

QUANTIFICAÇÃO DA FERRITA DELTA E AVALIAÇÃO DA RELAÇÃO  
MICROESTRUTURA/ PROPRIEDADES DE UM AÇO INOXIDÁVEL  
AUSTENÍTICO 347 SOLDADO

**ELLEN DE CARVALHO PESSANHA**

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE  
DARCY RIBEIRO – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES / RJ  
MAIO – 2011

QUANTIFICAÇÃO DA FERRITA DELTA E AVALIAÇÃO DA  
RELAÇÃO MICROESTRUTURA/ PROPRIEDADES DE UM AÇO  
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 347 SOLDADO

**ELLEN DE CARVALHO PESSANHA**

“Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre (MSc) em Engenharia e Ciência dos Materiais”.

Orientador: Luis Augusto Hernandez Terrones

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ  
MAIO - 2011

## FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

32/2011

Pessanha, Ellen de Carvalho

Quantificação da ferrita delta e avaliação da relação microestrutura/propriedades de um aço inoxidável austenítico 347 soldado / Ellen de Carvalho Pessanha. – Campos dos Goytacazes, 2011. x, 95 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2011.

Orientador: Luis Augusto Hernandez Terrones.

Área de concentração: Metalurgia Física.

Bibliografia: f. 92-95.

1. Aço inoxidável austenítico 2. Ferrita delta ( $\delta$ ) 3. Soldagem 4. Propriedades mecânicas I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título.

CDD 669.96142

# SUMÁRIO

<b>ÍNDICE DE FIGURAS</b>		iii
<b>ÍNDICE DE TABELAS</b>		vi
<b>OBJETIVO</b>		vii
<b>JUSTIFICATIVAS</b>		viii
<b>RESUMO</b>		ix
<b>ABSTRACT</b>		x
<b>CAPÍTULO 1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	1
<b>CAPÍTULO 2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	2
2.1	<b>AÇO INOXIDÁVEL</b>	2
2.1.1	Classificação dos Aços Inoxidáveis	3
2.1.2	Diagramas de Equilíbrio	7
2.1.3	Solidificação no Sistema Fe-Cr-Ni	12
2.1.4	Determinação de Cr e Ni equivalentes	19
2.1.5	Influência da Composição Química no modo de solidificação	25
2.1.6	Efeitos da velocidade de resfriamento	27
2.2	<b>SOLUBILIZAÇÃO</b>	30
2.3	<b>SOLDAGEM</b>	31
2.3.1	Soldagem a Arco Gasoso com Tungstênio	31
2.3.2	Soldagem a Arco de Plasma (PAW)	32
2.3.3	Estrutura da zona Fundida	33
2.4	<b>FERRITA DELTA</b>	37
2.5	<b>PRECIPITAÇÃO DE FASES</b>	39
2.6	<b>MECANISMOS DE CRESCIMENTO DE GRÃO</b>	43
<b>CAPÍTULO 3</b>	<b>MATERIAL E MÉTODOS</b>	46
3.1	<b>MATERIAL</b>	46
3.2	<b>TRATAMENTO TÉRMICO</b>	47
3.3	<b>PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA</b>	47
3.3.1	Microscopia Óptica	48
3.3.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	48
3.3.3	Microanálise	49
3.4	<b>QUANTIFICAÇÃO DA FERRITA DELTA</b>	49
3.5	<b>ENSAIO DE TRAÇÃO</b>	50
3.6	<b>ENSAIO DE MICRODUREZA</b>	51

<b>CAPÍTULO 4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	52
4.1	MICROESTRUTURA	52
4.1.1	Material como Recebido	52
4.1.2	Material soldado sem TT de solubilização	53
4.1.3	Material soldado com TT de solubilização	61
4.2	QUANTIFICAÇÃO DA FERRITA DELTA	67
4.2.1	Amostra soldada sem TT	67
4.2.2	Amostra soldada com TT	70
4.3	RAIOS-X	75
4.4	MICRODUREZA	78
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO	79
4.5.1	Material soldado sem TT	81
4.5.2	Material soldado com TT	84
4.5.3	Microestrutura do material após Ensaio de Tração	87
4.5.3.1	Material soldado sem TT	87
4.5.3.2	Material soldado com TT	88
<b>CAPÍTULO 5</b>	<b>CONCLUSÃO</b>	90
<b>CAPÍTULO 6</b>	<b>SUGESTÕES</b>	91
<b>CAPÍTULO 7</b>	<b>REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA</b>	92

## ÍNDICE DE FIGURAS

<b>Figura 1.</b>	Aço inoxidável martensítico	4
<b>Figura 2.</b>	Aço inoxidável ferrítico	5
<b>Figura 3.</b>	Aço inoxidável duplex	6
<b>Figura 4.</b>	Aço inoxidável austenítico	7
<b>Figura 5.</b>	Diagrama de equilíbrio Fe-Cr	8
<b>Figura 6.</b>	Região do diagrama de equilíbrio Fe-Cr	9
<b>Figura 7.</b>	Secções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni	10
<b>Figura 8.</b>	Visão Tridimensional do diagrama de fases Fe-Cr-Ni	11
<b>Figura 9.</b>	Cortes do diagrama Fe-Cr-Ni-Mo para 70% Fe	12
<b>Figura 10.</b>	Representação dos modos de solidificação no corte do diagrama de fases Fe-Cr-Ni, para 70%Fe	13
<b>Figura 11.</b>	Representação esquemática do modo de solidificação	15
<b>Figura 12.</b>	Esquema de um corte vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor de cromo constante.	16
<b>Figura 13.</b>	Efeito do %P+%S e da relação $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ na ocorrência de trincas na solidificação	19
<b>Figura 14.</b>	Diagrama de Schaeffler (a), De Long (b), WRC 1992 (c)	20
<b>Figura 15.</b>	Efeito da composição química no modo de solidificação de ligas Fe-Cr-Ni	23
<b>Figura 16.</b>	Efeito da taxa de crescimento no modo de solidificação de ligas contendo diferentes relações de $Cr_{eq}/Ni_{eq}$	27
<b>Figura 17.</b>	Efeito da velocidade de resfriamento na quantidade de ferrita presente em ligas com diferentes modos de solidificação	28
<b>Figura 18.</b>	Microestrutura de um aço inoxidável austenítico após tratamento de solubilização	30
<b>Figura 19.</b>	Soldagem TIG	31
<b>Figura 20.</b>	Soldagem a Arco de Plasma	33
<b>Figura 21.</b>	Exemplos de morfologias da ferrita delta na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos	36
<b>Figura 22.</b>	Diagrama TTT do aço 316L previamente solubilizado a 1260°C por 1,5h	40
<b>Figura 23.</b>	Influência do Ni na cinética de precipitação da fase $\sigma$ em ligas 25% Cr-2,8%Mo solubilizadas a 1100°C e envelhecidas a 800°C	42
<b>Figura 24.</b>	Microestrutura com crescimento anormal de grão e recristalização secundária de um aço inox austenítico AISI 304	45
<b>Figura 25.</b>	Macrografia do aço AISI 347 soldado	46
<b>Figura 26.</b>	Foto ilustrativa da aplicação do reticulado sobre a micrografia a ser quantificada	50

- Figura 27.** Micrografias do aço inoxidável austenítico tipo 347 evidenciando a não uniformidade de tamanhos e formatos dos grãos; (a) MO, 200x ; (b) MEV. 52
- Figura 28.** Micrografia por MEV do aço inox austenítico AISI 347, evidenciando os grãos austeníticos angulares. 53
- Figura 29.** Esquema da junta soldada evidenciando o cordão de solda, a zona afetada pelo calor e o metal base. 53
- Figura 30.** Micrografias óticas da zona fundida do aço inox AISI 347 soldado evidenciando a formação da ferrita delta (a) acicular e vermicular; e (b) de contorno de grão (CC,200x). 54
- Figura 31.** Micrografias por MEV da ZF do aço inox AISI 347 soldado evidenciando a formação da ferrita delta: (a) centro da solda MEV-SE; (b) a direita do centro da solda, MEV-SE; (c) a esquerda do centro da solda, MEV-SE; (d) centro da solda, MEV-BSE. 55
- Figura 32.** Micrografia da ZF do aço AISI 347 (a) e os espectros de microanálise por EDS (b) Ponto 1, (c) Ponto 2, (d) Ponto 3 e (e) Ponto 4. 56
- Figura 33.** Micrografias óticas da ZTA aço inox AISI 347 soldado evidenciando a formação da ferrita delta (a) e (b).(CC, 200x). 57
- Figura 34.** Micrografias por MEV da ZTA do aço AISI 347 soldado evidenciando a formação da ferrita  $\delta$  na ZTA e nos contornos de grão da austenita. (a) interior da ZTA da solda, MEV-BSE; (b) ZTA da solda próxima a interface ZTA/MB, MEV-SE; Interface ZTA/MB: (c) MEV-SE e (d) MEV-BSE; ZTA do metal base: (e) e (f) MEV-SE. 58
- Figura 35.** Micrografia da ZTA do metal base do aço AISI 347 evidenciando a formação da ferrita delta nos contornos de grão (a) e os espectros de microanálise por EDS (b) Ponto 1, (c) Ponto 2 e (d) Ponto 3. 59
- Figura 36.** Microestrutura do metal base não afetado pela soldagem. 60
- Figura 37.** Micrografias óticas da zona fundida do aço inox AISI 347 soldado e solubilizado evidenciando a formação da ferrita delta (a)CC, 200x; (b) CC, 500x). 61
- Figura 38.** Micrografias por MEV da zona fundida do aço inox AISI 347 soldado e solubilizado evidenciando a formação da ferrita delta (a), (b), (c) e (d) MEV-SE. 62
- Figura 39.** Micrografia da ZF do aço AISI 347 soldado e solubilizado (a) e os espectros de microanálise por EDS: (b) Ponto 1, (c) Ponto 2, (d) Ponto 3 e (e) Ponto 4. 63
- Figura 40.** Micrografias óticas da ZTA aço inox AISI 347 soldado e solubilizado evidenciando a formação da ferrita delta (a) e (b).(CC, 200x). 64

<b>Figura 41.</b> Micrografias por MEV da ZTA do aço inox AISI 347 soldado e solubilizado evidenciando a formação da ferrita delta nos contornos de grão da austenita (a) e (b) MEV-SE.	64
<b>Figura 42.</b> Micrografia da ZTA do metal base do aço AISI 347, soldado e solubilizado (a) e os espectros de microanálise por EDS (b) Ponto 1, (c) Ponto 2 e (d) Ponto 3.	65
<b>Figura 43.</b> Microestrutura do metal base não afetado pela soldagem e solubilização (CC, 200x).	66
<b>Figura 44.</b> Esquema da solda, evidenciando os 16 pontos analisados.	67
<b>Figura 45.</b> Esquema da solda, evidenciando os 49 pontos analisados.	69
<b>Figura 46.</b> Gráfico das fases x distância da amostra soldada sem TT.	69
<b>Figura 47.</b> Esquema da solda, evidenciando os 34 pontos analisados.	72
<b>Figura 48.</b> Gráfico das fases x distância da amostra soldada com TT.	72
<b>Figura 49.</b> Difrátograma do aço AISI 347: metal base como recebido; zona fundida do material soldado; zona Fundida do material soldado e tratado termicamente pelo processo de solubilização.	75
<b>Figura 50.</b> Geometria e Medidas do corpo de prova de tração.	79
<b>Figura 51.</b> Fator de concentração de tensão $K_{tn}$ [51].	80
<b>Figura 52.</b> Gráficos das curvas de tração do corpo de prova soldado sem TT: (a) Carga x Alongamento e (b) Tensão x Alongamento e (c) Tensão x Deformação.	82
<b>Figura 53.</b> Gráficos das curvas de tração do corpo de prova soldado com TT: (a) Carga x Alongamento e (b) Tensão x Alongamento e (c) Tensão x Deformação.	85
<b>Figura 54.</b> Interface da ZTA com o metal base após ensaio de tração.	87
<b>Figura 55.</b> Micrografias da ZF após ensaio de tração.	88
<b>Figura 56.</b> Micrografias do material soldado com TT após ensaio de tração: (a) interface ZTA/metal base; (b) e (c) ZF; (d) material base.	89



## ÍNDICE DE TABELAS

<b>Tabela 1.</b>	Valores das constantes das expressões de $Cr_{eq}$ e $Ni_{eq}$ apresentados por diferentes autores	22
<b>Tabela 2.</b>	Composição química do aço inoxidável AISI 347	46
<b>Tabela 3.</b>	Composição química do metal de solda ER308L	46
<b>Tabela 4.</b>	Número de interceptos (pontos) em cada fase do material.	68
<b>Tabela 5.</b>	Número de interceptos (pontos) em cada fase do material.	71
<b>Tabela 6.</b>	Determinação da Ferrita $\delta$ a partir dos modelos de Cromo e Ni equivalente.	74
<b>Tabela 7.</b>	Características dos espectros de difração de raios-X do metal base do material como recebido, da solda do material sem tratamento térmico e da solda do material tratada termicamente.	76
<b>Tabela 8.</b>	Tabela comparativa dos valores de microdureza na ZF, ZTA e MB das amostras antes e após tratamento térmico de solubilização.	78
<b>Tabela 9.</b>	Propriedades mecânicas a partir do ensaio de tração.	86

## OBJETIVO

O presente trabalho teve como objetivo estudar a influência da ferrita delta, formada no processo de solidificação do material fundido, nas propriedades mecânicas do aço inox austenítico 347 soldado e realizar a caracterização, em termos qualitativos e quantitativos, da ferrita delta formada no processo de soldagem, bem como a influência desta fase nas propriedades mecânicas do material antes e após tratamento térmico de solubilização.

## JUSTIFICATIVAS

- Do ponto de vista tecnológico, os aços inoxidáveis se encontram em constante desenvolvimento e pesquisa, apresentando melhores propriedades mecânicas, elevada resistência a corrosão e utilização em aplicações mais exigentes de temperatura.
  
- Do ponto de vista econômico, este estudo se justifica devido ao crescente uso na indústria petrolífera e petroquímica, sendo essas as principais atividades da região norte-fluminense.

## RESUMO

Entre os aços inoxidáveis, os austeníticos podem ser considerados os de melhor soldabilidade e de maior aplicação na indústria. No entanto, as propriedades desses aços podem ser facilmente degradadas em operações de soldagem. Em solicitação de serviço a diversas temperaturas, os aços austeníticos precisam ser soldados para formar peças e componentes e durante a solidificação desta classe de aços inoxidáveis pode ocorrer a formação de ferrita delta na microestrutura. Quando presente em pequena quantidade, a ferrita delta diminui a susceptibilidade a trincas de solidificação e eleva a resistência à tração. Pode ser benéfica na corrosão sob tensão, no entanto, reduz a ductilidade. Pode precipitar a fase sigma quando aquecido entre 700 – 900°C e reduzir a resistência ao impacto em aplicações criogênicas. Contudo, na produção do fundido e no posterior tratamento térmico de solubilização, o teor de ferrita delta precisa ser controlado para melhor atendimento da aplicação envolvida. A quantidade e a distribuição da ferrita delta formada dependem de dois fatores principais: composição química do aço (especificamente dos valores de Cr e Ni equivalentes) e velocidade de solidificação. No presente trabalho, foi analisada microestruturalmente a fase ferrita delta formada no aço AISI 347 após processo de soldagem e realizada a quantificação desta fase nas zonas fundida, termicamente afetada e no metal de base antes e após tratamento térmico de solubilização. Foi estudada ainda, a influência da ferrita delta nas propriedades mecânicas deste aço soldado antes e após tratamento térmico, utilizando técnicas de MO, MEV, Raios-X, dureza e ensaio de tração. Os resultados mostraram que o material soldado sem TT de solubilização apresentou ferrita delta na zona fundida, formada a partir da austenita prévia, com morfologias vermicular, acicular e de contorno de grão e que nas duas condições de análise, antes e após TT, a fração volumétrica de ferrita delta se manteve constante à medida que se afastou do centro da zona fundida.

**Palavras-chave:** aços inoxidáveis austeníticos, ferrita delta ( $\delta$ ), soldagem, propriedades mecânicas.

## ABSTRACT

Within the stainless steels family, austenitic steel can be considered as the one with the best weldability and greatest application in the industry. However, the properties of this type of steel can be easily degraded during welding operations. On request service at different temperatures, austenitic steels must be welded to form parts and components and during the solidification of this class of stainless steels can occur the formation of delta ferrite phase in the microstructure. When present in small amounts in the microstructure, the delta ferrite decreases the susceptibility to solidification cracking and increases the tensile strength. It may be beneficial in stress corrosion cracking, however, reduces the ductility. May precipitate the sigma phase when heated between 700 to 900 ° C and reduce the impact strength in cryogenic applications. However, in the production of cast and the subsequent solution annealing treatment, the delta ferrite content must be controlled to better meet the application involved. The quantity and distribution of ferrite formed depend on two main factors: the chemical composition of steel (specifically the values of Cr and Ni equivalents) and solidification rate. In this study, was analyzed the microstructure delta ferrite phase formed in AISI 347 after the welding process and performed the quantification of this phase in the welded joints, HAZ and in the base metal before and after heat treatment to solubilization. Was also studied the influence of delta ferrite on the mechanical properties of welded steel before and after heat treatment, using techniques of OM, SEM, X-rays, hardness and tensile test. The results showed that the material welded without solubilization formed delta ferrite in the molten zone, which is formed from the austenite prior, with vermicular, acicular and grain boundary morphologies, and that in the two conditions of analysis, before and after TT, the fraction of delta ferrite remained constant as it moved away from the center of the cast.

**Keywords:** Austenitic stainless steels, delta ferrite ( $\delta$ ), welding, mechanical properties.

## INTRODUÇÃO

Os aços são materiais de engenharia utilizados há vários milênios. Foram os principais materiais metálicos de engenharia usados nos últimos dois séculos e continuam sendo no século XXI.

Os aços inoxidáveis são materiais bem mais recentes e foram descobertos na primeira década do século XX (Padilha, 2002). Com o descobrimento dos aços inoxidáveis, a indústria química e as aplicações em altas temperaturas passaram a ter à disposição uma nova classe de materiais, mais adequada devido apresentarem boa combinação de propriedades tais como resistência a corrosão e a oxidação, ductilidade, tenacidade, soldabilidade e resistência mecânica em temperaturas elevadas. Dentre os cinco tipos de aços inoxidáveis, austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação, os inoxidáveis austeníticos representam em termos de produção cerca de 70% do total produzido.

As propriedades e o desempenho dos aços inoxidáveis dependem fortemente do processo de solidificação em não equilíbrio e de suas microestruturas, ou seja, da quantidade, tamanho, distribuição, morfologia, estrutura cristalina e composição química das fases presentes. Em solicitação de serviço a diversas temperaturas, os aços austeníticos precisam ser soldados para formar peças e componentes e durante a solidificação desta classe de aços inoxidáveis pode ocorrer a formação de ferrita delta na microestrutura. Quando presente em pequena quantidade, a ferrita delta diminui a susceptibilidade a trincas a quente (Hull, 1967; Ludin, 1975) e eleva a resistência à tração (DeLong, 1974). Pode ser benéfica na corrosão sob tensão, no entanto, reduz a ductilidade. Pode precipitar a fase sigma quando aquecido entre 700 – 900°C (Pickering, 1976) e reduzir a resistência ao impacto em aplicações criogênicas (DeLong, 1974). Contudo, na produção do fundido e no posterior tratamento térmico de solubilização, o teor de ferrita delta precisa ser controlado para melhor atendimento da aplicação envolvida. A quantidade e a distribuição da ferrita delta formada dependem de dois fatores principais: composição química do aço, especificamente dos valores de Cr e Ni equivalentes (Hammar, 1979), e velocidade de solidificação (Fredriksson, 1972).

No presente trabalho, foi estudada a influência da ferrita delta nas propriedades mecânicas do aço inox austenítico 347 soldado, utilizando técnicas de MO, MEV, Raios-X, dureza e ensaio de tração.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Aço Inoxidável

Os aços inoxidáveis são uma classe de material que surgiu no início do século XX, com a necessidade de obter aços com boa resistência à corrosão em diversos meios corrosivos. Os progressos obtidos desde então nos processos de fabricação e refino de ligas metálicas permitiram o desenvolvimento desses materiais com diferentes composições químicas, microestruturas e propriedades químicas e mecânicas.

O termo “aço inoxidável” é usado para um grupo de ligas ferrosas que contêm cromo, comumente níquel, além de alguns outros elementos de liga, e que possuem algumas características especiais. A mais importante delas é a resistência à corrosão tanto em meios aquosos (na presença de inúmeros agentes orgânicos e minerais agressivos) quanto a altas temperaturas, sendo o cromo o principal responsável por este comportamento (Modenesi, 2001).

O cromo é um metal menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas e em contato com o ar atmosférico ou outro meio oxidante tende a formar uma camada de óxido de cromo na superfície das ligas. Esta camada de óxido funciona como uma barreira invisível, contínua, aderente, impermeável e praticamente insolúvel em diversos reagentes. Este efeito do cromo é notável mesmo quando uma pequena quantidade deste elemento está presente na liga. Contudo, convencionalmente o nome “aço inoxidável” é reservado para ligas Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni contendo no mínimo 12% de cromo.

Os aços inoxidáveis possuem uma gama de características importantes, as quais estão listadas a seguir (Modenesi, 2001):

Alta resistência à corrosão.

Resistência mecânica elevada.

Facilidade de limpeza/Baixa rugosidade superficial.

Aparência higiênica e forte apelo visual (modernidade, leveza e prestígio).

Material inerte.

Facilidade de conformação.

Facilidade de união.

Propriedades mecânicas constantes mesmo quando submetido a temperaturas elevadas e baixas (criogênicos).

Acabamentos superficiais e formas variadas.

Relação custo/benefício favorável.

Material reciclável.

Assim, baseando-se nas características descritas, conclui-se que os aços inoxidáveis são utilizados, em geral, em aplicações cuja exigência básica é uma elevada resistência ao ataque químico por diferentes meios. Além desta, existem inúmeras aplicações para esses materiais que se baseiam em suas características mecânicas, tanto a temperatura ambiente como a altas e baixas temperaturas, propriedades magnéticas, dentre muitas outras, dependendo do meio e do projeto em que será utilizado.

Os aços inoxidáveis são encontrados principalmente na indústria do petróleo, química, alimentícia, na fabricação de bens duráveis, de móveis, de instrumentos de precisão e cirúrgicos e em outras diversas áreas.

### 2.1.1 Classificação dos Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são compostos principalmente de Fe, Cr e Ni e possuem pequenas adições de outros elementos que podem ser resultantes dos materiais utilizados na fabricação do aço (C, Si, Mn, N), ou adicionados intencionalmente com o propósito de melhorar as propriedades do aço para certas aplicações específicas (Al, Mo, Cu, Ti, W, Nb e Co) ou ainda elementos presentes como impurezas e normalmente considerados como indesejáveis como é o caso do O, P e S.

Após trabalho a quente, a microestrutura de um aço inoxidável dependerá basicamente da capacidade de seus diversos componentes em estabilizar a austenita ou a ferrita na microestrutura do aço à temperatura ambiente. Com base na microestrutura, os aços inoxidáveis podem ser divididos em quatro classes principais: martensíticos, ferríticos, austeníticos e duplex.



### Aços Inoxidáveis Martensíticos:

São ligas de Fe-Cr-C essencialmente, que contêm entre 12 e 18% de cromo e entre 0,1 e 0,5% de carbono (embora, em alguns casos, pode-se chegar até 1%C) e que podem ser austenitizadas se forem aquecidas a uma temperatura adequada. Devido ao seu elevado teor de liga, estes aços apresentam uma elevada temperabilidade e podem apresentar uma estrutura completamente martensítica em peças de grande espessura mesmo após um resfriamento ao ar. São desta forma, ligas facilmente endurecíveis por tratamento térmico, sendo usadas, em geral, no estado temperado e revenido. Sua resistência à corrosão tende a ser inferior a dos outros tipos, sendo, contudo, satisfatória para meios mais fracamente corrosivos.

São particularmente adequados para aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência a abrasão ou erosão em ambiente seco ou úmido como, por exemplo, em componentes de turbinas a gás ou vapor, mancais e peças de cutelaria (Modenesi, 2001).

A microestrutura, em forma de agulhas, característica do aço inoxidável martensítico está mostrada na figura 1.



**Figura 1.** Microestrutura de um aço inoxidável martensítico em forma de agulhas (Callister, 2007).

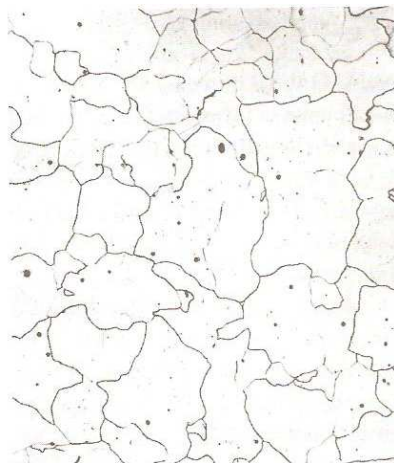
### Aços Inoxidáveis Ferríticos:

São ligas de Fe-Cr com microestrutura constituída predominantemente de grãos ferríticos em qualquer temperatura até a sua fusão. Contêm entre 12 e 30% de cromo e um baixo teor de carbono, em geral, bem inferior a 0,1%. Como não podem ser completamente austenitizados, estes aços não são endurecíveis por têmpera e sua granulação só pode ser refinada por uma combinação adequada de trabalho mecânico e recozimento de recristalização (Modenesi, 2001).

Apresentam um baixo coeficiente de expansão térmica e uma boa resistência à corrosão e à oxidação, inclusive a alta temperatura. No estado recozido, com uma granulação fina, sua ductilidade e tenacidade à temperatura ambiente podem ser consideradas satisfatórias.

São usados em aplicações envolvendo o ácido nítrico, na fabricação de eletrodomésticos, cubas e utensílios para cozinha e laboratórios, balcões frigoríficos, em aplicações a temperatura elevada, sistemas de exaustão em automóveis, etc.

A microestrutura típica de um aço inoxidável ferrítico está mostrada na figura 2.



**Figura 2.** Microestrutura de um aço inoxidável ferrítico (Callister, 2007).

### Aços Inoxidáveis Duplex:

São ligas que contêm de 18 a 30%Cr, 1,5 a 4,5%Mo e adições de elementos formadores e estabilizantes da austenita, principalmente o níquel (3,5 a 8%) e o nitrogênio (até 0,35%), de forma a ter uma microestrutura, à temperatura ambiente,

formada de partes aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Estes aços são caracterizados por uma elevada resistência à corrosão, inclusive em ambientes nos quais os aços inoxidáveis austeníticos são deficientes, elevada resistência mecânica e boa soldabilidade.

São usados em componentes de equipamentos expostos à água do mar, trocadores de calor, bombas e tubos nas indústrias química, petroquímica, de papel e celulose e etc.

A microestrutura típica de um aço inoxidável duplex está mostrada na figura 3.



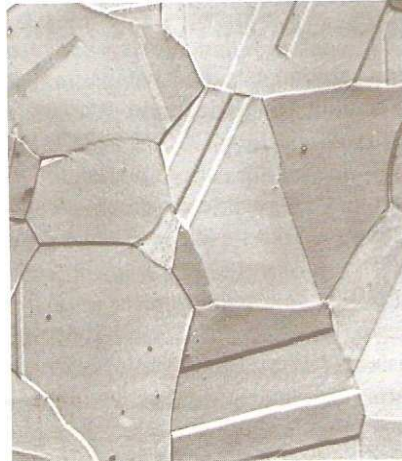
**Figura 3.** Microestrutura do aço inoxidável duplex.

#### Aços Inoxidáveis Austeníticos:

Esta classe inclui, principalmente, ligas Fe-Cr-Ni, embora existam ligas em que parte ou todo o níquel foi substituído por manganês e nitrogênio. Apresentam estrutura predominantemente austenítica, não sendo endurecíveis por tratamento térmico. Estes aços formam o grupo mais numeroso e utilizado dos aços inoxidáveis. Contêm entre cerca de 6 e 26% de níquel, 16 e 30% de cromo e menos de 0,30% de carbono, com um teor total de elementos de liga de, pelo menos, 26%.

Apresentam, à temperatura ambiente, um baixo limite de escoamento, limite de resistência alto e uma elevada ductilidade. São, entre os aços inoxidáveis, os materiais de melhor soldabilidade e resistência geral à corrosão. São inúmeras as suas utilizações. Encontram aplicações na indústria química, alimentícia, de refino de petróleo e em diversos outros casos em que boa resistência a corrosão, facilidade de limpeza e ótimas características de fabricação são necessárias.

A microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico ABNT 304 está mostrada na figura 4.



**Figura 4.** Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304 (Callister, 2007).

Além das classes citadas existem outras, como por exemplo, os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (precipitation-hardening, PH). Estes aços são capazes de desenvolver elevados níveis de resistência mecânica pela formação de finos precipitados, em alguns casos, junto com uma microestrutura martensítica, com ductilidade e tenacidade superiores a outros aços de resistência similar em conjunção com boa resistência à corrosão e oxidação. O endurecimento por precipitação é conseguido através da adição de elementos de liga como cobre, titânio, nióbio e alumínio. De acordo com a estrutura do aço antes do tratamento de precipitação, estes podem ser divididos em martensíticos, semiausteníticos e austeníticos (Modenesi, 2001).

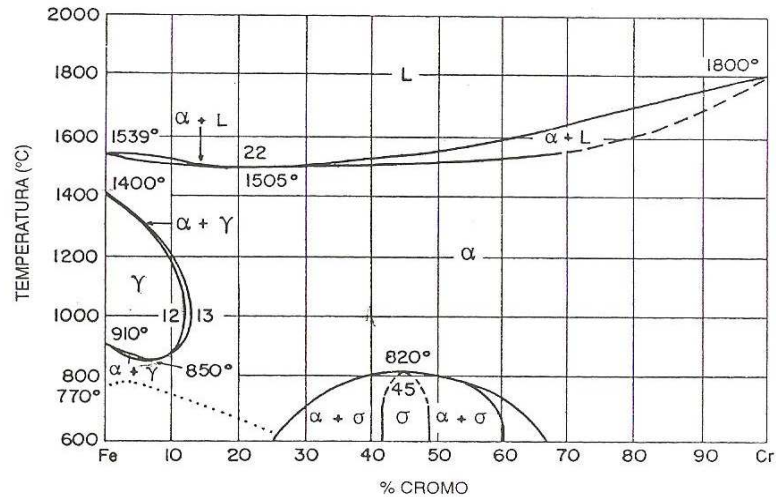
### 2.1.2 Diagramas de Equilíbrio

Os diagramas de equilíbrio oferecem uma orientação valiosa sobre as possíveis fases que podem ocorrer em um material. Embora sua utilidade seja indiscutível, seu uso apresenta algumas limitações importantes. A primeira delas é que o equilíbrio é, na maioria dos sistemas, dificilmente atingido. Outra dificuldade é que as ligas comerciais envolvem normalmente, pelo menos mais de dois componentes diferentes e relevantes e a disponibilidade de diagramas quaternários e com um maior número de componentes é muito restrita (Padilha e Guedes, 1994).

Assim, será abordado neste trabalho alguns dos sistemas mais importantes para o entendimento da constituição dos aços inoxidáveis.

## Sistema Fe-Cr

No diagrama de equilíbrio Fe-Cr, apresentado na figura 5, em qualquer relação de composição entre esses elementos, se verifica que a solidificação tem início com a formação de uma fase cúbica de face centrada ( $\alpha$ ), denominada ferrita.

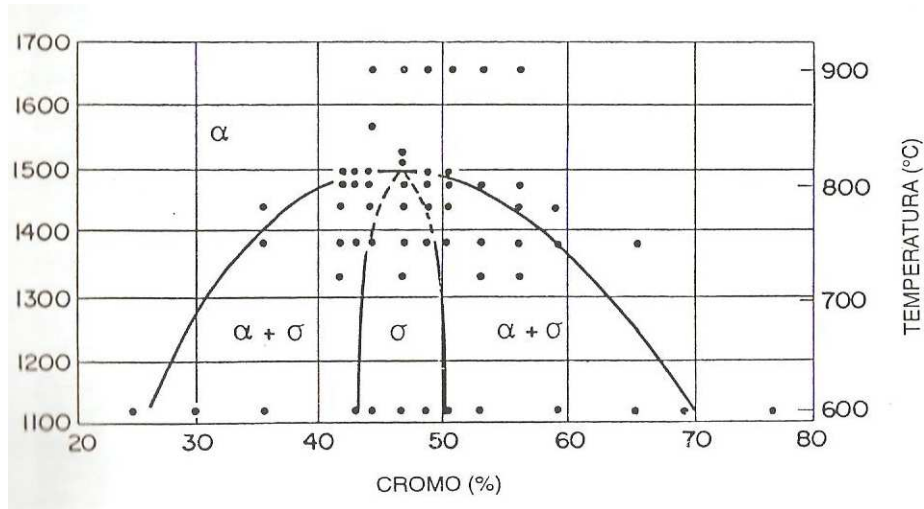


**Figura 5.** Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (Metals Handbook, 1973).

O cromo é um elemento ferrizante, e atua como redutor do campo de existência da austenita ( $\gamma$ ), estabilizando a ferrita para teores superiores a 13% no sistema Fe-Cr. Assim, o campo da austenita neste sistema é limitado a uma faixa de temperaturas entre 850 e 1400°C e a teores máximos de Cr de 12%, pois a partir deste teor, a qualquer temperatura, se verifica a presença de ferrita.

