39:** Interface entre o segundo e terceiro cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

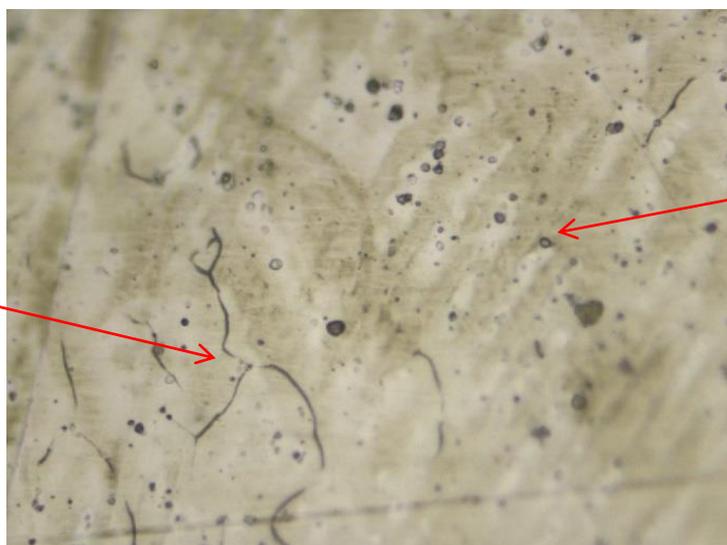
Interface entre o segundo e terceiro cordão de enchimento (50x)



Interface entre o segundo e terceiro cordão de enchimento (200x)



Microtrincas Intergranular



Precipitados

Inclusões

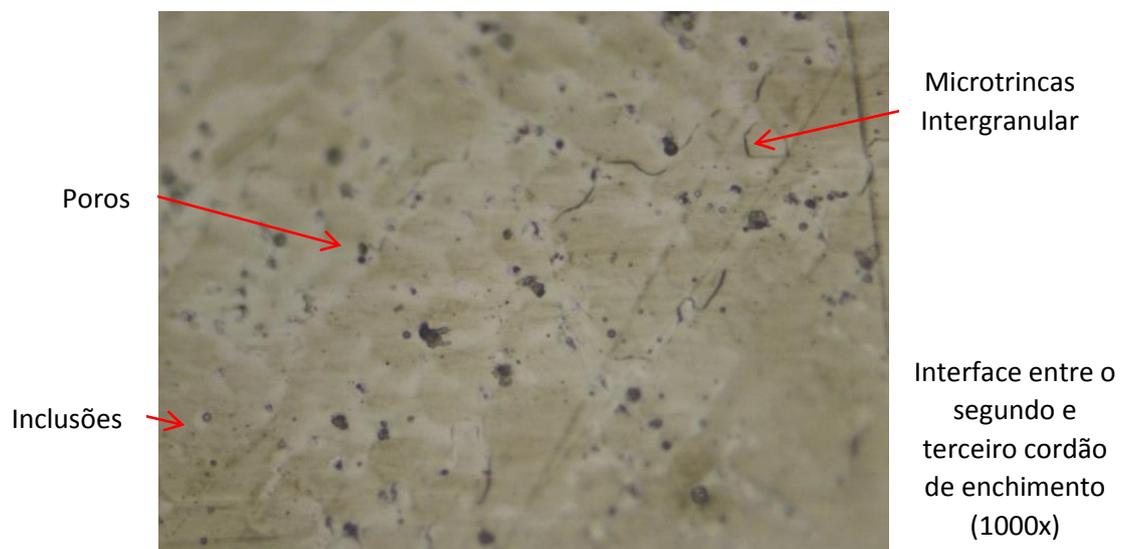
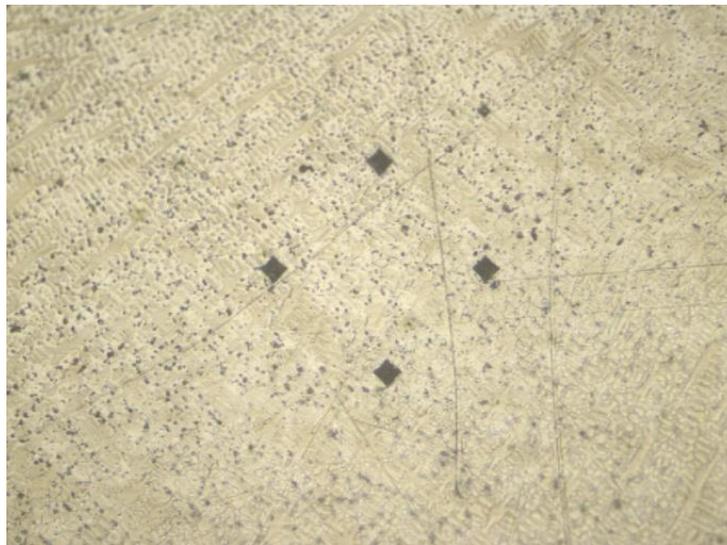
Interface entre o segundo e terceiro cordão de enchimento (1000x)

**Figura 40:** Interface entre o segundo e terceiro cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o segundo e terceiro cordão de enchimento (50x)



Interface entre o segundo e terceiro cordão de enchimento (200x)



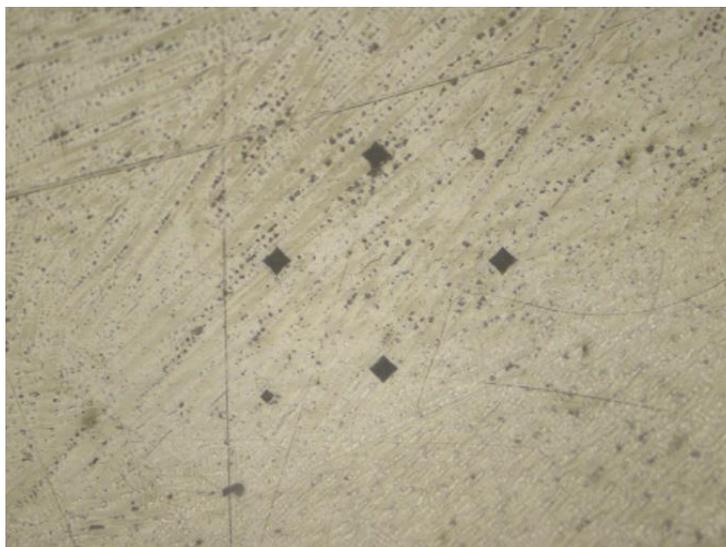
As micrografias da interface entre o terceiro e quarto cordão de solda estão apresentadas na Figura 41, as mesmas exibem estrutura característica de zonas de refusão encontradas nesse estudo como microestrutura com dendritas primárias, e secundárias, porosidade, elementos de inclusão e preceptados .

