



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**

**CAIO ÍTALO ALVES**

**ANÁLISE DAS CONDIÇÕES OPERACIONAIS DE SOLDAGEM SOBRE O  
ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO E VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO  
LOCAL DE SUPERLIGAS DE NÍQUEL**

**FORTALEZA**

**2017**

CAIO ÍTALO ALVES

ANÁLISE DAS CONDIÇÕES OPERACIONAIS DE SOLDAGEM SOBRE O  
ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO E VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO LOCAL  
DE SUPERLIGAS DE NÍQUEL

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Soldagem.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

FORTALEZA

2017

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação  
Universidade Federal do Ceará  
Biblioteca Universitária

Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

---

- A478a Alves, Caio Ítalo.  
Análise das condições operacionais de soldagem sobre o espaçamento interdendrítico e velocidade de resfriamento local de superligas de níquel / Caio Ítalo Alves. – 2017.  
43 f. : il. color.
- Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2017.  
Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.
1. Revestimento. 2. Espaçamento Interdendrítico. 3. Taguchi. I. Título.

CDD 669

---

CAIO ÍTALO ALVES

ANÁLISE DAS CONDIÇÕES OPERACIONAIS DE SOLDAGEM SOBRE O  
ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO E VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO LOCAL  
DE SUPERLIGAS DE NÍQUEL

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Soldagem.

Aprovada em: \_\_\_/\_\_\_/\_\_\_\_\_.

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva (Orientador)  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Marcelo Fereira Motta  
Universidade Federal do Ceará (UFC)

---

Prof. Dr. Willys Machado Aguiar  
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará (IFCE)

A Deus, porque dEle e por Ele e para Ele são todas as coisas,

Aos meus pais, Sanábia e Neto e

Às minhas irmãs, Mirella e Bárbara.

## AGRADECIMENTOS

A Deus, que cuida e rege a minha vida e pode me proporcionar esta experiência.

Aos meus pais, Neto e Sanábia, que ensinaram valores e me apoiaram em toda a minha vida, sempre com muito amor, esforço e dedicação.

Às minhas irmãs, Mirella e Bárbara, pelos momentos de apoio, de carinho, de amor.

Aos meus avós maternos, Benedita e José (*in memorian*), pelo exemplo de seres humanos com moral ilibada e amor verdadeiro em um casamento e por me aceitarem em sua residência durante esta jornada sempre com boa vontade e alegria e aos meus avós paternos, Rita e Geraldo (*in memorian*) por sempre demonstrarem carinho e dedicação durante vários anos de convivência.

A todos meus colegas de Universidade em especial a alguns que se tornaram irmãos: Antonio Aldenor, Andrey Sindeaux, Breno Bessa, Carlos Viana, Lucas Damasceno, Regina Coeli e Patrick Luan por tantos momentos de alegria, tristeza, incentivo, projetos e outras experiências que nos tornaram cada vez mais unidos com o propósito de nos tornarmos melhores.

Ao Professor e Orientador Dr. Cleiton Carvalho Silva por todo ensino, paciência e orientação no desenvolvimento desse trabalho.

A todos os Professores da Graduação do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, por toda dedicação em ensinar e repassar o conhecimento com excelência.

Ao Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) e todos seus funcionários, bolsistas e professores pelo carinho e pelos momentos de imenso aprendizado durante a realização desse trabalho.

Aos meus irmãos em Cristo e amigos Amanda Ester, Clairton Araújo, Danielle Miranda, Jonatas Vieira, Júnior Freitas, Letícia Ellem, Paulo Silas, Rafael Haone e Sérgio Elias por sentir o amor de Cristo refletido em vocês, por todo o apoio, incentivo e carinho demonstrado em todos os momentos dessa caminhada.

*“O temor a Deus é o princípio da sabedoria.”*

(Salomão)

## RESUMO

A soldagem é, sem dúvida, um dos processos mais utilizados e mais versáteis atualmente. Na indústria petrolífera, por exemplo, é de fundamental importância que a união de ligas metálicas por soldagem ou o revestimento para proteção em meios corrosivos cumpra requisitos a fim de se obter sucesso no projeto. Portanto, há cuidados que são necessários durante o processo, caso contrário, poderão ser obtidos resultados catastróficos levando a custos desnecessários ou até irreparáveis. A velocidade de resfriamento é um parâmetro essencial a ser controlado durante a soldagem, pois influencia em alterações microestruturais como o crescimento de grão, surgimento de fases deletérias e entre outras, portanto uma velocidade alta evita tais situações. O objetivo principal do estudo foi investigar a influência das condições operacionais sobre o espaçamento dos braços secundários de dendritas e sua relação com a velocidade de resfriamento in soldas de superligas de níquel. Foi utilizado o método estatístico Taguchi para se determinar quais condições operacionais – sendo elas: revestimento, gás de proteção, metal de adição, técnica de energia, energia de soldagem – de soldagem do tipo TIG com alimentação automática de arame. Todos os fatores de controle analisados foram estatisticamente significantes. Foi observado uma influência razoável para o tipo de liga, especialmente em relação à adição de nióbio. O aumento de energia conduz para uma redução na velocidade de resfriamento. Os gases de proteção tem uma grande influência na condições de solidificação, bem como o revestimento. Em geral, foi demonstrado que é possível afetar a velocidade de resfriamento por outras condições operacionais indiretamente relacionadas à energia transferida à peça.

**Palavras-chave:** Soldagem de revestimento, espaçamento interdendrítico secundário, Taguchi.

## ABSTRACT

Welding is, undoubtedly, one of the most used and versatile processes nowadays. In the oil industry, for example, it is of fundamental importance that the joining of metallic alloys by welding or the coating to protection in corrosive environments accomplishes requirements in order to succeed in the project. Hence, there are precautions that are required over the process; otherwise, catastrophic results can be obtained. Solidification rate is an essential parameter to be controlled over the welding, due to its strong influence on microsegregation, microstructural changes as grain growth, precipitation of deleterious phases and other features. Therefore, some of those problems can be avoided or minimized by the control of solidification rate. The main objective of this study was to investigate the influence of welding operational conditions on the secondary dendrite arm spacing and its association with the solidification rate in welds of Ni-based superalloys. It was used the Taguchi statistical method to determine the effect of operational conditions. The control factors selected were: shielding gas, filler metal, heat input technique, welding heat input and arc waving. The welds were performed using GTAW cold wire feed process. From the several control factors evaluated, all were statistically significant. There was observed a light influence of the type of alloys, specially concerning the addition of Nb. The increase of heat input has conducted to a reduction in solidification rate. The shielding gases have a profound influence on the conditions of solidification, as well as the arc waving. In general, it was demonstrated that is possible affect the solidification rate by other operational conditions indirectly related to the heat input.

**Keywords:** Coating, Secondary dendrite arm spacing, Taguchi.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Representação esquemática do fluxo de calor em chapa grossa e fina.....	6
Figura 2 – Representação dos modos de solidificação em ligas metálicas. (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítica e (d) equiaxial dendrítica.....	7
Figura 3 – Relações entre temperatura, camada crítica e espessura e o fenômeno do superresfriamento constitucional. (a) diagrama de fases; (b) perfil de composição no líquido e (c) perfil da temperatura liquidus no líquido.....	8
Figura 4 – Representação da influência do aumento do superresfriamento constitucional no modo de solidificação. (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítico e (d) equiaxial dendrítico.....	9
Figura 5 – Representação do espaçamento interdendrítico utilizado para cálculo de microsegregação.....	11
Figura 6 – Representação esquemática do processo TIG.....	13
Figura 7 – Gráfico da influência do gás de proteção na velocidade limite de soldagem.....	14
Figura 8 – Representação esquemática da polaridade direta e inversa.....	15
Figura 9 – Macrografias mostrando a influência da distância eletrodo-peça.....	16
Figura 10 – Representação esquemática da geometria do cordão.....	18
Figura 11 – Tecimentos utilizados para aplicação no Método Taguchi.....	19
Figura 12 – Evolução das ligas de Níquel em relação à capacidade de resistir à fluência.....	21
Figura 13 – Amostras T2 e T5 com ampliação de 500x após ataque químico.....	32
Figura 14 – Gráfico de Taguchi para o espaçamento interdendrítico.....	34
Figura 15 – Gráfico de Taguchi para a velocidade de resfriamento local.....	38

**LISTA DE TABELAS**

Tabela 1 – Composição química das ligas utilizadas.....	23
Tabela 2 – Composição química dos metais de adição.....	28
Tabela 3 – Composição química do metal base.....	29
Tabela 4 – Fatores de controle e os níveis adotados para matriz ortogonal.....	30
Tabela 5 – Amostras e seus níveis de fatores de controle.....	30
Tabela 6 – Média dos espaçamentos interdendríticos das amostras.....	34
Tabela 7 – Análise de variância sobre o espaçamento interdendrítico.....	37
Tabela 8 – Análise de variância para velocidade de resfriamento local.....	38

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO .....	1
2. OBJETIVOS .....	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	5
3.1 Soldagem .....	5
3.1.1 Fluxo de calor na soldagem .....	5
3.2 Solidificação .....	7
3.2.2 Microsegregação .....	9
3.3 Velocidade de resfriamento e espaçamento interdendrítico .....	11
3.4 O processo TIG .....	12
3.4.1 Descrição .....	12
3.4.2 Equipamento .....	12
3.4.3 Variáveis do Processo .....	13
3.4.4 Alimentação Automática de Arame .....	16
3.4.5 Aplicações .....	16
3.4.6 Vantagens .....	17
3.5 Aspectos e geometria do cordão de solda .....	17
3.6 Soldagem de revestimento .....	18
3.6.1 Tecimento .....	19
3.7 Superligas .....	19
3.7.1 Ligas e Superligas de Níquel .....	20
3.7.1.1 Resistência à corrosão das ligas de níquel .....	23
3.7.1.2 Soldabilidade de ligas de níquel .....	24
3.8 Método Taguchi .....	24
3.8.1 Projeto dos parâmetros .....	25
3.8.2 Razão Sinal/Ruído .....	25
3.9 Arranjo ortogonal .....	26
4. MATERIAIS E MÉTODOS .....	28
4.1 Materiais .....	28
4.2 Equipamentos .....	29
4.3 Metodologia .....	29

4.3.1 Planejamento Experimental.....	29
4.3.2 Metalografia.....	30
4.3.3 Imagens em Microscópio.....	31
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	32
5.1 Medições dos espaçamentos interdendríticos.....	32
5.2 Análises estatísticas.....	32
5.2.1 Fatores de Controle do Método Taguchi .....	32
5.2.2 Avaliação do espaçamento interdendrítico .....	33
5.2.3 Avaliação da velocidade de resfriamento local .....	37
6. CONCLUSÃO .....	40
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	41

## 1. INTRODUÇÃO

Atualmente, com a crescente exploração de ambientes mais agressivos, surge uma necessidade cada vez maior de se obter materiais que resistam a todos os esforços presentes e manter seu desempenho por um longo período.

A indústria de petróleo e gás, por exemplo, investe mais a cada ano em desenvolvimento e processamento de novos materiais, pois com a exploração e extração em águas profundas e ultraprofundas, se faz necessário que tais materiais combinem propriedades mecânicas para resistir esforços de pressão exercida principalmente pela água e resistência à corrosão que se manifesta pelo ambiente marítimo altamente corrosivo devido à presença de sais e às próprias camadas que devem ser perfuradas até alcançar, de fato, o petróleo. Para tais aplicações alguns materiais são largamente utilizados como uma vasta gama de aços inoxidáveis e superligas a base de Ni e Cr. Estes últimos vêm sendo cada vez mais utilizados como alternativa por sua excelente resistência à corrosão, superior à de alguns aços inoxidáveis.

