

**Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais**

**Escola Politécnica da Universidade de São Paulo**

**Projeto de Formatura - PMT 594**

**Adriano Pescarmona**

**Estudo da correlação entre modo de solidificação e  
ocorrência de trincas de solidificação na fundição de aços  
inoxidáveis austeníticos.**

**Orientação: Cláudio Luiz Mariotto (prof. orient.)  
Mário Boccalini Jr**

**Dezembro 1993**

**"Todavia, a ciência também tem seus aspectos  
'sublimes', por ser um esforço heróico,  
ainda que fadado ao fracasso, de conhecer e  
possuir o real."**  
Giulio Carlo Argan

A todos que já levaram  
porrada.

## **Agradecimentos**

Aos meus pais por terem me proporcionado condições de finalizar esta primeira etapa de estudos sem preocupações de outra ordem.

Ao Eng. Mário Boccalini Jr. pela oportunidade de trabalho conjunto no IPT, bem como sua orientação constante no andamento das experiências e confecção deste trabalho.

Ao Prof. Cláudio Luiz Mariotto por prontamente ter aceito ser o professor orientador deste trabalho.

Ao pessoal do Laboratório de Fundição de Precisão do IPT, em especial o Sr. Francisco Almeida pelo seu entusiasmo e sugestões precisas.

Aos pesquisadores do LMM do IFUSP, Sérgio Romero e Augusto C. Neiva, pela paciência e cortesia com que sempre me receberam.

Aos colegas do AFCM do IPT pelo profissionalismo e amizade, em especial o técnico Arnuzo Bispo.

Aos alunos do curso de mestrado da Poli-Metal, Marcelo de Aquino Martorano e Izabel F. Machado, pela colaboração nas experiências.

E a muitos outros, demasiados para serem citados nominalmente, mas que sem a atenção e dedicação a mim dispensadas este trabalho não teria sido possível.

## **Índice**

|                                                                                           |           |
|-------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>1. Introdução</b>                                                                      | <b>1</b>  |
| <b>1.1. Considerações gerais</b>                                                          | <b>3</b>  |
| <b>1.2. Aplicações</b>                                                                    | <b>3</b>  |
| <b>1.3. Microestruturas bruta de fundição dos aços inoxidáveis resistentes à corrosão</b> | <b>6</b>  |
| <b>1.4. Solidificação dos aços inoxidáveis da série CF</b>                                | <b>19</b> |
| <b>1.5. Macroestrutura bruta de fundição de lingotes de aços inoxidáveis austeníticos</b> | <b>21</b> |
| <b>1.6. Definição e caracterização de trincas de solidificação</b>                        | <b>23</b> |
| <b>1.7. Objetivo do Trabalho</b>                                                          | <b>23</b> |
| <b>2. Procedimento Experimental</b>                                                       | <b>23</b> |
| <b>2.1. Materiais e Métodos</b>                                                           | <b>25</b> |
| <b>2.2. Ensaios</b>                                                                       | <b>28</b> |
| <b>3. Resultados experimentais e discussão</b>                                            | <b>32</b> |
| <b>4. Conclusão</b>                                                                       |           |
| <b>Referências Bibliográficas</b>                                                         |           |
| <b>Figuras</b>                                                                            |           |
| <b>Tabelas</b>                                                                            |           |
| <b>Apêndice A</b>                                                                         |           |

# **1. Introdução**

## **1.1. Considerações gerais**

Os aços inoxidáveis são usados numa ampla gama de produtos fundidos cuja principal característica é a de trabalharem em ambientes corrosivos e sob temperaturas elevadas.

Os aços inoxidáveis fundidos são divididos em duas categorias, segundo Schofler (1) :

I ) usados em meios corrosivos a temperaturas moderadas ( até 650°C ),

II ) usados em componentes estruturais que trabalhem em temperaturas elevadas, podendo exceder 1000°C.

A denominação dos aços inoxidáveis fundidos é regida pelo sistema adotado pelo *Alloy Casting Institute* ( ACI ). Neste sistema, a primeira letra designa o tipo de emprego do material: letra C para materiais resistentes à corrosão e letra H para materiais de emprego estrutural em elevadas temperaturas. A segunda letra indica, conforme mapeamento no diagrama da figura 1, a composição da liga. O número subsequente indica o teor máximo de carbono multiplicado por 100; a possível presença de outros elementos de liga é indicada pelo símbolo do elemento no final da designação.

Exemplo:

**liga CF 8C**

C: liga resistente à corrosão

F: composição (18-21)% Cr e (8-11)% Ni

8: teor máximo de carbono 0,08%

C: presença de nióbio (columbium, na designação norte-americana).

O presente trabalho limitar-se-á num estudo de um conjunto de ligas resistentes à corrosão.

Os aços inoxidáveis resistentes à corrosão tem a composição básica definida por: (11-30)% Cr, (0-31)% Ni e (50-88)% Fe. Todas as ligas possuem C, Si, Mn, S e P em menores proporções, os quais fazem parte da própria especificação ou são provenientes de contaminação. Algumas ligas possuem, ainda, Mo, Nb, Cu ou Se, visando proporcionar melhoria no desempenho em ambientes corrosivos (evitar sensibilização), aumentar a resistência mecânica ou melhorar a usinabilidade.

Na norma ASTM, composições dos aços inoxidáveis fundidos resistentes à corrosão são estabelecidas pela especificação A 296 (*Iron-Chromium and Iron-Chromium-Nickel Casting Alloys for Corrosion-Resistant Service*).

As ligas fundidas, via de regra, associam-se ligas trabalhadas mecanicamente (com nomenclatura AISI) de composição química bastante similar. De uma forma geral, a liga fundida e a trabalhada correspondente possuem mesma resistência à corrosão e são empregadas de forma combinada. Na tabela I estão apresentadas as composições químicas das ligas fundidas, bem como das ligas trabalhadas mais semelhantes.

## **1.2. Aplicações**

Os aços inoxidáveis resistentes à corrosão são indispensáveis na confecção de diversos componentes que atuam em condições agressivas em processos industriais. São empregados, em especial, em instalações onde a continuidade de funcionamento e a ausência de contaminações sejam essenciais. Reatores para indústria química e de alimentos, instalações de refino de petróleo, indústria farmacêutica, celulose e papel, têxtil, equipamentos de controle no fornecimento d'água e instalações nucleares, são alguns exemplos de emprego de aços inoxidáveis fundidos resistentes à corrosão.

## **1.3. Microestrutura bruta de fundição dos aços inoxidáveis resistentes à corrosão**

Pode-se distinguir cinco grupos de aços inoxidáveis fundidos resistentes à corrosão, de acordo com suas microestruturas. As informações a seguir baseiam-se integralmente em Schofler (1) :

### **I. martensíticos**

São ligas Fe-Cr que contêm o mínimo teor de Cr necessário para proporcionar resistência à corrosão e estão agrupadas na série CA. Possuem boa resistência à corrosão atmosférica e a alguns agentes orgânicos e, dentre os aços inoxidáveis fundidos, são os que apresentam maiores níveis de resistência mecânica ( $621-1520 \text{ MN/m}^2$ ) e dureza (até 500 BHN).

Algumas destas ligas apresentam Ni em suas composições, que embora sendo austenizante melhora a resistência ao impacto do material. Adições de Mo conferem maior resistência à corrosão em ambientes marinhos.



São materiais empregados, geralmente, em componentes que possam sofrer desgaste por atrito.

## **ii. ferríticos**

São os designados CB-30 e CC-50. O aço CB-30 praticamente não apresenta sensibilidade a tratamentos térmicos de endurecimento e apresentam uma microestrutura ferrítica semelhante à liga trabalhada AISI 442. De acordo com os níveis de Cr e Ni presentes, e o teor de carbono, esta liga pode apresentar martensita após tratamentos térmicos de têmpera, aproximando-se da liga AISI 431 em níveis de propriedades mecânicas.

Como estes aços não apresentam boa resistência ao impacto, são empregados em componentes de baixa responsabilidade em reatores da indústria alimentícia e de celulose. A liga CC-50 possui melhor resistência à oxidação e a meios ácidos e alcalinos devido à presença de Cu em sua composição.

## **iii. endurecíveis por precipitação**

Os representantes deste grupo são CB-7Cu e CD-4MCu. A liga CB-7Cu possui baixo teor de carbono, assumindo no estado bruto de fundição, microestrutura martensítica com ilhas de ferrita delta e muito pouca austenita retida. A presença de precipitados coerentes ricos em Cu na martensita é que confere efeito endurecedor neste material. Estes materiais apresentam resistência à corrosão intermediária entre as séries CA e CF, sendo, portanto, empregados em condições que exijam elevada resistência mecânica e moderada resistência à corrosão.

O aço CD-4MCu apresenta microestrutura ferrítico-austenítica. Endurecível, como no caso do CB-7Cu, em tratamento de envelhecimento em baixas temperaturas. A resistência à corrosão apresentada por este aço é igual, ou superior, aos aços da série CF, principalmente em meios ácidos e na presença de cloretos. É empregado em componentes industriais que requeiram elevada resistência à corrosão combinada com elevada resistência mecânica.

#### **iv. austenítico-ferríticos**

Fazem parte deste grupo os aços CE-30, CG-8M e a série CF. Apresentam microestrutura austenítico-ferrítica e possuem de 5 a 40% de ferrita, isto dependendo do balanço entre elementos alfa-gênicos e gama-gênicos presentes na liga.

A presença de ferrita melhora o limite de escoamento, aumenta a resistência à CST e está também associada à redução na ocorrência de trincas de solidificação em processos de soldagem e fundição.

A quantidade de ferrita nestas ligas pode ser estimada por diagramas como de Shoemaker e outros, como mostrado na figura 2. A ferrita pode ainda ser determinada através de aparelhos capazes de quantificá-la usando para isto suas propriedades magnéticas.

Os aços inoxidáveis com designação CF são os mais empregados na fabricação de componentes fundidos. Quando passam por tratamentos térmicos de têmpera e envelhecimento adequados estas ligas apresentam resistência a vários meios corrosivos, tendo emprego bastante versátil. Estas ligas possuem boa fundibilidade e soldabilidade, além de apresentarem boa combinação de propriedades de tenacidade e resistência em diversas temperaturas.

#### **v. austeníticos.**

Os aços CH-20, CK-20 e CN-7M fazem parte deste grupo. Os aços CH-20 e CK-20 são aços de alto carbono e cromo, apresentam melhor resistência à corrosão em meios ácidos que a série CF e possuem, ainda, resistência mecânica em elevadas temperaturas. Estes aços são empregados em componentes industriais de elevada responsabilidade na indústria química e de papel, em especial em soluções de ácido nítrico.

No aço CN-7M a presença de elevados teores de Ni em sua composição e presença de Mo e Cu, que conferem a este material resistência à corrosão na presença de cloretos em elevadas temperaturas.

Os aços desta série têm elevado custo e seu uso só se justifica em casos especiais.

## **1.4. Solidificação dos aços inoxidáveis da série CF**

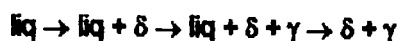
O modo de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos depende da velocidade de resfriamento e, principalmente, da composição química.

O diagrama ternário Fe-Cr-Ni (2) pode ser usado para analisar, em termos gerais, o processo de solidificação. As figuras 3 e 4 mostram as superfícies *solidus* e *liquidus* do diagrama e a figura 1 mostra onde se encontram as ligas da série CF no diagrama.

As formas destas superfícies mostra uma transição do comportamento peritético para eutético, conforme a composição sofre uma migração da face Fe-Ni para Cr-Ni (2).

Para se facilitar o entendimento do modo de solidificação das ligas da série CF, usam-se secções do diagrama ternário, com Fe constante, determinando diagramas pseudo-binários (figura 5).

Pela observação dos diagramas pseudo-binários pode-se distinguir quatro modos de solidificação distintos, de acordo com a composição química destes aços (4):





Os quatro modos de solidificação, que a composição química determina, podem ser descritos:

i. O processo de solidificação com a formação apenas de dendritas de austenita a partir do líquido.

ii. A solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços das dendritas por efeito da segregação de elementos de liga alfacênicos para a fase líquida remanescente.

iii. A ferrita é a primeira fase a se solidificar na forma de dendritas. A austenita forma-se posteriormente na interface ferrita/líquido por intermédio de reação peritética. Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido, com a conseqüente segregação de elementos alfacênicos 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 através de reação eutética  $\text{liq} \rightarrow \gamma + \delta$ .

iv. A ferrita é a única fase a se formar na solidificação, ocorrendo a formação de austenita, posteriormente, por transformação no estado sólido.

A seqüência de solidificação em que ocorre a reação  $\delta + \text{liq} \rightarrow \gamma$  é a que tem merecido maior interesse em pesquisas (5). Isto se deve ao fato de que as ligas que iniciam sua solidificação por ferrita, mostram-se menos suscetíveis à ocorrência de trincas de solidificação em processos de soldagem e fundição (6).

Nestas ligas, a transformação da ferrita ocorre durante a solidificação através de uma reação envolvendo três fases: ferrita, austenita e líquido. De acordo com (7) a reação é caracterizada como eutética. Entretanto, outros autores Fredriksson (8) e Blanc & Tricot (4) mostram, através de

experiências com solidificação direcional interrompida, que a austenita forma-se entre os braços das dendritas primárias de ferrita por reação peritética.

### **1.4.1. Influência da composição química**

Para se poder avaliar o efeito de todos os elementos que constituem os aços inoxidáveis na estrutura obtida após a solidificação, foram desenvolvidas expressões que os agrupam de acordo com seus efeitos ferritizantes e austenitizantes, as quais denominam - se: cromo equivalente e níquel equivalente.

Várias expressões de cálculo para os equivalentes de cromo e níquel têm sido propostas na literatura. A seguir, são apresentadas, na tabela II, algumas dessas expressões, bem como os seus autores e as condições em que foram determinadas.

As expressões podem ser, de forma genérica, descritas por:

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

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

em que A, B, ....., L são constantes.

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

Muitos pesquisadores têm procurado determinar, através do equivalentes em cromo e níquel, a transição da solidificação primária com formação de austenita ou ferrita primárias, além do intervalo de coexistência das duas fases na solidificação de ligas Fe-Cr-Ni. Experiências neste sentido têm sido realizadas através de solidificação direcional (8), análise térmica (9), soldagem (10), lingotes e peças fundidas (4).

A partir de expressões como as apresentadas na tabela II são construídos diagramas do tipo Schaeffler que permitem que se obtenha, em primeira aproximação, a microestrutura a ser obtida para dada composição química e velocidade de resfriamento. Diagramas desse tipo foram desenvolvidos por Schneider (11), Delong (12) e Hull (13).

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 destas expressões, como a de Hammar-Svensson (9), foram determinadas para altas temperaturas, e seu emprego em isothermas abaixo de 900°C pode fornecer informações incorretas.

Suutala e Moiso (14) construíram um diagrama semelhante ao de Schaeffler e Delong, procurando correlacionar a sequência de solidificação com a composição química, através dos equivalentes de cromo e níquel.

O estudo realizado por Suutala e Moiso 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, soldagem, corpos-de-prova de pequenas dimensões solidificados direcionalmente e peças fundidas. Esses resultados estão apresentados na figura 6.

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

a) Transição entre as sequências de solidificação II e III:

$$Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1.5$$

b) Transição entre as sequências de solidificação II. e IV:

$$Cr_{eq}/Ni_{eq} = 2.0$$

Assim, ligas cuja composição química apresentem relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.5$  teriam austenita como fase primária na solidificação, e sua sequência de solidificação seguiria os modos I e II anteriormente apresentados. Dentro deste intervalo, nas ligas de relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  mais elevadas poderia ocorrer a formação de ferrita ao final da solidificação (sequência II). Para relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  superiores a 1.5 a solidificação teria início com a formação de ferrita. Para relações entre 1.5 e 2.0 haveria formação de austenita ainda durante a solidificação e, para relações superiores a 2.0, a solidificação encerrar-se-ia com a formação de ferrita, exclusivamente, formando-se austenita apenas no estado sólido (15).

Existem outros valores para Cr e Ni equivalentes apresentados na literatura (16) para indicar a transição dos modos de solidificação. Esta divergência se deve às diferentes expressões empregadas para sua determinação, que apresentam, entre si, diferenças acentuadas, tanto no que se refere aos elementos agrupados nas expressões como fatores de multiplicação utilizados em cada um destes elementos.

Uma limitação para o emprego dessas expressões seria a sua aplicação a ligas que possuem em suas composições químicas elementos não previstos nas expressões de Ni e Cr equivalentes, mas que podem exercer grande influência sobre a solidificação desses materiais.

#### **1.4.2. Distribuição de elementos de liga durante a solidificação**

Uma vez iniciada a solidificação, a sequência com que este processo ocorre irá determinar a distribuição dos elementos de liga que compõem as ligas do sistema Fe-Cr-Ni. Além do

modo de solidificação, também atuam sobre a distribuição dos elementos de liga pelos diferentes micro constituintes presentes a velocidade de crescimento na solidificação e a velocidade de resfriamento no estado sólido.

#### **1.4.2.1. Ligas que iniciam a solidificação com a formação de austenita**

Das possíveis sequências de solidificação anteriormente apresentadas, as ligas pertencentes aos grupos I e II têm a austenita como fase primária na solidificação.

Nas ligas pertencentes ao grupo I, que se caracterizam por possuir baixas relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , a solidificação inicia e termina com a formação de austenita. A tabela III apresenta os coeficientes de partição de Cr e Ni entre a austenita e o líquido, determinados por alguns pesquisadores em ligas deste grupo. Os resultados de Schurmann citados por Bobadilla e Lesoult (17), e Okamoto (18) referem-se a ligas Fe-Cr-Ni, enquanto os demais foram determinados em ligas comerciais

Observa-se, pelos resultados apresentados na tabela III, que tanto o Cr como o Ni tendem a concentrar-se no líquido durante o processo de solidificação quando este se inicia com a formação de dendritas primárias de austenita. Somente os resultados de Hammar e Svensson (9) indicam a possibilidade de haver uma maior concentração de Ni na austenita primária durante a solidificação.

Blanc e Tricot (4) verificaram, em ligas pertencentes a este grupo contendo 19% Cr e 12% Ni, coeficientes de segregação (definida como a relação entre a concentração de um determinado elemento nos espaços interdendríticos e sua concentração no eixo da dendrita) de 1.20 para o cromo e de 1.09 para o Ni. Estes resultados estão de acordo com os coeficientes de partição determinados para estes elementos, mostrando que, durante o crescimento das dendritas de austenita, ocorre uma maior concentração destes elementos nas regiões interdendríticas, sendo o Cr mais intensa. Outros



pesquisadores confirmaram estes resultados (8,18). Além do Cr e Ni, também Mo e Mn segregam para o líquido em ligas pertencentes a este grupo.

Para ligas que apresentem maiores concentrações de elementos ferritizantes e/ou menor presença em sua composição de elementos austenizantes, com a solidificação ainda iniciando com a formação de austenita, a segregação de Cr para o líquido, poderia proporcionar condições para formação de ferrita a partir do líquido nos estágios finais da solidificação (4).

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).

Os coeficientes de partição de Cr e Ni na ferrita, coeficiente este definido como a relação entre a concentração de um determinado elemento na ferrita e na austenita à temperatura ambiente, calculados por Blanc e Tricot (4) em um aço inoxidável contendo 19.7% Cr e 12.6% Ni em que a austenita é a fase primária na solidificação, foram os seguintes:

$$K_{\delta \rightarrow \gamma} \text{Cr} = 1.39$$

$K_{\delta \rightarrow \gamma} \text{Ni} = 0.42$ , revelando que a ferrita interdendrítica apresentar-se-ia empobrecida em Ni.

Suutala e Moiso (14) calcularam os mesmos coeficientes para diversas ligas deste grupo tendo encontrado valores de 1.3 e 1.4 para o Cr e 0.4-0.5 para o Ni.

Portanto, com a formação de ferrita a partir do líquido interdendrítico ocorreria partição do Cr e Ni entre esta fase e a austenita, permanecendo a ferrita mais rica em Cr e empobrecida em Ni, conforme indicam valores apresentados para os coeficientes de partição à temperatura ambiente. Deve-se lembrar que estes valores são diferentes dos coeficientes calculados na solidificação, visto que durante o esfriamento ocorre a transformação de parte da ferrita em austenita, e assim tem-se maior concentração de Cr e outros elementos ferritizantes na ferrita.

