

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL
DA TESE DEFENDIDA POR Vicente Afonso
Ventrella E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 20 / 12 / 90.

Rosana da Exaltação
ORIENTADOR

VENTRELLA

EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NA FORMAÇÃO
DE FERRITA DELTA NO CORDÃO DE SOLDA DE AÇOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS TIPO 304 , 304L E 316

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

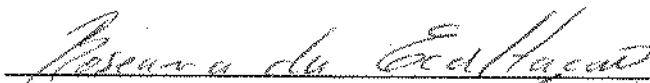
Tese de : MESTRADO

Título da Tese: EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NA FORMAÇÃO DE
FERRITA DELTA NO CORDÃO DE SOLDA DE AÇOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS TIPO 304, 304L E 316

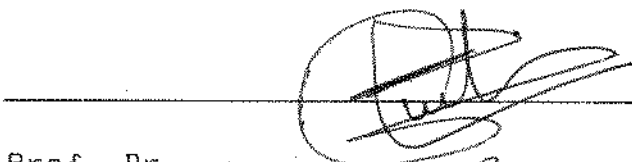
Autor: VICENTE AFONSO VENTRELLA

Orientador: Roseana da E. Trevisan

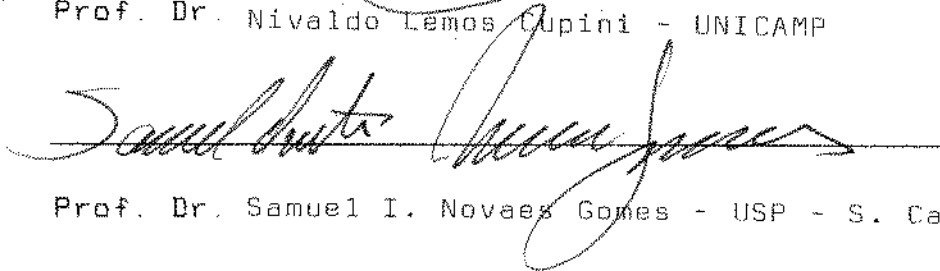
Aprovado por



Profa. Dra. Roseana da E. Trevisan , Presidente



Prof. Dr. Nivaldo Lemos Cupini - UNICAMP



Prof. Dr. Samuel I. Novaes Gomes - USP - S. Carlos

Campinas, de de 1990

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECANICA

EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NA FORMAÇÃO DE
FERRITA DELTA NO CORDÃO DE SOLDA DE AÇOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS TIPO 304, 304L E 316

VICENTE AFONSO VENTRELLA

Orientador: Roseana da E. Trevisan

Trabalho apresentado à Comissão de Pós
Graduação da Faculdade de Engenharia de
Campinas, como parte dos requisitos para a
obtenção do título de MESTRE EM
ENGENHARIA MECÂNICA

1990

Aos meus pais

AGRADECIMENTOS

À professora Dra. Roseana da Exaltação Trevisan pela orientação e incentivo que tornou este trabalho possível.

Ao corpo de funcionários do Departamento de Engenharia de Fabricação (DEF) , da UNICAMP , pela colaboração no decorrer do trabalho.

À Superintendência do Centro de Tecnologia da UNICAMP (C T) , pela oportunidade e facilidade do uso de seus laboratórios.

À professora Dra. Iris L. Torriani , do Departamento de Física da UNICAMP, pelo auxílio no trabalho de difratometria.

Ao Engenheiro Dr. Luis Fernando , da Braslab , pela colaboração em parte do trabalho.

À técnica Rita Helena B. Jacón , do Laboratório de metalografia do DEMA (Departamento de Materiais) , da UNICAMP , pelo grande auxílio no decorrer de todo o trabalho.

Aos amigos do curso de Pós-Graduação pelo apoio e auxílio durante o desenvolvimento deste trabalho.

À FAPESP e FAP , pelo apoio financeiro durante parte do trabalho.

A todos que direta ou indiretamente colaboraram para a execução deste trabalho.

EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NA FORMAÇÃO DE
FERRITA DELTA NO CORDÃO DE SOLDA DE AÇOS
INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS TIPO 304, 304L E 316

Vicente Afonso Ventrella

R E S U M O

Este trabalho descreve o efeito da taxa de resfriamento na microestrutura do cordão de solda de chapas de aço inoxidável austenítico tipo 304 , 304 L e 316 , com 3,0 mm de espessura.

Foram enfatizados 3 aspectos : (a) variação do teor de ferrita delta no cordão de solda em função das diferentes taxas de resfriamento ; (b) variação do teor de cromo e níquel , nas fases ferrita e austenita , em função da taxa de resfriamento; (c) alterações no Diagrama de Schaeffler com as diferentes taxas de resfriamento.

O processo de soldagem utilizado foi o SATG (Soldagem ao Arco Tungstênio em Atmosfera Gasosa).

Através de combinações da velocidade e corrente de soldagem , obteve-se os diferentes insumos de calor , através dos quais foi possível obter as diversas taxas de resfriamento utilizada neste trabalho.

O teor de ferrita delta no cordão de solda foi avaliado através do Diagrama de Schaeffler , do método magnético e através de metalografia quantitativa. Em função dos resultados obtidos é

sugerida a melhor técnica de análise.

As variações do teor de cromo e níquel , causada pelas diferentes taxas de resfriamento , foram obtidas através de microanálise por energia dispersiva . Em função dos resultados pode-se observar onde ocorre as variações mais significativas.

EFFECT OF COOLING RATE IN DELTA FERRITE FORMATION
OF AUSTENITIC STAINLESS STEELS WELD FILLET TYPE
304, 304L E 316

Vicente Afonso Ventrella

A B S T R A C T

This work describes the effect of cooling rate on the weld fillet microstructure of austenitic stainless steels plates type 304 , 304L and 316 , with 3,0 mm thickness. Three aspects have been emphasized : (a) delta ferrite content variation on the weld fillet as a function of the different cooling rates; (b) Chromium and Nickel content variation , on the ferrite and austenitic phases, as a function of the cooling rate ; (c) Schaeffler Diagram implications with the different cooling rates.

The TIG (Tungsten Inert Gas) process of welding was used.

With combinations of the welding current and speed , it were obtained different heat input , with that it was possible to obtain several cooling rates wich have been used in this work.

The delta ferrite content on the weld fillet was available through the Schaeffler Diagram , of the magnetic method and through of quantitative metallografy. As a function of the results obtained , the better analysis technique have been suggested.

The cromium and nickel content variation, that have been occasioned by the differents cooling rates , it was obtained through microanalysis by dispersive energy. As a function of the results , it was observed where take place more significant variations.

Í N D I C E

Pág.

CAPÍTULO I

OBJETIVOS DO TRABALHO	01
-----------------------------	----

CAPÍTULO II

CONCEITOS TEÓRICOS	02
2.1 - Soldagem dos Aços Inoxidáveis	02
2.2 - Transformação nos Aços Inoxidáveis Austeníticos durante a Soldagem..	06
2.2.1 - Solidificação	06
2.2.2 - Transformação de Ferrita Delta para Austenita	14
2.2.3 - Efeito da Ferrita Delta	18
2.3 - Efeito da Taxa de Resfriamento na Microestrutura do Cordão de Solda	21
2.4 - Descontinuidades em Soldas de Aços Inoxidáveis Austeníticos	26
2.4.1 - Trincas de Solidificação no Cordão de Solda de Aços Inoxidáveis Austeníticos..	26

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1 - Materiais	31
3.2 - Preparação para a Soldagem	32
3.3 - Dispositivo de Fixação	32
3.4 - Procedimentos de Soldagem	33

3.5 - Medida do Ciclo Térmico	37
3.5.1 - Insumo de Calor	39
3.6 - Preparação Metalográfica	41
3.6.1 - Observação Metalográfica	42
3.7 - Análise do Cordão de Solda	43
3.7.1 - Medida de Ferrita Delta	43
3.7.2 - Precisão Estatística	45
3.8 Microanálise Quantitativa do Cordão	47

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES	49
4.1 - Soldagem dos Corpos de Prova	49
4.1.1 - Procedimentos e Parâmetros de Soldagem	49
4.1.2 - Medidas do Ciclo Térmico	52
4.2 - Análise do Teor de Ferrita Delta no Cordão de Solda	58
4.2.1 - Análise Quantitativa da Ferrita Delta através da Composição Química.....	59
4.2.2 - Análise por Difração de Raio X	66
4.2.3 - Medidas do Teor de Ferrita Delta através de Método Magnético	71
4.2.4 - Análise do Teor de Ferrita Delta através Metalografia Quantitativa	74
4.2.5 - Influência da Taxa de Resfriamento no Diagrama de Schaeffler	87
4.3 - Análise do Teor de Cromo e Níquel nas fases (ferrita e austenita)	90

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES	99
------------------	----

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	100
----------------------------------	-----

I - OBJETIVOS DO TRABALHO

Estudar os efeitos da taxa de resfriamento na microestrutura do cordão de solda em chapas de aço inoxidável austenítico tipo 304 , 304 L e 316 , através do processo de soldagem S A T G (Soldagem ao Arco Tungstênio em Atmosfera Gasosa) autógeno :

-Avaliar a quantidade de ferrita delta presente no cordão de solda em função de diferentes ciclos de soldagem (diferentes velocidades de resfriamento) , uma vez que a ferrita delta diminui a susceptibilidade à formação de trinca a quente , que é um problema característico dos aços inoxidáveis austeníticos.

-Determinar a distribuição de cromo e níquel nas fases austenita e ferrita , uma vez que esses elementos são os responsáveis pelas propriedades de alta resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos.

Estudar o comportamento do "DIAGRAMA DE SCHAEFFLER " com as diferentes taxas de resfriamento , uma vez que este diagrama é construído apenas em função da composição química do metal base , não considerando a velocidade de resfriamento.

II - CONCEITOS TEÓRICOS

2.1 - Soldagem dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis , basicamente , são compostos ligados ao ferro e ao cromo e ou ao níquel com pequenas quantidades de outros elementos. Para que se obtenha o caráter inoxidável , o teor de cromo deve ultrapassar a 11,5 % , conseqüentemente , a soldagem será função de considerações metalúrgicas adicionais e peculiares a essas ligas. Dentre elas, a resistência à corrosão e à oxidação, ocupam uma posição de destaque, devendo ser mantidas ao longo da estrutura soldada.

O teor de cromo acima de 11,5 % será responsável pela formação espontânea de uma película fina e uniforme de óxido de cromo, quando em contato com uma atmosfera favorável [1].

A essas características, acrescenta-se que certos aços inoxidáveis, embora mantidos à temperaturas elevadas por certos períodos de tempo, continuam possuidores de excelentes propriedades físicas e químicas, justificando o seu emprego ao lado de um preço mais elevado e de uma tecnologia de fabricação toda especial.

Os aços inoxidáveis podem ser divididos em grupos diferentes, dependendo da microestrutura do aço. Por sua vez , a microestrutura do aço depende dos elementos da liga (tipo e quantidade) incorporados a ele , mas vários tipos de tratamento térmico podem , também , agir na estrutura. Esses grupos são:

- 1 - Aços inoxidáveis austeníticos
- 2 - Aços inoxidáveis martensíticos
- 3 - Aços inoxidáveis ferríticos
- 4 - Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

Encontra-se , no entanto , uma grande quantidade de ligas que apresentam estruturas mistas, como por exemplo: aços ferrítico-austenítico e martensítico-austenítico.

O mais comum e mais popular dos aços inoxidáveis é o aço inoxidável austenítico. Ele é usado para a construção de containers, barcos e tubulações na indústria química, de alimentos e de papel e celulose , bem como para a fabricação de trocadores de calor ,e em aplicações criogênicas.

Os aços inoxidáveis martensíticos apresentam um teor de cromo da ordem de 11,5 a 17 % . Sua soldabilidade é bastante delicada, havendo necessidade de um ciclo térmico apropriado.

Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam um teor de cromo que varia de 17 a 27 % com baixos teores de carbono e elementos gamagêneos. Nestes aços não se encontra a transformação "Ferrita - Austenita" , no entanto, pode ocorrer pequena quantidade de austenita que irá se transformar em martensita, nos contornos de grão e na zona afetada pelo calor (ZAC).

Os aços endurecidos por precipitação , são aqueles que se caracterizam por apresentarem alta resistência à corrosão e elevada resistência mecânica , sendo empregados onde ambos os requisitos são fundamentais [2].

2.1.1 - Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos representam o maior grupo dos aços inoxidáveis em uso, representando de 65 a 70 % do total. As ligas austeníticas usadas mais frequentemente são aquelas da série AISI 300. Sua posição dominante é em função do alto nível de fabricabilidade, resistência à corrosão e uma grande variedade de combinações de propriedades que podem ser obtidas por diferentes composições no grupo, fornecendo uma útil escolha dos materiais, para um grande número de aplicações. O tipo 304 é o aço inox mais largamente produzido, sendo utilizado a elevadas temperaturas [3]. Todas as ligas estão baseadas no sistema ternário Fe-Cr-Ni. (Fig. 1)

Nos aços inoxidáveis austeníticos encontramos elementos de liga que estabilizam a austenita a qualquer temperatura (elementos gamagêneos). Entre suas características podemos destacar suas excelentes propriedades de resistência à corrosão e à oxidação, até mesmo a elevadas temperaturas, bem como sua boa soldabilidade. Entre suas propriedades físicas esses aços apresentam um ponto de fusão maior que os aços carbono, aproximadamente 1.425 a 1475 °C, alta resistividade elétrica, baixa condutibilidade térmica e um coeficiente de dilatação térmico de aproximadamente 50% a mais do que os aços carbono[4].

Os aços inoxidáveis austeníticos são caracterizados pela alta concentração de cromo e níquel. Um aço típico austenítico é o que se conhece como aço 18/8 que contém 18% de cromo e 8% de níquel. (Os aços 18/8 deveriam ser chamados, atualmente, de aços 19/9 por causa do nível mais alto de cromo e níquel que estão

sendo empregados). O conteúdo de carbono é baixo, menos de 0,06%. Esta classe de aço é a mais adequada para a soldagem.

Desenvolvimentos estão avançando em direção a níveis mais baixos de carbono, e classes de aço que possuam um conteúdo de carbono em torno de 0,03% a 0,04% estão se tornando bastante populares. Estes aços de carbono extra baixo possuem um conteúdo de carbono de no máximo 0,03%. Isto é excelente para a soldagem, pois diminui a precipitação de carbonetos. A fim de aumentar, ainda mais, a resistência à corrosão dos aços austeníticos, algumas classes são ligadas com 1 a 4% de molibdênio. Alguns aços austeníticos são, também, ligados com titânio ou nióbio, sendo chamados de aços estabilizados.

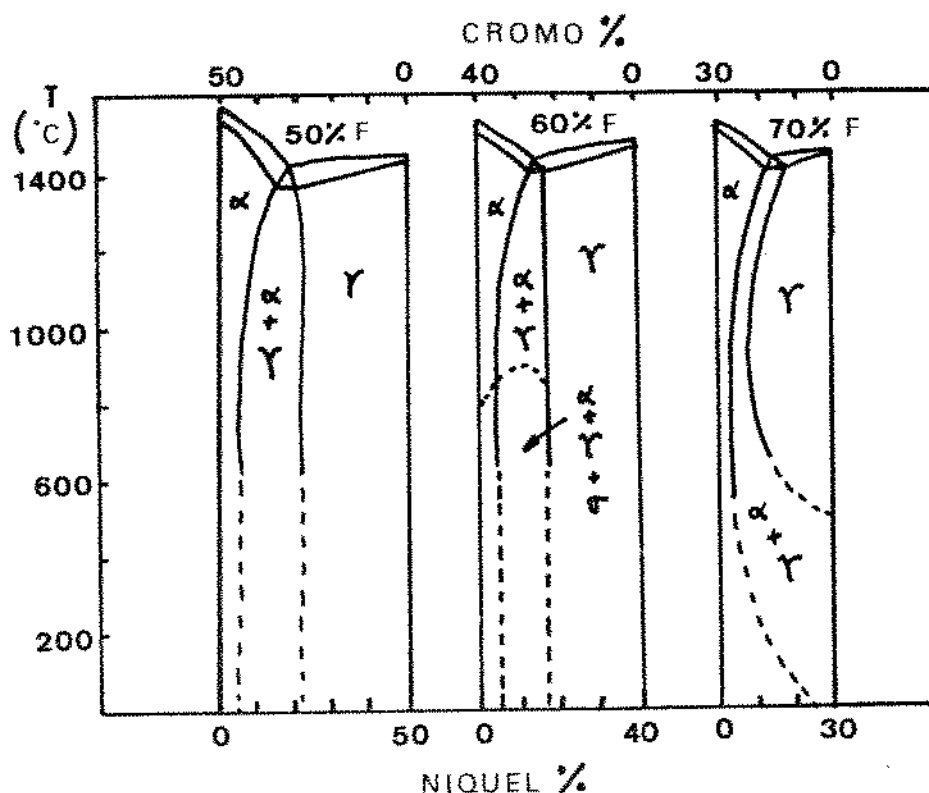


Figura 1 : Sistema Ternário Fe-Cr-Ni

2.2 - Transformações nos Aços Inoxidáveis Austeníticos durante a Soldagem

2.2.1 - Solidificação

A microestrutura do cordão de solda, dos aços inoxidáveis austeníticos (304 , 304 L e 316) , caracterizam-se por apresentarem uma microestrutura diferente do metal base , isto é , enquanto o metal base é totalmente austenítico , na região da solda existe uma certa quantidade de ferrita δ , que ficou retida graças ao resfriamento "rápido" , proveniente do processo de soldagem , até a temperatura ambiente [5] .

O modo de solidificação, e conseqüentemente a microestrutura na temperatura ambiente , dependem da composição da solda , isto é , do teor dos elementos formadores de austenita e ferrita . A relação entre esses elementos determina basicamente como um aço inoxidável austenítico se solidificará. Para estudar os efeitos desses elementos existem expressões que agrupam os elementos ferritizantes ou alfa-gênicos (Equação I) , e expressões que agrupam os elementos austenitizantes ou gama-gênicos (Equação II) . A equação I é chamada de " Cromo Equivalente " (Cr_{eq}) e a equação II é chamada de " Níquel Equivalente " (Ni_{eq}) . As equações I e II são apresentadas abaixo: [6 , 7]

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb \quad (I)$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30 \% C + 0,5 \% Mn \quad (II)$$

Com as equações de Cromo Equivalente e Níquel Equivalente é possível construir o " Diagrama de Schaeffler " (fig 2), o qual permite uma primeira previsão da microestrutura que será obtida no cordão de solda.

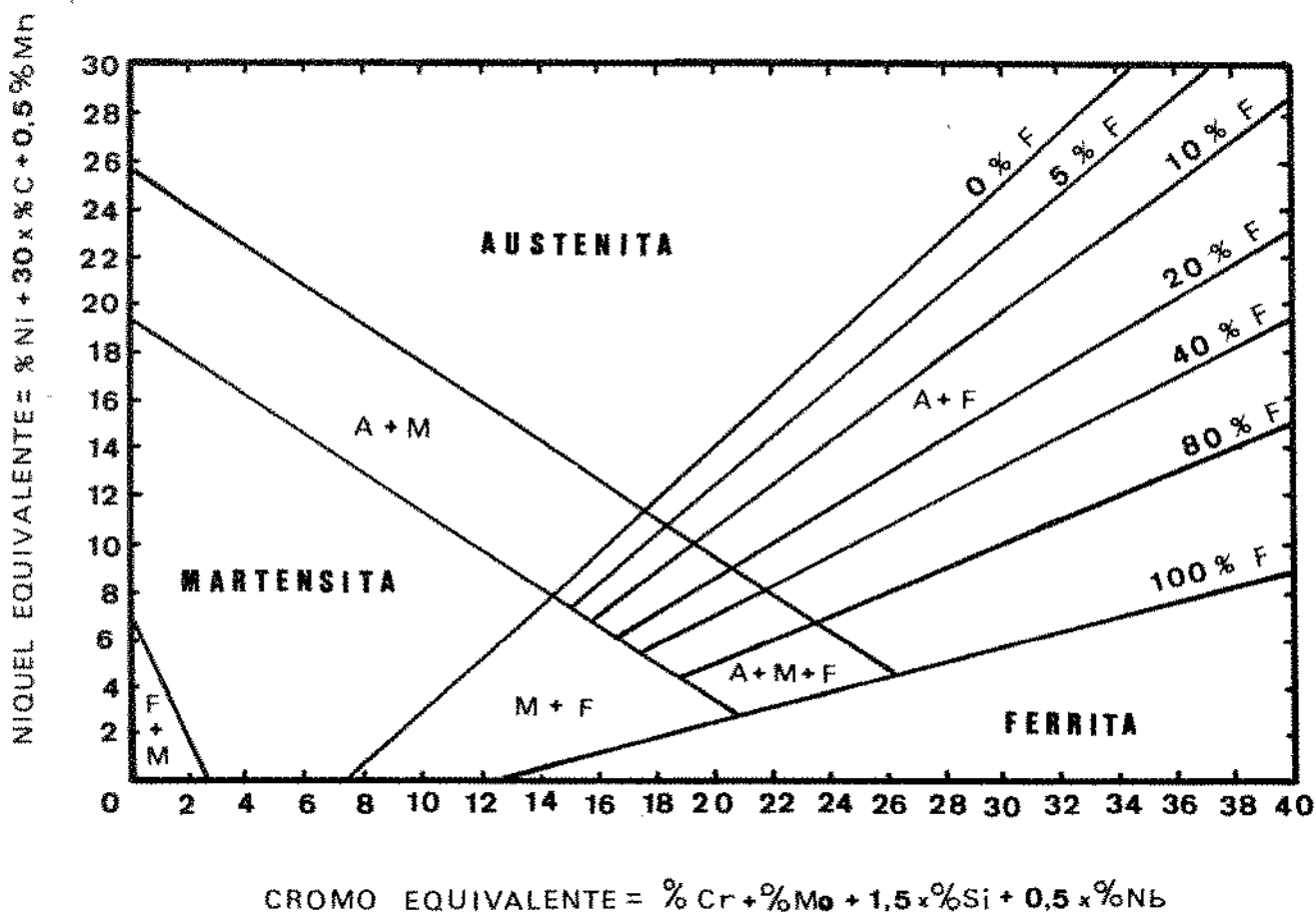


Figura 2 : Diagrama de Schaeffler

O "Diagrama de Schaeffler" apresenta grande efeito didático, sendo praticamente impossível, falar-se em soldagem de aços inoxidáveis, omitindo-se referência ao diagrama. Não basta utilizar o diagrama e tirar as conclusões. Ele só é válido para a zona fundida de uma junta soldada. Na zona termicamente afetada,

o metal base está sujeito às transformações impostas pelo ciclo térmico da soldagem , o qual deve ser considerado ao se especificar o procedimento de soldagem.

Deve-se ter em mente a finalidade do diagrama e conhecer suas limitações. A maioria das aplicações fornecem uma boa idéia qualitativa , mas quando se quer dados quantitativos tem-se que considerar a precisão do diagrama.

O método utilizado para construir o diagrama foi a metalografia , método esse o mais simples e comum de se verificar a micro-estrutura . Logo , não se pode esperar precisão maior do que esta técnica normalmente oferece. A acuracidade maior e também a maior importância do diagrama ocorre na região austeno-ferrítica , em torno da família 18-8 . Essa acuracidade é da ordem de $\pm 4\%$ de ferrita.

Por exemplo, se o diagrama indica uma estrutura de austenita-ferrita contendo 10% de ferrita , a porcentagem real tanto poderá ser 6% como poderá ser até 14%. Entretanto , certas aplicações exigem uma certeza maior . Se há a exigência de 3% no mínimo de ferrita o diagrama não satisfaz. Uma das causas dessa incerteza é o fato do diagrama não considerar a taxa de resfriamento.

Segundo Kujanpää e Suutala [8 , 9], o metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos da série A I S I 3 0 0 , podem ser classificados em 3 tipos de microestrutura , denominadas A , B e C , de acordo com a quantidade e morfologia da ferrita presente.

As soldas do tipo A (Solidificação Austenítica ou

Austenítica - Ferrítica) apresentam um valor para a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} menor do que 1,48 , solidificando-se portanto primeiramente como austenita. Caso apareça alguma ferrita na microestrutura , ela é formada a partir do líquido remanescente , apresentando uma morfologia do tipo vermicular , onde a ferrita delta localiza-se nos contornos da austenita (fig 3b).

As soldas do tipo C (solidificação Ferrítica) , apresentam um valor para a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} maior do que 1,95 , solidificando-se portanto primeiramente como ferrita delta

O aparecimento da austenita na microestrutura , ocorre por nucleação no estado sólido , preferencialmente nos contornos da ferrita , e crescem por um mecanismo similar ao da formação de estruturas de Widmanstätten durante o resfriamento (Fig 3e).

As soldas do tipo B (solidificação Ferrítica-Austenítica) apresentam características tanto do tipo A quanto do tipo C , isto é , apresentam uma morfologia vermicular dominante para os valores de Cr_{eq}/Ni_{eq} próximos à 1,48 , e uma morfologia tipo Widmanstätten dominante para Cr_{eq}/Ni_{eq} próximos a 1,95 . Portanto , as microestruturas do tipo B são , na verdade , uma mistura de A e C . (Figuras 3c e 3d) . A primeira fase a se solidificar nesse tipo de microestrutura é a ferrita delta , enquanto a austenita se forma no líquido remanescente entre as dendritas de ferrita . A austenita cresce no líquido e na ferrita , mas o crescimento no líquido pode ocasionar a segregação de elementos ferritizantes , dando origem à ferrita delta interdendrítica. A ferrita que fica retida à temperatura ambiente localiza-se em sua maioria nos centros das

dendritas .

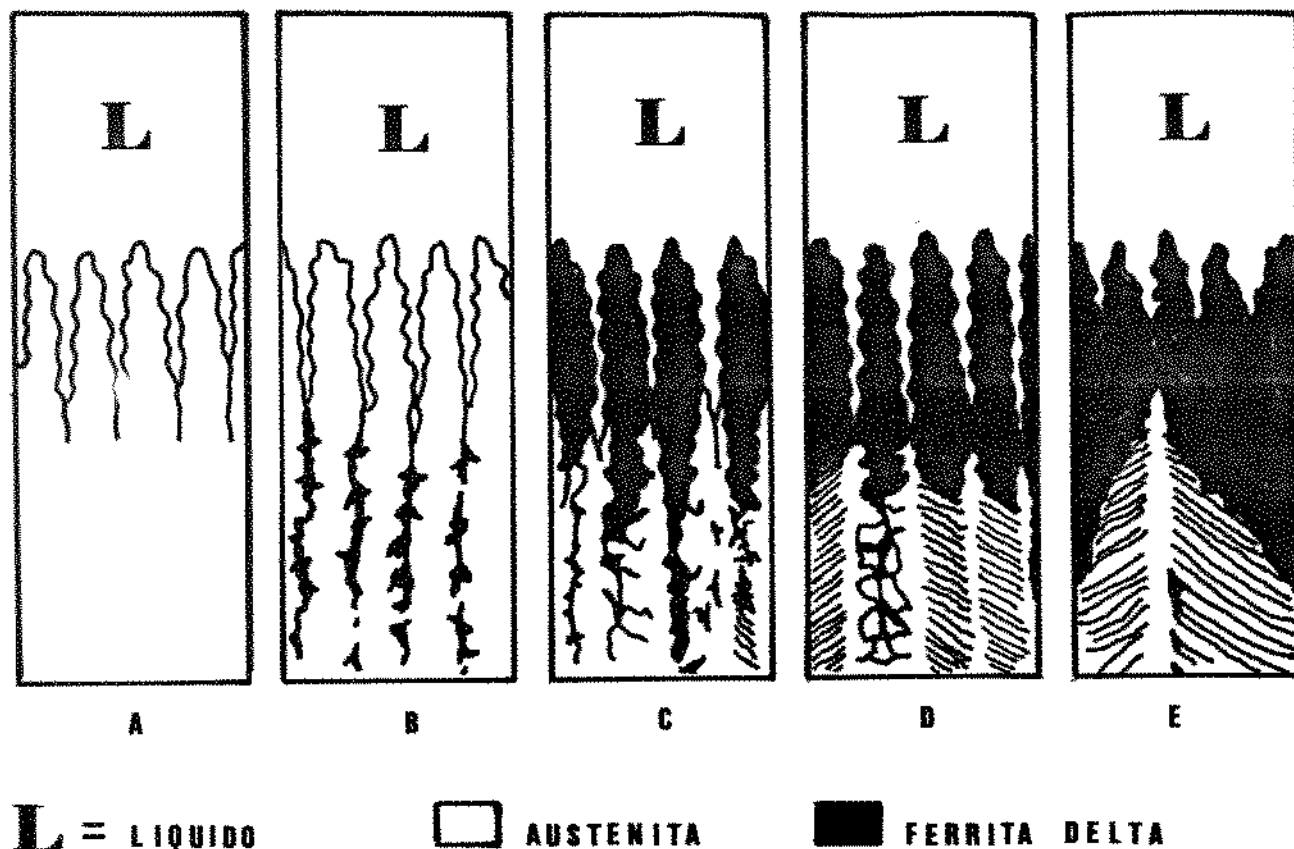


Figura 3 : Modos de Solidificação

Cada modo de solidificação tem seu próprio campo no " Diagrama de Schaeffler " (Fig 4), mas já que os contornos dos campos atravessam as linhas de ferrita constante , os modos de solidificação não podem ser identificados unicamente com base no teor de ferrita [10].