A utilização de tubulações maciças de longos comprimentos de superligas se torna economicamente inviável devido ao seu elevado custo para obtenção. Portanto, uma alternativa que está sendo muito difundida é o revestimento com a superliga mais nobre com uma matriz de material menos nobre tornando a confecção menos dispendiosa.

O processo *Tungsten Inert Gas*, popularmente conhecido como TIG é altamente indicado para aplicações de revestimento, pois apresenta uma diluição baixa, essencial para soldagem de materiais dissimilares onde é visada somente a sobreposição do material mais nobre sobre a matriz, sendo desaconselhável maior porcentagem de diluição, que reduziria a capacidade de resistir à corrosão. Além do fator baixa diluição, se destacam a eficiência do calor fornecido para fundir o metal de adição e qualidade do cordão de solda por haver estabilidade no arco voltaico satisfatória.

Apesar de todas as vantagens do processo TIG há vários parâmetros de soldagem a serem considerados. O número de camadas de revestimento é um fator muito importante a ser observado, visto que influencia diretamente no valor

agregado do produto. Outro fator relevante são os parâmetros de soldagem propriamente como DBCP, gás utilizado, corrente, tensão que altera diretamente a geometria do cordão, diluição, comprimento da ZAC e possíveis defeitos causados por tensões residuais do processo.

Tais parâmetros de soldagem têm uma relação direta com o calor produzido e a velocidade de resfriamento. É importante ressaltar que a energia de soldagem, a tensão, a velocidade de soldagem, o tecimento, dentre outros, irão contribuir de forma direta para o aporte térmico transferido para a peça e a distribuição de calor. Os gases de proteção, por exemplo, realizam esse efeito de forma indireta, visto que sua principal função é proteger o arco do ambiente externo. Porém, diferentes gases possuem diferentes potenciais de ionização, causando alterações na queda de tensão do arco voltaico, como consequência, na potência do arco. Assim, dependendo do tipo de gás, será oferecida maior ou menor quantidade de calor à peça, além de alterações na forma de penetração. Além dos parâmetros de soldagem, a composição química das ligas metálicas pode ter efeito sobre a velocidade de solidificação. Tanto o metal de adição quanto o metal base podem contribuir com elementos que sofram microsegregação durante a solidificação. Essa contribuição será maior ou menor dependendo do tipo de elemento. Em função desta microsegregação ocorre a geração de estruturas propensas ou não a processos corrosivos, superresfriamento constitucional, aumento de regiões de fases estáveis que alteram o processo de solidificação. Tais alterações acarretam em microestruturas diversificadas com propriedades mecânicas e de resistência à corrosão diferente.

A estrutura bruta de solidificação e o espaçamento interdendrítico revelam-se um indício fiel do que ocorre durante o processo de solidificação visto que este acontece em altas temperaturas e a sua análise só ocorre por meio de processos muito onerosos e inviáveis a este trabalho. Portanto, este é um caminho bastante seguro para o estudo deste fenômeno de suma importância processos de solidificação de ligas, como fundição e soldagem.

Vários estudos correlacionaram o espaçamento interdendrítico com propriedades mecânicas ou surgimento de fases deletérias. O presente trabalho visa correlacionar o dimensionamento do espaçamento interdendrítico e a comparação

com modelos para cálculo de velocidade de resfriamento a partir de várias condições diferentes de soldagem, utilizando o método de Taguchi, a fim de estabelecer condições mais apropriadas de processo.

## 2. OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo geral:

- Investigar a influência das condições operacionais de soldagem que mais influenciam no espaçamento interdendrítico e na velocidade de resfriamento local de metais dissimilares a partir do método estatístico *Taguchi*;

Possui como objetivos específicos:

- Avaliar influência da técnica de energia de soldagem no espaçamento interdendrítico e velocidade de resfriamento local;
- Avaliar influência da energia de soldagem no espaçamento interdendrítico e velocidade de resfriamento local;
- Avaliar influência da liga metálica de adição no espaçamento interdendrítico e velocidade de resfriamento local;
- Avaliar influência do gás de proteção no espaçamento interdendrítico e velocidade de resfriamento local;
- Avaliar influência do tecimento no espaçamento interdendrítico e velocidade de resfriamento local;

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1 Soldagem

##### 3.1.1 Fluxo de calor na soldagem

Em processos de soldagem que utilizam arco voltaico, o fluxo de calor torna-se um importante parâmetro para se conhecer os efeitos que as taxas de resfriamento poderão causar à soldagem. Brandi *et al* (1992) afirmam que as altas taxas de aquecimento e resfriamento causam alterações significativas na microestrutura e, por sua vez, nas propriedades mecânicas da junta como, por exemplo, a formação de fases frágeis como a martensita em um aço 1045; ou o aparecimento de carbonetos de cromo em aços inoxidáveis, reduzindo consideravelmente sua resistência à corrosão.

Rosenthal (1941) derivou equações de fluxo de calor e cálculo de resfriamento para situações em que a junta soldada é realizada em chapa fina e em chapa grossa, resultando em um fluxo bidimensional e tridimensional, respectivamente. A representação de chapa grossa e chapa fina são mostradas na Figura 1.

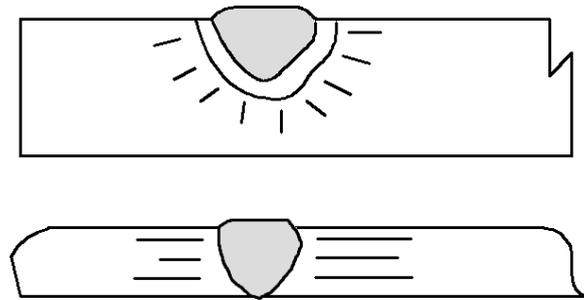
Algumas considerações foram necessárias para ser possível a modelagem, principalmente: a chapa a ser soldada tem comprimento infinito, Zona Afetada pelo Calor homogênea, não variação das propriedades térmicas com a temperatura, fonte pontual.

Os conceitos de chapa fina e chapa grossa variam com alguns parâmetros que estão indicadas no *Welding Handbook AWS* (2001) apresentando a definição de espessura crítica. A Equação 1 mostra a forma de cálculo da energia de soldagem em que  $\eta$  – eficiência de processo;  $U$  – tensão do arco em volts;  $i$  – corrente do arco em ampères;  $v$  – velocidade de soldagem em mm/s. A equação 2 mostra que a espessura crítica varia com a espessura da chapa ( $h$ ),  $\rho$  ( $\text{kg/mm}^3$ ) representando a massa específica do material,  $C$  ( $\text{J/kg.}^\circ\text{C}$ ) o calor específico, as temperaturas inicial e final e a energia de soldagem  $E$  ( $\text{J/mm}$ ).

$$E = \eta \cdot \frac{U \cdot i}{v} \quad (1)$$

$$\tau = h \sqrt{\frac{\rho C (T_c - T_0)}{E}} \quad (2)$$

Figura 1 – Representação esquemática do fluxo de calor em chapa grossa e fina



Fonte: do Autor.

A partir dos cálculos de espessura, recomenda-se que para valores maiores que 0,9 seja considerada chapa grossa e utilizada a equação 3, sendo  $k$  a condutividade térmica do material ( $W/mm.^{\circ}C$ ). Para valores menores de 0,6 é utilizado a equação 4 que define as condições de resfriamento para chapas finas. Para valores entre 0,6 e 0,9 se adota a média, de maneira arbitrária, como o divisor para definição entre chapa grossa e fina, porém é bastante contestada.

$$R_c^{3D} = -\frac{2\pi k (T_c - T_0)^2}{E} \quad (3)$$

$$R_c^{2D} = -2\pi k p C \left(\frac{h}{E}\right)^2 (T_c - T_0)^3 \quad (4)$$

Alguns trabalhos na literatura como os de Capello, Binda & Previtali (2004) que propuseram um modelo semi-empírico para soldagem a laser para um aço duplex e Mandal & Williamson (2006) em que propõe um modelo de aproximação termomecânica para soldagem de fricção confirmam que o modelo de Rosenthal é um ótimo ponto de partida para aplicações altamente complexas e ainda vem sendo amplamente utilizado.

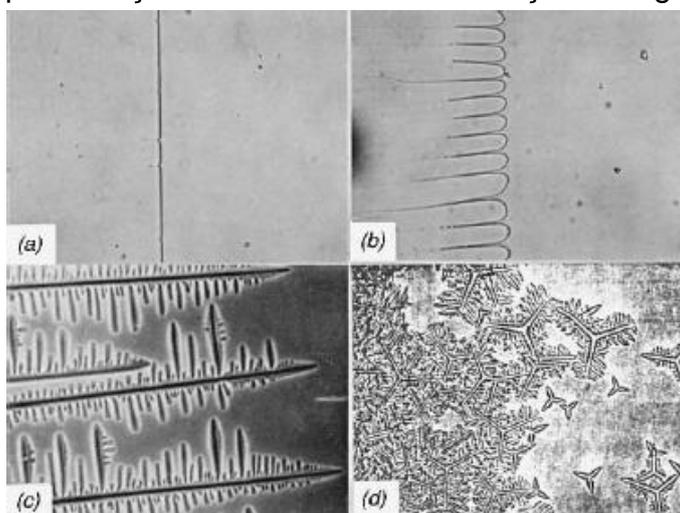
### 3.2 Solidificação

Fenômeno que ocorre na Zona Fundida em que após a passagem do arco voltaico, há uma redução da temperatura contínua e a Energia de Gibbs da fase sólida passa a ser menor que a da fase líquida, ocasionando a transformação de fase. Pois, para uma mesma temperatura, a fase que obtiver menor valor de Energia de Gibbs será a mais estável. Possui forte dependência de fatores cinéticos e termodinâmicos que podem alterar fortemente o resultado do produto solidificado.

A composição final após a solidificação será a mesma se o metal for puro. Entretanto, tratando-se de ligas metálicas a solidificação se dará de forma mais complexa, variando a composição devido à solubilidade do soluto no solvente. Os primeiros cristais podem não acomodar o soluto expulsando-o de volta para o líquido ou exatamente o contrário. Este fenômeno resulta na distribuição de soluto ao longo do material solidificado e em diferentes formas de solidificação (KOU, 2003). A Figura 2 mostra as diferentes formas de solidificação.

Portanto, devido ao efeito da cinética, da difusão de soluto, da termodinâmica, haverá mais de um modo de solidificação. No equilíbrio ou para metais puros a solidificação é dita planar na interface sólido-líquido. Contudo, para ligas metálicas a solidificação poderá ser planar, celular, dendrítica colunar ou dendrítica equiaxial dependendo da condição da solidificação e o sistema em que o material está envolvido. (KOU, 2003)

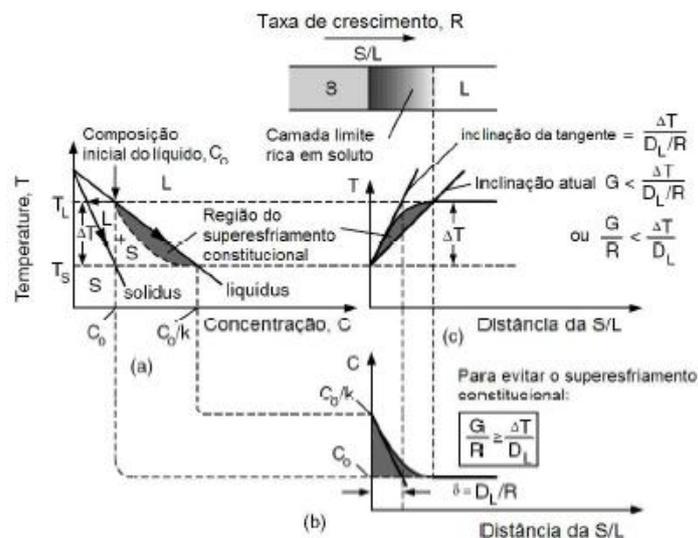
Figura 2 – Representação dos modos de solidificação em ligas metálicas.