Carvalho e outros (20), estudaram, através de solidificação direcional, a microsegregação de Cr, Ni e Mo em aços AISI 304 e 316 que iniciam sua solidificação com a formação de austenita, observando que os elementos ferritizantes Cr e Mo segregam para o líquido ( $K_{\delta \rightarrow \gamma}$

< 1), enquanto o Ni apresentava coeficiente de partição maior que a unidade, ou seja, as regiões interdendríticas permaneceram enriquecidas em Cr e Mo e empobrecidas em Ni. Segundo os autores citados (19) esta distribuição explicaria a ocorrência de ferrita nas regiões interdendríticas de ligas que iniciam a solidificação com formação de austenita e sua estabilização à temperatura ambiente. Esses resultados poderiam ser explicados, segundo Blanc e Tricot (4), pela formação de ferrita durante a solidificação nas regiões interdendríticas, com a segregação de Cr e Ni, e a posterior "regressão" durante o resfriamento, desta ferrita para austenita, mantendo-se a distribuição destes elementos como se houvesse a presença de ferrita; ao realizar a análise com microsonda autores obtiveram baixos valores de coeficientes de partição do Ni naquelas regiões, atribuindo este fato a coeficientes de partição do Ni inferiores à unidade durante a solidificação da austenita.

A figura 7 apresenta esquematicamente a distribuição de Cr e Ni em ligas que iniciam a solidificação com a formação de austenita em situações onde ocorre a formação de ferrita interdendrítica com regressão parcial desta ferrita para a austenita (a), onde a ferrita formada é totalmente transformada em austenita (b), e situações onde a ferrita não se forma (c).

### **1.4.2.2. Reação Peritética**

Esta reação pode ser definida genericamente pela seguinte equação:



em que a fase sólida secundária possui composição química intermediária entre as outras duas fases que participaram da reação.

O mecanismo aceito para esta reação deve-se a Sartell e Mack (20) que a dividiram em três etapas:

1. Inicialmente ocorreria a formação da fase sólida secundária na interface sólido primário/líquido.
2. Transformação do sólido primário em secundário na interface entre essas duas fases.

3. Difusão, através da fase sólida secundária, com o crescimento da fase sólida secundária através do consumo da fase sólida primária.

No caso de ligas de Fe 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 (21,22 e 23). Esta reação é relativamente rápida, sendo controlada por difusão na fase líquida (21 e 22).

A etapa seguinte seria o envolvimento total da ferrita pela austenita, passando a austenita a crescer em direção à ferrita e ao líquido. Para que a reação continue, deve ocorrer difusão através da fase sólida secundária (austenita), pois esta fase possui composição intermediária entre a fase sólida primária e o líquido. Isto provoca redução da velocidade da reação, visto que a difusão no sólido é mais lenta que no líquido.

Desta forma, dependendo das condições de resfriamento, a reação peritética pode ou não ser completada, podendo resultar, ao final da solidificação, a presença de ferrita e austenita.

Segundo Fredriksson (22), tem-se muitas evidências de que, em certas regiões, a dendrita de ferrita e o líquido se mantêm 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.

Mesmo que a ferrita tenha contato com o líquido, a transformação peritética tende a tornar-se mais lenta à medida que prossegue. Nas ligas Fe-C essa redução na velocidade de transformação deve-se à difusão no estado sólido de elementos de liga que apresentem baixa velocidade de difusão e que são particionados entre ferrita e austenita durante a reação; o carbono, ao contrário, possui alta velocidade de difusão e apresenta-se com distribuição homogênea em ambas as fases sólidas envolvidas na transformação (22).

Uma vez nucleada, a austenita passa a crescer em direção ao líquido e à ferrita primária. Durante o seu crescimento, há 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 ferrizantes, promovendo a nucleação também de ferrita. Assim, ocorreria nucleação simultânea, a partir do líquido, de ferrita e austenita e, ao mesmo tempo, a austenita cresceria para a ferrita, caracterizando a transição de uma reação peritética para uma eutética/peritética (21). Em situações onde ocorre alta velocidade de resfriamento, como no caso de soldagem, este eutético/peritético assume morfologia lamelar.

#### **1.4.2.3. Ligas que iniciam a solidificação com a formação de ferrita**

Conforme já discutido, a ferrita pode apresentar-se, após a solidificação, no eixo das dendritas ou em posições interdendríticas.

A tabela IV apresenta os coeficientes de partição dos elementos Cr e Ni entre a ferrita primária e o líquido.

Os valores apresentados mostram que, no início da solidificação, quando esta ocorre com a formação de ferrita, o Ni segrega para o líquido mais intensamente que o Cr. Em um determinado estágio da solidificação, tem-se uma concentração de Ni no líquido suficiente para que seja possível a nucleação de austenita, dando início à reação peritética; a nucleação da austenita ocorre então na interface ferrita/líquido, crescendo 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 discutido para ligas que iniciam a solidificação com a formação desta fase, ocorrendo a segregação de Cr, Mo e outros elementos ferrizantes para o líquido remanescente, possibilitando assim a formação de ferrita nas últimas regiões a solidificar. Com o crescimento da austenita para a ferrita primária, haverá segregação de Cr e outros elementos

ferritizantes para o interior da dendrita primária de ferrita e o enriquecimento da austenita em Ni, conforme mostram os coeficientes de partição ferrita-austenita determinados à temperatura ambiente por Blanc e Tricot (4), em liga contendo 19.9% Cr e 9.0% Ni, como sendo de 0.43 para o Ni e de 1.42 para o Cr (4,9,18).

A figura 8 apresenta a variação da distribuição de Cr e Ni com a temperatura, durante a solidificação e resfriamento no estado sólido em um aço inoxidável contendo 17% Cr, 13% Ni e 2.5% Mo, que tem a ferrita como fase primária na solidificação.

Observa-se que ocorre uma mudança de comportamento na distribuição de Cr e Ni quando da transição na solidificação de ferrita para austenita, através dos seguintes parâmetros:

$K_g$  = concentração no eixo da dendrita/composição inicial

$I_g$  = concentração interdendrítica/composição inicial

Nota-se durante o crescimento da austenita na solidificação, que ocorre uma ligeira redução nos valores de  $K_e$  e  $I_e$  do Ni, enquanto para o Cr os valores desses parâmetros crescem. Esta tendência torna-se mais acentuada durante o resfriamento no estado sólido, quando, com o crescimento da austenita, ocorre concentração de Cr na ferrita localizada tanto no eixo das dendritas como nas regiões interdendríticas.

Segundo Blanc e Tricot (4), a ferrita localizada no eixo das dendritas seria mais pobre em Cr e Ni que a correspondente às posições interdendríticas, conforme mostram os resultados das análises químicas, realizadas por microsonda na ferrita e na austenita localizadas no eixo e em posições interdendríticas, apresentadas na tabela V.

A figura 9 apresenta esquematicamente a distribuição de Cr e Ni em ligas que a solidificação inicia com a formação de ferrita e apresentaram transformação de fase para austenita ainda durante a solidificação. Estão consideradas situações onde ocorre a presença de ferrita no eixo da dendrita (b) e em posições interdendríticas (a), em que tenha ocorrido dissolução total da ferrita do eixo da dendrita (c) e uma situação onde a segregação interdendrítica não atingiu níveis suficientes para a formação de ferrita (d).

Para Brooks e outros (24) a concentração máxima de Cr seria atingida na ferrita próxima à interface ferrita/austenita, visto que no estado sólido a austenita permanece crescendo para a ferrita, havendo partição de Cr e Ni entre estas fases, resultando em teores mais elevados de Cr e mais baixos de Ni nestas regiões quando comparadas às suas posições mais centrais.

#### **1.4.2.4. Efeitos da velocidade de resfriamento**

Além da composição química, a estrutura obtida após o resfriamento das ligas Fe-Cr-Ni depende também da velocidade de solidificação (8,14,24) e da velocidade de resfriamento no estado sólido (8,26).

Pereira e Beech (27) estudaram os efeitos da composição química e da velocidade de resfriamento na ocorrência de ferrita em aços inoxidáveis no estado bruto de fundição através de 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 o 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 10.

Iniciando-se a solidificação de dendritas de austenita - figura 10c - a ferrita, quando presente, situou-se nas regiões interdendríticas, como consequência da segregação de elementos promovedores de ferrita (principalmente Cr) para essas regiões. Desta forma, menores velocidades de crescimento da austenita causariam segregação mais intensa desses elementos, aumentando assim tanto a tendência à formação como também a quantidade de ferrita presente na microestrutura. Se, por outro lado, 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 Ni e enriquecida em Cr, ocorrendo, consequentemente, o inverso na fase líquida relativamente às condições próximas às de

equilíbrio. Assim, haveria uma redução na relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  no líquido e, portanto, menor tendência à formação de ferrita (27).

Nas ligas em que a solidificação se inicia com a formação de ferrita a transição para austenita pode ocorrer durante a solidificação segundo uma reação peritética ou ainda por reação no estado sólido. Em ambos os casos as transformações dependem de difusão no estado sólido, sendo, portanto, relativamente lentas.

Nestas ligas, Pereira e Beech (27) observaram maiores quantidades de ferrita presentes na microestrutura após o resfriamento até a temperatura ambiente para maiores velocidades de resfriamento, como mostram as figuras 10a e b. Segundo os autores, este comportamento dever-se-ia a tempos mais curtos para difusão e portanto menor tendência para que a transformação peritética se completasse, bem como para que ocorresse a transformação de ferrita para austenita no estado sólido.

De acordo com Martins e Carvalhinhos (28) a redução na quantidade de ferrita para menores velocidades de resfriamento em ligas onde a transição ferrita-austenita ocorre durante a solidificação deve-se a:

- i. O crescimento da austenita primária para a ferrita ficar favorecido durante a reação peritética, visto ser esta uma reação controlada por difusão
- ii. Ocorrer, durante o crescimento da ferrita primária, maior rejeição de Ni para a interface ferrita-líquido, favorecendo assim a nucleação da austenita nesta interface.

Embora se tenha observado uma diminuição no espaçamento entre os braços das dendritas primárias com o aumento da velocidade de resfriamento (27,28), o efeito do menor tempo para difusão predominaria sobre a menor distância de difusão, devido ao maior refino da estrutura resultante do emprego de maiores velocidades de resfriamento.

Entretanto, de acordo com Fredriksson (22), as variáveis que condicionam o crescimento do anel peritético, durante a solidificação de ligas que apresentam essa reação, deveriam ser separadas entre etapas de reação e transformação peritéticas.

Para a ocorrência da reação peritética devem coexistir líquido e a fase primária ou pré-peritética (ferrita); quanto maior a quantidade de interface desta fase para uma determinada fração

volumétrica solidificada, maior a tendência à reação peritética se completar, visto que a etapa de transformação envolvendo difusão no estado sólido apresentará menor duração (23,29).

A nucleação da fase pró-peritética depende da velocidade de resfriamento, e quanto maior a velocidade de resfriamento mais refinada a estrutura.

Na etapa de transformação peritética, quando a ferrita está quase ou totalmente envolvida pela austenita, o crescimento da austenita para a ferrita passa a ser controlado por difusão no estado sólido, sendo, portanto mais lenta.

Desta forma, segundo Fredriksson (22), 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 das duas fases sólidas, favoreceriam a obtenção de estruturas com menores quantidades de ferrita.

### **1.5. Macroestrutura bruta de fundição de lingotes de aços inoxidáveis austeníticos**

A macroestrutura típica da seção transversal de lingotes apresenta, no caso mais genérica, três zonas bastantes definidas: coquilhada, colunar e equiaxial (figura 11). É possível porém, que, em função de condições particulares de solidificação, uma ou mais delas sejam suprimidas da macroestrutura do lingote.

A zona coquilhada é caracterizada por apresentar-se sempre na orla externa do lingote e compor-se de grãos pequenos e homogêneos, sugerindo a ação intensa do processo de nucleação.

A zona colunar é composta por grãos alongados e fortemente orientados na direção de extração de calor, sugerindo ação intensa do processo de crescimento.



A zona equiaxial, normalmente localizada no centro do lingote, caracteriza-se por apresentar grãos homogêneos e de tamanho superior aos da zona coquilhada.

Num extenso trabalho de revisão bibliográfica, Boccalini Jr (31) expõe amplamente as teorias relacionadas à formação de cada zona. Serão apresentadas a seguir, resumidamente, as teorias mais aceitas na explicação do mecanismo de formação e crescimento da macroestrutura de lingotes.

**Zona coquilhada:** O mecanismo classicamente apresentado para a formação da zona coquilhada baseia-se na ocorrência, na região do metal próxima à parede do molde, de um super-resfriamento cinético suficientemente elevado para induzir um processo de intensa nucleação, gerando grande quantidade de pequenos cristais. Trabalhos recentes, também detalhados em (31), mostram que a ocorrência desta zona será tanto maior quanto mais turbulento for o escoamento do metal líquido.

**Zona colunar:** A morfologia característica dos grãos colunares (grãos grandes e fortemente orientados numa determinada direção) origina-se em função do crescimento dendrítico apresentado por estes grãos. Durante este crescimento, ocorre um processo de eliminação dos grãos cuja direção preferencial de crescimento não coincide com a direção de extração de calor, dado que os grãos onde ocorre esta coincidência impedem a continuidade de crescimento daqueles. Sucede-se à supressão dos grãos menos favorecidos o crescimento lateral dos mais favorecidos, mostrado, esquematicamente, na figura 12.

**Zona equiaxial:** Ohno e colaboradores (32), desenvolveram modelo em que a zona equiaxial é formada por cristais nucleados exclusivamente nas paredes do molde no início da solidificação e imediatamente dela destacados. Este "destacamento" é facilitado pelo fluxo de metal e pelo acúmulo de soluto nas regiões adjacentes ao molde, mostrado esquematicamente na figura %%.

Variáveis constitucionais (31) exercem influência sobre o tamanho relativo entre as zonas na macroestrutura de um lingote. Com relação ao intervalo de solidificação da liga, os resultados

mostram que a fração de zona colunar na macroestrutura aumenta com a diminuição deste fator, sendo que a magnitude daquela fração varia de sistema para sistema. Ligas com intervalo de solidificação praticamente nulo apresentam macroestrutura completamente colunar.

O acúmulo de soluto à frente da interface de solidificação durante o crescimento dos grãos colunares é suficiente para que a região do líquido adjacente àquela interface passe a ter uma temperatura *liquidus* inferior à temperatura real em que ela se encontra, causando a diminuição do crescimento da zona colunar. O conseqüente resfriamento do sistema permite que a temperatura da região líquida localizada após a camada rica em soluto torne-se super-resfriada em relação à sua temperatura *liquidus*, promovendo a nucleação de grãos equiaxiais. Portanto quanto maior o intervalo de solidificação mais favorecido estará o crescimento da zona equiaxial.

Castro (33) aponta que diferenças na morfologia da zona colunar, de lingotes de aços inoxidáveis austeníticos, denotam o modo de solidificação da liga. A presença de deformação na orientação dos cristais colunares indica a ocorrência de transformação com coexistência de fases líquida e sólida (solidificação por austenita primária). A ocorrência de estrutura com forte orientação na zona colunar denota solidificação primária por ferrita seguida por transformação no estado sólido, figura 13.

## **1.6. Definição e caracterização de trincas de solidificação**

O presente trabalho limitar-se-á à análise de aspectos relacionados à formação de trincas típicas de processos de fundição, conhecidas na literatura pelo termo "hot tearing". Neste caso a presença de fase líquida interdendrítica, altas temperaturas e presença de tensões, residuais ou aplicadas, de tração são elementos fundamentais na ocorrência do fenômeno.

Hemsworth (34) propôs um modelo de classificação, baseado em aspectos microestruturais, de trincas em altas temperaturas, figura 14. Este modelo ajuda a determinar as causas geradoras da trinca e sistematizar seu estudo e prevenção. Pois existe, devido a predominância de estudos na ocorrência de trincas em processos de soldagem de aços inoxidáveis, uma confusão no emprego de termos.

Os teores de impurezas (P e S) e as relações de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  são os únicos indicadores da suscetibilidade à ocorrência de trincas de solidificação (35), mas nota-se na figura 14B que para relações ( $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ) próximas à 1.5 não se tem uma definição da previsão da ocorrência de trincas na solidificação do sistema.

Em fundição, a ocorrência deste fenômeno se justifica pela segregação de elementos que proporcionarão a formação de líquidos de baixo ponto de fusão em regiões interdendríticas, como P e S e restrições à contração, proporcionadas pelo molde, durante a solidificação (36).

Em temperaturas intermediárias à *solidus* e *liquidus*, o material solidificando se apresenta na forma de ilhas de dendritas circundadas por fase líquida. Nos estágios finais da solidificação, as dendritas formarão um arranjo interconectado. Existindo fase líquida remanescente neste instante e tensão de tração atuante, poderá ocorrer deslocamento relativo entre estruturas da fase sólida sobre a fase líquida gerando a trinca.

Boccalini Jr. et al (37) confirmam que as relações de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  não são adequadas para a previsão do modo de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos, contrariando os resultados levantados por Kujanpaa et al (15), que sugere a utilização do valor 1.5 para a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  como delimitador entre os diferentes modos de solidificação, figura 14C.

## **1.7. Objetivo do Trabalho**

Este trabalho visa o desenvolvimento de um método de reconhecimento do modo de solidificação de um aço inoxidável austenítico, de acordo com o comportamento de sua curva de resfriamento.

A identificação do modo de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos é importante, na indústria de fundição, pois esta determinação indica a suscetibilidade do sistema à ocorrência de trincas de solidificação.

Adicionalmente, procura-se correlacionar, entre si, alguns parâmetros de solidificação, macroestrutura, microestrutura e tendência à ocorrência de trincas de solidificação.

## **2. Procedimento experimental**

### **2.1. Materiais e métodos**

O desenvolvimento do trabalho foi baseado principalmente numa primeira série de experiências, na qual foram elaboradas seis ligas com composições químicas projetadas de tal forma que se obtivessem 6 relações de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  distintas. A tabela VI mostra as composições químicas e respectivas relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  objetivadas. Nesta primeira série de corridas foram retiradas amostras para análise química, ensaios metalográficos (macrografias, micrografias e medição da fração de ferrita  $\delta$ ) e análise térmica diferencial

As ligas foram elaboradas a partir de pré-liga (AISI 304), ferro extra-doce, Cr e Ni eletrolíticos, FeMn (baixo carbono) e FeSi.

As corridas foram conduzidas em forno elétrico de indução de 4kg de capacidade, 50 kW de potência e 300 Hz de frequência. A desoxidação do banho foi efetuada através da adição de CaSi no forno, antes do vazamento.

Em cada vazamento executado a  $(1600 \pm 10) ^\circ\text{C}$ , foram feitas curvas de análise térmica convencional, utilizando-se copos com termopar tipo S, com dados coletados por registrador eletro-mecânico.

Como os dados obtidos pelo registrador eletro-mecânico não forneceram resultados coerentes, fez-se a refusão das ligas e a obtenção de novas curvas de resfriamento por sistema computacional. As refusões foram conduzidas de forma bastante rápida, num forno de 4kg de capacidade, a fim de se evitar ao máximo a perda de Cr.

Nestas refusões foram retiradas amostras para ensaios metalográficos (macrografia e micrografia e medição da fração de ferrita  $\delta$ ), que funcionaram como comparador com os resultados das primeiras corridas. Efetivamente pelas estruturas apresentadas nas macrografias e micrografias e pela medição da fração de ferrita  $\delta$ , pode-se concluir que houve uma perda muito baixa de Cr (máxima de 1%, constatada no diagrama de Dulong) que não implica em significativas mudanças nas relações de Cr e Ni equivalentes.

Numa segunda série de experiências, foram elaboradas três ligas com relações de  $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}}$  objetivando três diferentes condições de solidificação: austenita primária, ferrita  $\delta$  primária e situação intermediária ( $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}} = 1.2, 1.7 \text{ e } 1.5$ , respectivamente), observando-se a mesma prática descrita na primeira série de experiências.

As ligas obtidas nesta segunda série destinam-se à obtenção de corpos-de-prova de suscetibilidade à ocorrência de trincas de solidificação.

## **2.2. Ensaios**

### **Químicos:**

As análises químicas foram efetuadas através do método de espectrometria de absorção atômica (erro de  $\pm 0.005\%$ ).

### **Metalográficos:**

Realizaram-se ensaios metalográficos, macro e micrografias, de amostras de cada corrida. As amostras foram retiradas a 3mm da posição do termopar, no volume de material solidificado contido no copo de análise térmica convencional.

O preparo foi feito através de lixamento e polimento mecânicos. Nas macrografias (lixamento 600#) o ataque utilizado foi Lepitos, nas micrografias (lixamento 1000#, seguido de polimento em 6 e 1 micron) foi usado ataque eletrolítico com solução KOH (50%). Após o ataque, foi feito, via reprodução gráfica das estruturas, uma avaliação da proporção entre zonas colunar e equiaxial nas macrografias.

### **Análise térmica convencional:**

As curvas de análise térmica foram refeitas através da refusão dos produtos das primeiras corridas, usando sistema computacional de coleta e análise de dados. O controle de composição química, nesta refusão, foi feito de forma comparativa entre as microestruturas iniciais e do material refundido.

### **Análise térmica diferencial:**

A seqüência de solidificação destas ligas foi determinada via análise térmica diferencial (DTA, Differential Thermal Analysis).

Neste estudo foi utilizado o aparelho *DTA 404-S Netzsch*, instalado no Laboratório de Materiais Magnéticos do IFUSP.