Os campos da austenita e da austenita mais ferrita no sistema Fe-Cr podem ser deslocados para maiores teores de cromo na presença de elementos austenizantes, como os elementos intersticiais C e N, normalmente presentes em ligas comerciais. Com a adição destes, constata-se que a temperatura de transformação ferrita/austenita aumenta à medida que esses campos são deslocados para teores mais elevados de cromo.

Em temperaturas entre 500 e 850°C, além da ferrita pode ocorrer à formação da fase sigma ( $\sigma$ ), como mostrado na região do diagrama da figura 6. Observa-se no intervalo de 25 a 76 %Cr os campos de existência de fase sigma (44 a 50%Cr) e a coexistência de ( $\alpha + \sigma$ ) nas faixas de 25 a 44%Cr e de 50 a 70%Cr (Padilha e Guedes, 1994).



**Figura 6.** Região do diagrama de equilíbrio Fe-Cr.

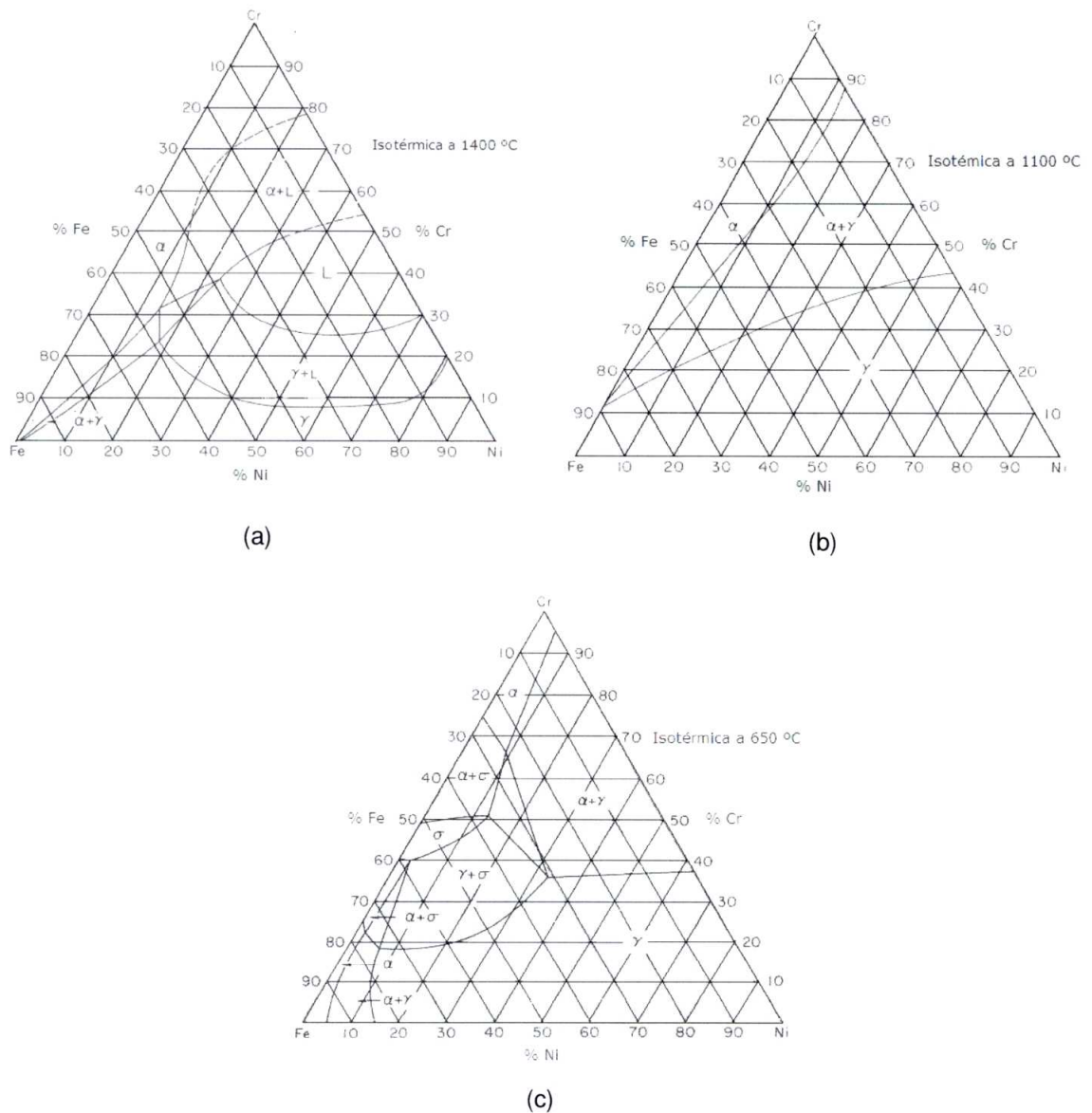
### Sistema Fe-Cr-Ni

Os principais componentes dos aços inoxidáveis austeníticos são ferro, cromo e níquel. Desta forma, o conhecimento do sistema ternário Fe-Cr-Ni é necessário para a previsão das fases de equilíbrio que podem ocorrer nestes aços.

As ligas pertencentes a este sistema podem apresentar, no estado bruto de fundição, estrutura parcialmente ferrítica ou totalmente austenítica. Além da ferrita e da austenita pode ainda estar presente a fase sigma (Padilha e Guedes, 1843).

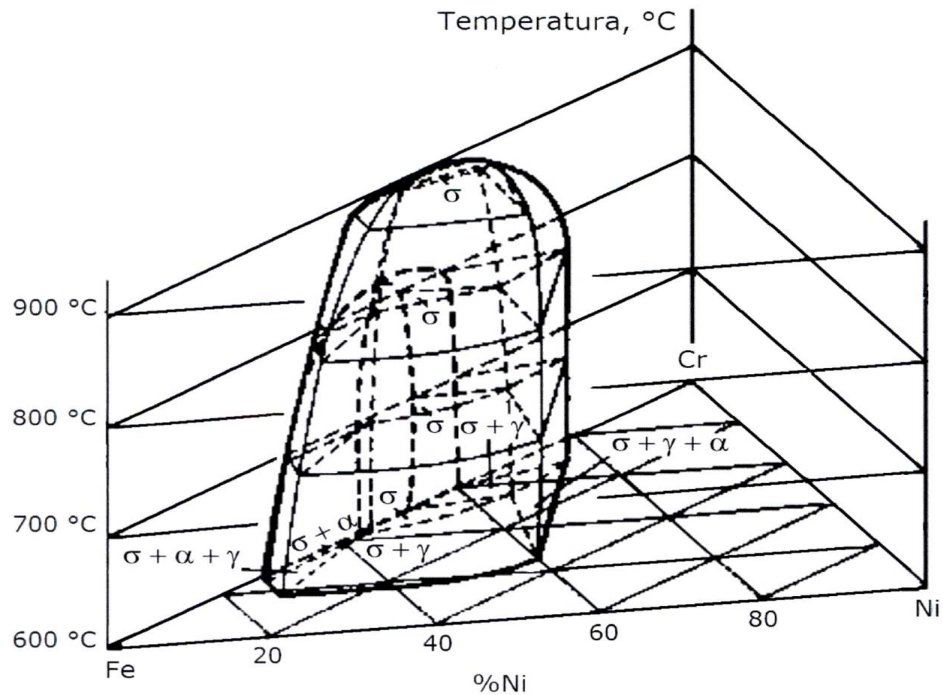
A figura 7 apresenta as seções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni para as temperaturas de 1100°C, 1400°C e 650°C (Speich, 1973). Nestas temperaturas, as fases presentes são a ferrita e a austenita, sendo o campo ferrítico localizado próximo às composições ricas em cromo e o austenítico próximo às composições ricas em níquel e, ainda, um campo de coexistência das duas fases em composições intermediárias, cujos limites ampliam-se à medida que a temperatura decresce.

Na seção isotérmica a 650°C, além da ferrita e austenita, nota-se também a presença da fase sigma em composições próximas a 50% Fe e 50% Cr. Em temperaturas mais baixas, abaixo de 500°C pode ocorrer a formação de  $\alpha'$ , uma fase com estrutura CCC e rica em ferro e cromo.



**Figura 7.** Secções isotérmicas do sistema Fe-Cr-Ni (Jernkontoret, 1977): (a) 1400°C, (b) 1100°C e (c) 650°C.

A figura 8 abaixo apresenta uma visão tridimensional do diagrama Fe-Cr-Ni.

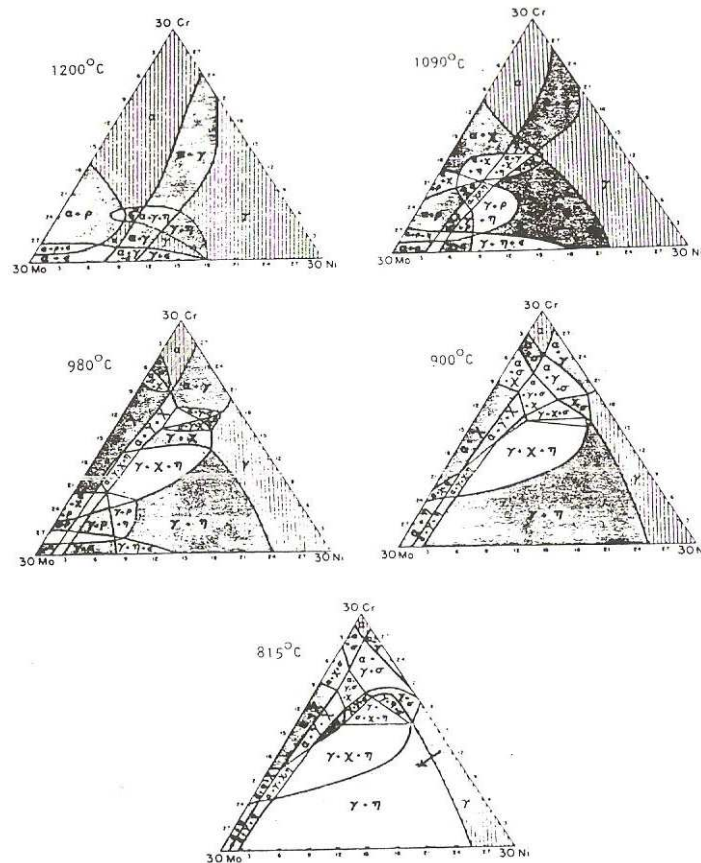


**Figura 8.** Visão Tridimensional do diagrama de fases Fe-Cr-Ni (Eckstein, 1990).

### Sistema Fe-Cr-Ni-Mo

O molibdênio é um elemento fortemente alfacênico. A adição de molibdênio ao sistema Fe-Cr-Ni, além de estabilizar a ferrita, provoca o aparecimento de várias fases intermetálicas sendo que duas delas ocorrem frequentemente nos aços inoxidáveis: a fase de Laves  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  ( $\eta$ ) e a fase chi  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$  ( $\chi$ ). Isto pode ser observado nos diagramas da figura 9.



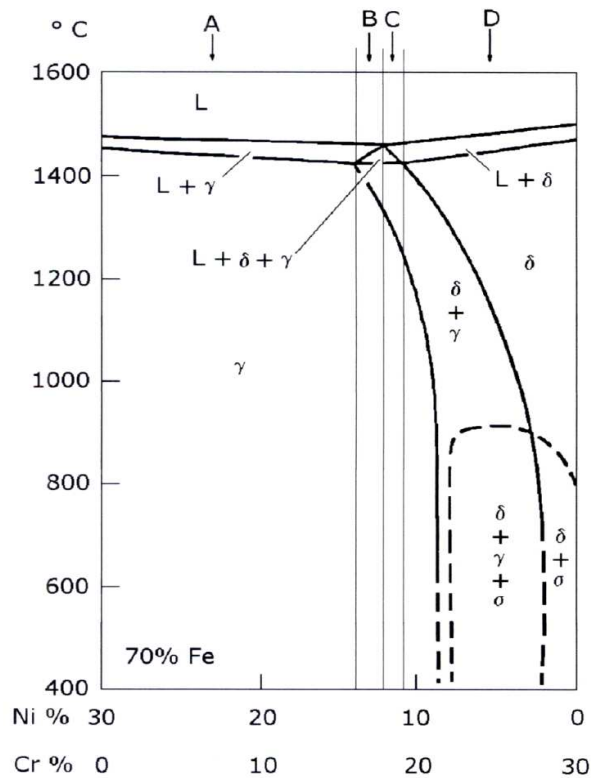


**Figura 9.** Cortes do diagrama Fe-Cr-Ni-Mo para 70% Fe.

### 2.1.3. Solidificação no sistema Fe-Cr-Ni

A solidificação dos aços inoxidáveis do sistema Fe-Cr-Ni pode iniciar-se com a formação de ferrita e/ou austenita, dependendo, principalmente, da sua composição química ou do balanceamento entre os elementos de liga que promovem a formação de ferrita e de austenita.

A figura 10 apresenta uma seção vertical (pseudobinária) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni, para 70% de ferro. Nesse sistema, para diferentes proporções entre Cr e Ni, a solidificação pode resultar na formação de ferrita ou austenita como fase primária, à medida que os teores de Cr e Ni aumentam, respectivamente.

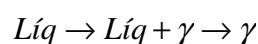


**Figura 10.** Representação dos modos de solidificação no corte do diagrama de fases Fe-Cr-Ni, para 70%Fe (Kim e Shin, 1995).

O efeito da composição química na seqüência de solidificação dessas ligas foi estudado por diversos autores como Hammar (1979), Fredriksson (1972), Takalo et al (1980), Suutula (1983), Jernkontoret (1977) e Allan (1995) que identificaram basicamente quatro modos possíveis de solidificação (I, II, III, IV), os quais estão representados na figura 10.

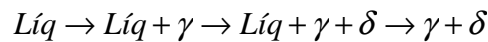
#### (I) Solidificação austenítica

O processo de solidificação tem início com a formação de dendritas de austenita, completando-se com a formação apenas desta fase.



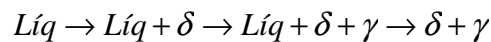
#### (II) Solidificação austenítica-ferrítica

A solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços das dendritas, por efeito de segregação de elementos que promovem a formação de ferrita.



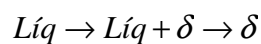
### (III) Solidificação ferrítica-austenítica

A ferrita é a primeira fase a se solidificar, na forma de dendritas. A austenita se forma posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma reação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, reação eutética envolvendo três fases ( $L + \delta + \gamma$ ). Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido, com a conseqüente segregação de elementos que promovem a ferrita tanto para o interior da dendrita como para o líquido, podendo, desta forma, estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e, ainda, causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos.



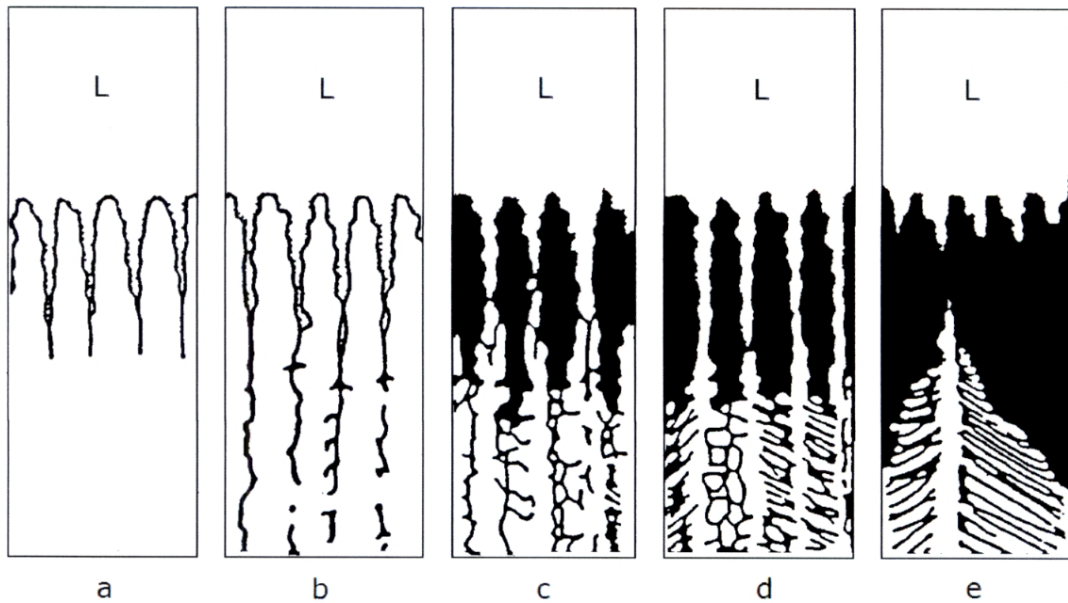
### (IV) Solidificação Ferrítica

A ferrita é a única fase formada na solidificação, tendo-se formação posterior de austenita somente no estado sólido.



Deve-se ainda mencionar que uma dada liga não se solidifica necessariamente de acordo com apenas uma dessas seqüências, podendo ocorrer à nucleação simultânea de ferrita e austenita, em diferentes regiões da massa líquida devido a flutuações de composição química durante a solidificação, ou por variações na velocidade de resfriamento (Suutala e Moio, 1983), ou seja, o modo de solidificação depende essencialmente da composição química e da velocidade de solidificação (variáveis de processo).

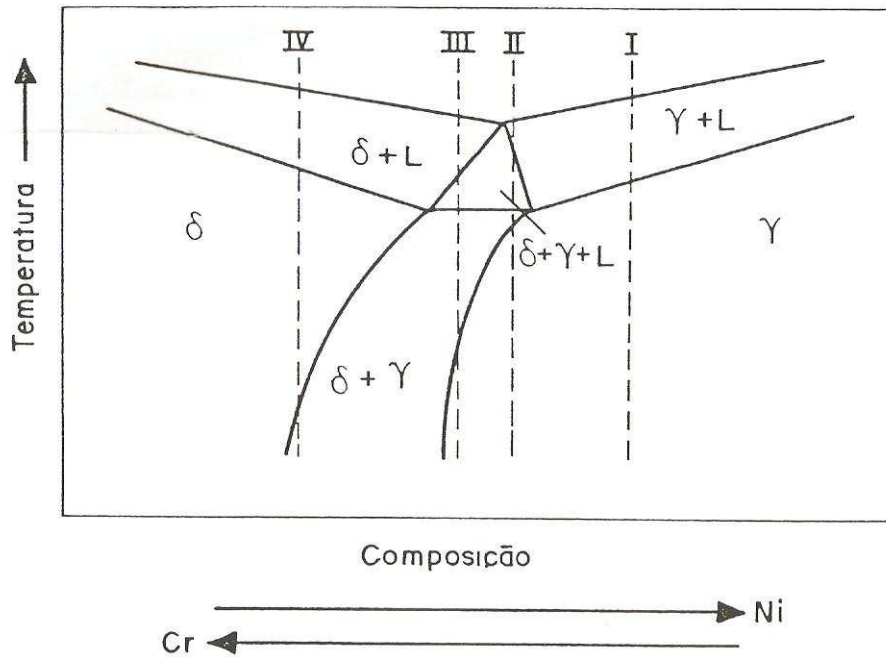
A seqüência de solidificação e as características da transformação subsequente irão determinar o nível de segregação e a distribuição final de ferrita. A ferrita poderá ser dendrítica ou interdendrítica dependendo do modo de solidificação, conforme mostra a figura 11.



**Figura 11.** Representação esquemática do modo de solidificação (Suutala, 1979). (a) Modo I: o metal solidifica completamente em austenita, nenhuma outra transformação em alta temperatura acontece; (b) Modo II: a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços das dendritas; (c) Modo III: a solidificação inicia-se com a formação de dendritas de ferrita e a austenita é formada posteriormente na interface ferrita – líquido; (d) Idem ao (c), porém com maior fração volumétrica de ferrita; (e) Modo IV: a ferrita é a única fase a se formar durante a solidificação e a austenita é formada através da transformação de estado sólido.

No estado sólido ocorre a transformação de  $\delta \rightarrow \gamma_s + \delta_s$ , ou seja, a austenita cresce para a ferrita remanescente do processo de solidificação, ocorrendo assim, a estabilização da ferrita devido à segregação de elementos ferritizantes para esta fase durante a transformação no estado sólido.

A fase ferrítica pode decompor-se no resfriamento através de uma reação do tipo eutetóide, em austenita e carbonetos ( $\delta \rightarrow \gamma + \text{carbonetos}$ ); outra possibilidade seria a decomposição da ferrita em austenita e fase sigma ( $\delta \rightarrow \gamma + \sigma$ ). Na figura 12 é apresentada uma seção do sistema Fe-Cr-Ni, onde estas seqüências de solidificação estão apresentadas de forma esquemática.



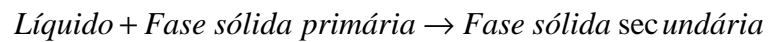
**Figura 12.** Esquema de um corte vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor de cromo constante.

Dentre as seqüências de solidificação descritas, a que ocorre a transição da ferrita para austenita durante a solidificação é a que exige maior atenção devido à maior complexidade da reação quando comparada às demais seqüências de solidificação, e à sua maior importância, uma vez que as ligas que iniciam a solidificação com a formação de ferrita possuem comportamento menos susceptível à presença de trincas a quente na solidificação e também em processos de soldagem.

A transformação de ferrita para austenita nestas ligas ocorre durante a solidificação através de uma reação envolvendo três fases: ferrita, austenita e líquido. Em trabalhos realizados utilizando-se processos de soldagem esta reação tem sido caracterizada como eutética (Padilha e Guedes, 1973).

Entretanto, Padilha e Guedes (1994) e Fredriksson (1972), mostraram através de interrupções em solidificação direcional em aços do tipo AISI 304 e 316, que a austenita se forma entre os braços das dendritas primárias de ferrita por uma reação peritética.

Esta reação pode ser definida pela seguinte equação:

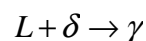


onde, a fase sólida secundária possui composição química intermediária entre as outras duas fases que participam da reação.

Também segundo (Padilha e Guedes, 1994), o mecanismo aceito para esta reação deve-se a Sartell e Mack que a dividiram em três etapas:

- (I) Inicialmente ocorreria a formação da fase sólida secundária na interface sólido primário/ líquido;
- (II) Transformação do sólido primário em secundário na interface entre essas duas fases;
- (III) Difusão, através da fase sólida secundária, com o crescimento da fase sólida secundária para a fase sólida primária.

No caso das ligas de ferro, a fase sólida primária é a ferrita e a fase sólida secundária é a austenita, sendo a reação descrita por:



No início da reação peritética, a austenita nucleia-se na interface líquido/ferrita, crescendo ao redor da ferrita. Esta etapa ocorre rapidamente e é controlada por difusão na fase líquida.

A etapa seguinte consiste no total envolvimento da ferrita pela austenita, passando a crescer austenita em direção à ferrita e ao líquido. Para a continuidade da reação, deve ocorrer difusão através da austenita, pois esta fase possui composição química intermediária entre a ferrita (fase primária) e o líquido. Porém a difusão em sólido é mais lenta que nos líquidos, o que provoca redução na velocidade da reação. Assim, dependendo das condições de resfriamento, a reação peritética pode ou não ser completada, podendo resultar, ao final da solidificação, na presença de ferrita e de austenita.

De acordo com Fredriksson (1972) e Padilha e Guedes (1994), existem muitas evidências de que, em certas regiões, as dendritas de ferrita e o líquido mantêm-se em contato, não havendo o envolvimento completo da dendrita de ferrita, o que permitiria que a reação ocorresse mais rapidamente quando comparada à situação em que a ferrita permaneceria isolada do líquido. Porém, mesmo que a ferrita tenha contato com o líquido, a transformação peritética tende a se tornar cada vez mais lenta à medida que prossegue.

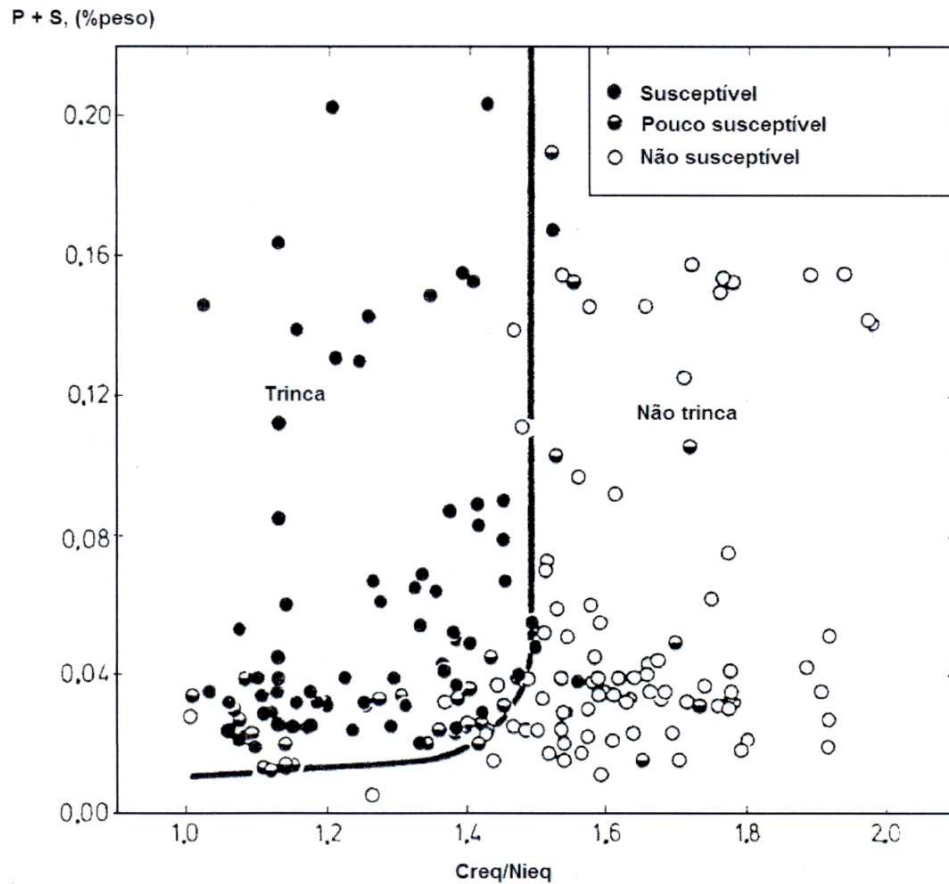
Uma vez nucleada, a austenita passa a crescer em direção ao líquido e à ferrita primária. Durante o seu crescimento a austenita causa a segregação, para o líquido e para o interior das dendritas de ferrita, dos elementos estabilizadores de ferrita.

Esta segregação pode supersaturar o líquido com elementos ferritizantes, promovendo a nucleação de ferrita. Assim ocorreria a nucleação simultânea, a partir do líquido, de ferrita e austenita e, ao mesmo tempo, a austenita cresceria para a ferrita.

Um aspecto tecnológico importante relacionado ao modo de solidificação é a susceptibilidade a formação de trincas a quente na solidificação. Segundo Vitek e co-autores em 1983, a tendência a formação de trincas deve-se a segregação para o líquido de P, S e outros elementos que promovem a formação de fases com baixo ponto de fusão. A solubilidade destes elementos é maior na ferrita que na austenita, fazendo com que haja menor segregação interdendrítica, reduzindo a tendência à formação de trincas (Vitek et al, 1983). A figura 13 apresenta o efeito da concentração de P, S e relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  na formação de trincas durante a solidificação.

Observa-se que composições com relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  maiores que 1,5 ou com P+S menores que 0,01% não são susceptíveis a formação de trincas. Portanto, para corridas com relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  maiores que 1,5 o problema de trincas a quente não é crítico, todavia para corridas com relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  menores do que 1,5, os teores de P e S devem ser rigidamente controlados.

Finalmente, deve-se mencionar que as especificações atuais de aços inoxidáveis austeníticos comerciais permitem que ocorram diferentes tipos de solidificação para a mesma faixa de composições especificada para um determinado aço.



**Figura 13.** Efeito do %P+%S e da relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  na ocorrência de trincas na solidificação (Kujanpaa et al, 1979).

#### 2.1.4. Determinação (Cálculo) de cromo e níquel equivalentes

Os elementos de liga presentes em um aço inoxidável podem ser agrupados em ferritizantes ou alfacênicos e austenitizantes ou gamagênicos por meio do uso de equivalentes em cromo ( $Cr_{eq}$ ) e em níquel ( $Ni_{eq}$ ), respectivamente. Este procedimento foi introduzido por Schaeffler há cerca de 60 anos. A fórmula proposta por Schaeffler foi modificada e aperfeiçoada ao longo dos anos, sendo que a contribuição de DeLong (1960), referente ao efeito do nitrogênio, foi provavelmente a contribuição mais significativa.

Além dessas expressões para cálculos de cromo e níquel equivalentes, várias outras expressões foram sugeridas incorporando outros elementos, ou utilizando outras condições de solidificação e diferentes composições químicas. A tabela apresenta algumas dessas expressões, bem como os respectivos autores e as condições em que foram determinadas.



As expressões da tabela podem ser descritas de forma genérica por:

$$Ni_{eq} = \%Ni + A (\%Mn) + B (\%C) + C (\%N) + D (\%Cu) + E (\%Co) + F$$

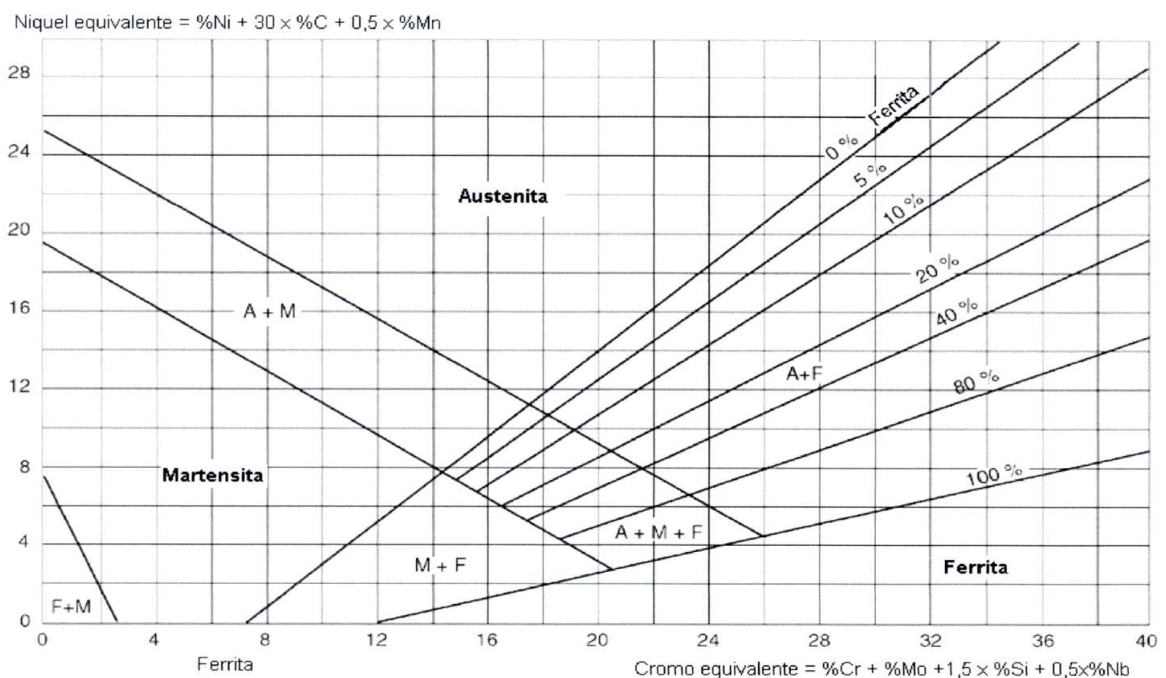
$$Cr_{eq} = \%Cr + G (\%Si) + H (\%Mo) + I (\%Al) + J (\%Nb) + K (\%Ti) + L (\%W) + M (\%V) + N$$

Onde A, B, ..., N são constantes.