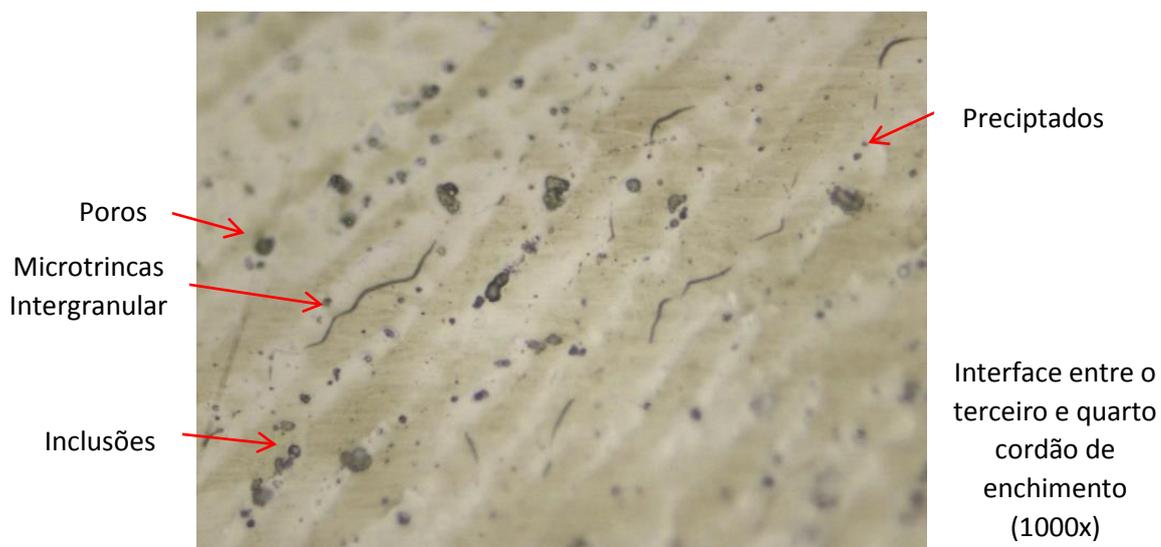
**Figura 41:** Interface entre o terceiro e quarto cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o  
terceiro e quarto  
cordão de  
enchimento  
(50x)



Interface entre o  
terceiro e quarto  
cordão de  
enchimento  
(200x)

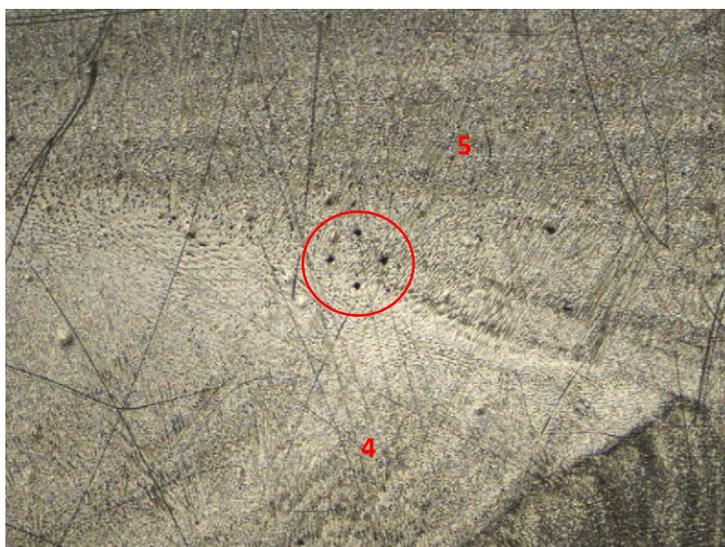




As micrografias da interface entre o quarto e quinto cordão de solda e entre o quarto e sexto estão apresentadas nas Figuras 42 e 43, as mesmas exibem estrutura característica de zonas de refusão já discutidas anteriormente.

**Figura 42:** Interface entre o quarto e quinto cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o quarto e quinto cordão de enchimento (50x)



Interface entre o quarto e quinto cordão de enchimento (200x)



Microtrincas intergranular

Inclusões

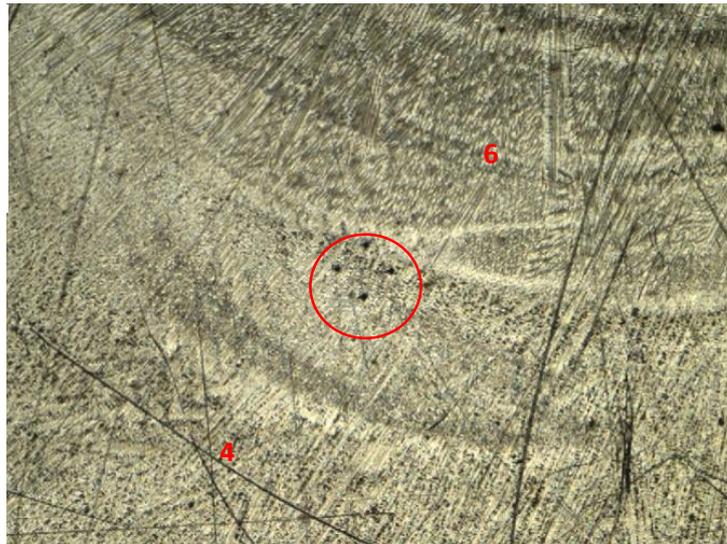


Precipitados

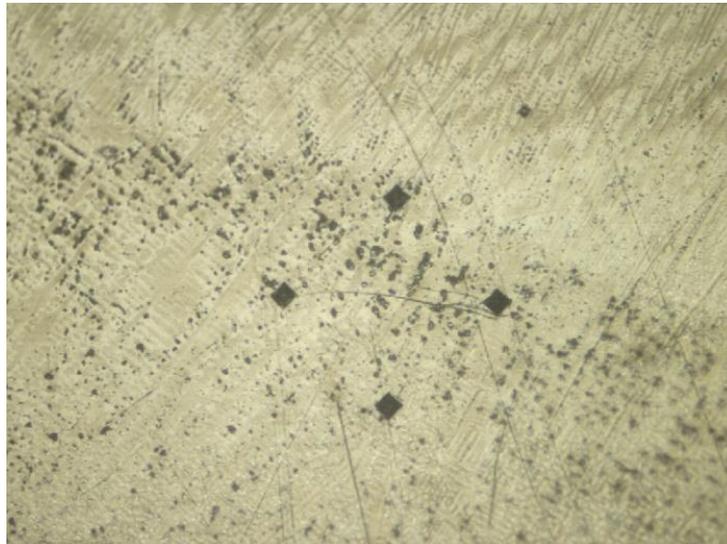
Interface entre o quarto e quinto cordão de enchimento (1000x)

**Figura 43:** Interface entre o quarto e sexto cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o quarto e sexto cordão de enchimento (50x)



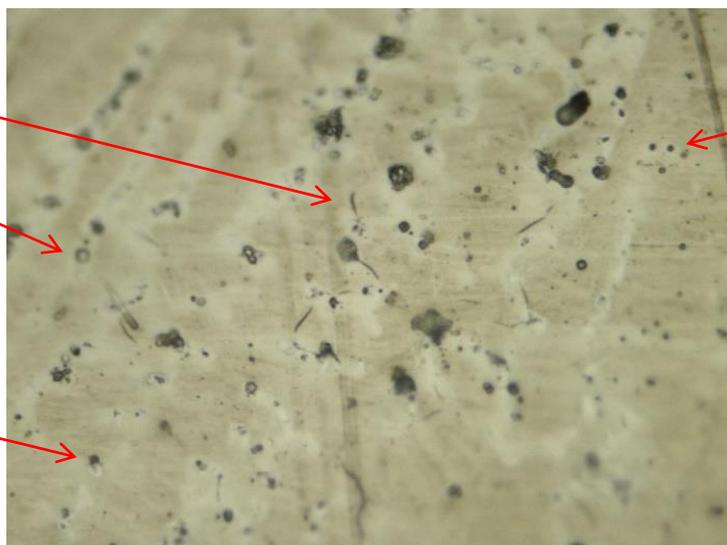
Interface entre o quarto e sexto cordão de enchimento (200x)



Microtrincas Intergranular

Inclusões

Poros



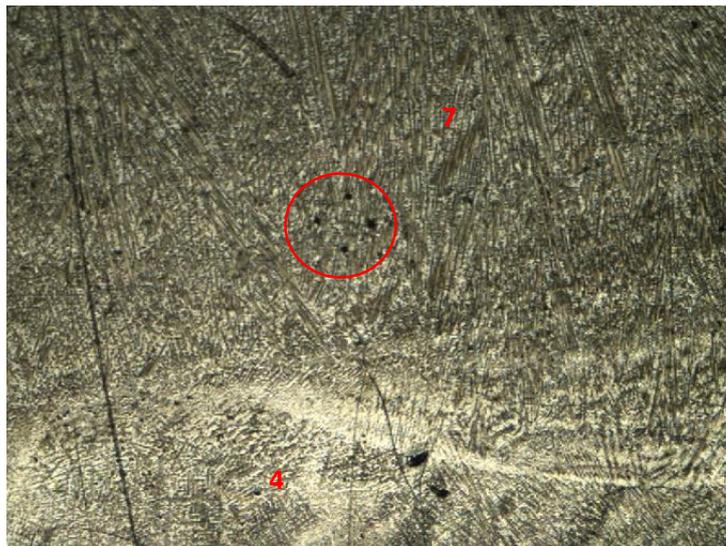
Precipitados

Interface entre o quarto e sexto cordão de enchimento (1000x)