O funcionamento do analisador térmico diferencial consiste no aquecimento e/ou resfriamento simultâneo, no mesmo ambiente, da amostra em estudo e de um material de referência, que não sofra transformação de fase durante o ciclo térmico a que será submetido, a figura 15 mostra o esquema de um analisador térmico.

Um analisador digital registra a diferença de temperatura entre as duas amostras. Como a amostra padrão não sofre transformação de fase o comportamento de sua temperatura em função do tempo será linear. A amostra em estudo pode apresentar transformações de fase que denotarão, no comportamento de sua curva aquecimento/resfriamento, em patamares e inflexões. A diferença de temperatura, entre padrão e amostra em estudo, o fato da existência de um patamar na curva da amostra em estudo resultará na geração de um pico na curva diferencial, indicando início e término de reação, conforme mostrado na figura 16.

As análises térmicas diferenciais, nas amostras de aço inoxidável, foram efetuadas com aquecimento e resfriamento controlados, com as seguintes etapas:

temp. amb.  $\rightarrow$  1170 °C  $\Rightarrow$  taxa 10 K/min

1170 °C  $\rightarrow$  1460 °C  $\Rightarrow$  5 K/min

1460 °C  $\rightarrow$  1170 °C  $\Rightarrow$  -5 K/min

1170 °C  $\rightarrow$  400 °C  $\Rightarrow$  -10 K/min

Para se evitar a oxidação das amostras, no decorrer dos ensaios, foi utilizada atmosfera protetora de gás hélio.

Como referência, recomenda-se utilizar um material que possua o maior número de características físicas semelhantes às da amostra em estudo, para que os fenômenos térmicos a que as amostras serão submetidas não se manifestem de forma diversa. Nestas experiências foi empregado nióbio metálico como referência.

As amostras foram condicionadas em cadinhos de alumina e o monitoramento de temperatura foi feito com termopares tipo S.

As curvas de análise térmica diferenciais de todas as amostras estão no Anexo I.

#### **Medição da fração de ferrita $\delta$ :**

Na face plana do corpo-de-prova, destinado à macrografia, foi executado lixamento mecânico até 600 mesh, para se evitar a formação de martensita por deformação. Nesta superfície, foram feitas medidas da fração de ferrita com o uso de ferritoscópio.

As medidas foram feitas em pontos alinhados no corpo-de-prova formando quatro diâmetros sobre esta superfície.

O ferritoscópio consiste num magnetômetro que determina a quantidade de ferrita presente num volume de material ( $1\text{mm}^3$ , neste caso) devido suas propriedades magnéticas, ausentes na austenita.



### **Ensaaios de suscetibilidade à trinca:**

Foram elaboradas três ligas com relações de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  objetivando três diferentes condições de solidificação: austenita primária, ferrita  $\delta$  primária e situação intermediária ( $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1.2, 1.7$  e  $1.5$ , respectivamente).

Estas ligas foram vazadas observando os cuidados descritos no início do item Materiais e Métodos. Em cada vazamento foram coletadas curvas de análise térmica, objetivando-se confirmar os resultados da primeira série de experiências, e obtidos os corpos de prova de suscetibilidade à trinca (anel).

O molde, para a fundição dos aneis, foi desenvolvido de acordo com as práticas de fundição de precisão por cera perdida. Para se garantir a rigidez do molde foram aplicadas oito camadas de lama/chamote, que determinou paredes de molde de 6 a 8mm de espessura..

## **3. Resultados experimentais e discussão**

### **Composição química:**

A tabela VII expõe as composições químicas obtidas em cada corrida. Os teores identificados foram bastante coerentes com os objetivados, não comprometendo o andamento dos demais experimentos.

### Micrografias:

As figuras 17 a 28 apresentam as microestruturas obtidas nas zonas colunares e equiaxiais dos corpos-de-prova, bem como a zona de transição entre a zona colunar e equiaxial.

Nota-se nos corpos-de-prova que iniciam a solidificação por  $\gamma$  apresentam ferrita  $\delta$  interdendrítica, contínua e orientada, resultado da segregação de elementos ferritizantes para a última porção de líquido a se solidificar nas regiões interdendríticas. Em corpos-de-prova que iniciaram sua solidificação por ferrita  $\delta$  a continuidade não ocorre, pois a ferrita presente na microestrutura à temperatura ambiente é resultado da reação peritética  $\text{Liq.} + \delta \rightarrow \gamma$ .

A ocorrência de ferrita delta em "pacotes" sugere núcleos de reação peritética, líquido +  $\delta \rightarrow \gamma$ . A reação progride enquanto há presença de líquido, com a queda de temperatura a reação cessa e o líquido remanescente solidifica-se como austenita confinando a ferrita não consumida na reação peritética.

Nota-se um gradiente na ocorrência de ferrita (decai a quantidade de ferrita da periferia para o centro do corpo-de-prova), isto se justifica na solidificação de ligas com transição ferrita/austenita, onde, para velocidades menores de resfriamento, acentua-se a rejeição de Ni para a interface ferrita/líquido, promovendo a formação de austenita nesta interface e favorecendo a reação peritética que é controlada por difusão. Este fatores são mais amplamente abordados no item *Efeitos da velocidade de resfriamento*.

Não se verifica diferença microestrutural relevante quanto à morfologia da ocorrência de ferrita, entre as zonas equiaxial e colunar dos corpos-de-prova.

### **Macrografias:**

As figuras 29 a 40 apresentam as macroestruturas das ligas. O gráfico apresentado na figura 41, cujos valores são detalhados na tabela VIII, mostra um máximo na ocorrência de zona colunar para relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  próximas a 1.50. O aumento da fração de zona colunar é atribuído por muitos autores (31) a uma diminuição do intervalo de solidificação da liga em relação às demais composições, este fato não foi confirmado por análises térmicas diferenciais que será abordado mais detalhadamente a seguir.

### **Medição da fração de ferrita $\delta$ :**

As figuras 42 a 49 mostram o comportamento de linhas de "isoteor" de ferrita levantadas pelo ferritoscópio. Observa-se a presença de forte gradiente na ocorrência de ferrita  $\delta$  nos corpos-de-prova cujas relações  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  são próximas de 1.5, confirmando os resultados obtidos nos ensaios metalográficos.

### **Análise térmica diferencial:**

As determinações das temperaturas *solidi* e *liquidi* de todas as ligas estão apresentadas na tabela IX. O gráfico apresentado na figura 50 mostra o levantamento das linhas *liquidi* e *solidi*, determinadas no aquecimento e resfriamento, postas em um diagrama temperatura versus  $Ni_{eq}$ .

As ATD não forneceram dados que possibilitasse a determinação do modo de solidificação das ligas.

O deslocamento das curvas determinadas no resfriamento em relação às determinadas no aquecimento, deve-se à maior facilidade de nucleação de cristais na solidificação (sendo a parede do cadinho de ATD uma fonte de nucleação heterogênea) que a formação de líquido no aquecimento.

Os valores dos intervalos de solidificação determinados no aquecimento não vem de encontro com a teoria que explica a maior formação de zona colunar para menores intervalos de

solidificação (o menor intervalo de solidificação, 15°C, foi determinado para a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1.7$ ). Por outro lado, os intervalos de solidificação determinados no resfriamento fornecem sempre valores constantes (30°C) para o intervalo de solidificação, que não justifica mudanças macroestruturais.

#### **Análise térmica convencional:**

As curvas de análise térmica compõem o Anexo A. Nestas curvas foi feito um tratamento gráfico aproximando retas que melhor se adaptem em cada região do gráfico, pelo intersecção destas retas determina-se a extensão do tempo de patamar, com resultados detalhados na tabela X.

A figura 51 mostra que existe um máximo no tempo de patamar para valores próximos a 1.5, à semelhança do que ocorre com a fração de zona colunar. Esta aparente correlação entre as curvas de análise térmica e as macroestruturas pode ser explicada pelo fato de que a formação da zona colunar envolve intenso crescimento, liberando calor suficiente para compensar o resfriamento da amostra por um tempo mais longo (em relação à formação de grãos equiaxiais).

#### **Ensaio de suscetibilidade à trinca de solidificação:**

A figura 52 mostra o molde utilizado nestes ensaios. As figuras 53 a 56 mostram as peças fundidas obtidas neste teste, após passarem por ensaio não destrutivo de líquido penetrante.

Pelas composições químicas das ligas (tabela XI) levantou-se as efetivas relações de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ : 1.35, 1.50 e 1.6, onde se objetivava 1.2, 1.5 e 1.7 respectivamente.

Nota-se a efetiva presença de trincas na relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.2$  (a figura 57 mostra o aspecto microestrutural destas trincas).

As curvas de resfriamento destas ligas encontram-se no Anexo A, e são detalhadas na figura 58, que apresenta um máximo de tempo de patamar para a relação objetivada de  $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1.5$ .

## **4. Conclusões**

Mediante os resultados experimentais coletados pode-se obter as seguintes conclusões:

→ Pelos resultados das micrografias, não fica evidente uma alteração na morfologia da ferrita  $\delta$ , ocorrida em diferentes zonas do corpo-de-prova.

→ Os ensaios micrográficos e os ensaios de medição de ferrita  $\delta$ , mostram um forte gradiente na ocorrência de ferrita  $\delta$  para os corpos-de-prova com relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  próximas a 1.5. (maior fração de ferrita  $\delta$  na região periférica em relação à região central).

→ A macroestrutura sofre influência da relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , apresentando um máximo na ocorrência de zona colunar para  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  próximo de 1.5.

→ Ensaios de Análise Térmica Diferencial não forneceram dados que permitissem a identificação do modo de solidificação das ligas.

→ Os ensaios de análise térmica convencional mostram que não há correlação entre modo de solidificação e temperatura de ocorrência de patamar (linha *liquidus*).

→ Verificou-se uma correlação qualitativa entre o tempo de patamar *liquidus* da curva de resfriamento e a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (e, conseqüentemente, o modo de solidificação). O estabelecimento de uma correlação quantitativa e, portanto, mais consistente, requer a continuidade dos trabalhos neste sentido.

## **Referências bibliográficas**

- 1) Schoeffler, Ernest A., The Cast Stainless Steels. In: Handbook of stainless steel (Peckner and Bernstein). McGraw-Hill, 1977.
- 2) Speich, G. R. Cr-Fe-Ni (Chromium-Iron-Nickel). In: Metals Handbook, vol. 8, 8<sup>th</sup> ed., p. 424.
- 3) Guedes, Luis C. Efeitos do nióbio na microestrutura de aços resistentes ao calor da classe HH, Dissertação de Mestrado, EPUSP, 1981.
- 4) Blanc, G.; Tricot, R. Solidification, segregation et homogénéisation des aciers inoxydables austénitiques contenant de la ferrite delta. Memoires Scientifiques Rev. Metallurg., LXVII, n. 11, p. 735-53, 1971.
- 5) David, S. A. et alll Solidification behavior of austenitic stainless steel filler metals. Welding Journal, p. 330s-36s, nov. 1979.
- 6) Hull, F.C. Effect of delta ferrite on the hot cracking of stainless steel. Welding Journal, p. 399s-409s, sept. 1967.
- 7) Brooks, J.A. STEM analysis of primary austenitic solidified stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, vol. 14A, p. 23-31, jan. 1983.
- 8) Fredriksson, H. The solidification sequence in an 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification. Metallurgical Transactions A, vol. 3, p. 2989-97, nov. 1972.
- 9) Hammar, O; Svensson, U. Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels. In: Solidification and Casting Metals, Sheffield, Metals Society, 1979, p. 401-10.
- 10) Suutala, N. Effect of solidification conditions on the solidification mode austenitic stainless steels. Metallurgical Transactions A, vol. 14(2), p. 191-7, fev. 1983.
- 11) Schneider, H. Investment casting of high-hot-strength 12% chromo steel, Foundry Trade Journal, 108 (2265), p. 562-3, may 1960.
- 12) Molinder, G. Nickel requirements for equivalent structures in austenitic stainless steels. Metal Progress, 116 (6) : 56-9, nov. 1979.
- 13) Hull, F.C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. Welding Journal, p. 193-203, may 1973.

- 14) Suutala, N.; Moiso, T. Use of Cr and Ni equivalents in considering solidification phenomena in austenitic stainless steels. In: Solidification Technology in the Foundry and Cast House, Coventry, Metals Society, p. 310-4, 1980.
- 15) Kujanpaa, V.P.; Moiso, T. Effect of P and S on solidification cracking in austenitic stainless steels. In: Solidification Technology in the Foundry and Cast House, Coventry, Metals Society, p. 372-5, 1980.
- 16) Finardi, J. Aços Cr/Ni austeníticos fundidos: considerações sobre a fusão, vazamento e solidificação de peças fundidas, ABM, p. 157-81, 1980.
- 17) Bobadilla, M.; Lesoult, G. Effects of Ni content of austenitic stainless steels containing 18.5% Cr on their solidification behavior. In: Solidification Technology in the Foundry and Cast House, Coventry, Metals Society, p. 304-9, 1980.
- 18) Okamoto, T. et al. Solidification structure and segregation in Fe-Cr-Ni alloys. Transactions ISIJ, 21, p. 641-8, 1981.
- 19) Carvalhos, M. H. et al. Estrutura e propriedades de aços inoxidáveis austeníticos obtidos por solidificação unidirecional. Fundação, (76) p. 13-21, 1974.
- 20) Sinátori, A. Alguns aspectos da reação peritética, Seminário de Área EPUSP 1977.
- 21) Fredriksson, H. Transition from peritectic to eutectic reaction in iron-base alloys. In: Solidification and Casting of Metals, Sheffield, Metals Society, p. 131-8, 1979.
- 22) Fredriksson, H. The mechanism of the peritectic reaction in iron-base alloys. Metals Science, (10), p. 76-86, mar.1976.
- 23) Hillert, M. Keynote Address: Eutectic and peritectic solidification. In: Solidification and casting of metals, Sheffield, Metals Society, p. 81-7, 1979.
- 24) Brooks, J. A. et al. Microstructural origin of the skeletal ferrite morphology of austenitic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, 14(7), p. 1271-81, jul. 1983.
- 25) Suutala, N. Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steel. Metallurgical Transactions A, 14(9), p. 191-7, fev. 1983.
- 27) Pereira, O. J.; Beech, J. Factors influencing the delta ferrite content of cast austenitic stainless steels. In: Solidification Technology in the Foundry and Cast house, Coventry, Metals Society, p. 315-21, 1980.
- 28) Martins, L.F.S.; Carvalhinhos, H. Structure of unidirectionally solidified castings of stainless steels with a total Cr and Ni equivalent concentration about 34%. In: Anais Congresso Internacional de Fundação, 42, 116, p. 11, Lisboa, 1975.
- 29) Brody, H.D.; David, S. A. Controlled solidification of peritectic alloys. In: Solidification and Casting of Metals, Sheffield, Metals Society, p. 144-51, 1977.

- 30) Guiraldenq, P. Ferrite and austenite forming tendencies of the principal alloying elements in 18Cr-10Ni stainless steels. Revue de Metallurgie Memoires Scientifiques, 64(11), p. 907-39, 1967.
- 31) Boccalini Jr., M. Aspectos macro e microestruturais de ligas Cu-Zn binárias brutas de fundição, Dissertação de Mestrado, EPUSP, 1989.
- 32) Ohno, A et al. Origin of equiaxed crystals in castings. Transactions of ISIJ, Tokyo, v. 11, n. 1, p. 18-23, jan. 1971.
- 33) Castro, R. Sur la structure secondaire des aciers inoxydables austénitiques. Solidification en phase delta. Mem. Scient. Rev. Metallurg. LVIII, n. 11, p. 881-85, 1961.
- 34) Hensworth, B. et al. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Construction and British Welding Journal, p. 5-16, 1969.
- 35) Matsuda, F. Keynote Address Solidification Crack Susceptibility of Weld Metal, Welding Research Institute, Osaka University, Japan, p. 127-35.
- 36) Borland, J. C. Fundamentals of solidification cracking in welds, Part 1. Welding and Metal Fabrication, p. 19-28, Jan/Feb 1979.
- 37) Boccalini Jr, M et al. Trinca a quente em aço inoxidável com nióbio fundido por fundição de precisão. Anais do Congresso Brasileiro de Fundição 1991, p. 14.72-14.77.



## **Figuras**

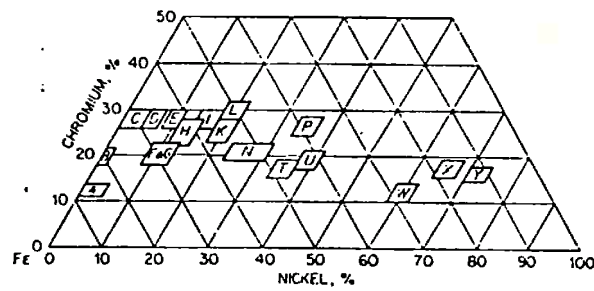


fig. 1 - Limites de composição para os aços inoxidáveis, reproduzido integralmente de (1).

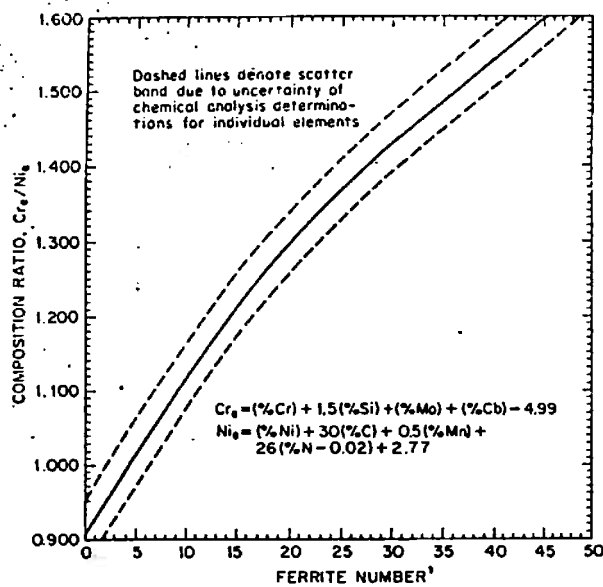


fig. 2 - Diagrama de Schoefler, reproduzido integralmente de (1).

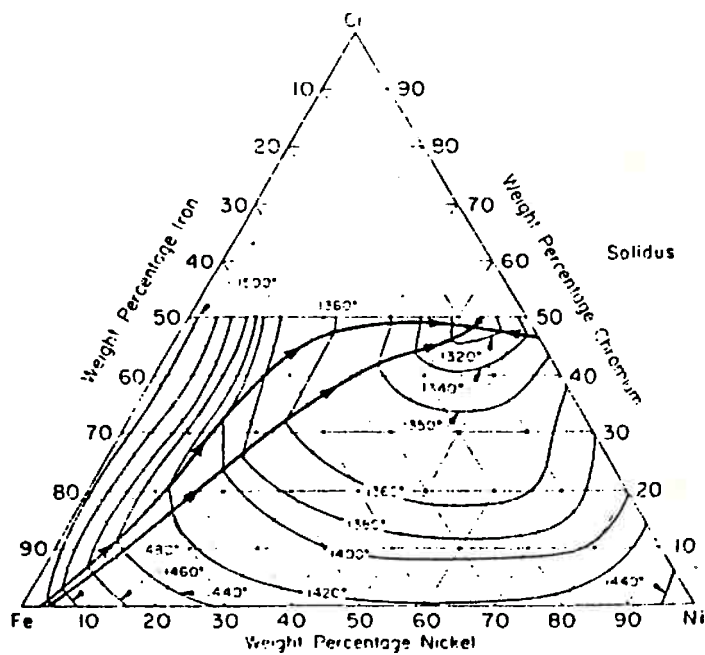


fig. 3 - Superficie solidus (2).

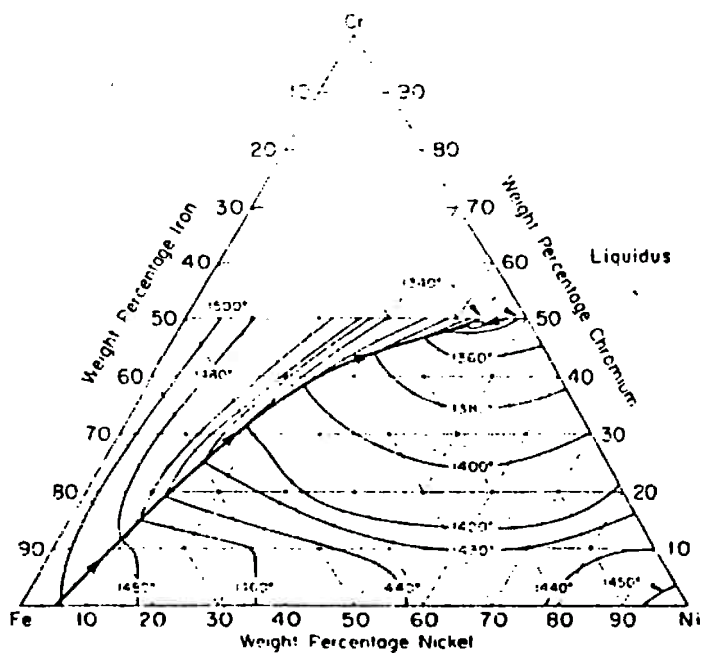


fig. 4 - Superficie liquidus (2).