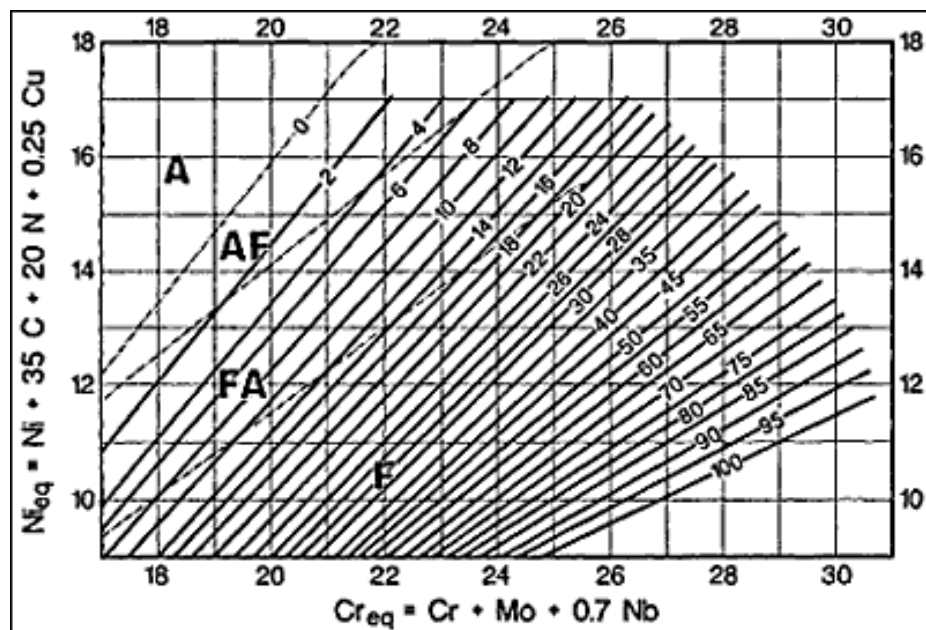
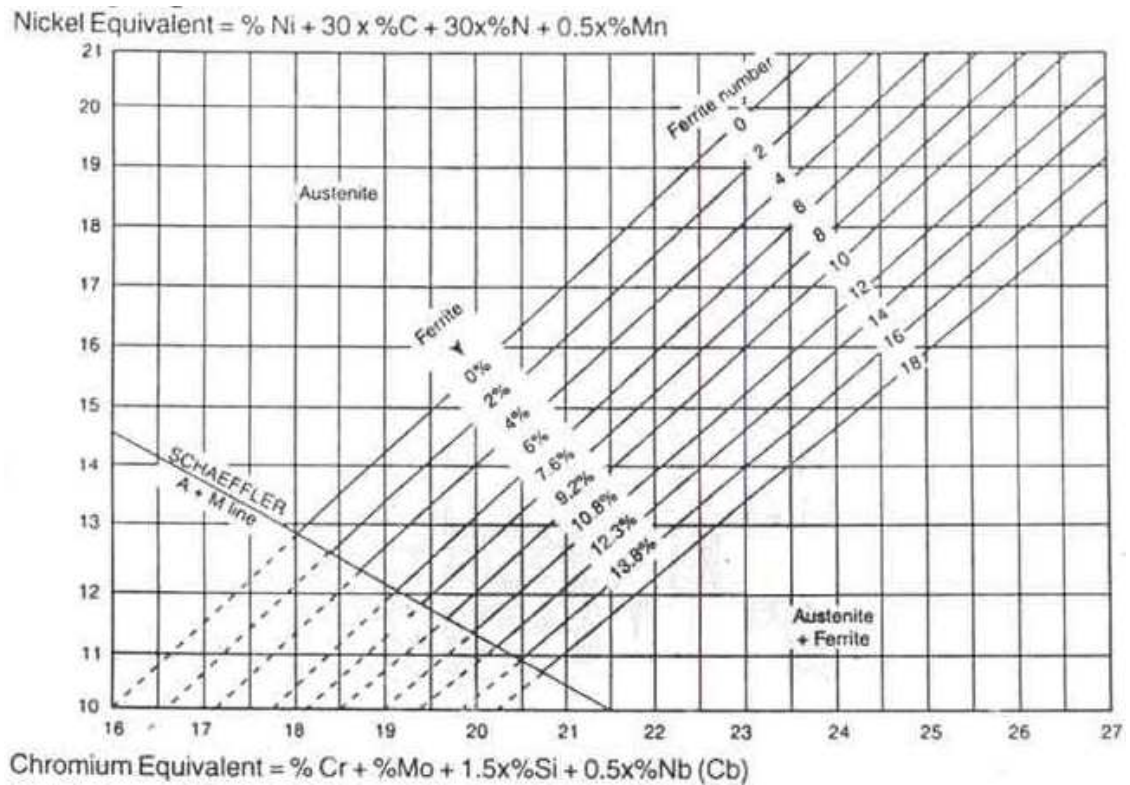
Nota-se que os valores das constantes para um determinado elemento nas diversas expressões nem sempre são coincidentes, como mostrado na Tabela 1, podendo-se atribuir essas variações às diferentes técnicas e composições químicas empregadas para sua determinação, o que poderia causar diferentes efeitos relativos dos diversos elementos.

A partir das expressões apresentadas são construídos diagramas que permitem que se obtenha a microestrutura a ser obtida para uma determinada composição química.

A figura 14 (a) apresenta o diagrama de Schaeffler (1949) construído a partir de amostras soldadas de aços inoxidáveis austeníticos do grupo Fe-Cr-Ni, utilizado para prever a quantidade de ferrita que irá se formar na zona fundida. Diagramas semelhantes foram desenvolvidos por DeLong (1960), figura 14 (b), Hull (1973), Schoefer (1976), e mais recentemente o diagrama WRC 1992, modificado por Kotecki, figura 14 (c) (Schoefer, 1976; ASTM 800/A).



(a)



**Figura 14.** Diagrama de Schaeffler (a), De Long (b), WRC 1992 (c) (Schaeffler, 1949).

O diagrama de Schaeffler é o diagrama mais comumente utilizado, porém não prevê a ação do N como elemento estabilizador da austenita. A ação do N é analisado pelo Diagrama de De Long. A influência do Mn pode ser analisada pelo diagrama WRC1992.

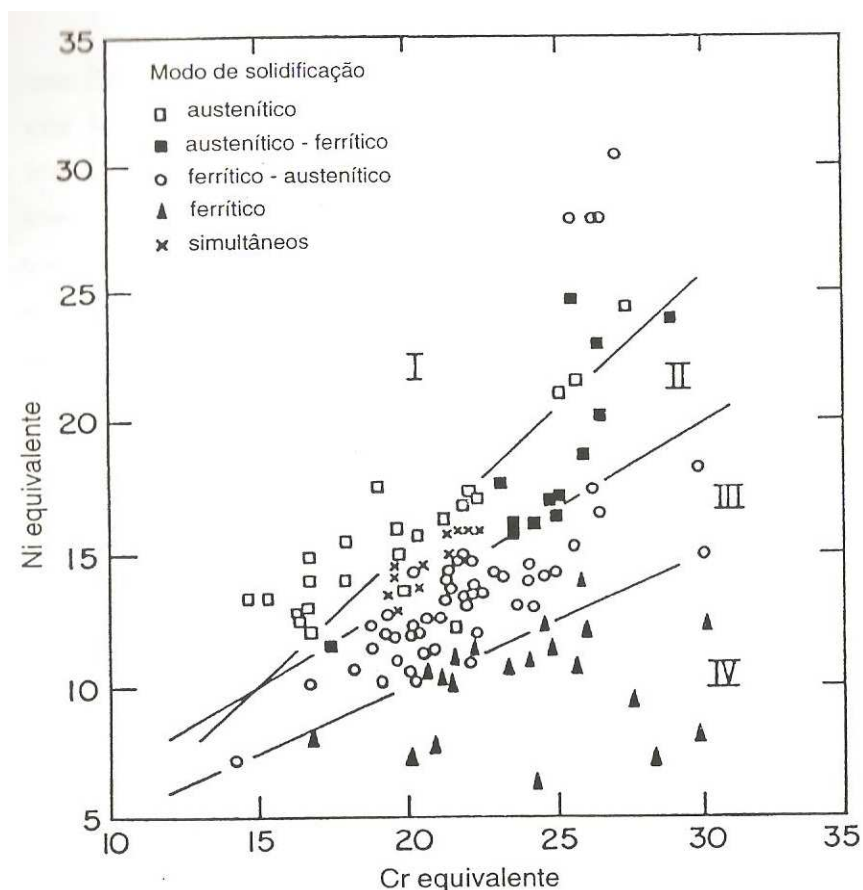
**Tabela 1.** Valores das constantes das expressões de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  apresentados por diferentes autores.

Autor	Ref	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	Aplicação
Schaeffler	1949	0,5	30	0	0	0	0	1,5	1	0	0,5	0	0	0	0	Solda
DeLong	1960	0,5	30	30	0	0	0	1,5	1	0	0,5	0	0	0	0	Solda
Schoefer	1973	0,5	30	26	0	0	2,25	1,5	1	0	1	0	0	0	-4,99	Fundido
Schneider	1975	0,5	30	25	0,3	1	0	2	1,5	5,5	1,75	1,5	0,75	5	0	-
Jernkontoret	1977	0,31	22	14,2	1	0	0	1,5	1,37	0	2	3	0	0	0	Análise Térmica
Hammar Svensson	1979	0,31	22	14,2	0	0	0	0	1,37	0	0	0	0	0	0	Análise térmica
Hull	1973	0,11	24,5	18,4	0,44	0,41	0,0086 X%Mn <sup>2</sup>	0,48	1,21	2,8	0,14	2,2	0,72	2,27		Fundido resfriado rapidamente

Outra possibilidade para se prever as fases presentes em uma determinada liga é utilizar os valores de cromo e níquel equivalentes em cortes isotérmicos do diagrama ternário Fe-Cr-Ni. Entretanto, algumas expressões foram determinadas para altas temperaturas, e o seu emprego para isothermas a temperaturas inferiores a 900°C pode fornecer informações incorretas.

Suutala et al (1980) construíram um diagrama, o qual é apresentado por Padilha e Guedes (1994), procurando correlacionar a seqüência de solidificação com a composição química através dos equivalentes de cromo e níquel.

O estudo realizado por estes refere-se a resultados obtidos sob diferentes condições experimentais, ou seja, diferentes velocidades de resfriamento tais como as obtidas em experiências realizadas empregando-se análise térmica, soldas, corpos-de-prova de pequenas dimensões solidificados direcionalmente e peças fundidas. Estes resultados estão apresentados na figura 15.



**Figura 15.** Efeito da composição química no modo de solidificação de ligas Fe-Cr-Ni.

Das três retas que separam os campos das diferentes seqüências possíveis de solidificação, foram calculadas as respectivas equações que dividem os campos relativos aos modos de solidificação II e III, e III e IV, que são apresentadas abaixo, em função de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$ :

Transição entre as seqüências de solidificação II e III:

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = 1,5$$

Transição entre as seqüências de solidificação III e IV:

$$\frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = 2,0$$

Assim, ligas cuja composição química apresente relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,5$  teriam a austenita como fase primária na solidificação, e sua seqüência de solidificação seguiria os modos I e II mostrados na figura 12. Dentro desse intervalo, nas ligas com relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  mais elevadas poderia ocorrer a formação de ferrita ao final da solidificação (seqüência II). Para relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  superiores a 1,5, a solidificação teria início com a formação de ferrita. Para relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  entre 1,5 e 2,0 haveria transição para austenita ainda durante a solidificação e, para relações superiores a 2,0, a solidificação seria encerrada com a formação de ferrita, exclusivamente, formando-se austenita apenas no estado sólido.

Resultados diferentes dos apresentados anteriormente foram também obtidos por outros pesquisadores. Estas divergências nos valores determinados para as relações devem-se às diferentes expressões empregadas para sua determinação, que apresentam diferenças acentuadas entre si, tanto no que se refere aos elementos agrupados nas expressões como nos fatores de multiplicação de cada elemento.

Entretanto, uma limitação para o emprego dessas expressões seria a sua aplicação a ligas que possuem em suas composições químicas elementos que não são considerados nas expressões de cromo e níquel equivalentes, mas que teriam grande influência sobre a solidificação desses materiais.

Assim, de acordo com as relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , os aços AISI 304, que possuem relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  de 1,6 a 1,8, iniciam a solidificação com a formação de ferrita com transição para a austenita ainda durante a solidificação.

### 2.1.5. Influência da composição química no modo de solidificação

A distribuição dos elementos de liga que compõem as ligas do grupo Fe-Cr-Ni é determinada pela seqüência de solidificação com que este processo ocorre. Além do modo de solidificação, também atuam sobre a distribuição dos elementos de liga pelos diferentes microconstituintes presentes a velocidade de crescimento na solidificação e a velocidade de resfriamento no estado sólido.

Para prever o modo de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos pode-se empregar a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .

Nayal e Beech (1986) definiram o seguinte critério para prever o modo de solidificação por meio das fórmulas para cálculo de cromo e níquel equivalentes de Hammar e Svensson (1979):

$Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,38$	Modo de solidificação Tipo I
$Cr_{eq}/Ni_{eq} 1,38 - 1,50$	Modo de solidificação Tipo II
$Cr_{eq}/Ni_{eq} 1,50 - 2,0$	Modo de solidificação Tipo III
$Cr_{eq}/Ni_{eq} > 2,0$	Modo de solidificação Tipo IV

#### ➤ Ligas com solidificação inicial de austenita

Essas ligas são caracterizadas por possuírem elevadas relações  $Ni_{eq}/Cr_{eq}$ , na qual a solidificação inicia e termina com a formação de austenita.

Nessas ligas, tanto o cromo como o níquel tendem a se concentrar no líquido durante o processo de solidificação quando este se inicia com a formação de dendritas primárias de austenita (Padilha e Guedes, 1994).

Para ligas que apresentam maiores concentrações de elementos ferritizantes e/ou menor presença em sua composição de elementos austenitizantes, com solidificação ainda iniciando com a formação de austenita, a segregação de cromo e níquel para o líquido poderia proporcionar condições para a formação de ferrita a partir do líquido nos estágios finais de solidificação.

Com a formação de outra fase sólida, no caso a ferrita, haveria uma partição dos elementos concentrados no líquido interdendrítico entre a fase primária (austenita) e a fase sólida interdendrítica (ferrita).

Segundo Carvalho e outros autores, no livro de Padilha e Guedes (1994), estudando através da solidificação direcional o efeito da microsegregação de Cr, Ni e Mo em aços AISI 304 que iniciaram sua solidificação com a formação de austenita, observaram que os elementos ferritizantes Cr e Mo segregavam-se para o líquido, enquanto o níquel apresentava coeficiente de partição maior que a unidade, ou seja, as regiões interdendríticas permaneciam enriquecidas em Cr e Mo e empobrecidas de Ni. Segundo os autores citados, esta distribuição explica a ocorrência de ferrita nas regiões interdendríticas de ligas que iniciam a solidificação com formação de austenita e a sua estabilização a temperatura ambiente.

➤ Ligas com solidificação inicial de ferrita

Nessas ligas, a fase ferrítica pode ocorrer após a solidificação no eixo das dendritas ou em posições interdendríticas.

No início da solidificação, quando esta ocorre com a formação de ferrita, o níquel segrega-se para o líquido mais intensamente que o cromo. Em determinado estágio de solidificação, alcança-se uma concentração de níquel no líquido suficiente para que seja possível a nucleação de austenita, dando início a reação peritética. Assim, a nucleação da austenita ocorre na interface ferrita/líquido, crescendo a austenita para ambas as fases.

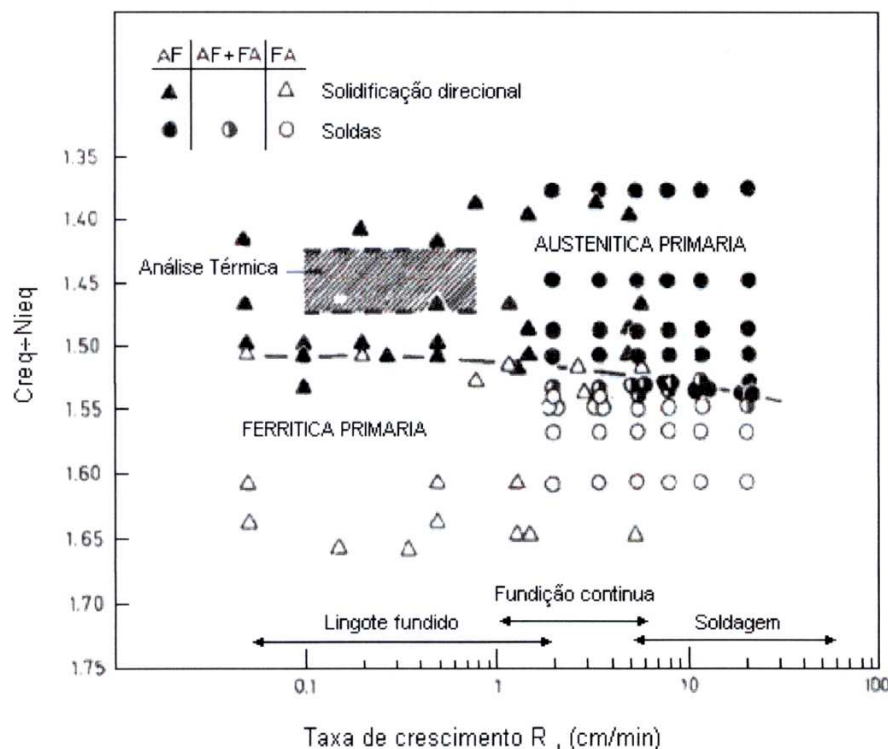
Durante o crescimento da austenita para o líquido, o comportamento quanto à distribuição dos elementos de liga é semelhante ao das ligas que iniciam a solidificação com a formação desta fase, ocorrendo a segregação de Cr, Ni, Mo e outros elementos para o líquido, possibilitando assim a formação de ferrita nas últimas regiões a solidificar. Com o crescimento da austenita para a ferrita primária, ocorre segregação de cromo e outros elementos ferritizantes para o interior da dendrita primária de ferrita e o enriquecimento da austenita em níquel. Assim, a ferrita é estabilizada pela segregação principalmente de cromo para o interior das dendritas durante a reação peritética.

### 2.1.6. Efeitos da velocidade de resfriamento

Além da composição química, a microestrutura obtida após o resfriamento das ligas Fe-Cr-Ni depende também da velocidade de resfriamento no estado sólido e da velocidade de crescimento na solidificação.

Suutala (1983) determinou que as relações de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  correspondem à transição na solidificação primária de austenita para ferrita e de ferrita para austenita sob diferentes condições de resfriamento. Em peças fundidas e lingotes (baixo gradiente térmico), esta transição se daria para relações de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  entre 1,43 e 1,50, em lingotamento contínuo (médio gradiente térmico) para relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  próximas a 1,50 e para alta velocidade de solidificação (alto gradiente térmico) como soldagem a arco para relação de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  entre 1,50 e 1,55.

A figura 16 apresenta resultados que evidenciam para maiores velocidades de solidificação a tendência a formação de austenita como fase primária.

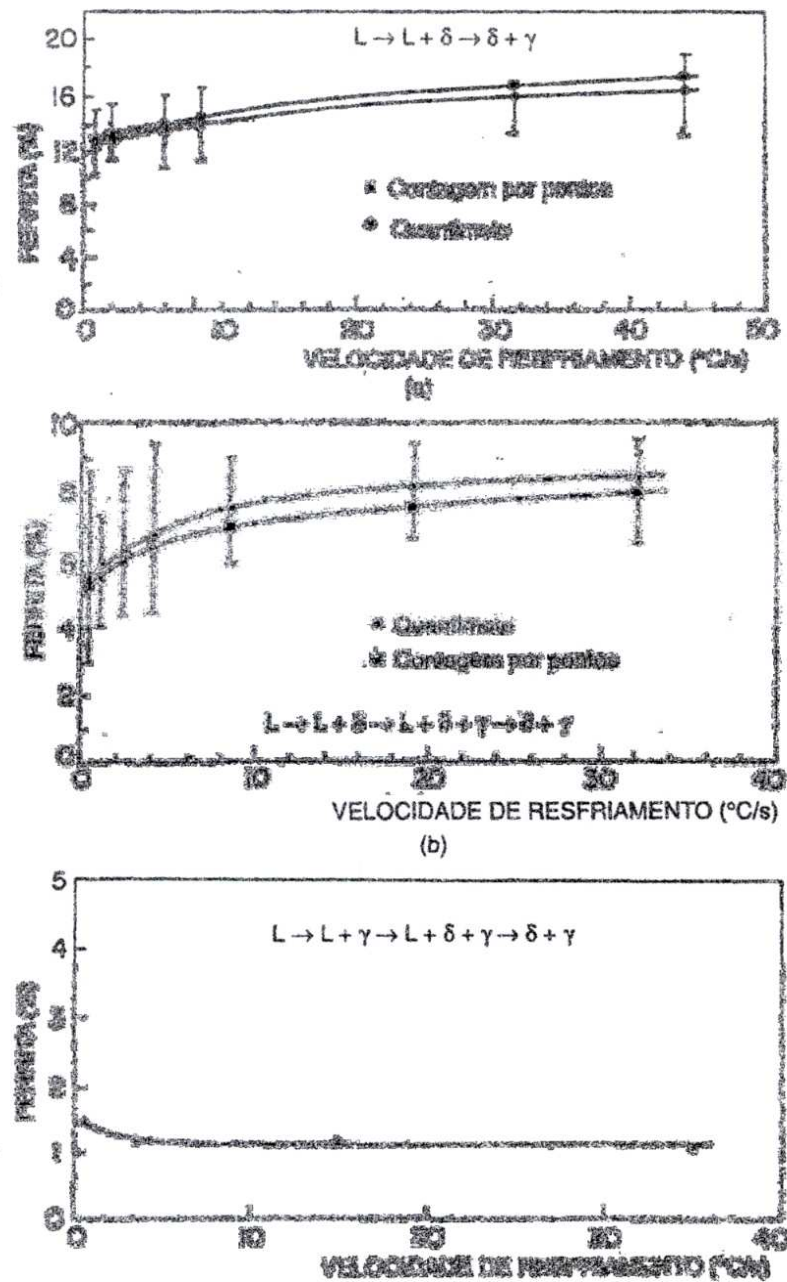


**Figura 16.** Efeito da taxa de crescimento no modo de solidificação de ligas contendo diferentes relações de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (Suutala, 1983). Na região hachurada foi observada a formação simultânea de ferrita e austenita.

Por outro lado, Fredrikson (1972) concluiu aumento na velocidade de resfriamento de 100 K/s para  $10^3$  K/s favorece a formação de ferrita primária.



Pereira e Beech (1979) estudaram os efeitos da composição química e da velocidade de resfriamento na ocorrência de ferrita em aços inoxidáveis no estado bruto de fundição através da variação das dimensões do molde, material de moldagem e por solidificação direcional. Segundo estes autores, o aumento da velocidade de resfriamento poderia aumentar a quantidade de ferrita presente, após resfriamento até a temperatura ambiente, caso a fase primária na solidificação fosse ferrita, ou reduzi-la, se a solidificação tiver início com a formação de austenita, conforme mostra a figura 17.



**Figura 17.** Efeito da velocidade de resfriamento na quantidade de ferrita presente em ligas com diferentes modos de solidificação (Pereira e Beech, 1979).

No início da solidificação com a formação de dendritas de austenita (figura 17), a ferrita, quando presente, situa-se nas regiões interdendríticas, como consequência da segregação de elementos promovedores de ferrita para essas regiões. Com isso, menores velocidades de crescimento da austenita causam segregação mais intensa desses elementos, aumentando assim, tanto a tendência a formação como também a quantidade de ferrita presente na estrutura. Contudo, se a velocidade for elevada, não haveria tempo para a partição desses elementos entre as fases líquida e sólida e, assim, a austenita permaneceria mais empobrecida em níquel e enriquecida em cromo, ocorrendo o inverso na fase líquida nas condições próximas a de equilíbrio. Assim, ocorreria uma redução na relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  no líquido e, portanto, uma menor tendência à formação de ferrita (Pereira e Beech, 1979).

Nas ligas em que a solidificação se inicia com a formação de ferrita, a transição para austenita pode ocorrer durante a solidificação, através de uma reação peritética ou ainda por uma transformação no estado sólido. Em ambos os casos as transformações dependem de difusão no estado sólido, o que as torna relativamente lentas. Nessas ligas, Pereira e Beech (1979) observaram maiores quantidades de ferrita presentes na microestrutura após o resfriamento até a temperatura ambiente para maiores velocidades de resfriamento, como mostrado nas figuras 17 (a) e 17 (b). Segundo os autores Pereira e Beech (1979), esse comportamento se deve a tempos mais curtos para a difusão e, portanto, menor tendência para que a transformação peritética se completasse e para que ocorresse a transformação da ferrita em austenita no estado sólido.

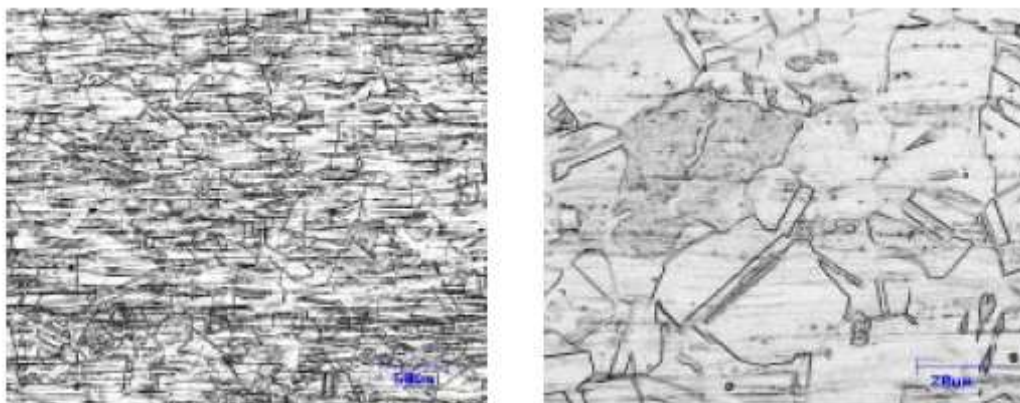
Para a ocorrência da reação peritética devem coexistir líquido e fase primária (pró-peritética). Quanto maior a quantidade de interface dessa fase para uma determinada fração volumétrica solidificada, maior a tendência da reação peritética se completar, visto que a etapa de transformação envolvendo difusão no estado sólido apresentará menor duração (Padilha e Guedes, 1994).

A nucleação da fase primária depende da velocidade de resfriamento, e quanto maior for esta, mais refinada será a estrutura. Entretanto, velocidades de resfriamento muito elevadas podem provocar a supressão da fase primária, formando-se, nesses casos diretamente a fase sólida secundária, com composição metaestável.

Desta forma, de acordo com Fredricksson (1972), na referência Padilha e Guedes (1994), o emprego de altas velocidades de resfriamento no campo onde coexistem a fase pró-peritética e o líquido e baixas velocidades de resfriamento quando se tem presença de das duas fases sólidas, favoreceriam a obtenção de estruturas com menores quantidades de ferrita.

## 2.2. Solubilização

Os aços inoxidáveis austeníticos são geralmente usados após um tratamento térmico de estabilização, isto é, são aquecidos a temperaturas entre 1000 e 1100°C e resfriados rapidamente ao ar ou em água. Este tratamento tem como objetivos permitir a recristalização da microestrutura encruada, manter em solução sólida o carbono, e com isto dar ao material uma estrutura essencialmente austenítica com uma menor quantidade possível de outros constituintes, em particular carbonetos. Esta estrutura representa uma condição otimizada em termos de ductilidade e resistência à corrosão. Em peças fundidas e em chapas mais grossas, particularmente de aços com teor mais elevado de Cr, o material pode apresentar, em sua microestrutura, uma certa quantidade de ferrita delta. A figura 18 mostra a microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico após tratamento de solubilização (Modenesi, 2001).



**Figura 18.** Microestrutura de um aço inoxidável austenítico após tratamento de solubilização. Ataque: Villela. (a) 200X; (b) 500X (Modenesi, 2001).

## 2.3. Soldagem

A soldagem é o processo de junção de duas partes metálicas, utilizando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão. É um dos processos industriais mais importantes sendo utilizado na fabricação e recuperação de peças, equipamentos e estruturas.

Entre os aços inoxidáveis, os austeníticos podem ser considerados os de melhor soldabilidade e de maior aplicação na indústria. No entanto, as propriedades desses aços podem ser facilmente degradadas em operações de soldagem ou em serviço. As trincas de solidificação podem ser controladas através da presença comedida de ferrita delta no depósito, fato que é amplamente discutido na literatura.

No entanto, raramente se discute a presença da ferrita delta nos metais de base, uma vez que os aços inoxidáveis austeníticos solubilizados e temperados deveriam apresentar apenas traços dessa fase.

### 2.3.1 Soldagem a Arco Gasoso com Tungstênio (GTAW ou TIG)

Este é o processo mais amplamente usado devido a sua versatilidade e alta qualidade bem como a aparência estética do acabamento da solda. A capacidade de soldar em baixa corrente e, portanto entrada de pouco calor, mais a capacidade de adicionar o arame de adição necessária, é ideal para materiais finos e a raiz corre em um dos lados da soldagem de chapa e tubo, mais grossa.



**Figura 19.** Soldagem TIG.

O argônio puro é o mais popular gás protetor, porém o argônio rico de misturas com a adição de hidrogênio, hélio ou nitrogênio é também empregado em finalidades específicas. Sendo empregada a soldagem lateral simples com proteção de gás inerte em baixo do cordão de solda evita-se a oxidação e a perda da resistência à corrosão.

O nome TIG é proveniente das iniciais da nomenclatura do processo em inglês: Tungsten Inert Gás. Nesse processo a adição é feita externamente, manual ou automatizada, figura 19.

Uma característica que deve ser sobressaltada deste processo é o excelente controle do calor cedido a peça, devido ao controle independente da fonte de calor e da adição do metal de enchimento. Isto torna o processo bastante vantajoso para a soldagem de peças de pequena espessura e, associado à eficiente proteção contra a contaminação e a soldagem de materiais de difícil soldabilidade, obtendo-se ótimos resultados. Comumente utiliza-se este processo de soldagem para o passe de raiz na soldagem de peças espessas e de grande responsabilidade.

Como o eletrodo não é consumido, há possibilidade da soldagem sem adição de metal de enchimento, tornando o processo ainda mais interessante na soldagem de chapas finas. Outra vantagem que pode ser descrita é a inexistência de reações metal-gás e metal-escória, além da pouca geração de vapores, permitindo ótima visibilidade do soldador.

O arco elétrico na soldagem TIG é bastante estável e suave, produzindo soldas com boa aparência e acabamento que exigem pouca ou nenhuma limpeza após a operação.

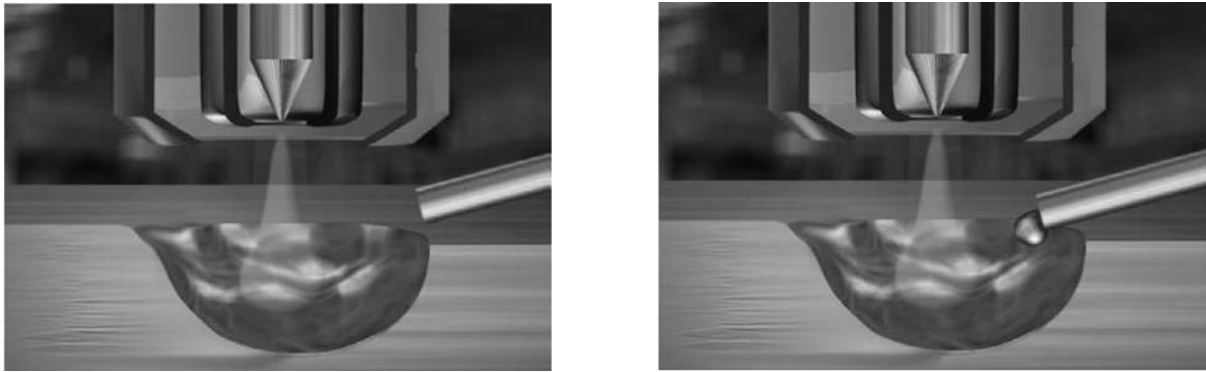
A desvantagem é que o custo dos equipamentos e dos consumíveis utilizados é relativamente alto e o rendimento do processo é baixo, limitando a sua aplicação a situações em que o fator mais importante seja a qualidade da solda produzida.