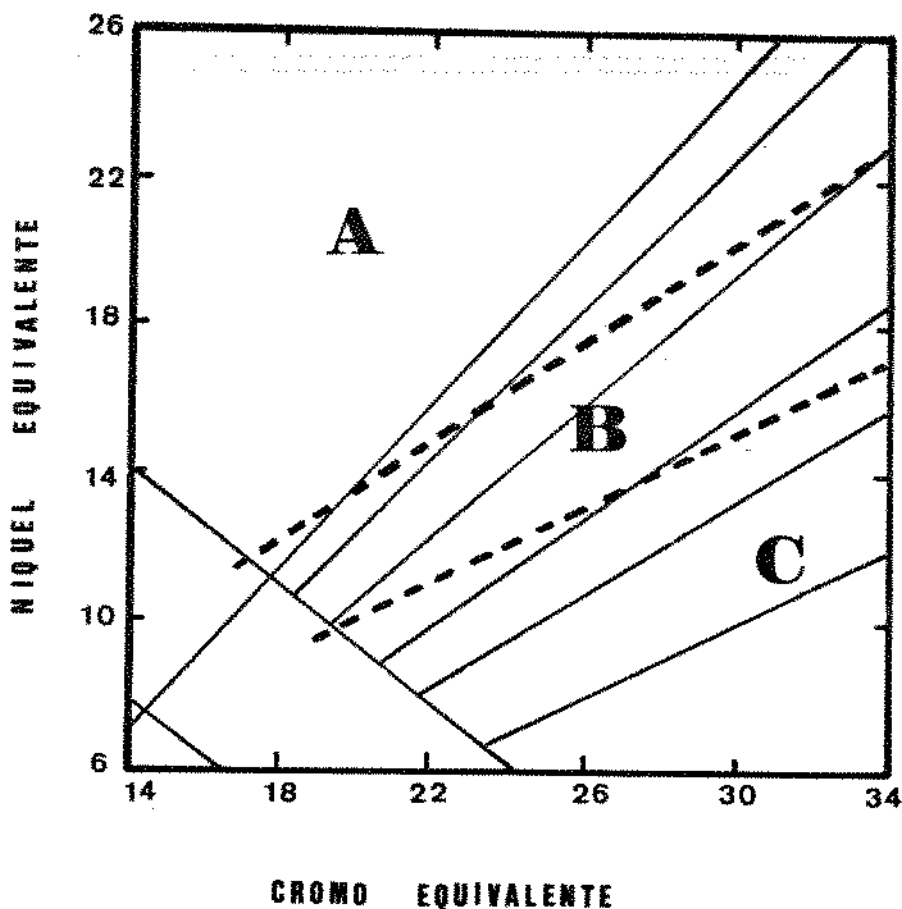


Figura 4: Representação dos Modos de Solidificação no Diagrama de Schaeffler .

Takalo e outros [11] , mostraram que as soldas localizadas na parte superior do Diagrama de Schaeffler são mais susceptíveis à trinca de solidificação , e concluíram que isto ocorre devido ao modo de solidificação austenítica. Segundo seus resultados , o modo de solidificação ferrítica primária também aumenta a susceptibilidade à trinca de solidificação , sendo que a maior resistência a esse tipo de trinca são encontradas em soldas às quais solidificaram-se no modo ferrítico - austenítico . Isto

acontece devido a dificuldade de propagação da trinca , isto é , quando se tem um contorno de grão entre duas estruturas com diferentes parâmetros de rede , essa região não é molhada pelo metal líquido tão facilmente quanto uma região entre parâmetros de rede iguais.

A solidificação de um modo geral ocorre por nucleação e crescimento , mas nos processos de soldagem , que é um processo de solidificação rápido , a nucleação não é um fenômeno significante, embora o crescimento tenha uma função mais relevante , pois origina as estruturas epitaxiais , características dos processos de soldagem . O modo de crescimento na zona de fusão pode ser celular e dendrítico , ou qualquer uma das microestruturas separadamente. Existem 2 parâmetros que influenciam o modo de crescimento , o primeiro é a taxa de crescimento (R) , o segundo que tem um papel mais significativo , é o gradiente de temperatura no líquido (G) [12].

Segundo Suutala [13] , a relação entre os parâmetros básicos de solidificação , como G / R , afetam a morfologia do metal em solidificação , e o produto $G R$, que é a taxa de resfriamento , determina o espaçamento dos braços secundários das dendritas . A tabela I apresenta os valores de G , R e GR para alguns processos metalúrgicos . Para altas taxas de resfriamento (GR) a microestrutura do tipo celular é favorecida em relação a microestrutura dendrítica .

O resultado do processo de solidificação depende apenas da composição do material na temperatura líquidus . Como existe segregação de elementos durante a solidificação , a composição do

líquido remanescente é alterada , e desta forma altera-se o produto de solidificação. Um aumento na concentração dos elementos austenitizantes , principalmente Ni , C e N , ou uma diminuição dos ferritizantes (Cr , Mo , Si , Ti , Nb e W) no líquido remanescente , favorece a solidificação como austenita. Da mesma forma , um enriquecimento dos elementos ferritizantes , à frente da interface sólido-líquido , promove a solidificação como ferrita delta . A redistribuição do soluto que acompanha a solidificação depende da composição nominal da liga Co, do coeficiente de distribuição efetivo K_0 e da taxa de crescimento da interface R [5]. Esta redistribuição de soluto é o fator que acaba controlando a fase inicial da solidificação.

Tipo de solidificação		R cm/min	G °C/cm	G R °C/min
Solidificação em Lingotes	1 ton superf	2,2	70	150
	1 ton centro	0,2	10	2
	9 ton superf	1,0	150	150
	9 ton centro	0,1	4	0,4
Lingotamento contínuo	superfície	6	330	2000
	centro	1	40	40
Soldagem (TIG)	solda com penetração total	6	700	4000

Tabela I: Valores da taxa de crescimento (R) , gradiente térmico (G) e taxa de resfriamento (GR) para vários processos que envolvem solidificação[13]

2.2.2 - Transformação de Ferrita Delta para Austenita

Os aços inoxidáveis austeníticos formam uma importante classe de materiais em sistemas de energia relacionada. O metal de solda desses aços normalmente tem uma estrutura duplex (ferrita + austenita) , a qual contém uma certa quantidade de ferrita delta. O controle da quantidade de ferrita delta em soldas de aço inoxidável austenítico é muito crítico , pois , se houver uma quantidade excessiva de ferrita delta (mais do que 10% em peso) , existe uma redução na ductilidade , resistência mecânica e resistência à corrosão , e se a quantidade de ferrita delta for muito baixa (menor do que 5% em peso) aumenta a incidência de trincas à quente durante a solidificação do metal de solda [14].

Segundo Kujanpää [8] , o metal de solda de um aço inox 304 , por exemplo , contém na temperatura ambiente , em torno de 5 a 10 % de ferrita delta , enquanto que sua microestrutura logo após o resfriamento é de aproximadamente 75 a 80 % de ferrita delta , correspondendo portanto , a uma intensa transformação de ferrita delta para austenita durante o resfriamento.

Através de um diagrama de fase pseudobinário (fig 5) , que é obtido de uma secção vertical do diagrama de fase ternário mostrado na figura 1 , observa-se que as ligas que estão situadas no lado esquerdo do diagrama , portanto ricas em níquel , terão a austenita (γ) como a fase de solidificação primária , isto é , o primeiro sólido a se formar será a austenita , sendo que as ferritas presente nos contornos das células foram formadas durante os estágios finais de solidificação . Por outro lado , as ligas do

lado direito do diagrama (ricas em cromo) apresentam a ferrita delta como a fase primária de solidificação. (15)

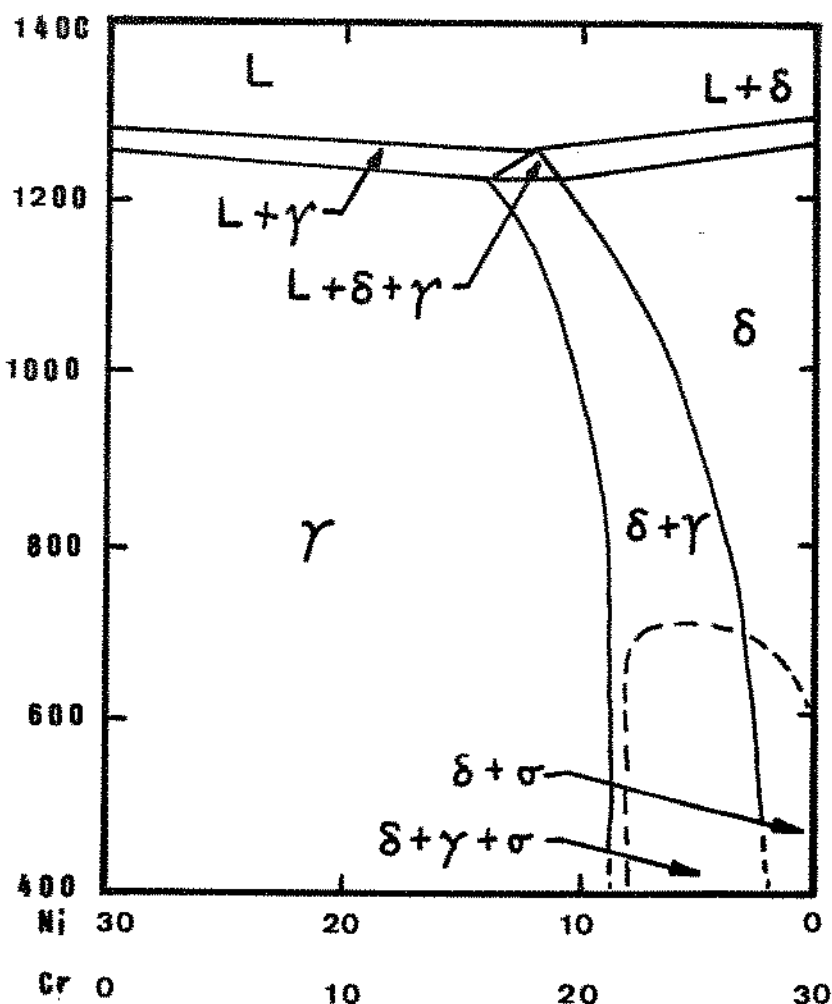


Figura 5 : Diagrama de fase pseudobinário

As ferritas localizada no centro das dendritas, as quais formam-se no início da solidificação, são muito ricas em cromo. A parte externa das dendritas, que formam à medida que o processo de solidificação continua, possuem baixo teor de cromo. Logo,

com o resfriamento em andamento , a parte externa das dendritas , dos campos de fase ($\delta + \gamma$) e δ , transformam-se em austenita devido ao baixo teor de cromo , deixando para trás " esqueletos " de ferrita delta nos centros das dendritas. (figura 6)

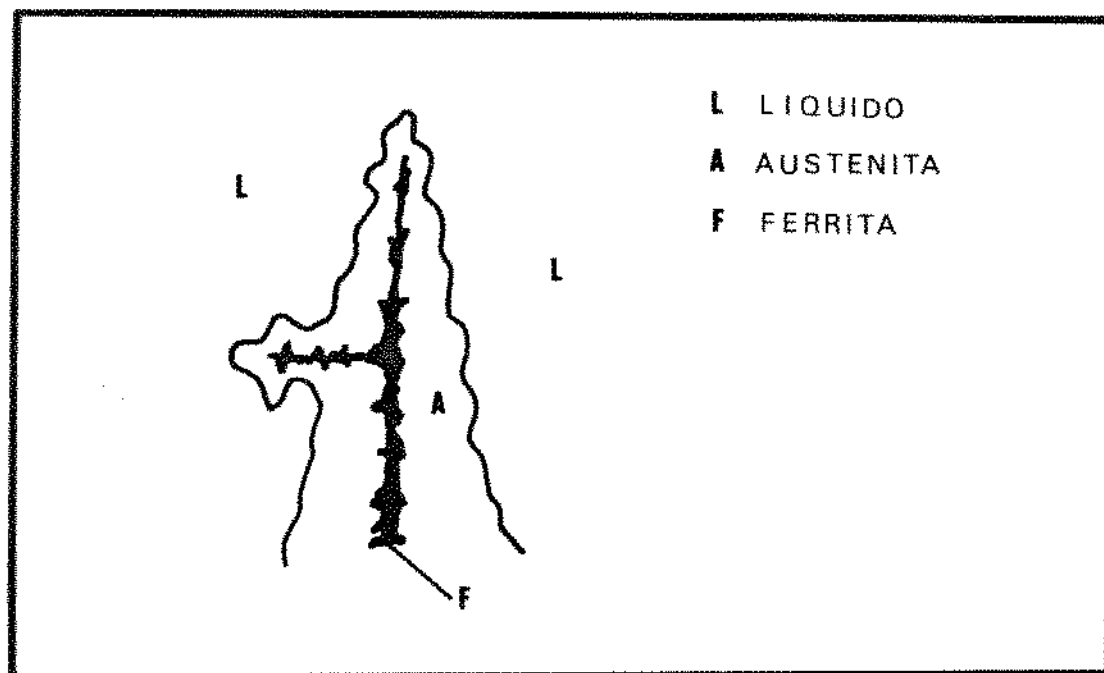


Figura 6 : Esquema da ferrita delta no centro das dendritas

A transformação de fase de ferrita delta para austenita no estado sólido, que ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos , altera a microestrutura de solidificação e as propriedades do metal de solda .

Os resultados apresentados por Lyman [16], propõem uma transformação massiva na formação da microestrutura duplex. Os

argumentos de Lyman eram baseados no resfriamento rápido , típico do metal de solda , e nos perfis de composição de Ni e Cr entre as regiões de ferrita delta.

Segundo Suutala [17] , que estudou a transformação de $\delta \rightarrow \gamma$ em soldas com as mesmas taxas de resfriamento obtida nos experimentos de Lyman , obteve resultados os quais mostram que esta transformação pode ser interpretada como sendo controlada por difusão. Este mesmo autor propoe que o mecanismo de transformação pode ser explicado com base na morfologia da ferrita retida , a qual depende da composição , e portanto do modo de solidificação , relacionados com o Cromo e Níquel Equivalentes (Cr_{eq} / Ni_{eq}).

Soldas que apresentam altos valores para a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , solidificam como ferrita primária . A austenita nucleia somente no estado sólido, preferencialmente nos contornos de grão da ferrita , e crescem dentro da ferrita por um mecanismo acicular , durante o resfriamento , resultando em uma morfologia de "ripas " . Esta transformação deve ser interpretada como uma difusão controlada do mecanismo de Widmanstätten ,

A ferrita em forma de ripa , também aparece em solda com a relação de Cr_{eq}/Ni_{eq} entre 1,48 e 1,95 , as quais solidificam no modo ferrítico - austenítico. A ferrita delta é a fase que inicia o processo de solidificação , e a austenita é formada entre as células de ferrita ou dendritas , através de uma reação entre 3 fases (líquido , ferrita e austenita) . O principal tipo de ferrita retida , entretanto , é a vermicular , em virtude de uma transformação equiaxial . Esta transformação inicia-se num ponto mais próximo da temperatura líquidus , do que na temperatura de

decomposição da ferrita pelo mecanismo de Widmanstätten em soldas solidificando como ferrita primária. Portanto, existe razões para alegar que a transformação é controlada por difusão , e não somente por um mecanismo de transformação massiva.

2.2.3 - Efeito da Ferrita Delta

A ferrita delta é uma fase magnética do ferro , e possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Sua presença na microestrutura do cordão de solda pode trazer aspectos benéficos ou não [18].

Um efeito prejudicial da ferrita delta seria a sua decomposição em fase sigma (σ) , a qual é uma fase dura e frágil . Nos aços inoxidáveis austeníticos , a fase sigma (σ) geralmente pode ser formada entre 600 e 950° C , com a formação mais rápida ocorrendo entre 700 e 900° C . A fase sigma geralmente nucleia nos contornos de grão ferrita-austenita e cresce em direção ao interior da ferrita adjacente . Frequentemente, ocorre a formação de austenita adicional nas áreas esgotadas de cromo , adjacentes à fase sigma. Essa fase sigma pode esgotar além do cromo o molibdênio das áreas adjacentes , reduzindo portanto a resistência à corrosão . Se a fase sigma presente estiver em torno de 1% , poderá causar uma redução da resistência ao impacto, enquanto que se esse teor for de 10 % haverá uma completa fragilização da estrutura duplex [19].

Entre os aspectos benéficos da presença da ferrita delta

no cordão de solda , destacam-se , maior ductilidade da ferrita a altas temperaturas, o que permite uma maior acomodação das tensões térmicas e de contração [20] .

Mas o principal efeito da ferrita delta , é o de diminuir a tendência à formação de trincas de solidificação nos cordões de solda dos aços inoxidáveis austeníticos , provavelmente o defeito mais comum na soldagem desses aços [21 , 22] .

Segundo Nelson [23] , a melhor resistência à trinca de solidificação , em função da ferrita delta , é devido à presença de uma significativa área interfacial austenita - ferrita durante os estágios finais de solidificação. A baixa energia interfacial dos contornos dessas duas fases , inibe o molhamento do contorno pelos filmes líquidos de baixo ponto de fusão , reduzindo portanto a possibilidade de separação (trincas) entre esses contornos . Portanto os contornos de grão ferrita-ferrita e austenita-austenita ou os contornos dos subgrãos , são regiões mais susceptíveis à formação de trincas de solidificação , devido ao molhamento dessas áreas pelos filmes líquidos de baixo ponto de fusão .

Nos experimentos registrados por Hull [24] , a presença de trincas de solidificação no cordão de solda dos aços inoxidáveis austeníticos , aumenta à medida que o teor de ferrita delta na estrutura solidificada apresenta valores acima de 10% . Hull , propôs que a maior resistência à formação das trincas , aparece quando a estrutura do cordão de solda apresenta de 5 a 10% de ferrita delta . Segundo Borland [25] , esse teor de ferrita delta seria 5 a 8 % .

Masumoto [26], foi o primeiro a registrar a influência do modo de solidificação na susceptibilidade à trinca de solidificação , isto é , segundo ele as ligas , que apresentarem como produto de solidificação primário a ferrita , serão mais resistentes às trincas de solidificação do que aquelas que apresentarem como produto de solidificação primário a austenita . Segundo Masumoto, a presença de 5 % ou mais de ferrita delta na microestrutura do cordão de solda , é uma mera indicação de que o modo de solidificação ocorreu como ferrita primária , aumentando portanto a resistência à trinca . Por outro lado , quando a presença de ferrita delta era menor do que 2% , pode-se dizer que o modo de solidificação ocorreu como austenita primária , tornando assim a microestrutura mais susceptível às trincas de solidificação .

A importância do modo de solidificação primária, é em função da diferença de solubilidade dos elementos que formam compostos de baixo ponto de fusão (sulfetos e fosfetos) , entre a ferrita e a austenita, isto é , os elementos como o fósforo e o enxofre possuem uma solubilidade maior na ferrita do que na austenita (Tabela II) , fazendo com que uma quantidade menor desses elementos sejam segregados para o líquido . Acredita-se que a ferrita delta quando for a fase de solidificação primária , terá a área de contorno de grão entre a ferrita e a austenita, atuando como um escoadouro de fósforo e enxofre [20].

elementos	Ferrita δ	Austenita
S (% peso)	0,18	0,05
P (% peso)	2,8	0,25

Tabela II : Solubilidade do fósforo e Enxofre na ferrita e austenita [20]

Hull [24] , sugeriu que a propagação das trincas de solidificação nos aços inoxidáveis austeníticos , é barrada pela ferrita delta , porque a energia de interface ferrita - austenita é menor do que a energia de interface austenita - austenita.

2.3 - Efeito da Taxa de Resfriamento na Microestrutura do Cordão de Solda

O principal efeito da taxa de resfriamento na microestrutura do cordão de solda dos aços inoxidáveis austeníticos , é a variação da porcentagem de ferrita delta.

Essa variação da microestrutura em função da taxa de resfriamento não é uma regra geral para todos os aços inoxidáveis austeníticos. Segundo estudos realizados por Vitek [27] , o aço inoxidável austenítico 310 , por exemplo, mantém sua estrutura sempre austenítica sob toda a faixa de resfriamento estudada, isto é , não ocorre o aparecimento de ferrita delta . Já os aços 308 e 312 , são bastante sensíveis às variações da taxa de resfriamento , isto é , com as taxas de resfriamento mais elevadas , a estrutura do tipo 308 é totalmente austenítica , enquanto a do tipo 312 é totalmente ferrítica . Nas baixas taxas de resfriamento ,

a estrutura de ambos os aços são duplex (austenita + ferrita) . Logo , pode-se dizer que os diferentes tipos de aços inoxidáveis austeníticos , apresentam comportamentos diferentes em função da taxa de resfriamento .

Segundo David [28] , que estudou o comportamento dos aços inoxidáveis austeníticos (304 e 316 , constatou que as microestruturas obtidas eram diferentes para os aços , em função da taxa de resfriamento . Os aços 304 e 316 apresentam uma microestrutura duplex (austenita + ferrita) sob condições de soldagem convencional . À medida que se aumenta a taxa de resfriamento , os aços 304 e 316 , passam de uma estrutura duplex (condição de soldagem convencional) para uma estrutura somente austenítica . Esse valor de taxa de resfriamento de transição , de duplex para austenita , varia para cada tipo de material .

Um segundo grupo estudado por David , compreendia os aços 312 e 446 , os quais também demonstraram uma dependência da microestrutura com a variação da taxa de resfriamento . Esses aços apresentaram uma transição de estrutura duplex para somente ferrítica , com o aumento da taxa de resfriamento . Basta lembrar que esses aços apresentam em condições normais de soldagem uma microestrutura duplex com 40 a 50 % de ferrita delta na temperatura ambiente .

Como a maioria das ligas estudadas por David , solidificam no modo Ferrítico - Austenítico ou Ferrítico , durante a soldagem convencional , e como no processo de soldagem o cordão de solda é resfriado de altas temperaturas , isto faz com que a ferrita torne-se instável e sofra uma transformação no estado

sólido para austenita . Devido a alta taxa de resfriamento decorrente do processo de soldagem , a transformação de ferrita para austenita normalmente não se completa , e alguma ferrita residual permanece na estrutura . Se a taxa de resfriamento for muito alta, essa transformação no estado sólido pode ser retardada ou simplesmente suprimida . Isto é o que acontece com os aços 312 e 446 quando são submetidos a altas taxas de resfriamento , isto é, a transformação no estado sólido ferrita - austenita simplesmente é suprimida , obtendo uma microestrutura final somente ferrítica.

A diminuição do teor de ferrita com o aumento da taxa de resfriamento , observada para os aços 304 e 316 , não pode simplesmente ser explicada assumindo-se que uma transformação no estado sólido foi retardada nas altas taxas de resfriamento. A microestrutura do metal de solda somente austenítica , observada nesses aços , deve ser devido a uma mudança no modo de solidificação para austenita primária (modo Austenítico). Devido à segregação durante a solidificação, pode ocorrer a formação de alguma ferrita nas regiões intercelulares , resultando num modo de solidificação Austenítico-Ferrítico (modo AF) . Poderá ocorrer também um modo misto de solidificação , combinando os modos AF+FA ou A+FA . Tais microestruturas apareceriam como manchas , devido aos diferentes modos de solidificação . Estes mecanismos de solidificação alternativo , podem realmente explicar a diminuição gradual do teor de ferrita com o aumento da taxa de resfriamento, encontrados para taxas de resfriamento acima da taxa de resfriamento crítica necessária para produzir uma estrutura

somente austenítica.

A competição entre a formação de austenita primária e ferrita primária, e o efeito da taxa de solidificação, pode ser claramente entendido através de uma secção transversal do diagrama de fase Fe-Cr-Ni (figura 7). De acordo com esta figura, a linha T_0 representa a temperatura acima da qual as fases primárias austenita e ferrita, possuem uma energia livre menor do que a do líquido superesfriado.

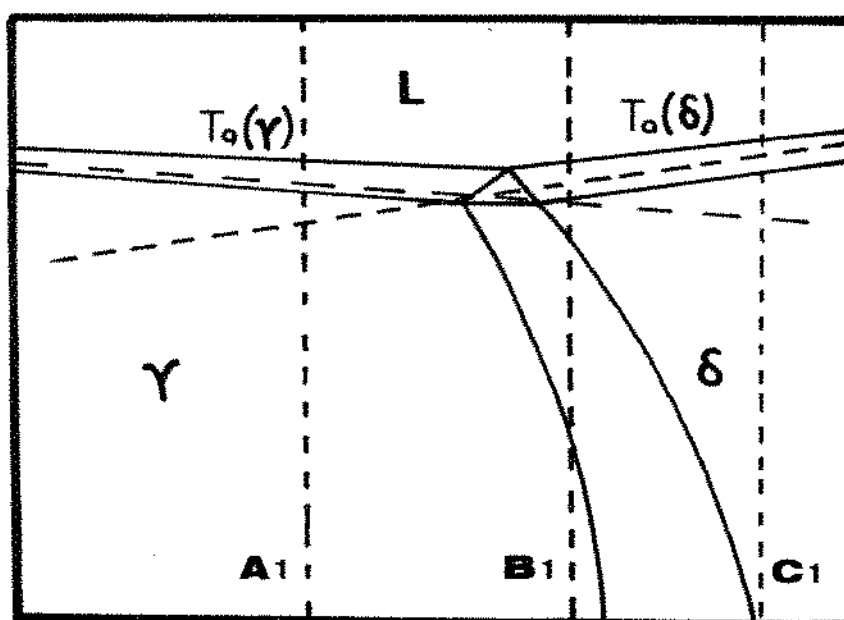


Figura 7 : Diagrama esquemático de uma secção vertical do diagrama de fase Fe-Cr-Ni

Para as ligas que solidificam-se no modo ferrítico (modo F), como a liga tipo C1, o superesfriamento durante a soldagem pode ser suficiente para trazer o líquido abaixo da linha T_0 ferrita. Portanto, o único modo de solidificação disponível

sobre o resfriamento é o modo F . No outro lado do diagrama , as ligas que normalmente se solidificam no modo Austenítico , como a liga A1 , continua a solidificar-se nesse modo em função do superesfriamento durante a solidificação rápida , e é provável ser grande o suficiente para trazer o líquido abaixo da linha T_0 austenita , mas não abaixo da linha T_0 ferrita . Por essa razão , é possível somente a formação de austenita sem divisão . Para as composições intermediárias , como a liga tipo B1 , o superesfriamento encontrado durante a rápida solidificação pode ser suficiente para trazer o líquido abaixo das linhas T_0 , tanto da ferrita quanto da austenita . Na presença de pontos de nucleação heterogênea , que são realmente possíveis em grandes volumes de solidificação , a solidificação austenítica é cineticamente favorecida . Entretanto, se um superesfriamento crítico ocorrer , trazendo líquido abaixo das linhas T_0 para ambos ferrita e austenita , a solidificação austenítica será dominante, em função de possuir uma cinética mais rápida para essa reação . Portanto para as ligas 304 e 316 , um superesfriamento do líquido abaixo da linha T_0 austenita , resultaria em uma mudança no modo de solidificação de ferrita primária para austenita primária . Aparentemente se o superesfriamento crítico não for atingido, a estrutura final será duplex .