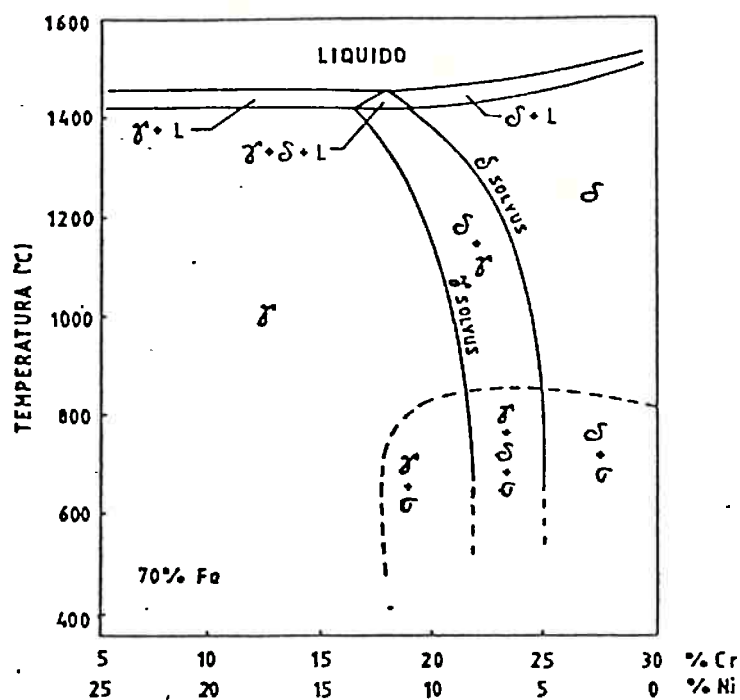


fig.5 - Diagrama pseudo-binário, para 70%Fe. (3).

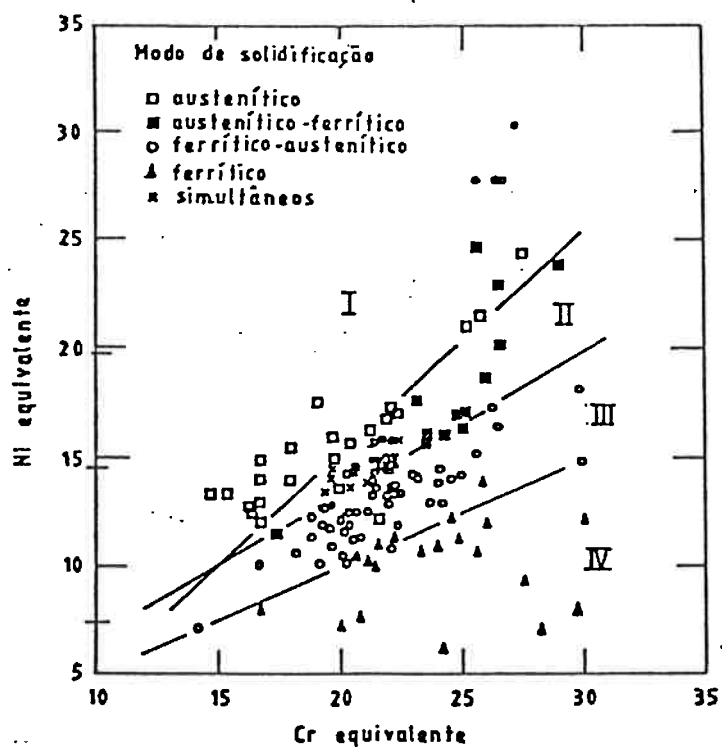


fig.6 - Correlação entre composição química e modo de solidificação (3).

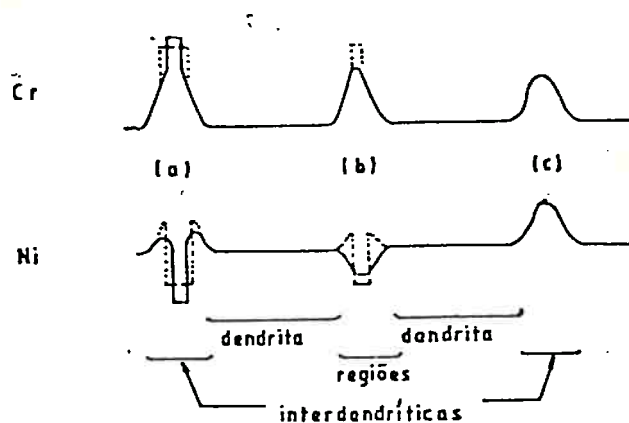


fig.7 - Esquema de distribuição de Cr e Ni em ligas que iniciam a solidificação por  $\gamma$  (3)

- (a) região interdendrítica com  $\delta$ , após regressão parcial
- (b) região interdendrítica após regressão total de  $\delta$  em  $\gamma$
- (c) região interdendrítica sem  $\delta$

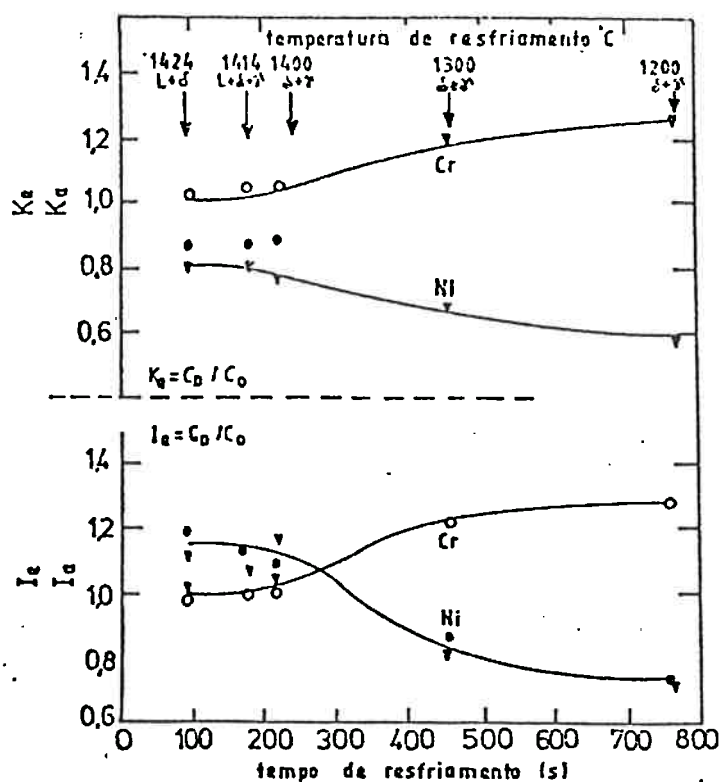


fig.8 - Distribuição de Cr e Ni durante a solidificação e resfriamento de um aço inoxidável que apresenta a ferrita como fase primária na solidificação (3).

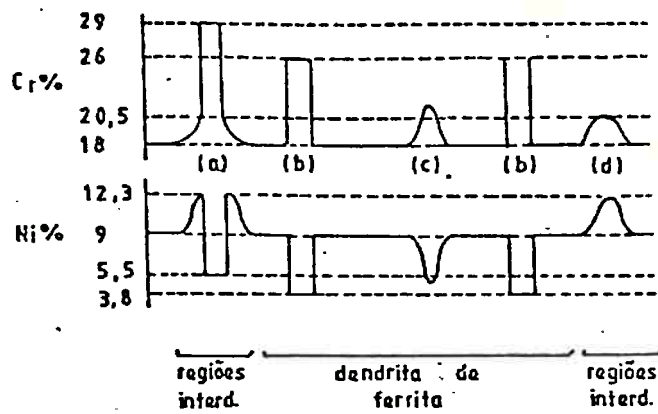


fig.9 - Esquema de distribuição de Cr e Ni em ligas que iniciam a solidificação por  $\delta$

- (a) região interdendrítica com  $\delta$ , após regressão parcial
- (b) lha de ferrita no eixo da dendrita
- (c) eixo da dendrita de  $\delta$  após transformação em  $\gamma$
- (d) região interdendrítica sem  $\delta$

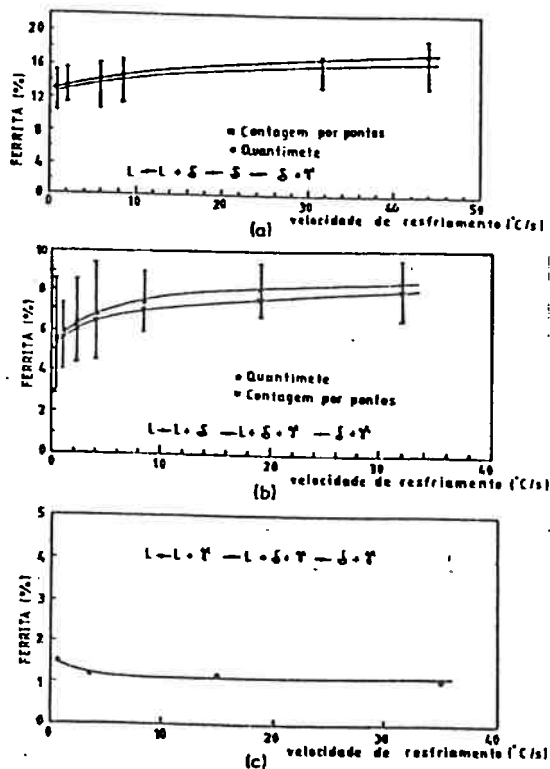


fig.10 - Efeito da velocidade de resfriamento na quantidade de ferrita presente, em ligas apresentando diferentes modos de solidificação (3).

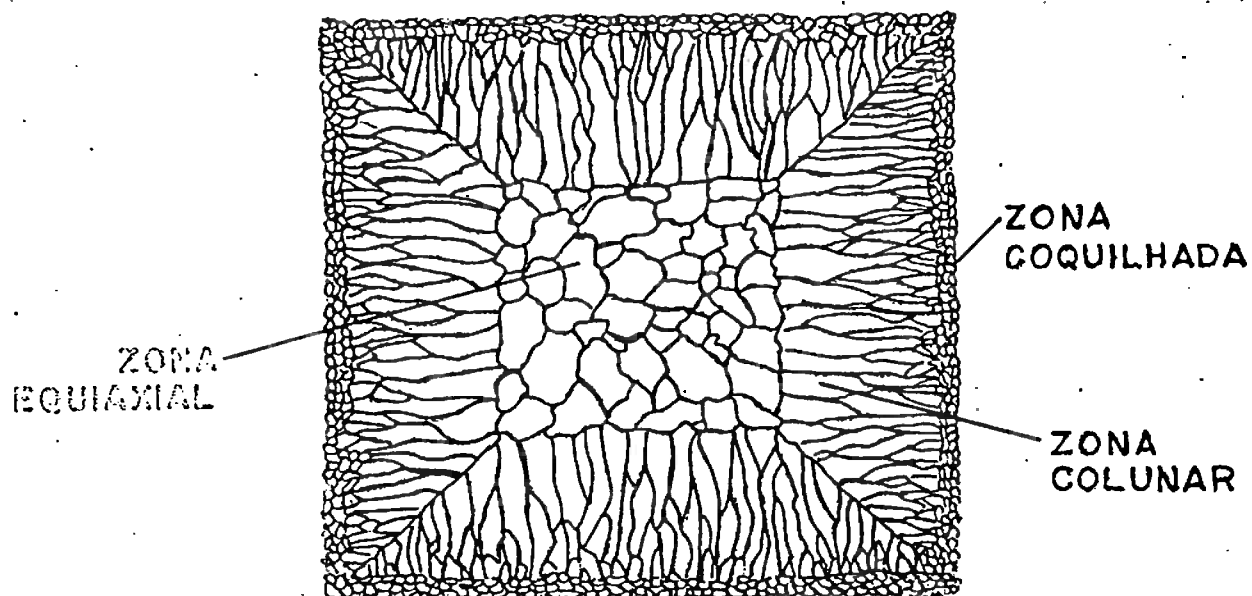


fig.11 - Representação esquemática da macroestrutura típica da seção transversal de lingotes, mostrando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial (31).

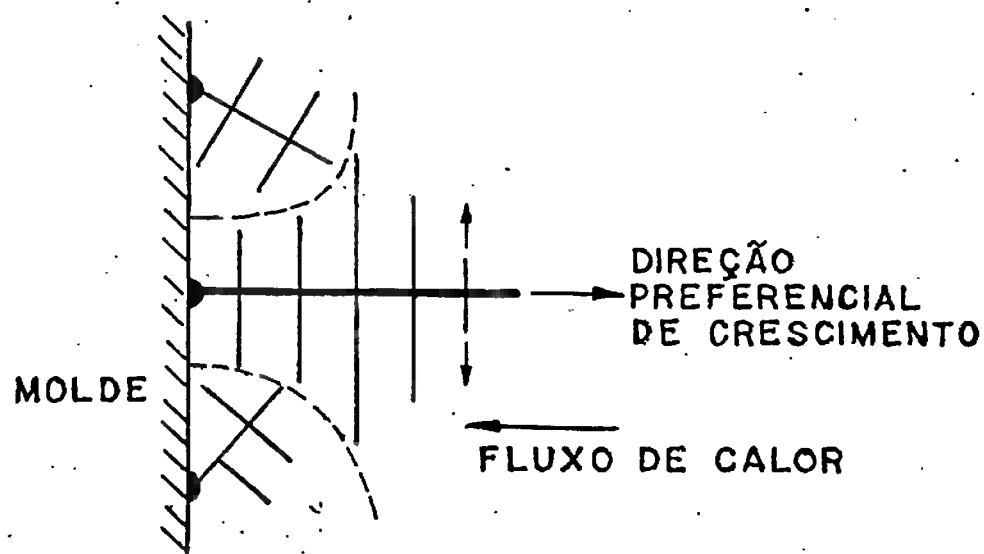
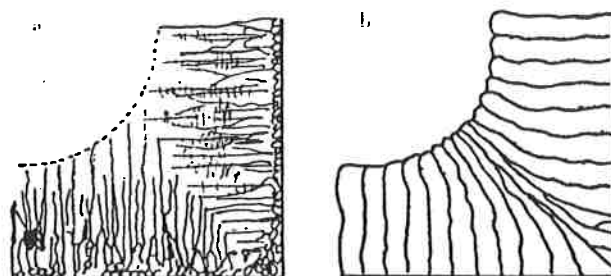
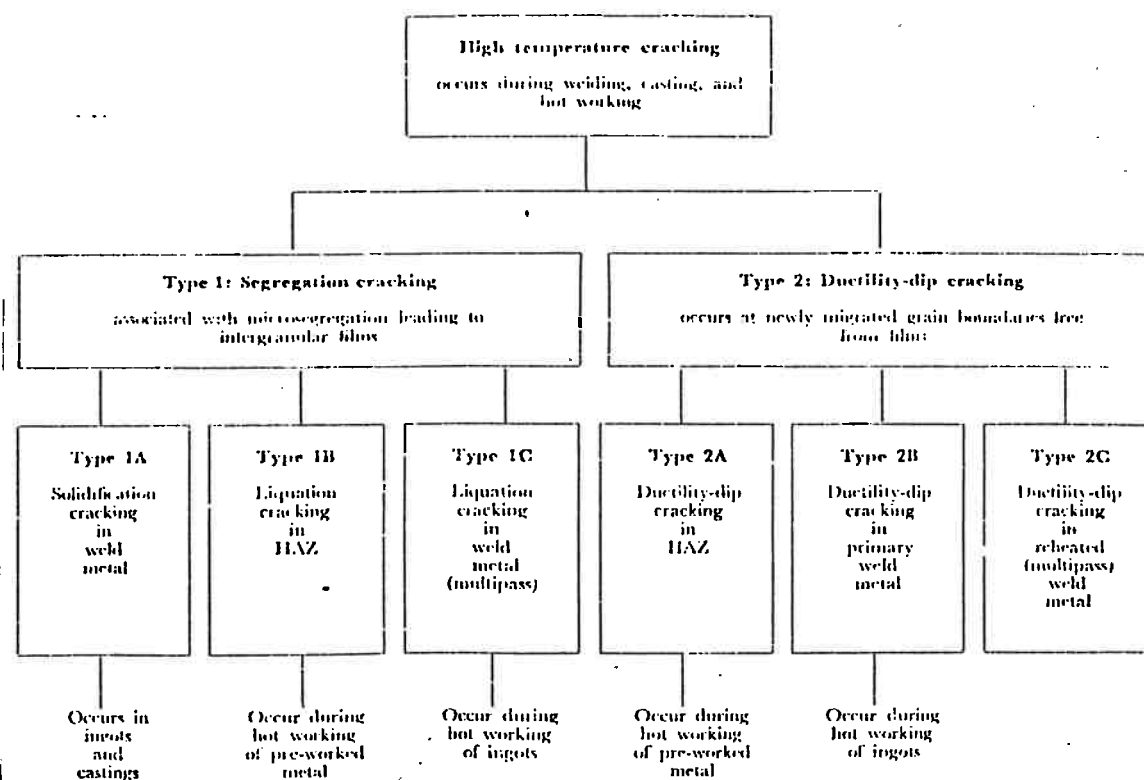


fig.12 - Crescimento competitivo característico da zona colunar. Os grãos com direção preferencial de crescimento paralela à direção de extração de calor crescem mais rapidamente e impedem o desenvolvimento dos demais (31).



**fig.13** - Esquema da macroestrutura de lingotes de aço inoxidável austeníticos, (a) solidificação por ferrita primária, (b) solidificação por ferrita secundária (33).



**fig. 14** - Classificação das trincas de alta temperatura (35).



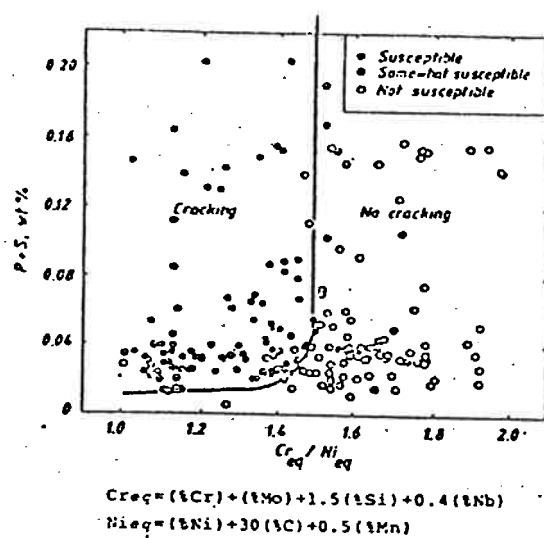


Fig.14B - Relação: Impurezas X  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  e a ocorrência de trincas(35).

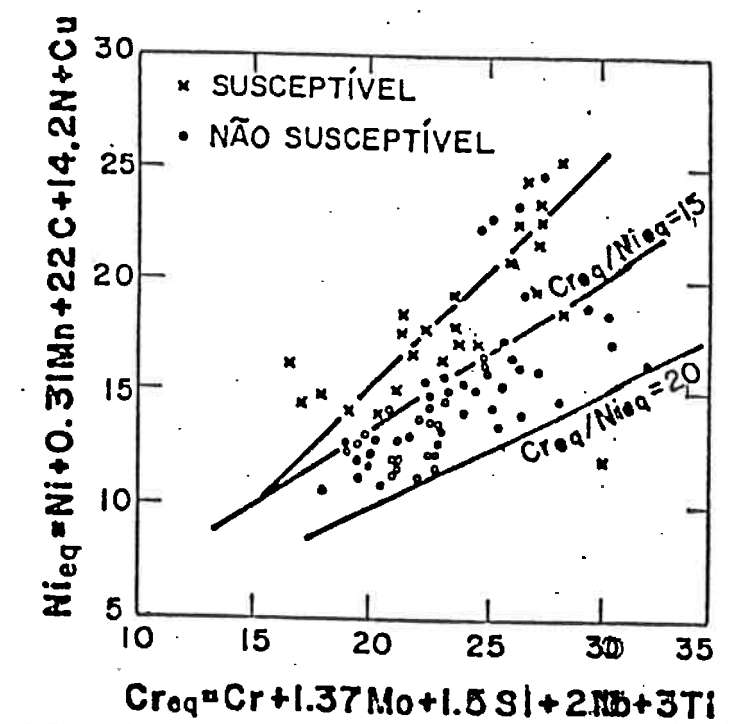
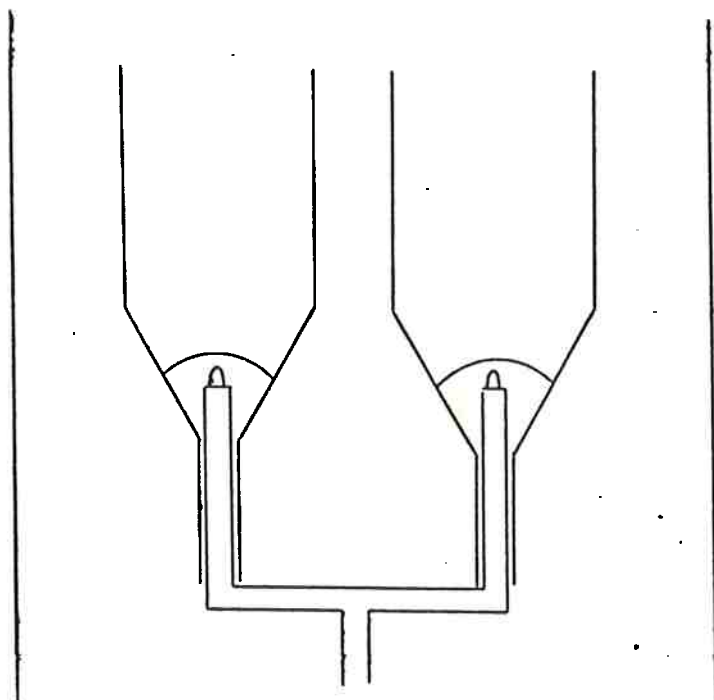


Fig.14C - Suscetibilidade à trinca X  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (15).