### 2.3.2 Soldagem a Arco de Plasma (PAW)

O processo de soldagem a arco de plasma é uma derivação do processo TIG, envolvendo a construção de um sistema de bocal que produz um arco de plasma transferido concentrado e estreito com características de penetração profunda.

Usado principalmente num sistema mecanizado com alta velocidade e alta produtividade é uma solda autógena onde é necessário uma junta de topo de canto

vivo com espessura de até 8 mm. É necessário uma combinação de PAW/TIG e arame de enchimento para assegurar uma junta de topo de canto vivo mais grosso com perfil pleno na superfície da solda. Para espessuras maiores que 10 mm emprega-se a preparação de raiz da solda PAW com V parcial seguido de junta de enchimento multi passo. É necessária a proteção com gás argônio para manter a resistência à corrosão de baixo do cordão, figura 20.



**Figura 20.** Soldagem a Arco de Plasma.

Esse processo tem as mesmas vantagens e desvantagens do processo TIG de soldagem, com exceção da espessura limite das chapas e da taxa de deposição.

### 2.3.3 Estrutura da zona Fundida

A microestrutura da solda dos aços da série 300 difere em alguma extensão da microestrutura do metal base, se este for um material trabalhado e solubilizado. A microestrutura deste é constituída, em geral, inteiramente de austenita, enquanto que a ZF pode reter quantidades variáveis de ferrita à temperatura ambiente. A microestrutura da ZF pode ser analisada com o auxílio do corte (diagrama pseudo-binário) do sistema Fe-Cr-Ni para 70% de ferro, figura 10. Por este diagrama, o metal líquido contendo 70%Fe e com diferentes quantidades de Cr e Ni pode se solidificar inteiramente como austenita, inicialmente como austenita e posteriormente como ferrita, inicialmente como ferrita e depois como austenita ou, ainda, inteiramente como ferrita, à medida que a relação entre os teores de Cr e Ni aumenta (Modenesi, 2001). Durante o resfriamento após a solidificação, toda ou parte da ferrita formada anteriormente pode ainda se transformar em austenita, resultando no último caso em uma microestrutura bifásica com diferentes morfologias. Segundo Jernkontoret (1977), nestes materiais, uma solidificação com

austenita primária (isto é, na qual a austenita é a primeira fase a se solidificar) ocorre para uma relação Cr/Ni inferior a 1,5 e a solidificação com ferrita primária ocorre para maiores relações Cr/Ni. Para valores desta relação superiores a cerca de 1,95, o material solidifica-se totalmente como ferrita.

A solidificação com austenita primária apresenta uma maior tendência à segregação na solidificação devido aos menores coeficientes de difusão dos elementos de liga nesta fase. Dependendo da composição química e da intensidade da segregação, a solidificação com austenita primária pode levar à formação de uma estrutura completamente austenítica ou à formação de ferrita eutética entre as dendritas de austenita. Um material que tenha se solidificado como ferrita primária atinge o campo de estabilidade da austenita ou das duas fases (figura 10) durante o seu resfriamento, ocorrendo, desta forma, a tendência da ferrita se transformar em austenita. A transformação completa da ferrita somente seria possível se o aço permanecesse por um longo tempo a altas temperaturas, nas quais a transformação ocorre mais rapidamente. Em soldagem, caracterizada por um resfriamento rápido, esta transformação completa não pode ocorrer e parte da ferrita formada durante a solidificação permanece até a temperatura ambiente. A quantidade final desta fase dependerá da composição química (particularmente da relação Cr/Ni) e das condições de soldagem que controlam a velocidade de resfriamento. Quanto maior esta velocidade, menor será a extensão da transformação e maior a quantidade de ferrita.

A microestrutura final da ZF de um aço inoxidável austenítico dependerá da forma de solidificação do aço e das transformações subseqüentes no estado sólido. Esta microestrutura pode ser classificada de acordo com a morfologia da ferrita. As principais microestruturas encontradas, para valores crescentes da relação Cr/Ni, são (figura 21):

**Austenita:** Este tipo de microestrutura resulta da solidificação direta para austenita, sem formação de ferrita. É usual designar esta forma de solidificação pela letra A.

**Austenita + ferrita eutética:** Resulta de solidificação em austenita primária com formação de ferrita em reação eutética ao final da solidificação e localizada em contornos de grão ou de dendritas ou células. Esta forma de solidificação (em austenita primária seguida pela formação de ferrita) é usualmente designada por AF.

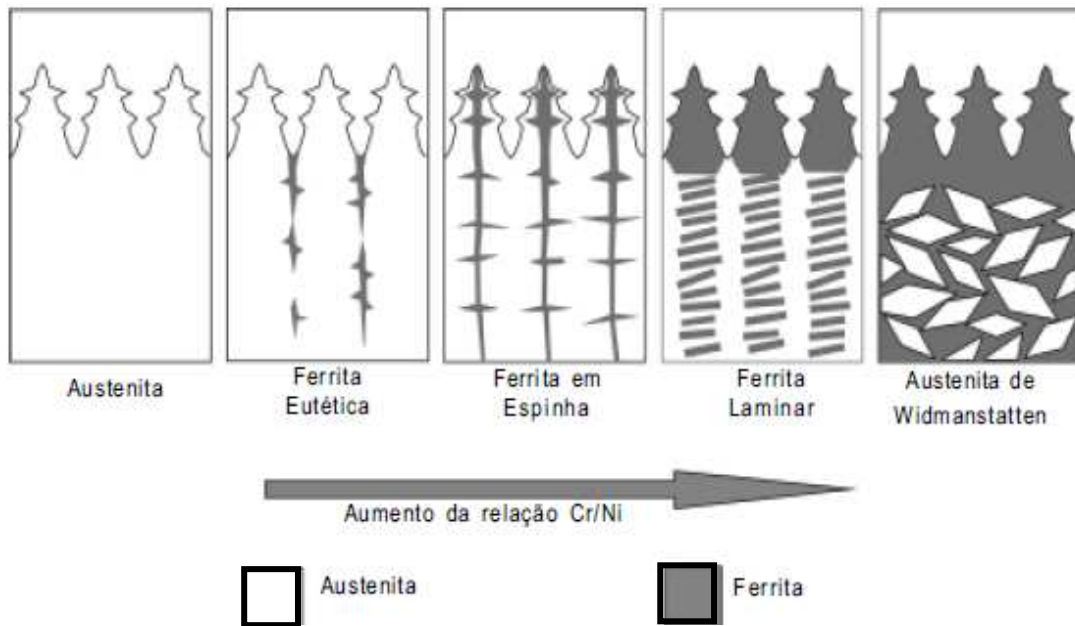
**Austenita + ferrita em espinha ou vermicular:** Resulta de solidificação em ferrita primária com formação de austenita tanto nas etapas finais desta (FA) como já no estado sólido (ao final da solidificação). A ferrita remanescente se localiza ao longo do centro das dendritas. Esta é a morfologia mais comumente observada em soldas de aços inoxidáveis austeníticos.

**Austenita + ferrita laminar ou rendilhada:** Resulta da solidificação em ferrita primária com a transformação desta em austenita ao seu final principalmente no estado sólido. Microestrutura característica de soldas com elevada quantidade de ferrita ou resfriadas rapidamente. A austenita aparece na forma de lâminas aproximadamente paralelas com a ferrita remanescente localizada entre as lâminas. Esta forma de solidificação é também designada por FA.

**Ferrita + austenita de Widmanstätten:** Neste caso, a solidificação ocorre somente com a formação de ferrita (F). A austenita é formada, na matriz de ferrita já completamente solidificada, nucleando nos contornos de grão da ferrita e crescendo como placas para o interior dos grãos.

Estruturas resultantes da solidificação com austenita primária (a austenita é a primeira fase a se formar) apresentam crescimento celular durante a solidificação. Para valores da relação Cr/Ni mais altos, podem apresentar ferrita eutética na forma de glóbulos ou veios localizados entre células ou dendritas. A quantidade de ferrita remanescente à temperatura ambiente é baixa, apresentando um número de ferrita (Ferrite Number., FN) inferior a 4.





**Figura 21.** Exemplos de morfologias da ferrita delta na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos (Eckstein, 1990).

Diversas características das soldas dos aços inoxidáveis austeníticos dependem de sua estrutura de solidificação. Como esta é predominantemente formada por austenita, tende a apresentar uma excelente ductilidade, comparável à do metal base, e não é sensível à fissuração pelo hidrogênio. Assim, não é necessário, em geral, pré-aquecer nem realizar tratamentos térmicos pós soldagem nestes materiais. Para a maioria das aplicações, a ferrita delta, quando presente em teores não muito elevados, é um constituinte benéfico para a ZF, pois reduz a tendência à fissuração na solidificação. Por outro lado, a quantidade de ferrita delta deve ser controlada em aplicações em que a junta soldada necessita de uma ótima resistência à corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual (a ferrita, sendo uma fase ferromagnética, pode ser magnetizada enquanto que a austenita não).

A estrutura da solda não depende somente da velocidade de resfriamento e da razão Cr/Ni. Em particular, os outros elementos de liga adicionados ao aço também afetam a estabilidade relativa das fases. Para classificar o efeito destes elementos, estes foram divididos em formadores de ferrita (por exemplo, Cr, Mo, Si, Nb e Al) e de austenita (por exemplo, Ni, C, N e Mn). O seu efeito relativo na formação de uma fase ou outra é, em geral, expresso em termos de equivalente de

cromo e equivalente de níquel e a sua influência combinada pode ser apresentada em diagramas constitucionais empíricos, como o diagrama de Schaeffler, o qual foi mostrado na figura 14.

## 2.4 Ferrita Delta

Em princípio, os aços inoxidáveis austeníticos são formulados e termomecanicamente processados de forma a apresentarem microestrutura austenítica. No entanto, dependendo do balanço entre os elementos de liga promotores da ferrita/promotores da austenita ( $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ), essas ligas podem apresentar frações significativas de ferrita  $\delta$ . Essa condição pode ser visualizada no pseudobinário diagrama Fe-Cr-Ni com ferro em 70% (Figura 10).

A ferrita  $\delta$  é resultante da participação de elementos “promotores da ferrita”, mormente o Cr, durante a solidificação e processamento termomecânico (Lippold e Kotecki, 2005). A presença da ferrita  $\delta$  em aços inoxidáveis austeníticos trabalhados mecanicamente e totalmente solubilizados é esperada ser inferior a 3% (Lippold e Kotecki, 2005; Leffler, 1998). Já nos aços inoxidáveis austeníticos fundidos pode-se esperar de 5% a 20% (Davis, 1999). A ferrita  $\delta$  poderá ser benéfica ou maléfica, dependendo do local (metal de base ou metal de solda), da fração volumétrica e da aplicação da liga.

É importante ressaltar que, embora por um lado haja a necessidade de determinada fração volumétrica de ferrita  $\delta$  nos depósitos de solda austeníticos, a presença dessa mesma fase no metal de base além de certos limites pode ser completamente indesejável.

Um problema trivial na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos é a trinca de solidificação ou trinca a quente (Lundin, 1985). A segregação, principalmente de elementos, tais como P, S e Si, provoca a formação de compostos de baixo ponto de fusão no metal de solda, que, em combinação com as tensões de contração, durante a soldagem, leva ao trincamento. Na soldagem desses aços, o controle da composição do metal de base e do metal de adição de forma a resultar em “Ferrite Number” (FN) 3 a 20 (Lippold e Kotecki, 2005; Kou, 2003) na solda é extremamente benéfico do ponto de vista de se evitar a trinca de solidificação.

Essa condição pode ser facilmente verificada lançando-se mão dos diagramas de Schaeffler-Delong ou Welding Research Council (WRC-1992) (Lippold

e Kotecki, 2005).

No entanto, a correta fração de ferrita  $\delta$  no metal de solda (MS) depende da aplicação e/ou condição de serviço. Um nível de FN acima de 10 pode comprometer propriedades mecânicas, caso o componente soldado tenha que ser submetido a tratamentos térmicos de alívio de tensões ou vá trabalhar tanto em temperaturas elevadas quanto criogênicas. Marshall cita que, quando o nível de ferrita  $\delta$  aumenta para além de 12%, a ferrita  $\delta$  muda de uma distribuição descontínua para uma contínua (Marshall, 1984), podendo comprometer ainda mais a junta soldada. O envelhecimento, ou seja, a exposição a trabalhos prolongados de juntas soldadas em temperaturas acima de aproximadamente 315° C (Kain, 2003 e Davis, 1999), é mais uma preocupação, pois existe a tendência de formação de fases intermetálicas fragilizantes, principalmente fase sigma ( $\sigma$ ).

A transformação da ferrita  $\delta$  em fases intermetálicas, tais como sigma ( $\sigma$ ), já durante a soldagem multipasse, parece depender da composição química do material que está sendo soldado. Na soldagem de aços inoxidáveis contendo Mo, esse tipo de transformação tem sido observado (Song et al, 1996). Já na soldagem de aços inoxidáveis sem Mo, a transformação parece não ocorrer (Kain, 2003). A soldagem com metal de adição com nitrogênio parece retardar a reação de formação. De qualquer maneira, além do Cr e do Mo, o Nb, Si, W, V, Ti e Zr promovem a formação de fase  $\sigma$ , sendo que o C e o N tendem a retardar.

Os aços inoxidáveis austeníticos, com exceção dos fundidos, não deveriam apresentar frações de ferrita  $\delta$  acima de 3%. Nos austeníticos fundidos com classificação equivalente aos trabalhados mecanicamente, pode-se deparar com frações variando de 5 a 20% ou, em alguns casos, até mesmo 40% de ferrita  $\delta$  (Houska, 2001). A ferrita  $\delta$  pode apresentar algumas características vantajosas para certas aplicações como melhorar as condições de vazamento na fundição, reduzir o potencial de corrosão sob tensão em alguns meios (por exemplo, em presença de cloretos) e melhorar as propriedades mecânicas (aços inoxidáveis duplex). Infelizmente, como muitos produtos conformados são originados a partir de blocos fundidos, como é o caso de forjados, a fração de ferrita  $\delta$  pode resultar em valores superiores ao esperado de 2 a 3%.

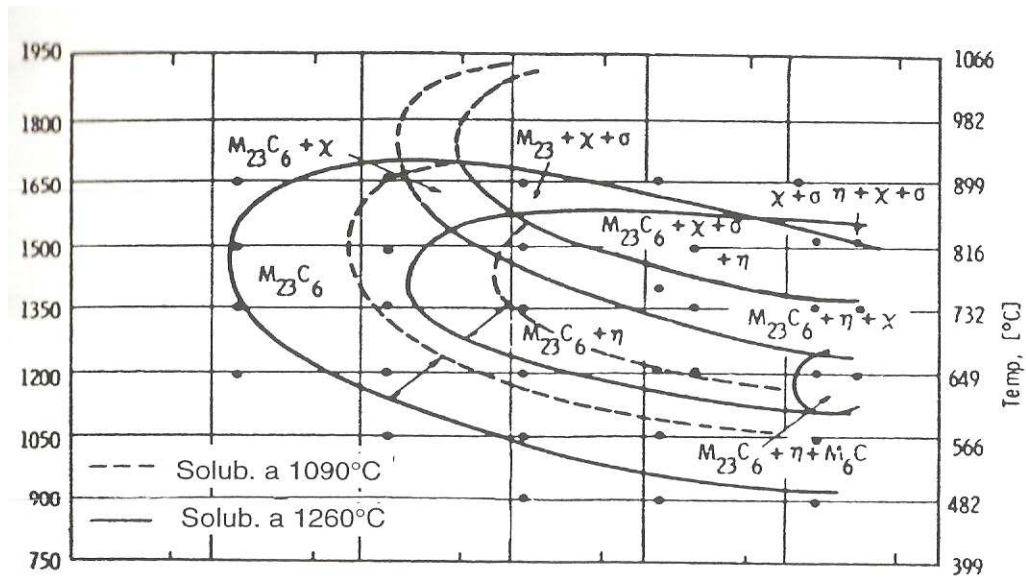
## 2.5 Precipitação de fases

A microestrutura da matriz dos aços ditos austeníticos, não são completamente austeníticas, mesmo após solubilização e antes do envelhecimento. A ferrita, dependendo da história térmica do aço, pode estar presente na microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos. Esta tendência se acentua com o aumento da temperatura acima de 1100°C, conforme o diagrama de equilíbrio mostrado na figura 6. Embora a ferrita seja indesejável nos aços inoxidáveis austeníticos, devido principalmente à suas características magnéticas e de corrosão, sua presença na zona de fusão de peças soldadas tem efeito positivo, pela sua maior capacidade de dissolver elementos formadores de eutéticos de baixo ponto de fusão (Nb, Si, P e S) comparado com a austenita.

As fases formadas em aços inoxidáveis austeníticos durante a exposição na faixa de 500 a 900°C podem ser classificadas em dois grandes grupos: carbonetos e fases intermetálicas.

Normalmente, três tipos de fases intermetálicas ocorrem em aços inoxidáveis austeníticos: fase  $\sigma$ , fase  $\chi$ , e fases de Laves. A presença das fases  $\sigma$  e  $\chi$  é geralmente negativa por contribuírem na fragilização do material e no empobrecimento da matriz em Cr, Mo, Ti, Nb e V. A fase de Laves, embora também acarrete perda de ductilidade e empobrecimento da matriz em Mo, Ti e Nb, causa considerável empobrecimento por precipitação.

As formação de fases que ocorre durante o envelhecimento de um aço inoxidável austenítico pode ser convenientemente representada num diagrama TTT, como o da figura 22, que mostra um diagrama TTT para um aço 316L. Este diagrama apresenta algumas diferenças em relação aos diagramas TTT de aços de baixa liga. A primeira delas é o número de fases que precipitam entre 500 e 900°C:  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $Fe_2Mo$  ( $\eta$ ),  $\chi$  e  $\sigma$ . As fases formadas neste diagrama TTT estão sucintamente explicadas a seguir.



**Figura 22.** Diagrama TTT do aço 316L previamente solubilizado a 1260°C por 1,5 h.

### Carbonetos do tipo ( $M_6C$ )

A similaridade entre os carbonetos  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$  dificulta a sua identificação por difração de elétrons em microscopia eletrônica de transmissão. Os carbonetos  $M_6C$  são freqüentemente encontrados em aços ligados contendo Mo e W. Em aços inoxidáveis austeníticos, o Mo e o W podem ser parcialmente substituídos por Cr e Fe.

O efeito deste carboneto nas propriedades dos aços austeníticos tem tido pouca atenção na literatura, provavelmente porque ele ou está ausente, ou está presente em quantidades muito pequenas nesta classe de aços.

### Carbonetos do tipo ( $M_{23}C_6$ )

Em materiais solubilizados e envelhecidos, a seqüência de precipitação ocorre em diversos locais como contornos de grão, contornos de macla e finalmente no interior dos grãos, em discordâncias. Pode também ocorrer nucleação na interface de inclusões. Neste caso a precipitação é simultânea com a precipitação em contornos incoerentes de macla.

Os precipitados em contornos de grão mantêm boa relação de coerência apenas com um dos grãos e crescem preferencialmente naquele com o qual eles são incoerentes. A deformação a frio, após a solubilização e antes do envelhecimento, normalmente favorece a precipitação no interior dos grãos durante o envelhecimento.

A precipitação e a dissolução são explicadas de maneira simples. Abaixo de 900°C precipita-se inicialmente, por razões cinéticas, o carboneto  $M_{23}C_6$ . O carbono é praticamente insolúvel nas fases intermetálicas  $\sigma$ ,  $\chi$  e Laves, principalmente na fase  $\sigma$ . Em princípio, as fases  $\chi$  e de Laves poderiam precipitar simultaneamente com o carboneto  $M_{23}C_6$ , mas devido à difusão mais lenta dos seus elementos constituintes, elas precipitam-se após a precipitação do carboneto. Somente após o empobrecimento quase que completo do carbono da matriz é que ocorre a precipitação da fase  $\sigma$ . A precipitação da fase de Laves, da fase  $\chi$  e da fase  $\sigma$  causa considerável empobrecimento de Cr e Mo na matriz. E, como se sabe, a solubilidade do carbono na austenita aumenta com a diminuição dos teores de Mo e de Cr, causando a dissolução de  $M_{23}C_6$ .

A fase  $M_{23}C_6$  é indesejável nos aços inoxidáveis austeníticos por causar corrosão intergranular. Por outro lado, outros trabalhos, mostraram que o  $M_{23}C_6$  tem efeito positivo na ductilidade em fluência, por dificultar o escorregamento dos contornos de grão.

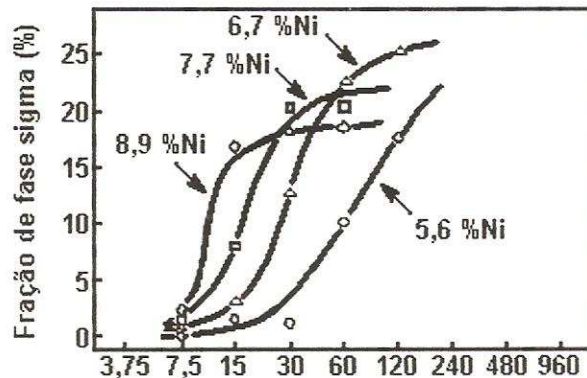
### Fase sigma ( $\sigma$ )

A fase  $\sigma$  é formada numa grande variedade de aços inoxidáveis, bem como nos aços inoxidáveis austeníticos; e uma pequena fração da mesma tem grande influência na redução da tenacidade e da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis. A fase  $\sigma$  consiste num composto intermetálico muito frágil e enriquecido de Cr e Mo (Maehara et al, 1983).

A sua cinética de precipitação é influenciada por fatores como composição química da liga e por frações volumétricas de ferrita e austenita, além de ser bastante lenta, pois ela tem dificuldade de nucleação (nucleia sempre incoerentemente com a matriz em locais de alta energia, tais como junções triplas de grãos, contornos de grão e contornos de macla) e de crescimento, pois depende da baixa difusividade dos elementos substitucionais. Como ela não dissolve elementos

intersticiais – C, B, e N - há necessidade do empobrecimento prévio da matriz nestes elementos (através da precipitação de carbeto e boreto) para sua posterior precipitação (Padiha e Guedes, 1994).

Na figura 23, vê-se a influência do Ni na cinética de precipitação da fase  $\sigma$ . Como pode-se perceber por essa figura, o aumento no teor de níquel diminui a fração total da fase  $\sigma$ , mais diminui o tempo necessário para o início de sua precipitação.



**Figura 23.** Influência do Ni na cinética de precipitação da fase  $\sigma$  em ligas 25% Cr-2,8%Mo solubilizadas a 1100°C e envelhecidas a 800°C (Machado e Padilha, 1996).

### Fase Chi ( $\chi$ )

A fase intermetálica  $\chi$  é comumente encontrada após envelhecimento numa faixa de temperatura de 700 a 900°C. A sua composição é próxima da fase  $\sigma$ , sendo que ao contrário de  $\sigma$ , esta pode dissolver carbono, sendo inclusive classificada como carboneto do tipo  $M_{18}C$ . A fase  $\chi$  tem sido frequentemente identificada em aços inoxidáveis austeníticos. O exemplo da fase  $\sigma$ , a fase  $\chi$  apresenta-se com diversas morfologias, mas ao contrário de  $\sigma$ , ela pode ser coerente com a matriz.

Embora a fase  $\chi$  tenha sido muito menos estudada que a fase  $\sigma$ , seu efeito nas propriedades do aço é considerado negativo.

### Fases de Laves

As fases de Laves que ocorrem mais facilmente nos aços inoxidáveis austeníticos são:  $Fe_2Mo$ ,  $Fe_2Ti$  e  $Fe_2Nb$ .

## 2.6. Mecanismos de crescimento de grão

O crescimento de grão é a terceira etapa (depois da recuperação e da recristalização) do recozimento. Este processo de crescimento de grão é realizado pela migração dos contornos de grão. Ao contrário da recristalização, o contorno move-se para seu centro da curvatura. Alguns grãos crescem, mas outros encolhem e desaparecem. Devido o volume da amostra ser constante, o número de grãos diminui como consequência do crescimento dos grãos. A força motriz para o crescimento de grão é a energia livre dos contornos de grão, a qual é substancialmente menor em magnitude do que a energia motriz para a recristalização. De acordo com o comportamento dos grãos, durante o crescimento, este processo pode ser classificado em dois tipos: crescimento de grão normal ou contínuo e crescimento de grão anormal ou descontínuo. O último foi igualmente denominado de crescimento de grão exagerado ou de recristalização secundária (Hsun, 2000).

### Crescimento de grão normal

Este tipo de crescimento de grão ocorre em metais puros ou em ligas monofásicas. Durante o crescimento isotérmico, o aumento no diâmetro médio de grão obedece a lei empírica do crescimento, a qual é expressa como

$$\bar{D} = Kt^n$$

onde,

$\bar{D}$  = diâmetro médio de grão;

$t$  = tempo de recozimento;

$K$  e  $n$  = são parâmetros que dependem da temperatura e do material.

Assim, quando  $\bar{D}$  e  $t$  são traçados numa escala logarítmica, uma linha reta deve ser obtida, com  $K$  como a intercepção e  $n$  como a inclinação. O valor de  $n$ , o expoente do tempo no crescimento de grão isotérmico, é no máximo igual a 0,5 normalmente.

O desvio de comportamento da reta linear por tempos de recozimento muito curtos a baixas temperaturas ocorre devido à recristalização, e por tempos de recozimento longos a altas temperaturas ocorre devido ao efeito limitante da espessura das amostras finas.



Uma das características estruturais durante o crescimento de grão normal é que a distribuição do tamanho de grão e a distribuição da forma dos grãos são essencialmente invariantes; isto é, durante o crescimento de grão normal, a média do tamanho de grão aumenta, mas a distribuição do tamanho e a distribuição da forma dos grãos permanecem as mesmas, antes e depois do crescimento, diferindo apenas por um fator de escala.

Assim, para uma primeira aproximação, o crescimento de grão normal é equivalente à ampliação fotográfica.

Durante o crescimento de grão normal, a mudança na textura é pequena e gradual. Assumindo que os grãos iniciais são orientados aleatoriamente, depois do extensivo crescimento de grão normal, algumas orientações preferenciais podem ser desenvolvidas entre os grãos finais, dependendo de alguns fatores como a energia das superfícies livres dos grãos. Se os grãos iniciais apresentam-se fortemente texturados, o crescimento de grão normal pode ser inibido como consequência da baixa mobilidade dos contornos de grão da matriz.

### Crescimento de grão anormal

O crescimento de grão anormal ou recristalização secundária, ocorre quando o crescimento normal dos grãos da matriz é inibido e quando a temperatura for suficientemente alta para permitir que alguns grãos especiais superem a força de inibição e cresçam desproporcionalmente. As condições comumente conhecidas para inibir o crescimento de grão são uma dispersão de partículas finas de segunda fase, uma forte orientação preferencial, e uma estrutura de grãos bidimensionais estável imposta pela espessura da amostra. As condições para inibir o crescimento de grão são perfeitamente compreensíveis, porque as partículas finas exercem uma força que bloqueia o movimento dos contornos, os contornos de grão da matriz são predominantemente de baixo ângulo, conseqüentemente ambas, a baixa mobilidade e o encaixe dos contornos na superfície dos planos retardam o movimento dos contornos (Hsun, 2000).

A figura 24 mostra o crescimento de grão anormal ou a recristalização secundária numa matriz texturada cúbica do aço inoxidável 304. A matriz cúbica texturada é caracterizada por grãos pequenos; os traços de macla entre os grãos estão orientados a 45° da direção de laminação. Este exemplo particular do

crescimento de grão anormal no aço inoxidável 304 texturado representa provavelmente o efeito combinado da inibição por partículas e da inibição por textura na recristalização secundária.



**Figura 24.** Microestrutura com crescimento anormal de grão e recristalização secundária de um aço inoxidável austenítico AISI 304.

Como a recristalização primária, a recristalização secundária consiste em nucleação e crescimento. Núcleos estáveis de grãos secundários são formados durante o período de encubação. O crescimento subsequente de grãos secundários recentemente formados ocorre pela migração de contornos de alto ângulo. Conseqüentemente ocorre uma grande mudança na textura. Assim, as características das recristalizações primária e secundária são similares. Entretanto, a força motriz é a energia motora para a recristalização secundária, ao contrário da energia de deformação para a recristalização primária, é a energia de contorno de grão dos grãos primários, os quais são muito menores do que a energia de deformação depois do recozimento (Hsun, 2000).

### 3. Material e Métodos

#### 3.1 Material

O material em estudo consiste num aço inoxidável austenítico tipo AISI 347 estabilizado com Nb, fornecido na forma de chapas soldadas com espessura de 1,5 cm.

A figura 25 abaixo mostra a macrografia do material soldado, evidenciando uma solda tipo junta de topo com chanfro em “V” simples e três cordões de solda. O processo de soldagem utilizado foi o TIG automático no passe de raiz e o processo de soldagem plasma nos passes de enchimento e acabamento. A composição química nominal do aço AISI 347 está apresentado na tabela 2.



**Figura 25.** Macrografia do aço AISI 347 soldado.

**Tabela 2.** Composição química do aço inoxidável AISI 347.

Elementos	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Nb
(% em peso)	0,015	1,89	0,44	17,06	10,1	0,33	0,015	0,002	0,66

A composição química do metal de adição ER308L que foi utilizado na solda está indicada na tabela 3 a seguir.

**Tabela 3.** Composição química do metal de solda ER308L.

Elementos	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	P	S	N
(% em peso)	0,015	1,85	0,48	20	10,1	<0,20	0,50	0,015	0,010	<0,60

### 3.2 Tratamento Térmico

O tratamento térmico realizado após processo de soldagem foi o de solubilização. Consistiu em aquecer a amostra do aço inoxidável tipo AISI 347 a uma temperatura de 1060°C com o tempo de tratamento determinado por 1,75 min/mm. Foi escolhida esta temperatura, pois, segundo a literatura e de acordo com o diagrama de fases da figura 5, para os aços austeníticos uma solubilização efetiva ocorre acima de 1000°C. De maneira geral, esse tratamento tem como objetivo remover as modificações estruturais resultantes do processo de fabricação por fundição ou soldagem, promover a dissolução/diminuição da ferrita delta formada em juntas soldadas, dissolver os carbonetos presentes (sobretudo o de cromo) e, após o tempo necessário nesta faixa de temperatura, resfriar adequadamente a fim de evitar a formação dessas fases no material.

### 3.3 Preparação Metalográfica

A partir do material mostrado na figura 25, foram seccionadas amostras na forma de barras quadradas com dimensões de 10 x 10 e 55 mm de comprimento. As mesmas foram cortadas de maneira que o cordão de solda ficasse no centro da amostra. Essas amostras foram preparadas metalograficamente, através das etapas de lixamento, polimento e ataque, para serem estudadas por técnicas de análise química, difração e raios-X, microscopia ótica e eletrônica e microanálise por EDS.

As amostras foram preparadas nas lixadeiras semi-automáticas Struers utilizando as lixas de granulometria 100, 220, 400, 600 e 1200 mesh. Após o lixamento, passaram pela etapa de polimento, nas politrizes Struers, utilizando pasta de alumina de 1 e 0,05  $\mu\text{m}$ , até a obtenção de uma superfície de boa qualidade. Por fim, as amostras foram atacadas eletroliticamente a fim de revelar a microestrutura do material. A solução usada para o ataque eletrolítico foi preparada dissolvendo-se 100g de cristais de ácido oxálico ( $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ) em 900 ml de água destilada, utilizando uma voltagem de 0,03V e uma corrente de 0,27A durante 2 minutos.

### 3.3.1 Microscopia Óptica

A metalografia ótica qualitativa e quantitativa é uma ferramenta extremamente útil no estudo de características metalúrgicas e microestruturais, gerando informações muito importantes sobre estrutura e propriedades dos materiais.

A microscopia ótica foi utilizada para o estudo da microestrutura das amostras de aço inoxidável tipo AISI 347 antes e após o tratamento térmico de solubilização, bem como para a quantificação da ferrita delta formada durante o processo de soldagem e sua variação como consequência do tratamento térmico de solubilização. A microscopia ótica também foi utilizada para a obtenção das micrografias em vários aumentos que melhor retratassem a microestrutura do material.

A análise de microscopia foi realizado no microscópio ótico industrial GX-41, do fabricante Olympus, disponível no LAMAV/CCT/UENF tendo utilizado o campo claro como método de observação.

### 3.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura tem como vantagens a análise microestrutural das amostras em grandes aumentos com uma elevada profundidade de foco, dando a imagem uma aparência tridimensional e a possibilidade de combinar a análise microestrutural com a microanálise química das diversas fases presentes.