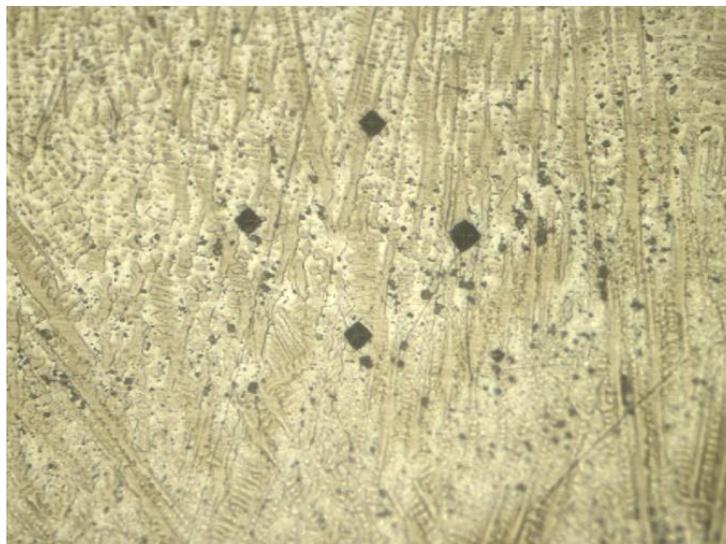
As Figuras 44 e 45 apresentam as interfaces entre o quarto e sétimo cordão de solda e, entre o quinto e o sexto, ambas as micrografias apresentam um microestrutura com dendritas primárias e secundárias. Verifica-se ainda a presença de microtrincas, porosidade, elementos de inclusão e preceptados.

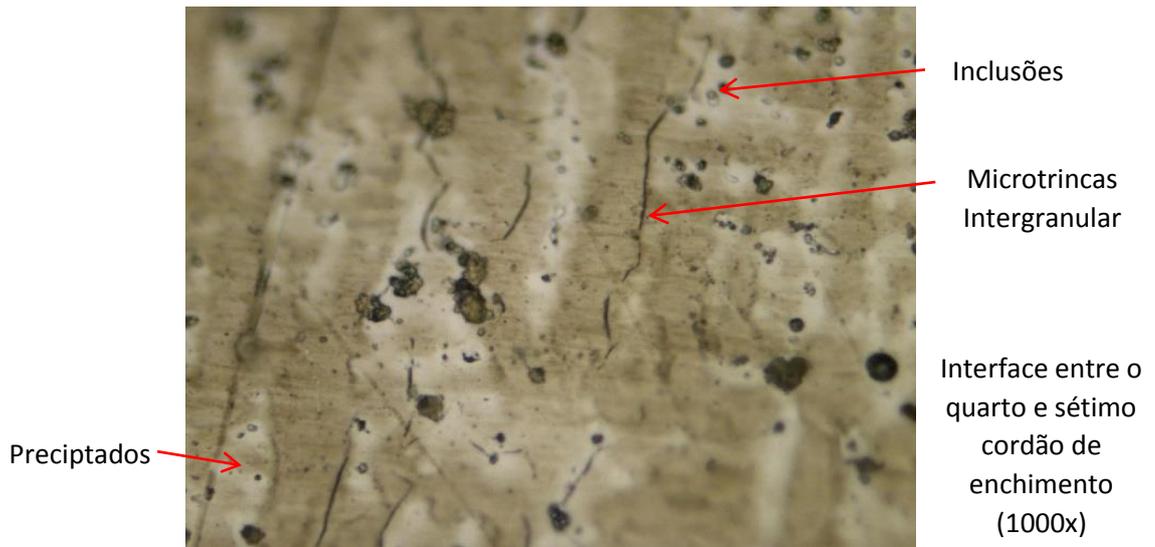
**Figura 44:** Interface entre o quarto e sétimo cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o quarto e sétimo cordão de enchimento (50x)



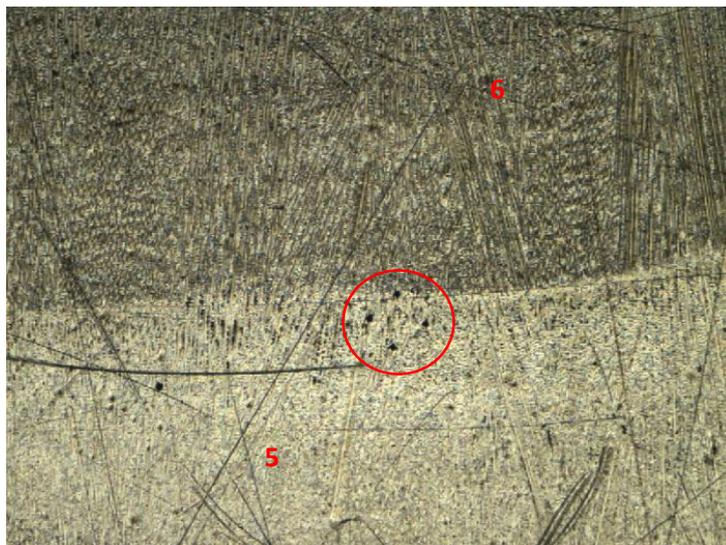
Interface entre o quarto e sétimo cordão de enchimento (200x)



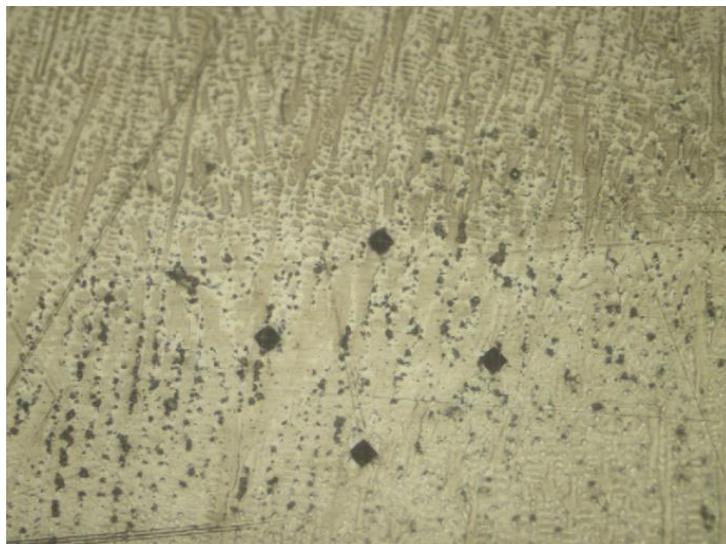


**Figura 45:** Interface entre o quinto e sexto cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o quinto e sexto cordão de enchimento (50x)



Interface entre o quinto e sexto cordão de enchimento (200x)