Fonte: Kou (2003). (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítica e (d) equiaxial dendrítica.

O efeito do superresfriamento constitucional é fundamental para o entendimento das formas de solidificação por ter uma relação intrínseca entre eles. Considere uma liga metálica sendo solidificada inicialmente na forma planar. Com o resultado da variação da concentração dentro de uma camada crítica rica em soluto durante a solidificação, a temperatura no líquido varia causando um gradiente de temperatura. Desta forma, se há algum ponto dentro da camada crítica em que a temperatura do líquido fica abaixo da temperatura *liquidus* é dito que o líquido está super-resfriado. Então, o líquido passa a coexistir com o sólido ocasionando a migração de um estado planar de solidificação para um estado celular ou dendrítico. (PORTER, 1992)

Figura 3 – Relações entre temperatura, camada crítica e espessura e o fenômeno do superresfriamento constitucional.

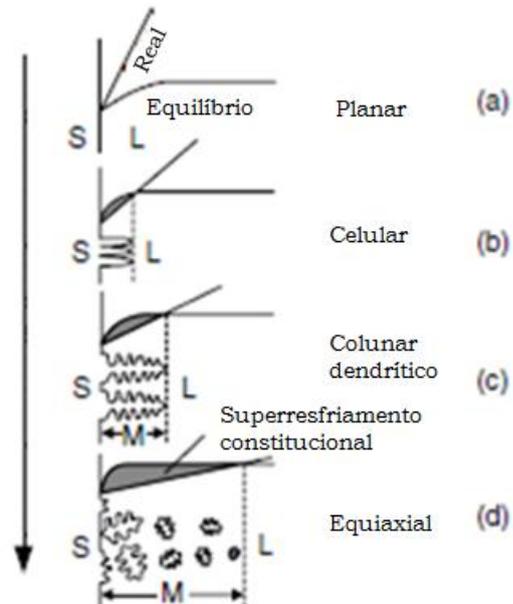


Fonte: Kou (2003). (a) diagrama de fases; (b) perfil de composição no líquido e (c) perfil da temperatura *liquidus* no líquido.

Conforme observado por Kou (2003) e Porter (1992), representado na Figura 3, a condição para haver o superresfriamento constitucional é que a inclinação da reta do gradiente térmico ( $G$ ) deve ser menor que a relação  $\Delta T \cdot (R/D_L)$  que representam a variação de temperatura e a espessura da camada crítica, respectivamente. O resultado dessa análise permite observar que quanto maior o gradiente térmico ou menor a camada crítica, a solidificação se aproximará de um

estado planar. A Figura 4 mostra que com o aumento do superresfriamento constitucional haverá uma mudança na forma em que o material se solidifica.

Figura 4 – Representação da influência do aumento do superresfriamento constitucional no modo de solidificação.



Fonte: Kou (2003). (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítico e (d) equiaxial dendrítico.

### 3.2.2 Microsegregação

O coeficiente de partição  $k$  descreve como a distribuição de soluto ocorrerá em uma dada temperatura e é definido como:

$$k = \frac{C_s}{C_l} \quad (5)$$

Sendo  $C_s$  e  $C_l$  as composições de sólido e líquido respectivamente. Considerando  $k < 1$ , observamos que o sólido não conseguirá acomodar soluto como o líquido, o efeito será um aumento da composição de soluto na região solidificada, ou seja, as últimas regiões a solidificarem terão as maiores concentrações de soluto. Analisando o caso em que  $k > 1$ , o que ocorre é justamente o inverso, o sólido acomoda mais soluto que o líquido, gerando um empobrecimento de soluto no líquido com o tempo. O efeito associado será que as últimas regiões a solidificarem terão a menor quantidade de soluto.

Vários modelos para prever a microsegregação nos materiais foram desenvolvidos. Dentre eles são destacados a Regra de Lever que é um modelo de solidificação que assume a completa difusão até o equilíbrio de todos os elementos presentes nas fases líquidas e sólidas e é mostrado na Equação 6, sendo  $C_{L,i}$  – concentração de líquido na interface Sólido-Líquido;  $C_{0,i}$  – concentração inicial de soluto;  $k$  – coeficiente de partição e  $f_s$  – fração solidificada. Porém, mostra falta de precisão, pois a difusão no sólido é demasiadamente lenta. (WON, 2001)

$$C_{L,i} = \frac{C_{0,i}}{1-(1-k)f_s} \quad (6)$$

A equação de Scheil é o modelo mais simples para prever segregações, considera que há total homogeneização no líquido e nenhuma nas fases sólidas. Nesse método, as linhas *solidus* e *liquidus* são linearizadas para facilitar o cálculo do coeficiente de partição. (COSTA E SILVA, 2014)

$$C_{L,i} = \frac{C_{0,i}}{(1-f_s)^{1-k}} \quad (7)$$

Contudo, nota-se que na equação a concentração de líquido torna-se infinita quando a fração se torna igual a um. Não sendo adequada para cálculo da concentração final de soluto. É fortemente indicada para processos em que são obtidas grandes velocidades de resfriamento como soldagem a laser. (WON, 2001)

Brody e Flemings (1966) foram os primeiros a considerar que há difusão nas fases sólidas através da solidificação dendrítica, agregando ao cálculo o crescimento do sólido em taxa parabólica a uma taxa constante.  $C_0$  representa a concentração nominal da liga.

$$C_s = k \cdot C_0 \cdot [1 - (1 - 2\alpha k)f_s]^{(k-1)/(1-2\alpha k)} \quad \alpha = \frac{D_s t_s}{\left(\frac{\mu}{2}\right)^2} \quad (8)$$

O parâmetro de difusão de Fourier -  $\alpha$  - mede o quão difícil é a difusão de um soluto nas fases sólidas.

A Equação 8 mostra que  $\alpha$  é dependente do coeficiente de difusão, do tempo de solidificação e da metade da distância interdendrítica.

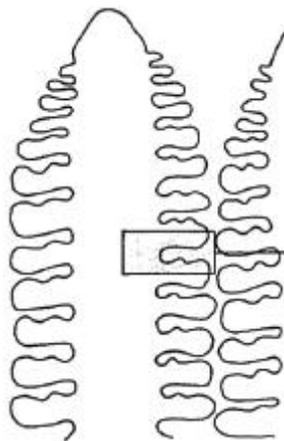
A partir da Equação 3 que descreve o fluxo de calor tridimensional é possível estimar a velocidade de resfriamento, sendo possível calcular o parâmetro de Fourier.

### 3.3 Velocidade de resfriamento e espaçamento interdendrítico

Kattamis *et al* (1967) propuseram um modelo empírico entre o espaçamento interdendrítico ( $\lambda$ ), representado pela Figura 5, e a velocidade de resfriamento baseando no material e um coeficiente de crescimento. Li *et al* (2013) que propuseram um modelo a partir de vários experimentos com diferentes taxas de resfriamento utilizando uma superliga de níquel. Ling *et al* (2015) obtiveram um modelo para a liga INCONEL 718 em fundição. Franke *et al* (2011) propuseram um modelo para a liga de níquel INC738LC em fundição são alguns exemplos na literatura que utilizaram essa relação de forma satisfatória, pois utilizaram modelos semi-empíricos atestando seus resultados, que é dada na forma de:

$$\lambda = M \cdot \frac{dT^{-n}}{dt} \quad (9)$$

Figura 5 – Representação do espaçamento interdendrítico utilizado para cálculo de microsegregação.



Fonte: Costa e Silva (2014)

O parâmetro  $M$  é dependente da liga metálica utilizada e  $n$  é um coeficiente normalmente com valor adotado de  $1/3$ . (LING *et al*, 2015)

O modelo de Franke *et al* (2011) foi utilizado por apresentar composição química similar a das ligas. Os outros modelos apesar de bem similares, apresentam divergências quanto à composição, o que altera sensivelmente o parâmetro  $M$  na obtenção dos dados estatísticos.

### **3.4 O processo TIG**

#### **3.4.1 Descrição**

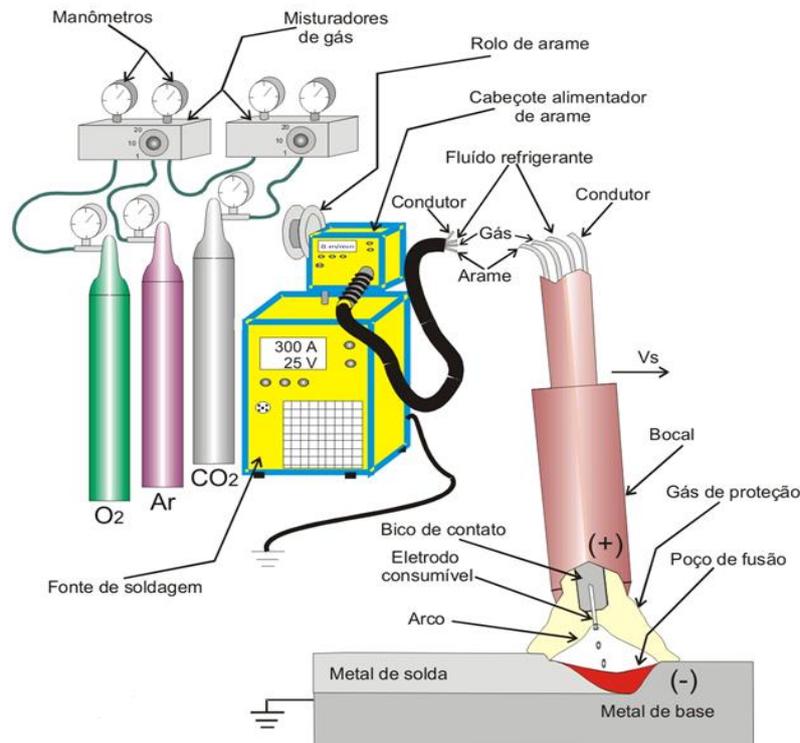
É classificado como processo de soldagem por fusão, pois o calor gerado provém de um arco elétrico entre um eletrodo não consumível de tungstênio, puro ou dopado, com a peça em que se deseja soldar. Utiliza-se gás inerte para proteção e manutenção do arco e melhorar a eficiência energética do processo. (DELGADO, 2000)

#### **3.4.2 Equipamento**

Para realizar soldagens pelo processo *TIG* basicamente são necessários os seguintes equipamentos:

- Fonte com corrente elétrica constante;
- Cilindros com gás inerte de proteção;
- Tocha com eletrodo de tungstênio;
- Cabos de alimentação de eletricidade e gás;
- Sistema de automatização da tocha, caso o processo ocorra de forma automática;
- Sistema de refrigeração da tocha.

Figura 6 – Representação esquemática do processo TIG



Fonte: [www.sitedasoldagem.com.br/conceito\\_basico/](http://www.sitedasoldagem.com.br/conceito_basico/) (acesso em dez/2017)

### 3.4.3 Variáveis do Processo

a) Gases de Proteção – A composição final do gás ou mistura de gases, influencia, principalmente na eficiência térmica e diâmetro do arco, devido aos diferentes potenciais de ionização, altera o perfil de penetração na peça. Foi verificado que os gases de proteção também influenciam bastante na velocidade limite de soldagem para aparecimento de defeitos associados ao processo TIG. (SCHWEDERSKY, 2010).