**fig. 15 - Arranjo do Analisador Térmico Diferencial.**

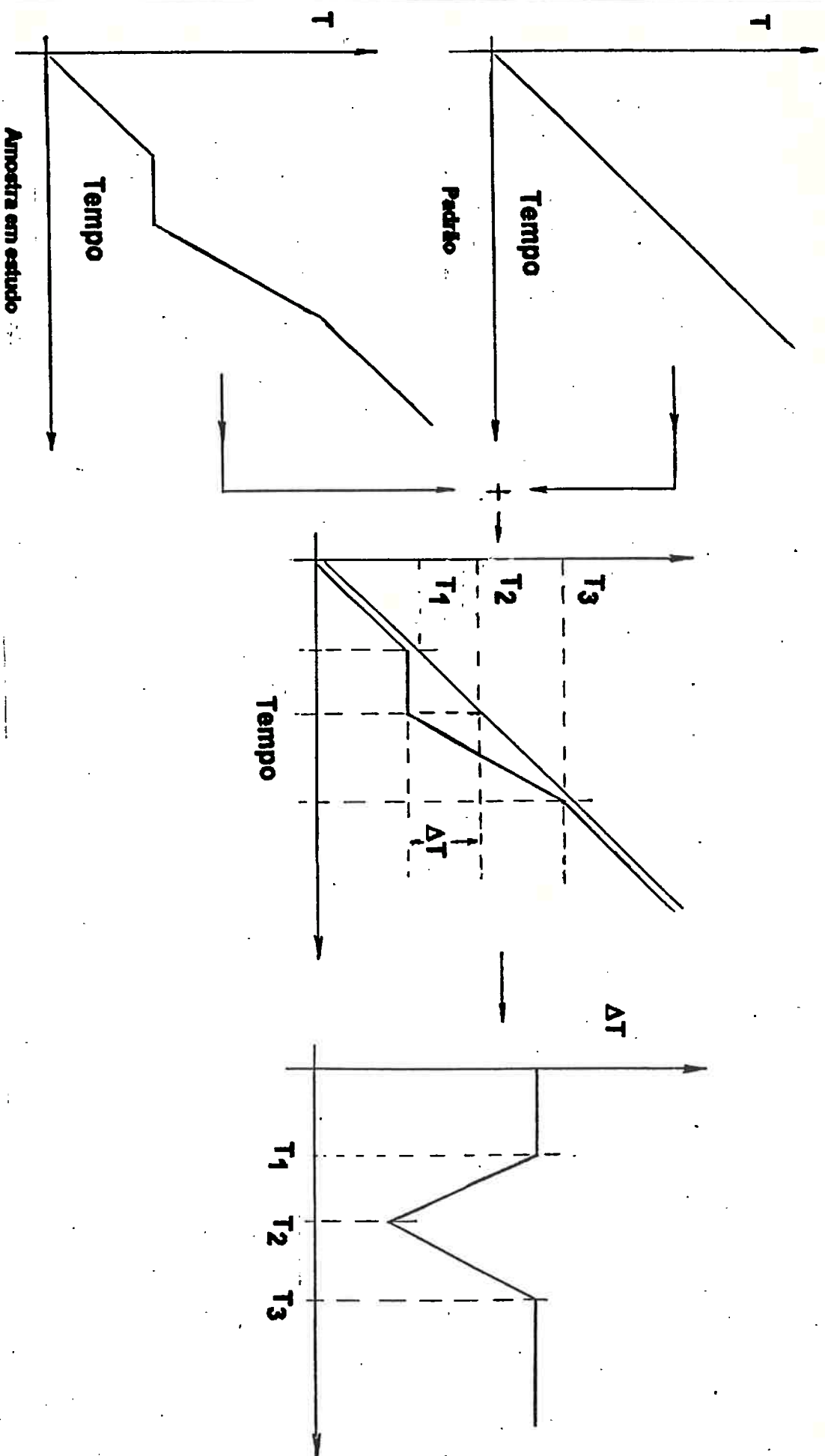
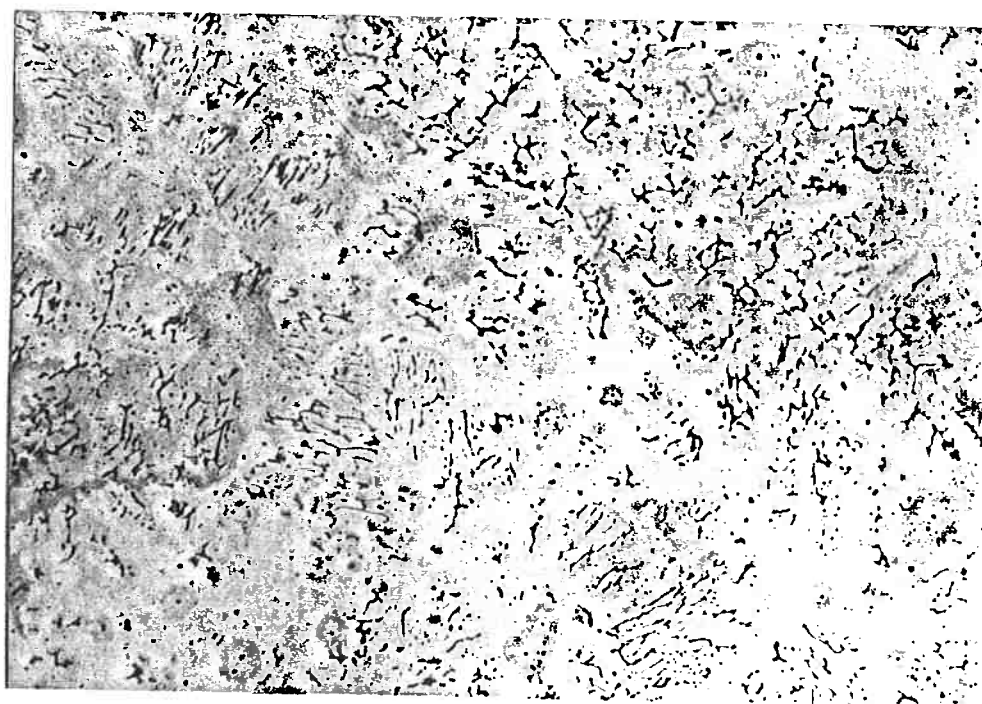


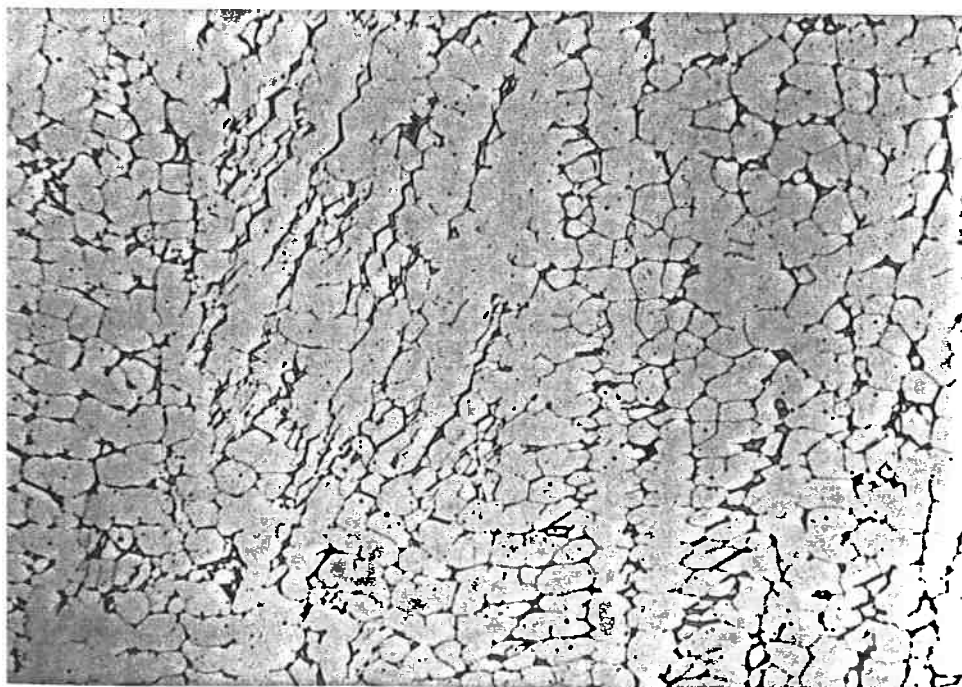
fig. 16 - Esquema da obtenção da curva diferencial.



**fig.17 - microestrutura**  
da zona colunar,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.56$   
100X, ataque solução KOH.



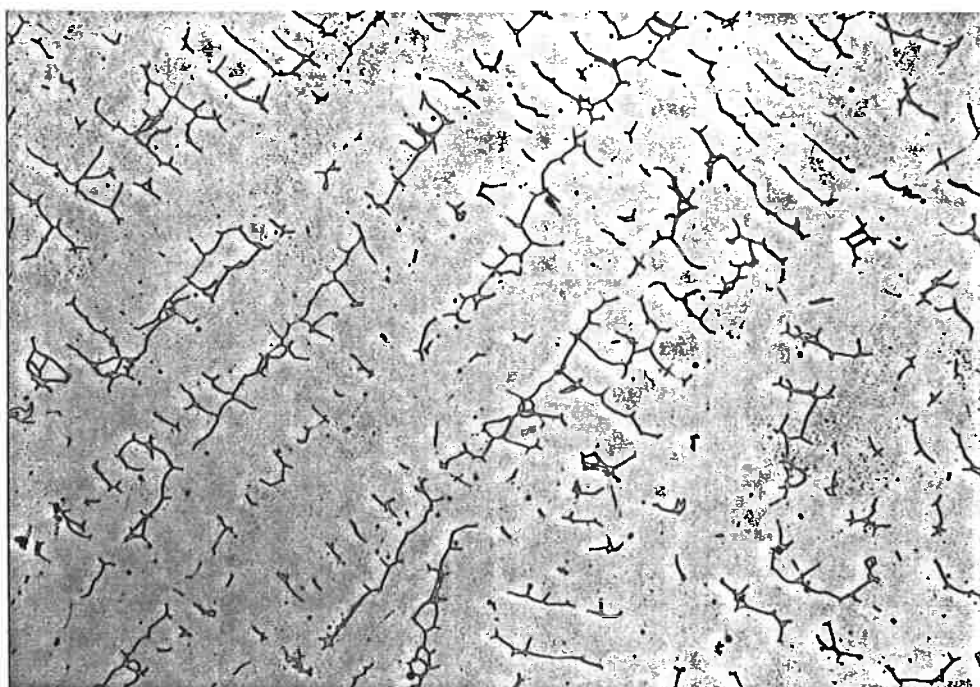
**fig.18 - microestrutura**  
da zona equiaxial,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.56$   
100X, ataque solução KOH.



**fig.19 - microestrutura**  
da zona colunar,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.9$   
100X, ataque solução KOH.



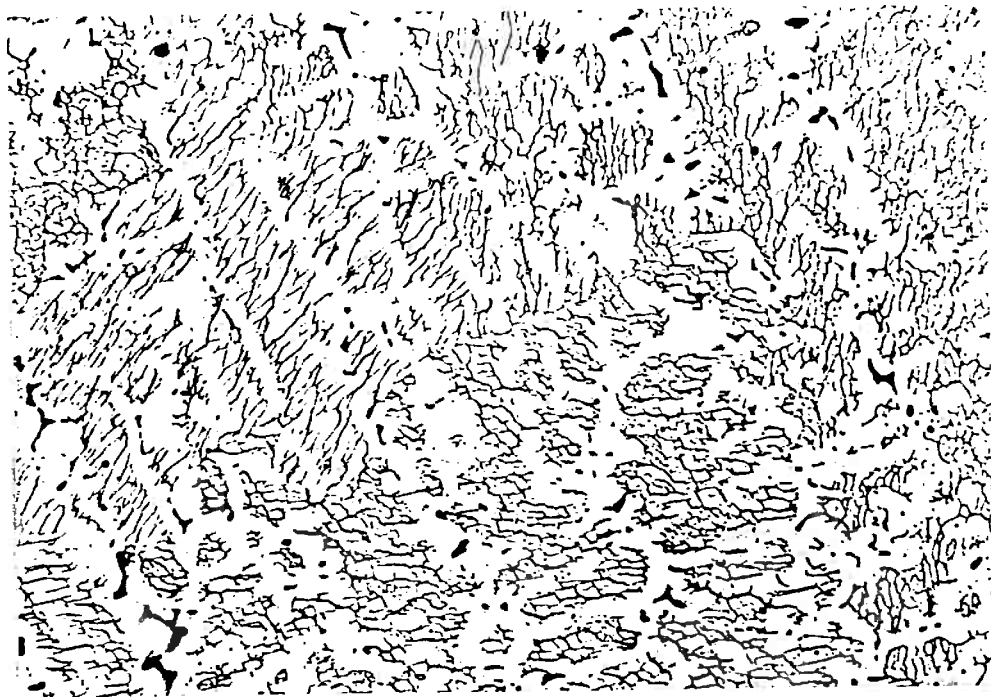
**fig.20 - microestrutura**  
da zona equiaxial,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.9$   
100X, ataque solução KOH.



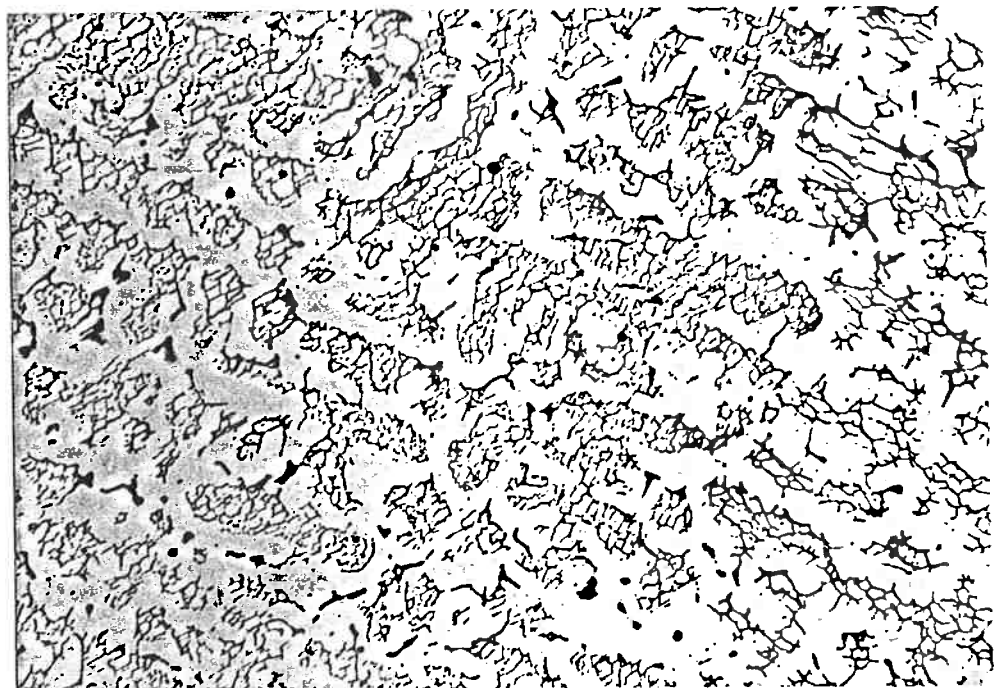
**fig.21 - microestrutura**  
da zona colunar,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.56$ ,  
refusão.  
100X, ataque solução KOH.



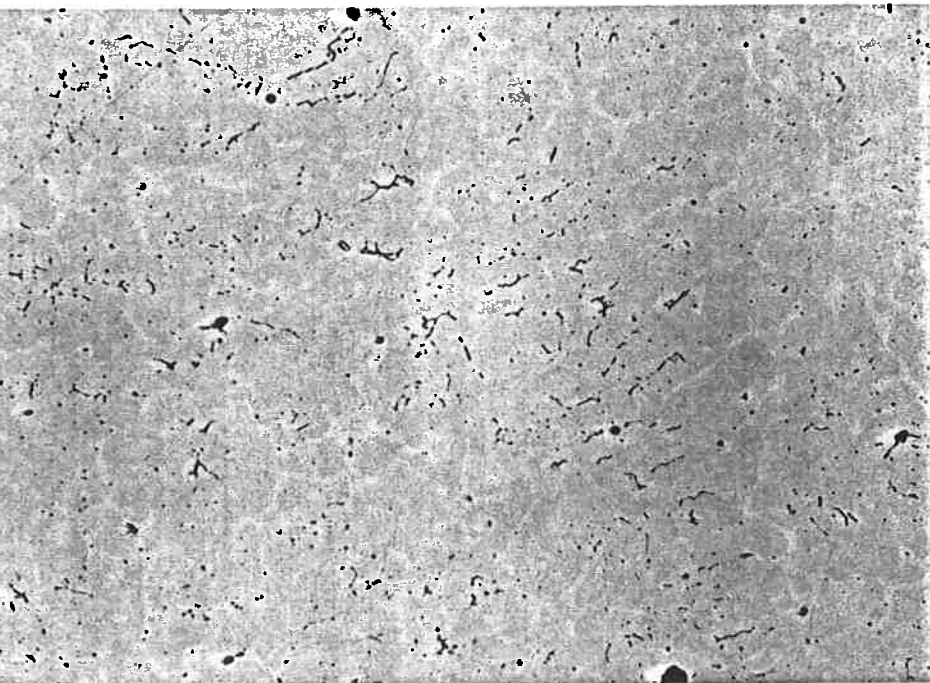
**fig.22 - microestrutura**  
da zona equiaxial,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.56$ ,  
refusão.  
100X, ataque solução KOH.



**fig.23 - microestrutura**  
da zona colunar,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.9$ ,  
refusão.  
100X, ataque solução KOH.



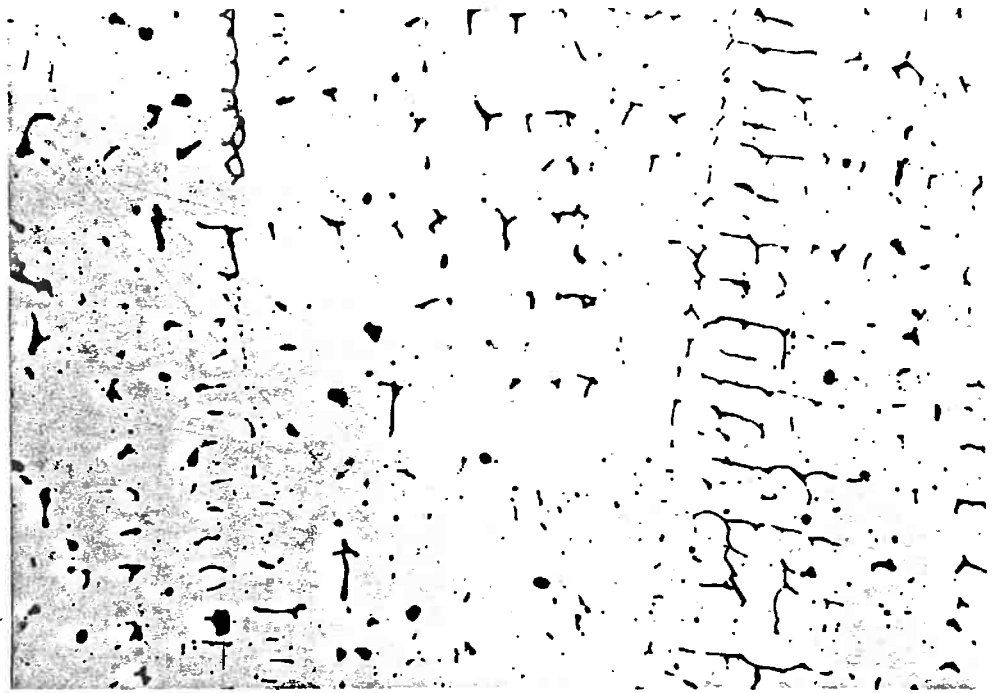
**fig.24 - microestrutura**  
da zona equiaxial,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.9$ ,  
refusão.  
100X, ataque solução KOH.