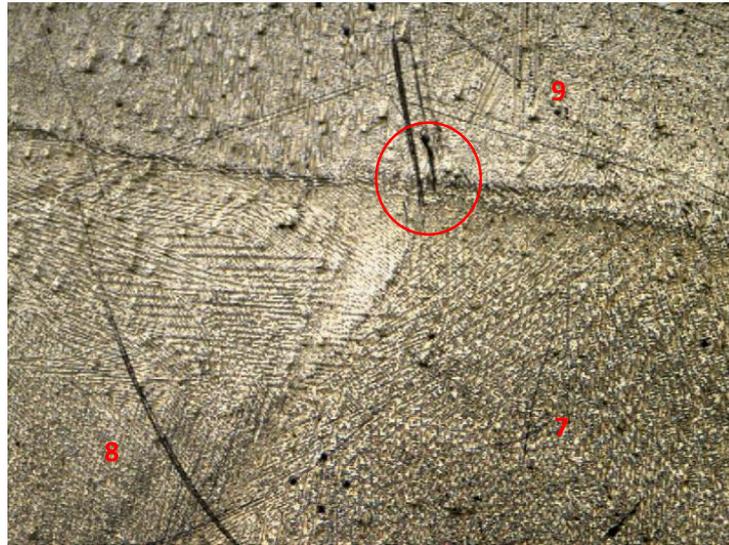




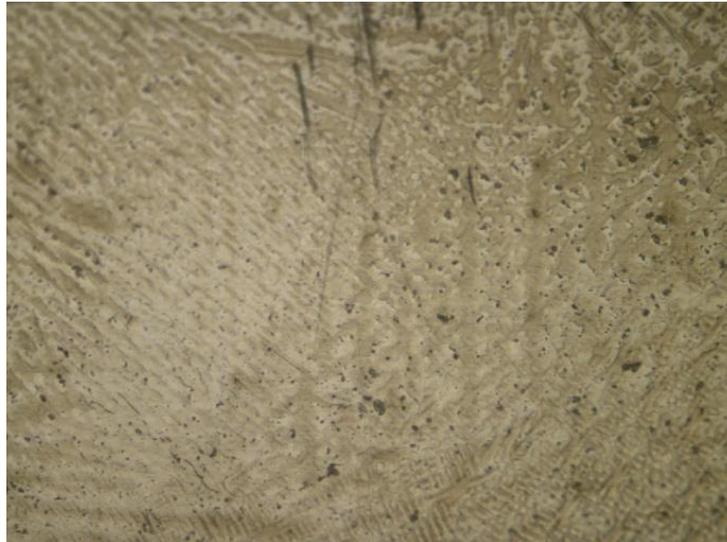
As micrografias com a interface entre o sétimo e oitavo cordão de solda estão apresentadas na Figura 46, demonstrando que a fusão entre o metal de base e o inonel 625 é caracterizado pela presença de microtrincas, poros, inclusões e precipitados.

**Figura 46:** Interface entre o sétimo, oitavo e nono cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o sétimo, oitavo e nono cordão de enchimento (50x)

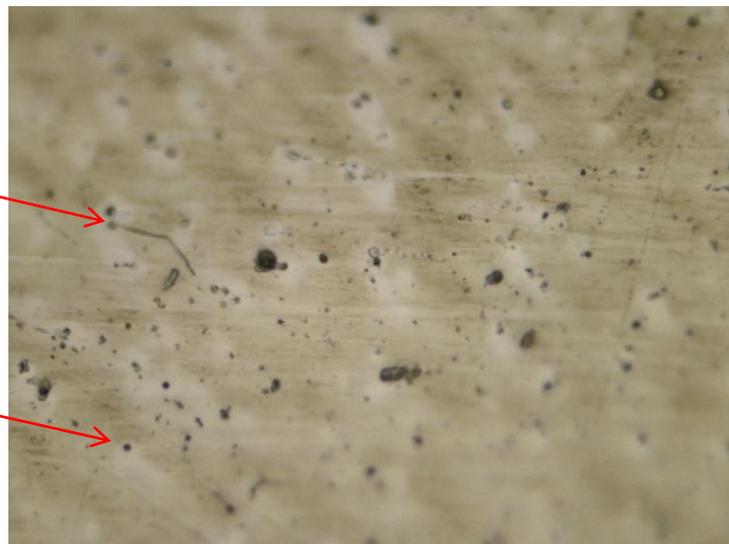


Interface entre o sétimo, oitavo e nono cordão de enchimento (200x)



Microtrincas intergranular

Poros



Interface entre o sétimo, oitavo e nono cordão de enchimento (1000x)

A interface entre o sétimo e nono cordão estão nitidamente demonstradas na Figura 47. A partir das micrografias observamos uma estrutura dendrita formada, poros, inclusões e preceptados.

**Figura 47:** Interface entre o sétimo e nono cordões de enchimento, 50x, 200x, 1000x.

Interface entre o sétimo e nono cordão de enchimento (50x)

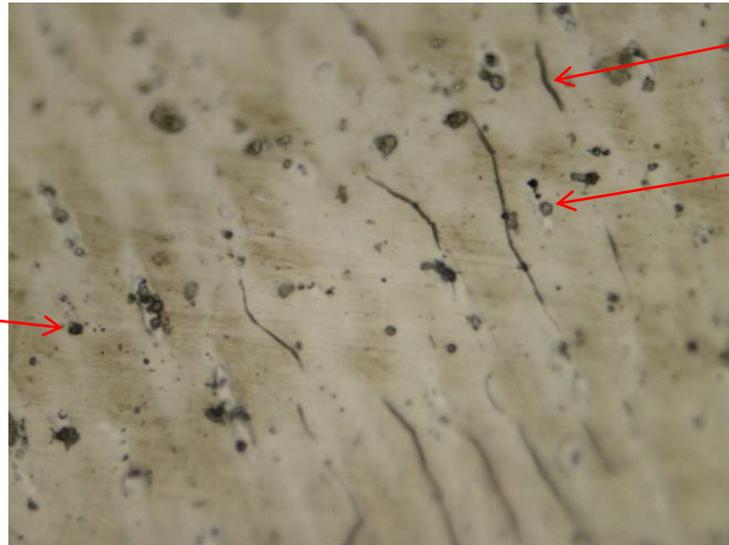


Interface entre o sétimo e nono cordão de enchimento (200x)



Interface entre o sétimo e nono cordão de enchimento (1000x)

Poros



Microtrinca intergranular

Inclusões

A interface entre o oitavo e nono cordão é apresentada pela Figura 48, onde pode ser identificada uma microestrutura a presença de poros, inclusões e precipitados, característicos desse dissimilar conforme as demais imagens estudadas.

**Figura 48:** Interface entre o oitavo e nono cordões de acabamento, 50x, 200x, 1000x.

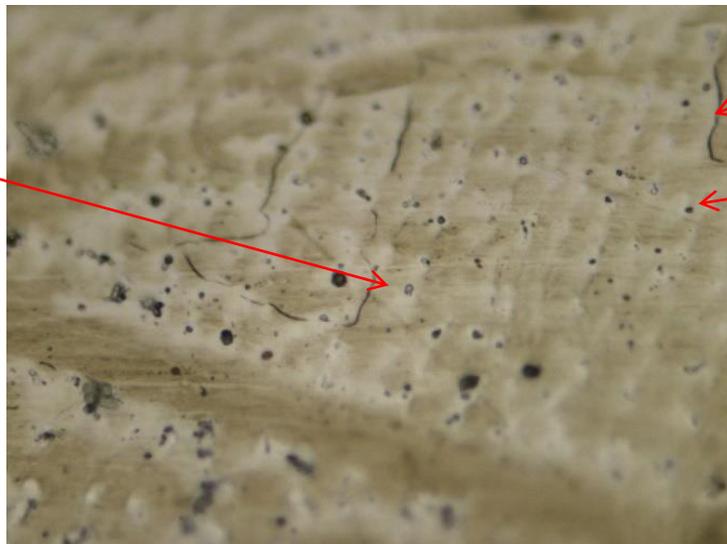
Interface entre o oitavo e nono cordão de enchimento (50x)



Interface entre  
o oitavo e nono  
cordão de  
enchimento  
(200x)