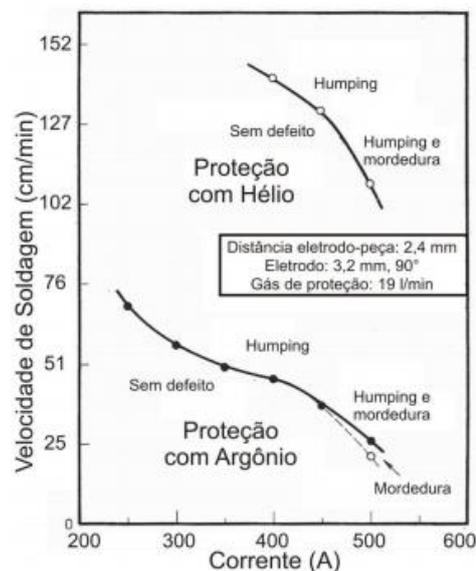
O Argônio possui baixo potencial de ionização, de oxidação e condutividade térmica. Como sua densidade é maior que a do ar, o argônio promove uma ótima eficiência de proteção do arco da atmosfera. A sua presença facilita abertura de arco, melhora a estabilidade em baixas correntes e possibilita cordões com penetração mais central por conta de manter a coluna de plasma mais quente no centro.

O Hélio também é amplamente utilizado na proteção gasosa e possui condutividade alta, alto potencial de ionização e condutividade térmica, também

possui um perfil de penetração mais distribuído e uma abertura de arco mais dificultosa.

Um efeito interessante em relação ao Hélio em comparação ao Argônio seria o fato da diferença do potencial de ionização e condutividade térmica. Na prática, a adição de hélio ao argônio, largamente utilizado em processos de soldagem, causa um aumento na tensão do arco em relação às mesmas condições do que para argônio puro. Por sua alta condutividade térmica e potencial de ionização que combinado ao argônio aumenta o aporte térmico na peça mantendo uma boa estabilidade de arco, influenciando de forma indireta na velocidade de resfriamento do processo (TESKE, 2006). Na Figura 7 pode ser observada as diferenças nos parâmetros que ocasiona o surgimento de defeitos que é alterada somente pela alteração do gás utilizado.

Figura 7 – Gráfico da influência do gás de proteção na velocidade limite de soldagem.



Fonte: (SAVAGE *et al*, 1979)

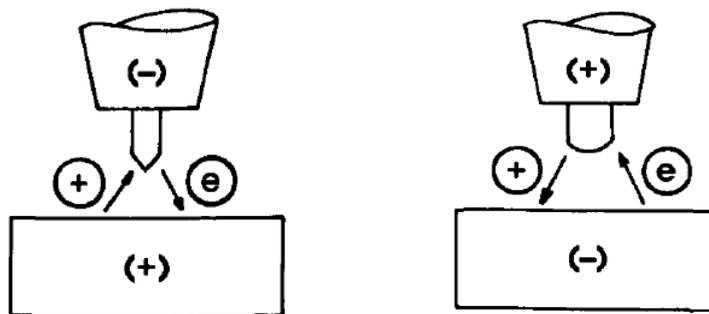
b) Corrente elétrica e polaridade – É variável de acordo com o tipo de material que se deseja soldar. Para a maioria dos aços é recomendável que se utilize a corrente contínua. Para alumínio e suas ligas, devido à camada protetora de óxido de alumínio que se forma rapidamente, é utilizado a corrente alternada para quebrar tal camada e possibilitar a soldagem. Uma variante chamada corrente pulsada em que

se estabelece o tempo em que a corrente varia entre dois valores é muito utilizada para controle de distorções, profundidade de soldagem e gasto excessivo de energia. Os valores de corrente podem chegar a 400 A.

A polaridade dita direta, o eletrodo fica negativo e a peça, positiva. Ou seja, o fluxo de elétrons segue do eletrodo para a peça alcançando maior penetração e menor consumo do eletrodo de tungstênio. O aquecimento do eletrodo a uma dada temperatura, que depende do material e de sua função trabalho, libera elétrons para a superfície da peça, esse processo é chamado de emissão termiônica.

A polaridade inversa, o eletrodo fica positivo e a peça, negativa. O fluxo é invertido causando menor penetração e maior consumo do eletrodo, pois os elétrons bombardeiam a superfície do mesmo. Não há aplicações dessa polaridade, pois nesse tipo de emissão há chances consideráveis de fusão do eletrodo e, conseqüentemente, transferência metálica para o cordão, formando compostos com W que são muito duros, comprometendo a qualidade final do produto.

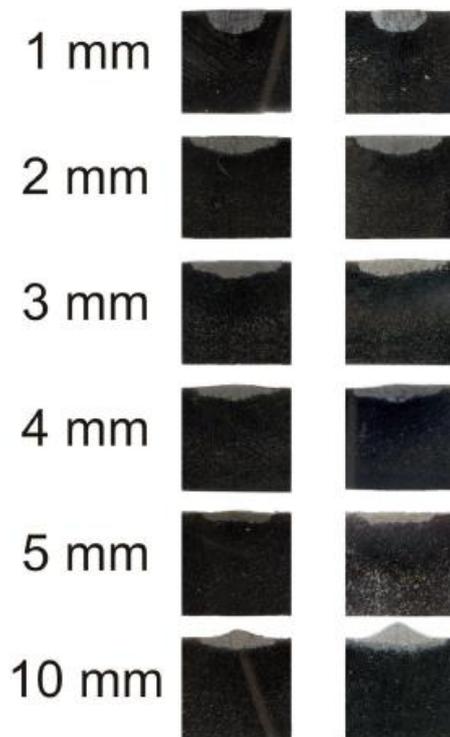
Figura 8 - Representação esquemática da polaridade direta e inversa, respectivamente.



Fonte: Brandi (1992)

c) Eletrodos – A composição, a ponta e distância eletrodo-peça influenciam diretamente na geometria do cordão de solda, como exemplificado na Figura 9. Com o aumento da distância eletrodo-peça diminui-se a profundidade de penetração, pois com o aumento do comprimento do arco há uma diminuição na eficiência de fusão. O ângulo da ponta influencia de forma que quanto maior o ângulo, mais concentrado será o arco e mais profundo será o cordão de solda.

Figura 9 – Macrografias mostrando a influência da distância eletrodo-peça.



Fonte: Schwedersky (2011).

#### **3.4.4 Alimentação Automática de Arame**

Neste tipo de processo o arame é bobinado na temperatura ambiente por um tracionador automático de arame. Desse modo, a nomenclatura TIG com alimentação automática é dada por “Arame Frio” ou, em inglês, “*Cold Wire*”. Possui o modo de alimentação automática a quente. (DELGADO, 2000)

Há um ponto considerável a se observar relacionado ao efeito causado pela velocidade de alimentação do arame. Quanto maior a velocidade de alimentação, maior será a quantidade de material depositado, maior consumo de metal de adição, menos calor será utilizado para fundir o metal base – pois a maior parte será utilizada para elevar a temperatura do arame frio e fundi-lo, sendo uma situação mais favorável por proporcionar menor diluição em um revestimento.

#### **3.4.5 Aplicações**

Soldagem TIG com alimentação automática de arame possui uma vasta aplicação, dentre elas é destacado soldas críticas em vasos de pressão que trabalham em altas temperaturas e em equipamentos com aplicações criogênicas.

Também utilizado em passe-raiz na soldagem de tubos de aço em plataformas marítimas, também conhecidas como *offshore*. (DELGADO, 2000)

Com alimentação a frio é recomendável a soldagem de chapas finas de aço inoxidável para indústria alimentícia. Para alimentação a quente, uma aplicação interessante é a soldagem de tubos com espessuras maiores em sentido circunferencial e quando é desejada alta taxa de deposição. (RICHARDSON, 1995)

#### **3.4.6 Vantagens**

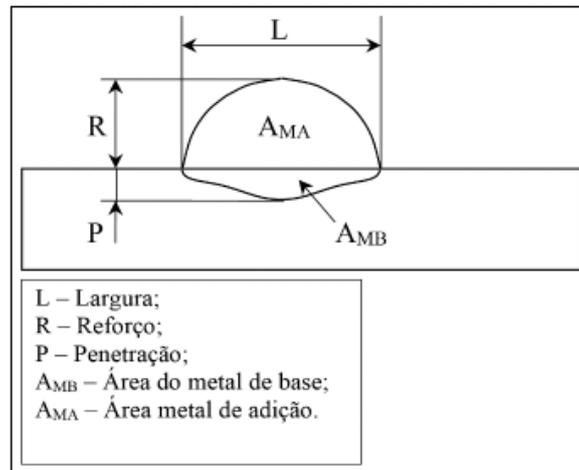
O processo TIG com alimentação automática de arame possui todas as vantagens de um processo TIG convencional como: ausência de respingos e escória, ótimo acabamento, soldagem de uma vasta quantidade de ligas metálicas, etc. Ademais, o diferencial da alimentação confere a capacidade de produzir cordões com maior uniformidade ao longo da extensão de soldagem e menor tempo para conclusão do processo comparado à alimentação manual visto que o soldador controla a quantidade de metal de adição fundida e constantemente troca de vareta, interrompendo a soldagem. É utilizado em condições de soldagem em campo, sendo obtidas altas taxas de deposição sem necessidade de automação completa do processo. (DELGADO, 2000)

#### **3.5 Aspectos e geometria do cordão de solda**

É inegável que a geometria do cordão seja de fundamental importância para garantir a qualidade do produto final. Um cordão livre de defeitos, com penetração e largura adequada é um pré-requisito para que a soldagem seja bem-sucedida.

O cordão de solda compreende a região da largura do cordão, reforço, diluição e penetração (Figura 10). Tais aspectos alteram na resistência do material principalmente, em sua resistência à fadiga. Portanto, o estudo mais aprofundado se torna interessante do ponto de vista prático e industrial (LEONELLO, 2005).

Figura 10 – Representação esquemática da geometria do cordão



Fonte: Miranda *et al* (2015).

A diluição é definida como a participação do metal base na região fundida. Para aplicações de revestimentos é interessante baixa diluição, para que não haja combinação de propriedades entre revestimento e a matriz. O cálculo de diluição é demonstrado pela Equação 10.

$$D(\%) = \frac{A_{MB}}{A_{MB} + A_{MA}} \times 100 \quad (10)$$

### 3.6 Soldagem de revestimento

Consiste na deposição de um material através de múltiplos cordões de solda dispostos lado a lado, com características desejadas a uma aplicação, sobre o metal base para conferir ao produto final propriedades que viabilizem a utilização ou na restauração das dimensões originais do produto. Para tal, vários processos de soldagem vêm sendo vastamente utilizados.

A espessura dos revestimentos varia comumente entre 5 a 20 por cento da espessura do substrato e os materiais mais utilizados são os aços inoxidáveis, ligas de níquel e de cobre e os substratos geralmente são aços carbono e aços baixa liga (MAGALHÃES, 2008).

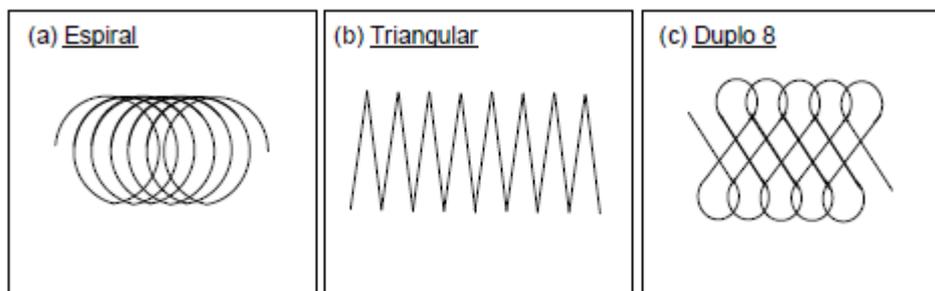
Diferentemente do processo de união, o revestimento visa atribuir características que não são inerentes ao metal base. Portanto, os parâmetros dos equipamentos de soldagem para que se obtenha um controle de diluição rígido com

baixa penetração. A regra básica é que quanto menor a diluição, melhores serão as propriedades, principalmente a resistência à corrosão (SILVA, 2010).