A mudança no modo de solidificação com a variação da taxa de resfriamento tem sido estudada atualmente . Trabalhos recentes , tem mostrado que pode ocorrer uma mudança no modo de solidificação de ferrita primária para austenita primária [15] . Suutala [13] encontrou alguma evidência para uma mudança no

modo de solidificação em soldas realizadas pelo processo SATG (Soldagem ao Arco Tugstênio em Atmosfera Gasosa) . Ele observou que em altas taxas de resfriamento , o modo de solidificação mudou de ferrita primária para um modo misto de ferrita primária e austenita primária . Portanto , pode-se dizer que as taxas de resfriamento durante as soldagens pelo processo SATG , eram insuficientes para se obter uma microestrutura somente austenítica. Lippold [29] , por outro lado , encontrou uma mudança no modo de solidificação de ferrita primária para austenita primária , que resultou em uma estrutura somente austenítica na linha central do cordão de solda , de um aço inox 304 L soldado pelo processo de feixe de elétrons. Ele associou a presença de uma estrutura somente austenítica com as áreas sujeitas às maiores taxas de solidificação.

2.4 - Descontinuidades em Soldas de Aços Inoxidáveis Austeníticos

Entre as descontinuidades que podem acontecer no cordão de solda de um aço inoxidável austenítico , podemos dizer que a mais séria é a formação de trincas de solidificação , cujo mecanismo é explicado no item 2.4.1.

2.4.1 - Trincas de Solidificação no Cordão de Solda de Aços Inoxidáveis Austeníticos

As trincas de solidificação ocorrem no metal de solda

durante o resfriamento do cordão . Essas trincas aparecem principalmente na linha central do cordão de solda , ou nas regiões entre os grãos colunares , ocorrendo em temperaturas de aproximadamente 200 a 300° C abaixo da temperatura de fusão[30].

A susceptibilidade do metal de solda à trinca de solidificação , depende principalmente de 3 fatores :

1. - Microestrutura de solidificação
2. - Quantidade de elementos de segregação
3. - Tensões residuais

A solidificação epitaxial causa uma microestrutura grosseira do metal de solda, oriundas da zona de crescimento de grão da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) . Portanto , soldas com alto insumo de calor , dão em geral o maior crescimento de grão , e conseqüentemente uma microestrutura mais grosseira no metal depositado , logo mais susceptíveis à trinca de solidificação .

Os modelos de solidificação, são afetados pela velocidade de soldagem , sendo que as baixas velocidades de soldagem tendem a permitir o crescimento de grãos colunares. Isto também tem um certo efeito no refino de grão, porque os novos grãos devem nuclear-se ordenadamente para manter o crescimento ao longo da direção $\langle 100 \rangle$. Por outro lado, soldas com altas velocidades tendem a produzir modelos de solidificação nos quais os cristais colunares crescem em paralelo , formando colunas com a linha central da solda . Isto deve resultar igualmente em mudanças repentinas e abruptas na direção de crescimento da linha central. Em geral as estruturas de grãos colunares tendem a ser

mais frágeis sob tensões do que uma estrutura equiaxial. Por outro lado, no caso de baixas velocidades de soldagem, temos uma estrutura grosseira com alto nível de segregação. Soldagem com alta velocidade tende a produzir espaçamento de célula mais fino do que soldagem com baixa velocidade.

A transição de celular para dendrítica, associados com os estágios finais de solidificação na linha central de soldas de alta energia, é provável afetar a susceptibilidade à trinca. Isto ocorre porque o crescimento dendrítico em metais soldados é o resultado de alto superesfriamento constitucional, relativamente baixas taxas de resfriamento e conseqüentemente grande segregação. O problema é grande em crateras finais onde o superesfriamento constitucional é o mais alto.

A segregação não pode ser evitada em solidificação de soldagem de ligas. A quantidade de segregação e sua eficácia, entretanto pode ser controlada dentro de uma faixa. A segregação ocorre em função da divisão de elementos durante os estágios finais de solidificação. A quantidade de segregação nestes estágios depende do coeficiente de distribuição de soluto K.

$$K = X_s / X_l$$

onde X_s e X_l são funções molares de soluto na fase sólida e na fase líquida a uma dada temperatura.

Os elementos mais prováveis de provocarem segregação nos aços são S, O, B, P, C, Ti, N e H (nesta ordem). Destes elementos, o S é considerado ser o mais perigoso, porque ele

combina com o ferro e manganês para formar $(\text{MnFe})\text{S}$, que é um composto de baixo ponto de fusão, o qual difunde-se facilmente nos contornos de grão. [31]

A quantidade total de segregação é uma função de K , da porcentagem atômica do elemento presente e do tamanho da microestrutura. Como regra geral, soldas com solidificação lenta e com grãos grosseiros, tendem a promover segregação na linha central, onde o enriquecimento de soluto na linha central das soldas podem estender-se por alguns milímetros de largura. A contaminação do contorno de grão por elementos como o S pode substancialmente reduzir a resistência intergranular, favorecendo a ocorrência de trincas a quente.

A segregação está intimamente associada com o fenômeno de superesfriamento constitucional. Altos níveis de segregação, portanto, tendem a causar alto superesfriamento constitucional, e isto traz modelos de solidificação celular - dendrítico grosseiro. Como dito anteriormente, altos níveis de segregação e gradientes de temperatura relativamente pequeno através da solda fornecem o maior superesfriamento constitucional. Em particular, a cratera no fim do cordão de solda tende a ser dendrítica e ter altos níveis de segregação.

O ciclo térmico do processo de soldagem sempre resulta em tensões residuais através da solda. A severidade destas tensões depende do grau de restrição oferecido pela junta soldada. Como regra geral, na soldagem de chapas muito espessas ou muito resistente, teremos o mais alto grau de restrição mecânica, e portanto, os maiores níveis de tensões na solda. Essas tensões

são usualmente maiores nas secções finais das chapas soldadas .

A forma do cordão de solda , pode afetar significativamente as trincas de solidificação , isto é , se a superfície do cordão de solda for côncava , ela estará sob tensões , e portanto mais sujeita à trinca , ao passo que , se o cordão apresentar uma superfície convexa , não existirá tensão na superfície , aumentando dessa forma a resistência à trinca . A figura 8 mostra a influência da geometria da superfície do cordão de solda na formação das tensões superficiais .

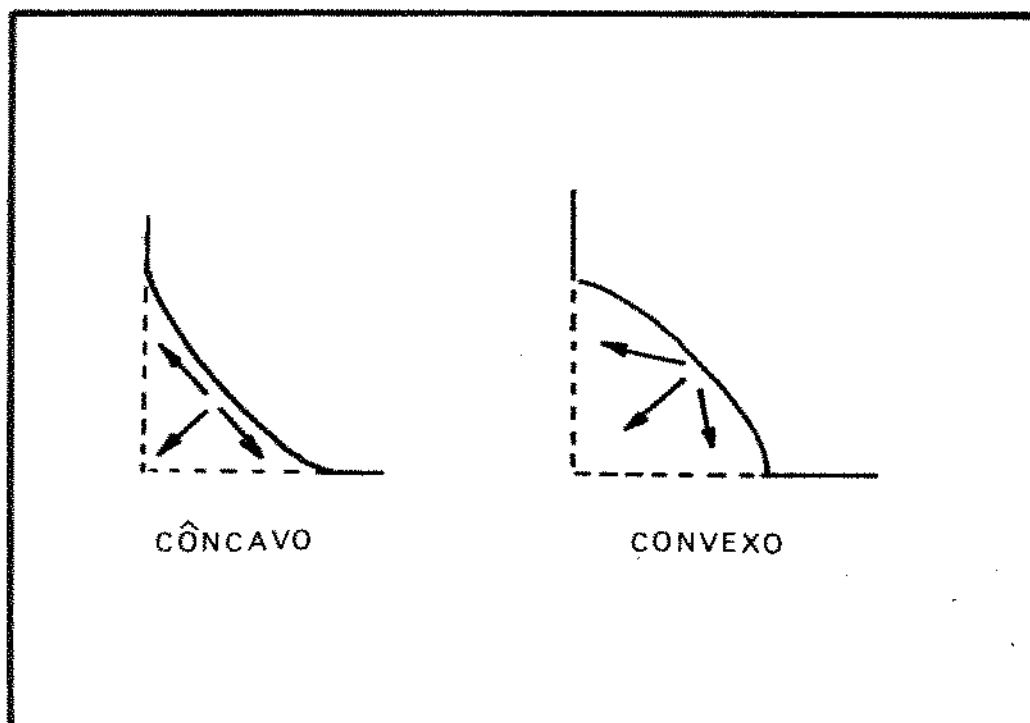


Figura 8 : Efeito da geometria do cordão na distribuição das tensões .

III - MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - Materiais

Para a realização deste trabalho , utilizou-se chapas com 3,0 mm de espessura de aço inoxidável austenítico AISI 304 , 304 L e 316 [32].

As composições químicas (% em peso) das respectivas chapas são apresentadas na tabela III.

E l e m e n t o s	A Ç O I N O X I D Á V E L					
	304	304 L	316	Composição ASTM		
				304	304 L	316
C	0,07	0,02	0,05	0,08	0,03	0,08
Mn	1,35	1,47	1,37	2,00	2,00	0,5-3
Si	0,35	0,56	0,33	0,75	0,75	0,9
S	0,006	0,019	0,018	0,03	0,03	0,03
P	0,023	0,011	0,025	0,04	0,04	0,04
Cr	19,0	20,0	16,91	18-20	18-20	17-20
Mo	0,19	0,06	1,93	-	-	2-3
Cu	0,2	0,15	0,20	-	-	-
Ni	10,5	12,2	11,03	8-11	8-13	11-14

Tabela III : Composição química (% em peso) dos aços inox 304 , 304 L e 316

Obs: As análises química das chapas foram realizadas no C T (Centro Tecnológico) da UNICAMP , através de Espectrômetro de Fluorescência de Raio X e Analisador LECO.

3.2 - Preparação para a soldagem

As chapas foram cortadas em guilhotina nas seguintes dimensões: 3,0 x 50,0 x 150,0 [mm], mantendo sempre o sentido de laminação na direção longitudinal da chapa , sendo posteriormente limpas através de jateamento com microesferas de vidro, obtendo-se assim uma boa preparação da superfície para a soldagem. O objetivo de se fazer o jateamento com as microesferas de vidro , foi devido às seguintes vantagens :

- a. A forma esférica não angular , associada à dureza e densidade do vidro , removem contaminações e acabam superfícies com rapidez e eficiência , sem remover quantidades significativas de material.
- b. O vidro por ser virtualmente inerte , não reage com os materiais tratados. Sua alta densidade e resistência à fratura , associadas à suavidade de sua forma esférica , impedem sua incrustação nas superfícies , assegurando assim uma ausência de contaminação superficial das chapas de inox.

3.3 - Dispositivo de fixação

Foi necessário o desenvolvimento de um dispositivo de fixação para a realização das soldagens (Figura 9). O objetivo de se construir esse dispositivo foi o de garantir uma boa fixação das chapas de inox na mesa de soldagem , evitando desta maneira o empenamento da chapa , o qual poderia alterar algumas condições de soldagem , como por exemplo uma variação do " gap " (distância entre a ponta do eletrodo de tungstênio e

a chapa de inox).

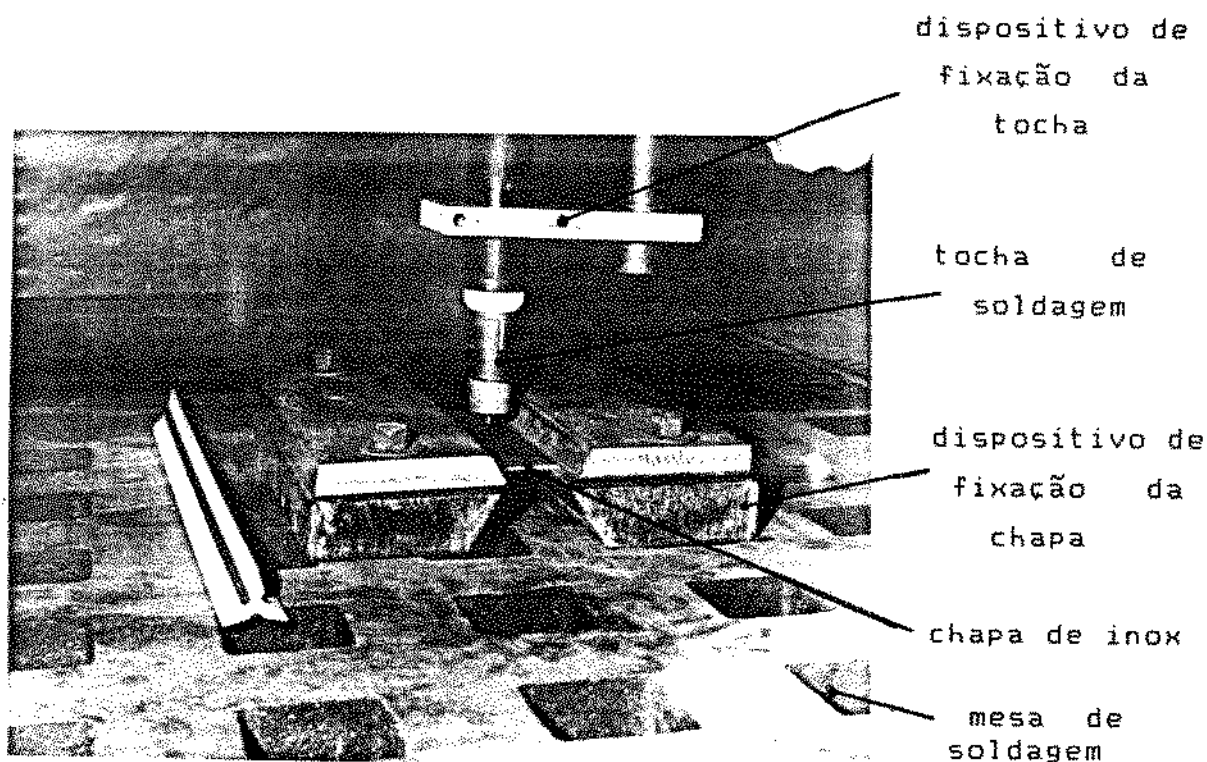


Figura 9 : Dispositivo de fixação das chapas e da tocha
de soldagem

3.4 - Procedimentos de soldagem

O processo de soldagem utilizado foi o SATG (Soldagem ao Arco Tungstênio em Atmosfera Gasosa) autógeno , com corrente contínua de polaridade direta , e argônio como gás de proteção. O equipamento utilizado nas soldagens foi: máquina de solda pelo processo S A T G , com alta frequência e tocha de soldagem

refrigerada a água, com bocal cerâmico de 20 mm de diâmetro, e eletrodo de tungstênio com ponta cônica de 60° e diâmetro de 1/8", conforme mostra a figura 10. [33,34]

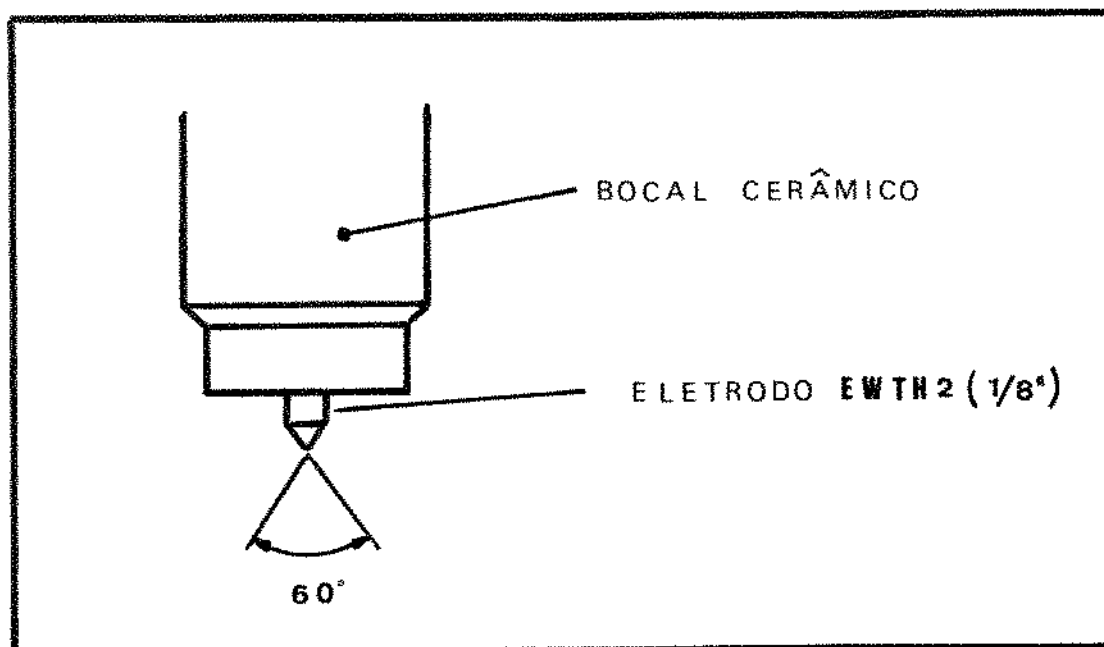


Figura 10 : Detalhe do conjunto bocal/eletrodo [33 , 34]

Existem cinco tipos de eletrodos de tungstênio , mostrados na tabela IV , que podem ser usados para o processo SATG . O tipo utilizado neste trabalho, foi justamente o recomendado para a soldagem de aços inoxidáveis, que são os eletrodos toriados contendo de 1,7 a 2,2 % de Tório (E W Th - 2). Eles são recomendados pois possuem melhores propriedades emissivas, e podem ser usados em altas correntes, com melhor estabilidade do arco do que eletrodos de tungstênio puro [35].

A W S	Composição Química
E W P	99,5% Tungstênio (Mínimo)
E W Th - 1	98,5% W + (0,8 - 1,2) % Th
E W Th - 2	97,5% W + (1,7 - 2,2) % Th
E W Th - 3	98,95% W + (0,35-0,55) % Th
E W Zr	99,2 % W + (0,15-0,40) % Zr

Tabela IV : Eletrodos não consumíveis para o processo SATG

Quanto ao posicionamento da tocha de soldagem , procurou-se manter constante o ângulo de trabalho (90°) e o ângulo de deslocamento (0°) , os quais são mostrados de maneira esquemática na fig 11. A distância entre o eletrodo e a peça de trabalho foi mantida constante em 3,0 mm, através de um dispositivo de fixação da tocha de soldagem ,mostrado na figura 9.

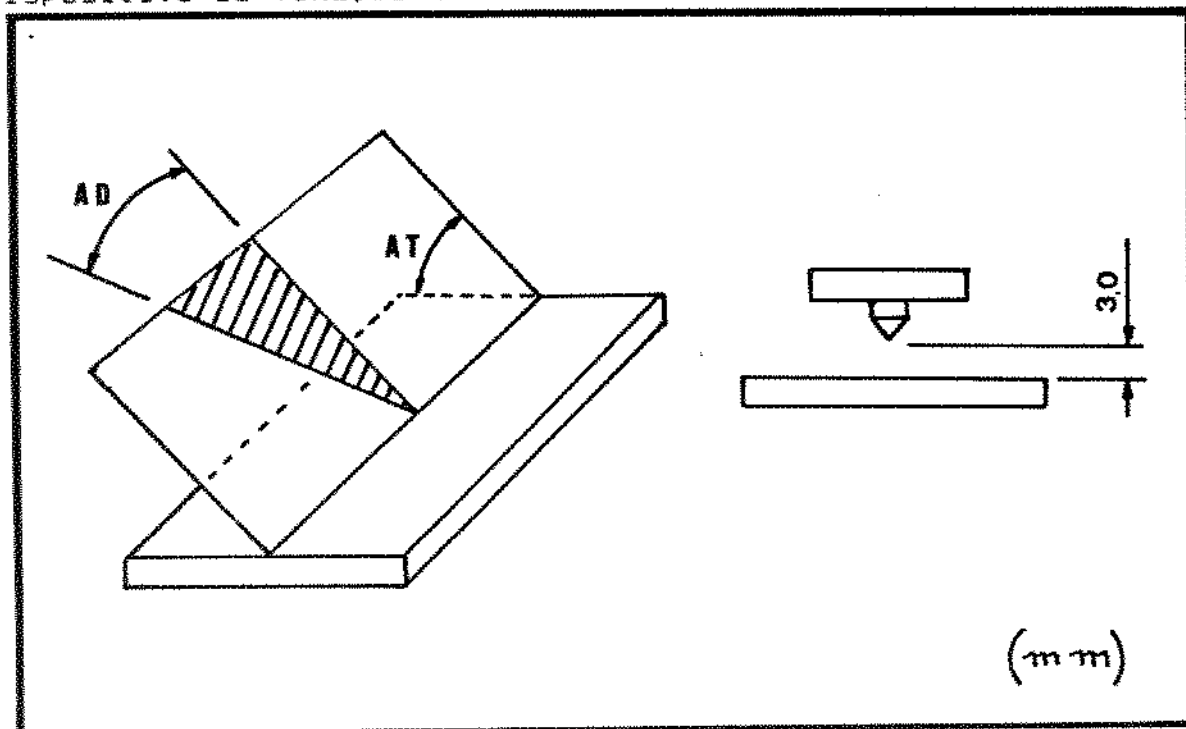


Figura 11: Ângulo de deslocamento (AD) , Ângulo de trabalho (AT) e GAP (3,0) [36]

A abertura do arco foi feita através do uso de um gerador de alta frequência , o qual permite a abertura do arco elétrico sem que haja o contato entre o eletrodo de tungstênio e a chapa de inox.Caso ocorra esse contato , teremos a contaminação do cordão de solda com inclusões de tungstênio , que são duras e frágeis, teremos também variações na geometria da ponta do eletrodo.

O gás inerte utilizado na soldagem foi o argônio da White - Martins , que apresenta as propriedades físicas mostradas na Tabela V , mantendo-se sempre uma vazão constante de 12 l/min.

PROPRIEDADES	ARGONIO
Densidade (Kg / M ³)	8,0
Calor Específico (Kj/KgK)	5,20
Condutividade Térmica(W/mK)	28,0

Tabela V - Propriedades do gás Argônio a 400 °C e 100 bar

Para o controle da velocidade de soldagem, utilizou-se um sistema eletromecânico (Tartaruga de Oxicorte da White-Martins), através do qual podia-se obter velocidades de soldagem numa faixa de 100 a 500 mm / min (Figura 12).

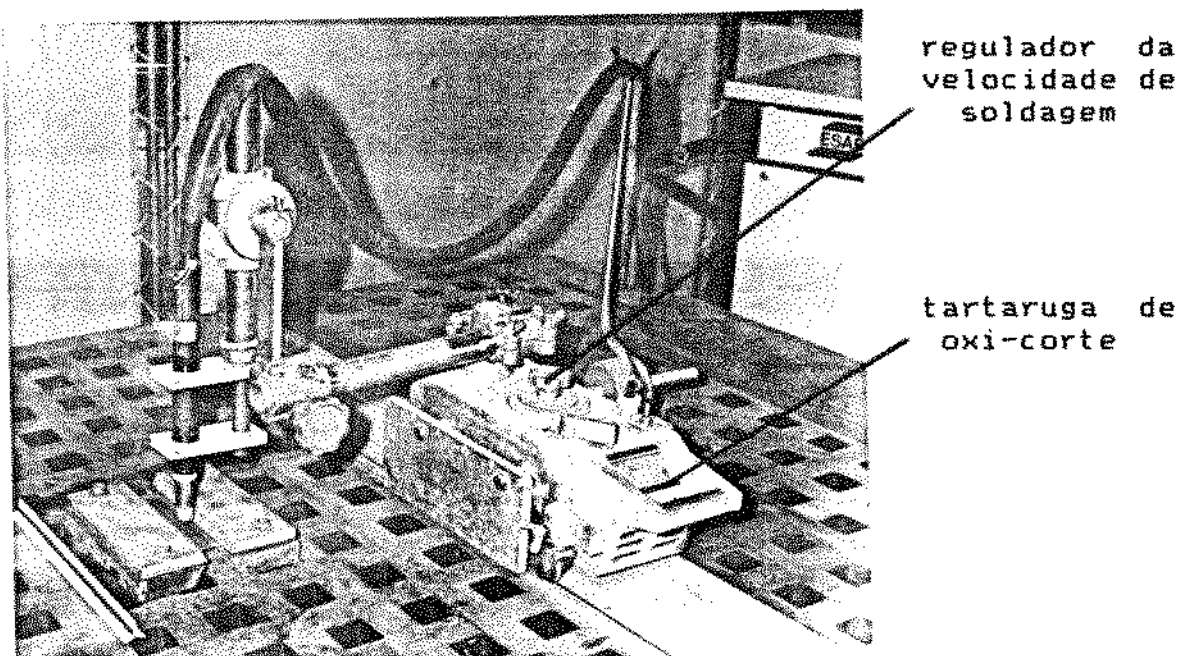


Figura 12: Sistema eletromecânico utilizado para regular as velocidades de soldagem

Para a soldagem dos corpos de prova , utilizou-se 3 níveis de corrente (80, 120 e 150 A) combinado com as seguintes velocidades: 100 , 150 , 200 , 250 e 300 mm/min , e uma tensão constante de 10V. As condições de corrente e velocidade usadas para a confecção dos cordões de solda são mostradas na tabela VI.

3.5 - Medida do Ciclo Térmico

A medida do ciclo térmico foi feita através do uso de um registrador gráfico de 3 canais, sendo que os termopares utilizados para essas medidas foram do tipo Chromel-Alumel (1,5 mm de diâmetro) .

Para a fixação dos termopares foi necessário a abertura de pequenos furos para servir de alojamento para a ponta do termopar, os quais deveriam ficar o mais próximo possível do cordão de solda, conforme mostra a figura 13.

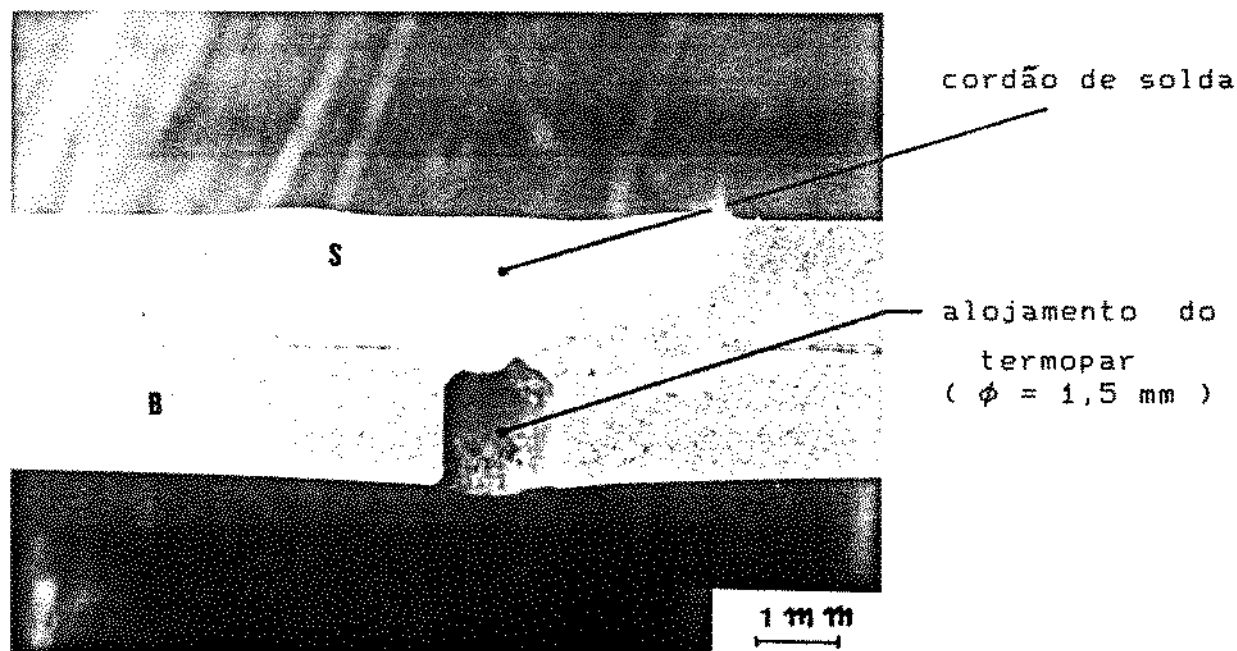


Figura 13 : Secção do cordão de solda , mostrando o alojamento do termopar (Aumento 10 X)

Os 3 termopares foram fixados na linha central do cordão de solda , separados por uma distância de 35,0 mm .A distribuição dos termopares ao longo do cordão de solda é mostrada de maneira esquemática na figura 14.

A finalidade de se utilizar 3 termopares foi devido a possibilidade de se poder trabalhar com a curva de resfriamento média ao longo do cordão, isto é , para cada condição de soldagem

calculou-se o valor médio entre as taxas de resfriamento obtidas nos 3 pontos indicados na figura 14.