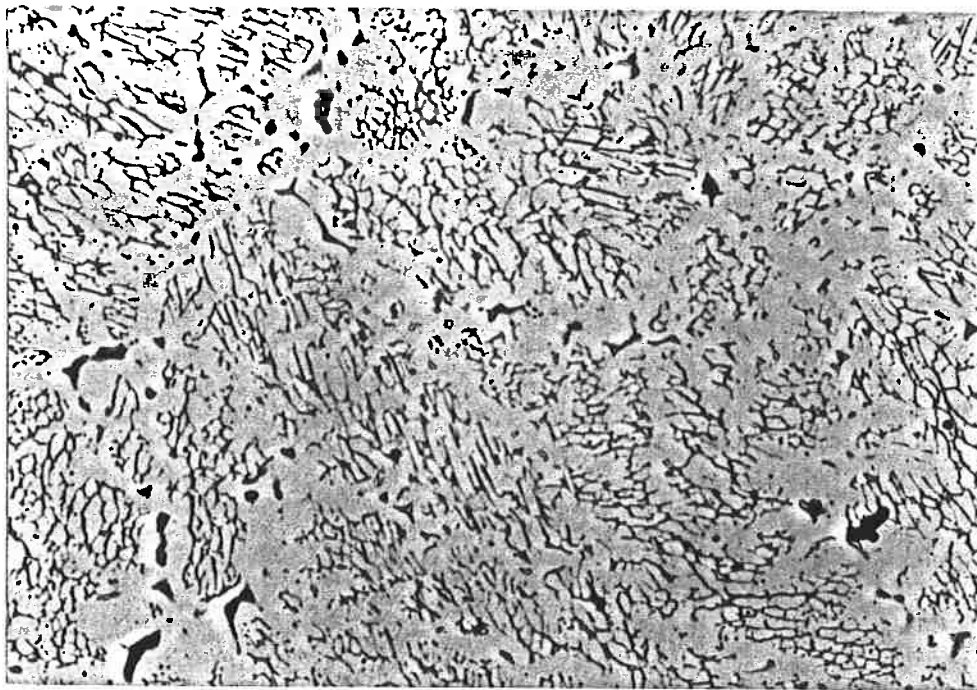
**fig.25 - microestrutura**  
da zona equiaxial,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.51$   
100X, ataque solução KOH.



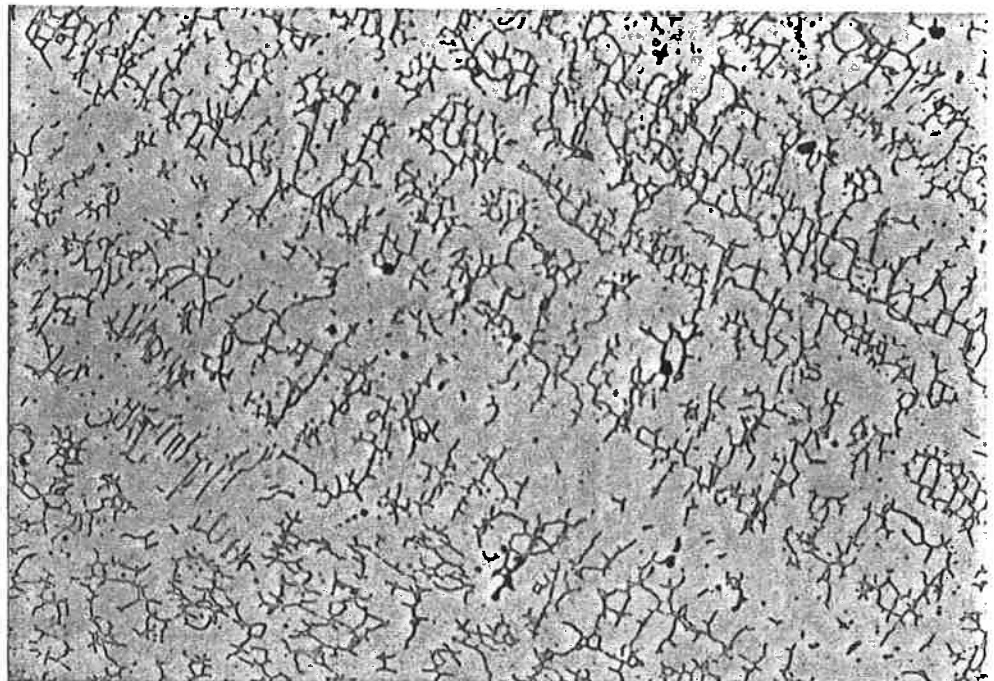
**fig.26 - microestrutura**  
da zona colunar,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.51$   
100X, ataque solução KOH.

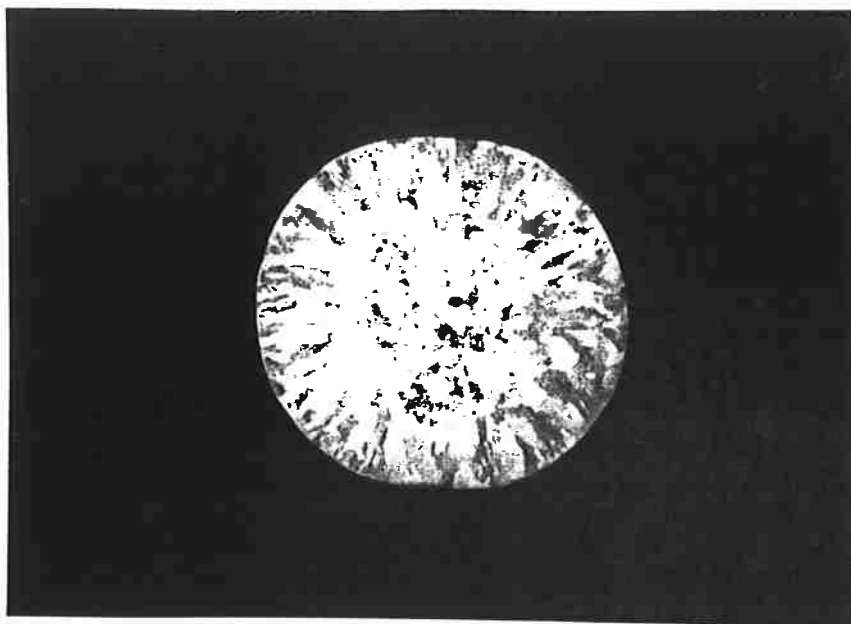


**fig.27 - microestrutura**  
da zona equiaxial,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.7$   
100X, ataque solução KOH.

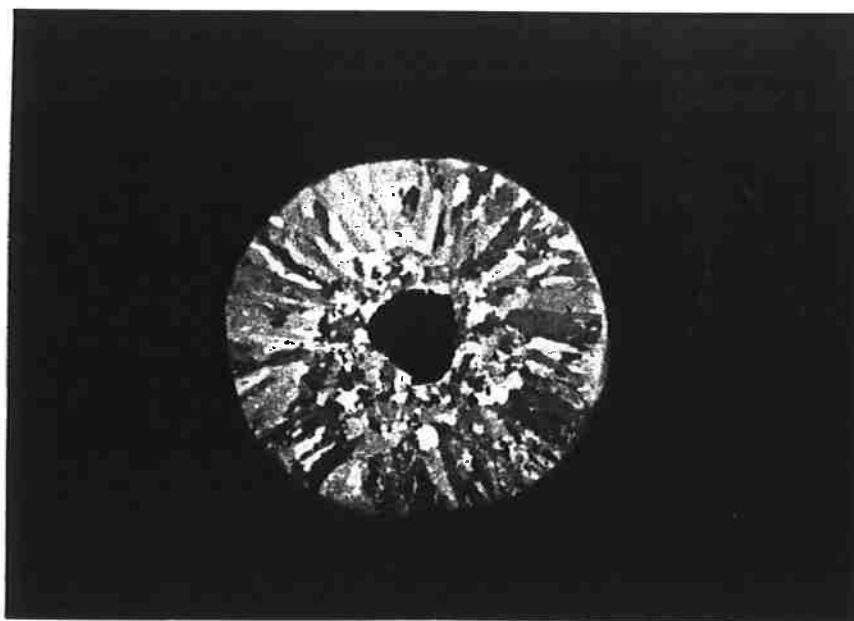


**fig.28 - microestrutura**  
da zona colunar,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.7$   
100X, ataque solução KOH.



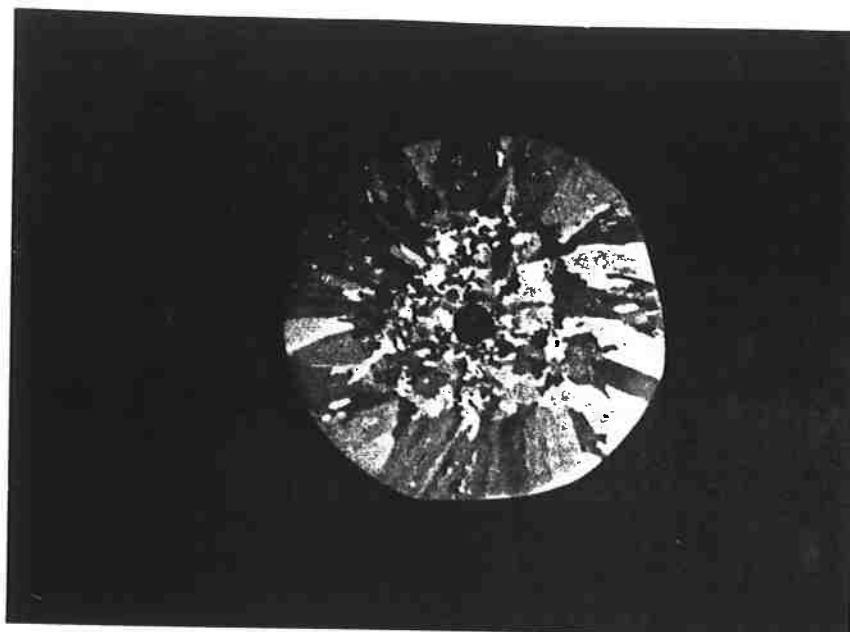


**fig.29** - macrografia, 1º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.25$ , modo de solidificação:  $\gamma \rightarrow \delta$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepilos

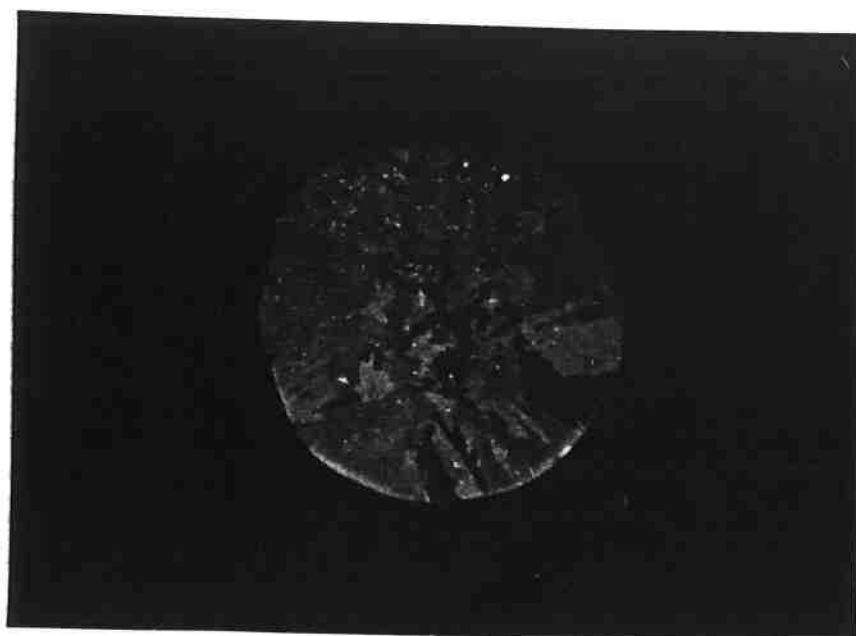


**fig.30** - macrografia, 2º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.25$ , modo de solidificação:  $\gamma \rightarrow \delta$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepilos.

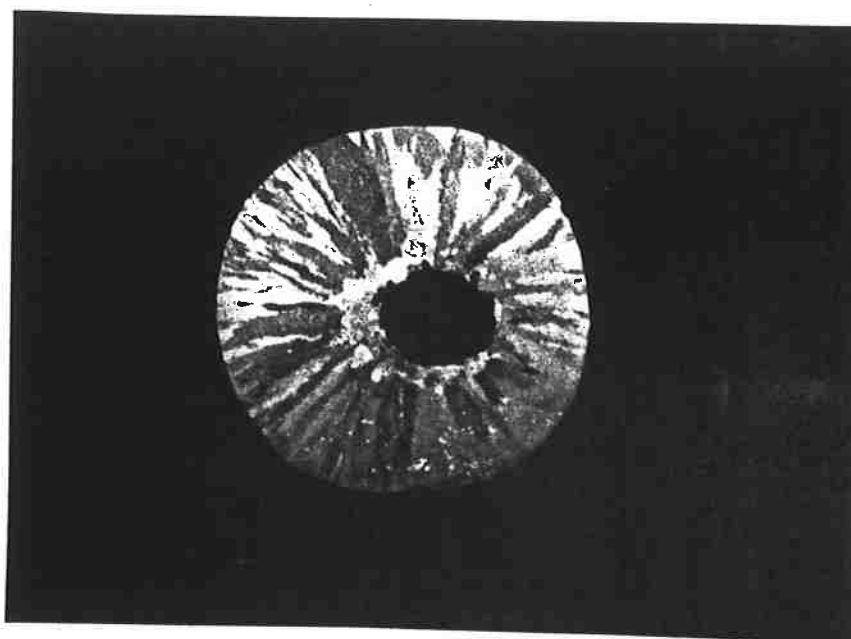




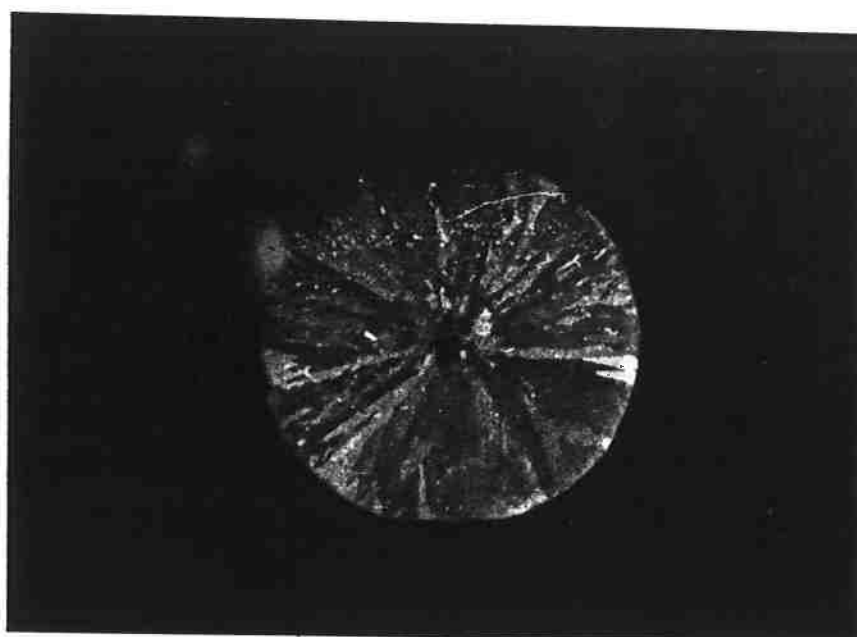
**fig.31** - macrografia, 1ª fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.4$ , modo de solidificação:  $\gamma \rightarrow \delta$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.



**fig.32** - macrografia, 2ª fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.4$ , modo de solidificação:  $\gamma \rightarrow \delta$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.



**fig.33** - macrografia, 1º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.51$ , modo de solidificação:  $\gamma \leftrightarrow \delta$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.



**fig.34** - macrografia, 2º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.51$ , modo de solidificação:  $\gamma \leftrightarrow \delta$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.

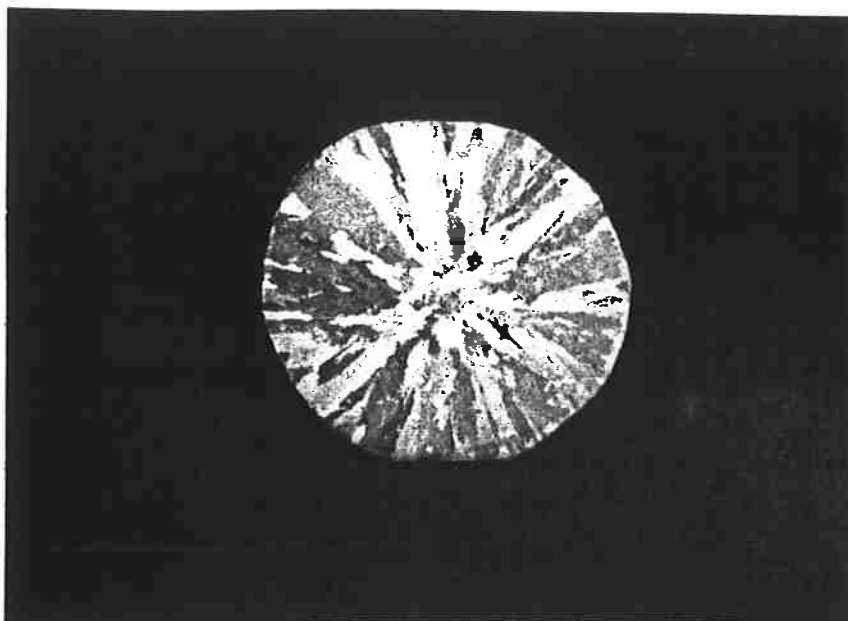


fig.35 - macrografia, 1° fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.56$ , modo de solidificação:  $\gamma \leftrightarrow \delta$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.

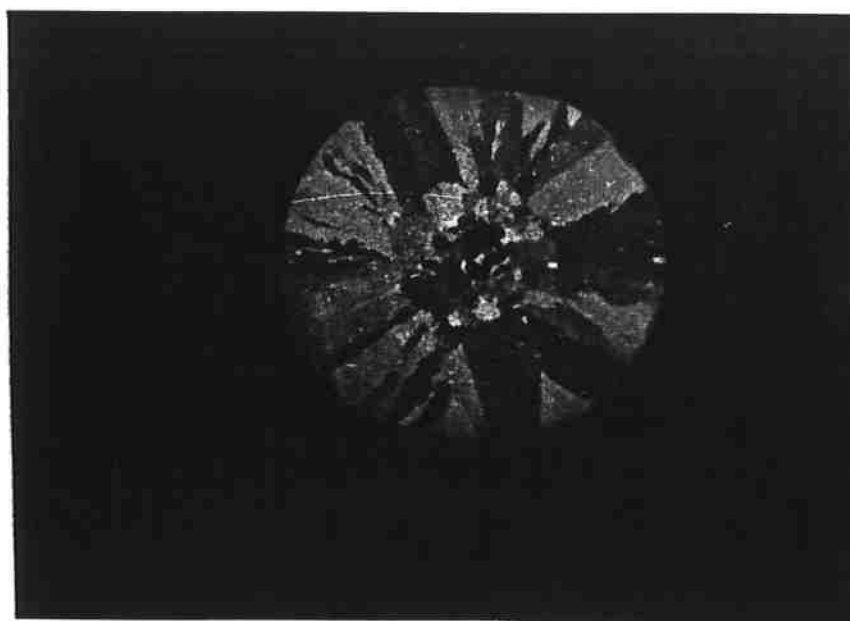
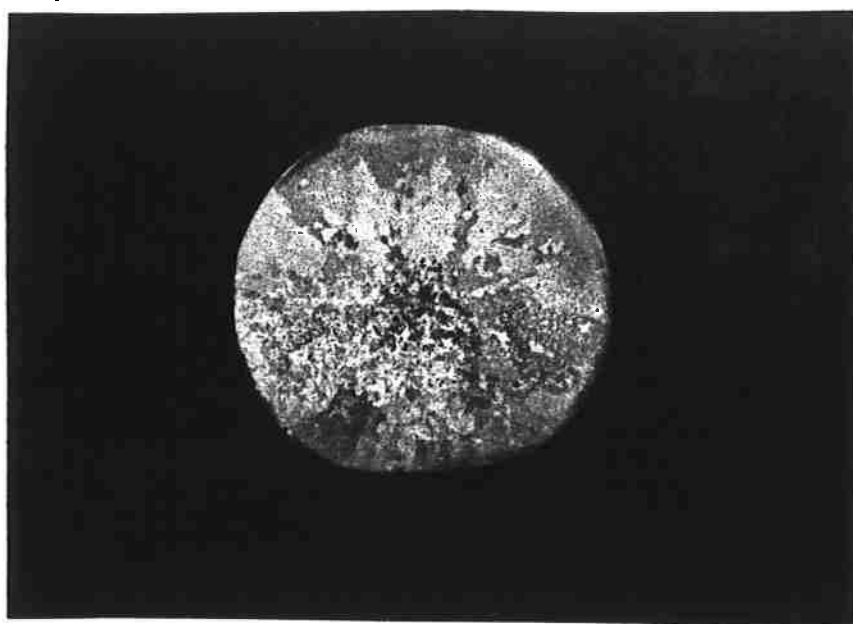


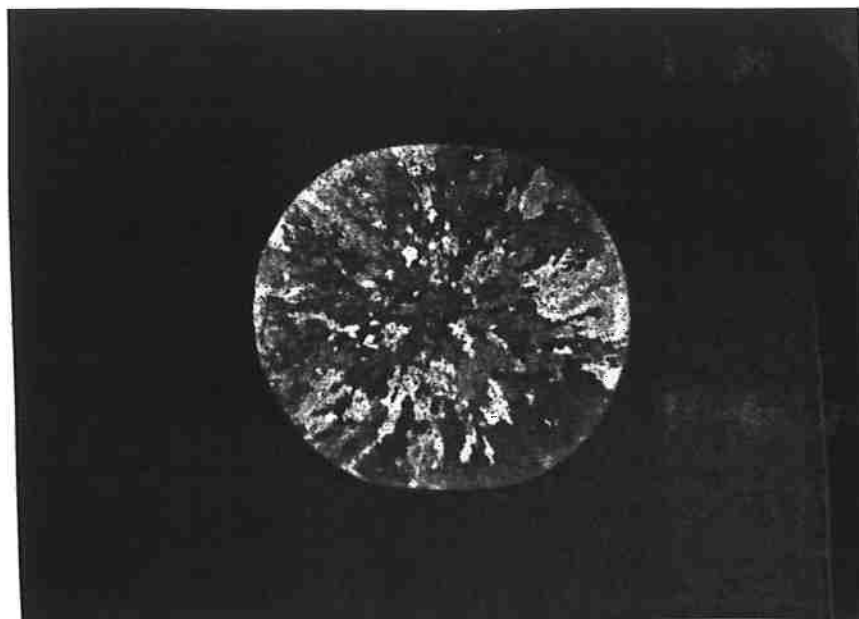
fig.36 - macrografia, 2° fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.56$ , modo de solidificação:  $\gamma \leftrightarrow \delta$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.