### 3.6.1 Tecimento

O tecimento é uma técnica em que se alterna a posição da tocha em movimentos definidos. Pode ser realizado em vários padrões, a depender do tipo de solda, da preparação da junta e habilidade de quem realiza o processo. Os motivos e benefícios são importantes para um processo de soldagem de revestimento. Perez (2007) relata que a mudança da maior concentração de calor muda com o tipo de tecimento seja nos cantos da poça, no meio, ou a somente a uma borda da junta e ainda há uma relação direta entre a amplitude de oscilação deverá ser de duas a duas vezes e meia o diâmetro do arame de soldagem para manter condições ótimas no cordão de solda. Miranda *et al.* (2015) e Silva (2010) mostraram que o tecimento alteram características como diluição e características geométricas do cordão de solda, que são parâmetros fundamentais para garantir uma soldagem de revestimento de qualidade.

Figura 11 – Tecimentos utilizados para aplicação no Método Taguchi.



Fonte: (SILVA, 2010)

### 3.7 Superligas

A partir das primeiras décadas do século XX, após a vasta utilização dos aços inoxidáveis para aplicações que envolviam a resistência à corrosão. Porém, os aços inoxidáveis se mostraram limitados quanto à resistência mecânica. Concomitantemente ao período entre as Guerras Mundiais surgiram vários materiais a serem utilizados em turbinas, que necessitava de resistência mecânica em altas temperaturas. Foram chamadas de Superligas. Atualmente, há um desenvolvimento

constante de superligas para obtenção de resistência em altas temperaturas cada vez maiores. (ASM, 2002)

Superligas são definidas como ligas de alto desempenho, mantendo suas propriedades mecânicas mesmo em temperaturas de trabalho bem elevadas aliado à resistência à corrosão, por serem utilizadas em algumas aplicações em ambientes agressivos. São subdivididas segundo o seu elemento majoritário, as mais comuns são as de níquel, ferro e cobalto.

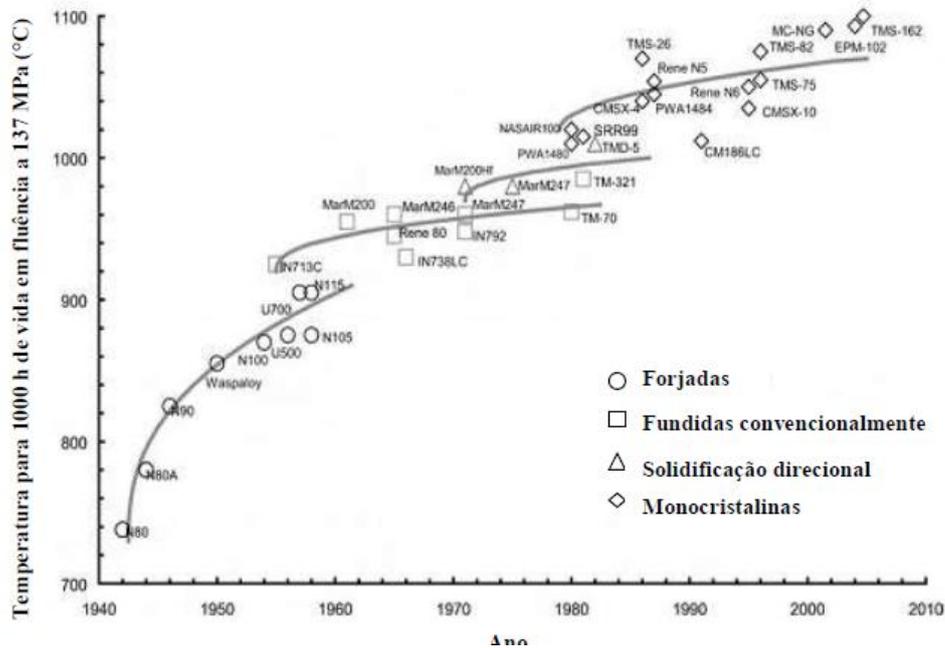
### ***3.7.1 Ligas e Superligas de Níquel***

O desenvolvimento de ligas com Níquel se deu no início do século XX, com o desenvolvimento de uma liga similar à Monel 400. A partir dela, uma infinidade de ligas foi concebida para suprir a necessidade industrial, por exemplo, a indústria química, criogênica, aeronáutica. Essas ligas combinam a boa resistência mecânica e à corrosão com boa resistência à fluência, essencial para suas aplicações.

Em 1929, observou-se que pequenas adições de Al e Ti aumentava significativamente sua resistência mecânica. A partir disso, surgia a primeira superliga de Níquel, em 1940, a Nimonic 80. Concomitantemente, a partir de uma matriz de Ni-Fe-Cr, desenvolvida pela Internacional Nickel Corporation, era produzida uma série de superligas chamada Inconel (VALLE, 2010).

A partir disso, houve um desenvolvimento acelerado das superligas de níquel com uma capacidade de resistir à fluência cada vez maior (Figura 12).

Figura 12 – Evolução das ligas de Níquel em relação à capacidade de resistir à fluência.



Fonte: Reed (2006).

As ligas de Níquel podem incorporar cerca de uma dúzia de elementos e por isso são consideradas complexas. As principais características das ligas de Níquel são a alta estabilidade de fase (CFC) da matriz e do aumento de sua resistência mecânica por diversas maneiras. Adições em baixos teores de alumínio, nióbio, tungstênio, molibdênio e titânio são responsáveis por aumentar sua resistência mecânica e de corrosão de forma significativa. Elementos como enxofre, silício, oxigênio, nitrogênio, fósforo devem ser controlados. (COUTINHO, 1992)

Pessoa (2009) classifica as ligas de níquel a partir do mecanismo de aumento da resistência ou processo de fabricação, sendo elas:

- Ligas endurecíveis por precipitação – a partir do aquecimento da liga são obtidos precipitados de forma e tamanho controlados, cada liga possui seu ciclo de temperatura ótimo que deve ser rigorosamente seguido para se obter o máximo de resistência. Algumas não precisam de aquecimento, pois somente com a solidificação já há a formação das fases precipitadas.
- Ligas com aumento de resistência por dispersão – é produzida a partir da dispersão de finos óxidos na matriz. Produzidas a partir de metalurgia do pó

durante a fabricação de ligas. É recomendável que não se utilize soldagem por fusão, pois ocasionará a aglomeração desses óxidos que são, por sua natureza, duros, fragilizando o material.

- Ligas com aumento de resistência por solução sólida – contém adições de cobre, alumínio, cobalto, cromo, ferro, titânio, tungstênio e vanádio que conferem aumento na resistência da matriz através de solução sólida. Geralmente não apresentam problemas de soldabilidade, porém dependendo do resfriamento de algumas ligas poderá haver formação de fases prejudiciais nos contornos de grão.
- Ligas fundidas – como a própria classificação sugere, são ligas produzidas a partir de processo de fundição. Podem ter sua resistência aumentada por solução sólida ou por precipitação. Não são soldadas por processos que utilizem arco voltaico, por apresentarem problemas na soldabilidade devido à quantidade considerável de silício para melhorar sua fluidez.

A liga INCONEL 625 é uma liga no sistema Ni-Cr-Mo-Nb. Sua resistência provém do nióbio e molibdênio na composição, que ficam dispersos na matriz de níquel e cromo. Essa liga possui aplicações extremamente versáteis por possuir uma ótima resistência em ambientes corrosivos, ambientes marítimos, aeroespaciais e em uma faixa de temperatura elevada, tendo aplicações criogênicas ou ambientes oxidantes e carburizantes em altas temperaturas.

A liga Hasteloy C-276 é uma liga no sistema Ni-Cr-Mo-W assim como a INCONEL 686. Por possuírem composições similares comportam as mesmas aplicações na indústria assim como propriedades mecânicas e físicas, além de ótima resistência à corrosão. Sua temperatura de solidificação varia de 1325 °C a 1370 °C. A liga INCONEL 686 é uma liga monofásica, austenítica, inserida no sistema Ni-Cr-Mo-W e promove uma excelente resistência mesmo em ambientes altamente severos. O seu baixo teor de carbono ajuda a minimizar a precipitação nos contornos de grão para manter uma boa resistência à corrosão na ZAC quando em processo de soldagem. Suas aplicações são principalmente na indústria química, manufatura de papel e gestão de resíduos. Possui temperatura de fusão de 1338 °C

a 1380 °C. Os limites de composição das ligas segundo as normas são mostrados a seguir:

Tabela 1 – Composição química das ligas utilizadas

Elemento (em % em massa)	Liga Metálica		
	INCONEL 686	HASTELLOY C-276	INCONEL 625
Cr	19.0-23.0	14.5-16.5	20.0-23.0
Mo	15.0-17.0	15.0-17.0	8.0-10.0
W	3.0-4.4	3.0-4.5	-
Nb	-	-	3.15-4.15
P	0.04 máx	0.04 máx	0.015 máx
S	0.02 máx	0.03 máx	0.015 máx
Ti	0.02-0.25	-	0.40 máx
Mn	0.75 máx	1.0 máx	0.50 máx
Si	0.08 máx	0.08 máx	0.50 máx
C	0.01 máx	0.01 máx	0.10 máx
Co	-	2.5 máx	1.0 máx
V	-	0.35 máx	-
Fe	2.0 máx	4.0-7.0	5.0 máx
Ni	Bal.	Bal.	Bal.

Fonte: *Special Metals* (2013).

A composição é um fator preponderante nas propriedades dessas ligas, por exemplo, a adição de Nióbio, que é elemento com uma alta capacidade de segregação, causa diferenças significativas às propriedades mecânicas, à distribuição dos elementos no material devido à formação de precipitados a base de nióbio, além de baixar a temperatura de solidificação ocorrendo o fenômeno conhecido como superresfriamento constitucional.

### 3.7.1.1 Resistência à corrosão das ligas de níquel

Quanto à sua resistência à corrosão e oxidação, a presença do cromo em solução sólida com o níquel é essencial para o aumento dessas propriedades. A partir de teores acima de 20% de cromo, se forma uma camada passivadora de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> com espessura, aderência e densidade suficientes necessárias para evitar os processos corrosivos. Apesar de possuírem diferentes coeficientes de expansão térmica, em altas temperaturas essa camada continua aderente e protegendo o material e não ocorre fratura frágil como na teoria era esperado. (SIMS *et al*, 1987)

### 3.7.1.2 Soldabilidade de ligas de níquel

Os procedimentos de soldagem das ligas de níquel se assemelham aos dos aços inoxidáveis, porém com a diferença que as ligas de níquel possuem uma maior viscosidade no estado líquido. Seu coeficiente de dilatação térmica se aproxima dos aços carbono, que em processos de soldagem em que há aumento de temperatura localizada e conseqüente resfriamento poderia levar a distorções na peça, porém é minimizado. (AWS, 1996)

Elementos residuais como chumbo, zircônio, boro, enxofre são praticamente insolúveis nas ligas de níquel o que acaba por alterar negativamente sua soldabilidade. Tais elementos residuais devem ser controlados e mantidos dentro de faixas especificadas. Magnésio é utilizado constantemente, em pequenas quantidades, para evitar os efeitos negativos do enxofre na ductilidade. (AWS, 1996)

O aporte térmico utilizado pela soldagem se mostra um importante fator que limita o processo, pois há possibilidade de precipitação de carbonetos ou outras alterações metalúrgicas na microestrutura do material que podem ser danosas, resultando em possíveis trincas ou perda de resistência mecânica e à corrosão. (AWS, 1996)

As ligas de níquel são soldadas pelos processos amplamente utilizados, entretanto alguns fatores afetam na escolha do processo escolhido, pois nem todos são viáveis para todas as ligas, devido a suas características intrínsecas. A escolha deve se basear nos seguintes parâmetros (AWS, 1996):

- Espessura do metal base;
- Condições do projeto (temperatura, pressão, tensões)
- Posição de soldagem;
- Liga a ser soldada;
- Condições de serviço e do ambiente.