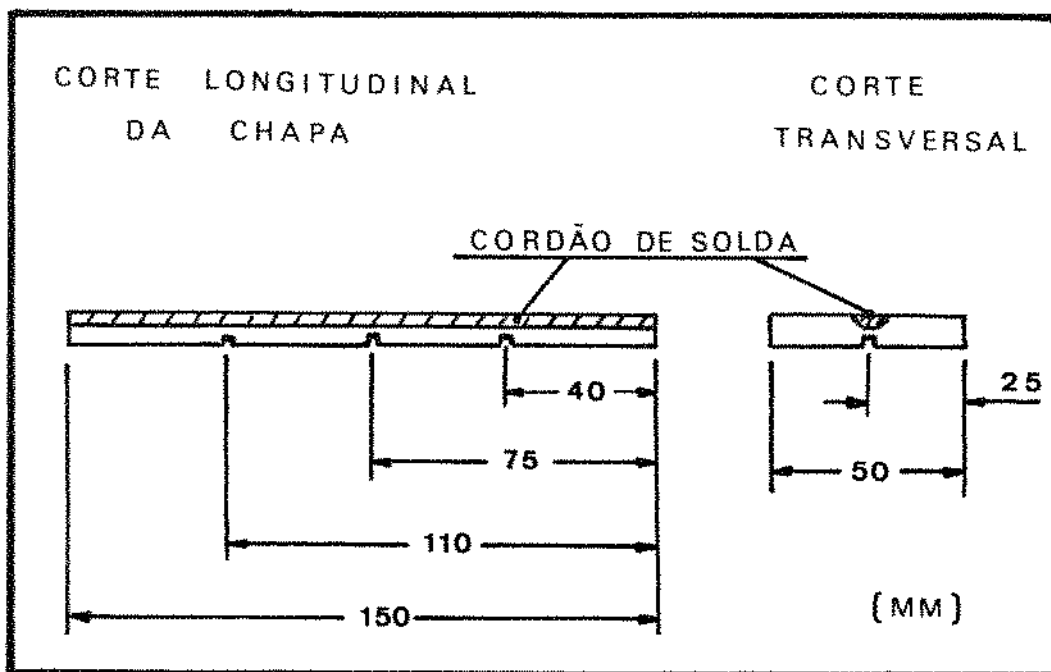


Figura 14 : Localização dos alojamentos dos termopares

3.5.1 - Insumo de Calor

Para cada condição de soldagem (corrente , tensão e velocidade) , a quantidade de calor gerada no processo [37] é dada por :

$$Q = \frac{\text{corrente (A)} \times \text{tensão (V)} \times 60}{\text{velocidade de soldagem (mm/min)}} \quad [\text{Kj/mm}] \quad (\text{III})$$

A eficiência do processo (η) , é dada por:

$$\eta = \frac{\text{energia transferida para a peça}}{\text{energia gerada no processo}} \quad (IV)$$

Através das equações III e IV podemos calcular o insumo de calor (HI) , isto é , a quantidade de calor transferida para a peça , conforme mostrado na equação V.

$$HI = \eta \cdot Q = \eta \frac{I \cdot V \cdot 60}{v} \quad [\text{Kj/mm}] \quad (V)$$

η = eficiência do processo

I = corrente de soldagem (A)

V = tensão (V)

v = velocidade de soldagem (mm/min)

Considerando-se que em nossos experimentos foram utilizados diferentes combinações de I e v , podemos dizer que os cordões de solda foram obtidos através de diferentes insumos de calor , o que nos fornece diferentes taxas de resfriamento. Os cordões de solda foram submetidos a diferentes velocidades de resfriamentos, fornecendo desta maneira diferentes ciclos térmicos. Como a eficiência do processo SATG é na faixa de 50% a 80% , podemos dizer que $HI = (0,5 \text{ a } 0,8) Q$.

Corrente (A)	Velocidade (mm/min)	Calor Gerado(Q) (Kj/mm)
8 0	100	0,384
	150	0,256
	200	0,192
	250	0,154
	300	0,128 (Mín)
1 2 0	100	0,576
	150	0,384
	200	0,288 (Med)
	250	0,230
	300	0,192
1 5 0	100	0,720 (Máx)
	150	0,480
	200	0,360
	250	0,288
	300	0,240

Tabela VI : Condições de soldagem

3.6 - Preparação Metalográfica

Após a realização das soldagens, os corpos de prova foram cortados , embutidos em baquelite , polidos e atacados com solução ácida, para a observação metalográfica.

Foram tirados corpos de prova da parte central do cordão de solda , pois nesta região o arco de soldagem já se encontra estabilizado , e a microestrutura desta região é bem representativa das condições de soldagem pré fixadas.

Os corpos de prova foram cortados com discos abrasivos de óxido de alumínio em um equipamento cut-off. Posteriormente os

corpos de prova foram embutidos em baquelite , e polidos com lixa de óxido de alumínio número 220 , 320 , 400 e 600 respectivamente. O acabamento final foi feito com feltro e pasta de diamante nas seguintes granulometria : 6 - 3 - 1 e 0,2 microns [38].

Foram utilizados dois tipos de ataques metalográfico, sendo um eletrolítico e dois químicos.

O primeiro ataque utilizado foi o ataque eletrolítico à base de NaOH . O eletrólito era composto de 20g NaOH e 100 ml de água destilada . A tensão utilizada foi de 2,0 V , com tempo de imersão de 5 - 20 segundos. Este ataque eletrolítico arrancou as ferritas, superatacando a zona de fusão , o que dificultou a identificação da ferrita . Esse mesmo problema foi obtido com o ataque químico através do reagente de Behara [39].

O segundo ataque químico utilizado foi à base de HCl . A solução ácida era composta de 50 % de HCl e 50 % de água destilada , com tempo de imersão de 40 - 60 segundos para os aços 304 e 304L , e de 2 a 3 minutos para o aço 316. Esse tipo de ataque mostrou-se excelente na identificação de ferrita delta, e portanto foi utilizado neste trabalho.

3.6.1 - Observação Metalográfica

Para a realização das observações metalográficas foram utilizados um microscópio ótico com aumento de até 1.200 vezes , e um microscópio eletrônico de varredura.

Através do microscópio ótico foi possível fazer as observações referentes a zona fundida (Z F) e a zona afetada

pelo calor (Z A C), e também obter as fotos através das quais foram feitas as contagens de ferrita delta . Através do microscópio eletrônico acoplado a um detetor foram realizadas microanálises por raio X (energia dispersiva) , tanto qualitativa quanto quantitativa , da fase ferrita e da matriz austenita.

3.7 - Análise do Cordão de Solda

3.7.1 - Medida de Ferrita Delta

Para a determinação da contagem de ferrita delta , utilizou-se o método de contagem pontual , segundo a norma A S T M - E 562 [40] . Como as fases de ferrita delta eram muito pequenas , não foi possível fazer a contagem através da tela do microscópio, e para uma maior precisão houve a necessidade de se fazer a contagem através de fotos.

Para cada corpo de prova (secção transversal do cordão de solda) foram analisadas 3 regiões diferentes , pois deste modo tinha-se uma amostragem mais representativa do cordão. As regiões A , B e C analisadas são mostradas na figura 15.

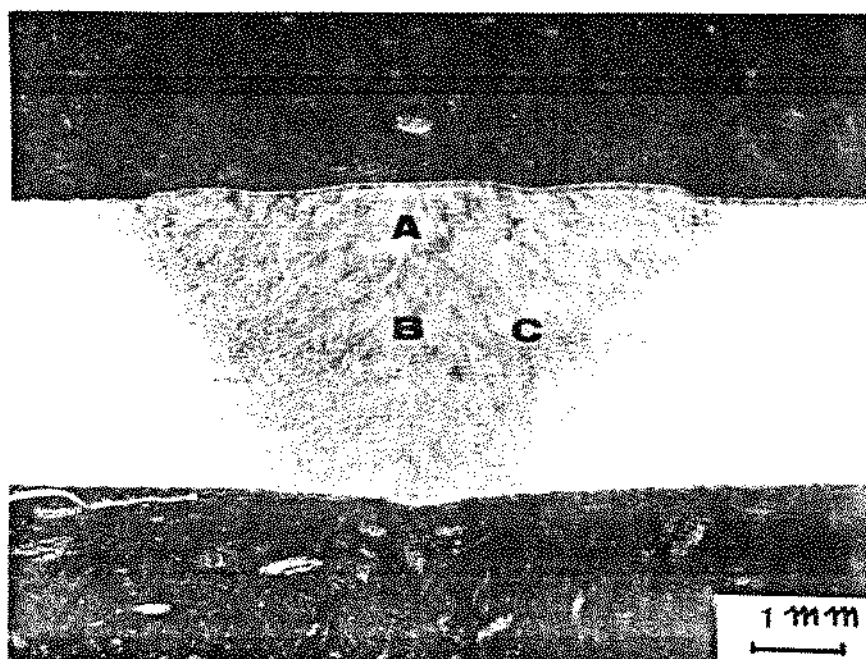


Figura 15: Macrografia transversal do cordão de solda do aço inox 304 , indicando as 3 regiões onde foi medido o teor de ferrita δ (Aumento 13 X)

A primeira região (A) a ser analisada foi próximo a superfície, onde ocorre troca de calor por convecção durante o resfriamento, a segunda região (B) a ser analisada foi no centro do cordão de solda onde a taxa de resfriamento é mais lenta , e a terceira região (C) escolhida foi a mais próxima da zona afetada pelo calor (ZAC) , onde se tem uma maior extração de calor pelo metal base. Supondo-se que o cordão de solda pode ser dividido em 3 regiões (A , B , C) , e que cada uma dessas regiões corresponde a um terço do cordão de solda , então podemos trabalhar com a média desses valores.

Através de fotos e com o uso da técnica de metalografia quantitativa foi possível fazer a contagem , determinando-se a

fração de pontos P_p , que é igual a fração volumétrica V_v :

$$\overline{P_p} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_{p_i} \quad (VI)$$

P_p = Fração de pontos . Número de pontos incidentes no objeto de interesse pelo número total de pontos da grade.

V_v = Fração volumétrica . Volume dos objetos por unidade de volume-teste.

$\overline{P_p}$ = Média da fração de pontos . Número de pontos incidentes no objeto de interesse pelo número total de pontos da grade.

n = Número de medidas realizadas

3.7.2 - Precisão Estatística

A metalografia quantitativa utiliza muitas determinações que precisam ser tratadas estatisticamente . A relação estatística mais utilizada de uma distribuição normal é a média aritmética $\bar{x}$, onde :

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i$$

O parâmetro mais utilizado para se medir o grau de dispersão em torno da média é o desvio-padrão $\sigma(x)$ da população . O que se obtem experimentalmente é uma estimativa do desvio padrão da

população $S(x)$, que é dada por :

$$S(x) = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}$$

Um dos problemas fundamentais em análise estatística é verificar a precisão da média encontrada para uma amostragem de tamanho n . Para tanto existe uma técnica que consiste no cálculo do chamado erro-padrão (EP) da média e nível de confiança da média.

O desvio padrão da média, ou erro-padrão da média, é dado por :

$$(EP) = \sigma_{\bar{x}} = \frac{\sigma \cdot x}{\sqrt{n}} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n(n-1)}}$$

A probabilidade de que a média da população esteja entre $\bar{x} \pm 2$ EP é de 95 %. A faixa para a média $\bar{x} \pm 2$ EP é chamada de nível de confiança da média de 95 %. Para esse nível de confiança da média significa que existe a probabilidade de 0,95 de que a média da população esteja entre $\pm 2 (EP)$ da média das amostras [41,42].

Como normalmente o nível de confiança de 95 % é considerado satisfatório para os trabalhos de metalografia quantitativa, os resultados apresentados nesse trabalho terão essa confiança. [43]

3.8 - Microanálise Quantitativa do Cordão

Foi feito uma microanálise quantitativa do cordão de solda , para se estudar as variações dos teores de Cromo , Níquel e Ferro nas fases de ferrita e austenita .Estes valores foram relacionados com as diferentes taxas de resfriamento. Para cada material (304, 304 L e 316) foram escolhidos 3 corpos de prova , isto é , com baixa , média e alta taxa de resfriamento , para serem realizadas as microanálises.

Utilizou-se o método de microanálise por raio - X (energia dispersiva) , sendo que as medidas foram feitas ao longo de uma reta em 6 pontos diferentes , distantes entre si de 1,0 micron , tomando-se o cuidado para que os pontos centrais caíssem sobre a fase ferrita e os demais sobre a matriz austenítica. A figura 16 mostra a disposição da reta sobre uma micrografia representativa do cordão de solda onde foram realizadas as medidas de microanálise.

As microanálises foram obtidas através da incidência de um feixe de elétrons , com diâmetro em torno de 1 a 2 μm . O nível de tensão utilizado foi de 20 KV , e a intensidade da corrente de feixe de 150 a 200 mA.

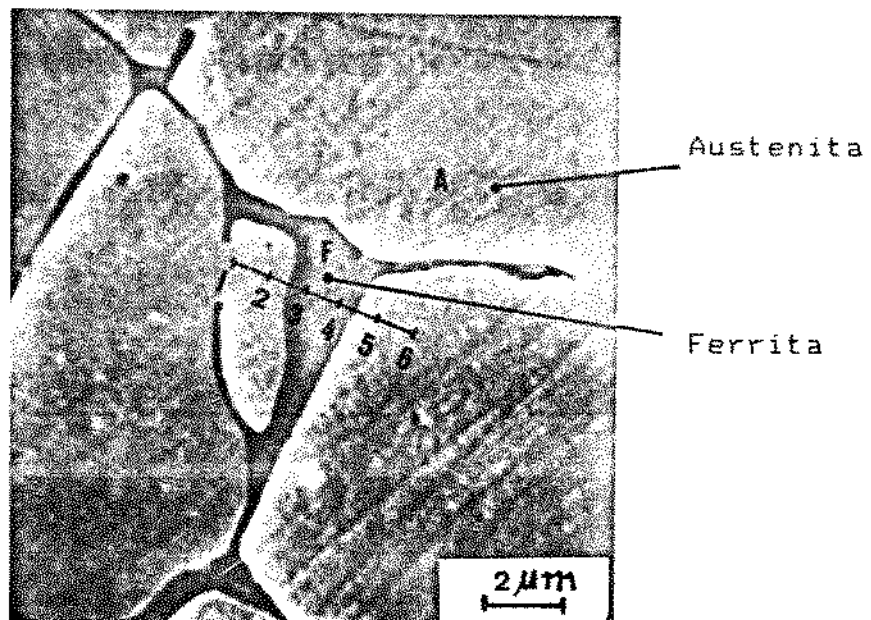


Figura 16 : Micrografia do cordão de solda do aço inox
304. (Aumento 5.000 X)

IV - Resultados e Discussões

Os resultados e discussões deste trabalho estão divididos em 3 itens : soldagem dos corpos de prova (item 4.1) , análise do teor de ferrita delta no cordão de solda (item 4.2) e análise do teor de cromo e níquel nas fases ferrita e austenita (item 4.3).

4.1 - Soldagem dos corpos de prova

Na soldagem das chapas de aço inox 304 , 304 L e 316 , utilizando-se o processo SATG , foram estudados os efeitos dos diferentes ciclos e parâmetros de soldagem , tais como : corrente máxima e mínima de soldagem , vazão de gás de proteção , velocidade de soldagem e comprimento do arco. Os resultados são apresentados e discutidos no item 4.1.1.

No item 4.1.2 , são apresentados e discutidos os resultados referentes à medida do ciclo térmico.

4.1.1 - Procedimentos e Parâmetros de soldagem

Durante a soldagem das chapas de aço inox (apenas fusão na linha central , pois não existe junta) como era de se esperar , a utilização do gás argônio e a alta frequência , propiciaram uma abertura do arco sem dificuldades . Foram observados, em todos os

cordões de solda , oxidações na superfície do metal base , sendo que , à medida que se aumentava o insumo de calor , ocorria um aumento da oxidação superficial da região adjacente ao cordão . Procurou-se aumentar a vazão de gás , acima dos 12 l/min , a fim de se tentar reduzir a região oxidada , mas como nenhuma melhoria foi observada , resolveu-se dessa forma fixar a vazão em 12 l/min de argônio , em todas as condições analisadas, e também por que em vazões superiores a 12 l/min ocorreu instabilidade do arco . As oxidações superficiais resultantes da soldagem das chapas , foram removidas através de um jateamento com microesferas de vidro.

Foram avaliadas soldagens com 3 tipos de gap (distância entre o eletrodo de tungstênio e a chapa de inox) . Inicialmente, foram realizadas soldagens com um gap de 2,0 mm , o qual causou um desgaste excessivo da ponta do eletrodo , e também causou instabilidade do arco . Em seguida , foram efetuadas soldagens com um gap de 3,0 mm , o qual resultou na formação de um arco estável com pouco desgaste da ponta do eletrodo. Finalmente, foi avaliado um gap de 4,0 mm , o qual causou a formação de um arco instável. Dessa forma , resolveu-se fixar o gap em 3,0 mm , pois foi a condição que apresentou um menor desgaste do eletrodo de tungstênio , e um arco bastante estável.

Os valores da velocidade de soldagem utilizados neste trabalho , foram limitados pelo sistema eletromecânico (tartaruga de oxi-corte , na qual estava fixada a tocha de soldagem) , isto é , a faixa de velocidade de soldagem utilizada variou de 100 a 300 mm/min . A partir dessa faixa de velocidade foram determinados os níveis de corrente que fornecessem as condições

extremas de insumo de calor.

Como o mínimo insumo de calor é obtido com a combinação da máxima velocidade e a menor corrente de soldagem, então, foram realizadas soldagens combinando-se a velocidade de 300 mm/min com correntes de 60, 70, 80 e 90 amperes. Adotou-se como critério para obter o menor insumo de calor uma altura mínima do cordão de solda de aproximadamente 50 % do valor da espessura da chapa, pois com dimensões menores que essa, o cordão de solda passaria a ter uma área muito reduzida, o que dificultaria as análises. Inicialmente, foram obtidos cordões de solda nas correntes de 60 e 70 A, sendo que as suas alturas ficaram abaixo do estipulado. O cordão de solda obtido com a corrente de 80 A, apresentou uma altura de aproximadamente 50 % do valor da espessura, logo o valor para a corrente mínima foi fixado em 80 A.

Para a obtenção do máximo insumo de calor (corrente alta e velocidade baixa), adotou-se como critério limitante a perfuração da chapa de inox, isto é, a condição de máximo insumo de calor, seria aquela formada pela combinação da velocidade de 100 mm/min com a máxima corrente, que permitisse a realização da soldagem sem ocorrer a perfuração da chapa.

Inicialmente, foram obtidos os cordões de solda com as correntes de 140 e 150 A, sendo que esses cordões embora apresentando uma superfície bastante côncava (pois não existe metal de adição), não chegaram a causar uma perfuração da chapa de inox. Posteriormente, realizou-se a soldagem com 160 A, sendo que, nessa condição, o insumo de calor foi excessivo, pois o arco de soldagem chegou a perfurar a chapa de inox. Dessa

forma, a corrente máxima de soldagem foi fixada em 150 A.

Uma vez , tendo-se as correntes mínima (80 A) e máxima de soldagem (150 A) , definiu-se a corrente média de soldagem no valor de 120 A. A condição de médio insumo de calor é aquela formada pela corrente de 120 A e a velocidade de soldagem de 200 mm/min.

Combinando-se os 3 níveis de corrente de soldagem (80 , 120 e 150 A) , com os 5 níveis de velocidade de soldagem (100 , 150, 200 , 250 e 300 mm/min) , determinou-se as 15 condições de soldagens , em cima das quais foi realizado esse trabalho. Essas condições de soldagem foram mostradas anteriormente no item 3.4 , tabela VI .

4.1.2 - Medidas do ciclo térmico

Os ciclos térmicos obtidos neste trabalho , foram através da medida direta a partir dos termopares inseridos sob o cordão de solda e acoplados ao registrador gráfico X-t, conforme descrito anteriormente no item 3.5.

As medidas dos ciclos térmicos foram obtidas entre os níveis de 0,13 a 0,72 Kj/mm de calor gerado , e cujos parâmetros de soldagem podem ser vistos na tabela VI.

Através das curvas X-t , obtidas com o registrador gráfico , foi possível determinar o valor da taxa de resfriamento nas condições estudadas. Utilizou-se neste trabalho o tempo de resfriamento entre 500 e 800 °C . Segundo a literatura [44] , nesta faixa de temperatura ocorrem as transformações estruturais

mais importantes nos aços . O tempo de resfriamento na faixa de 800 a 500 °C é representado por $\Delta t_{800-500}$ ou simplesmente por Δt .

As curvas de resfriamento, apresentadas neste trabalho, foram medidas somente durante a soldagem do aço inox 304 , pois todos os aços inoxidáveis austeníticos apresentam os mesmos valores de condutividade térmica , independentemente da composição química de cada um , logo não houve a necessidade de se repetir as medidas para os aços inox 304 L e 316.

As curvas experimentais dos ciclos térmicos de soldagem , em uma determinada condição , podem ser vistas , esquematicamente, na figura 17 . Para uma melhor visualização desses resultados , os ciclos térmicos são apresentados de maneira numérica na tabela VII. Nesta tabela, são apresentados para cada condição de insumo de calor , o valor do pico de temperatura e do tempo Δt , em cada uma das 3 curvas de resfriamento obtidas ao longo do cordão .

Através da tabela VII , pode ser observado que os valores de Δt correspondentes ao mesmo insumo de calor são muito semelhantes, a despeito dos diferentes picos de temperatura atingidos . Desta forma pode-se dizer que a taxa de resfriamento na faixa Δt sofre pequenas variações com o pico de temperatura.

É muito difícil obter o mesmo valor para o pico de temperatura nos 3 termopares colocados ao longo do cordão de solda , pois o pico de temperatura depende da distância entre a ponta do termopar e a linha de fusão , conforme mostra a figura 18. Através dessa figura , percebe-se que para pequenas variações da ordem de décimos de milímetros , no posicionamento do termopar , corresponde a grandes variações no pico de temperatura

dos ciclos térmicos de soldagem.

Apesar das experiências terem fornecido dados relativos aos ciclos térmicos para vários picos de temperatura , não foi possível obter uma informação sistemática sobre a distribuição dos picos de temperatura com a distância à linha de fusão.

As figuras 19 a , b e c , representam de maneira esquemática o ciclo térmico de soldagem nas condições mínima , média e máxima de insumo de calor para os aços estudados.

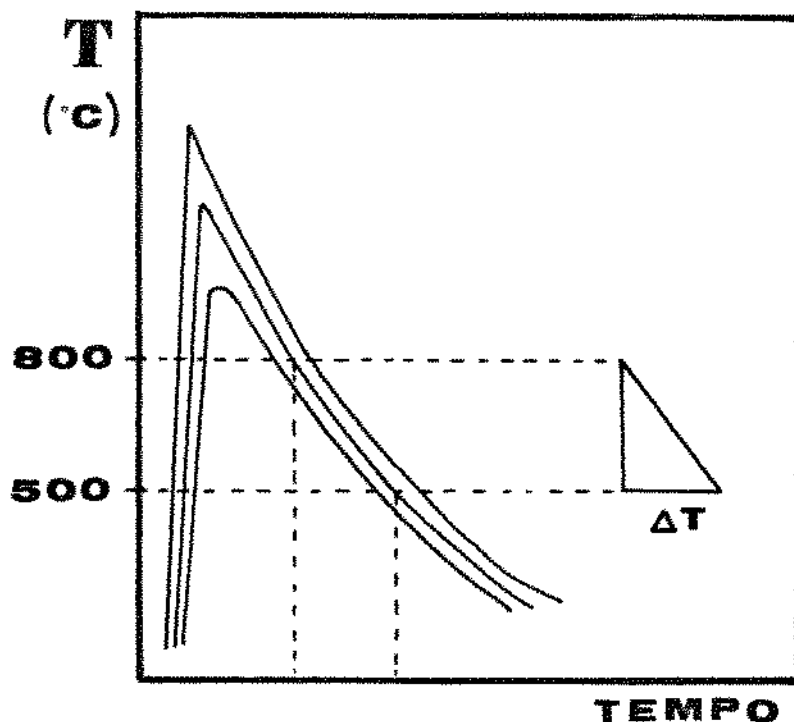


Figura 17 : Ciclo térmico de soldagem obtido experimentalmente num registrador gráfico de 3 canais

Calor Gerado (Kj / mm)	Pico de Temperatura (°C)	Δt (s)	Taxa de Resfriamento (°C / s)
0,128	1320	3	100
	1240	3	
	1080	3	
0,256	1210	4	75
	1160	4	
	980	4	
0,384	1190	5	56
	1110	6	
	1070	5	
0,576	1340	8	41
	1310	7	
	1130	7	
0,720	1300	12	26
	1240	11	
	1230	11	

Tabela VII: Tabela dos valores de Pico de temperatura, Δt e Taxa de Resfriamento, em função do Calor Gerado

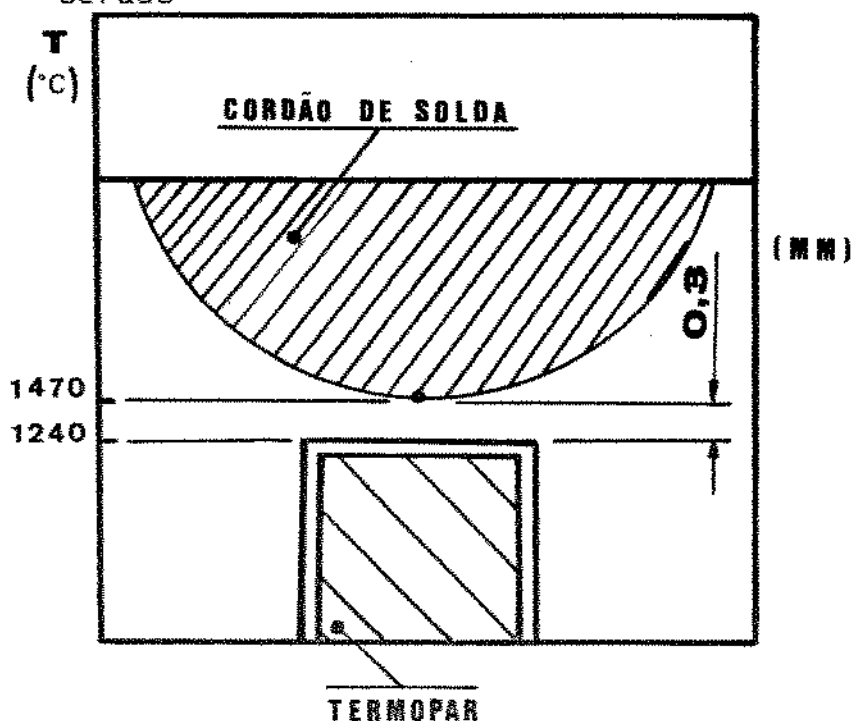


Figura 18 : Variação da Temperatura em função da distância do Termopar à Linha de Fusão

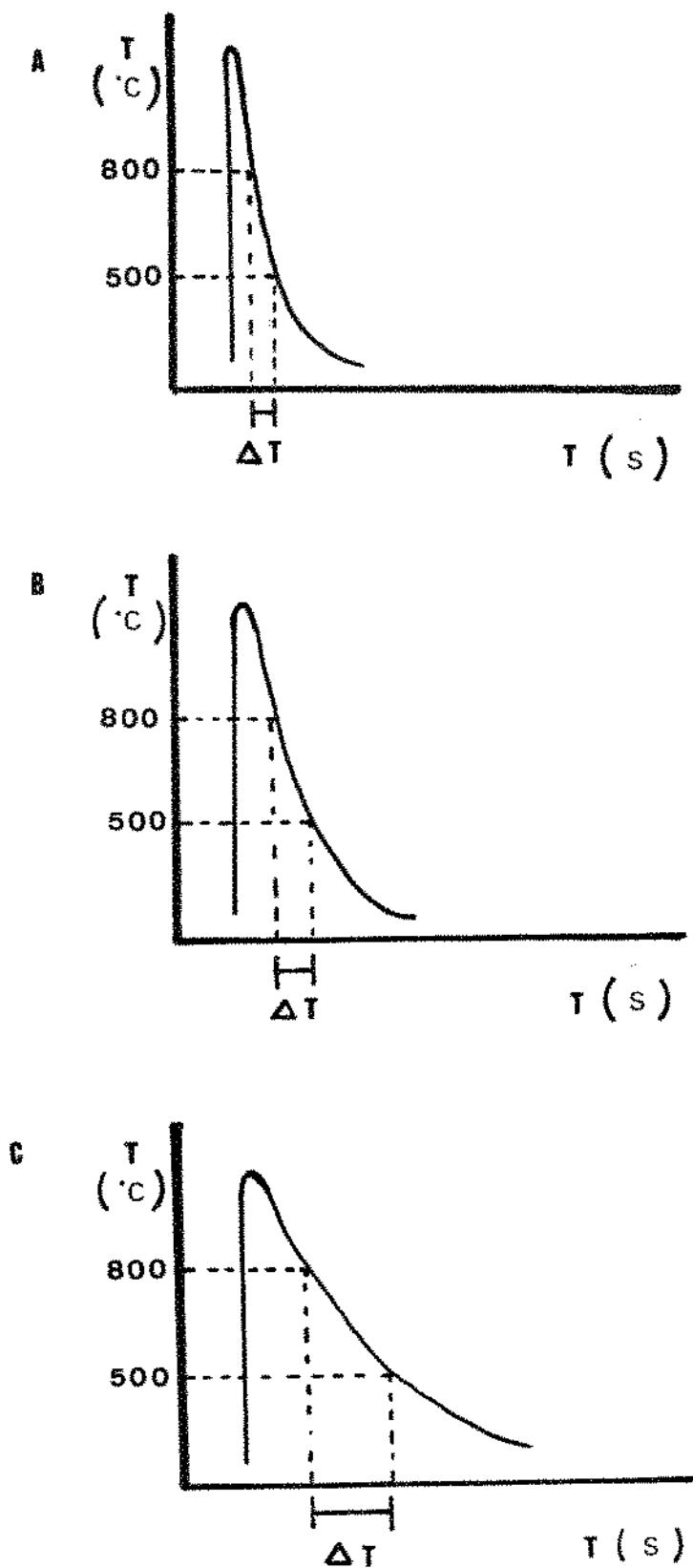


Figura 19 : Representação esquemática do ciclo térmico de soldagem : a. mínimo insumo de calor , b. médio insumo de calor , c. alto insumo de calor

Os resultados de Δt em função do calor gerado no processo, mostrados na tabela VII, foram analisados por meio de regressão, e o melhor ajuste correspondeu à curva polinomial

$$Y = - 30 x^2 + 37,1 x + 9,19$$

que é representada na figura 20.