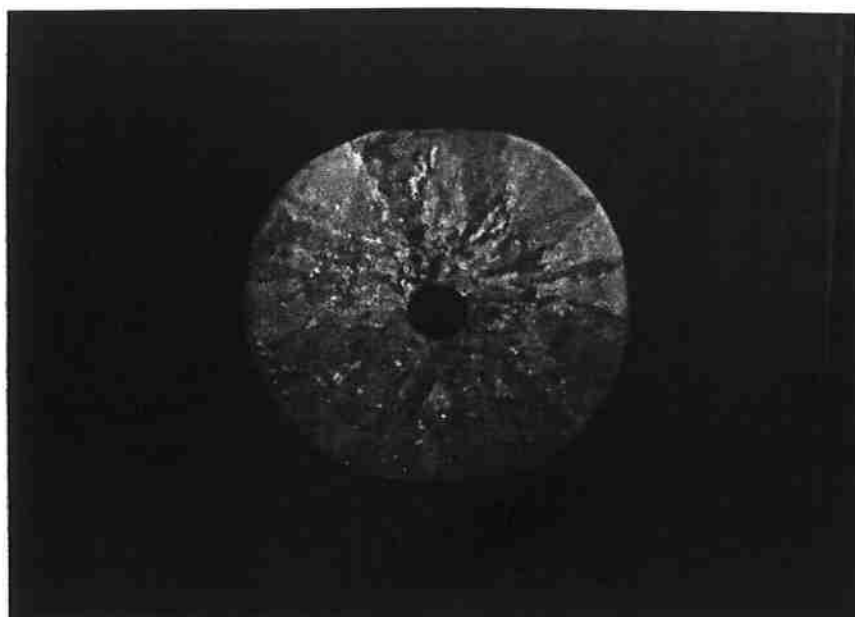
**fig.37** - macrografia, 1º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.7$ , modo de solidificação:  $\delta \rightarrow \gamma$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.



**fig.38** - macrografia, 2º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.7$ , modo de solidificação:  $\delta \rightarrow \gamma$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.



**fig.39** - macrografia, 1° fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.9$ , modo de solidificação:  $\delta \rightarrow \gamma$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.



**fig.40** - macrografia, 2° fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.9$ , modo de solidificação:  $\delta \rightarrow \gamma$ .  
aumento 1.3X, ataque solução Lepitos.

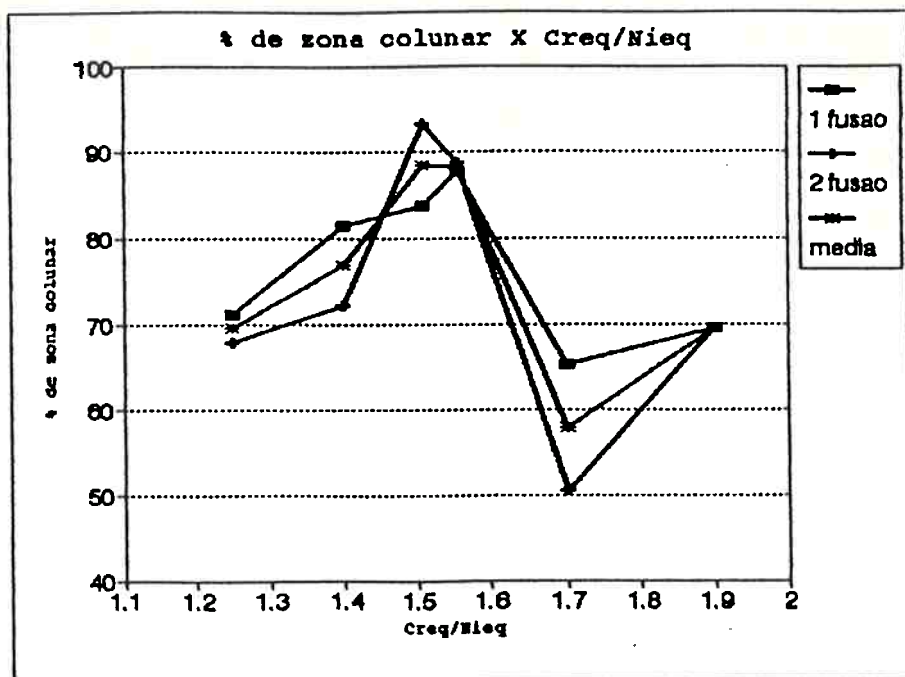


fig. 41 - Correlação entre % de zona colunar X  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .

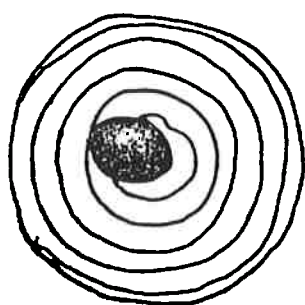


fig. 42 - linhas isoteor de  $\delta$ ,  
1º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.51$

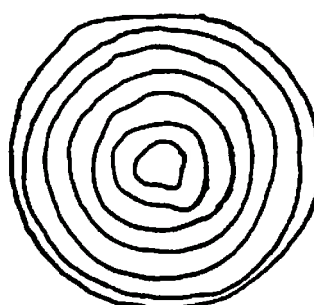


fig. 43 - linhas isoteor de  $\delta$ ,  
2º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.51$

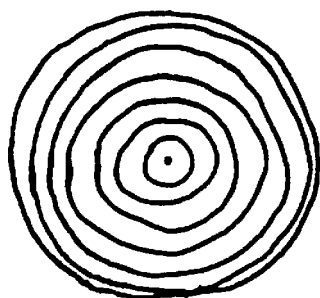


fig. 44 - linhas isoteor de  $\delta$ ,  
1º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.56$

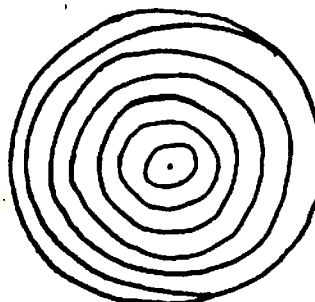
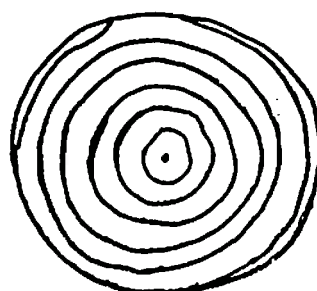


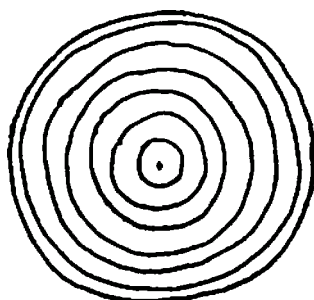
fig. 45 - linhas isoteor de  $\delta$ ,  
2º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.56$



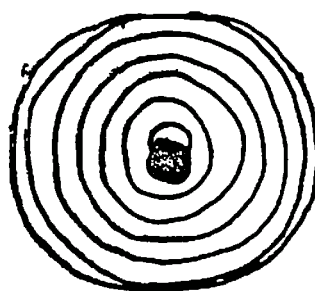
**fig.46** - linhas isoteor de  $\delta$ ,  
1º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.7$ .



**fig.47** - linhas isoteor de  $\delta$ ,  
2º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.7$ .



**fig.48** - linhas isoteor de  $\delta$ ,  
1º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.9$ .



**fig.49** - linhas isoteor de  $\delta$ ,  
2º fusão,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.9$ .

**Teores de  $\delta$  nas linhas de cada corpo-de-prova (periferia para o centro):**

**fig.42:** 1.6 - 2.1 - 1.8 - 1.57 - 1.12

**fig.43:** 1.2 - 1.1 - 1.11 - 0.60 - 0.33 - 0.40

**fig.44:** 6.50 - 6.76 - 6.47 - 5.57 - 5.11 - 4.66 - 4.20

**fig.45:** 4.61 - 4.87 - 4.45 - 3.80 - 3.53 - 1.40

**fig.46:** 8.66 - 9.20 - 8.50 - 8.37 - 8.25 - 7.96

**fig.47:** 8.54 - 8.32 - 8.00 - 7.57 - 7.40 - 7.54

**fig.48:** 10.70 - 12.75 - 11.50 - 10.80 - 10.57 - 10.37 - 10.00

**fig.49:** 9.21 - 9.17 - 8.22 - 8.10 - 8.68 - 7.16

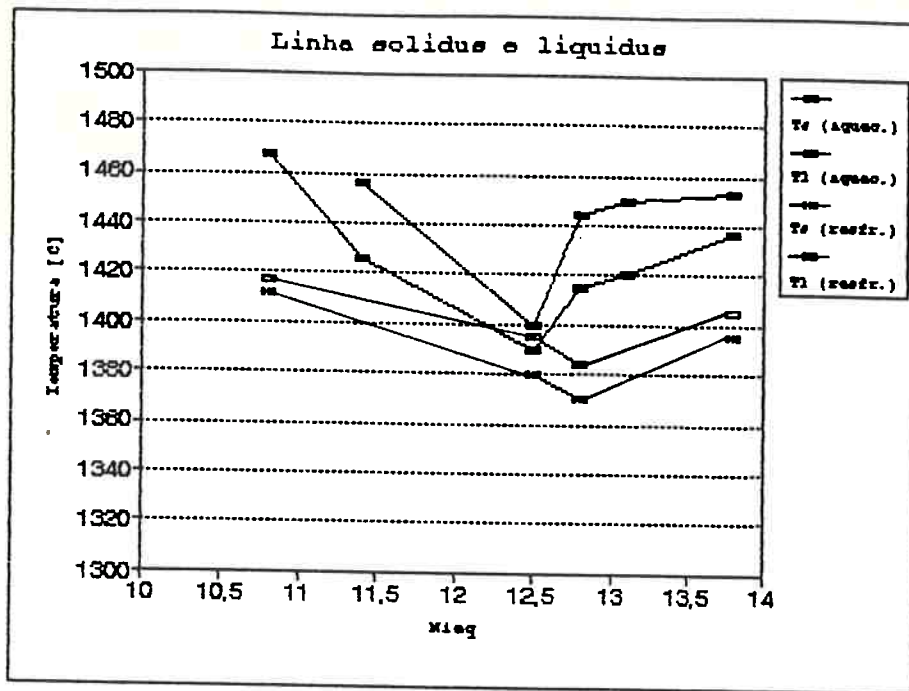


fig. 50 - Linhas líquida e sólida por Ni<sub>eq</sub>

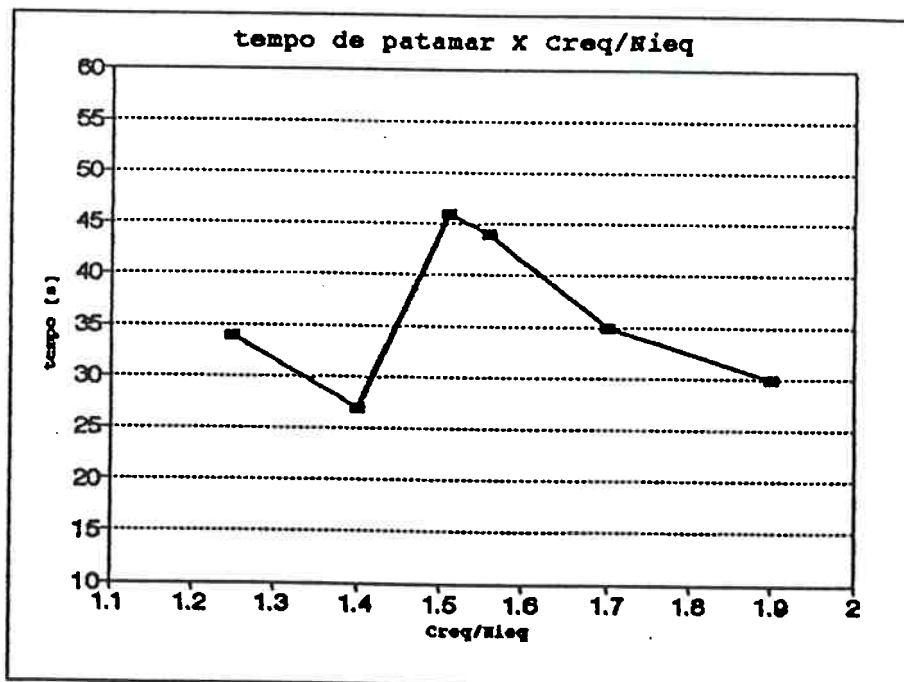
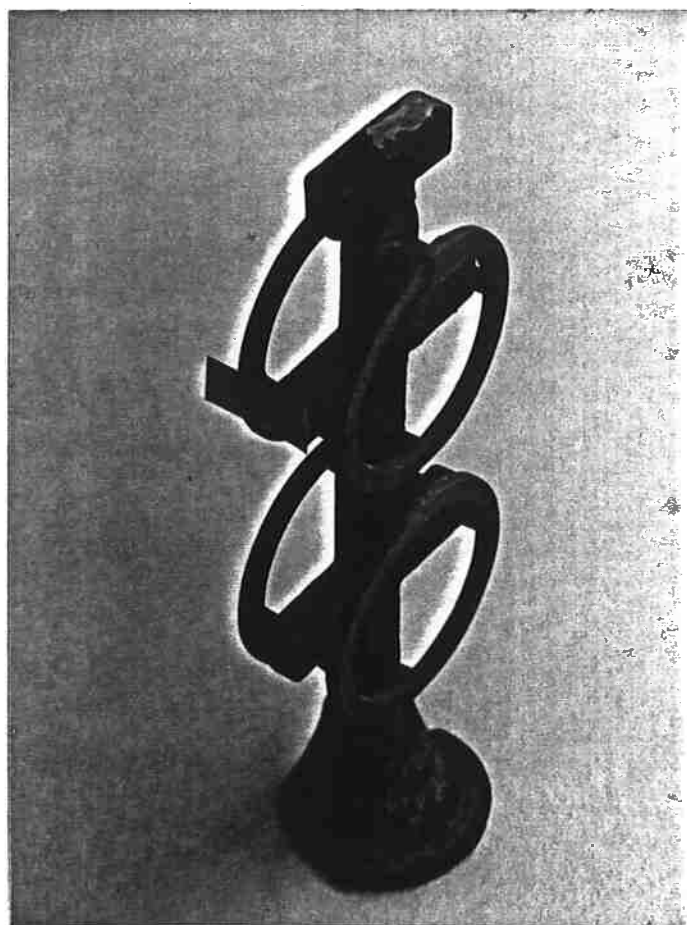


fig.51 - Correlação entre "tempo de patamar" X Creq/Ni<sub>eq</sub>.

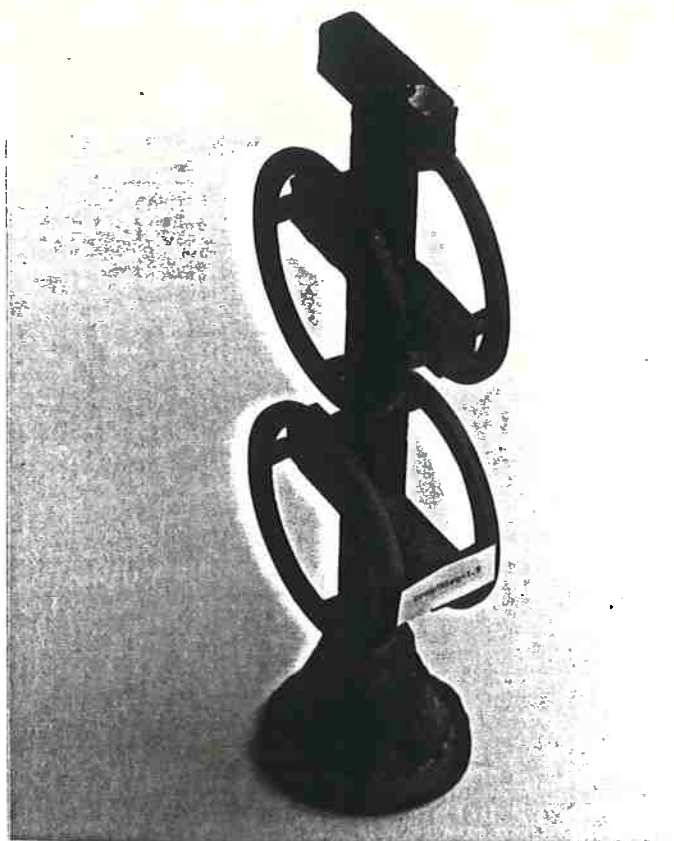




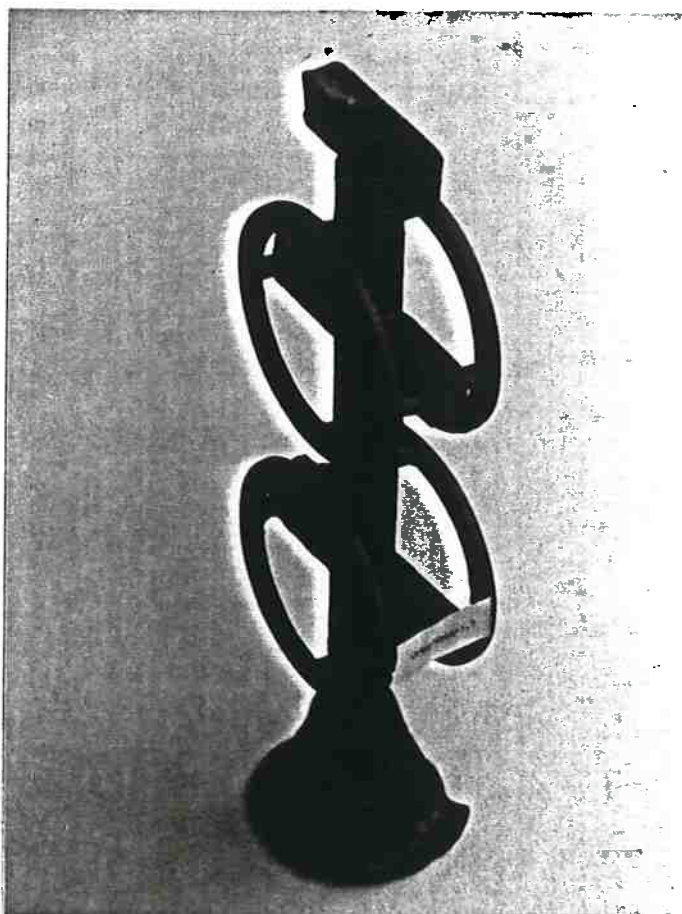
**fig.52 - Molde utilizado na obtenção dos corpos-de-prova de suscetibilidade à trinca de solidificação.**



**fig.53 - Corpo-de-prova de suscetibilidade à trinca de solidificação,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.2$   
Ataque com líquido penetrante, demonstrando presença de trincas.**



**fig.54 - Corpo-de-prova de suscetibilidade à trinca de solidificação,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.5$   
Ataque com líquido penetrante, demonstrando ausência de trincas.**



**fig.55 - Corpo-de-prova de suscetibilidade à trinca de solidificação,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.7$   
Ataque com líquido penetrante, demonstrando ausência de trincas.**



fig.58 - Detalhe do corpo-de-prova, trincas junto aos canais de ataque,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.2$ .