O tipo de informação obtida depende da captação e processamento do respectivo sinal oriundo do volume de interação da amostra, de acordo com o que se deseja investigar. Assim, foram utilizadas as técnicas de imagem por elétrons secundários, pois fornece maior resolução e uma imagem de fácil interpretação que pode ser observada devido ao forte efeito topográfico das fases presentes e Imagem por elétrons retroespalhados (BSE), em que o contraste resultante deste mecanismo permite que se diferenciem numa imagem, regiões com distintas composições, podendo melhor perceber pelo contraste de tons de cinza, a formação dessas fases.

Desta forma, a microscopia eletrônica de varredura foi utilizada com o objetivo de estudar em detalhes, com a observação em maiores aumentos, os grãos, contornos de grãos e, após soldagem e tratamento térmico de solubilização, analisar a

ocorrência da ferrita delta na Zona Fundida (ZF) do material e do processo de variação do tamanho de grão na Zona Termicamente Afetada (ZTA). Foram obtidas imagens por elétrons secundários e retroespalhados.

O microscópio eletrônico utilizado foi o do fabricante Shimadzu, modelo SSX-550, disponível no LAMAV/CCT/UENF.

### 3.3.3 Microanálise

A microanálise EDS por MEV foi utilizada como um importante método de análise química do material. A análise dos raios-X característicos emitidos permite encontrar quais elementos estão presentes na amostra, isto é, pode-se realizar uma análise qualitativa. Com esta ferramenta foi possível identificar as fases que compõem os aços inoxidáveis austeníticos antes e após soldagem e tratamento térmico de solubilização.

As microanálises por EDS foram realizadas no microscópio eletrônico, do fabricante Shimadzu, modelo SSX-550, disponível no LAMAV/CCT/UENF, com o objetivo de identificar qualitativamente a composição das fases presentes no material, comprovando o que foi obtido pelas imagens.

### 3.4 Quantificação da Ferrita Delta

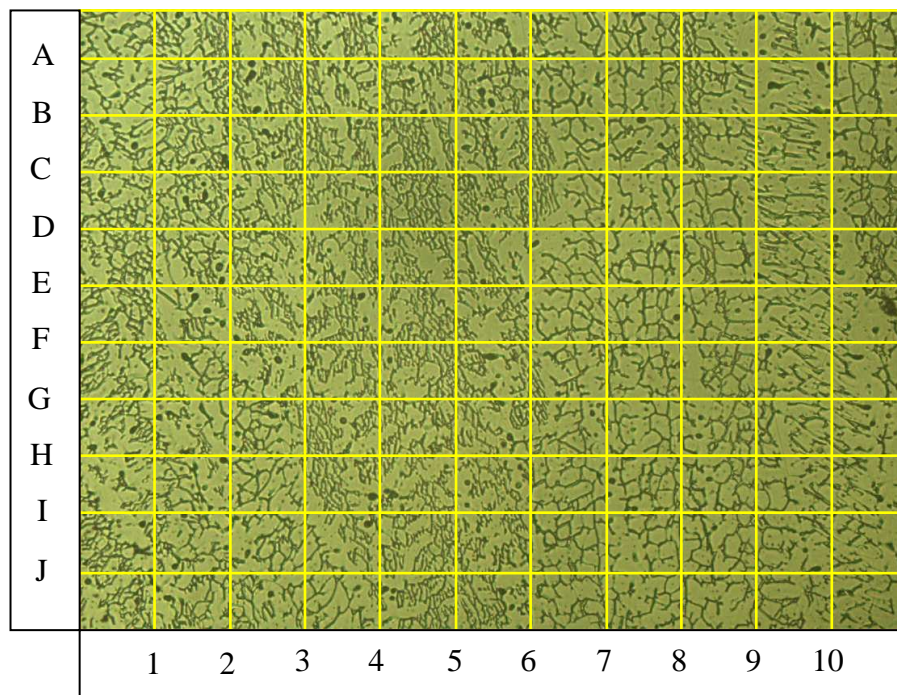
O principal objetivo da metalografia quantitativa consiste na caracterização numérica da estrutura dos materiais. Assim, foi utilizado o método da contagem de pontos para quantificar a estrutura da zona fundida.

A fração volumétrica dos constituintes presentes em uma estrutura pode ser quantificada na seção planar da amostra, pela super-imposição física ou imaginária de uma malha reticulada de pontos randômicos ou sistemáticos sobre a superfície, como mostrado na figura 26. Assim, observa-se a quantidade de pontos que se localizem em um determinado constituinte  $x$ , em relação a totalidade de pontos  $P$  traçados.

Foram traçadas malhas reticuladas idênticas sobre as 16 micrografias em estudo e analisadas as fases em cada um dos 100 pontos do reticulado. Por fim, foram contados quantos pontos coincidiram em cada fase e os resultados dos

mesmos foram divididos pelo número total de pontos para se obter a porcentagem de cada fase na zona fundida em estudo, através de estereologia quantitativa.

Foram utilizadas 16 micrografias aleatórias para a região da ZF e da ZTA e 49 micrografias seqüenciais para as regiões da ZF, ZTA e MB que compõem a microestrutura do material.



**Figura 26.** Foto ilustrativa da aplicação do reticulado sobre a micrografia a ser quantificada.

### 3.5 Ensaio de Tração

O ensaio de tração é amplamente utilizado para a obtenção de informações básicas sobre as propriedades de resistência dos materiais, e como um teste de controle de especificações dos materiais.

Nesta técnica, a cabeça do corpo de prova é fixada nas garras de uma máquina de ensaio que aplica esforços crescentes na sua direção axial. Durante o ensaio são medidas a força e a deformação correspondentes. Em geral, o ensaio é realizado até a ruptura do corpo de prova (Padilha e Guedes, 1843).

Os corpos de prova obtidos a partir da junta soldada mostrada na figura 25, é apresentado posteriormente na figura 50. A geometria observada foi imposta pela própria geometria do material soldado. No capítulo de resultados e discussão será apresentada a maneira que foram tratados os dados do ensaio de tração e como foi realizado o ensaio neste corpo de prova com formato ou geometria particular.

Os ensaios foram realizados na máquina Instron 5582 (disponível no LAMAV/CCT/UENF) com uma velocidade de 2 mm/min.

### 3.6 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza é um importante método para a caracterização individual desta propriedade em cada uma das fases que compõem a estrutura dos materiais. Os ensaios de microdureza foram realizados no microdurômetro HMV - Microhardness Tester, do fabricante Shimadzu disponível no LAMAV/UENF. Foi realizado ensaios de microdureza nas regiões do MB, ZF e ZTA de cada amostra. Este equipamento consiste num dispositivo digital e automaticamente fornece o valor da microdureza, através da fórmula:

$$HV(kgf / mm^2) = \frac{1854 \times F}{d^2}$$

Onde,  $d = 0,5n$

$$F = 20g$$

O ensaio de microdureza foi realizado com o objetivo de avaliar as mudanças nessa propriedade nas fases ferrita e austenita na ZF, ZTA e no MB das amostras. A impressão foi realizada pontualmente nas fases ferrita e austenita antes e após tratamento térmico de solubilização.

Para a abordagem estatística de microdureza, foram feitas 30 medidas, calculando-se para cada fase de cada amostra a média aritmética, o desvio padrão, o coeficiente de variação, o erro absoluto e o intervalo de confiança.

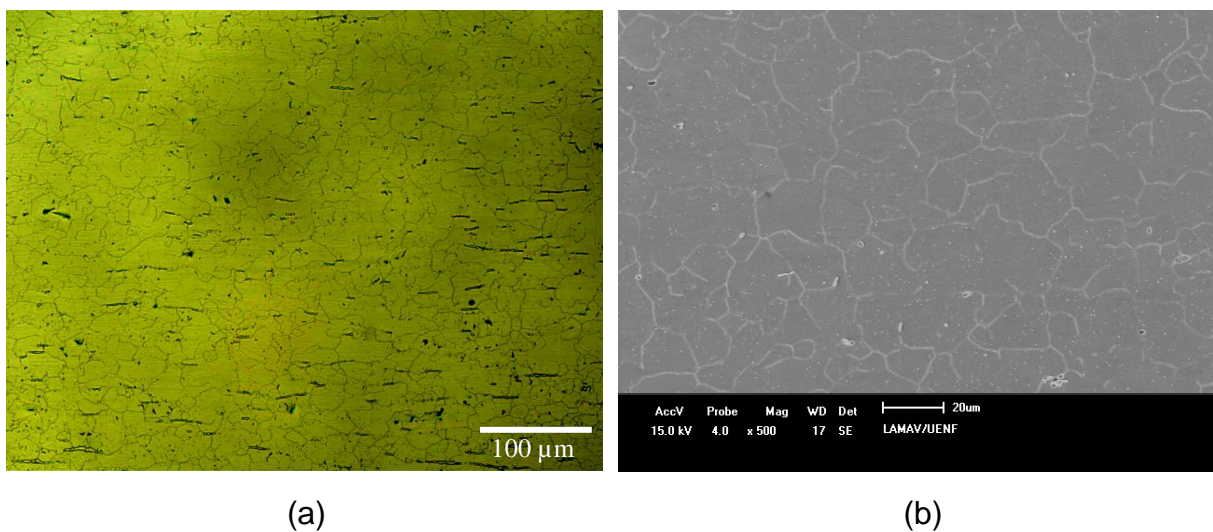


## 4. Resultados e Discussão

### 4.1 Microestrutura

#### 4.1.1 Material como recebido

A microestrutura do aço inoxidável austenítico tipo 347, recebido na condição inicial comercial (recozido), consiste na microestrutura típica de grãos austeníticos (Speich,1973), com morfologias poligonais de tamanhos não uniformes, variando num intervalo de 10 a 20  $\mu\text{m}$ , como mostrado na figura 27.

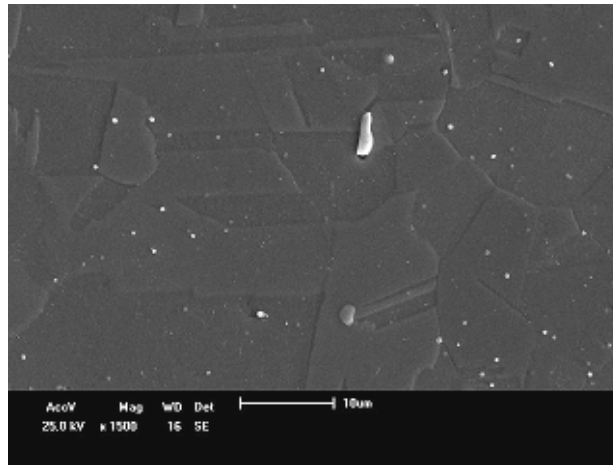


**Figura 27.** Micrografias do aço inoxidável austenítico tipo 347 evidenciando a não uniformidade de tamanhos e formatos dos grãos; (a) MO, 200x ; (b) MEV.

Mediante micrografias de microscopia eletrônica de varredura é possível avaliar com melhor definição em maiores aumentos a microestrutura típica dos aços inoxidáveis austeníticos, composta por grãos com morfologias geométricas e ângulos vivos, de 45 e 90°, por exemplo, como mostra a figura 28. Esta análise também permite confirmar que os contornos de grãos se encontram praticamente livres de fases e partículas como compostos intermetálicos.

Esta microestrutura encontrada no aço austenítico 347 em estudo é típica desta família de aços. Por exemplo, esta microestrutura foi encontrada por Vach M. e colaboradores em 2008 durante um estudo de três aços austeníticos distintos exposto a altas temperaturas. Microestrutura similar também foi encontrada por Sasikala G. e colaboradores (2000) num estudo de dos aços austeníticos do tipo 316 e 316L.

Na figura 28 apresenta-se uma micrografia do material como recebido com maior aumento evidenciando os grãos angulares. Algumas partículas de carbeto também podem ser observadas.

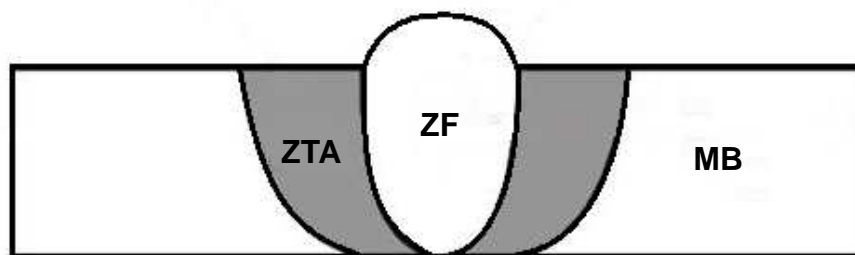


**Figura 28.** Micrografia por MEV do aço inox austenítico AISI 347, evidenciando os grãos austeníticos angulares.

#### 4.1.2 Material soldado sem TT de solubilização

A microestrutura do material soldado foi analisada por microscopia ótica e eletrônica de varredura como mostram as figuras subseqüentes.

As micrografias foram obtidas no plano perpendicular ao cordão de solda e em cada uma das regiões da zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB) como mostra esquematicamente a figura 29.

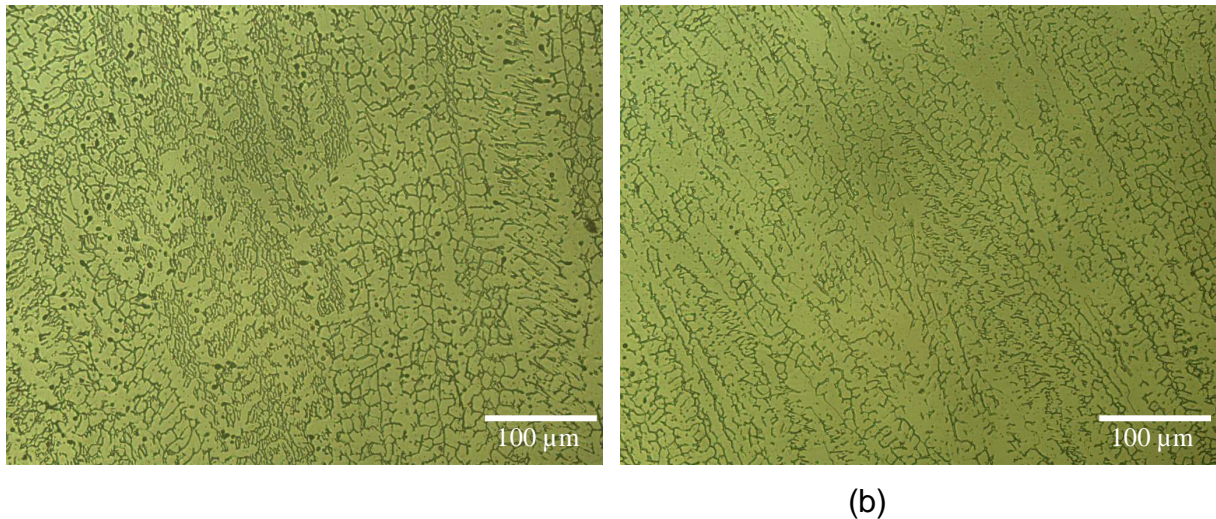


**ZF - Zona Fundida ZTA - Zona Termicamente Afetada MB - Metal Base**

**Figura 29.** Esquema da junta soldada evidenciando o cordão de solda, a zona afetada pelo calor e o metal base.

➤ **Zona Fundida**

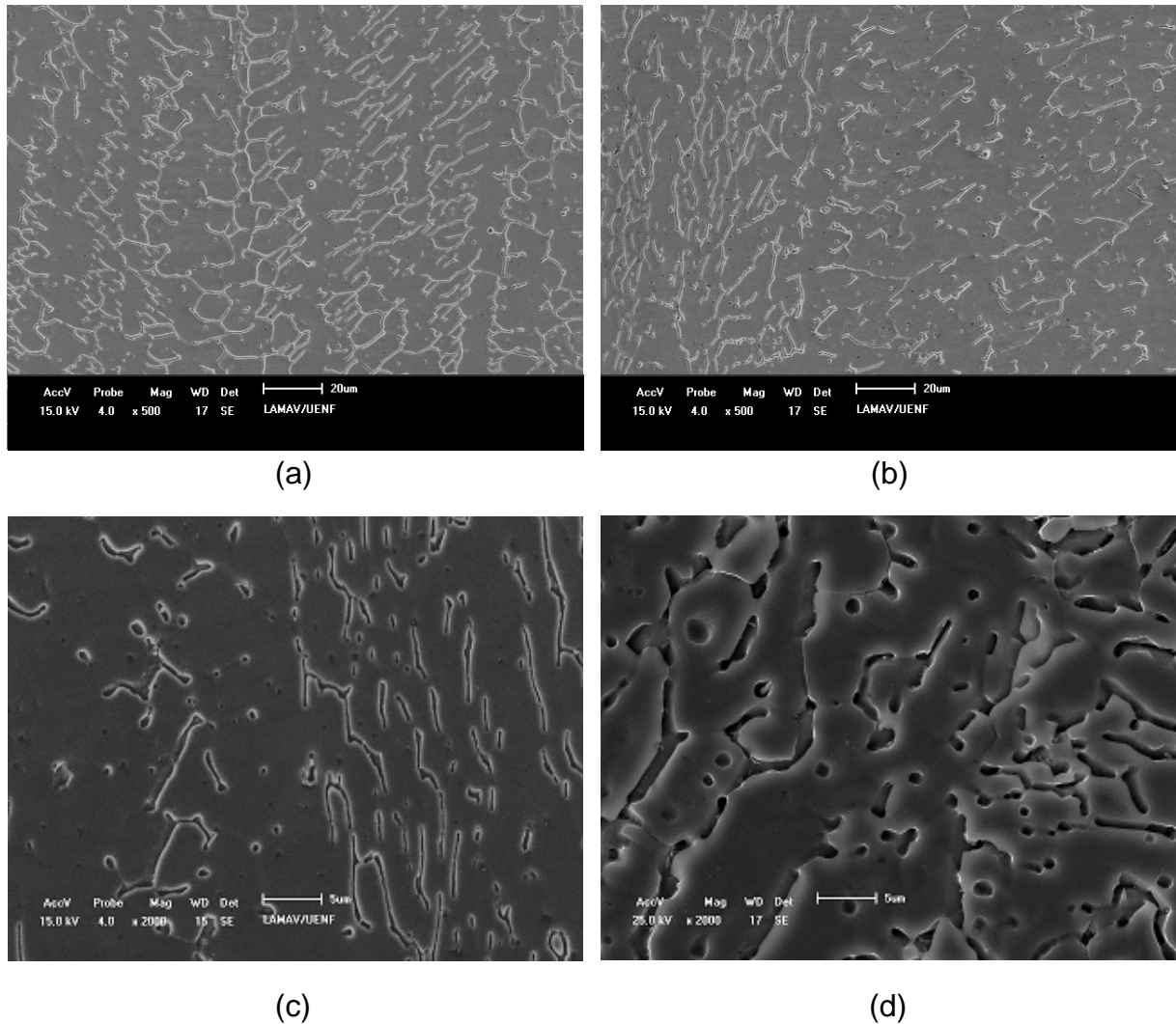
As micrografias da zona fundida do material soldado sem tratamento térmico mostram uma estrutura que consiste de ferrita delta com diferentes morfologias em uma matriz de austenita. As morfologias da ferrita delta foram identificadas como colônias de ferrita acicular, vermicular e ferrita de contorno de grão como mostrado na figura 30 (a) e (b).



**Figura 30.** Micrografias óticas da zona fundida do aço inox AISI 347 soldado evidenciando a formação da ferrita delta (a) acicular e vermicular; e (b) de contorno de grão (CC,200x).

A ferrita delta distribuída na matriz austenítica apresenta morfologias distintas de acordo com sua formação durante a taxa de resfriamento após o processo de solda (Modenesi, 2001; Feramuz et al, 2009).

As micrografias obtidas por MEV e mostradas na figura 31 evidenciam que, a fase de cor cinza ao fundo corresponde a matriz austenítica e a fase dispersa de cor branca, encontrada com diferentes morfologias, corresponde a ferrita delta formada na zona fundida após soldagem. Como indicado na representação esquemática da figura 31, estas micrografias foram obtidas no centro da zona fundida (a) e (d) e a direita do centro da solda, próximo a ZTA da solda (b) e (c).

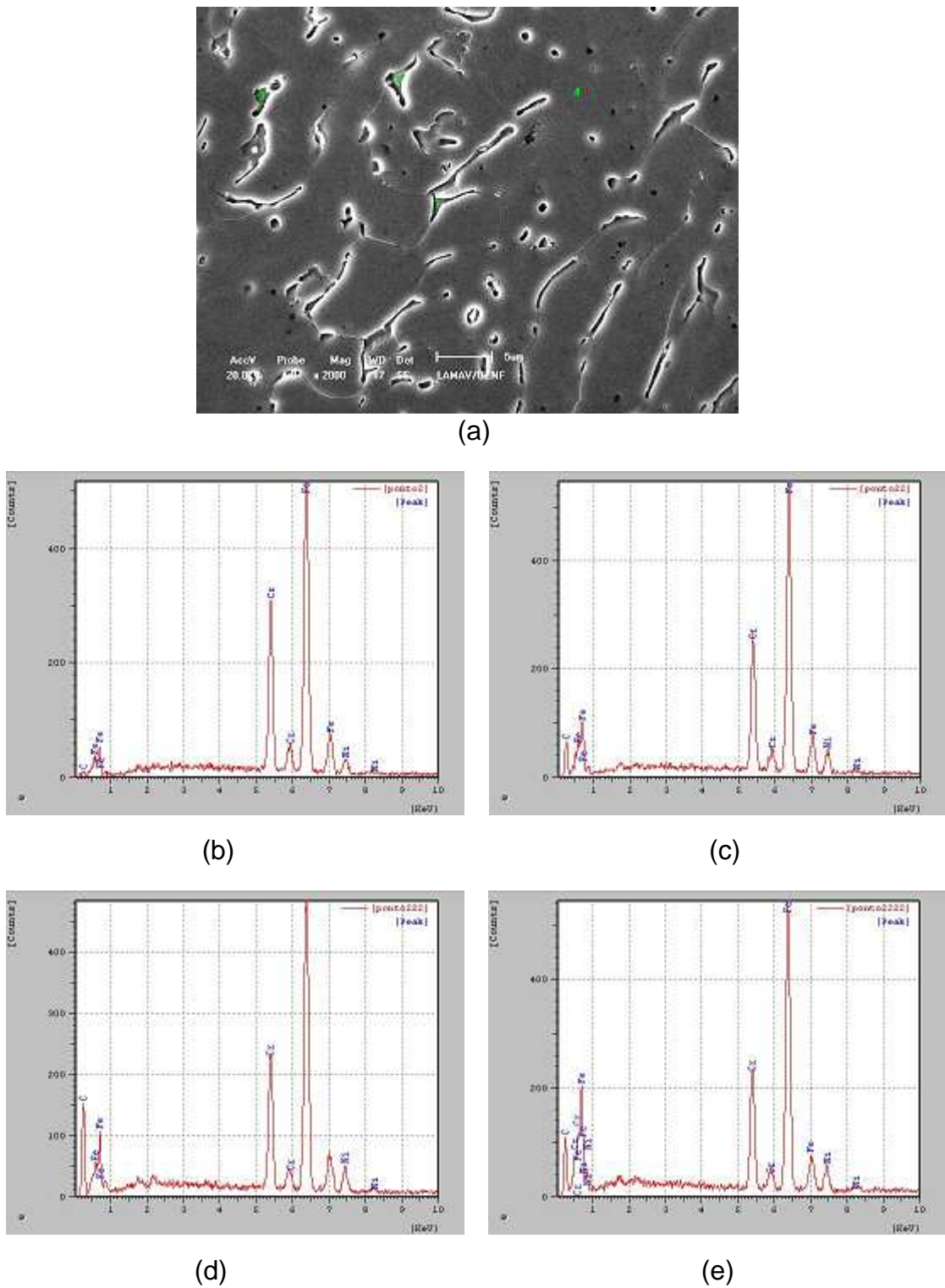


**Figura 31.** Micrografias por MEV da ZF do aço inox AISI 304 soldado evidenciando a formação da ferrita delta: (a) centro da solda MEV-SE; (b) a direita do centro da solda, MEV-SE; (c) a esquerda do centro da solda, MEV-SE; (d) centro da solda, MEV-BSE.

Complementando a identificação das características microestruturais observadas na zona fundida, foram realizadas microanálises por EDS em 4 pontos sobre as fases da micrografia apresentada na figura 32 (a).

De acordo com os espectros, nos quatro pontos analisados, foram destacados os picos de Fe, Cr e Ni. Os pontos 1, 2 e 3 correspondem a ferrita  $\delta$  e o ponto 4 corresponde a matriz austenítica, que evidenciou picos de Ni em maior proporção do que os demais pontos, o que pode ser explicado pelo níquel ser um elemento gamagênico.

Justifica-se ainda, os altos picos do cromo e do ferro, tanto na ferrita quanto na austenita, devido a grande concentração em peso desses elementos nos aços inoxidáveis.

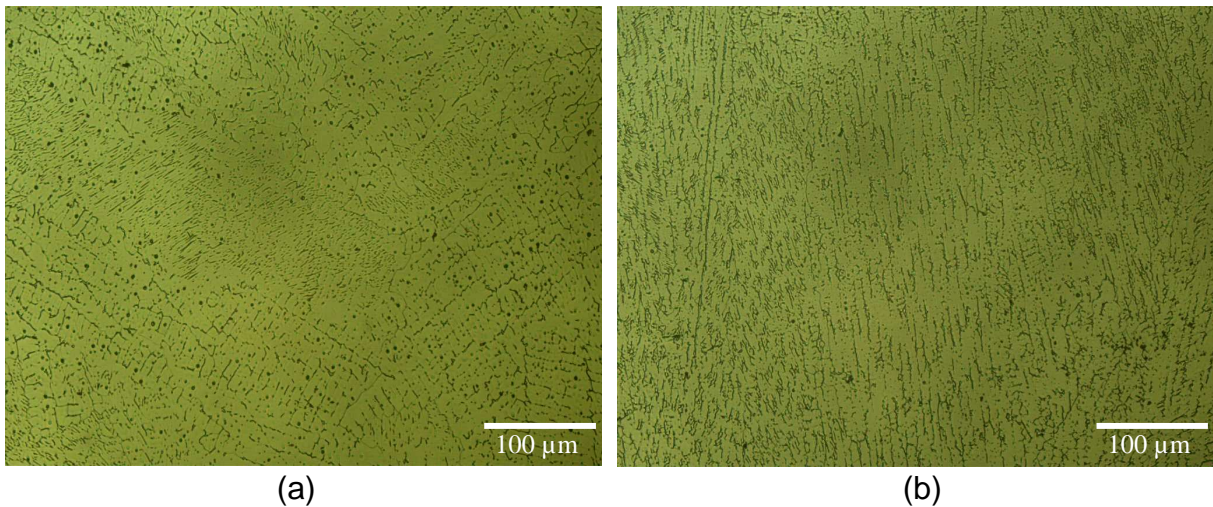


**Figura 32.** Micrografia da ZF do aço AISI 304 (a) e os espectros de microanálise por EDS (b) Ponto 1, (c) Ponto 2, (d) Ponto 3 e (e) Ponto 4.

### ➤ Zona Termicamente Afetada

A microestrutura da ZTA apresenta morfologia diferente da ZF, embora também seja constituída de ferrita delta distribuída na matriz de austenita, como mostra a figura 33.

Nesta zona, a ferrita delta ocorre com forma semelhante a da ferrita pró-eutetóide que se forma a temperaturas mais baixas do que as outras morfologias da ferrita delta e se constituem de placas que nucleiam nos contornos de grão da austenita e crescem ao longo de planos bem definidos dentro destes grãos.

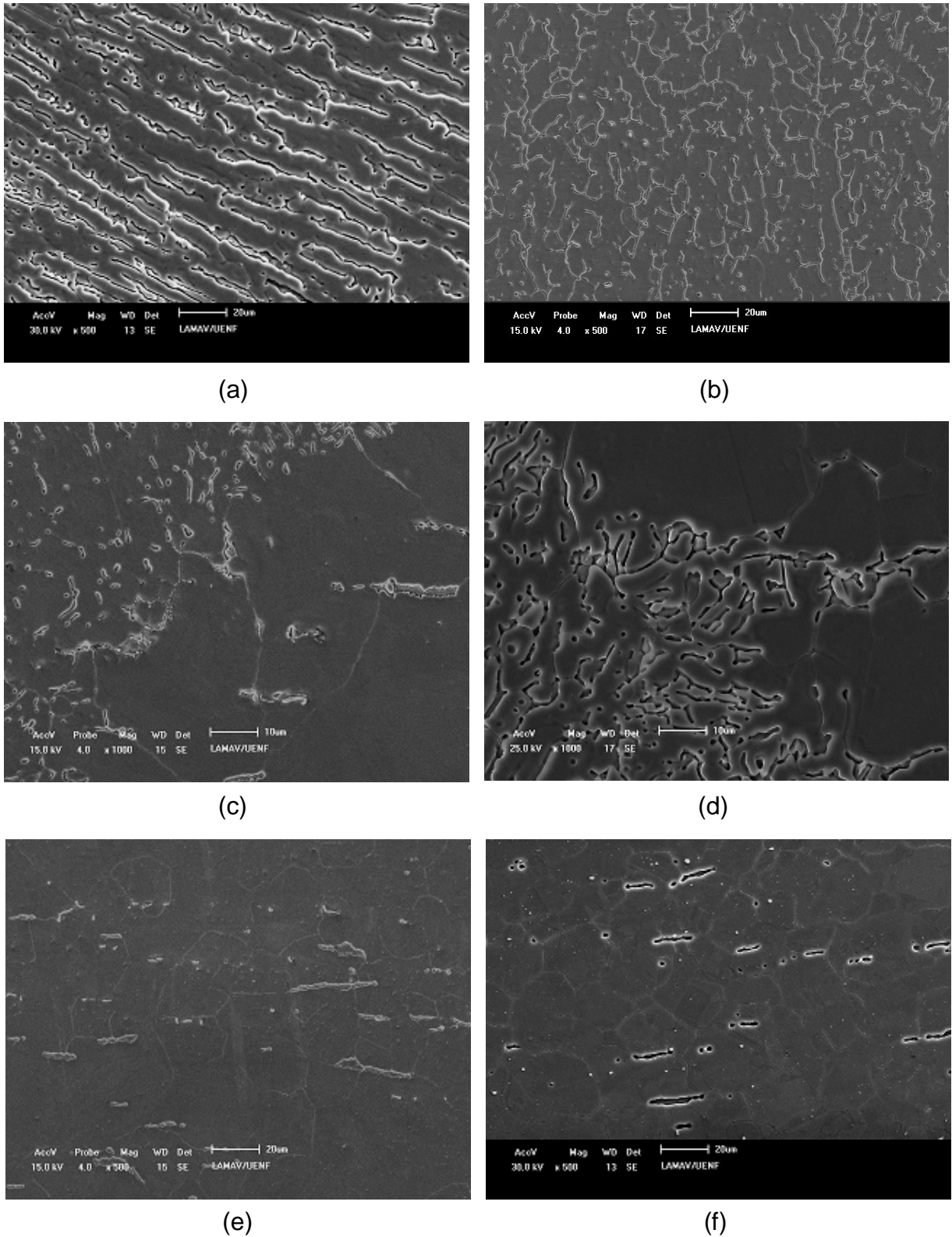


**Figura 33.** Micrografias óticas da ZTA aço inox AISI 304 soldado evidenciando a formação da ferrita delta (a) e (b). (CC, 200x).

Micrografias obtidas na ZTA por MEV com elétrons secundários e retroespalhados estão apresentadas na figura 34. Pode-se observar na figura 34 (a) e (b) que a morfologia da ferrita difere da mesma na ZF. Nesta zona, a ferrita apresenta-se mais espalhada na matriz austenítica.

Já nas micrografias da figura 34 (c) e (d) que apresentam a interface da ZTA / MB, pode-se notar que a ferrita delta ocorre em pequenas proporções no metal de base próximo a ZTA, sendo formada nos contornos de grão da austenita.