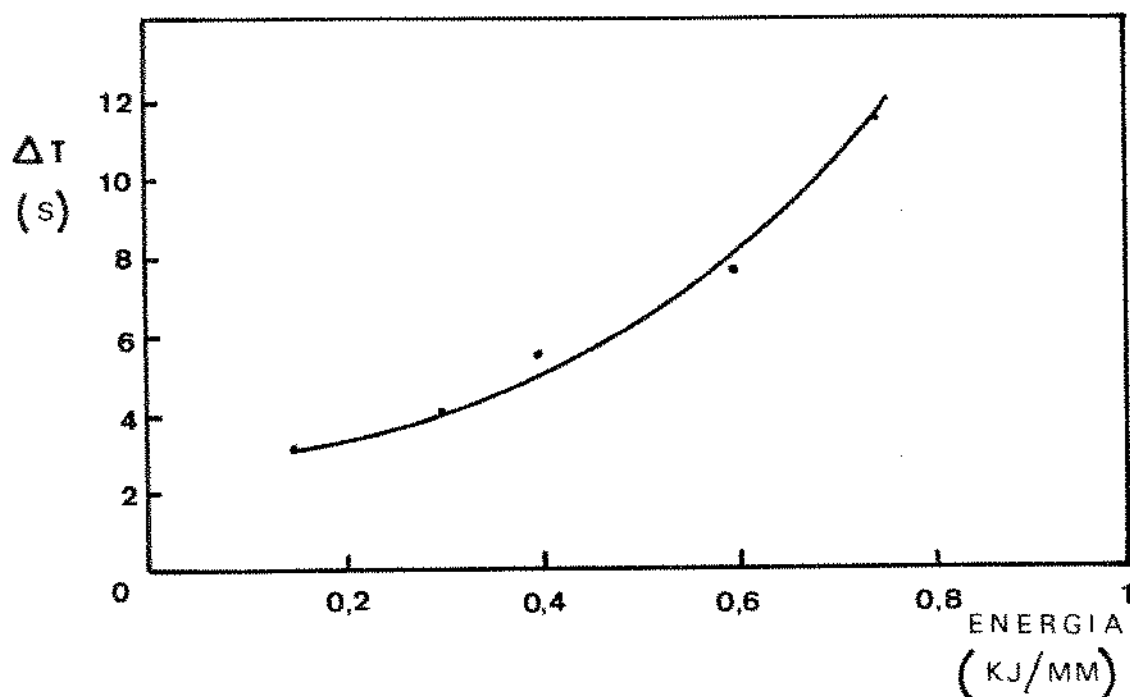


Figura 20 : Variação dos Tempos Δt com o Insumo de Calor

A importância do ciclo térmico de soldagem , em particular a do tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C é adotada na literatura para quantificar a energia fornecida a um processo de soldagem.

Da tabela VII nota-se a independência dos valores de Δt em relação aos picos de temperatura atingidos , para a mesma energia de soldagem . Resultados de outros autores [45] confirmam esta propriedade, isto é , a variação de tempo Δt entre 800 e 500 °C não depende do pico de temperatura obtido no ciclo térmico, pois nessa faixa de temperatura as curvas, embora apresentando diferentes picos, mantem sua inclinação constante.

4.2 - Análise do Teor de Ferrita Delta no Cordão de Solda

Como citado anteriormente , no item 1.2.1 , durante a soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos , temos a formação no cordão de solda da fase ferrita delta , sendo que a quantidade desta fase está relacionada com a taxa de resfriamento . A medida do teor de ferrita delta no cordão de solda , foi pré avaliada inicialmente por composição química , utilizando-se para isso o " Diagrama de Schaeffler " (item 4.2.1) , posteriormente utilizou-se difração de raio X para fazer uma análise qualitativa da região da solda (item 4.2.2) , e finalmente foram feitas medidas com auxílio de método magnético (item 4.2.3) e metalografia quantitativa. (item 4.2.4)

4.2.1 - Análise Quantitativa da Ferrita Delta através da Composição Química (Diagrama de Schaeffler)

Através do uso do Diagrama de Schaeffler foi possível fazer uma primeira previsão da microestrutura que seria obtida no cordão de solda das chapas de aço inox 304 , 304 L e 316 , soldadas pelo processo SATG autógeno. Para se utilizar esse diagrama foi necessário calcular para cada material o valor do " Cromo Equivalente " (Cr_{eq}) através da expressão que agrupa os elementos ferritizantes (alfa-gênicos) , e o valor do " Níquel Equivalente " (Ni_{eq}) através da expressão que agrupa os elementos austenitizantes (gama-gênicos) . As expressões I e II que foram utilizadas nesses cálculos são mostradas abaixo :

$$Cr_{eq} = \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb \quad (I)$$

$$Ni_{eq} = \% Ni + 30 \% C + 0,5 \% Mn \quad (II)$$

A seguir , nos itens a , b e c são calculados o Cr_{eq} , Ni_{eq} e a relação (Cr_{eq}/Ni_{eq}) dos 3 materiais . Através da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} podemos determinar o modo de solidificação de cada material , conforme descrito anteriormente no item 2.2.1 , e desta maneira compreender as alterações na microestrutura em função da taxa de resfriamento .

a) Cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} para o Aço Inox 304

Através da composição química do aço 304 , mostrada na tabela VIII , e das equações I e II , foram calculados os valores do Cr_{eq} e do Ni_{eq} .

A Ç O I N O X 3 0 4	
Elementos	% em peso
Cr	20,0
Mo	0,19
Si	0,35
Nb	—
Ni	10,5
C	0,07
Mn	0,35

Tabela VIII : Composição Química do Aço 304

$$\begin{aligned}
 Cr_{eq} &= \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb \\
 &= 20,0 + 0,19 + 1,5 (0,35) \\
 &= 20,71
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 Ni_{eq} &= \% Ni + 30 \% C + 0,5 \% Mn \\
 &= 10,5 + 30 (0,07) + 0,5 (1,35) \\
 &= 13,28
 \end{aligned}$$

Uma vez calculado os valores de Cr_{eq} (Cromo Equivalente) e Ni_{eq} (Níquel Equivalente) , para o aço 304 , podemos calcular a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} e determinar o seu modo de solidificação.

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{20,71}{13,28} = 1,55$$

Analisando a relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,55$, podemos dizer que segundo Suutala [9] , estamos no modo de solidificação Ferrítico - Austenítico .

Através de observações das micrografias dos cordões de solda do aço inox 304 , podemos identificar uma morfologia totalmente vermicular , isto é , a ferrita delta está presente nos contornos da austenita. Uma micrografia representativa desta microestrutura é mostrada na figura 21.

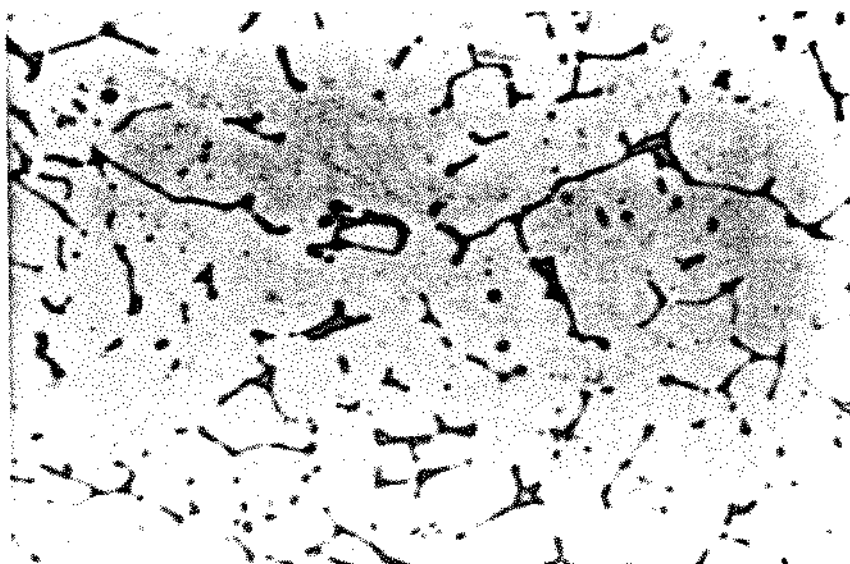


Figura 21 : Micrografia do cordão de solda do aço inox 304 , mostrando uma microestrutura vermicular (Aumento 800 X)

b) Cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} para o Aço Inox 304 L

AÇO INOX 304 L	
elementos	% em peso
Cr	19,0
Mo	0,06
Si	0,56
Nb	—
Ni	10,5
C	0,02
Mn	1,47

Tabela IX : Composição Química do aço 304 L

$$\begin{aligned}
 Cr_{eq} &= \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 \% Nb \\
 &= 19,0 + 0,06 + 1,5 (0,56) \\
 &= 19,9
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 Ni_{eq} &= \% Ni + 30 \% C + 0,5 \% Mn \\
 &= 10,5 + 30 (0,02) + 0,5 (1,47) \\
 &= 11,84
 \end{aligned}$$

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{19,9}{11,84} = 1,68$$

Analisando a relação $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,68$, segundo Suutala [9], estamos na região do modo de solidificação B , isto é , modo de solidificação Ferrítico-Austenítico , com forte predominância da morfologia vermicular , conforme pode ser visto na figura 22.

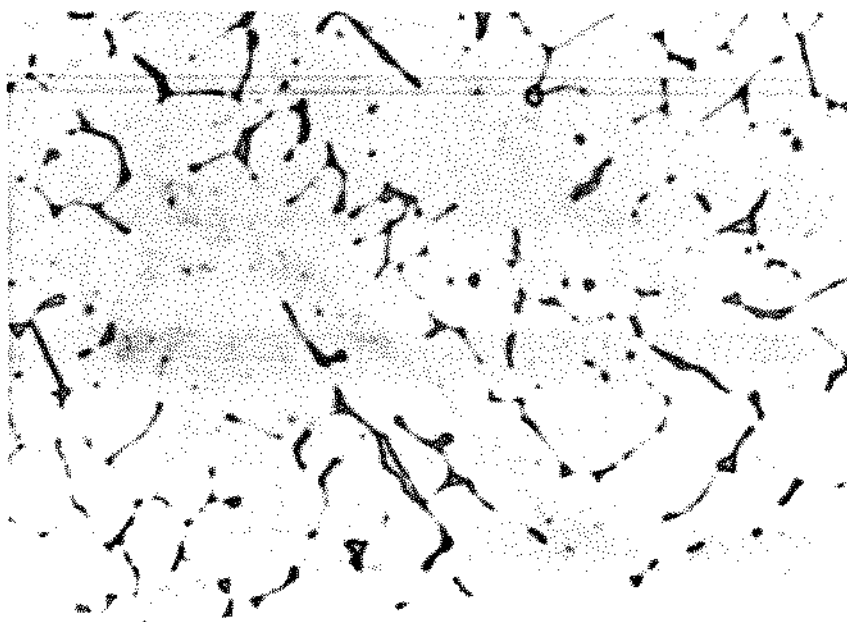


Figura 22 : Micrografia do cordão de solda do aço inox 304 L , mostrando uma microestrutura predominante vermicular (Aumento 800 X)

c) Cálculo do Cr_{eq} e Ni_{eq} para o Aço Inox 316

A C O I N O X 3 1 6	
elementos	% em peso
Cr	16,91
Mo	1,93
Si	0,33
Nb	—
Ni	9,82
C	0,046
Mn	1,37

Tabela X : Composição Química do aço 316

$$\begin{aligned}
 Cr_{eq} &= \% Cr + \% Mo + 1,5 \% Si + 0,5 Nb \\
 &= 16,91 + 1,93 + 1,5 (0,33) \\
 &= 19,34
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 Ni_{eq} &= \% Ni + 30 \% C + 0,5 Mn \\
 &= 9,82 + 30 (0,046) + 0,5 (1,86) \\
 &= 10,56
 \end{aligned}$$

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{19,34}{10,56} = 1,83$$

Como a relação Cr_{eq} / Ni_{eq} , para o aço inox 316 , é maior do que 1,48 , podemos dizer , segundo Suutala [9] , que esse aço solidifica-se no modo Ferrítico - Austenítico (modo B).

Através da figura 23 , que mostra uma micrografia do cordão de solda do aço inox 316 , observa-se uma morfologia totalmente vermicular .

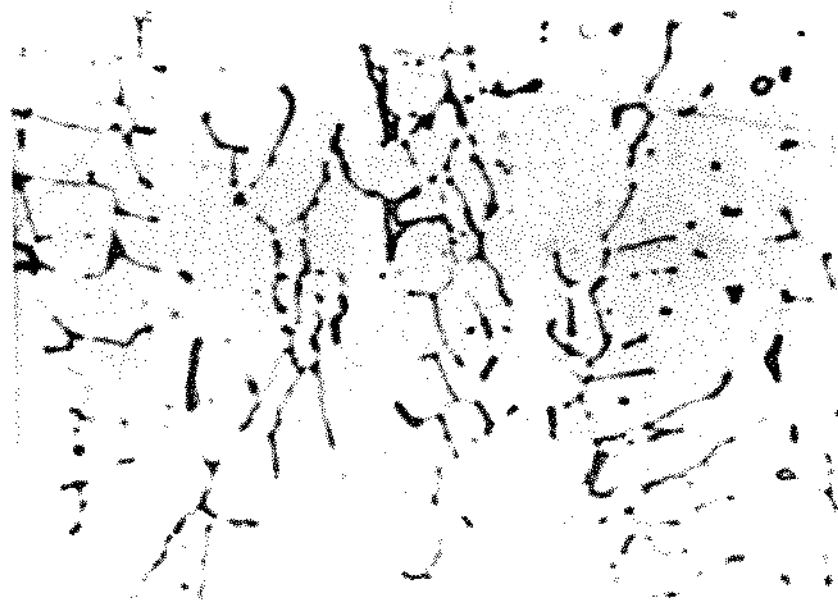


Figura 23 : Micrografia do cordão de solda do aço inox 316 , mostrando uma microestrutura vermicular (Aumento 800 X)

Aplicando-se os resultados obtidos de Cr_{eq} e Ni_{eq} através das equações I e II no Diagrama de Schaeffler (figura 24) , o qual é baseado somente na composição química do metal do cordão de solda , obteríamos na microestrutura final do metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos 304 , 304 L e 316 , os seguintes teores de ferrita delta : (Tabela XI).

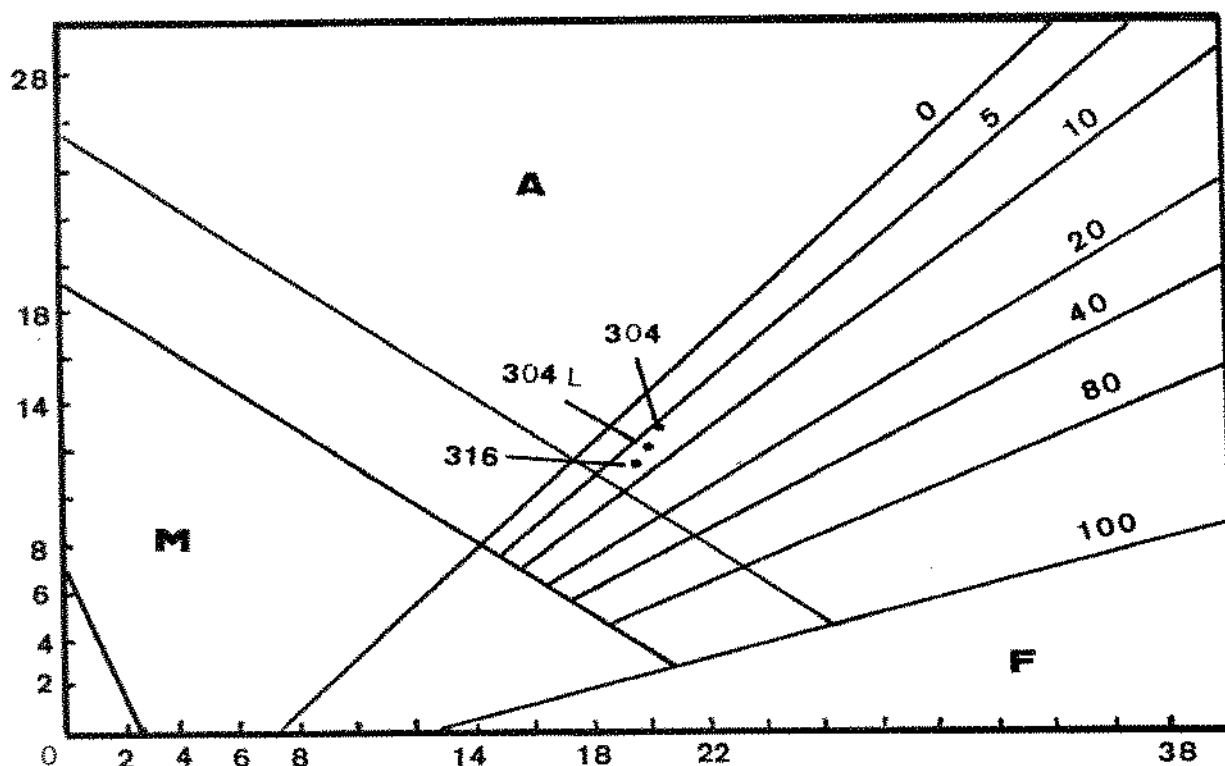


Figura 24 : " Diagrama de Schaeffler "

MATERIAL	% FERRITA DELTA
3 0 4	5
3 0 4 L	6
3 1 6	7

Tabela XI : Porcentagem de ferrita delta segundo
o " Diagrama de Schaeffler "

Portanto , em função da tabela XI , o teor de ferrita delta no cordão de solda , previsto através do Diagrama de Schaeffler , foi de 5 % para os aços inox 304 , de 6% para o 304 L e de 7% para o 316. Esses valores serão comparados posteriormente, com os valores de ferrita delta obtidos através de metalografia quantitativa , sob diferentes taxas de resfriamentos.

4.2.2 - Análise por Difração de Raio X

Inicialmente , utilizou-se a técnica de difração por raio X em corpos de prova retirados das chapas de aço inox 304 , 304 L e 316 , antes da soldagem . Tal procedimento foi necessário para garantir que as microestruturas das chapas eram totalmente austenítica. Caso fosse comprovada a presença de ferrita delta nas chapas de inox , deveriam ser feitas certas considerações quanto ao teor de ferrita presente nos cordões de solda . Neste caso estaríamos soldando chapas de inox com uma microestrutura duplex

(austenita + ferrita) , e não uma microestrutura somente austenítica , como proposto inicialmente neste trabalho .

Com os resultados obtidos da difração por raio X nos 3 materiais , foi possível certificar-se de que não havia presença de ferrita delta no metal base , isto é , a estrutura das chapas de aço inox 304 , 304 L e 316 eram totalmente austenítica (Tabela XII). Desta forma podemos assegurar que os resultados obtidos para o teor de ferrita δ no cordão de solda são valores absolutos , isto é , toda ferrita delta foi formada durante o processo de soldagem .

metal base	Estrutura do Metal Base		
	ferrítica	austenítica	duplex
3 0 4		X	
3 0 4 L		X	
3 1 6		X	

Tabela XII : Estrutura do metal base dos aços inox 304 ,
304 L e 316 (Difração por Raio X)

Os espectros representativos , resultantes da difração de raio X , para os aços inox 304 , 304 L e 316 , antes da soldagem , são apresentados na figura 25, e mostram a presença da fase austenita e alguns carbonetos , sendo que a presença de ferrita delta não é verificada.

Posteriormente , foi feita difração por raio X no cordão de solda das chapas de aço inox 304 , 304 L e 316 . Tal procedimento foi realizado para se confirmar a formação de ferrita delta durante o processo de soldagem.

A tabela XIII mostra o tipo de estrutura do cordão de solda obtida através da difração de raio X nos 3 materiais , nas condições extremas e média de insumo de calor . Em função desses resultados pode-se observar que a estrutura no cordão de solda dos 3 materiais é totalmente duplex (austenita + ferrita).

Condições de Soldagem (Kj/mm)	Estrutura do cordão de solda		
	3 0 4	3 0 4 L	3 1 6
Calor Gerado (0,13 Kj/mm)	Duplex	Duplex	Duplex
Calor Gerado (0,29 Kj/mm)	Duplex	Duplex	Duplex
Calor Gerado (0,72 Kj/mm)	Duplex	Duplex	Duplex

Tabela XIII : Estrutura do metal da solda dos aços inox 304, 304 L e 316 nas condições extremas e média de insumo de calor (Difração por Raio X)

A figura 26 mostra os espectros representativos resultante da difração de raio X , para o cordão de solda dos aços inox 304 , 304 L e 316 . Através desses espectros percebe-se a presença de ferrita delta , além da austenita . Deve-se , no entanto , destacar que o limite de detecção da difratometria de raio X , para detecção de fases , é por volta de 3% em volume.

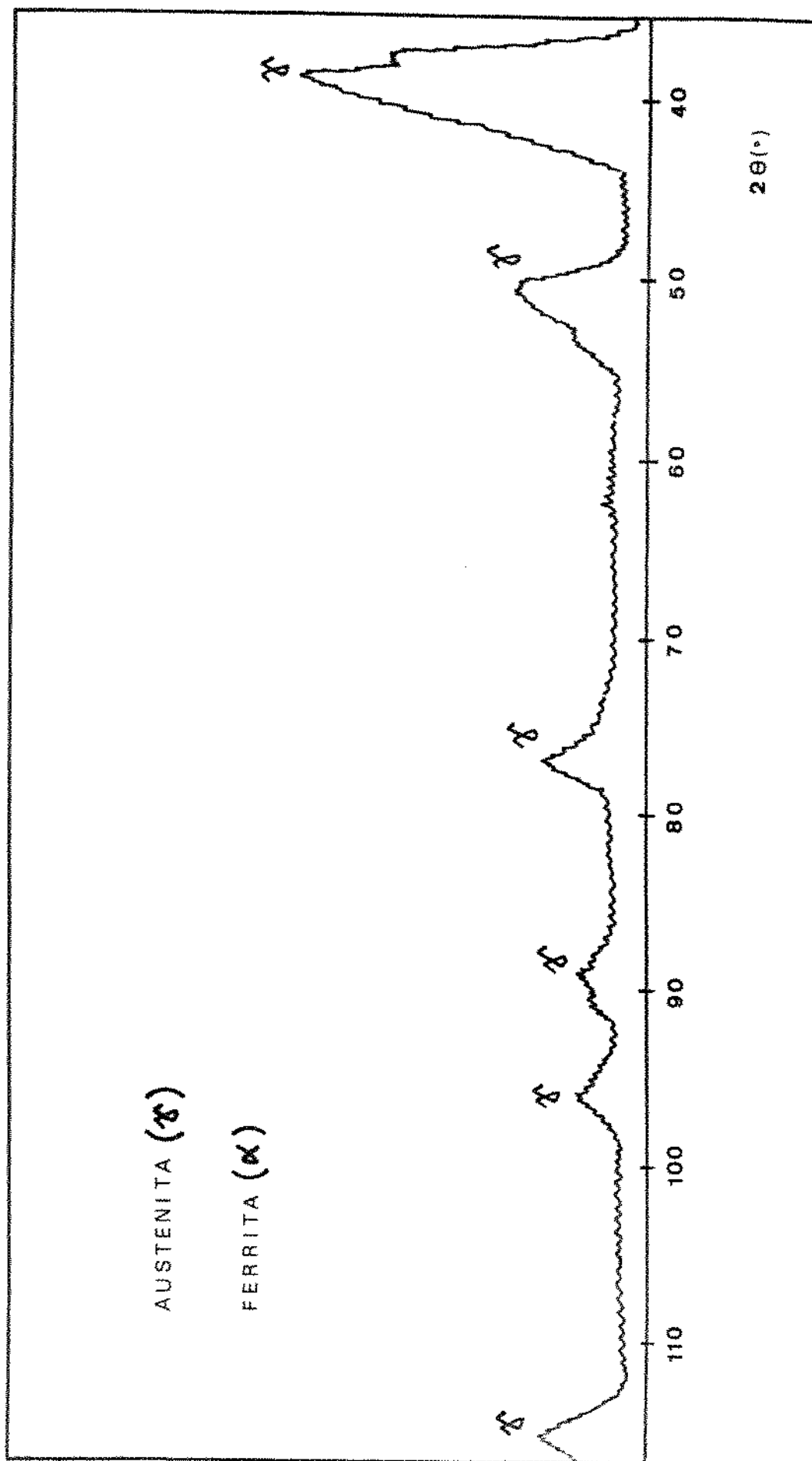


Figura 25 : Perfil da difração por raio X dos aços inox 304 ,
304 L e 316 (antes da soldagem)

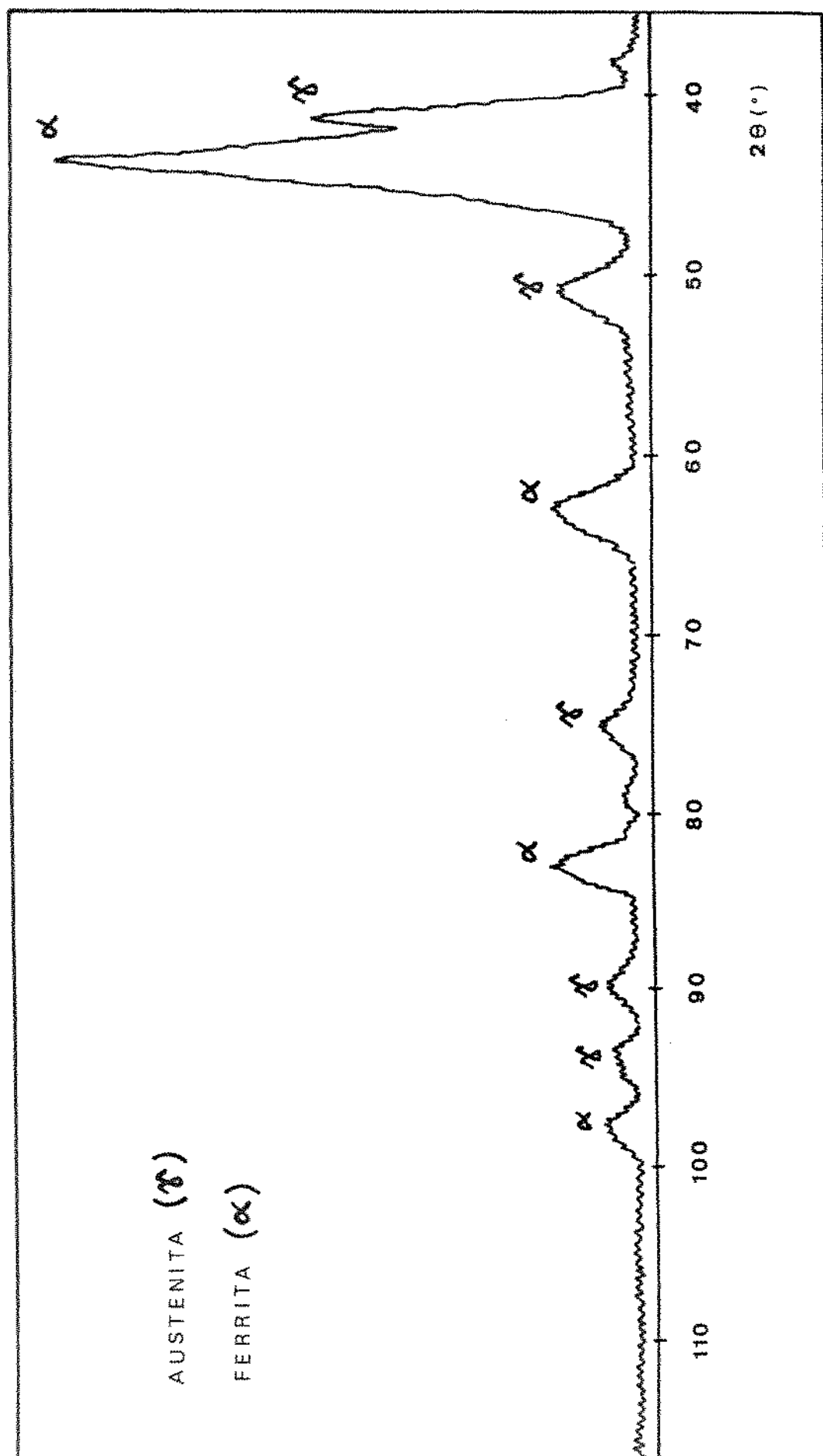


Figura 26 : Perfil de difração por Raio X do cordão de solda dos aços 304, 304 L e 316 .