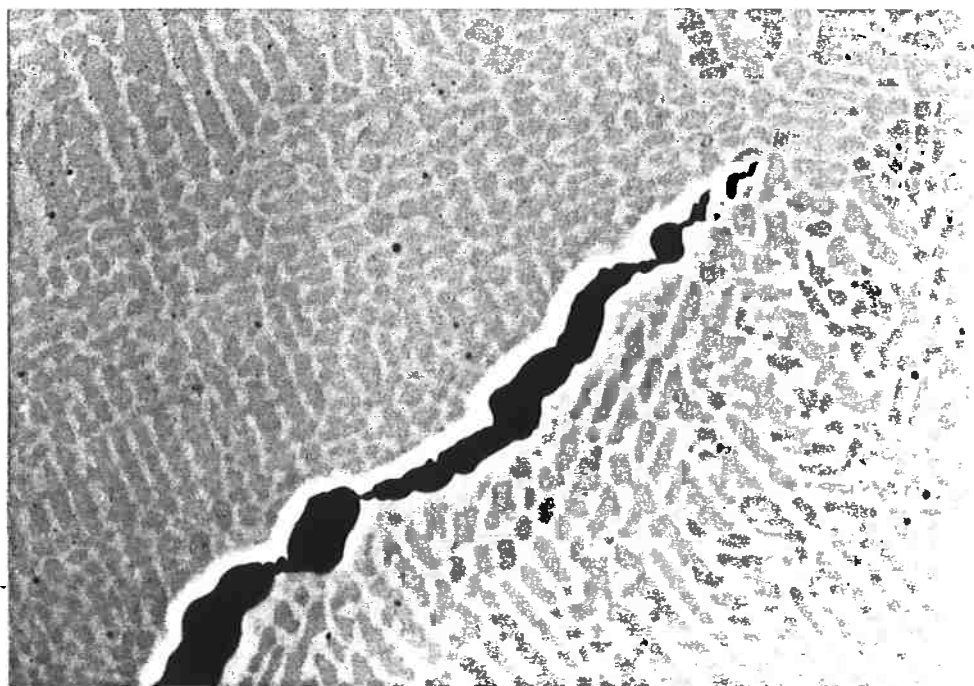


fig.57 - Trinca de solidificação ocorrida em corpo-de-prova de suscetibilidade à trinca. Trinca desenvolve-se nitidamente na região interdendrítica, ( $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1.2$ ). Ataque KOH.

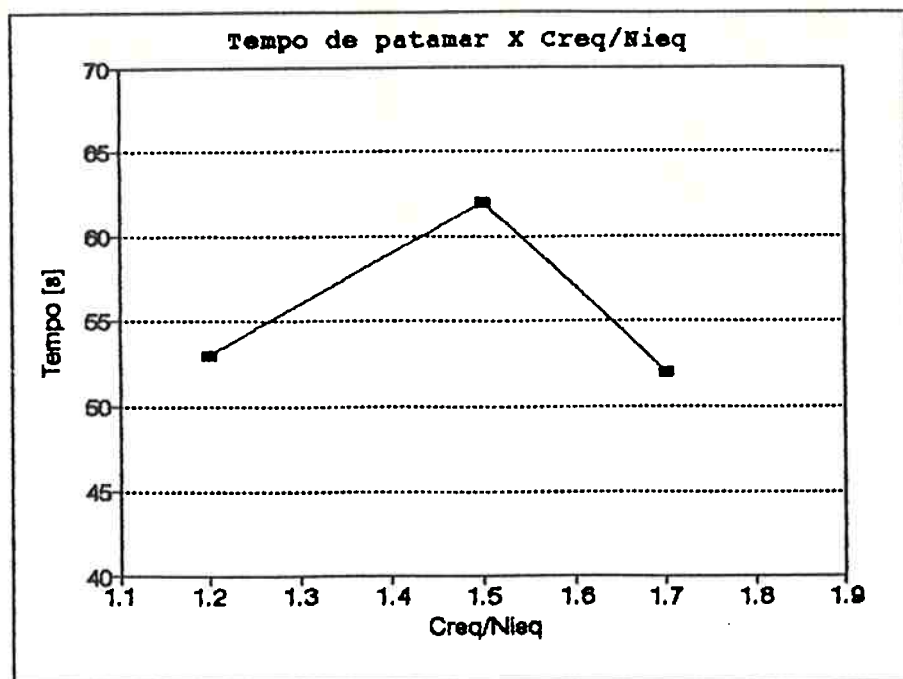


fig.58 - Correlação entre "tempo de patamar" X  $C_{req}/N_{ieq}$  nas experiências de suscetibilidade à trinca de solidificação.

## **Tabelas**

TABLE 1 Alloy Casting Institute Designations and Chemical Composition Ranges for Corrosion-resistant Casting Alloys

| Cast alloy designation | Wrought alloy type* | Composition, % |      |      |       |       |         |           |       |                | Other elements |
|------------------------|---------------------|----------------|------|------|-------|-------|---------|-----------|-------|----------------|----------------|
|                        |                     | Cl             | Mn†  | Si†  | P†    | S†    | Cr      | Ni        | Fe    |                |                |
| CA-6NM                 | 410                 | 0.06           | 1.00 | 1.00 | 0.04  | 0.04  | 11.5-14 | 3.5-4.5   | Bal.  | 0.4-1.0Mo      |                |
| CA-15                  |                     | 0.15           | 1.00 | 1.50 | 0.04  | 0.04  | 11.5-14 | 1.0†      | Bal.  |                |                |
| CA-15M                 |                     | 0.15           | 1.00 | 0.65 | 0.040 | 0.040 | 11.5-14 | 1.0†      | Bal.  |                |                |
| CA-40                  |                     | 0.40†          | 1.00 | 1.50 | 0.04  | 0.04  | 11.5-14 | 1.0†      | Bal.  |                |                |
| CB-30                  | 431                 | 0.30           | 1.00 | 1.50 | 0.04  | 0.04  | 18-22   | 2.0†      | Bal.  |                |                |
|                        | 442‡                |                |      |      |       |       |         |           |       |                |                |
| CB-7Cu                 | 17-4PH              | 0.07           | 1.00 | 1.00 | 0.04  | 0.04  | 15.5-17 | 3.6-4.6   | Bal.  | 2.3-3.3Cu      |                |
| CC-50                  | 446                 | 0.50           | 1.00 | 1.50 | 0.04  | 0.04  | 26-30   | 4.0†      | Bal.  |                |                |
| CD-4MCu                | 304L                | 0.04           | 1.00 | 1.00 | 0.04  | 0.04  | 25-26.5 | 4.75-6.00 | Bal.  | 1.75-2.25Mo    |                |
| CE-30                  |                     | 0.30           | 1.50 | 2.00 | 0.04  | 0.04  | 26-30   | 8-11      | Bal.  | 2.75-3.25Cu    |                |
| CF-3                   |                     | 0.03           | 1.50 | 2.00 | 0.04  | 0.04  | 17-21   | 8-12      | Bal.  |                |                |
| CF-8                   |                     | 304            | 0.08 | 1.50 | 2.00  | 0.04  | 0.04    | 18-21     | 8-11  | Bal.           |                |
| CF-20                  | 302                 | 0.20           | 1.50 | 2.00 | 0.04  | 0.04  | 18-21   | 8-11      | Bal.  |                |                |
| CF-3M                  | 316L                | 0.03           | 1.50 | 1.50 | 0.04  | 0.04  | 17-21   | 9-13      | Bal.  | 2.0-3.0Mo      |                |
| CF-8M                  | 316                 | 0.08           | 1.50 | 2.00 | 0.04  | 0.04  | 18-21   | 9-12      | Bal.  | 2.0-3.0Mo      |                |
| CF-8C                  | 347                 | 0.08           | 1.50 | 2.00 | 0.04  | 0.04  | 18-21   | 9-12      | Bal.  | Ch 8xC, 1.0Cb† |                |
| CF-16F                 | 303                 | 0.16           | 1.50 | 2.00 | 0.17  | 0.04  | 18-21   | 9-12      | Bal.  | 1.5Mo†         |                |
| CG-8M                  | 317                 | 0.08           | 1.50 | 1.50 | 0.04  | 0.04  | 18-21   | 9-13      | Bal.  | 0.20-0.35Se    |                |
| CG-12                  |                     | 0.12           | 1.50 | 2.00 | 0.04  | 0.04  | 20-23   | 10-13     | Bal.  | 3.0-4.0Mo      |                |
| CH-20                  | 309                 | 0.20           | 1.50 | 2.00 | 0.04  | 0.04  | 22-26   | 12-15     | Bal.  |                |                |
| CK-20                  | 310                 | 0.20           | 2.00 | 2.00 | 0.04  | 0.04  | 23-27   | 19-22     | Bal.  |                |                |
| CN-7M                  |                     | 0.07           | 1.50 | 1.50 | 0.04  | 0.04  | 19-22   | 27.5-30.5 |       | 2.0-3.0Mo      |                |
| CW-12M                 |                     | 0.12           | 1.00 | 1.50 | 0.040 | 0.030 | 15.5-20 | Bal.      | 7.5†  | 3.0-4.0Cu      |                |
| CY-40                  |                     | 0.40           | 1.50 | 3.00 | 0.015 | 0.015 | 14-17   | Bal.      | 11.0† | 3.25V†, 0.4V†  |                |
| CZ-100                 |                     | 1.00           | 1.50 | 2.00 | 0.015 | 0.015 |         | 95 min.   | 1.5†  | 2.5Co†         |                |
| N-12M                  |                     | 0.12           | 1.00 | 1.00 | 0.040 | 0.030 | 1.0     | Bal.      | 6.0†  | 0.6V†, 2.5Co†  |                |
| M-35                   |                     | 0.35           | 1.50 | 2.00 | 0.015 | 0.015 |         | Bal.      | 3.5†  | 26-30Cu        |                |

\*Wrought alloy type numbers shown are for grades most closely corresponding to the casting alloys.

†It should be noted that the wrought alloy and cast alloy composition ranges are not the same.

†Maximum.

†0.20 minimum.

‡See discussion in text of influence of composition balance on properties of CB-30 grade.

Tabela I - Descrição das ligas inoxidáveis fundidas e as ligas trabalhadas mais semelhantes, reproduzido integralmente de (1).

| Autor       | ref. | A    | B  | C    | D | E | F   | G    | H | I | J | K | L |
|-------------|------|------|----|------|---|---|-----|------|---|---|---|---|---|
| Jerkon      | 14   | 0,3  | 22 | 14,2 | 1 | - | 1,5 | 1,37 | - | 2 | 3 | - | - |
| Hammar      | 9    | 0,31 | 22 | 14,2 | - | - | -   | 1,37 | - | - | - | - | - |
| Gruiraldeng | 30   | -    | 30 | 20   | - | - | 1,5 | 2    | 3 | - | 4 | - | - |

Tabela II - Coeficientes das formulações de Cr e Ni equivalentes (3).

| referência | coeficientes de partição $\gamma/L$ |           |
|------------|-------------------------------------|-----------|
|            | Cr                                  | Ni        |
| 17         | 0,93                                | 0,94      |
| 9          | 0,98                                | 0,96-1,05 |
| 8          | 0,96                                | 0,94      |
| 18         | 0,88-0,94                           | 0,86-0,95 |

Tabela III - Coeficientes de partição de  $\gamma/L$  (3).

| referência | coeficientes de partição $\delta/L$ |           |
|------------|-------------------------------------|-----------|
|            | Cr                                  | Ni        |
| 17         | 0,95                                | 0,83      |
| 9          | 1,0                                 | 0,80-0,85 |
| 8          | 1,0                                 | 0,79      |
| 18         | 0,93-1,05                           | 0,81-0,91 |

Tabela IV - Coeficientes de partição  $\delta/L$  (3).

|          | eixo das dendritas | espaços interdendríticos |
|----------|--------------------|--------------------------|
| $\delta$ | 26,5%Cr-3,8%Ni     | 29,0%Cr-5,5%Ni           |
| $\gamma$ | 18,5%Cr-9,0%Ni     | 20,5%Cr-12,3%Ni          |

Tabela V - Distribuição de Cr e Ni (3).

| corrida   | Cr <sub>eq</sub> /Ni <sub>eq</sub> | C     | Mn   | Si   | P | S | Cr   | Ni   | N       |
|-----------|------------------------------------|-------|------|------|---|---|------|------|---------|
| 92-108*   | 1.20                               | 0.045 | 0.80 | 0.66 | - | - | 16.7 | 12.0 | -       |
| 92-109    | 1.50                               | 0.045 | 0.80 | 0.66 | - | - | 19.5 | 11.2 | -       |
| corrida 3 | 2.00                               | 0.045 | 0.80 | 0.66 | - | - | 21.0 | 9.0  | 500 ppm |
| 92-130    | 1.36                               | 0.044 | 0.81 | 0.66 | - | - | 18.0 | 12.0 | -       |
| 92-131    | 1.46                               | 0.044 | 0.81 | 0.66 | - | - | 19.0 | 11.0 | -       |
| 92-132    | 1.67                               | 0.044 | 0.81 | 0.66 | - | - | 20.0 | 10.0 | -       |

\* Nomenclatura utilizada no Laboratório de Fundição de Precisão do IPT

Tabela VI - Composições químicas objetivadas.

| corrida   | Cr <sub>eq</sub> /Ni <sub>eq</sub> | C     | Mn   | Si   | P | S | Cr   | Ni   | N       |
|-----------|------------------------------------|-------|------|------|---|---|------|------|---------|
| 92-108*   | 1.25                               | 0.035 | 0.66 | 0.57 | - | - | 17.2 | 12.1 | -       |
| 92-109    | 1.56                               | 0.032 | 0.77 | 0.63 | - | - | 20.1 | 11.2 | -       |
| corrida 3 | 1.90                               | 0.020 | 0.55 | 0.57 | - | - | 20.5 | 9.2  | 531 ppm |
| 92-130    | 1.40                               | 0.041 | 0.73 | 0.66 | - | - | 18.4 | 11.3 | -       |
| 92-131    | 1.51                               | 0.035 | 0.66 | 0.50 | - | - | 17.2 | 9.7  | -       |
| 92-132    | 1.70                               | 0.053 | 0.87 | 0.85 | - | - | 21.4 | 10.4 | -       |

Tabela VII - Composições químicas das ligas.

| Modo de solidificação           | % de zona colunar | Cr <sub>eq</sub> /Ni <sub>eq</sub> |
|---------------------------------|-------------------|------------------------------------|
| $\gamma \rightarrow \delta$     | 69.6              | 1.25                               |
| $\delta \rightarrow \gamma$     | 88.3              | 1.56                               |
| $\delta \rightarrow \gamma$     | 69.5              | 1.90                               |
| $\gamma \rightarrow \delta$     | 76.8              | 1.40                               |
| $\gamma \leftrightarrow \delta$ | 88.5              | 1.51                               |
| $\delta \rightarrow \gamma$     | 57.9              | 1.70                               |

Tabela VIII - Modo de solidificação e % de zona colunar.

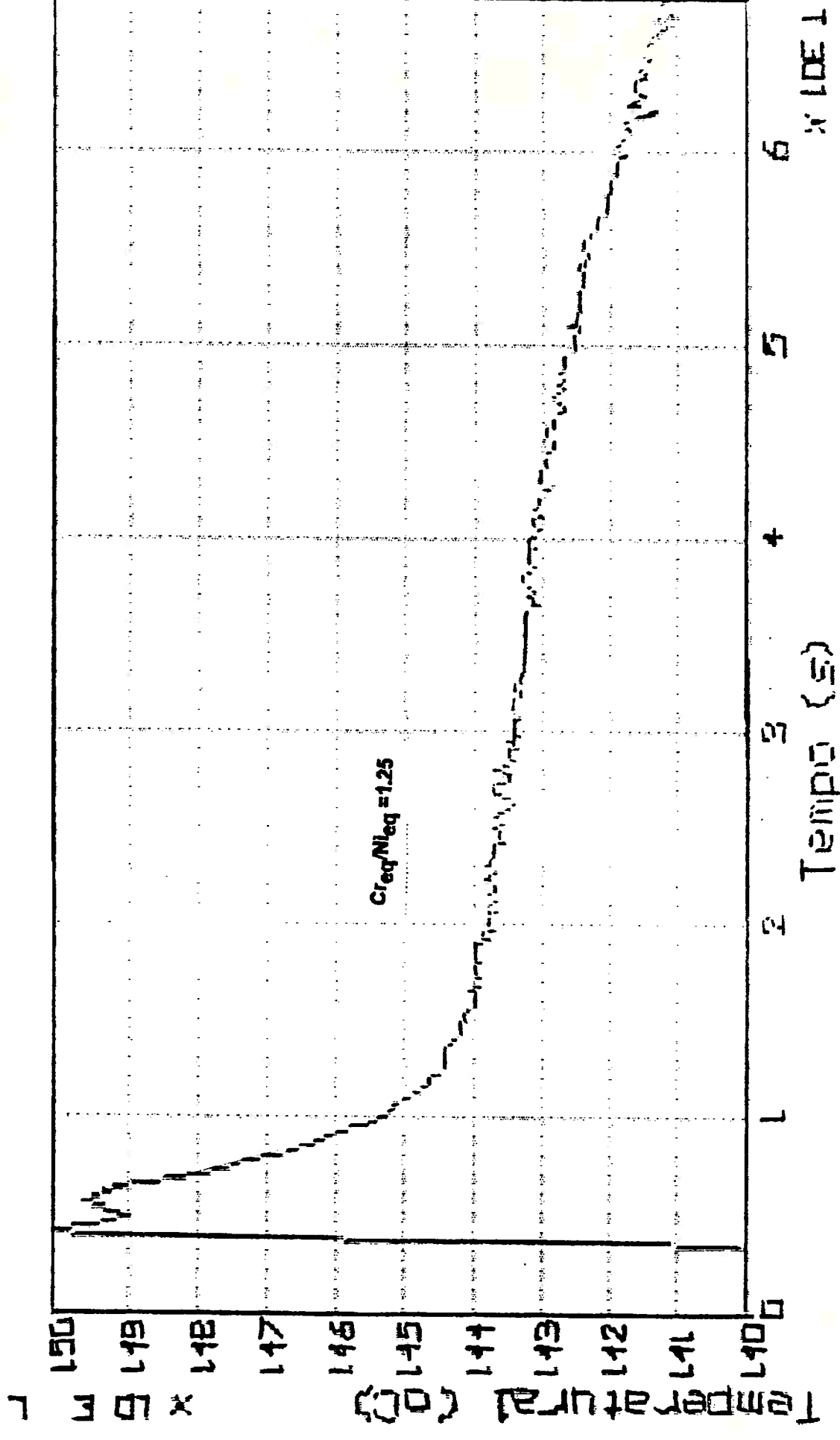
| AQUECIMENTO    |                | RESFRIAMENTO   |                | Cr <sub>eq</sub> /Ni <sub>eq</sub> | Ni <sub>eq</sub> |
|----------------|----------------|----------------|----------------|------------------------------------|------------------|
| T <sub>s</sub> | T <sub>l</sub> | T <sub>s</sub> | T <sub>l</sub> |                                    |                  |
| 1437           | 1453           | 1395           | 1405           | 1.25                               | 13.8             |
| 1415           | 1445           | 1370           | 1385           | 1.56                               | 12.8             |
| 1467           | -              | 1412           | 1417           | 1.90                               | 10.8             |
| 1420           | 1450           | -              | -              | 1.40                               | 13.1             |
| 1426           | 1456           | -              | -              | 1.51                               | 11.4             |
| 1390           | 1400           | 1380           | 1395           | 1.70                               | 12.5             |

Tabela IX - Temp. (°C) *solidus* e *liquidus* determinadas em análise térmica diferencial.

| Modo de solidificação           | % de zona colunar | Cr <sub>eq</sub> /Ni <sub>eq</sub> |
|---------------------------------|-------------------|------------------------------------|
| $\gamma \rightarrow \delta$     | 69.6              | 1.25                               |
| $\delta \rightarrow \gamma$     | 88.3              | 1.56                               |
| $\delta \rightarrow \gamma$     | 69.5              | 1.90                               |
| $\gamma \rightarrow \delta$     | 76.8              | 1.40                               |
| $\gamma \leftrightarrow \delta$ | 88.5              | 1.51                               |
| $\delta \rightarrow \gamma$     | 57.9              | 1.70                               |

Tabela VIII - Modo de solidificação e % de zona colunar.





média 3