## 3.8 Método Taguchi

A qualidade do revestimento está associada à maneira correta de se dispor os cordões, com reduzida diluição, principalmente em soldagem de materiais

dissimilares, em que os materiais têm propriedades muito diferentes. (PALANI *et al*, 2006)

A grande quantidade de variáveis dificulta identificar quais são realmente são relevantes e achar condições favoráveis de processo. Dentre vários métodos estatísticos desenvolvidos para suprir essa necessidade, o de Taguchi se mostrou bastante consolidado e utilizado, inclusive para processos de fundição, torneamento, eletrodeposição e entre outros. Para soldagem, o método Taguchi vem sendo utilizado para análise de características e para aperfeiçoar propriedades mecânicas (SILVA, 2011).

Esse método visa determinar os critérios que são mais relevantes e que mais influenciam a variabilidade do processo. O conhecimento e controle desses fatores levam a uma menor variação nos produtos, garantindo a qualidade e otimizando seu desempenho. (VIEIRA, 1996).

### **3.8.1 Projeto dos parâmetros**

A resposta do produto em que é visada a otimização em um experimento de Taguchi é chamada de característica de qualidade. Vários parâmetros são importantes e são divididos em três classes (PESSOA, 2009):

- Fatores de sinal:
- Fatores de ruído:
- Fatores de controle:

### **3.8.2 Razão Sinal/Ruído**

Os parâmetros de controle relevantes, ou seja, que contribuem na variabilidade do processo podem ser rapidamente identificadas devido a resposta dada quando há variação. O método de Taguchi utiliza uma transformação de dados da repetição em outro valor, que significa a variação da medição existente. A essa transformação é dado o nome de razão S/R ou função objetiva ( $\eta$ ). Para sua melhor utilização, deve-se entender como a variável se comporta e como ela beneficiará a qualidade do processo (PESSOA, 2009). São definidas equações para três tipos de relações:

- Menor é melhor – utilizado quando o menor valor de uma variável é a melhor condição para o processo. Como exemplo pode ser citado o número de defeitos numa peça, respingos durante processo de soldagem. Neste caso a Equação 11 define como  $\eta$  é calculado para este caso sendo  $n_i$  – número de repetições no ensaio e  $y_i$  – é a característica da qualidade:

$$\eta = -10 \log_{10} \left( \frac{1}{n_i} \times \sum_{i=1}^n y_i^2 \right) \quad (11)$$

- Maior é melhor – Usado para casos em que o valor mais alto de uma variável é o ideal para maximizar a qualidade. Como exemplo tem-se a eficiência do arco elétrico, taxa de fusão. Neste caso,  $\eta$  é calculado da seguinte forma:

$$\eta = -10 \log_{10} \left( \frac{1}{n_i} \times \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right) \quad (12)$$

- Nominal é melhor – Utilizado em casos em que há um valor específico e que não se admite grandes variações no valor dessa variável. O caso mais simples seria a respeito de dimensões de peças em que não há uma grande tolerância dimensional. Neste caso,  $\eta$  é calculado da seguinte forma:

$$\eta = 10 \log_{10} \frac{\mu^2}{\sigma^2} \quad (13)$$

$$\mu = \frac{1}{n_i} \sum_{i=1}^{n_i} y_i \quad \sigma = \left[ \frac{1}{n_i-1} \times \sum_{i=1}^{n_i} (y_i - \mu)^2 \right]$$

### 3.9 Arranjo ortogonal

Utilizado para reduzir a quantidade de experimentos a serem realizados. Apresenta-se na forma de matriz, suas colunas representam as variáveis a serem estudadas e as linhas representam os experimentos realizados. Portanto, colunas podem ser deixadas em branco caso não seja de interesse analisá-las, porém deixar de realizar experimentos pode prejudicar a eficiência do método (VIEIRA, 1996).

A matriz ortogonal deve obedecer a algumas determinações abaixo listadas:

- Número de fatores a serem estudados;
- Número de níveis de cada fator;
- Possíveis interações a serem estimadas;

- Dificuldades na execução dos experimentos.

Um conceito referente às três primeiras exigências é sobre os graus de liberdade que são descritos como o número total de comparações que são realizadas dentro de um conjunto de dados e é calculado como o número de níveis menos um e o número de graus de liberdade de um produto entre dois fatores é igual ao produto dos graus de liberdade de cada fator isolado. (PESSOA, 2009)

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1 Materiais

As amostras utilizadas foram gentilmente cedidas pelo Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva utilizadas em sua tese para obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais (SILVA, 2010). Os metais de adição utilizados foram as ligas AWS ER-NiCrMo-3 (com composição equivalente à Inconel 625), AWS ER-NiCrMo-4 (com composição equivalente à Hasteloy C-276) e AWS ER-NiCrMo-14 (com composição similar à Inconel 686).

Tabela 2 – Composição química dos metais de adição.

Liga	Composição (% em peso)							
INCONEL 625	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>C</b>	<b>Mo</b>	<b>Fe</b>	<b>W</b>	<b>Al</b>	<b>Mn</b>
	64,43	22,20	0,011	9,13	0,19	-	0,09	0,01
	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>Si</b>	<b>Cu</b>	<b>Co</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>V</b>
	3,53	0,23	0,05	0,01	0,03	0,002	0,002	-
HASTELOY C-276	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>C</b>	<b>Mo</b>	<b>Fe</b>	<b>W</b>	<b>Al</b>	<b>Mn</b>
	56,80	16,13	0,002	16,28	6,07	3,38	-	0,52
	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>Si</b>	<b>Cu</b>	<b>Co</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>V</b>
	-	-	0,03	0,06	0,13	0,07	0,002	0,17
INCONEL 686	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>C</b>	<b>Mo</b>	<b>Fe</b>	<b>W</b>	<b>Al</b>	<b>Mn</b>
	58,22	20,53	0,01	16,39	0,29	3,97	0,26	0,23
	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>Si</b>	<b>Cu</b>	<b>Co</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>V</b>
	-	0,04	0,059	0,01	-	0,002	0,001	-

Fonte: Silva (2010)

Para o metal base foi utilizada a liga ASTM A516 Gr.60 por serem amplamente utilizados na indústria petrolífera.

Tabela 3 - Composição química do metal base.

Liga	Composição (% em peso)							
	Ni	Mo	Cr	C	Fe	Al	Mn	Si
ASTM A516 Gr.60	0,01	0,01	0,02	0,15	Bal.	0,02	0,95	0,2

Fonte: Silva (2010)

Em todas as condições procurou se obter a máxima alimentação de para todas as condições, pois o objetivo era produzir cordões de solda com o mínimo de diluição possível.

## 4.2 Equipamentos

Os seguintes equipamentos foram utilizados para preparação e análise das amostras:

- Lixadeira rotativa Struers;
- Politriz rotativa Struers;
- Aparelho para Limpeza Ultrassônica;
- Balança de precisão;
- Microscópio ótico Karl Zeiss.

## 4.3 Metodologia

Três etapas foram utilizadas na metodologia, sendo elas: o planejamento experimental, a preparação metalográfica das amostras e, posteriormente, obtenção de imagens em microscópio ótico e análise.

### 4.3.1 Planejamento Experimental

O arranjo ortogonal escolhido para o método Taguchi foi o L18 que apresenta uma coluna com dois níveis e sete colunas com três níveis (Tabela 4) na matriz ortogonal, o que permite o estudo de todas as condições envolvidas no trabalho. A Tabela 5 mostra quais as condições operacionais para cada amostra.

Tabela 4 – Fatores de Controle e os níveis adotados para matriz ortogonal.

Fatores de Controle	Níveis		
	1	2	3
Técnica de Energia	TE V	TE I	-
Energia de Soldagem	Ebaixa	Emédia	Ealta
Liga	Inconel 625	Hasteloy C276	Inconel 686
Gás de proteção	Argônio	Argônio + NO	Argônio + Hélio
Tecimento	Espiral	Triangular	Duplo 8

Fonte: Silva (2010).

Tabela 5 – Amostras e seus níveis de fatores de controle.

Ensaio	TE	E	L	G	T
T1	1	1	1	1	1
T2	1	1	2	2	2
T3	1	1	3	3	3
T4	1	2	1	1	2
T5	1	2	2	2	3
T6	1	2	3	3	1
T7	1	3	1	2	1
T8	1	3	2	3	2
T9	1	3	3	1	3
T10	2	1	1	3	3
T11	2	1	2	1	1
T12	2	1	3	2	2
T13	2	2	1	2	3
T14	2	2	2	3	1
T15	2	2	3	1	2
T16	2	3	1	3	2
T17	2	3	2	1	3
T18	2	3	3	2	1

Fonte: Silva (2010).

#### 4.3.2 Metalografia

As amostras foram submetidas a lixamento em diferentes granulações e de forma sequencial sendo elas: 80, 220, 320, 400, 600 e 1200 *mesh* que visou a retirada de camadas de óxidos e de riscos visíveis nas amostras.

Após o processo de lixamento, as amostras foram submetidas ao processo de polimento com pasta de diamante em diferentes granulações, sendo elas: 6 $\mu$ m, 3 $\mu$ m, 1 $\mu$ m e, em algumas amostras, foi necessário utilizar pasta de ¼  $\mu$ m. O

polimento possibilitou a utilização das amostras no microscópio, visto que eliminou os riscos visíveis ao equipamento.

Por fim, as amostras polidas foram atacadas por duas soluções. O metal base foi atacado com nital 2% por 20 segundos e o metal de adição foi atacado eletroquimicamente com ácido crômico 10% por 25 segundos e um potencial de 2,5 V.

#### ***4.3.3 Imagens em Microscópio***

O microscópio ótico foi o equipamento utilizado para obtenção de imagens das amostras após o processo de ataque químico. Houve o tratamento das imagens através de software próprio disponibilizado pela fabricante do microscópio para a análise dos espaçamentos interdendríticos.

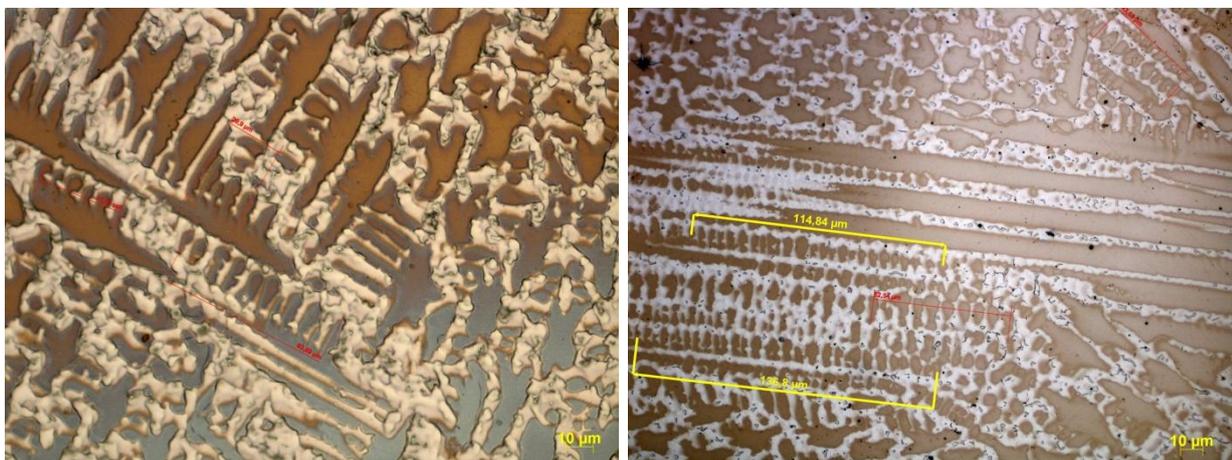
## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Medições dos espaçamentos interdendríticos

As imagens foram retiradas de três regiões de cada uma das amostras: nas regiões inferior, do meio e superior dos cordões de solda para obtenção de maior variabilidade de medições. Foram realizadas 20 medições por peça e, em cada medição, utilizou-se áreas de no mínimo 5 braços secundários de dendritas a fim de que se evitasse desvios ou má distribuição dos dados estatísticos. A medida obtida foi dividida pelo número de espaçamentos para haver uma maior confiabilidade e variabilidade estatística. A Figura 11 mostra exemplos de medições através dos braços das dendritas.