Portanto, em função dos resultados obtidos através da difração por raio X , no Departamento de Física da UNICAMP , foi possível nos certificarmos de que os materiais utilizados na soldagem possuíam uma estrutura somente austenítica , e também de que todos os cordões de solda obtidos apresentavam uma estrutura duplex (austenita + ferrita).

4.2.3 - Medidas do Teor de Ferrita Delta através de Método Magnético

O primeiro método prático para se medir o teor de ferrita delta foi feito através de um medidor magnético.

A realização dessas medidas são bastante simples , pois elas são feitas diretamente sobre o cordão de solda , não havendo a necessidade de se fazer um corte transversal , constituindo-se portanto num método de análise não destrutivo. Inicialmente os cordões de solda foram jateados com microesferas de vidro para se retirar todas as impurezas da superfície do cordão , proporcionando desta maneira um bom contato do mesmo com o medidor magnético, o qual identifica o teor de ferrita delta (fase magnética) .

As medidas foram realizadas em 3 regiões distintas (M₁, M₂ e M₃) ao longo de cada cordão de solda , conforme mostra figura 27.

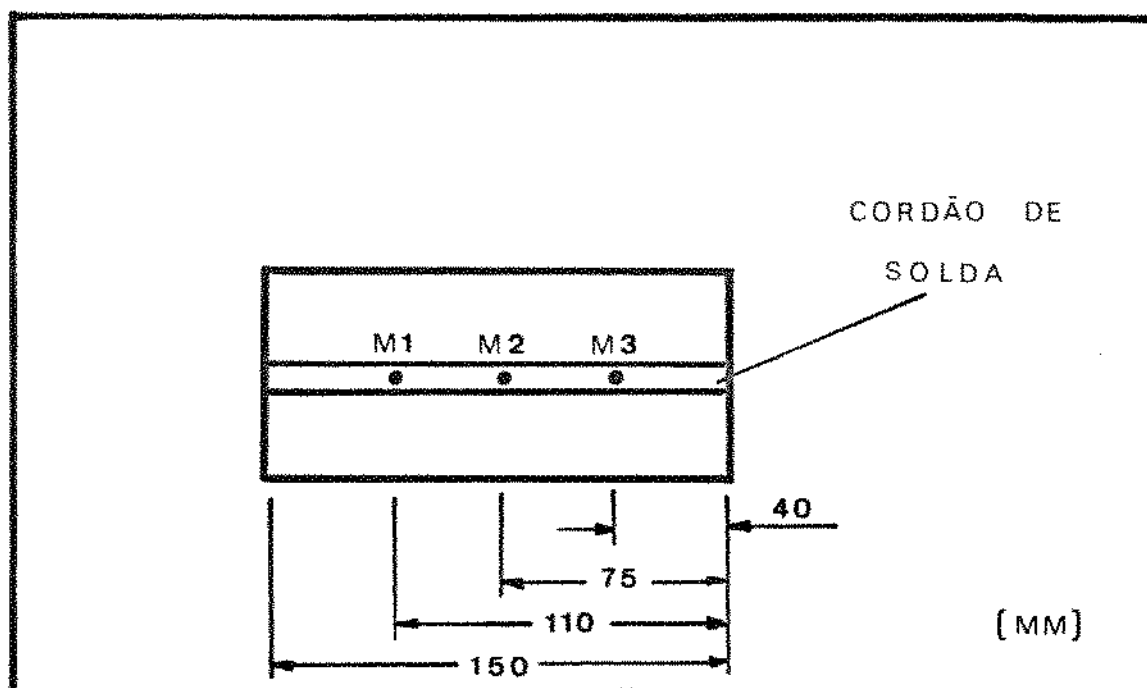


Figura 27 : Localização das medidas feita pelo método magnético ao longo do cordão de solda.

A tabela XIV mostra o valor médio das medidas obtidas com o método magnético, através do equipamento denominado "eucômetro".

Corrente (Amperes)	Velocid soldag mm/min	Tensão (volts)	TEOR DE FERRITA δ		
			304	304 L	316
80	100	10	4	5	5
	150	10	2	2	1
	200	10	0	1	1
	250	10	0	0	0
	300	10	0	0	0
120	100	10	8	8,5	7
	150	10	6	8	5,5
	200	10	2	5	3
	250	10	0	4	2
	300	10	0	1	0
150	100	10	9	10	7,5
	150	10	7,5	7,5	7
	200	10	5	7	5
	250	10	4	5,5	4
	300	10	3	5	3

Tabela XIV : Medidas do teor de ferrita delta através de método magnético

Segundo os resultados obtidos no método magnético , teríamos uma microestrutura duplex (austenita + ferrita) em condições de alto insumo de calor , passando para uma estrutura somente austenítica em condições de baixo insumo de calor ,isto é, nas condições estudadas teríamos uma transformação da estrutura de duplex para austenítica , à medida que o insumo de calor era diminuído.

Como os resultados obtidos na difração de raio X mostraram uma estrutura duplex para todas as condições estudadas, podemos dizer que o método magnético não é recomendado para se detectar baixos teores de ferrita δ , provavelmente em função da baixa intensidade do campo magnético gerado pela ferrita, ou pelo fato de que nas condições de baixo insumo de calor, o cordão de solda não apresenta uma penetração total da chapa, e desta forma existe sob o cordão de solda uma região austenítica, a qual atua como uma blindagem ao campo magnético. Portanto, podemos dizer que o uso do método magnético através do eucômetro, apresenta resultados satisfatório somente na presença de um cordão de solda com penetração total, pois nos cordões de solda analisados onde houve penetração total, os resultados foram bastante próximos dos obtidos pela técnica de metalografia quantitativa.

4.2.4 - Análise do Teor de Ferrita Delta através de Metalografia Quantitativa

Como citado anteriormente, no item 3.7.1, as análises através de metalografia quantitativa, foram realizadas em 3 regiões diferentes do cordão de solda. Para cada região foram tiradas fotografias, através das quais pode-se identificar a matriz austenítica com fases de ferrita delta distribuída, conforme mostra figura 28.

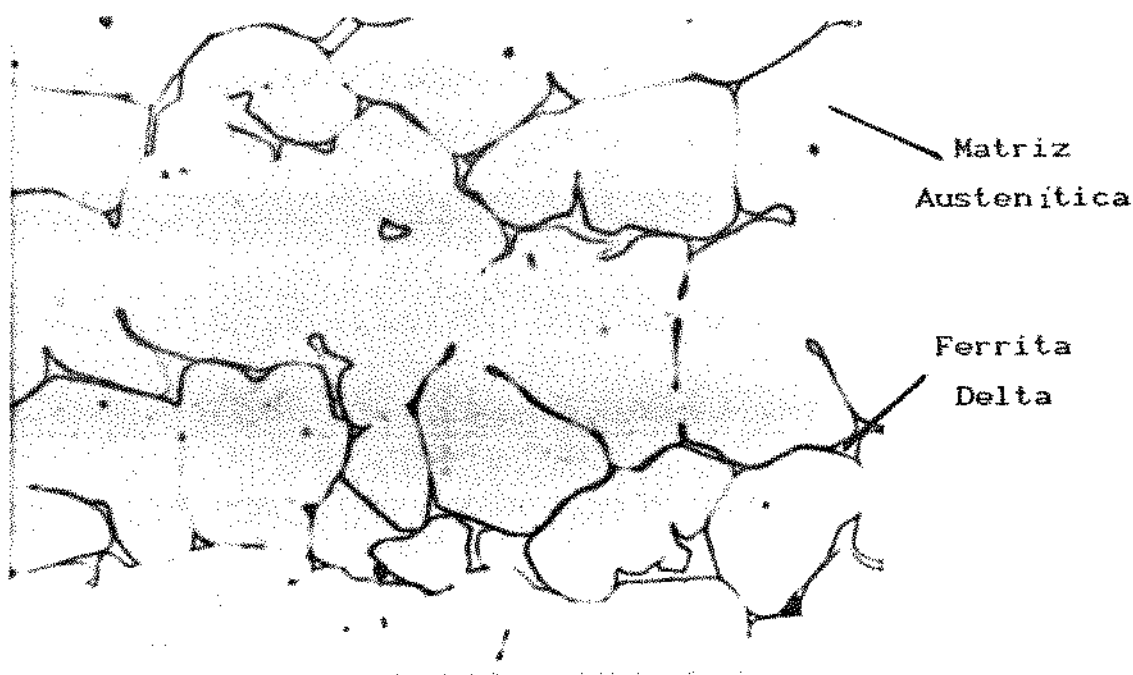


Figura 2B : Micrografia representativa do cordão de solda de um aço inox 304 , mostrando a matriz austenítica com ilhas de ferrita delta (800 X)

Segundo a norma A S T M - E 562 , escolheu-se uma grade de 49 pontos para se realizar a contagem das fases , sendo que essa grade foi colocada sobre cada foto em 30 posições diferentes . Para cada posição obtem-se o número de pontos incidentes na fase ferrita (P_i) ,posteriormente calcula-se o valor de $\bar{P}_p$ que é a média aritmética dos pontos que incidem na fase ferrita .

A figura 29 , mostra a disposição da grade sobre a microestrutura fotografada.

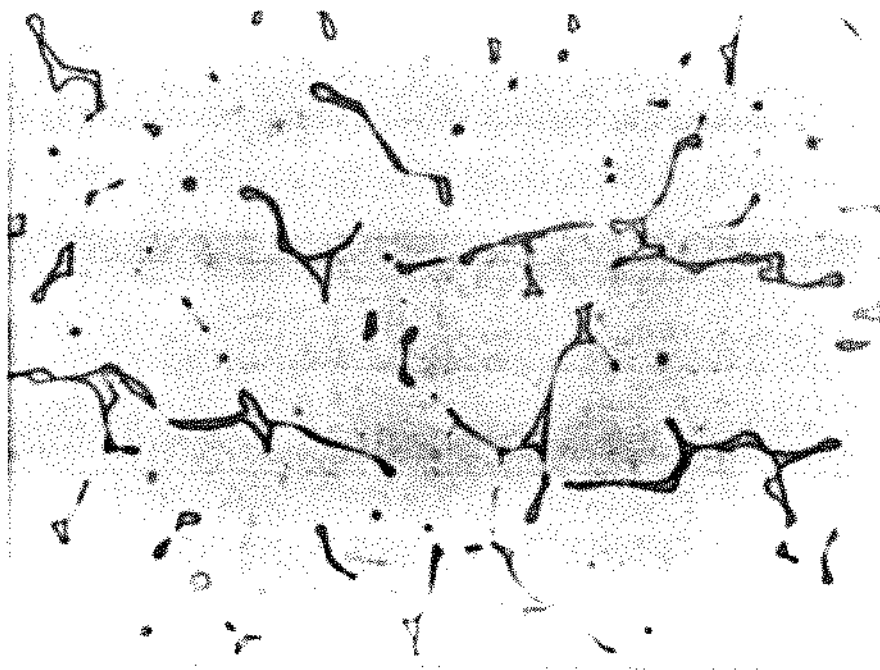


Figura 29 : Exemplo de colocação da grade (49 pontos) sobre a microestrutura do cordão de solda (800 X)

Os resultados obtidos na análise metalográfica quantitativa, para os materiais 304 , 304 L e 316 , são mostrados na tabela XV:

Corrente (Amperes)	Velocidade de Soldagem (mm/min)	Tensão (Volts)	TEOR DE FERRITA DELTA (% PESO)		
			3 0 4	3 0 4 L	3 1 6
8 0	100	10	8,0 $\pm$ 0,9	8,5 $\pm$ 0,7	8,8 $\pm$ 0,8
	150	10	6,6 $\pm$ 0,6	7,8 $\pm$ 0,7	7,9 $\pm$ 0,6
	200	10	6,1 $\pm$ 0,5	7,1 $\pm$ 0,6	7,3 $\pm$ 0,7
	250	10	5,7 $\pm$ 0,6	6,7 $\pm$ 0,5	6,9 $\pm$ 0,4
	300	10	5,1 $\pm$ 0,4	6,4 $\pm$ 0,3	6,6 $\pm$ 0,4
1 2 0	100	10	8,8 $\pm$ 0,9	8,9 $\pm$ 1,0	9,1 $\pm$ 1,1
	150	10	8,2 $\pm$ 1,0	8,2 $\pm$ 1,1	9,0 $\pm$ 1,2
	200	10	7,1 $\pm$ 0,9	7,4 $\pm$ 0,9	7,9 $\pm$ 1,0
	250	10	6,1 $\pm$ 0,8	6,8 $\pm$ 0,7	7,2 $\pm$ 0,8
	300	10	5,2 $\pm$ 0,6	5,9 $\pm$ 0,7	6,9 $\pm$ 0,8
1 5 0	100	10	9,6 $\pm$ 1,2	9,8 $\pm$ 1,0	9,6 $\pm$ 0,9
	150	10	8,9 $\pm$ 0,9	9,2 $\pm$ 1,0	9,2 $\pm$ 1,0
	200	10	7,5 $\pm$ 0,8	7,8 $\pm$ 0,9	8,3 $\pm$ 0,9
	250	10	6,3 $\pm$ 0,9	7,1 $\pm$ 0,8	7,8 $\pm$ 0,7
	300	10	5,6 $\pm$ 0,7	7,0 $\pm$ 0,8	7,2 $\pm$ 0,8

Tabela XV : Medidas do teor de ferrita delta através de metalografia quantitativa (% em peso)

De acordo com os resultados apresentados na tabela XV , para os aços 304 , 304 L e 316 , nota-se que o teor de ferrita aumenta com o aumento do insumo de calor , isto é , com a consequente redução da taxa de resfriamento. Dessa forma podemos dizer que , à medida que trabalhamos com processos de alto aporte térmico , portanto baixa taxa de resfriamento , teremos aumento do teor de ferrita delta no cordão de solda .

Como os aços inox 304 , 304 L e 316 apresentam um valor para a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} maior do que 1,48 , podemos dizer que eles solidificam-se no modo Ferrítico - Austenítico, isto é , a

fase de solidificação primária é a ferrita , sendo que a formação da austenita ocorre a partir do líquido remanescente entre a ferrita solidificada.

De acordo com esse modo de solidificação , À medida que se aumenta a taxa de resfriamento , ocorre um aumento da quantidade de ferrita delta na microestrutura , pois a transformação no estado sólido de ferrita para austenita é retardada , resultando dessa forma numa maior quantidade de ferrita na microestrutura final [8 e 9].Nossos resultados mostraram exatamente o contrário , isto é ,com o aumento da taxa de resfriamento ocorreu uma redução do teor de ferrita delta.

Segundo DAVID e DASGUPTA [15] , o que acontece na realidade é uma inversão do modo de solidificação , isto é , como a soldagem é um processo que apresenta alta velocidade de resfriamento , materiais como os aços inoxidáveis austeníticos 304, 304 L e 316 , que solidificam-se no modo Ferrítico - Austenítico (modo B), passam a solidificar-se no modo Austenítico-Ferrítico (modo A) , tendo portanto a austenita como fase primária , sendo que a ferrita é formada a partir do líquido retido entre a austenita . De acordo com o modo de solidificação A , com o aumento da taxa de resfriamento ocorre uma redução dos elementos ferritizantes segregados para o líquido , oque diminui o teor de ferrita delta , concordando com os resultados obtidos em nossos experimentos .

Para uma melhor visualização da variação do teor de ferrita delta no cordão de solda , foram plotados para o aço inox 304 dois gráficos . O primeiro gráfico mostra a variação da ferrita em

função do calor gerado no processo , e o segundo gráfico mostra a variação da ferrita em função da taxa de resfriamento (figuras 30 e 31) As variações dos teores de ferrita delta para os aços 304 L e 316 , podem ser verificadas através das figuras 32 e 33 .

Os aços inox 304 , 304 L 316 embora apresentando um valor para a relação Cr_{eq} / Ni_{eq} maior do que 1,48 (calculado no item 4.2.1), podemos dizer que eles solidificam-se no modo Austenítico - Ferrítico , isto é , a austenita é a fase de solidificação primária , e toda ferrita é formada a partir do líquido remanescente nos contornos da austenita . Dessa forma , um aumento da taxa de resfriamento durante a soldagem desses aços , causa uma redução no teor de ferrita delta , pois a quantidade de elementos ferritizantes no líquido remanescente entre as dendritas é reduzida .

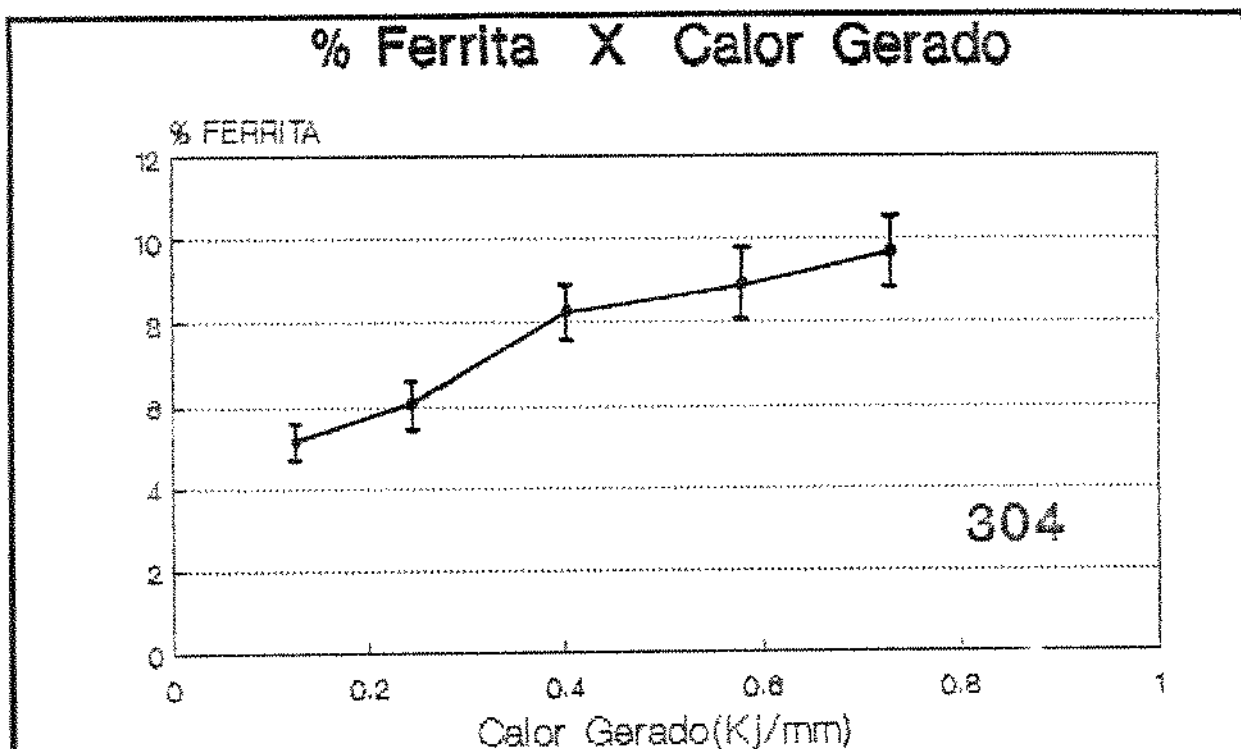


Figura 30 : Variação do teor de ferrita em função do calor gerado no processo para o aço ino 304

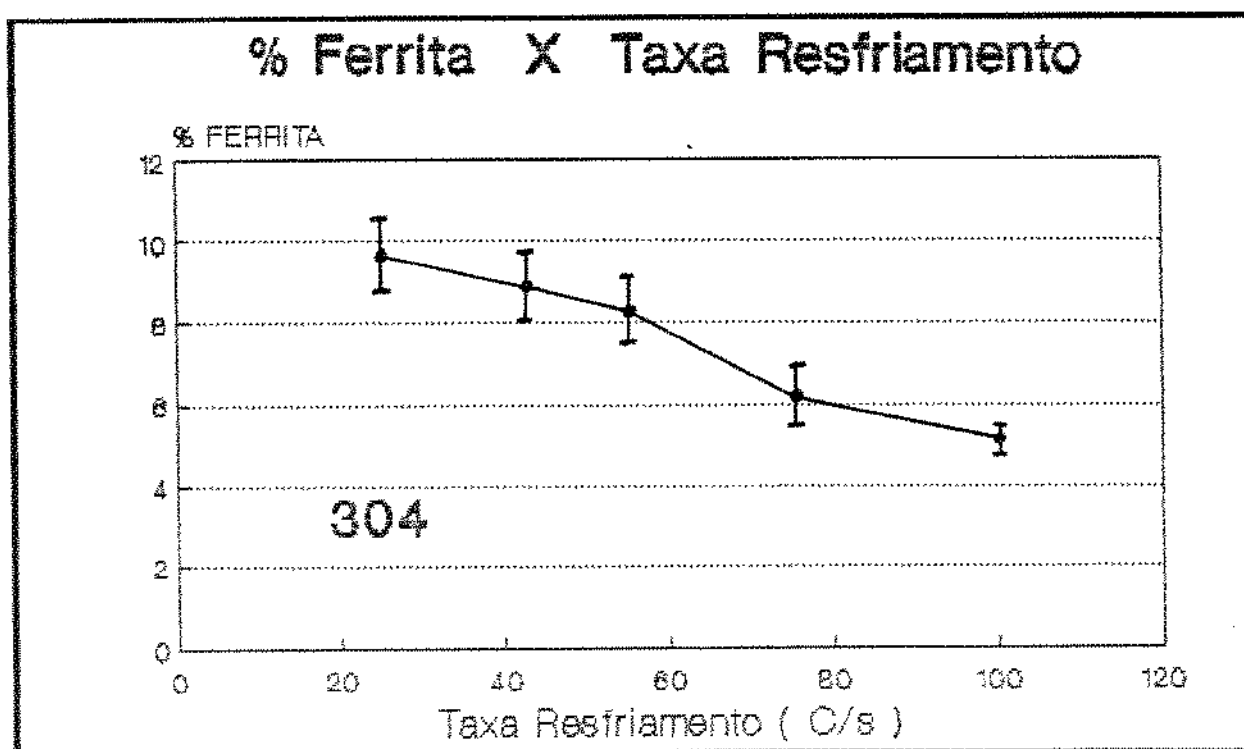


Figura 31: Variação do teor de ferrita em função da taxa de resfriamento para o aço inox 304.