Inclusões



Microtrinca  
intergranular

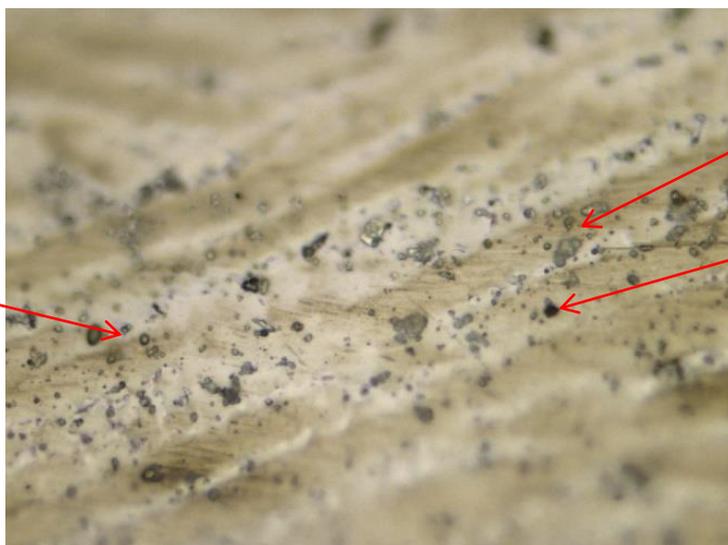
Precipitados

Interface entre  
o oitavo e nono  
cordão de  
enchimento  
(200x)

No que tange ao último cordão de enchimento, pode ser observado uma maior presença de poros, precipitados e inclusões atribuídas as refusões ocorridas entre os cordões de solda do processo de soldagem multipasses, Figura 49.

**Figura 49:** Nono cordão de acabamento, 50x, 200x, 1000x.

Nono cordão  
de  
acabamento  
(50x)



Inclusões

Precipitados

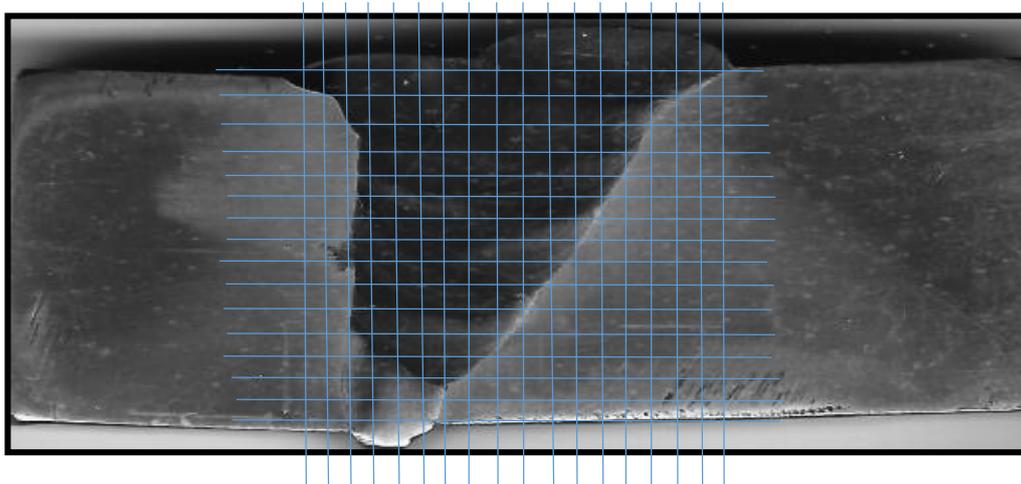
Poros

Nono cordão  
de  
acabamento  
(50x)

### 6.3 Microdureza

Uma matriz 18x16, foi construída a partir das indentações realizadas. Aplicaram-se uma carga de 100 gf (980 mN) por um tempo de 15 segundos com deslocamentos ao longo da zona fundida de acordo com a Figura 50.

**Figura 50:** Matriz 18x16 da indentações realizadas com microdurometro.



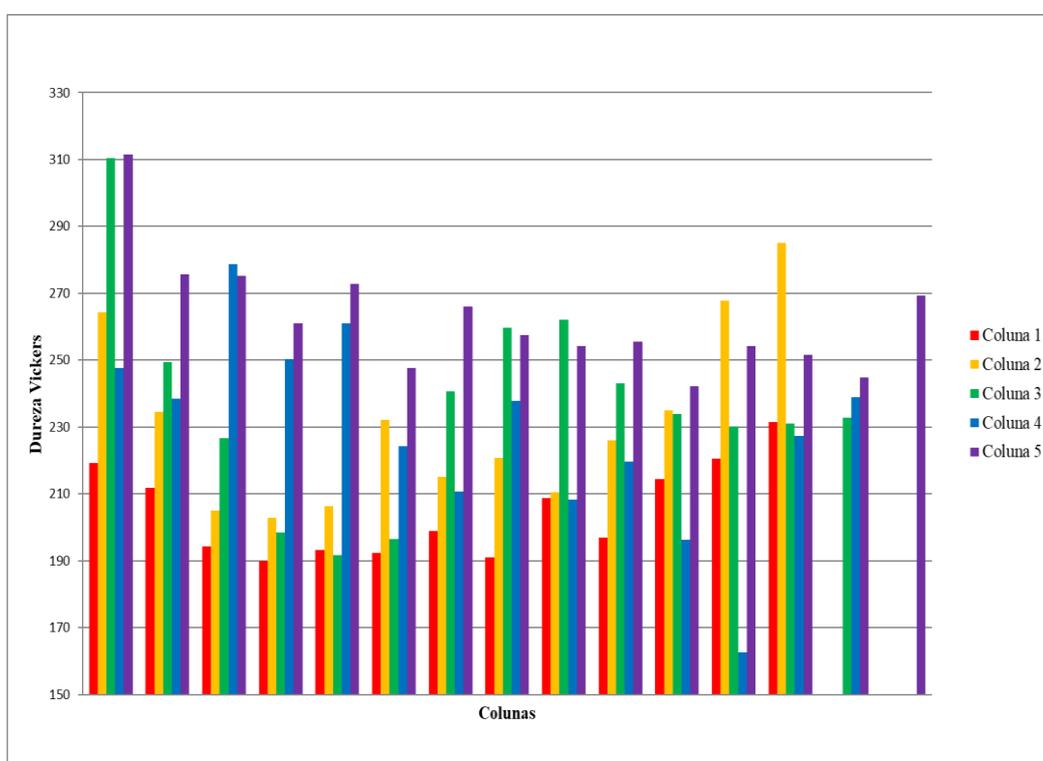
Os gráfico mostrados nas Figuras 51, 52, 53 e 54 apresentam o perfil de microdureza nos passes de solda com o Inconel 625, onde cada valor representa a dureza média de quatro identações realizadas na amostra, conforme Tabela 5, além disso dividiu-se os dados em três regiões (inferior, média e superior). Nas zonas mais próximas ao metal de base se verifica uma dureza ligeiramente menor com variação crescente quando o mesmo se aproxima do MS entre 190 HV e 232 HV, na região à esquerda do metal de solda. Na região à direita a variação da dureza foi de 170 HV a 327 HV. Na região central dos cordões de solda a dureza variou de 219 HV até 414 HV no ultimo passe do cordão. De acordo com a relação Hall-Petch, a dureza diminuiu com o aumento do tamanho do grão à temperatura ambiente (Takaki et al., 2001) o que pode ser considerado na análise, uma vez que as interfaces entre os cordões de solda são zonas de refusão.

O Inconel 625, que é uma superliga, contendo elementos de solução sólida na matriz de austenita, como Mo e Nb, fato que deve ser considerado na determinação da dureza. Portanto, como esperado, a microestrutura final e a segregação atenuada de Mo e Nb contribuem para uma maior dureza do Inconel 625 na região central da zona fundida.