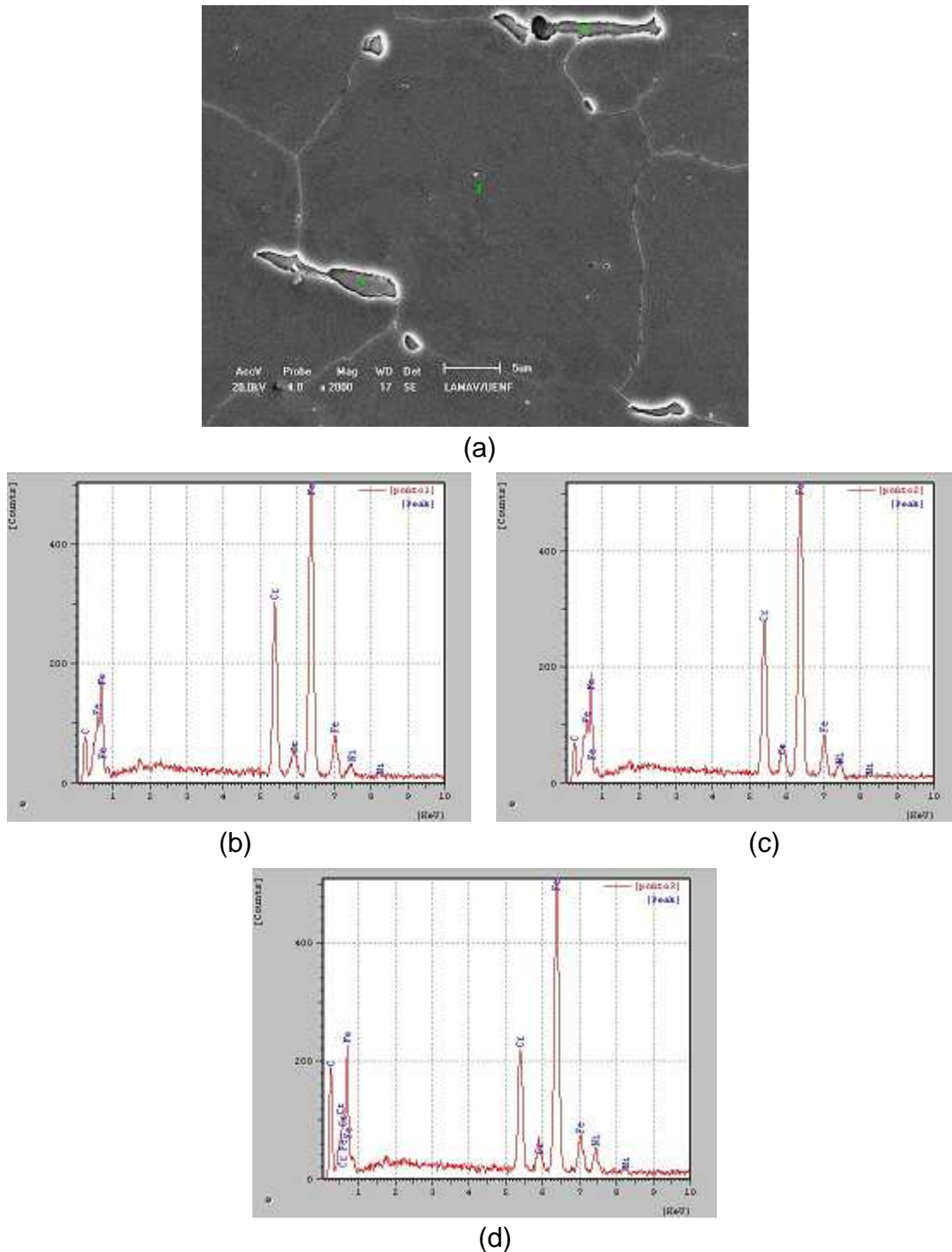
Além da pouca ocorrência de ferrita delta na ZTA do lado do metal de base figura 34 (e) e (f), pode-se observar o crescimento de alguns grãos de austenita na área vizinha a ZTA, devido ao efeito da temperatura durante o processo de soldagem. Pelas características observadas no modo de crescimento dos grãos, no qual os mesmos crescem em conjunto como se fosse um aumento fotográfico sem a formação de grãos menores de recristalização, tem-se um mecanismo de crescimento normal de grãos (Hsun, 2000).



**Figura 34.** Micrografias por MEV da ZTA do aço AISI 347 soldado evidenciando a formação da ferrita  $\delta$  na ZTA e nos contornos de grão da austenita. (a) interior da ZTA da solda, MEV-BSE; (b) ZTA da solda próxima a interface ZTA/MB, MEV-SE; Interface ZTA/MB: (c) MEV-SE e (d) MEV-BSE; ZTA do metal base: (e) e (f) MEV-SE.

Foram realizadas microanálises por EDS na microestrutura da ZTA do lado do metal base em pontos correspondentes as fases da figura 35 (a).

Os espectros mostraram que os picos encontrados nos pontos 1 e 2, correspondentes a fase ferrítica, e no ponto 3, correspondente a fase austenítica, são de Fe, Cr e Ni, idênticos aos encontrados na ZF do material.

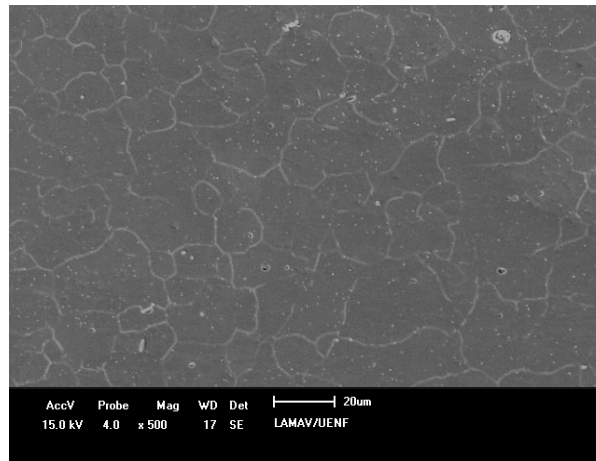


**Figura 35.** Micrografia da ZTA do metal base do aço AISI 347 evidenciando a formação da ferrita delta nos contornos de grão (a) e os espectros de microanálise por EDS (b) Ponto 1, (c) Ponto 2 e (d) Ponto 3.



### ➤ Metal Base

A microestrutura do metal base que não foi afetado pelo processo de soldagem é apresentado na figura 36. Pode-se observar que é similar à microestrutura inicial mostrada na Figura 27.



**Figura 36.** Microestrutura do metal base não afetado pela soldagem.

A microestrutura do material, principalmente no que se refere a ferrita delta, após o processo de soldagem é similar ao apresentado por outros pesquisadores também em aços austeníticos.

Sasikala G. e colaboradores (2000) num estudo do comportamento dos dois aços austeníticos 316 e 316L soldados encontraram que a ferrita delta na zona fundida é predominantemente de morfologia vermicular numa matriz austenítica distribuída de maneira mais ou menos uniforme e o metal base mantinha seus grãos equiaxiais. Resultados com microestruturas similares foram encontrados por Karci F. (2009) num aço austenítico AISI 304 soldado e por Guan K. S. (2005) num estudo de trincas num aço austenítico 321.

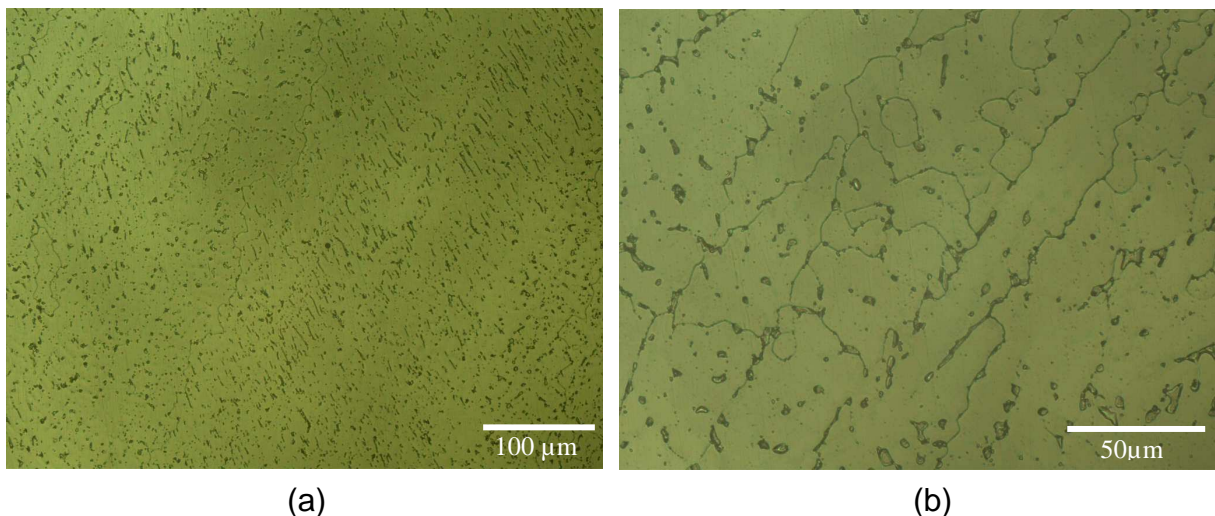
### 4.1.3 Material soldado com TT de solubilização

As micrografias foram obtidas no plano perpendicular ao cordão de solda da amostra solubilizada e em cada uma das regiões da zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal base (MB) como mostrado na figura 29.

#### ➤ Zona Fundida

As micrografias da zona fundida do material solubilizado também mostram uma estrutura que consiste de ferrita delta dispersa na matriz de austenita, porém em proporção muito menor. Isso ocorre porque durante o tratamento térmico, a ferrita delta é solubilizada, diminuindo sua quantidade ou fração volumétrica no material, como mostrado na figura 37 (a) e (b).

Pode ser observado nas micrografias que nesta zona, a ferrita apresenta-se principalmente nos contornos de grão, mas também dispersas no interior dos grãos austeníticos.

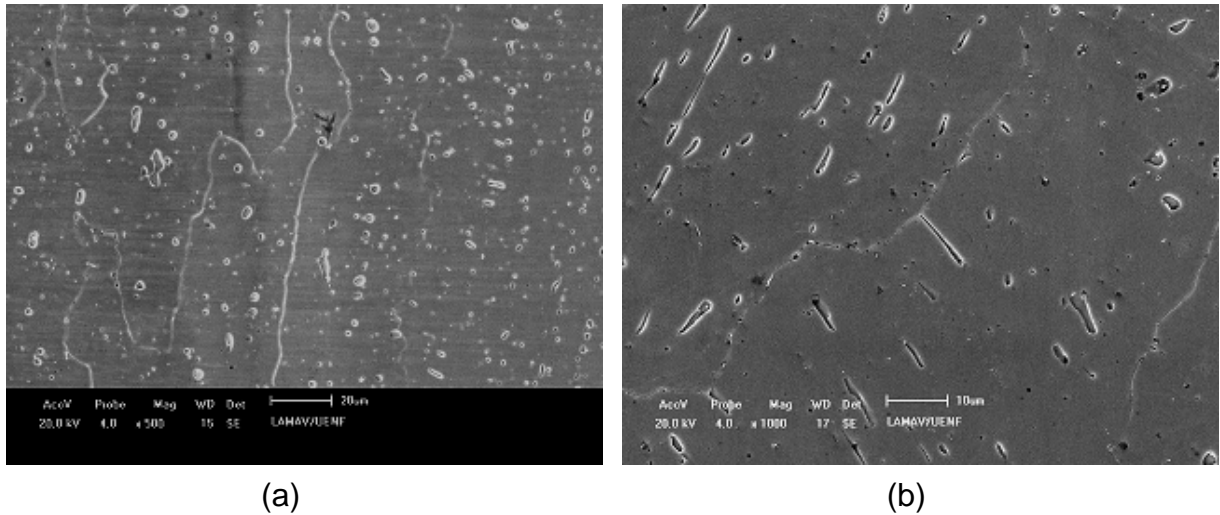


**Figura 37.** Micrografias óticas da zona fundida do aço inox AISI 347 soldado e solubilizado evidenciando a formação da ferrita delta (a)CC, 200x; (b) CC, 500x).

Detalhes com maiores aumentos da distribuição da ferrita delta nos contornos e no interior dos grãos austeníticos estão apresentados na figura 38 (a) e (b).

Pode-se observar que a ferrita delta apresenta morfologia esférica, diferente da mostrada no material soldado sem tratamento térmico onde possuía morfologia parecida com lamelas alinhadas.

Isto é explicado pelo fato que, durante o processo de solubilização a altas temperaturas, a ferrita delta é dissolvida. Deste modo, durante o resfriamento rápido a fase ferrítica não tem tempo de se “refazer” e o que aparece é a ferrita delta restante, que não foi dissolvida durante o tempo de solubilização.

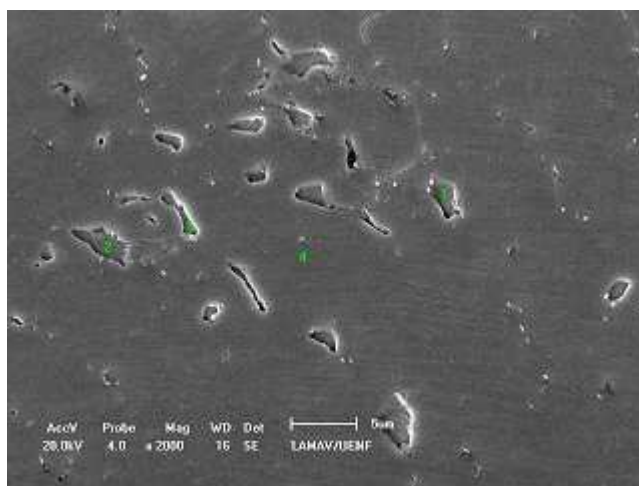


**Figura 38.** Micrografias por MEV da zona fundida do aço inox AISI 347 soldado e solubilizado evidenciando a formação da ferrita delta (a), (b), (c) e (d) MEV-SE.

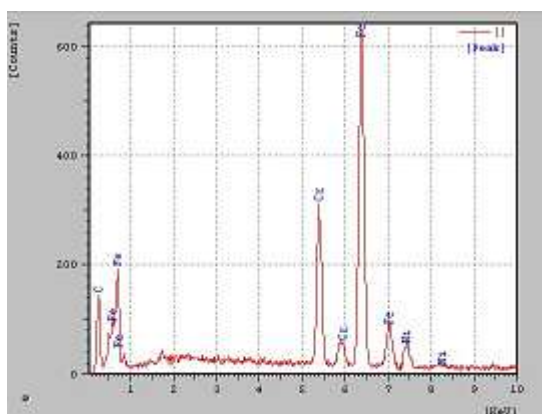
Para complementar a identificação das fases nesta zona, foram realizadas microanálises por EDS nos pontos indicados da figura 39 (a).

Foram analisados 4 pontos, dos quais os pontos 1, 2 e 3 correspondem a fase ferrita delta e o ponto 4 corresponde a matriz austenítica.

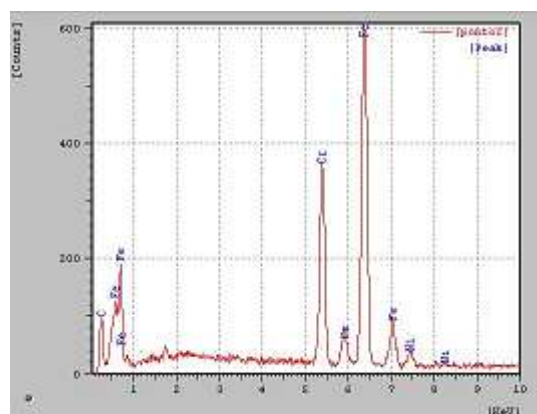
Mais uma vez, os picos encontrados nos espectros foram dos elementos Fe, Cr e Ni. O ponto 4 apresentou maior quantidade de picos do elemento Ni do que os demais.



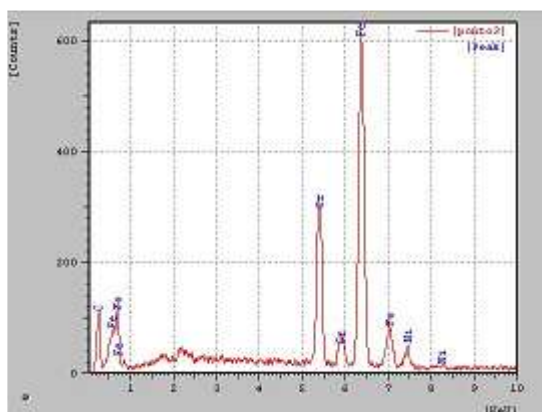
(a)



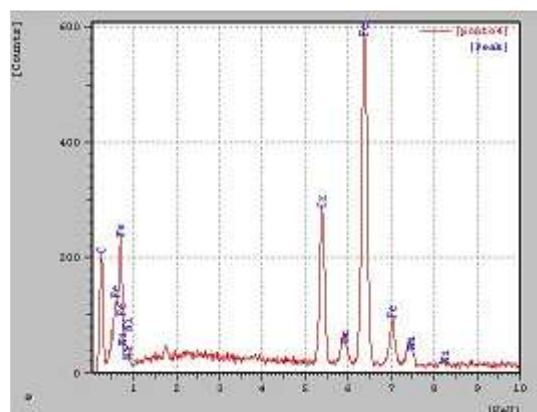
(b)



(c)



(d)



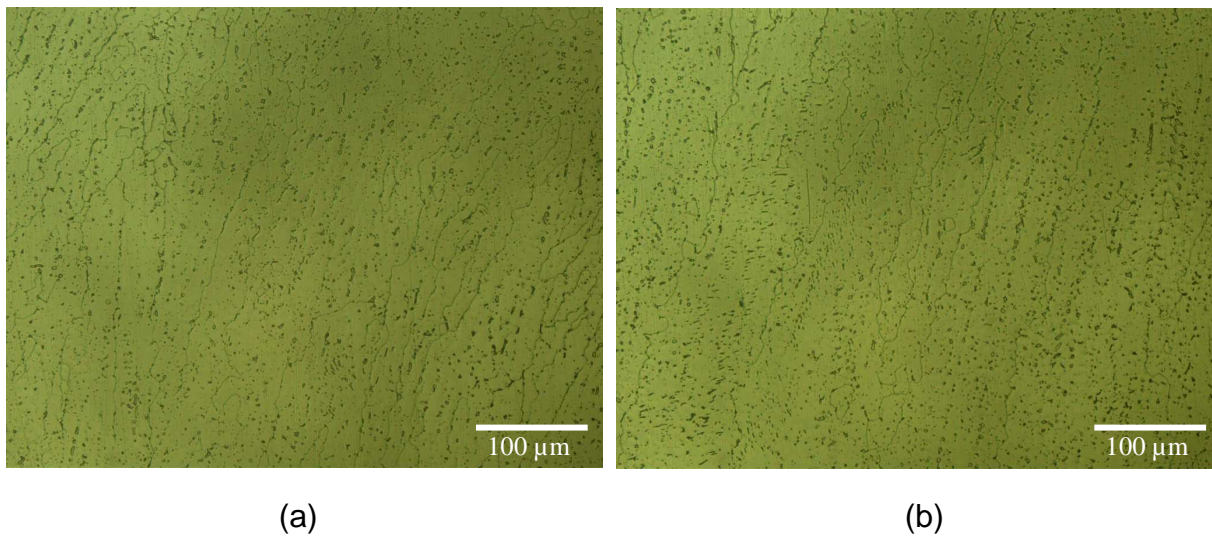
(e)

**Figura 39.** Micrografia da ZF do aço AISI 347 soldado e solubilizado (a) e os espectros de microanálise por EDS: (b) Ponto 1, (c) Ponto 2, (d) Ponto 3 e (e) Ponto 4.

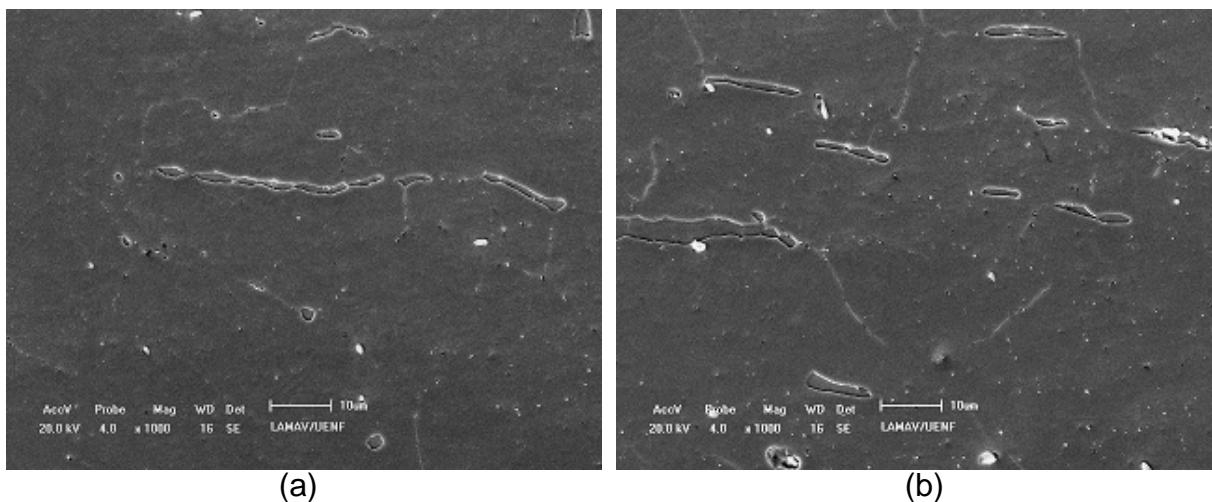
### ➤ Zona Termicamente Afetada

A microestrutura da zona termicamente afetada apresenta morfologia semelhante da ZF, apresentando também ferrita delta distribuída nos grãos austeníticos que se formaram, como mostra a figura 40.

Nesta zona, a ferrita delta apresenta-se como fase dispersa em pequena proporção nucleada nos contornos e no interior dos grãos austeníticos formados após o tratamento de solubilização, figura 41.



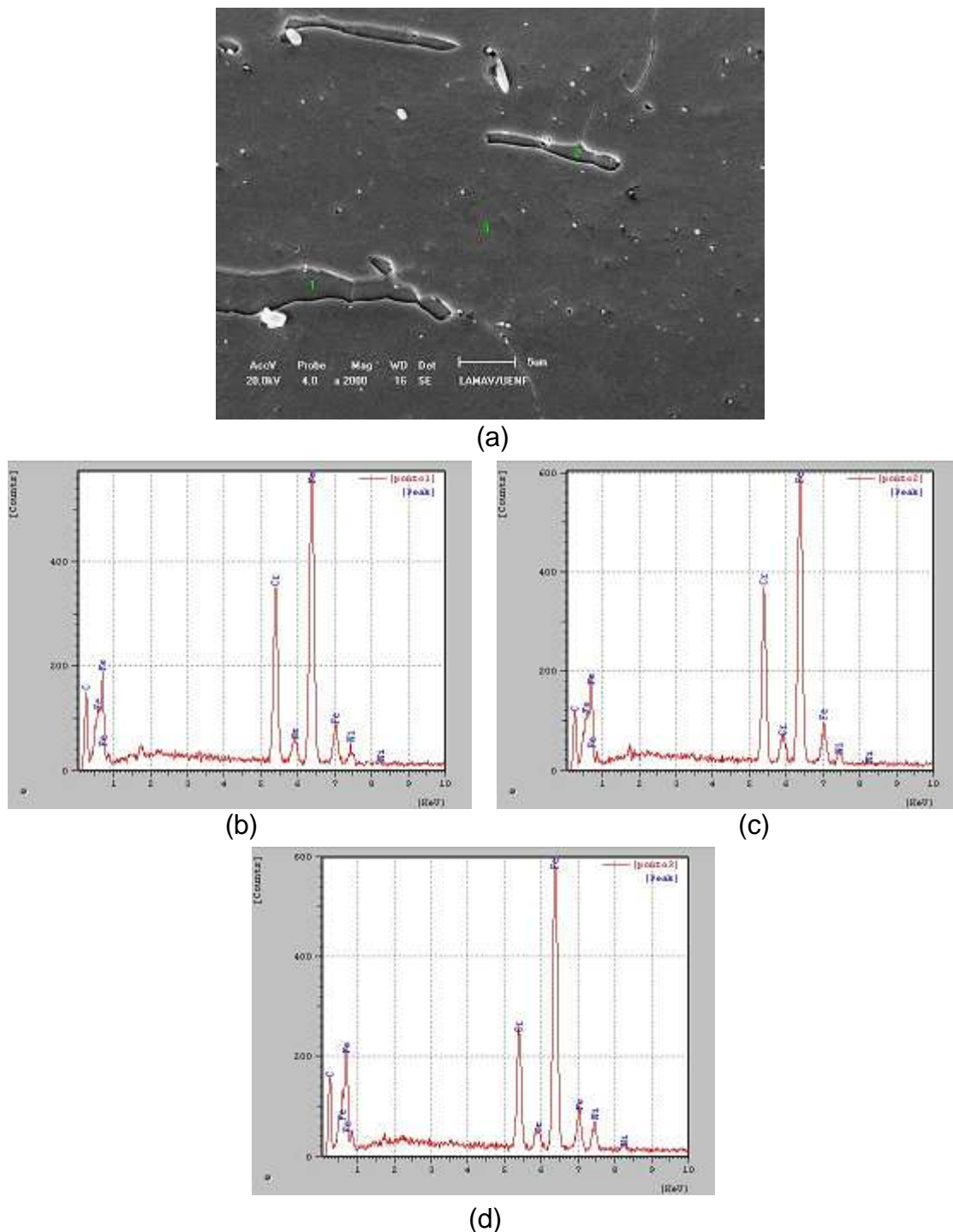
**Figura 40.** Micrografias óticas da ZTA aço inox AISI 304 soldado e solubilizado evidenciando a formação da ferrita delta (a) e (b). (CC, 200x).



**Figura 41.** Micrografias por MEV da ZTA do aço inox AISI 304 soldado e solubilizado evidenciando a formação da ferrita delta nos contornos de grão da austenita (a) e (b) MEV-SE.

Microanálises por EDS foram realizadas na micrografia da ZTA do lado do metal base, figura 42 (a).

São apresentados na figura 42 (b), (c) e (d) os espectros dos 3 pontos analisados nesta zona. Os pontos 1 e 2 encontram-se sobre a fase ferrita delta e o ponto 3 encontra-se na matriz de austenita. De acordo com os espectros, os picos identificados nos 3 pontos são Fe, Cr e Ni.

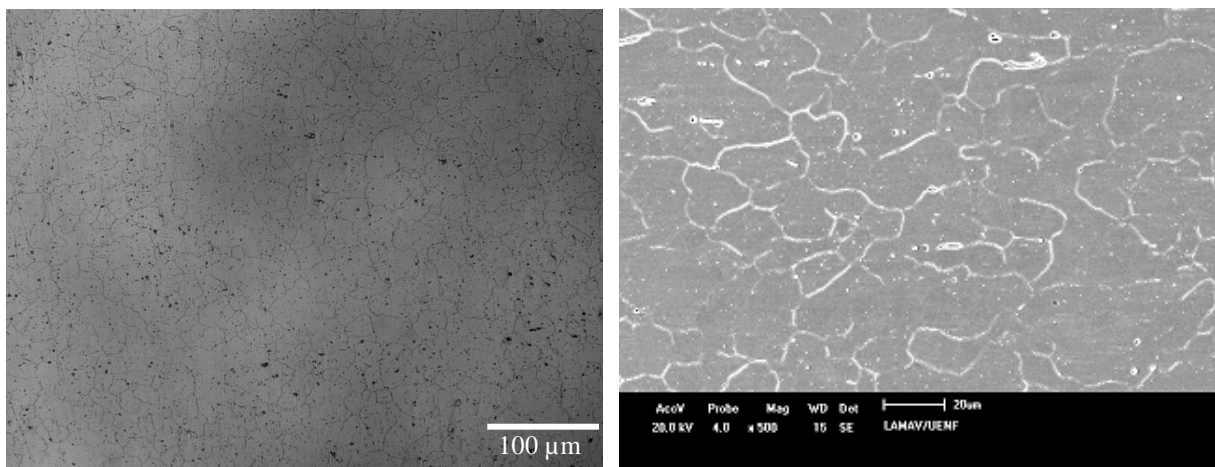


**Figura 42.** Micrografia da ZTA do metal base do aço AISI 347, soldado e solubilizado (a) e os espectros de microanálise por EDS (b) Ponto 1, (c) Ponto 2 e (d) Ponto 3.

### ➤ Metal Base

A microestrutura do metal base próximo da ZTA foi pouco afetada pelo processo de soldagem seguido de solubilização, exceto pelo tamanho de alguns grãos que diminuíram após o tratamento térmico de solubilização, como apresentado na figura 43. Isto pode ter acontecido por um processo de recristalização na temperatura de tratamento a 1060°C.

Esta análise também permite confirmar que os contornos de grãos se encontram livres de fases e partículas como compostos intermetálicos.



**Figura 43.** Microestrutura do metal base não afetado pela soldagem e solubilização (CC, 200x).

Como foi observado nas micrografias apresentadas, o tratamento de solubilização diminuiu consideravelmente o percentual de ferrita delta do material soldado.

As propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico está diretamente relacionada com a presença desta fase. De acordo com Gill T. P. S. (1995) e Sasikala (2003), quando um aço inoxidável austenítico soldado é exposto a altas temperaturas, a fase metaestável ferrita delta se transforma numa variedade de fases secundárias como carbeto  $M_{23}C_6$ ,  $\sigma$ ,  $\chi$ ,  $\alpha$  etc. conhecidas por degradar as propriedades mecânicas do material.

Foram encontrados efeitos prejudiciais nas propriedades mecânicas quando os aços austeníticos são expostos a temperaturas entre 600 - 850°C (Marián, 2008). Isto está relacionado a formação de partículas de  $M_{23}C_6$  nas proximidades dos contornos de grão e também das fases  $\chi$  e de Laves. Num trabalho sobre aços inoxidáveis austeníticos 321 e AISI 347, Kaishu Guam (2005) encontrou a

precipitação de carbonetos após o processo de soldagem e concluiu que esses carbonetos se transformavam posteriormente em fase  $\sigma$ , que é prejudicial as propriedades do material.

A importância de se realizar o TT de solubilização em aços inoxidáveis austeníticos para dissolver diversas fases formadas acima de 600°C, devido ao fato de que essas fases promovem a corrosão intergranular ou sensitização dos aços (Terada e Escriba, 2008; Pilkey, 1997).

Portanto, é importante realizar este tratamento de solubilização após a solda para dissolver e diminuir a quantidade de ferrita delta e evitar a formação posterior de fatores prejudiciais.

Outro fato importante, observado também no material solubilizado é uma diminuição no tamanho de grão do metal base próximo a interface com a ZTA. A presença de pequenos grãos entre alguns grãos maiores são devido a ocorrência de recristalização proveniente do tratamento térmico de solubilização (Gill, 1995).

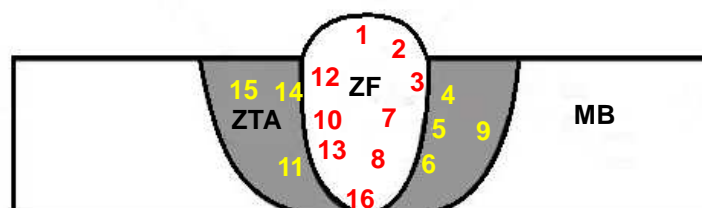
## 4.2 Quantificação da Ferrita Delta

### 4.2.1 Amostra soldada sem TT

A quantificação da ferrita delta após o processo de solda do material foi realizada utilizando-se 16 micrografias óticas, com aumento de 200x, de diferentes áreas das zonas fundida e termicamente afetada como mostra o esquema da figura 44 abaixo.

Foram traçadas malhas reticuladas idênticas sobre as micrografias e analisadas as fases que coincidiam sobre cada um dos 100 pontos do reticulado. Por fim, foram contados quantos pontos coincidiram em cada fase e o resultado dos mesmos foram divididos pelo número total de pontos (P).

A tabela 4 abaixo mostra os valores (em %) de ferrita e austenita em cada micrografia do material obtida pela técnica de contagem de pontos já descrita na seção 3.4.