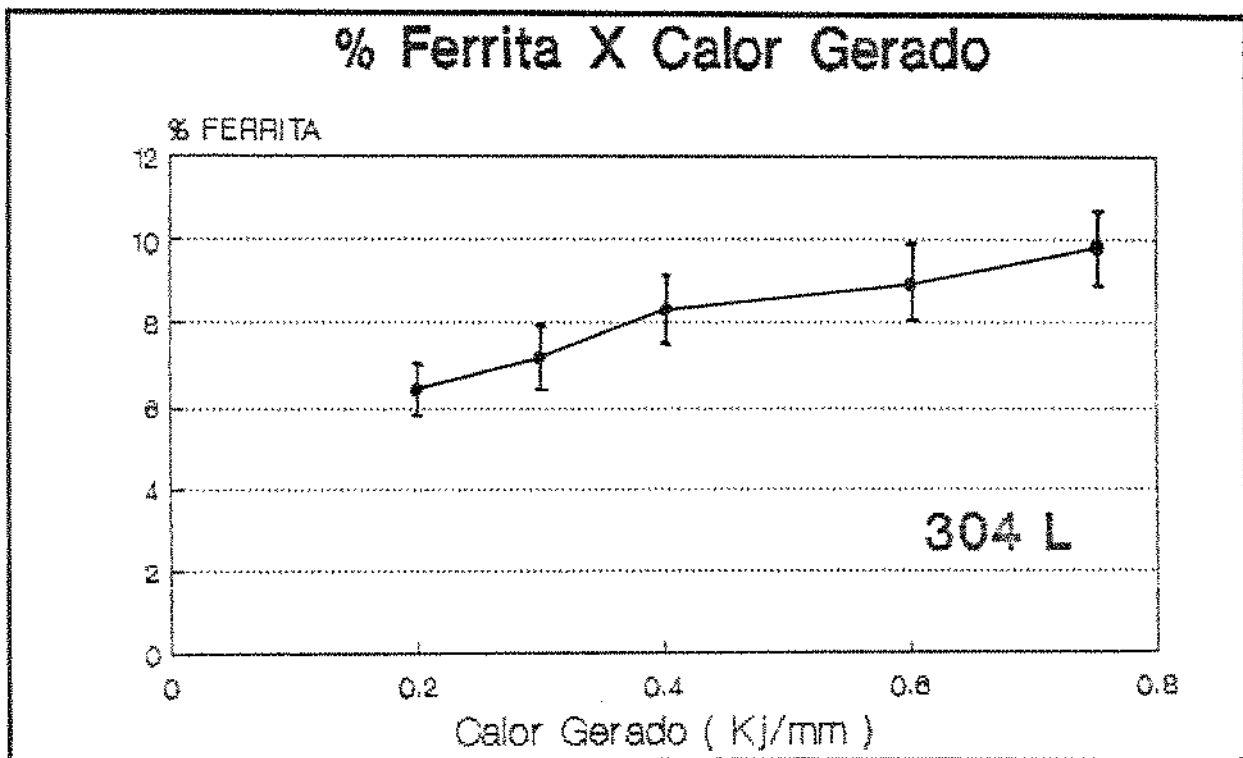


Figura 32 a : Variação do teor de ferrita delta para o aço inox 304 L em função do calor gerado no processo

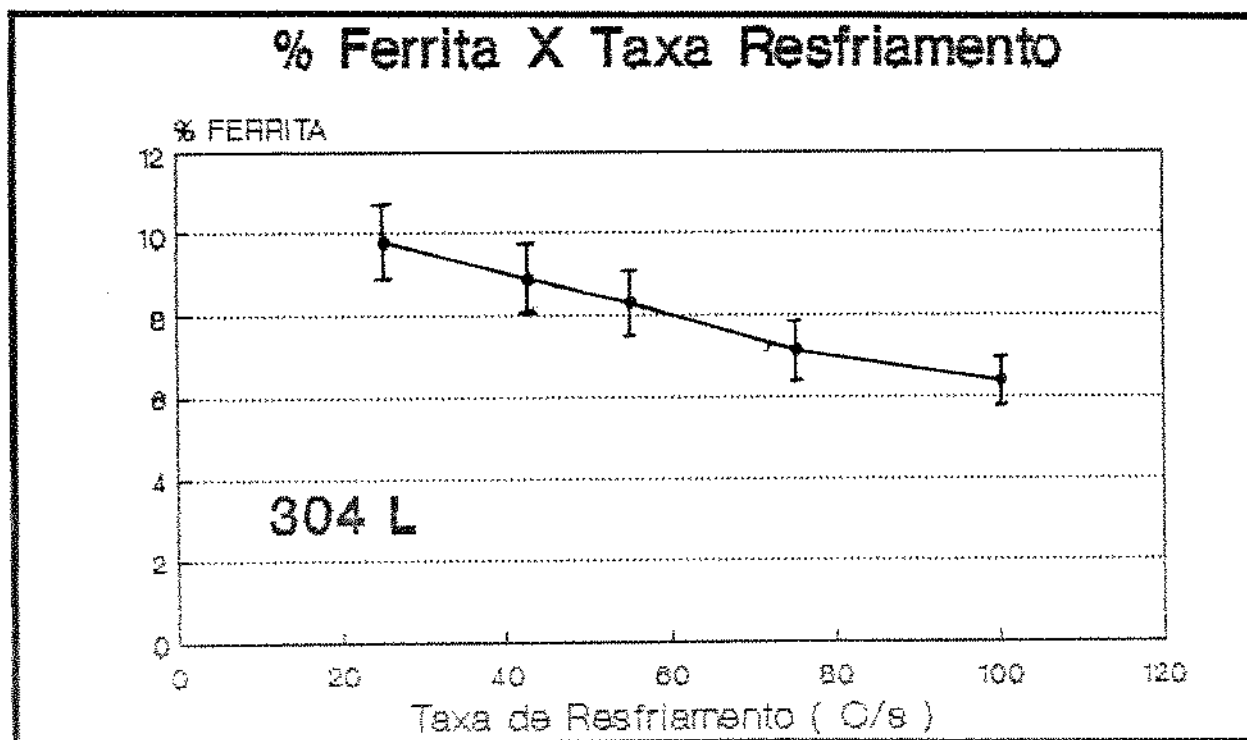


Figura 32 b : Variação do teor de ferrita delta para o aço inox 304 L em função da taxa de resfriamento

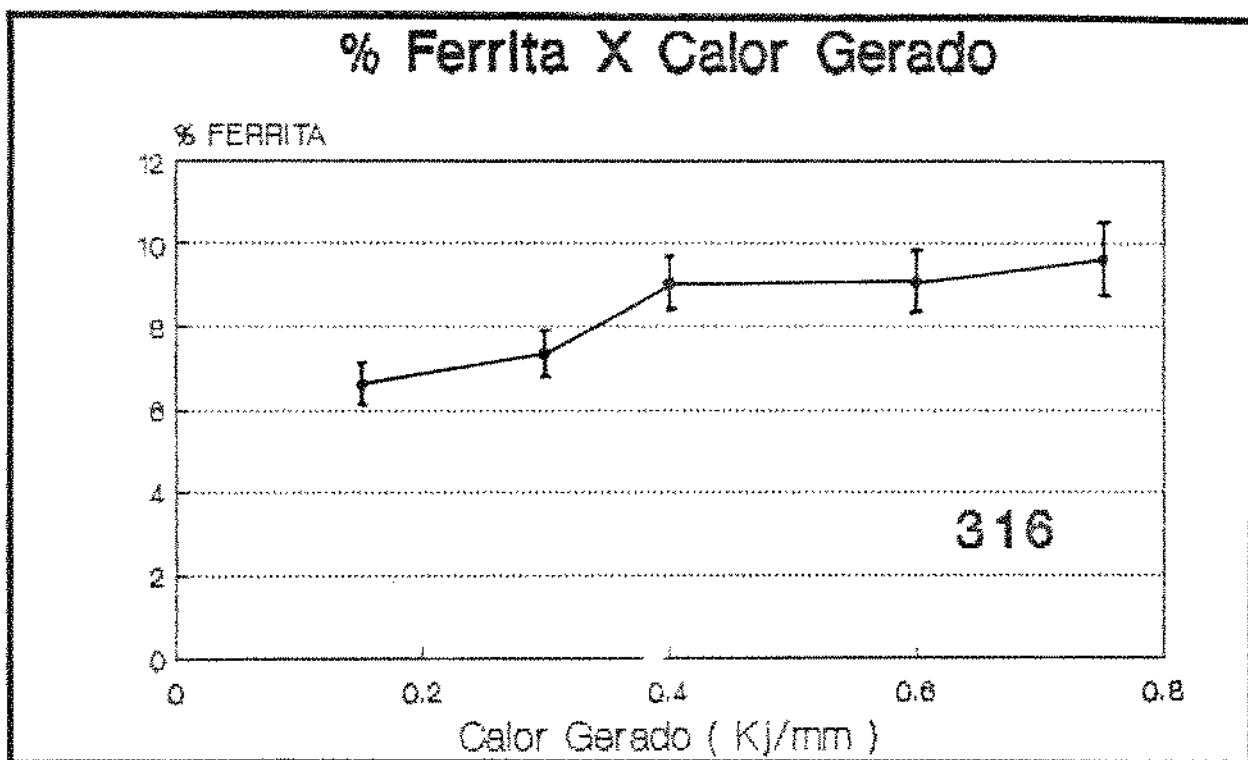


Figura 33 a : Variação da teor de ferrita delta para o aço inox 316 em função do calor gerado no processo

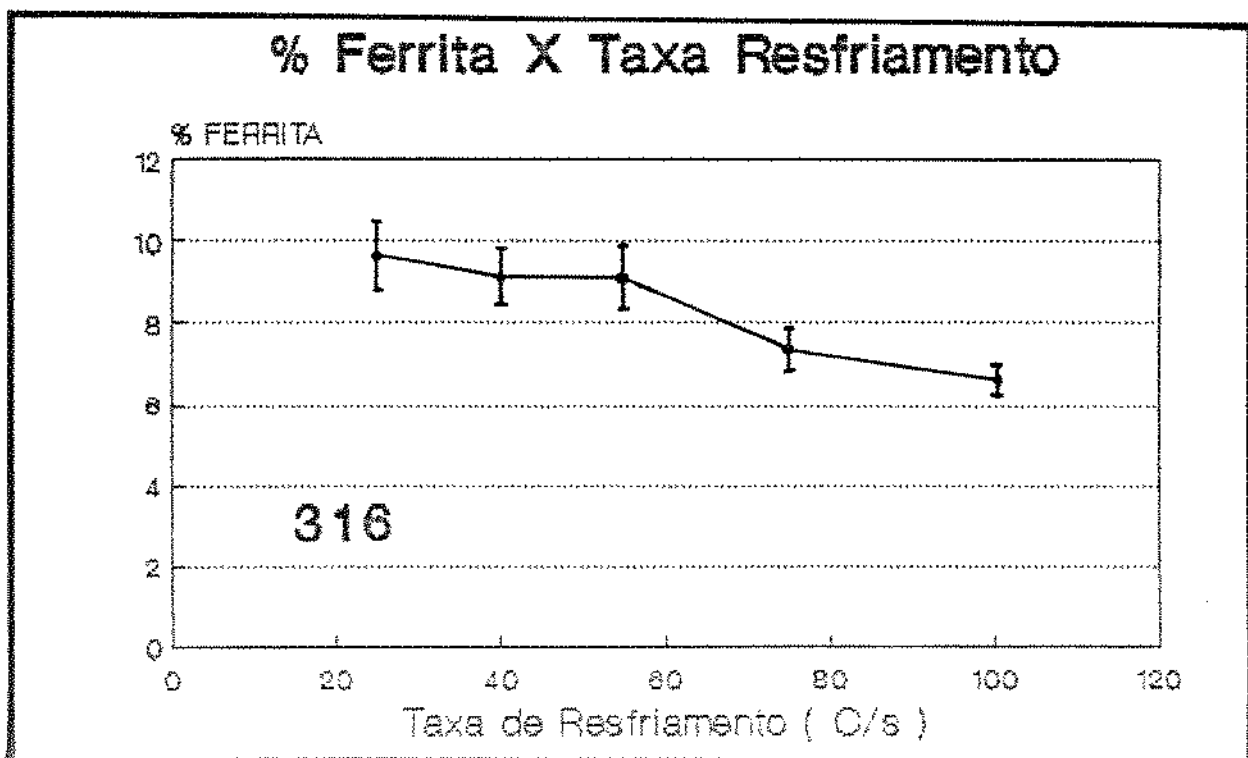


Figura 33 b : Variação do teor de ferrita delta para o aço inox 316 em função da taxa de resfriamento

Alem da variação do teor de ferrita delta no cordão de solda, em função das diferentes taxas de resfriamento , observou-se também uma variação na morfologia da ferrita . As micrografias dos cordões de solda obtidos com baixa taxa de resfriamento (alto insumo de calor) apresentaram ilhas de ferrita delta de grandes dimensões , ao passo que , as micrografias dos cordões de solda obtidos com alta taxa de resfriamento (baixo insumo de calor) , apresentaram ferritas delta muito fina e distribuida numa morfologia totalmente vermicular . Esses resultados foram observados para os aços inox 304 , 304 L e 316 .

A figura 34 mostra a variação da morfologia da ferrita delta, para o aço inox 304 , em função da taxa de resfriamento .

microestrutura ferrita X taxa resfr.

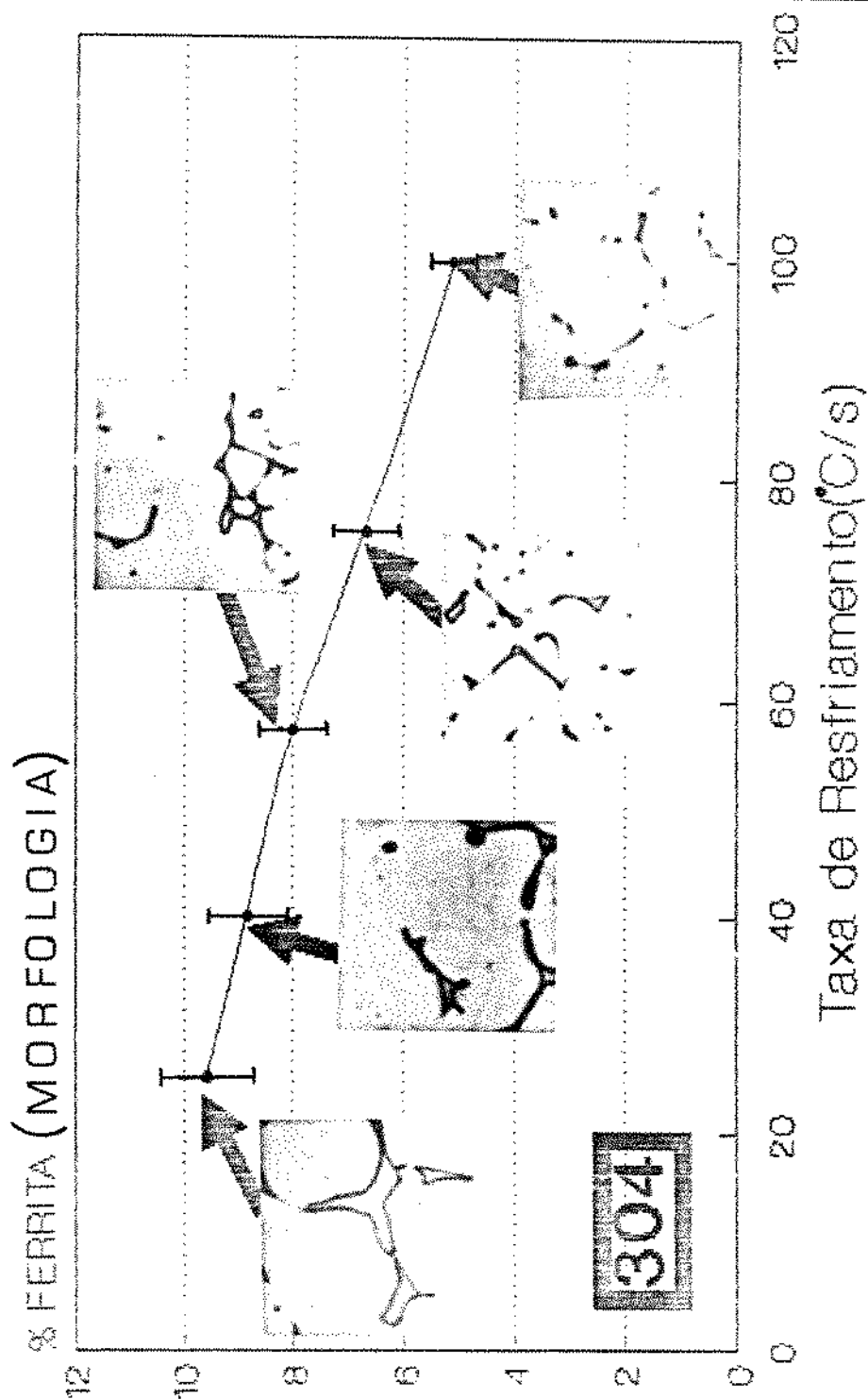


Figura 34 : Variação do teor de ferrita delta em função da taxa de resfriamento

Segundo Bower e Plaskett [46 , 47] , este fenômeno deve-se à função da taxa de resfriamento em governar o espaço dendrítico da estrutura solidificada, isto é , quanto maior a taxa de resfriamento , menor é o espaçamento entre os braços dendríticos .

A figura 35 , mostra de maneira esquemática os estágios de crescimento de uma dendrita durante a solidificação. Como pode ser visto , os braços de dendritas grande , crescem à custa dos pequenos , à medida que o processo de solidificação continua. Como as dendritas com ramificações pequenas possuem uma maior área de superfície por unidade de volume , então a energia superficial total do sistema em solidificação pode ser reduzida com o crescimento dos braços dendríticos grande ao invés dos pequenos. Portanto , quanto menor a taxa de resfriamento durante a solidificação, maior será o tempo para que esse mecanismo ocorra, resultando em espaçamento de braços dendríticos com grandes dimensões. Este fenômeno é chamado de " coarsening effect ".

O efeito do gradiente térmico na microestrutura de solidificação é mostrado na figura 36. Através dessa figura pode ser observado que à medida que se desloca para as curvas de maior taxa de resfriamento (GR) , obtem-se uma estrutura mais refinada.

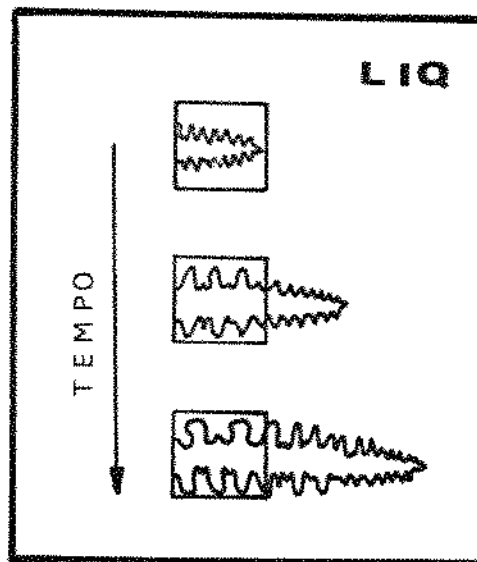


Figura 35: Desenho esquemático do crescimento das dendritas nos vários estágios de solidificação

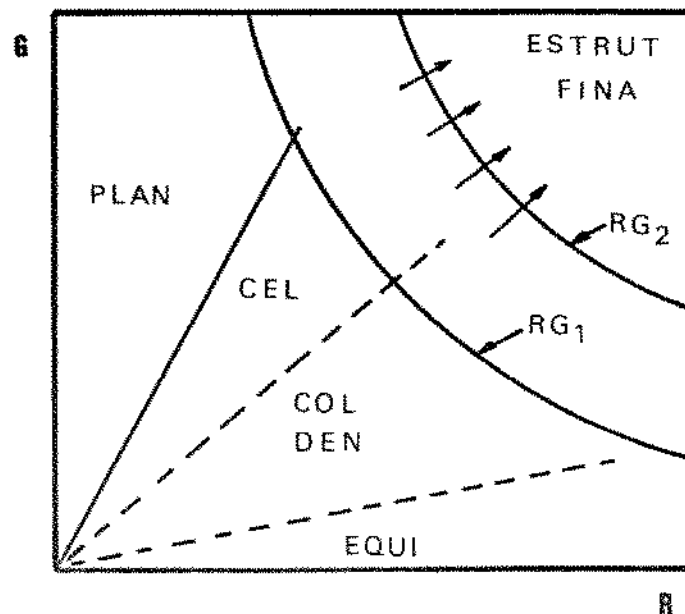


Figura 36: Representação esquemática dos efeitos da taxa de resfriamento (GR) na microestrutura

4.2.5 - Influência da taxa de resfriamento no " Diagrama de Schaeffler "

Como citado anteriormente no item 4.2.1 , o Diagrama de Schaeffler é baseado somente na composição química do metal base , não considerando a velocidade de resfriamento imposta ao cordão de solda .

Sabe-se que a taxa de resfriamento altera o modo de solidificação e a microestrutura final do cordão de solda , mas o ideal seria incorpora-la ao Diagrama de Schaeffler , pois assim tornaria possível fazer previsões do teor de ferrita delta com maior precisão .

Os aços inoxidáveis austeníticos , tipo 304 , 304 L e 316 , estudados neste trabalho , apresentaram respectivamente um cordão de solda com 5 , 6 e 7 % de ferrita delta , segundo o Diagrama de Schaeffler convencional. Estes valores foram calculados anteriormente no item 4.2.1 , e apresentados na tabela XI . A tabela XV , calculada no item 4.2.4. , mostra que o teor de ferrita delta varia em função das diferentes taxas de resfriamento.

Para uma melhor visualização das implicações da taxa de resfriamento no Diagrama de Schaeffler , representou-se na figura 37 , um setor do diagrama com o posicionamento dos materiais (304, 304 L e 316) calculado através das expressões do Cr_{eq} e Ni_{eq} (37.A), e nas condições de mínimo insumo de calor (37.B - Calor Gerado = 0,128 Kj/mm) , e máximo insumo de calor (37.C - Calor Gerado = 0,720 Kj/mm).

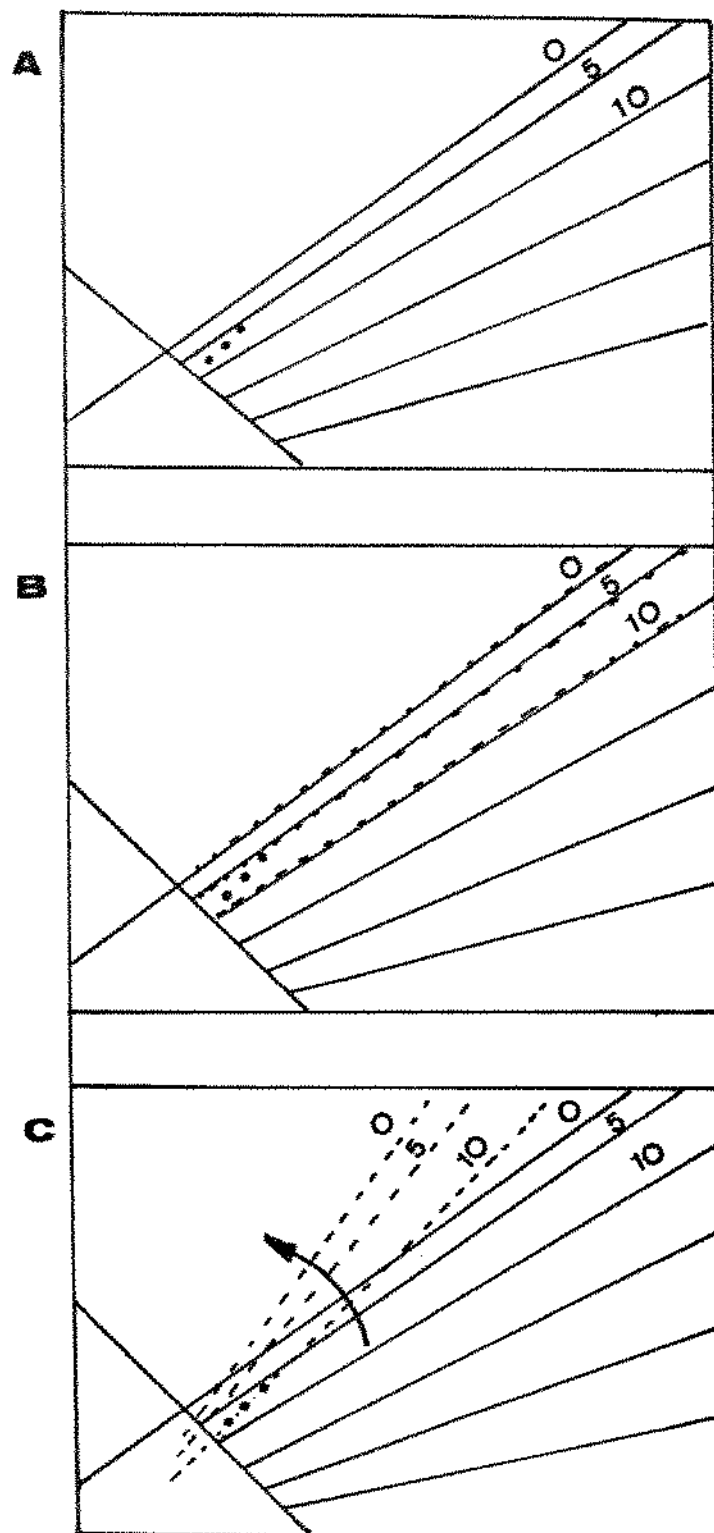


Figura 37: Secção do Diagrama de Schaeffler , mostrando a variação de posicionamento dos aços 304,304L e 316, para as condições de mínimo e máximo insumo de calor

Através da figura 37-b pode-se observar que o Diagrama de Schaeffler pode ser utilizado de maneira satisfatória nas condições de taxa de resfriamento elevada ($100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$), isto é , nestas condições o teor de ferrita obtido experimentalmente coincide com o teor obtido através do diagrama convencional. Taxas de resfriamento elevada aparecem em processos de baixo insumo de calor.

A figura 37-c mostra que para se utilizar corretamente o Diagrama de Schaeffler em condições de baixa taxa de resfriamento ($26\text{ }^{\circ}\text{C/s}$), e portanto processos com alto insumo de calor , deve existir um deslocamento angular no sentido anti-horário das linhas de ferrita constante de 0 , 5 e 10% . Portanto com o novo posicionamento das linhas , o diagrama fornece diretamente o valor de ferrita delta nessas condições .

Através dos nossos experimentos observamos que as variações da taxa de resfriamento, causam deslocamentos angulares das linhas de ferrita constante. O aumento do insumo de calor (redução da taxa de resfriamento) causa um deslocamento angular no sentido anti-horário , sendo que o ângulos desses deslocamentos é proporcional à taxa de resfriamento .

4.3 - Análise do teor de Cromo e Níquel nas fases (ferrita e austenita)

Avaliou-se o teor de cromo (Cr) e níquel (Ni) nas fases (ferrita e austenita) através de microanálise , com a finalidade de se verificar as variações nas concentrações desses elementos , nas respectivas fases , em função das diferentes taxas de resfriamento. Segundo DAVID [48] , existe uma variação dos teores de cromo , níquel e ferro da matriz austenítica em relação a ferrita.

O objetivo de se fazer essas microanálises , foi devido ao fato de que o cromo e o níquel são os elementos responsáveis pelas boas propriedades de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, logo é importante saber se o cordão de solda obtido após a soldagem ainda mantém as propriedades anti-corrosiva. O cromo é de fato , o elemento mais importante e quando mantido em altos teores (acima de 10 %), é o mais eficiente de todos os elementos de liga. O níquel segue ao cromo em importância , sua atuação faz-se sentir não só na melhora da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis , como igualmente no sentido de melhorar suas propriedades mecânicas . Essa influência é particularmente grande quando o teor de níquel é superior a 6 % .

Para cada material (304 , 304 L e 316) , escolheu-se 5 corpos de prova , os quais representavam as condições extremas e médias de insumo de calor , pois assim teríamos uma noção de como está variando o teor de Cr e Ni ao longo das condições estudadas. As 5 condições de insumo de calor foram mostradas anteriormente na

tabela VII (item 4.1.2).

Resultados obtidos com a microanálise quantitativa, para o aço inox 304 , nas condições extremas e média de insumo de calor, são mostrados nas figuras 38 , 39 e 40 .

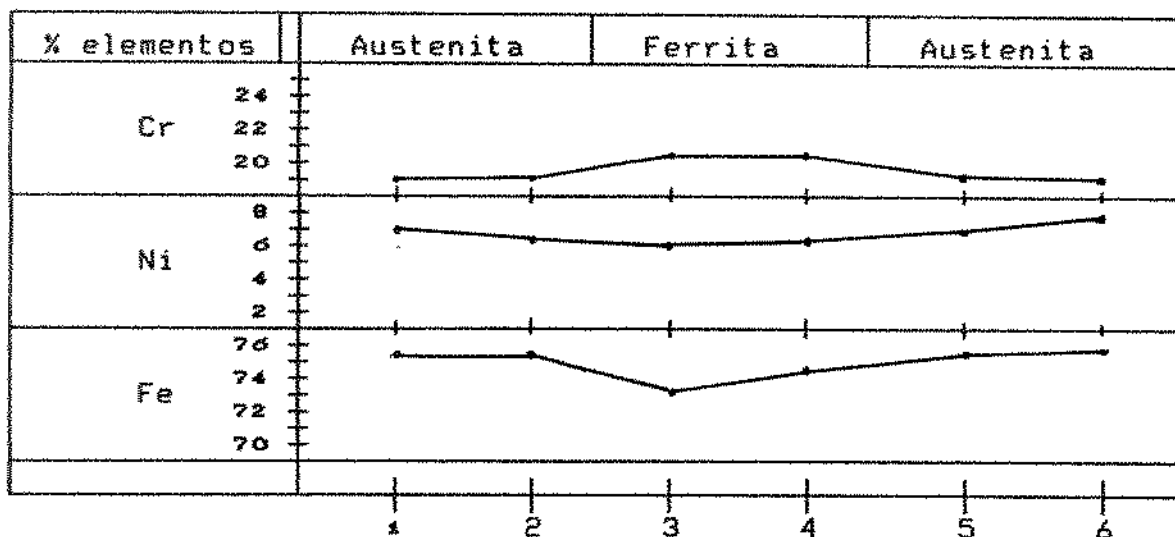


Figura 38 : Variação do teor de Cr , Ni e Fe , em condições de soldagem com baixo insumo de calor (Calor gerado = 0,128Kj/mm)

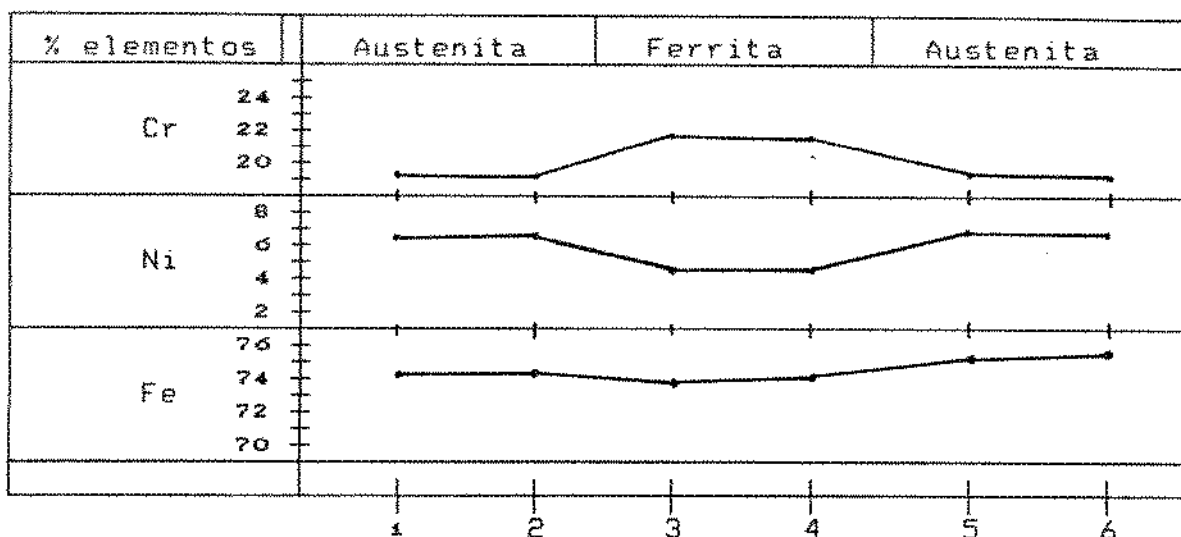


Figura 39 : Variação do teor de Cr , Ni e Fe , em condições de soldagem com médio insumo de calor (Calor gerado = 0,384Kj/mm)

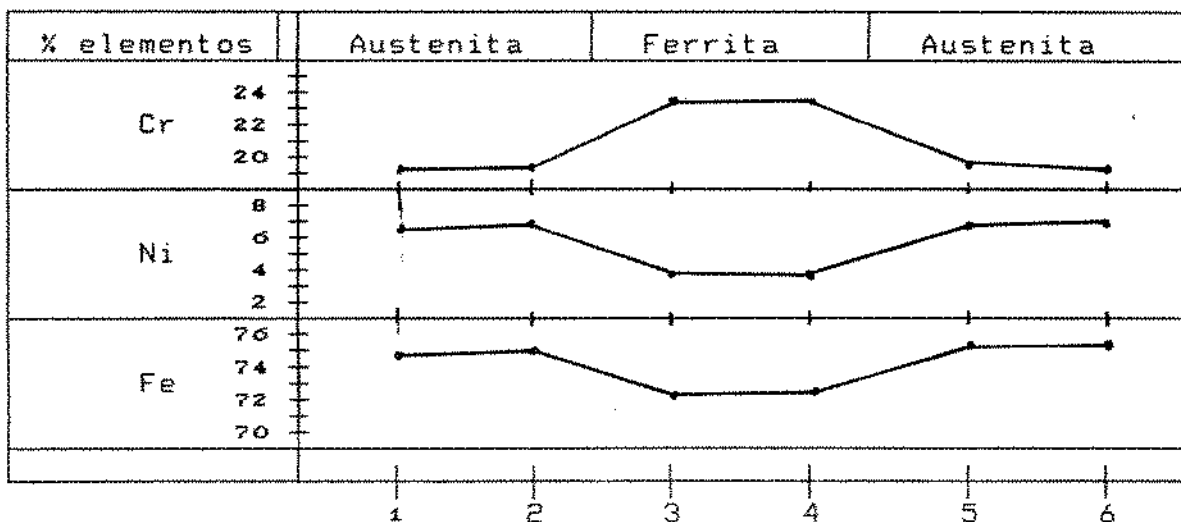


Figura 40 : Variação do teor de Cr ,Ni e Fe em condições de soldagem de alto insumo de calor (Calor gerado = 0,720Kj/mm)

Através dos resultados obtidos na microanálise pode-se observar que existe uma variação nos teores de Fe , Cr e Ni , da fase ferrita em relação à matriz austenítica , portanto podemos dizer que a taxa de resfriamento tem um efeito significativo tanto na quantidade de ferrita residual presente na estrutura duplex (austenita + ferrita) , quanto na composição da ferrita. Resultados semelhantes foram obtidos para os aços inoxidáveis austeníticos 304 L e 316.