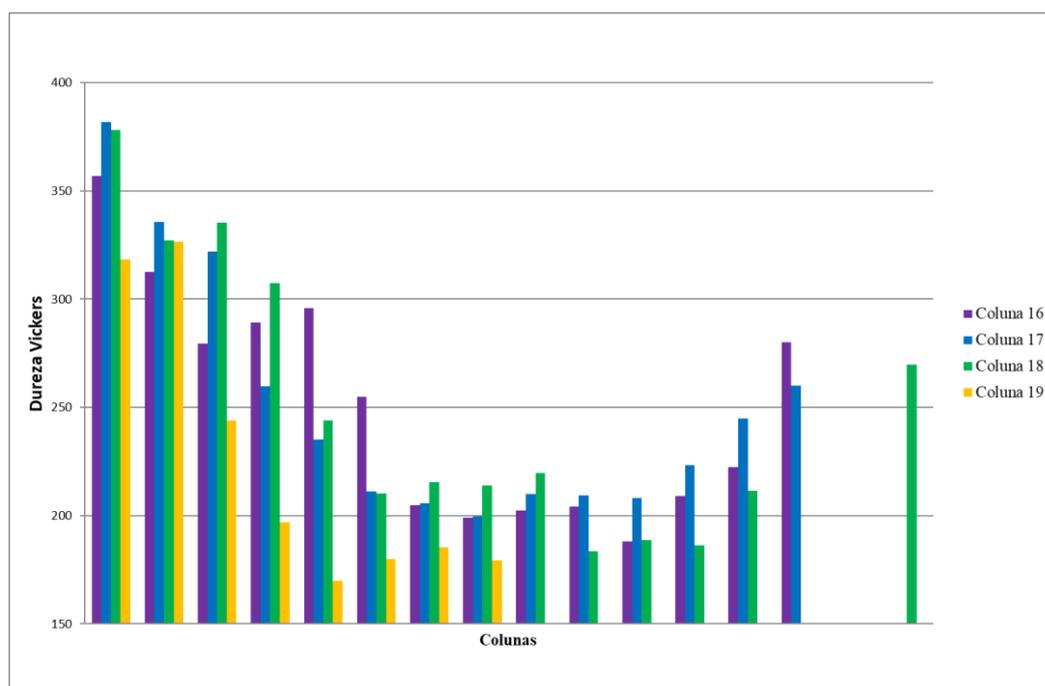
Além disso, a dissolução de carbonetos dentro dos grãos e o enriquecimento de elementos de liga ao longo dos limites de grãos levam à variação de dureza na região de multipasses. A principal diferença da dureza reside na zona de diluição do ferro que pertence ao revestimento. Note-se, portanto, uma variabilidade na dureza com tendencia crescente para as indentações realizadas próximas da ZAC e uma leve acrescimo de durezas para as indentações realizadas na região central dos cordões de solda multipasses.

Conforme pode ser verificado nas Figuras 51 e 53 as colunas entre 5 e 12 (região central) são as que tem as maiores durezas em relação as colunas laterais.

**Figura 51:** Gráfico de Microdureza Vickers.





**Figura 54:** Gráfico de Microdureza Vickers.**Tabela 5:** Microdureza Vickers HV (980 mN).

mHV	Col 1	Col 2	Col 3	Col 4	Col 5	Col 6	Col 7	Col 8	Col 9	Col 10	Col 11	Col 12	Col 13	Col 14	Col 15	Col 16	Col 17	Col 18
L 1	219,25	264,25	310,5	247,75	311,5	316	290	342,75	414	349,75	377,75	399,25	372,5	320,75	352,5	357	381,75	378
L 2	211,75	234,25	249,3	238,5	275,75	281,75	263,75	282,75	312,5	351,25	319,75	328	335	323,5	306,75	312,5	335,5	327,25
L 3	194,25	234,5	226,75	278,75	275,25	286,75	260	281,5	282,25	327,25	312,5	262,25	304	304,75	295	279,5	322	335,25
L 4	190	205	198,5	250,25	261	264,5	219,25	287,5	313,25	336,25	292,75	277,5	271	263,5	293,25	289,25	259,75	307,25
L 5	193,25	202,75	191,75	261	272,75	250,75	235,5	273,75	291	300	291,5	296,75	278,5	280	262,5	296	235	244
L 6	192,25	206,25	196,5	224,25	247,75	252	254,25	336	276,5	315,25	311,75	244,25	296,5	264,25	244,75	254,75	211,25	210,25
L 7	199	232,25	240,75	210,75	266	259,25	270,25	338,25	294,5	329	308,5	301,75	307,5	283	213,25	204,75	205,75	215,5
L 8	191	215	259,75	237,75	257,5	249,75	259,25	326	345,5	293,75	312,5	295,25	292,25	233,5	205	199	199,75	214
L 9	208,75	220,75	262	208,25	254,25	257	269	297,5	319,5	302,75	328,5	278,25	254,75	225	192	202,25	210	219,5
L 10	197	210,5	243	219,75	255,5	270	285	332	345	300	310,25	285,5	223	211,25	195,75	204,25	209,25	-
L 11	214,5	226	234	196,25	242,25	266,5	278,5	319	302,25	315,25	252,75	269,5	222,75	213	207,5	188	208	-
L 12	220,5	235	230,25	207	254,25	269,75	260,25	318,75	295,75	320,75	239	221,5	214,75	203,75	194,25	209	223,25	-
L 13	231,5	267,75	231	227,25	251,5	257,25	264	301,25	297	252,25	219	230,75	229,75	217,75	222,5	222,5	244,75	-
L 14	-	285	232,75	-	244,75	267	251,5	307,75	248,75	243,25	235,75	225	-	220,25	260	280	-	-
L 15	-	-	-	-	269,25	254,75	274,75	269,75	-	283,75	291	226,75	-	-	-	-	-	-
L 16	-	-	-	-	-	-	-	253,25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

### 6.3 Módulo de elasticidade

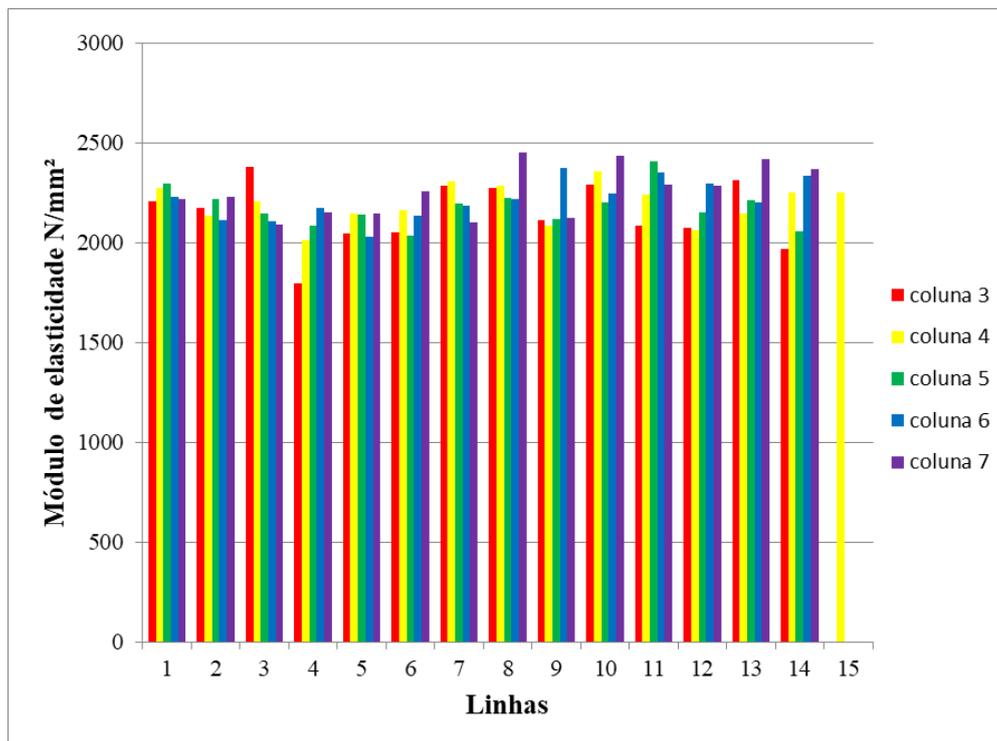
Para medir a variação das propriedades mecânicas através das zonas de refusão dos cordões de solda foram realizadas indentações, a partir dos passes de enchimento,

varrendo toda a região de solda da amostra, com um espaçamento de 4 mm entre cada indentação realizada. Cada valor do módulo de elasticidade (E) foi medido, para um ciclo carga-descarga. Os valores do módulo de elasticidade determinados para a matriz 18x16 estão apresentados nas Figuras 55, 56 e 57. Observa-se que os valores do módulo de elasticidade apresentam tendências semelhantes entre si para as linhas de 2 a 4, verifica-se uma pequena descendência ao logo dos primeiros 8 mm percorridos, logo após uma variação para todas as linhas investigadas, encontrando-se uma instabilidade nos valores do módulo nas indentações próximas ao MB. Conforme foi verificado nos resultados de dureza a região central da amostra concentra os maiores valores de módulo de elasticidade, o que sugere um possível crescimento de grão devido as refusões sofridas pelo material no processo multipasses.