**Figura 44.** Esquema da solda, evidenciando os 16 pontos analisados.



**Tabela 4.** Número de interceptos (pontos) em cada fase do material.

Micrografia	Zona	<i>np</i> Ferrita $\delta$	<i>np</i> Austenita
1	ZF	21	79
2	ZF	28	72
3	ZF	24	76
4	ZTA	18	82
5	ZTA	20	80
6	ZTA	19	81
7	ZF	23	77
8	ZF	31	69
9	ZTA	32	68
10	ZF	21	79
11	ZTA	28	72
12	ZF	22	78
13	ZF	31	69
14	ZTA	32	68
15	ZTA	32	68
16	ZF	34	66
<i>P</i> (TOTAL)		416	1184

Calculando-se a quantidade percentual das fases presentes, tem-se:

$$\% Fase = \frac{np}{P}$$

Onde,

*np* corresponde número de pontos correspondente a determinada fase;

*P* corresponde ao número total de pontos (16 micrografias x 100 pontos de cada reticulado = 1600 = *P*)

Assim, o percentual das fases, na amostra não solubilizada, corresponde a:

$$\% Ferrita \delta = \frac{416}{1600} = 0,26 = 26,0\% \quad \% Austenita \delta = \frac{1184}{1600} = 0,74 = 74,0\%$$

Calculando-se o percentual das fases presentes apenas na ZF do material, tem-se:

$$\% Ferrita \delta = \frac{235}{900} = 0,261 = 26,1\% \quad \% Austenita \delta = \frac{665}{900} = 0,739 = 73,9\%$$

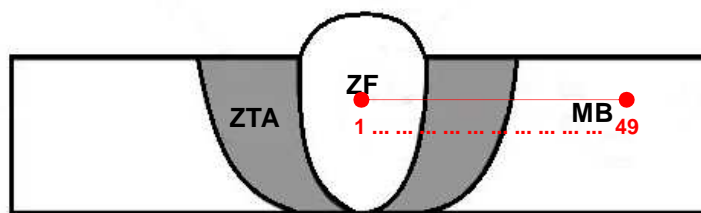
Calculando-se o percentual das fases presentes apenas na ZTA do material, tem-se:

$$\% Ferrita \delta = \frac{181}{700} = 0,259 = 25,9\% \quad \% Austenita \delta = \frac{519}{700} = 0,741 = 74,1\%$$

Assim, conclui-se que a quantificação das fases não difere nas zonas fundida e termicamente afetada. Isso mostra que o percentual de ferrita  $\delta$  não diminui com o afastamento do centro da solda.

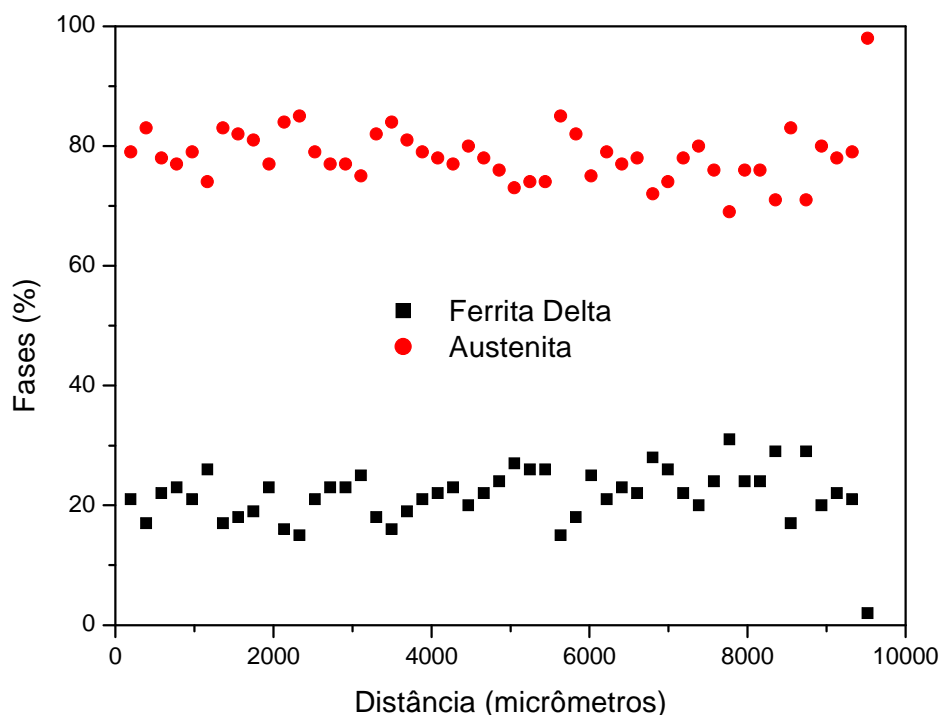
Também foi realizada a quantificação da microestrutura do material para avaliar a variação da quantidade de ferrita delta (%) a partir do centro da ZF, passando pela ZTA até o metal base.

Esta quantificação da microestrutura foi feita em 49 micrografias por MEV com aumento de 500x obtidas sequencialmente (cada uma a continuação da anterior) a partir do centro da zona fundida, passando pela zona termicamente afetada até atingir o metal base, conforme figura 45.



**Figura 45.** Esquema da solda, evidenciando os 49 pontos analisados.

A figura 46 mostra o gráfico da quantidade de ferrita e austenita ao longo da amostra em estudo, considerando a distância igual a zero  $\mu\text{m}$  no início da micrografia 1 (centro da ZF) e de 9520,21  $\mu\text{m}$  no final da micrografia 49 (início do metal base), correspondendo cada micrografia a um intervalo de 194,29  $\mu\text{m}$ .



**Figura 46.** Gráfico das fases x distância da amostra soldada sem TT.

Pode-se observar na figura acima, que o percentual da fase ferrita  $\delta$  se mantém ao longo da distância de 9325,71  $\mu\text{m}$  percorrida do centro da ZF da solda até a interface da ZTA com o metal base da junta soldada.

Ao atingir o metal base, nota-se que o percentual de ferrita  $\delta$  cai abruptamente. Isso pode ser explicado pelo fato de que no metal de base a ferrita delta aparece apenas em pequenas proporções nucleadas nos contornos de grão da austenita prévia. Na ZF e na ZTA, a ferrita  $\delta$  é encontrada em colônias compostas de pequenos grãos não alinhados de ferrita  $\delta$ , formados no interior dos grãos da austenita prévia, o que explica o alto percentual de ferrita nessas zonas.

Assim, calculando-se a quantidade percentual das fases presentes nestas zonas, tem-se:

$$\% \text{ Ferrita } \delta = \frac{1057}{4900} = 0,2157 = 21,57\% \qquad \% \text{ Austenita } \delta = \frac{3843}{4900} = 0,7843 = 78,43\%$$

onde,

$P$  corresponde ao número total de pontos (49 micrografias x 100 pontos de cada reticulado = 4900 =  $P$ )

#### 4.2.2 Amostra soldada com TT

A quantificação da ferrita delta, após o processo de solda e tratamento térmico de solubilização do material, foi realizada utilizando-se 16 micrografias óticas, com aumento de 200x, de diferentes áreas das zonas fundida e termicamente afetada, utilizando mesma técnica de quantificação utilizada na amostra do material sem tratamento, como já mostrado no esquema da figura 44.

A tabela 5 abaixo mostra os valores (em %) de ferrita e austenita em cada micrografia do material obtida pela técnica de contagem de pontos já descrita na seção 3.4.

**Tabela 5.** Número de interceptos (pontos) em cada fase do material.

Micrografia	Zona	np Ferrita $\delta$	np Austenita
1	ZF	7	93
2	ZF	8	92
3	ZF	10	90
4	ZTA	6	94
5	ZTA	5	95
6	ZTA	9	91
7	ZF	6	94
8	ZF	4	96
9	ZTA	0	100
10	ZF	4	96
11	ZTA	6	94
12	ZF	6	94
13	ZF	3	97
14	ZTA	5	95
15	ZTA	0	100
16	ZF	2	98
<i>P</i> (TOTAL)		81	1519

Calculando-se a quantidade percentual das fases presentes, tem-se:

$$\% \text{ Ferrita } \delta = \frac{81}{1600} = 0,050625 = 5,0\% \quad \% \text{ Austenita } \delta = \frac{1519}{1600} = 0,949375 = 95\%$$

Pode-se perceber que, o teor de ferrita delta da amostra tratada termicamente é cerca de 16% inferior ao do material soldado sem tratamento. Esta diminuição é explicada pelo fato da ferrita delta ser dissolvida a alta temperatura, durante o tratamento de solubilização.

Calculando-se o percentual das fases presentes apenas na ZF do material, tem-se:

$$\% \text{ Ferrita } \delta = \frac{50}{900} = 0,0556 = 5,56\% \quad \% \text{ Austenita } \delta = \frac{850}{900} = 0,9444 = 94,44\%$$

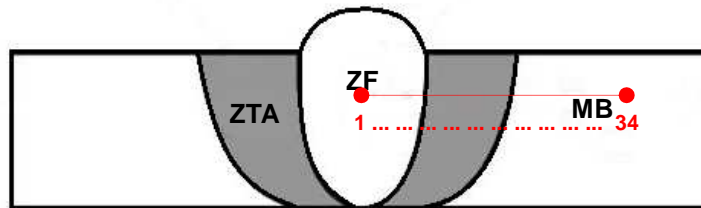
Calculando-se o percentual das fases presentes apenas na ZTA do material, tem-se:

$$\% \text{ Ferrita } \delta = \frac{31}{700} = 0,04428 = 4,43\% \quad \% \text{ Austenita } \delta = \frac{669}{700} = 0,95571 = 95,57\%$$

Com base nos resultados obtidos, conclui-se que a quantificação das fases não difere nas zonas fundida e termicamente afetada. Isso mostra que o percentual de ferrita  $\delta$  não diminui com o afastamento do centro da solda.

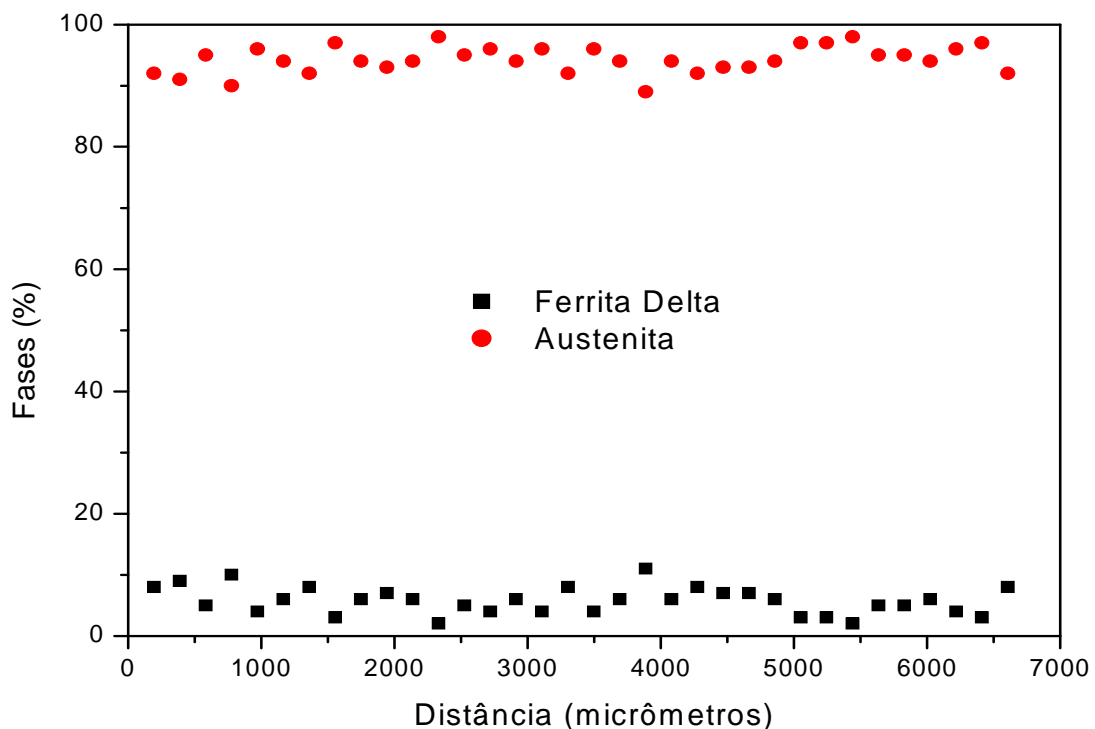
Analogamente a amostra soldada sem TT, também foi realizada a quantificação da microestrutura do material para avaliar a variação da quantidade de ferrita delta (%) a partir do centro da ZF, passando pela ZTA até o metal base.

Esta quantificação da microestrutura foi feita em 34 micrografias por MEV com aumento de 500x obtidas sequencialmente (cada uma a quantificação da anterior) a partir do centro da zona fundida, passando pela zona termicamente afetada até atingir o metal base, conforme figura 47.



**Figura 47.** Esquema da solda, evidenciando os 34 pontos analisados.

A figura 48 mostra o gráfico da quantidade de ferrita e austenita ao longo da amostra em estudo, considerando a distância igual a zero  $\mu\text{m}$  no início da micrografia 1 (centro da ZF) e de 6605,86  $\mu\text{m}$  no final da micrografia 34 (início do metal base), correspondendo cada micrografia a um intervalo de 194,29  $\mu\text{m}$ .



**Figura 48.** Gráfico das fases x distância da amostra soldada com TT.

Pode-se observar na figura acima, que o percentual da fase ferrita  $\delta$  se mantém ao longo da distância de 6605,86  $\mu\text{m}$  percorrida do centro da ZF da solda até a interface da ZTA com o metal base da junta soldada.

Durante o processo de solubilização a ferrita delta é dissolvida, mudando sua morfologia de grandes colônias nos contornos e no interior dos grãos de austenita (microestrutura na solda sem TT) para pequenas esferas distribuídas aleatoriamente nos grãos e nos contornos de grão da austenita, o que explica o baixo teor volumétrico da ferrita delta.

Ao atingir o metal base a ferrita delta aparece apenas em pequenas proporções nucleadas nos contornos de grão da austenita prévia assim como foi observado na amostra não solubilizada.

Assim, calculando-se a quantidade percentual das fases presentes nestas zonas, tem-se:

$$\% \text{ Ferrita } \delta = \frac{195}{3400} = 0,05735 = 5,74\% \quad \% \text{ Austenita } \delta = \frac{3205}{3400} = 0,94264 = 94,26\%$$

onde,

$P$  corresponde ao número total de pontos (34 micrografias x 100 pontos de cada reticulado = 3400 =  $P$ )

O método de quantificação utilizado neste trabalho para determinação do percentual das fases presentes no material soldado foi um método direto por contagem de pontos a partir da observação real das fases existentes nas micrografias.

Neste trabalho, também buscou-se dar ênfase na determinação das fases na ZF do material soldado, enquanto as outras zonas foram analisadas para melhor referência e avaliação do efeito de formação da ferrita delta a partir do centro da solda.

Existem outros métodos para prever o percentual de ferrita delta dos materiais (Vasudevan, 2003; Vitek et al, 2000). Em aços inoxidáveis fundidos, a diminuição da ferrita delta melhora a conformabilidade do material. Já em aços inoxidáveis soldados sem tratamento térmico de solubilização, a presença da ferrita delta em grande quantidade fragiliza a junta soldada (Hetzner, 2007).

Métodos semi-empíricos como WRC – Neural Network Model utilizam o diagrama de Schaeffler-Delong que relacionam as equações de Cr e Ni equivalente.

Assim, utilizando-se o diagrama de Schaeffler e baseando-se na equação de Cr e Ni equivalente, tem-se que o material em estudo possui um percentual de ferrita  $\delta$  de aproximadamente 5% (Schaeffler, 1949). Valor este próximo ao determinado pelo método de quantificação para o material com tratamento térmico. Abaixo segue tabela 6 de determinação da ferrita delta (%) a partir de 3 métodos diferentes.

**Tabela 6.** Determinação da Ferrita  $\delta$  a partir dos modelos de Cromo e Ni equivalente.

<b>Autor</b>	<b>Ref.</b>	<b>Cr<sub>eq</sub></b>	<b>Ni<sub>eq</sub></b>	<b>Ferrita <math>\delta</math> (%)</b>
Schaeffler	1949	18,38	11,5	5
DeLong	1974	18,38	11,5	5
WRC 1992-Diagram	2002	17,85	10,62	5

A discrepância de valores encontrada através da utilização dos métodos de quantificação, sejam eles por estereologia quantitativa ou por cálculos semi-empíricos, pode ser explicada pelas variáveis de quantificação, como por exemplo o aumento utilizado nas micrografias no método de contagem de pontos. Maiores aumentos seriam capazes de capturar áreas menores com menor volume de ferrita  $\delta$ . Assim, o percentual volumétrico de ferrita seria menor e se aproximaria do valor encontrado pelo método semi-empírico que correlaciona as equações de Cr e Ni equivalente ao diagrama de Schaeffler-Delong.

Também a partir do Neural Network Model, pode-se prever a influência dos elementos de liga na determinação da ferrita delta indicado através das equações de Cr e Ni equivalente. Os elementos Mn e Nb, por exemplo são insignificantes na formação da Ferrita delta. Elementos como Cr, Ni, N, Mo, Si, Ti e V possuem maior influência na formação da ferrita delta em aços inoxidáveis soldados.

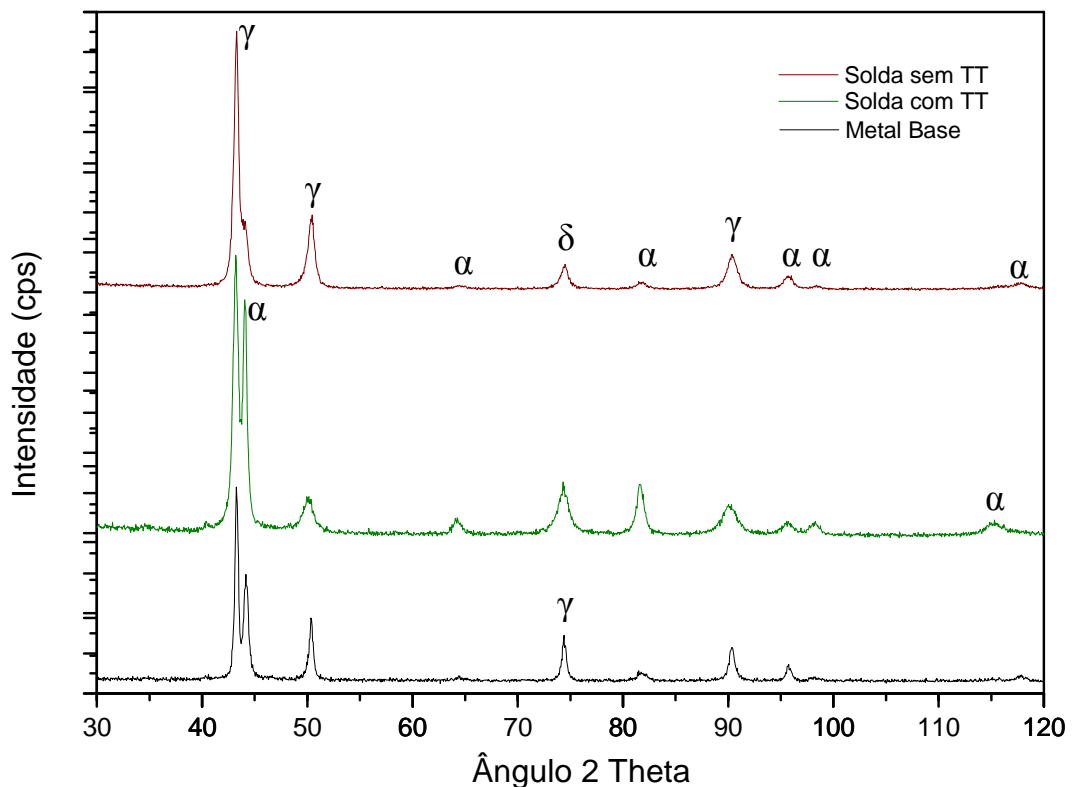
### 4.3 Raios-X

As análises por difração de raios-X foram realizadas com o objetivo de complementar a identificação da composição física do material em estudo.

Foram analisadas três amostras do material em três condições: (i) uma do metal base do material como recebido, (ii) outra da solda do material sem tratamento térmico, e (iii) uma terceira da solda do material tratado termicamente por solubilização a 1060°C.

Os espectros de difração de raios-X foram obtidos por radiação Cu-K $\alpha$  ( $\lambda=0,15418\text{nm}$ ), e seus dados estão mostrados na tabela 7.

Na figura 49, são apresentados os difratogramas das amostras nas três condições conforme indicado na própria figura.



**Figura 49.** Difratograma do aço AISI 347: metal base como recebido; zona fundida do material soldado; zona Fundida do material soldado e tratado termicamente pelo processo de solubilização.



**Tabela 7.** Características dos espectros de difração de raios-X do metal base do material como recebido, da solda do material sem tratamento térmico e da solda do material tratada termicamente.

<b>Amostra do Metal Base (como recebido)</b>						
Pico	hkl	$2\theta$	d(A)	I (cps)	I (%)	Fase
1	111	43,25	2,0918230	1026,28	100	$\gamma$
2	110	44,15	2,0512481	568,49	55,39	$\alpha$
3	200	50,35	1,8122430	342,55	33,38	$\gamma$
4	200	64,47	1,44411320	41,43	4,04	$\alpha$
5	220	74,40	1,2750597	255,87	24,93	$\gamma$
6	401	81,5	1,1809858	61,61	6,00	$\alpha$
7	311	90,35	1,0869025	189,03	18,42	$\gamma$
8	215	95,75	1,10393925	105,13	10,24	$\alpha$
9	220	98,34	1,01800981	35,51	3,46	$\alpha$
10	014	117,86	0,90000827	44,21	4,31	$\alpha$
<b>Amostra da Solda sem TT</b>						
Pico	hkl	$2\theta$	d(A)	I (cps)	I (%)	Fase
1	111	43,25	2,0918230	3254,28	100	$\gamma$
2	200	50,487	1,80990160	965,62	29,68	$\gamma$
3	200	64,47	1,44411320	78,18	2,40	$\alpha$
4	113	74,49	1,27406203	357,41	10,98	$\delta$
5	401	81,73	1,18097048	138,09	4,24	$\alpha$
6	311	90,45	1,08651156	475,19	14,60	$\gamma$
7	215	95,56	1,03980584	205,10	6,30	$\alpha$
8	220	98,34	1,09020309	95,44	2,93	$\alpha$
9	310	117,60	0,90052862	112,71	3,46	$\alpha$
<b>Amostra da Solda com TT</b>						
Pico	hkl	$2\theta$	d(A)	I (cps)	I (%)	Fase
1	111	43,25	2,0918230	1893,82	100	$\gamma$
2	110	44,06	2,05937798	1599,07	84,44	$\alpha$
3	200	50,11	1,82027583	300,55	15,87	$\gamma$
4	200	64,29	1,45108509	160,72	8,49	$\alpha$
5	113	74,34	1,27525728	397,45	20,98	$\delta$
6	401	81,57	1,1802028	377,72	19,94	$\alpha$
7	311	90,29	1,09020309	247,75	13,08	$\gamma$
8	215	95,71	1,03937586	136,93	7,23	$\alpha$
9	220	98,34	1,02027917	131,70	6,95	$\alpha$
10	310	115,29	0,91266839	146,21	7,72	$\alpha$

O difratograma do metal base indica que este é constituído principalmente da matriz austenítica e também foram identificados picos correspondentes a ferrita alfa. Comparando este difratograma com aquele da amostra com solda sem TT, a primeira diferença importante acontece no pico da ferrita alfa ( $2\theta = 44,15$ ) que praticamente desaparece no material soldado.

Também pode se observar que, o pico  $2\theta = 74,40$  da austenita está bem definido no material como recebido e se apresenta com maior largura no material soldado sem TT ( $2\theta=74,49$ ). Isto pode ser explicado pela presença da ferrita delta formada durante o resfriamento da solda que também apresenta um pico próximo ao  $2\theta$  da austenita.

Como foi observado nas análises microestruturais por MEV, a porcentagem de ferrita delta diminui após TT de solubilização. Analisando o difratograma do material nesta condição, pode-se observar o surgimento do pico da ferrita alfa ( $2\theta = 44,06$ ) inclusive com maior intensidade ( $I_{\text{como recebido}} = 55,39$  contra  $I_{\text{com TT}} = 84,44$ ).

Observa-se também, que o pico ( $2\theta = 74,34$ ) da austenita teve sua largura ainda mais aumentada provavelmente devido a presença da ferrita delta remanescente do TT e a formação de outras fases, como por exemplo  $\text{Cr}_2\text{N}$  que tem picos com valores de  $2\theta$  próximos da austenita.

#### 4.4 Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado no microdurômetro HMV-Microhardness Tester do fabricante Shimatzu utilizando uma carga de 20 gf. Foram realizadas 10 indentações em cada uma das zonas fundida (ZF), termicamente afetada (ZTA) e no metal base (MB) das amostras soldadas do aço AISI 347 como recebido e após tratamento térmico de solubilização.

A tabela 8 mostra os valores de microdureza medidos nas zonas fundida, termicamente afetada e no metal base do material soldado antes e após tratamento térmico de solubilização.

**Tabela 8.** Tabela comparativa dos valores de microdureza na ZF, ZTA e MB das amostras antes e após tratamento térmico de solubilização.

Amostra		Ensaio de Microdureza (HV)										HV
Soldada	ZF	210	210	205	205	197	195	197	219	201	201	204
	ZTA	215	199	200	189	195	191	204	197	207	192	199
	MB	188	189	186	201	189	208	201	204	208	204	198
Soldada e TT	ZF	197	180	191	187	194	205	201	191	189	198	193
	ZTA	199	205	205	188	193	199	200	189	201	185	196
	MB	201	206	200	208	189	196	197	197	201	211	201

Como mostrado na tabela acima, os valores de microdureza apresentam-se constantes ao longo das zonas fundida, termicamente afetada e metal base em ambas amostras soldada e soldada seguida de tratamento térmico de solubilização.

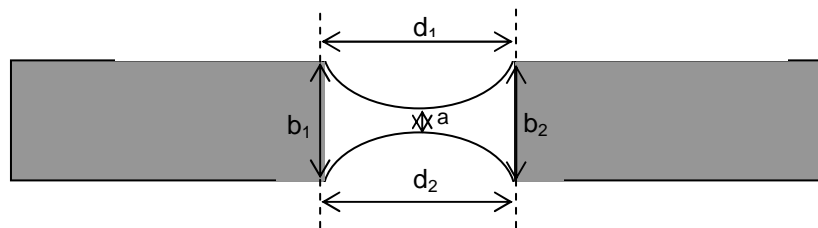
Este resultado pode ser explicado pelo fato das análises de dureza terem sido realizadas em escala microestrutural, na qual as indentações foram realizadas na matriz austenítica devido a ferrita delta apresentar-se em forma de tiras com espessuras muito finas, dificultando assim, a realização da microdureza diretamente nesta fase.

#### 4.5 Ensaio de Tração

O desempenho dos aços depende das propriedades associadas com a microestrutura dos mesmos, isto é, estrutura cristalina, fração volumétrica, tamanho, e da morfologia das várias fases que constituem os aços com uma dada composição numa dada condição de processo.

Antes de apresentar, analisar e discutir os resultados dos ensaios de tração, é importante mencionar que devido os corpos de prova apresentarem um formato (geometria) particular em consequência do processo de solda como indicado na figura 50, foram realizadas as seguintes considerações:

- Para diminuir o efeito angular deste formato, as garras do equipamento de ensaio foram colocadas próximas a parte “útil” da amostra. Nesta figura estão também indicadas as medidas dos corpos de prova.



**Figura 50.** Geometria e Medidas do corpo de prova de tração.

- Para a determinação da curva de engenharia foi considerado:

$$A_0 = a \times e$$

Para este caso o valor do  $L_0$  é convencional devido a geometria do corpo de prova. Assim, tem-se:

$$L_0 = \frac{(d_1 + d_2)}{2}$$

- Os ensaios foram realizados com uma velocidade da máquina de 2mm/min e considerando  $L_0$  como comprimento útil do corpo de prova a uma taxa de deformação de  $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^{-3} s^{-1}$ .

- Para melhor análise serão apresentados os ensaios de tração para cada condição:
  - i) Material soldado sem TT;
  - ii) Material soldado com TT;
- Três tipos de curvas de tração serão analisadas para cada condição:
  - (a) Carga (N) x alongamento (mm)
  - (b) Tensão (MPa) x alongamento (mm)
  - (c) Tensão (MPa) x deformação
- Finalmente, e também devido à geometria do corpo de prova, os valores da  $\sigma_{m\acute{a}x.}$  obtidos foram corrigidos pelo fator  $K_t$  (Fator concentrador de tensão), de acordo com o gráfico da figura 51 que é a geometria mais aproximada do corpo de prova em estudo (Pilkey, 1997).

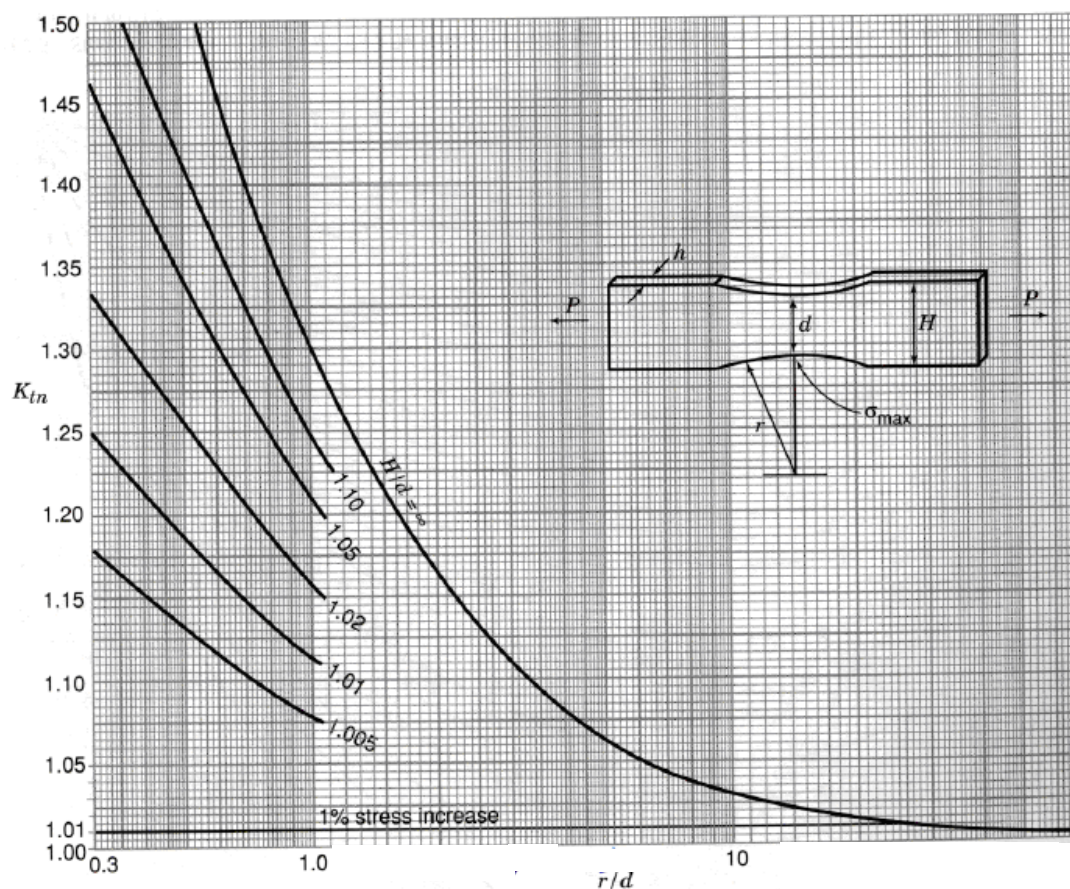


Figura 51. Fator de concentração de tensão  $K_{tn}$  (Pilkey, 1997).

#### 4.5.1 Material soldado sem TT

As curvas correspondentes ao corpo de prova soldado sem tratamento térmico estão apresentadas na Figura 52. O corpo de prova do material nesta condição apresenta as seguintes medidas:

$$\begin{aligned} a &= 7,28mm \\ b_1 &= 13,61mm & b_2 &= 13,42mm \\ d_1 &= 17,17mm & d_2 &= 16,39mm \\ e &= 6,86mm \end{aligned}$$

A curva  $F \times \Delta L$  (carga x alongamento) foi obtida diretamente do equipamento de ensaio, como mostrado na figura 52 (a).

A partir desta curva tem-se:

$$\begin{aligned} F_{m\acute{a}x.} &= 33687N \\ \Delta L_{m\acute{a}x.} &= 6,76mm \\ \Delta L_{ruptura} &= 7,79mm \end{aligned}$$

Logo, a  $\sigma_{m\acute{a}x.} = 674,5MPa$ .

A curva  $\sigma$  (tensão de engenharia) x  $\Delta L$ , apresentada na figura 52 (b) indica uma  $\sigma_{m\acute{a}x.} = 674,5MPa$ .