Para as amostras T1, T7, T11 e T12 não foi possível realizar medições, pois não houve sequer deposição suficiente e de maneira satisfatória. Como não foi possível obter medições para essas peças, foi utilizada a média aritmética das medidas das outras peças para ser mantida a ortogonalidade necessária ao método Taguchi.

Figura 13 – Amostras T2 e T5 com ampliação de 500x após ataque químico.



Fonte: do Autor.

### 5.2 Análises estatísticas

#### 5.2.1 Fatores de Controle do Método Taguchi

Os fatores escolhidos foram: a técnica de energia, o nível de energia, o tecimento, gás de proteção e a liga metálica.

Segundo Silva (2010) a técnica de energia apresentou resultado significativo na alteração das características geométricas e diluição nos cordões depositados, bem como o nível de energia. A variação da energia altera diretamente o fluxo de calor na peça, conseqüentemente, a velocidade de resfriamento e a distância interdendrítica.

Ainda conforme os seus trabalhos foi verificado que o tecimento influenciou de forma significativa na geometria e diluição. Por alterar a distribuição de calor na peça, o tecimento altera sensivelmente na velocidade de resfriamento, causando diferentes padrões nas distâncias interdendríticas.

O gás de proteção se torna um importante fator de controle, pois está associado à eficiência do arco e eficiência de fusão (WANG, L.L. *et al.*, 2014) que, por conseguinte, acaba por influenciar no processo de solidificação da peça.

Por fim, as ligas foram escolhidas pois a presença de certos elementos na liga como Nióbio, Tungstênio, por exemplo, em algumas condições, formam precipitados que podem alterar a distância interdendrítica.

Portanto, o experimento conta com dois níveis para técnica de energia (V e I) e três para as demais sendo: Energia (baixa, média e alta), Liga (Inconel 625, Hasteloy C276 e Inconel 686), Gás de proteção (Argônio puro, Argônio+NO e Argônio+Hélio) e Tecimento (Espiral, Triangular e Duplo 8).

### **5.2.2 Avaliação do espaçamento interdendrítico**

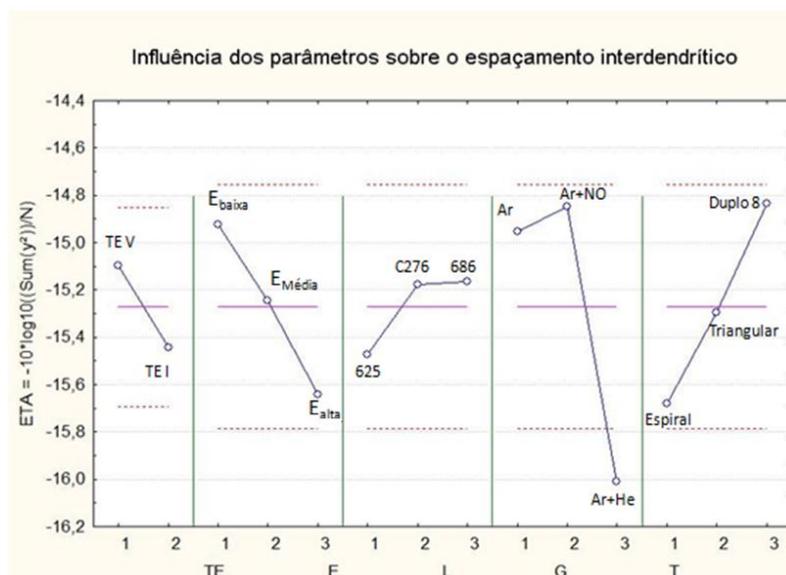
Para avaliar o efeito dos parâmetros sobre o espaçamento foi utilizado a técnica de menor-melhor, pois um menor espaçamento indica uma solidificação mais rápida, conseqüentemente, uma estrutura mais refinada, um período de menor duração em alta temperatura e menor propensão para formação de precipitados que possam comprometer o processo. A Tabela 4 mostra a média obtida do espaçamento interdendrítico para cada peça. A Figura 13 mostra os resultados obtidos no software *Statística*, largamente utilizado para tratamento de dados estatísticos.

Tabela 6 – média dos espaçamentos interdendríticos das amostras.

Amostra	T1*	T2	T3	T4	T5	T6	T7*	T8	T9	T10	T11*	T12*	T13	T14	T15	T16	T17	T18
Espaçamento Interdendrítico (em $\mu\text{m}$ )	5,84	4,82	5,49	5,62	5,24	6,27	5,84	6,62	5,74	5,75	5,84	5,84	5,64	6,89	5,27	7,12	5,36	5,89
Desvio Padrão	0,549	0,594	0,554	0,551	0,565	0,557	0,549	0,576	0,549	0,549	0,549	0,549	0,551	0,597	0,563	0,619	0,559	0,549

Fonte: do Autor. (\*) foi colocado a média das outras medições nas peças que não soldaram.

Figura 14 – Gráfico de Taguchi para o espaçamento interdendrítico



Fonte: do Autor

Para análise dos parâmetros deve-se levar em consideração que independente da técnica do método Taguchi aplicada, a melhor condição será aquela que apresenta o maior valor de  $\eta$ .

Em relação a técnica de energia (TE), que foi trabalhada de duas forma sendo uma delas a TE V em que se controla a transferência de calor ao material a partir da velocidade de soldagem, ou seja, a potência do arco é a mesma, mas o tempo que permanece em um local é alterado controlando a forma que o calor chega à peça. A TE I em que a corrente controla a potência do arco a fim de fundir mais ou menos, ou seja, o calor que provém do arco para a peça por meio da alteração da tensão, entretando a velocidade de soldagem permanece constante. Na literatura não há muitas informações sobre a significância da técnica de energia. Porém, há uma tendência na melhoria somente pela forma como é controlado o

calor transferido à peça, podendo alcançar aplicações na indústria, otimizando processos e contribuindo para a redução de custos.

Apesar de não poder tornar o fator de controle muito relevante pois a resposta do método não ultrapassou as linhas de confiança, representada por linhas tracejadas de cor vermelha no gráfico, foi observado que houve uma tendência da TE V obter uma melhor condição para o espaçamento interdendrítico. Isso pode estar relacionado com o fato de que a TE I aumenta a potência do arco diretamente, o que pode contribuir para o aumento da temperatura do metal líquido, levando a um maior tempo para resfriamento. Para a TE V a potência permanece constante, o que pode levar a um estado de temperatura do metal líquido menor, explicando o resultado obtido. Dessa forma, a maneira que o calor é cedido deve ser analisado com maior cuidado, pois pode ocasionar alterações nos resultados do processo de soldagem.

Para os níveis de energia (E), há uma tendência que com o redução da energia tenha uma melhora da condição de soldagem em relação ao espaçamento interdendrítico, isso pode ser explicado pois uma menor energia significa um menor aporte térmico na peça, resultando num menor tempo em altas temperaturas e menor espaçamento. Esse comportamento era esperado, pois uma estrutura mais refinada se obtém com um menor aporte térmico à peça, de forma que a energia influencia de forma direta no calor oferecido. Portanto, uma condição de menor energia liberada à peça pelo arco, conduz a um menor tempo em altas temperaturas, e, por conseguinte um melhor estado para a soldagem refletido no espaçamento interdendrítico.

Quanto ao tipo de liga (L) percebe-se que há uma diferença no espaçamento interdendrítico entre a liga 625 e as demais (C276 e 686). Essas diferenças podem estar relacionadas às suas composições químicas. Embora todas sejam superligas de níquel e tenham propriedades similares, observa-se que a 625 apresenta um resultado inferior. Isto pode estar relacionado à presença de nióbio e titânio que são elementos que, como já mencionado na revisão desse trabalho, formam precipitados com facilidade e, dessa forma, influenciam na temperatura de solidificação por superresfriamento constitucional. As ligas 686 e C276 possuem composições e os

mesmos elementos, principalmente cromo, molibdênio e tungstênio, mas em teores diferentes, o que evidencia o resultado próximo obtido entre as duas no gráfico.

O gás de proteção teve um fator relevante na variável resposta visto que ultrapassou as linhas de confiança, é notório que a mistura de argônio e hélio teve a pior condição dentre as três misturas. Tazetdinov (2012) afirma que o hélio tem um potencial de ionização maior que o argônio, além de uma condutividade térmica cerca de 8,5 vezes superior ao argônio em condições normais, além de proporcionar uma maior penetração na peça. Portanto, a maior quantidade de calor fornecida à peça devido ao aumento de tensão (em relação às mesmas condições de soldagem que as misturas somente com Ar ou com NO) e a maior penetração, causadas pelo efeito da adição de hélio à mistura gasosa, pode ter sido a causa das piores condições do espaçamento interdendrítico. Quanto ao óxido nitroso, a princípio não foi utilizado visando melhorias de processo, sua aplicação na indústria e estudos foram inicialmente no fato de reduzir as emissões de ozônio produzidos pela soldagem com argônio (ROSADO, T. *et al.*, 2010). Porém, foi observado que além da melhoria no aspecto interdendrítico, foi verificado que a adição desse gás ao argônio contribuiu positivamente para a diminuição de diluição e melhoria das características geométricas do cordão (SILVA, 2010), mas ainda não há dados suficientes que comprovem a certeza da melhoria que a adição que gás promove, apenas pode-se afirmar uma tendência para as condições estudadas.

Quanto ao tipo de tecimento é visto uma tendência de melhoria em que o tecimento de duplo 8 apresenta a melhor condição, que pode ser explicado visto que no duplo oito não há um preaquecimento como ocorre no espiral, o que causaria um redução da variação de temperatura, diminuindo a velocidade de resfriamento demonstrado matematicamente pela equação 4 pois há um aumento de  $T_0$ , e consequentemente, trazendo um resultado inferior ao duplo 8 e ao triangular apesar de não ser tão relevante por estar dentro das linhas de confiança.

A partir da análise de variância pode-se inferir que o gás de proteção teve a maior contribuição relacionada ao espaçamento interdendrítico provavelmente por ser muito responsável pela condução de calor do eletrodo à peça.

Tabela 7 – Tabela de análise de variância sobre o espaçamento interdendrítico.

	SQ	GL	QM	F	p	Cont. (%)
TE	10,8382	1	10,83824	27,2400	0,000000	10,745
E	31,2927	2	15,64634	39,3243	0,000000	15,512
L	7,2584	2	3,62921	9,1214	0,000138	3,598
G	98,7795	2	49,38973	124,1324	0,000000	48,964
T	42,7305	2	21,36525	53,6978	0,000000	21,181
Residual	139,2578	350	0,39788	-	-	-

Fonte: do Autor. SQ – soma dos quadrados; GL – graus de liberdade; QM – Quadrado médio; F- Fator F; p – nível de significância e Cont. – Contribuição (em porcentagem).