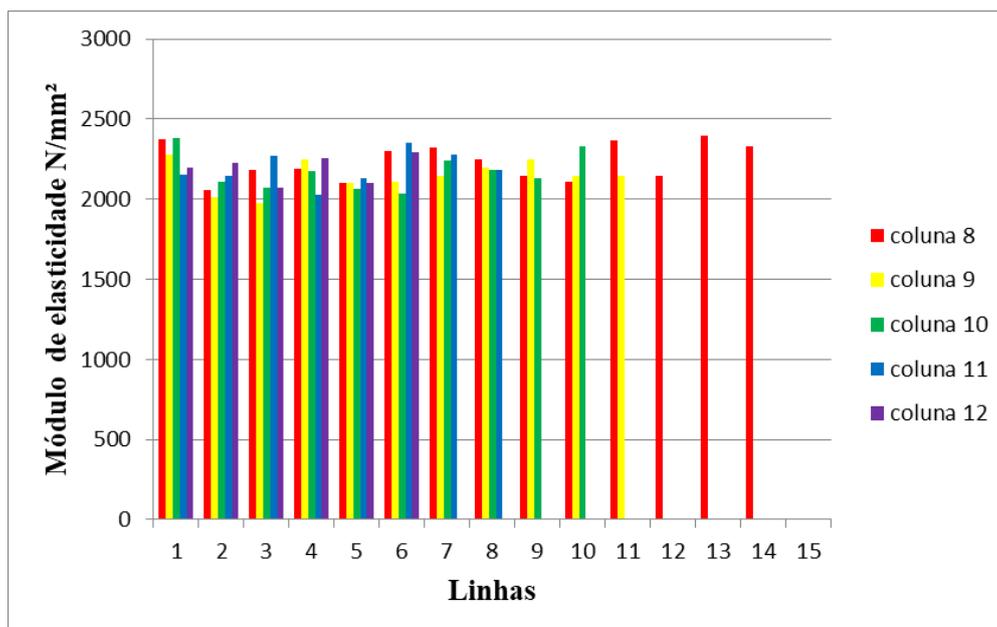
Observa-se um modesto decaimento nos valores do módulo de elasticidade dos cordões de enchimento central, verificando-se os menores valores entre as colunas 9 e 12 que correspondem ao segundo e terceiro cordões. Estes valores menores de módulo podem ser relacionados com a microestrutura do material descrita na seção 6.2.

No que tange aos valores de módulo correspondentes aos quarto, quinto, sexto, sétimo, oitavo e nono cordões, observa-se uma estabilidade nos valores de módulo de elasticidade entre as distancias de 10 e 35 mm, verificando-se um único valor de pico para as colunas 16 que corresponde ao maior valor de módulo exibido em toda amostra sendo 2584 N/mm<sup>2</sup>, conforme Tabela 6. Este valor pode ser atribuído a uma indentação realizada sob alguma impureza como precipitados ou inclusões que normalmente apresentam durezas mais elevadas.

**Figura 55:** Módulo de elasticidade das colunas de 3 a 7 correspondentes aos cordões de solda do passe raiz ao último cordão de solda de enchimento.



**Figura 56:** Módulo de elasticidade das colunas de 8 a 12 correspondentes aos cordões de solda do passe raiz ao último cordão de solda de enchimento.





## 7. Conclusões

A macrografia apresentou uma estrutura soldada uniforme, livre de imperfeições visuais.

A amostra de cordão Inconel 625 mostrou uma microestrutura heterogênea, com estruturas uniformes envolvendo grãos celulares, dendritas colunares primárias e secundárias típicas e equiaxiais, referentes as regiões identificadas como interface de multipasses.

Foram identificados precipitados nas interfaces dos cordões de solda, além de inclusões, poros e trincas intergranulares e intragranulares.

As áreas que correspondem a região central dos cordões de solda apresentaram uma maior dureza e maior módulo de elasticidade devido a microestrutura formada no processo multipasses. Isso causado pelo efeito da segregação de elementos de liga provenientes da fusão do metal de base e refusão dos cordões de solda.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALAM, M.M.; BARSOUM, Z.; JONSÉN, P.; KAPLAN, A.F.H; HAGGBLAD, H.A. **The influence of surface geometry and topography on the fatigue cracking behaviour of laser hybrid welded eccentric fillet joints**. Applied. Surface Science. 256 (2010) 1936–1945.

ALBA, Diego Rafael. **Alba Influência dos parâmetros obre a geometria dos cordões produzidos por soldagem MAG robotizada**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, TCC, Porto Alegre, 2013.

AWS Welding Handbook: **“Welding Process – Volume 2”**. American Welding Society, 8ª Edição, 1997.

BALMER. Disponível em: <file:///E:/Versão%20Final/BALMER-Apostilas-técnicas-Eletrodo-Revestido.pdf> Acesso: junho de 2016.

CALLISTER, W. D. **Introdução a Ciência e Engenharia de Materiais**. 9ª edição, cap. 6 p. 172-182. Rio de Janeiro 2016.

CAMPOS, Paulo Tancredo de. **Caracterização mecânica e microestrutural de juntas soldadas pelos processos mig/mag (GMAW) e arame tubular (FCAW)**. PUCCPR. Curitiba, 2005

CATARIN T. N., **Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 por Soldagem —GTAWI**. Dissertação apresentada para obtenção de Grau de Mestre em Ciências da Universidade de São Paulo, São Paulo – SP, 2011.

COSTA, E. C. **Caracterização do aço 8630 modificado e amanteigado com Inconel 625 pelo processo de soldagem GMAW**. Dissertação apresentada para obtenção de Grau de Mestre em Engenharia Mecânica da Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa– PB, 2013.

DOURADO, Marco; SOARES, Delfim; BARBOSA, Joaquim; PINHO, António Marques; MEIRELES, José; BRANCO, Paula; RIBEIRO, Carlos e REI, Carlos. **A comparative study of fatigue behaviour of MAG and laser welded components using reliability analysis**. Materials Science and Engineering: A. Volume 606, 12 June 2014, Pages 31-39.

EVANS, G. M., BAILEY N.; Metallurgy of basic weld metal. Editora Abington Publishing, 1997.

FENG, Kai; CHEN, Yuan; DENG, Pingshun; LI, Yuyan; ZHAO, Haixing; LU, Fenggui; LI Ruifeng; HUANG, Jian; LI, Zhuguo. **Improved high-temperature hardness and wear resistance of Inconel 625 coatings fabricated by laser cladding.** Journal of Materials Processing Technology. Vol 243 p. 8291, Shanghai 2017.

FONTES, Carlos Henrique. Juntas de aço baixa liga soldadas com diferentes consumíveis – efeito do tratamento de alívio de tensões nas características metalúrgicas das soldas. COPPE: UFRJ, 2008.