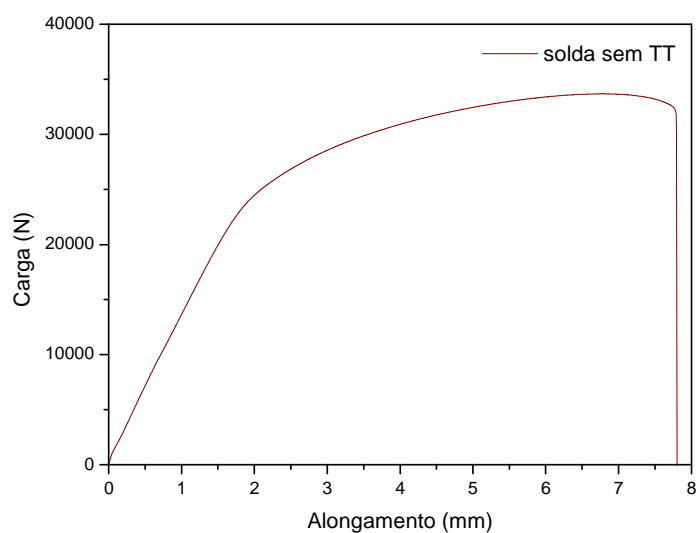
Corrigindo com  $K_t$  (gráfico da figura 51), tem-se que:

$$\begin{aligned} \frac{H_1}{D_1} &= \frac{\left( \frac{13,61 + 13,42}{2} \right)}{7,28} = 1,856 \\ \frac{r}{d} &= \frac{23,14mm}{7,28} = 3,179 \end{aligned}$$

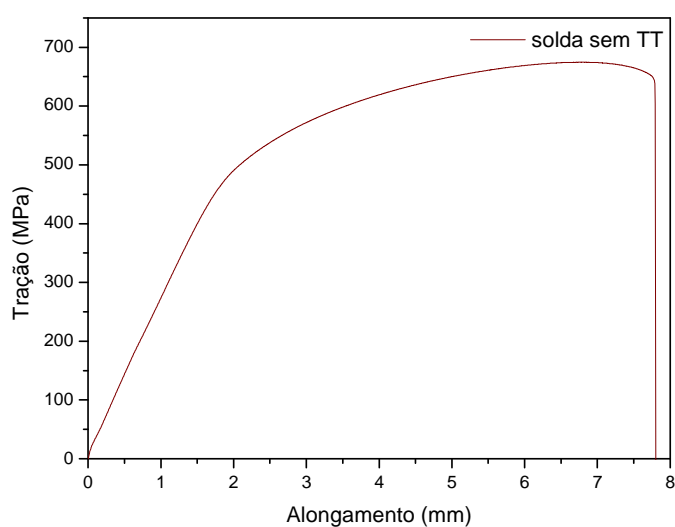
Logo,  $K_t = 1.10$ .

Calculando  $\sigma_{m\acute{a}x.}^{Real}$  (Tensão Máxima Real):

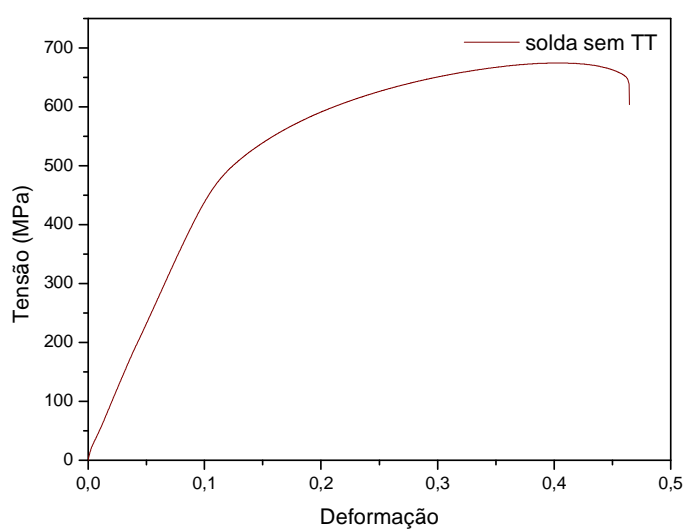
$$\sigma_{m\acute{a}x.}^{Real} = \sigma_{m\acute{a}x.} \times K_t = 674,5 \times 1.10 = 741,95MPa$$



(a)



(b)



(c)

**Figura 52.** Gráficos das curvas de tração do corpo de prova soldado sem TT: (a) Carga x Alongamento e (b) Tensão x Alongamento e (c) Tensão x Deformação.

A tensão máxima ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ), ou seja, a resist\ecencia a tra\c7\ao, \e considerada a tens\ao m\acute{a}xima que o material resiste antes da fratura porque neste ponto, uma vez que tenha ocorrido o empesco\c7amento devido ao ensaio, a ruptura do material \e inevit\avel.

A terceira curva  $\sigma_{eng.} \times \varepsilon_{eng.}$ , figura 52 (c), na qual  $\varepsilon = \Delta L / L_0$  foi racionalizado com  $L_0 = (d_1 + d_2) / 2$ , foi mencionado  $L_0$  como sendo um comprimento "\u00fatil" convencional para este caso.

Portanto, os valores de ductilidade determinados a partir desta curva devem ser vistos com cuidado, e a curva de engenharia analisada como um modo de compara\c7\ao entre o comprimento (ductilidade) em tra\c7\ao do material nas duas condi\c7\oes estudadas.



#### 4.5.2 Material soldado com TT

As curvas de tração correspondentes ao corpo de prova soldado com tratamento térmico estão apresentadas na figura 53. O corpo de prova do material nesta condição apresenta as seguintes medidas:

$$\begin{aligned} a &= 7,52mm \\ b_1 &= 13,56mm & b_2 &= 13,42mm \\ d_1 &= 16,91mm & d_2 &= 16,73mm \\ e &= 7,14mm \end{aligned}$$

Analogamente ao que foi feito no corpo de prova do material sem tratamento, a curva  $F \times \Delta L$  (carga x alongamento) foi obtida diretamente do equipamento de ensaio, como mostrado na figura 53 (a).

A partir desta curva tem-se:

$$\begin{aligned} F_{m\acute{a}x.} &= 33804N \\ \Delta L_{m\acute{a}x.} &= 9,91mm \\ \Delta L_{ruptura} &= 11,75mm \end{aligned}$$

Logo, a  $\sigma_{m\acute{a}x.} = 629,6MPa$ , valor este reafirmado na curva  $\sigma$  (tensão de engenharia) x  $\Delta L$ , apresentada na figura 53 (b).

Corrigindo com  $K_t$  (gráfico da figura 51), tem-se que:

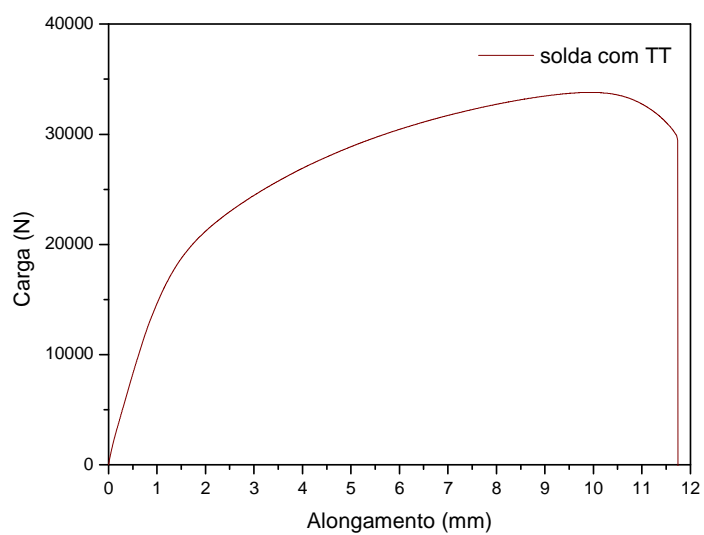
$$\begin{aligned} \frac{H_1}{D_1} &= \frac{\left( \frac{13,56 + 13,42}{2} \right)}{7,52} = 1,794 \\ \frac{r}{d} &= \frac{23,14mm}{7,52} = 3,077 \end{aligned}$$

Logo,  $K_t = 1.11$ .

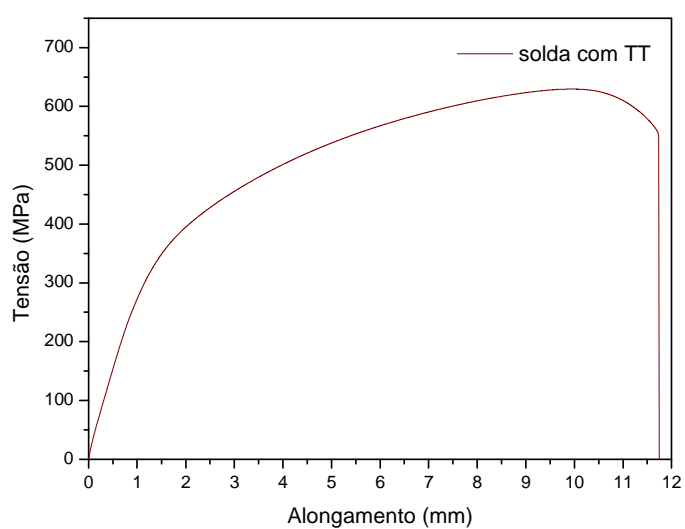
Calculando  $\sigma_{m\acute{a}x.}^{Real}$  (Tensão Máxima Real):

$$\sigma_{m\acute{a}x.}^{Real} = \sigma_{m\acute{a}x.} \times K_t = 629,6 \times 1.11 = 698,9MPa$$

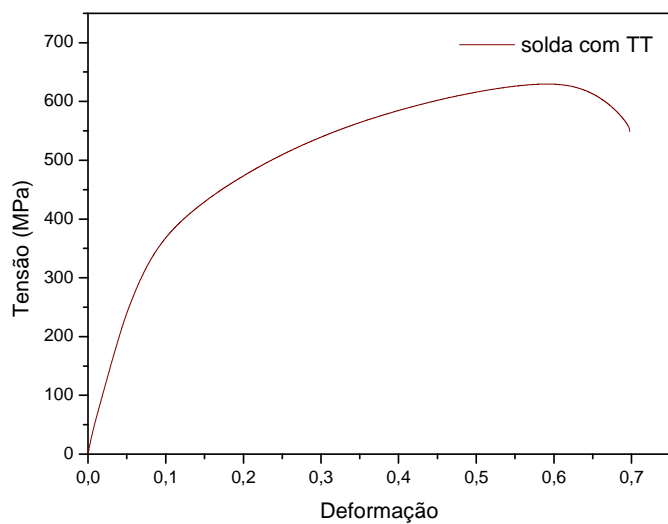
Na curva de engenharia  $\sigma \times \varepsilon$  da figura 53 (c), tem-se o comportamento do material soldado e tratado termicamente durante a deformação.



(a)



(b)



(c)

**Figura 53.** Gráficos das curvas de tração do corpo de prova soldado com TT: (a) Carga x Alongamento e (b) Tensão x Alongamento e (c) Tensão x Deformação.

Na tabela 9 a seguir estão apresentadas as propriedades do material nas duas condições.

**Tabela 9.** Propriedades mecânicas a partir do ensaio de tração.

<b>Amostras</b>	<b>Sem TT</b>	<b>Com TT</b>
$\sigma_e$ (MPa)	483,84	418,58
$\sigma_{m\acute{a}x.}$ (MPa)	674,5	629,6
$\sigma_{m\acute{a}x. Re\ al}$ (MPa)	741,95	698,9
$U_t$ (J / m <sup>3</sup> )	451,185	613,18
$U_r$ (J / m <sup>3</sup> )	48,46	41,8
EL(%)	46,91	69,89

Os dados da tabela mostram as propriedades do material, que permitem analisar o comportamento do material nas duas condições em estudo.

Pode-se concluir que o comportamento em tração do material solubilizado diminui com relação a resistência mecânica, mas a ductilidade e a tenacidade aumentam na condição tratada.

O material sem tratamento apresentou propriedades opostas ao material com tratamento, com resistência máxima e de escoamento superior.

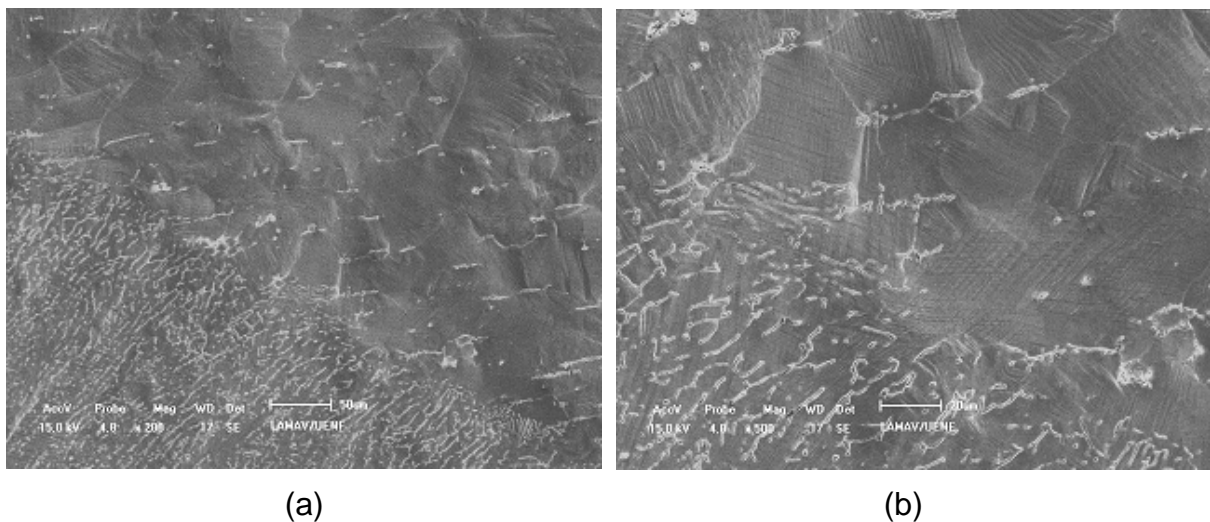
### 4.5.3 Microestrutura do material após Ensaio de Tração

Foram realizadas análises macro e microestruturais dos corpos de prova, do material soldado sem e com tratamento térmico, após os ensaios de tração. Observações macroestruturais evidenciaram que os corpos de prova romperam no centro da zona fundida e análises microestruturais de baixo aumento evidenciaram que o metal de solda, a ZTA e o metal de base deformam de maneiras diferentes. Isso pode ser explicado pelas diferenças microestruturais de cada zona do material.

#### 4.5.3.1 Material soldado sem TT

No corpo de prova deformado após ensaio de tração ainda pode ser observado com definição cada zona do material soldado sem TT de solubilização.

Na figura 54 (a) pode-se observar a interface entre a ZTA e metal base, cujas microestruturas apresentam-se diferentes. Em 54 (b) fica mais evidente a microestrutura após deformação em tração. A ferrita delta se manteve nos contornos de grão e alinhou-se na direção da aplicação de carga.

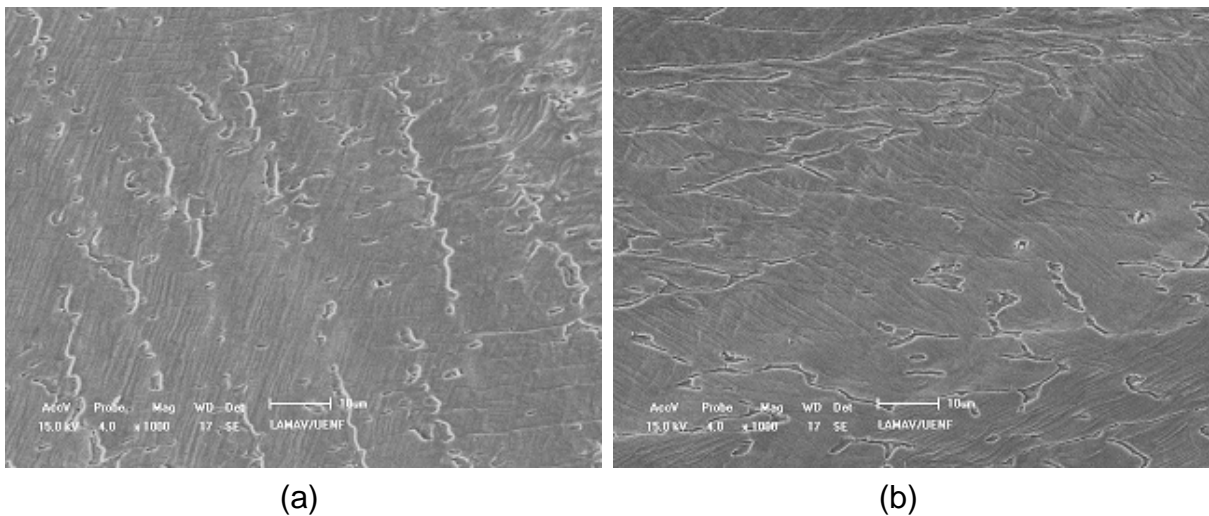


**Figura 54.** Interface da ZTA com o metal base após ensaio de tração.

Podem ser observadas também, linhas de deslizamento no interior dos grãos de austenita. Essas linhas de deslizamento possuem orientações diferentes em cada grão devido ao fato que, cada um dos grãos apresenta um fator de Schmid diferente em relação ao eixo de aplicação de carga.

Em regiões mais próximas a superfície de fratura como na figura 55 (a), as linhas de deslizamento mostraram-se mais evidentes e a ferrita delta passou a se romper devido a deformação e a concentração de tensão aplicada sobre ela que inicialmente funcionava como barreira ao deslizamento das discordâncias.

Na micrografia 55 (b), as linhas de deslizamento tendem a se aproximar da direção da aplicação de carga e a ferrita delta também se alinha nesta direção. Também nas figuras 55 (a) e (b) é evidenciada a formação da trinca para a fratura que ocorre seguindo o caminho da ferrita delta.

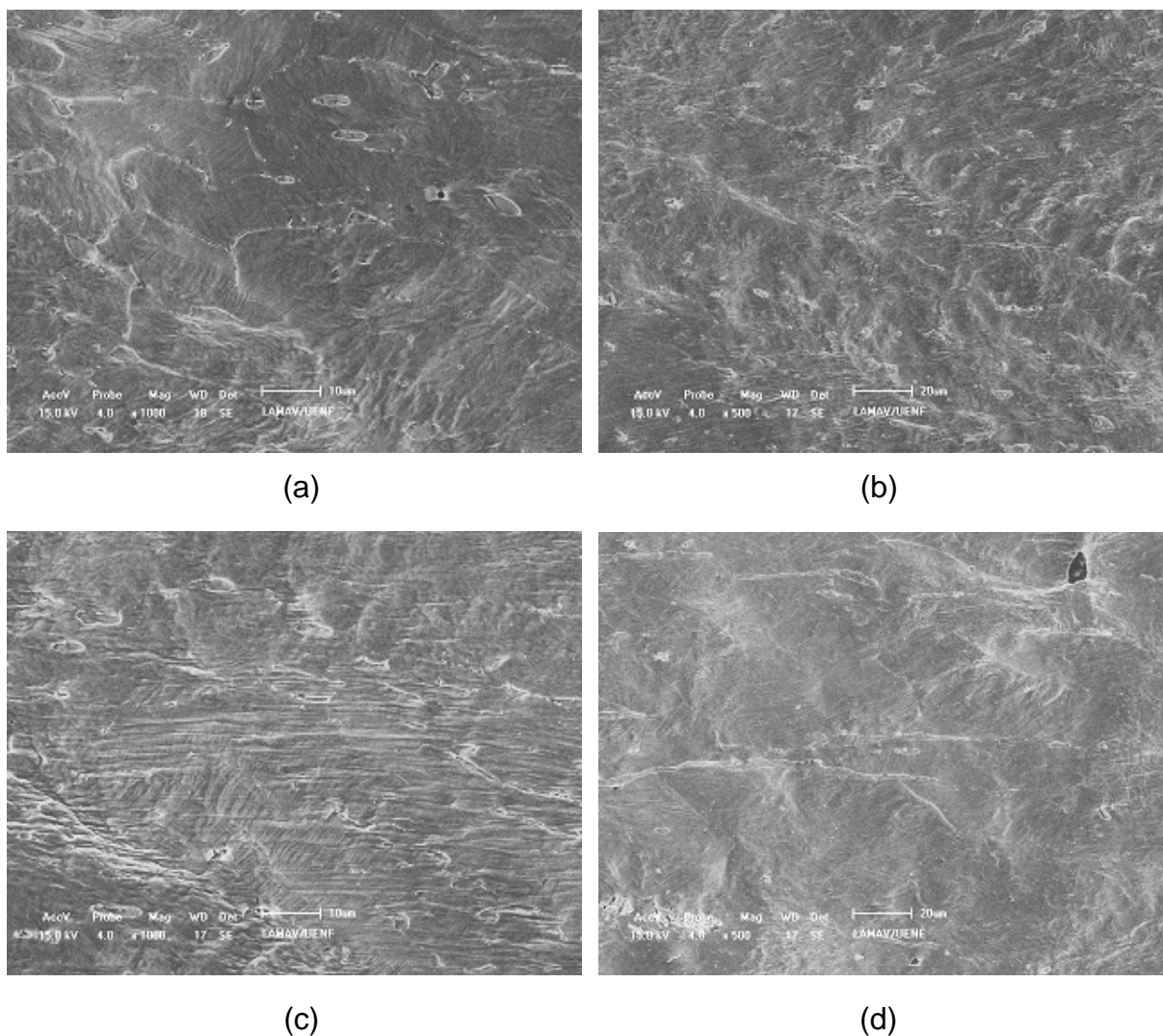


**Figura 55.** Micrografias da ZF após ensaio de tração.

#### 4.5.3.2 Material soldado com TT

No material nesta condição também foi observado que a deformação foi mais acentuada na zona fundida do que no metal base.

Na figura 56 (a), a micrografia mostra a interface na ZTA, na qual observa-se claramente que os grãos de austenita da ZF sofrem maior deformação devido a presença de maior número de linhas de deslizamento que a austenita do metal base.



**Figura 56.** Micrografias do material soldado com TT após ensaio de tração: (a) interface ZTA/metal base; (b) e (c) ZF; (d) material base.

Nas micrografias 56 (b) e (c) também da ZF, fica evidente a orientação das linhas de deslizamento e da ferrita delta, na qual as trincas para a fratura se propagam.

A micrografia 56 (d) apresenta a ferrita delta nos contornos de grão da austenita que estão alinhadas na direção da aplicação da carga.

## 5. CONCLUSÕES

- A microestrutura do material como recebido (metal base) é típica dos aços inoxidáveis austeníticos e apresenta-se monofásica constituída por uma matriz de grãos de austenita com formatos poligonais.
- O material soldado sem tratamento térmico de solubilização apresentou ferrita delta na zona fundida, formada a partir da austenita prévia, com morfologias vermicular, acicular e de contorno de grão distribuídas uniformemente na matriz austenítica.
- No material soldado com tratamento térmico de solubilização observou-se uma diminuição da fração volumétrica da ferrita delta na zona fundida (de 25% para 5%) devido a dissolução desta fase.
- Nas duas condições de análise, antes e após TT, a fração volumétrica de ferrita delta se manteve constante à medida que se afastou do centro da zona fundida.
- Na região de transição entre a zona termicamente afetada e o início do metal base, a microestrutura é constituída por grãos de austenita de diversos tamanhos desproporcionais, o que caracteriza um crescimento de grão anormal com recristalização secundária.
- Os valores de microdureza apresentaram-se constantes ao longo das zonas fundida e termicamente afetada e no metal base em ambas as amostras soldada e soldada seguida de tratamento térmico de solubilização.
- O comportamento em tração mostra que a resistência mecânica diminui quando o material é tratado termicamente, mas a ductilidade e a tenacidade aumentam na condição tratada.
- As micrografias em MEV evidenciam que as trincas para fratura nucleiam e se propagam através da ferrita delta.

## 6. SUGESTÕES

- Sugere-se realizar ensaio de impacto segundo norma de referência para estes materiais, para analisar o caráter da fratura antes e depois do tratamento térmico.
- Sugere-se realizar microscopia eletrônica de transmissão para complementar os EDS realizados em MEV e os difratogramas de raios-X para melhor determinação das fases.
- Sugere-se realizar estudos fractográficos para analisar com maior profundidade a influência da ferrita delta na propagação e nucleação das trincas de fratura.



## 7. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- ALLAN G. K. (1995) Solidification of austenitic stainless steels. **Ironmaking and Steelmaking**, vol. 22, p.456-477.
- ASTM 800/A 800M-01; Standard practice for steel casting, austenitic alloy, estimating ferrite content thereof. American Society for Testing and Materials.
- CALLISTER W. (2007) Ciência dos Materiais.
- DAVIS, J. R. (1999) **Stainless steel**. (3. ed.) USA:ASME International, p. 68-69. (ASM Specialty Handbook Series).
- DeLONG, W. T. (1974) Adams Lecture – Ferrite in Austenitic Stainless Steel Weld Metal. **Welding Journal**, Welding Research Supplement, p. 273-286.
- DeLONG W. T. (1960) A modified phase diagram for stainless steel weld metals. **Metal Progress**, vol.77, p. 98-100.
- ECKSTEIN H. J., Korrosionsbeständige Stähle H., J. Eckstein (1990) Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie GmbH, Leipzig, Alemanha.
- FERAMUZ K., RAMAZAN K., SULEYMAN G. (2009) The effect of process parameter on the properties of spot welded cold deformed AISI304 grade austenitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**.
- FREDRIKSSON H. (1972) The Solidification sequence in an 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification, **Metallurgical Transactions**, vol. 3, p. 2989-2997.
- GILL T. P. S. et al. (1995) Effect of composition on the transformation of  $\delta$ -ferrite to  $\sigma$  in type 316 stainless steel weld metals. **Scripta Metallurgica Materialia**, vol. 32.
- GUAN K. S. et al. (2005) Cracks and precipitate phases in 321 stainless steel weld of flue gas pipe. **Science Direct**.
- HAMMAR O.; SVENSSON U. (1979) Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steel. In: **Solidification and Casting of metals**. London: The Metals Society. p. 401-410.
- HETZNER, W. D. (2007) Etching stainless steels for delta ferrite. **Advanced Materials & Processes**.
- HOUSKA, C. (2001) **A guide to casting: stainless steel and nickel-base**. NiDI Institute.
- HSUN H. U. (2000) Recovery, recrystallization and grain-growth structures. ASM Handbook. Vol.9 Metallography and microestruturas.

- HULL F. C. (1973) Delta ferrite and martensite formation in stainless steel. **Welding Journal**, vol.52, Welding Research Supplement, p. 193s-203s.
- HULL F. C. (1967) Effect of delta ferrite on hot cracking of stainless steel. **Welding Journal**, Welding Research Supplement, p. 399-409.
- JERNKONTORET (1977) **A guide of solidification**. Stockholm: p.144.
- KAIN, V., DE, P. K. (2003) Transformation of delta ferrite during high heat input welding of austenitic stainless steel. **Materials Performance**, USA: NACE International, v.42, n. 3, p. 50-54.
- KAISHU GUAM et al. (2005) Effect of aging at 700°C on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds. **Science Direct**.
- KARCI F. et al. (2009) The effect of process parameter on the properties of spot welded cold deformed AISI 304 grade austenitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**.
- KIM, S. K.; SHIN Y. K.; KIM N. J. (1995) Distribution of Delta ferrite content in continuously cast type 304 stainless steel slabs. **Ironmaking and Steelmaking**, vol.22, n. 4, p.316-325.
- KOU, S. (2003) *Welding metallurgy*. (2. ed.). New Jersey, USA: John Wiley & Sons. p. 289.
- KUJANPAA, V. SUUTALA, N. TAKALO, T. E MOISIO, T. (1979) **Welding Research International**, vol. 9, p. 55-76.
- LEFFLER, B. (1998) **Stainless steel and their properties**. (2. ed.). Stockholm: Avesta Sheffield.
- LIPPOLD, J. C., KOTECKI, D. J. (2005) **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey, USA: John Wiley & Sons. (Publication Hoboken).
- LUNDIN, C. D., CUI, Y., LIU, P. (1985) Literature review on microfissuring in austenitic stainless steel weld metal. **Welding Journal**, Miami, FL, USA: American Welding Society. p 113-118.
- LUDIN C. D. et al. (1975) Ferrite-fissuring relationship in austenitic stainless steel weld metals. **Welding Journal**, vol. 8, Welding Research Supplement, p. 241-246.
- MACHADO L. F., PADILHA A. F. (1996) Precipitação de fase sigma em um aço inox duplex isento de níquel e contendo altos teores de manganês e nitrogênio. In: XII CBECIMAT. Águas de Lindóia – SP, p. 581-584.
- MAEHARA Y., FUJINO N., KUNITAKE T. (1983) Effects of Plastic Deformation and

- Thermal History on  $\sigma$  Phase Precipitation in Duplex Phase Stainless Steels. Trans. ISIJ 23.p. 247-255.
- MARIÁN VACH et al. (2008) Evolution of secondary phases in austenitic stainless steels during long-term exposures at 600, 650 and 800°C. **Journal of Materials Processing Technology**.
  - MARSHALL, P. (1984) **Austenitic stainless steels – microstructure and mechanical properties**. Essex, England: Elsevier Applied Science Publishers. p.68.
  - Metals Handbook (1973).
  - MODENESI (2001) Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis: p.1-8.
  - NAYAL G. El.; BEECH J. (1986) Relationship between composition, impurity content, cooling rate and solidification in austenitic stainless steels. **Materials Science and Technology**, vol. 2, p. 603-610.
  - PADILHA A. F. (2002) Aços inoxidáveis: Histórico e desenvolvimento. In BOTT, I. **Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos**. Rio de Janeiro. p. 129-138.
  - PADILHA E GUEDES (1994) Aços Inoxidáveis Austeníticos.
  - PEREIRA, O. J.; BEECH, J. (1979) Factors influencing the delta ferrite content of cast austenitic stainless steels. In: **Solidification and Casting of metals**, London, The Metals Society. p. 315-321.
  - PICKERING F. B. (1976) Physical metallurgy of stainless steel developments. **International Metals Reviews**, p. 227-268.
  - PILKEY W. D. (1997) Peterson's Stress Concentration Factors. Second Edition. Wiley Interscience Publication.p. 86.
  - SASIKALA G. et al. (2000) Creep Deformation and Fracture Behavior of Types 316 and 316L(N) Stainless Steels and Their Weld Metals. **Metallurgical and Materials Transactions**.
  - SASIKALA G., S. K. RAY and MANNAN S. L. (2003) Kinetics of transformation of delta ferrite during creep in a type 316 (N) stainless steel weld metal. **Science Direct**.
  - SCHAEFFLER A. L. (1949) Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, vol. 56, p. 680-680B.
  - SCHOEFER, E. A. (1973) Constitution diagram for stainless steel castings. **Metal Progress**, n.2, p.55.
  - SONG, Y., McPHERSON, N. A., BAKER, T. N. (1996) The effect of welding

- process on the chi phase precipitation in As-Welded 317L Weld Metals. **ISIJ International**, Glasgow, UK. v. 36, n. 11, p. 1392-1396.
- SPEICH G. R. (1973) Constitution of ternary alloys Cr-Fe-Ni. In: **Metals Handbook: Metallography and Microstructures**. 8A ed. EUA: ASM. p. 424-426.
  - SUUTALA N.; TAKALO T.; MOISIO T. (1980) Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds, **Metallurgical Transactions A**, vol. 11, p. 717-725.
  - SUUTALA N (1983) Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steel. **Metallurgical Transactions A**, vol. 14, p. 191-197.
  - SUUTALA, N.; MOISIO T. (1983) Use of chromium and nickel equivalents in considering solidification phenomena in austenitic stainless steels. **Solidification technology in the foundry and cast house**. London, Metals Society. p. 310-314.
  - SUUTALA N.; MOISIO T. (1979) The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, vol. 10, p. 512-514.
  - TERADA M., ESCRIBA D. M, et al. (2008) Investigation on the intergranular corrosion resistance of the AISI 316L (N) stainless steel after long time creep testing at 600°C.
  - VACH, M. et all. (2008) Evolution of secondary phases in austenitic stainless steels during long-term exposures at 600, 650 and 800°C. **Materials Characterization**.
  - VASUDEVAN M. et al. (2003) Delta ferrite prediction in stainless steel welds using neural network analysis and comparison with other prediction methods. **Journal of Materials Processing Technology**.
  - VASUDEVAN M., BHADURI A. K., BALDEV R. and PRASAD R (2002) Delta ferrite prediction in stainless steel welds using neural network analysis and comparison with other prediction methods. **Journal of Materials Processing Technology**.
  - VITEK, J. M.; DASGUPTA, A. DAVID, S.A. (1983) Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. **Metallurgical Transactions A**, vol. 14, p. 1833-1841.
  - VITEK J. M., ISKANDER Y. S. and OBLOW E. M. (2000) Improved ferrite number prediction in stainless steel arc welds using artificial neural networks – Part 1: Neural Network Development. **Welding Research**.