Em relação aos dados obtidos para o Fe , pode-se observar que existe um pequeno aumento no seu teor da matriz em relação à ferrita , isto é , o teor de Fe na matriz está em média em torno de 75 % , ao passo que na ferrita δ seu teor é de aproximadamente 72 % . Comparando-se os teores de Fe na ferrita e na matriz, observa-se que essas diferenças causada pelas diferentes taxas de resfriamento, está situada em torno de 2 a 3%.

Analisando-se os teores de Ni , pode-se perceber que existe variações na sua concentração tanto da matriz para a ferrita , quanto ao longo das diferentes taxas de resfriamento. Considerando o aço inox 304 soldado com baixo insumo de calor (calor gerado = 0,128 Kj/mm), temos que o seu teor de Ni variou de 6% na ferrita δ para um teor de 7% na matriz , dando uma variação entre a ferrita e a matriz de 20% . Nas condições de médio insumo de calor (calor gerado = 0,288 Kj/mm) , a variação do teor de Ni é de 5% para 7% , portanto um aumento de 40% do seu valor , quando se passa da ferrita δ para a austenita. No caso do corpo de prova soldado com o maior insumo de calor (calor gerado =

0,720 Kj/mm), o teor de Ni variou de 4% para 7% , portanto um aumento de aproximadamente 70% .

A tabela XVI apresenta os resultados obtidos para os diferentes teores de Ni , da ferrita δ em relação à matriz , considerando-se os diferentes insumos de calor.

Calor Gerado (Kj / mm)	Taxa de resfriamento (°C / s)	TEOR DE NIQUEL (%)	
		Ferrita	Austenita
0,128	100	6,0	7
0,256	75	5,5	7
0,384	56	5,0	7
0,576	41	4,5	7
0,720	26	4,0	7

Tabela XVI : Variação do teor de Ni nas fases ferrita e austenita , em função dos diferentes insumos calor e taxas de resfriamento

Para uma melhor visualização dos resultados mostrados na tabela XVI , são apresentados de maneira gráfica nas figuras 41 e 42 as variações da concentração de Ni na fase ferrita δ em função do calor gerado no processo (Kj / mm) e da taxa de resfriamento(°C / s).

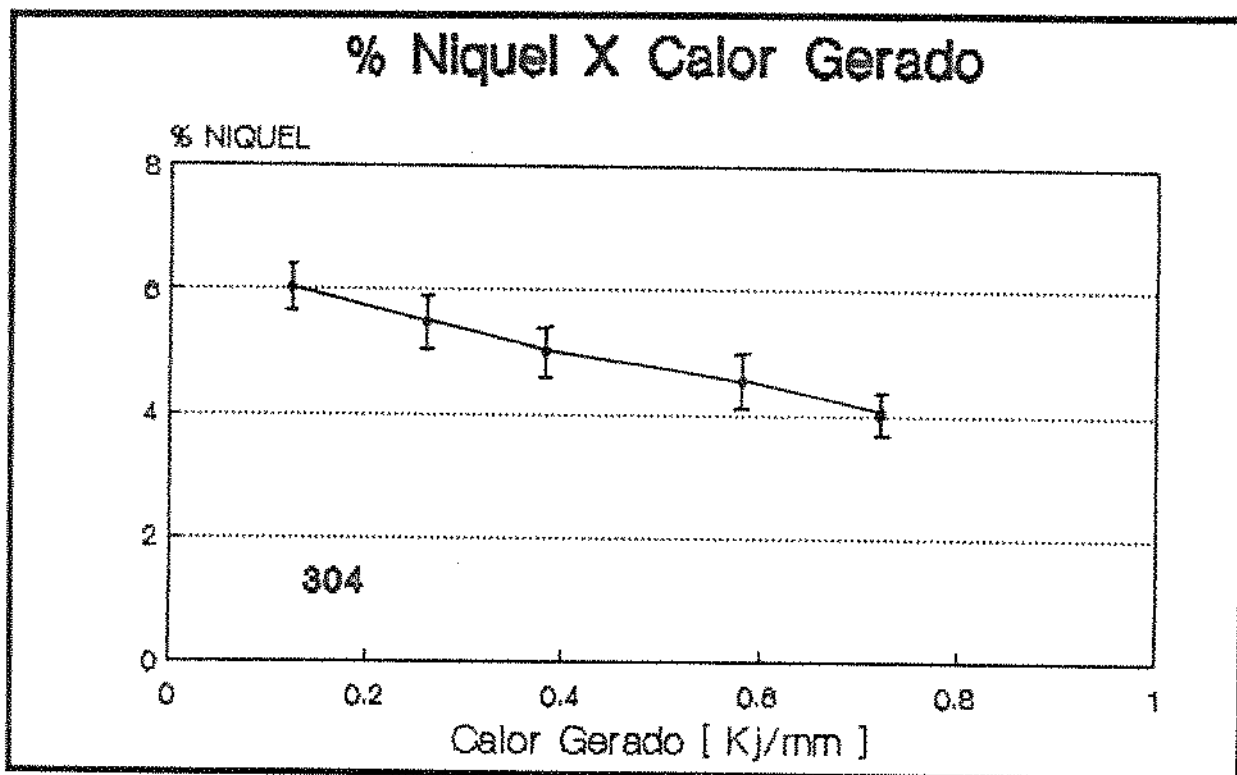


Figura 41 : Variação do teor de Ni em função do calor gerado no processo (Kj/mm)

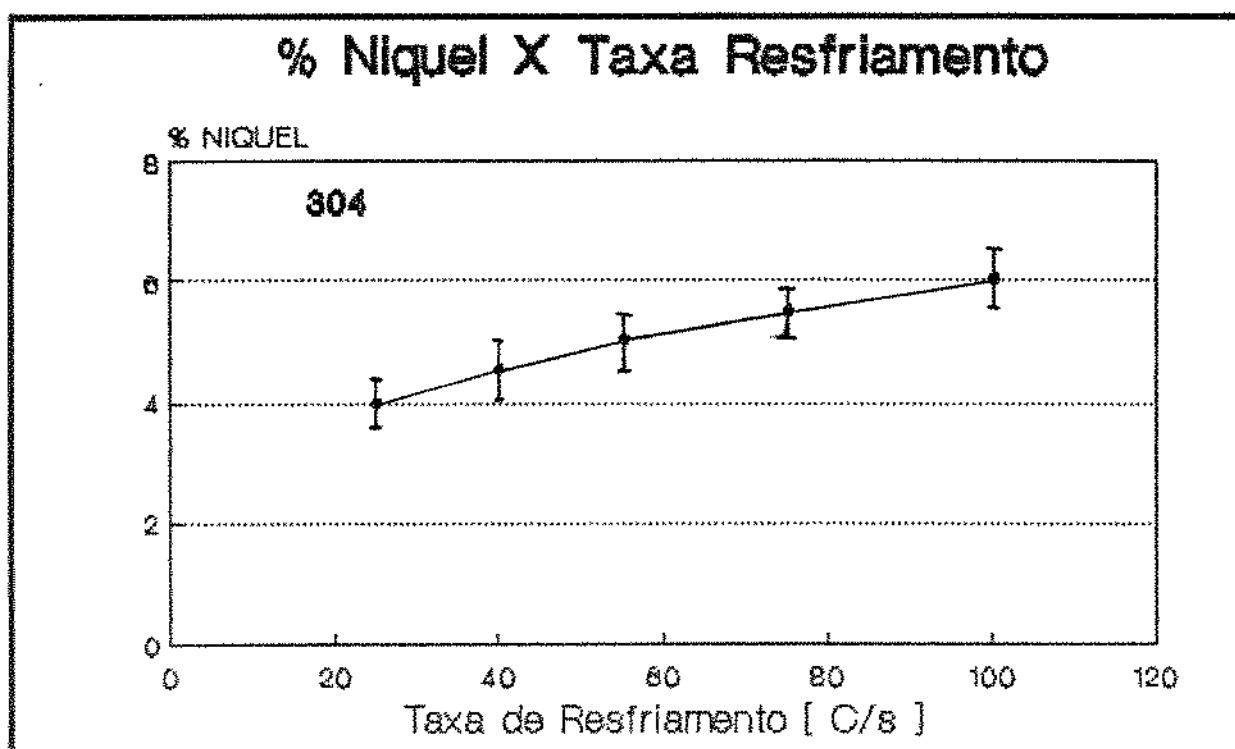


Figura 42 : Variação do teor de Ni em função da taxa de resfriamento

Em função dos resultados mostrados nas figuras 41 e 42 observa-se claramente o efeito da taxa de resfriamento no teor de Ni, isto é, existe um enriquecimento na concentração de Ni na fase ferrita, à medida que a taxa de resfriamento aumenta.

Em relação aos resultados obtidos para o Cr, verificou-se que o seu teor no cordão de solda dos 3 materiais (304, 304 L e 316) era sempre maior na ferrita do que na austenita.

Analisando as variações do teor de Cr para o aço 304, em relação aos diferentes insumos de calor, obteve-se os seguintes resultados (Tabela XVII) :

Calor gerado (Kj / mm)	Taxa de resfriamento (°C / s)	TEOR DE CROMO (%)	
		Ferrita	Austenita
0,128	100	21,0	19
0,256	75	21,5	19
0,384	56	22,0	19
0,576	41	23,0	19
0,720	26	24,0	19

Tabela XVII : Variação do teor de Cr nas fases ferrita e austenita, em função dos diferentes insumo de calor e taxa de resfriamento.

Através desta tabela pode-se observar que o teor de Cr na austenita para o aço inox 304 mantém-se praticamente constante (19 %) em função das diferentes taxas de resfriamento, ao passo que, na ferrita o teor de Cr variou de 21 a 24 % , portanto um aumento de 15% do seu valor ao longo da taxa de resfriamento

estudada. As figuras 43 e 44 mostram a variação do teor de Cr em função do insumo de calor e da taxa de resfriamento.

Em relação aos resultados obtidos nesse item, podemos dizer que o aumento da taxa de resfriamento causa variações significativas do teor de cromo e níquel somente na fase ferrita. Em relação ao teor de Ni, o que foi observado, foi justamente um aumento do seu valor com o aumento da taxa de resfriamento, logo não existe perda de propriedades. No caso do Cr, foi observado uma redução do seu teor com o aumento da taxa de resfriamento, logo podemos dizer que os processos de soldagem que propiciam altas taxas de resfriamento, resultarão em um cordão de solda com fases de ferrita delta com menor teor de Cr do que aquelas resultantes de processos convencionais. Portanto, existe uma perda de propriedades de características inoxidáveis na fase ferrita, com o aumento da taxa de resfriamento.

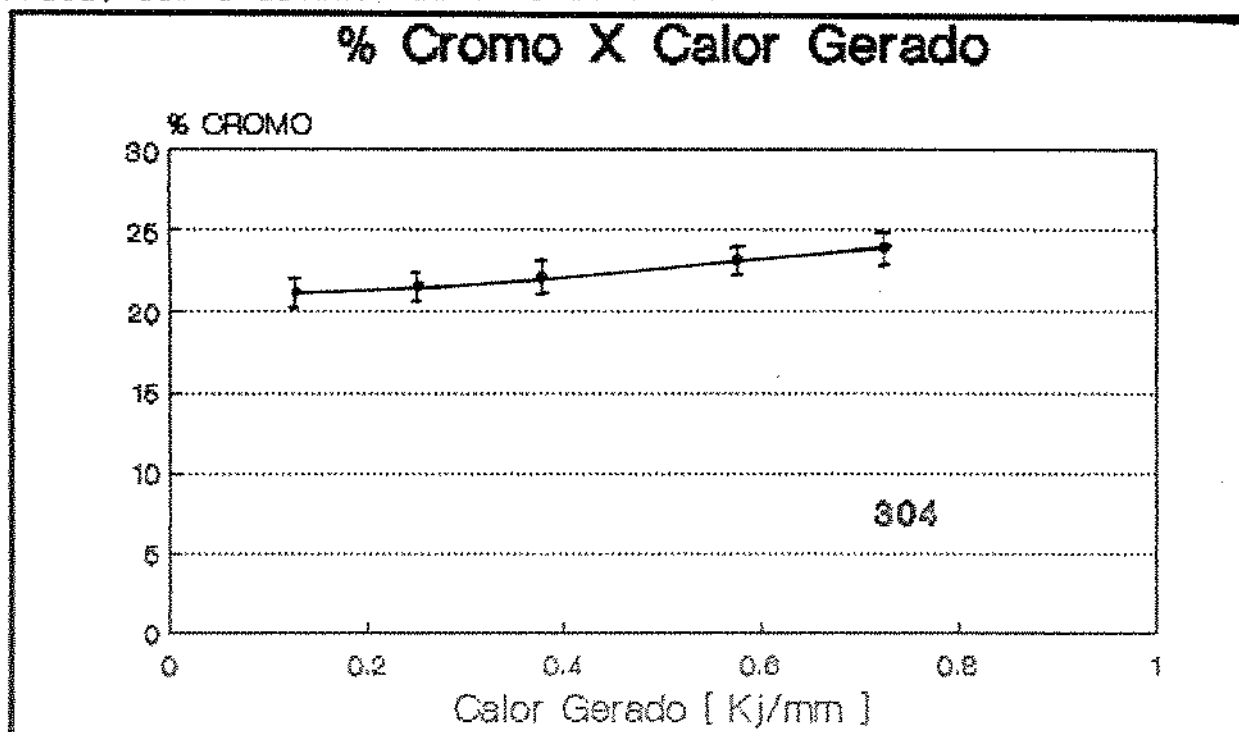


Figura 43 :Variação do teor de Cr em função do calor gerado

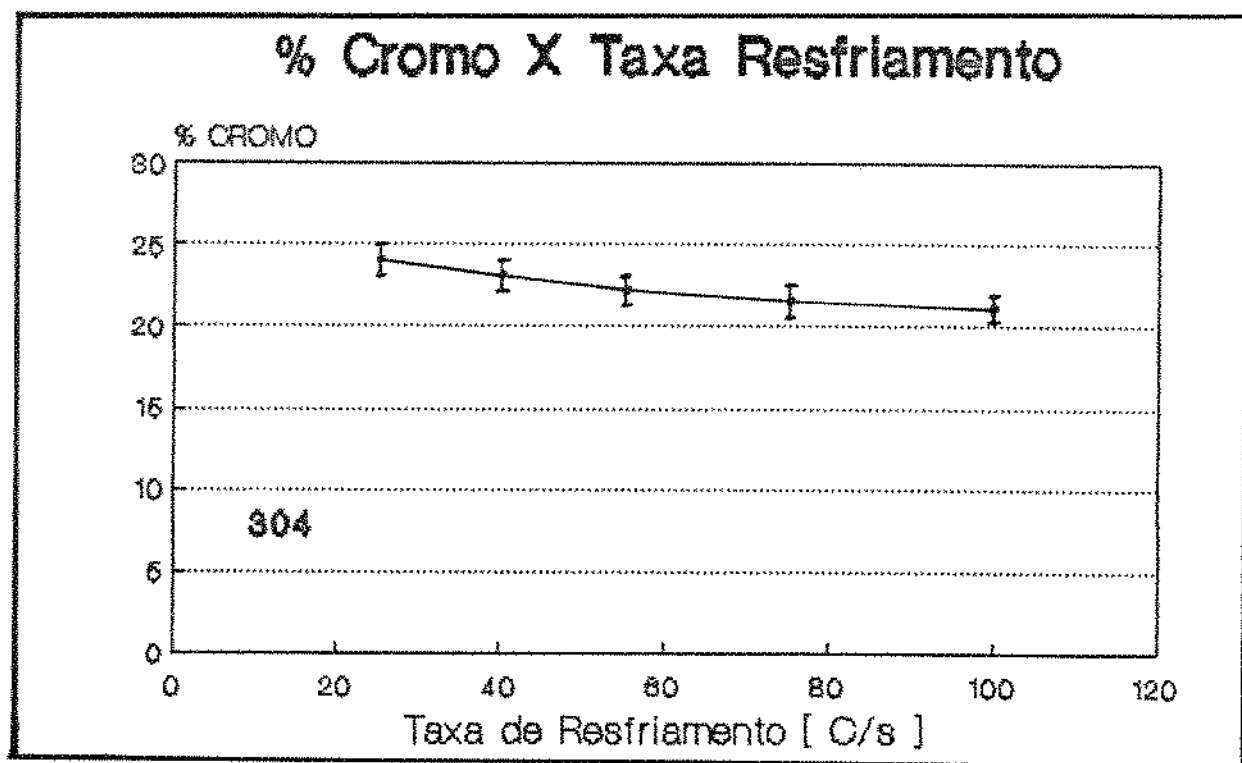


Figura 44 : Variação do teor de Cr em função da taxa de resfriamento.

V - CONCLUSÕES

1- O uso do Diagrama de Schaeffler , para se prever o teor de ferrita delta , apresenta resultados satisfatórios somente quando utilizado nas mesmas condições de insumo de calor na qual ele foi construído . No caso do processo SATG , ele apresenta melhores resultados em condições de alta taxa de resfriamento. Já para os demais processos devem-se tomar cuidado quando da sua utilização.

2 -Através de nossos experimentos observamos que as variações da taxa de resfriamento provocam deslocamentos angulares das linhas de ferrita constante. A redução da taxa de resfriamento provoca um deslocamento no sentido anti-horário.

3 - O aumento da taxa de resfriamento , causa redução do teor de ferrita delta no cordão de solda dos aços inoxidáveis austeníticos tipo 304 , 304 L e 316 . Da mesma forma a redução da taxa de resfriamento , causa aumento do teor de ferrita delta no cordão de solda dos aços inoxidáveis austeníticos tipo 304 , 304 L e 316.

5 - O aumento da taxa de resfriamento causa redução do teor de cromo e aumento do teor de níquel na fase ferrita . Portanto , processos que trabalham com alta taxa de resfriamento apresentam cordão de solda com fase ferrítica com menor teor de cromo do que

aquelas provenientes de processo convencional , o que certamente causará perdas de propriedades de natureza inoxidáveis.

6 - Variações da taxa de resfriamento não provocam alterações significativas do teor de cromo e níquel na matriz austenítica.

7 - O uso do método magnético, para se medir o teor de ferrrita delta , só pode ser utilizado em cordões de solda com penetração total.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1 - Como sugestão para trabalho futuro, colocamos as seguintes proposta :

- Estudar os efeitos da taxa de resfriamento em pelo menos mais 6 materiais , isto é , 3 materiais que pertençam ao centro do diagrama , como por exemplo os aços 308 e 309 , e 3 materiais que pertençam ao campo ferrítico , como os aços 312 e 446 . Dessa forma teremos uma noção mais precisa de como está variando o diagrama como um todo.

- Estudar as perdas de propriedades de corrosão do cordão de solda em função das variações dos teores de Ni e Cr , observadas ao longo das diferentes taxas de resfriamento.

- Relacionar as propriedades mecânicas do cordão de solda com os diversos teores de ferrita delta , proveniente dos diferentes ciclos térmicos de soldagem.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1.- REYNOLDS, S.D. Metals and their weldability. In: AWS Welding Handbook, 1983, volume 4, p.98-128
- 2.- CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos, São Paulo, ABM, 1982. p.333-358
- 3.- NOVAK, C.J. Structure and Constitution of Wrought Austenitic Stainless Steels. In: PECKNER,D. & BERNSTEIN,I.M. Handbook of Stainless Steels, New York, McGraw-Hill, 1977. p.4.1-4.12
- 4.- BARROS, P.M. Soldagem aços inoxidáveis. In: Programa de cursos modulares em tecnologia da soldagem, Rio de Janeiro, ABS, 1987
- 5.- LIPPOLD, J.C. & SAVAGE, W.F. Solidification of austenitic stainless steel weldments I. Welding Journal, 58 (12):362s-374s , 1979.
- 6.- DELONG, W.T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. Welding Journal, 53 (7):273s-286s, 1974
- 7.- LONG, C.J. & DeLONG, W.T. The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal. Welding Journal, 52(7):281s-297s, 1973.
- 8.- KUJANPÄÄ, V.; SUUTALA, N.; TAKALO, T. & MOISIO, T. Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic

and austenitic-ferritic stainless steel welds. Welding Journal, 58(2):55-76, 1979.

9.- SUUTALA, N.; TAKALO, T. & MOISIO, T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, 10(4):512-514, 1979.

10.- KUJANPÄÄ, V.P.; SUUTALA, N.J.; TAKALO, T.K. & MOISIO, T.J.I. Solidification cracking-estimation of susceptibility of austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. Metal Construction, (6):282-285, 1980.

11.- TAKALO, T.; SUUTALA, N. & MOISIO, T. Austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, 10(8):1173-1181, 1979.

12.- SAVAGE, W.F. Solidification, segregation and weld imperfections. Houdremont Lecture, (18):89-113, 1980.

13.- SUUTALA, N. Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels. Metallurgical Transactions A, 14(2):191-197, 1983.

14.- HULL, F.C. Effect of delta ferrite on the hot cracking of stainless steel. Welding Journal, 46(9):399s-409s, 1960.

15.- VITEK, J.M.; DASGUPTA, A. & DAVID, S.A. Microstructural

modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. Metallurgical Transaction A, 14(9):1833-1841,1983.

16.- LYMAN, C.E. Analytical electron microscopy of stainless steel weld metal. Welding Journal, 58(6):149s-189s,1979.

17.- SUUTALA, N. ; TAKALO, T. & MOISIO, T. Technical note: Comment on the transformation $\delta \rightarrow \gamma$ by a massive mechanism in austenitic stainless steel. Welding Journal, 60 (5):92s-93s,1981.

18.- HAUSER, D. ; VANECHO, J.A. Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds. Welding Journal, 61(2):37s-44s, 1982.

19.- DeBOLD, T.A. Duplex stainless steel microstructure and properties. Journal of Metal, (3):12-15,1989.

20.- KOU, S. Welding metallurgy, New York, John Willey & Sons, 1987, p.211-236.

21.- PATTERSON, R.A. & MILEWSKI, J.O. GTA weld cracking-alloy 625 to 304 L. Welding Journal, 64(8):227s-231s,1985.

22.- KUJANPÄÄ, V.P.; KARJALAINEN, L.P. & SIKANEN, A.V. Weld discontinuities in austenitic stainless steel sheets - role of steel type. Welding Journal, 66(6):155s-161s,1987.

23 - NELSON, D.E.; BAESLACK, W.A. & LIPPOLD, J C. An investigation

of weld cracking in duplex stainless steels. Welding Journal, 66(8):241s-250s, 1987.

24.- HULL, F.C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. Welding Journal, 52(5):193s-203s, 1973.

25.- BORLAND, J.C. & YOUNGER, R.N. Some aspects of cracking in welded Cr-Ni austenitic steels. British Welding Journal, 7(1):22-59, 1960.

26.- MASUMOTO, I. ;TAMAKI, K. & KUTSUNA, M. Hot cracking of austenitic stainless steel weld metal. Journal of JWS, 41(11):1306-1314, 1972.

27.- VITEK, J.M. & DAVID, S.A. The effect of cooling rate on ferrite in type 308 stainless steel weld metal. Welding Journal, 67(5):95s-102s, 1988.

28.- DAVID, S.A. ;VITEK, J.M.&HEBBLE, T.L. Effect of rapid solidification on stainless steel weld metal microstructures and its implications on the Schaeffler Diagram. Welding Journal, 66(10):289s-300s, 1987.

29.- LIPPOLD, J.C. Centerline cracking in deep penetration electron beam welds in type 304L stainless steel. Welding Journal, 64(5):127s-136s, 1985.

30.- LANCASTER, J.F. Metallurgy of welding, London , Allen &

Unwin, 1987. p.232-245.

31.- OGAWA, T. & TSUNETOMI, E. Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels. Welding Journal, 61(3):82s-93s,1982.

32.- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard specification for heat-resisting chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet and strip for pressure vessels. (A S T M A 240-84 a). Philadelphia,ASTM,1985.

33.- LITTLE, R.L. Welding and welding technology,New York, 1973, p.217-228.

34.- CARY, H.B. Modern welding technology,New Jersey, 1979, p.95-107.

35.- KOELLHOFFER, L. Processes and practices, New York, 1988, p.277-279.

36.- Alcântara, N.G. Tecnologia da soldagem, São Carlos, 1987, p.1-25.

37.- GOULD, L.M. Principles of welding technology, 1988,p.38-48.

38.- FAZANO, C.A.T.V. A Prática metalográfica, São Paulo, Hemus, 1980 , p.63-137.

39 - VOORT, G.F.V. The metallography of stainless steels Journal

of Metal, (3):6-11,1989.

40.- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard practice for determining volume fraction by systematic manual point count. (A S T M E 562-83),1982, p.518-524.

41.- RACTLIFFE, J.F. Elements of mathematical statistics. 1972, p.9-83.

42.- PEREIRA, W. TANAKA, O.K. Elementos de estatística, São Paulo, McGraw Hill, 1984, p.112-135.

43.- PADILHA, A.F. & FILHO, F.A. Técnicas de Análise Microestrutural , São Paulo, Hemus, 1985, p.113-142

44.- EASTERLING, K. Introduction to the physical metallurgy of welding, London, 1985, p.17-33.

45.- BERKHOUT, C.F. The Welding Institute Publication - Weld thermal simulators for research and problem solving, London , april, 1972.

46.- BOWER, T.F., BRODY,H.D. & FLEMINGS,M.C. Transaction.AIME , 236,626, 1966.

47- PLASKETT,I.S. & WINEGARD,W.C. Canadian Physiology ,38:1077 , 1960

48- DAVID, S. A. , VITEK, J. M. , KEISER, J. R. & OLIVER, W. C.

Nanoindentation microhardness study of low-temperature ferrite decomposition in austenitic stainless steel welds.

Welding Journal, (8) , p.235s-240s, 1987