FORTES, Cleber. Apostila de Arco Submerso. Disponível em: <[http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901100rev1\\_apostilaarcosu bmerso.pdf](http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901100rev1_apostilaarcosu bmerso.pdf)>. Acesso em: agosto de 2016.

GANG Z.; YU S.; ZHU M.; FAN D.; **Arc characteristics and metal transfer behavior in narrow gap gas metal arc welding process.** Journal of Materials Processing Technology 245 (2017) 15–23.

KEJELIN, Norton Zanette. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares.** Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais: UFSC, 2006.

MARQUES, P. V., MODENESI, J. P., BRACARENSE, A. Q., **Soldagem, Fundamentos e Tecnologia.** Editora UFMG, 3a edição, Bolo Horizonte – MG, 2009.

MODENESI PJ: **Soldabilidade do Aços Inoxidáveis.** Escola SENAI "Nadir Dias Figueiredo". Osasco/SP; 2001.

MODENESI, Paulo J. **Introdução à Física do Arco Elétrico Soldagem I.** Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.

MESSLER R.W. Jr. **Principles of welding: processes, physics, chemistry and metallurgy.** Cap.2. NY; 2008 p18-39.

MURPHY, A. B.; NGUYEN V.; FENG, Y.; THOMAS, D. G.; GUNASEGRAM, D. **A desktop computer model of the arc, weld pool and workpiece in metal inert gas welding.** Applied Mathematical Modelling 44 (2017) 91–106.

NORRISH, John. **Advanced welding processes**. Cambridge, Englad, cap. 1, p.1-15, 1993.

PONTES, Mariana Karla Gurjão. **Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás**. UFCG: Campina Grande, 2012.

OLIVER W.C.; PHARR, G. M. **Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding refinements to methodology**. Journal of Materials Research. p.1564-1583, Tennessee, 2003.

RAMIREZ, J. E. **Characterization of High – Strength Steel Weld Metals: Composition, Microstructure, and Nonmetallic Inclusions**. Welding Journal, v. 87, pp. 65s–75s, 2008.

RODRIGUES, E. R. **Influência de parâmetros do processo fcaw– g nas características da solda do aço ASTM A-36**. M.Sc. dissertação, Universidade tecnológica federal do Paraná, Curitiba, PR – Brasil, 2010.

RODRIGUES, P. C. M.; PERELOMA, E. V.; SANTOS, D. R.; **Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling**. Materials Science and Engineering, A283, 2000.

SANTOS D. G. dos; SILVA I. R. P. da; SILVA A.P.; ROCHA O. L.; SILVA S. L. P. **Correlação entre estrutura e microdureza na soldagem do alumínio naval 5052-f**. 21º CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais 09 a 13 de novembro de 2014, Cuiabá, MT, Brasil.

SCHWEDERSKY, M. B.; DUTRA, J. C.; OKUYAMA, M. P.; SILVA, R. H. G. **Soldagem TIG de elevada produtividade: influência dos gases de proteção na velocidade limite para formação de defeitos**. Soldag. insp. vol.16 no.4 São Paulo Oct./Dec. 2011.

SHU, J. Y.; FLECK, N. A. **Introdution join solid structures**. Vol. 35, p.1363-1383, 1998.

SOLDAGEM. Disponível em:  
<<http://www.mmborges.com/processos/Uniao/uniao%20termica%20-%20soldagem.htm>> Acesso: 15 de agosto de 2016.

SONSINO, C.M. **Effect of residual stresses on the fatigue behaviour of welded joints depending on loading conditions and weld geometry.** International Journal of Fatigue **31 (2009) 88–101.**

TOYODA, M., **Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds.** Osaka University Report, 1989.

XIAO, Zhi-Gang.; YAMANDA, Kentaro. **A method of determining geometric stress for fatigue strength evaluation of steel welded joints.** International Journal of Fatigue **26 (2004) 1277–1293.**

WAINER, Emílio. **Soldagem: processos e metalurgia.** Coordenação Emílio Wainer, Sérgio Duarte Brandi, Décourt Homem de Mello – 2ª edição – São Paulo: Edgard Blucher, 1992.

## ANEXO

## Composição química do Inconel

## DIN EN 10204/01.05 3.1

## Inspection certificate

Article-Nr. 40174145 /51920015	Material MICROFER S 6020 LA 2.4831 NICR 22MO9NB Ni 6625	Product/Delivery/Packaging Welding Wire Round wire cleaned, bright, redrawn, drawn SD 300 black
Dimension (mm) 1,200	W.-NR. 2.4831 ERNICRMO-3	Specification DIN EN ISO 544 ANSI/AWS A5.14/A5.14M:2011.00

## Heat Analysis

Heat	C	S	N	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	Ti	Nb	Cu
127019	0.02	0.001	0.02	22,33	R64,10	0.02	0.06	9.17	0.18	3.45	<0.01
Heat	Fe	P	Al	Mg	Pb	Co	Ta				
127019	0.46	0.002	0.06	0.009	<0.001	0.01	0.01				

## Mechanical properties/Physical properties

Heat	Lot	Yield0.2 (N/mm <sup>2</sup> )		Tensile (N/mm <sup>2</sup> )		Elongation l <sub>0</sub> =100 mm		Net weight (kg)	Quantity pcs
		min	max	min	max	min	max		
127019	103732329	1459	1459	1577	1577	9,8	9,8	15,08	1

authorized inspection representative: Eva Petersmann

Tel: +49 2392 55-2635

Fax: +49 2392 55-2636

E-Mail: eva.petersmann@thyssenkrupp.com

## Composição química do A36

FMX 52P0006 Optik 52P0006

Sample :A36

Alloy : FE\_100 Mode : PA 03.04.2012 12:43:09

	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr
1	97,9	0,145	0,257	1,48	0,0217	< 0,0050	0,0213
2	97,9	0,149	0,249	1,50	0,0224	< 0,0050	0,0208
3	97,8	0,162	0,264	1,55	0,0243	0,0076	0,0213
<b>Average</b>	<b>97,8</b>	<b>0,152</b>	<b>0,257</b>	<b>1,51</b>	<b>0,0228</b>	<b>0,0057</b>	<b>0,0211</b>

	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti
1	0,0013	0,0123	0,0207	< 0,0010	0,0117	0,0318	0,0104
2	0,0010	0,0119	0,0200	0,0021	0,0122	0,0382	0,0111
3	0,0013	0,0128	0,0209	< 0,0010	0,0123	0,0383	0,0126
<b>Average</b>	<b>0,0012</b>	<b>0,0124</b>	<b>0,0205</b>	<b>0,0011</b>	<b>0,0121</b>	<b>0,0361</b>	<b>0,0114</b>

	V	W	Pb	Sn	B	Ca	Zr
1	0,0050	< 0,0050	0,0019	0,0011	0,0004	< 0,0001	0,0038
2	0,0042	< 0,0050	0,0015	0,0017	< 0,0001	< 0,0001	0,0037
3	0,0039	0,0058	0,0018	0,0016	0,0004	< 0,0001	0,0038
<b>Average</b>	<b>0,0044</b>	<b>&lt; 0,0050</b>	<b>0,0017</b>	<b>0,0015</b>	<b>0,0002</b>	<b>&lt; 0,0001</b>	<b>0,0038</b>

	Bi	As	N	Se	Sb	Ta
1	< 0,0005	0,0018	< 0,0050	< 0,0050	< 0,0018	0,0117
2	< 0,0005	0,0018	< 0,0050	< 0,0050	0,0019	0,0134
3	< 0,0005	0,0025	< 0,0050	< 0,0050	0,0018	0,0126
<b>Average</b>	<b>&lt; 0,0005</b>	<b>0,0021</b>	<b>&lt; 0,0050</b>	<b>&lt; 0,0050</b>	<b>0,0018</b>	<b>0,0126</b>