### 5.2.3 Avaliação da velocidade de resfriamento local

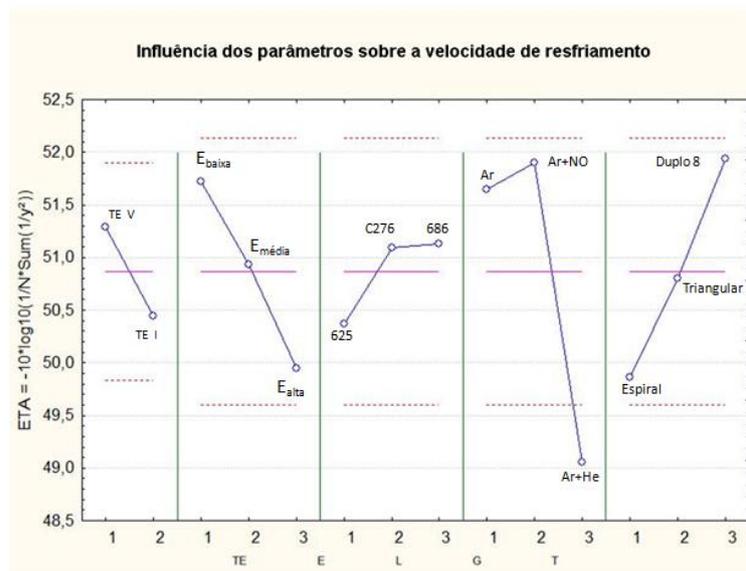
Conforme já citado na revisão deste trabalho, há uma equação que relaciona o espaçamento interdendrítico com a velocidade de resfriamento local e vários trabalhos na literatura se utilizaram dessa equação. O modelo escolhido a ser utilizado nesse trabalho está descrito na equação 14.

As 20 medições de espaçamento interdendrítico foram submetidas à equação e, em seguida, tratadas no software *Statistica*.

$$\lambda = \left(62,9 \cdot \frac{dT}{dt}\right)^{-0,407} \quad (14)$$

Como se objetiva uma estrutura mais refinada e com menor propensão à formação de precipitados, a técnica utilizada no Método Taguchi para análise foi a maior-melhor, pois uma maior velocidade de resfriamento proporciona tais características.

Figura 15 – Gráfico de Taguchi para a velocidade de resfriamento local



Fonte: do Autor

Os resultados obtidos na Figura 14 e Tabela 8 foram semelhantes aos do espaçamento interdendrítico, o que era esperado, pois há uma correlação estreita e direta entre os dois fatores, confirmando, desta forma, a veracidade dos modelos propostos na Literatura. Desta forma, é verossímil que a distância do espaçamento interdendrítico e a velocidade de resfriamento local constituem indícios fiéis aos eventos ocorridos na solidificação.

Tabela 8 – Análise de variância para velocidade de resfriamento local.

	SQ	GL	QM	F	p	Cont. (%)
TE	65,4288	1	65,4288	27,2400	0,000000	10,745
E	188,9092	2	94,4546	39,3243	0,000000	15,512
L	43,8180	2	21,9090	9,1214	0,000138	3,598
G	596,3167	2	298,1584	124,1324	0,000000	48,964
T	257,9576	2	128,9788	53,6978	0,000000	21,181
Residual	840,6783	350	2,4019	-	-	-

Fonte: do Autor.

A partir da análise de variância conclui-se que o gás de proteção foi o fator que mais influenciou na velocidade de resfriamento local, como ocorreu no espaçamento interdendrítico, mais uma vez comprovando a relação direta entre

esses dois parâmetros. Também foi observado que o 'p' de todos os parâmetros nas duas análises foi menor ao equivalente a 5%, significando que na curva de Gauss todos os casos estão dentro dos 95% conhecido por demonstrar um nível satisfatório de confiabilidade na estatística.

## 6. CONCLUSÃO

A partir dos procedimentos realizados e resultados obtidos pode-se inferir que:

- As condições operacionais analisadas de soldagem influenciaram de forma significativa na velocidade de resfriamento e espaçamento interdendrítico;
- O gás de proteção foi o que contribuiu mais para alterações na velocidade de resfriamento e espaçamento interdendrítico. A mistura de Ar+He teve a pior condição por conta do maior potencial de ionização do Hélio que aumenta a voltagem do arco aumentando o calor fornecido à peça, reduzindo a velocidade de resfriamento, aumentando o espaçamento interdendrítico;
- Houve uma tendência que quanto menor a energia utilizada, mais refinada será a microestrutura bruta de solidificação e, conseqüentemente, o espaçamento dendrítico, o que é resultado de uma menor quantidade de calor fornecido à peça, favorecendo a dissipação mais rápida deste calor;
- A liga metálica Inconel 625 obteve o pior resultado em relação à Inconel 686 e Hasteloy C-276 por conta da presença de nióbio em quantidade considerável, o que aumenta o superresfriamento constitucional, influenciando na velocidade de resfriamento e na segregação, alterando o espaçamento interdendrítico;
- O tecimento duplo 8 possuiu a melhor condição por conta que na forma em que o tecimento ocorre ele não preaquece a peça como o espiral, que obteve o pior resultado. Dessa forma, o duplo 8 mantém um gradiente de temperatura maior, contribuindo para uma maior velocidade de resfriamento;
- Houve uma tendência de melhora utilizando a técnica de energia V, em que se controla o calor fornecido à peça pela variação da velocidade de soldagem, em relação à técnica de energia I, uma vez que na técnica de energia I, o calor é controlado pelo fornecimento efetivo de energia, pelo aumento da potência do arco.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

**AMERICAN WELDING SOCIETY.** Welding Handbook. [S.I.]: AWS, 2001.

AWS. **Welding Handbook - Materials and Applications - Part I.** Miami: American Welding Society, 1996.

BRANDI, S. D.; WAINER, E.; MELLO, F. D. H. D. **Soldagem: Processos e Metalurgia.** São Paulo: Edgard Blucher, 1992.

BRODY, H. D.; FLEMINGS, M. C. Trans. Metall. Soc. **AIME**, v. 236, p. 615-624, 1966.

CAPELLO, E.; CHIARELLO, P.; PREVITALI, B. A semi-empirical model of the temperature field in the AISI 304 laser welding. **Journal of Materials Processing Technology**, Milão, v. 155-156, p. 1235-1241, 2004.

MINÁ, E.M; CRUZ DA SILVA, YURI; DILLE, JEAN; SILVA, C.C. The Effect of Dilution on Microsegregation in AWS ER NiCrMo-14 Alloy Welding Claddings. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 47, p. 6138-6147, Dezembro 2016.

CORDEIRO DE MIRANDA, E; SILVA, C.C.; MOTTA, M. F.; MIRANDA, H. C.; FARIAS; J. P. Avaliação do Uso do Tecimento sobre o Nível de Diluição e Geometria do Cordão de Solda na Soldagem TIG com Alimentação Automática de Arame Frio. **Soldagem & Inspeção**, v. 20, p. 180-190, 2015.

COUTINHO, C. B. **Materiais Metálicos para Engenharia.** Belo Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni, 1992.

DA COSTA PEREZ, F. R. **A INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO E TECIMENTO NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS NA SOLDAGEM MIG/MAG ROBOTIZADA DE AÇOS SAE 8620 COM ABNT LN28.** Bauru: [s.n.], 2007.

DELGADO, L. C. **Estudo e desenvolvimento do processo TIG com alimentação automática de arame.** Florianópolis: Tese (Doutorado), 2000.

DONACHIE, S. J.; DONACHIE, M. **Superalloys: a technical guide.** [S.I.]: ASM, 2002.

FRANKE, M. M.; HILBINGER, R.M; KONRAD, C.H.; GLATZEL, U; SINGER, R.F. Numerical Determination of Secondary Dendrite Arm Spacing. **METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A**, v. 42A, p. 1847-1853, Julho 2011.

FREDRIKSSON, H.; HADDAD-SABZEVAR, M.; AVAZKONANDEH-GHARAVOL, M. H. Analysis of phase diagram and diffusion coefficient. **Journal of Materials Science**, v. 52, p. 1446-1460, Fevereiro 2017.

KOU, S. **Welding Metallurgy.** New Jersey: Jonh Wiley & Sons, 2003.

LING, L.; HAN, Y; ZHOU, WEI; GAO, H.; SHU, DA; WANG, JUN; SUN, B. Study of Microsegregation and Laves Phase in INCONEL718. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 46, p. 354-361, Janeiro 2015.

MAGALHÃES, S. G. D. **Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural, empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG**. Fortaleza: Dissertação, 2008.

MANDAL, S.; WILLIAMSON, K. A thermomechanical hot channel approach for friction stir welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 174, p. 190-194, 2006.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; BRACERENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: UFMG, 2009.

PESSOA, A. R. P. **Revestimento das ligas de níquel pelo processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito**. Fortaleza: Dissertação(Mestrado), 2009.

PORTER, D. A. **Phase Transformations in Metal Alloys**. Exeter: Chapman & Hall, 1992.

REED, R. C. **The Superalloys: Fundamentals and applications**. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.

RICHARDSON, M. Semiautomatic Cold Wire Feeder Systems increase GTA productivity. **Welding Journal**, p. 51-54, 1995.

ROSADO, T.; PIRES, I.; QUINTINO, LUISA; AMARAL, VICTOR. Reduction of fume and gas emissions using innovative gas metal arc welding variants. **Internacional Journal of Advanced Manufacturing Technology**, Fevereiro 2010. 557-567.

SCHWEDERSKY, M. B.; DUTRA, J. C. Soldagem TIG de Elevada Produtividade: Influência dos Gases de Proteção na Velocidade Limite para Formação de Defeitos. **Congresso Nacional de Soldagem**, 2010.

SILVA, A. L. V. D. C. E. Segregação em aços alta-resistência baixa liga (ARBL) para aplicações em serviço com H<sub>2</sub>S: avaliação por termodinâmica computacional. **Tecnol. Metal. Mater. Miner**, São Paulo, v. 11, p. 3-13, Jan-Mar 2014.

SILVA, C. C. **Revestimentos de ligas de níquel depositadas pelo processo TIG com alimentação de arame frio - Aspectos operacionais e metalúrgicos**. Fortaleza: [s.n.], 2011.

SILVA, C. C.; CORDEIRO DE MIRANDA, E.; MOTTA, M. F.; CORDEIRO DE MIRANDA, H.; FARIAS, J.P.; Minimização de Defeitos em Revestimentos de Superligas de Níquel Depositada Pelo Processo TIG com. **Soldagem & Inspeção**, p. 323-332, Outubro 2014.

SIMS, C. T.; HAGEL, W. C.; AL, E. **The Superalloys II**. Nova Iorque: John Wiley & Sons, 1987.

TESKE, M. **Influência da composição do gás de proteção na soldagem do aço ASTM A516 pelo processo GMAW**. [S.l.]: [s.n.], 2006.

VIEIRA, S. R. B. **Um sistema de gerenciamento da qualidade para fábricas de montadoras com ênfase no método Taguchi e QFD**. Florianópolis: Dissertação, 1996.

WANG, L. L.; LU, F. G.; WANG, H. P.; MURPHY, A. B.; TANG, X. H. Effects of shielding gas composition on arc profile and molten pool dynamics in gas metal arc welding of steels. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 47, 2014.

WON, Y. M.; THOMAS, B. G. Simple Model of Microsegregation during Solidification of Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, p. 1755-1767, 2001.

ZHANG, Y.; HUANG, B.; LI, J. Microstructural Evolution with a Wide Range of Solidification Cooling Rates in a Ni-Based Superalloy. **METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A**, v. 44A, p. 1641-1644, Abril 2013.