

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E**  
**ENGENHARIA DE MATERIAIS**

ESTUDO DO CRITÉRIO DE NIYAMA NA FORMAÇÃO DE POROSIDADE EM  
FUNDIDOS DE AÇO COM DISTINTOS INTERVALOS DE SOLIDIFICAÇÃO

Ricardo Eugenio Anselment

Dissertação apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em Ciência  
e Engenharia de Materiais como requisito  
parcial à obtenção do título de MESTRE  
EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Professor Dr. Claudemiro Bolfarini

São Carlos

2005

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da  
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

A618ec

Anselment, Ricardo Eugenio.

Estudo do critério de Niyama na formação de porosidade em fundidos de aço com distintos intervalos de solidificação / Ricardo Eugenio Anselment. -- São Carlos : UFSCar, 2010. 93 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2005.

1. Fundição. 2. Aço. 3. Solidificação. 4. Porosidade. 5. Simulação. I. Título.

CDD: 620.11 (20<sup>a</sup>)

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho aos meus queridos pais Reny e Johannes, ao meu filho Martin pela perseverança em gostar de mim apesar da distância e a minha amada esposa Karin pela paciência, apoio e incentivo estando sempre ao meu lado nos momentos em que precisei.

## **VITAE**

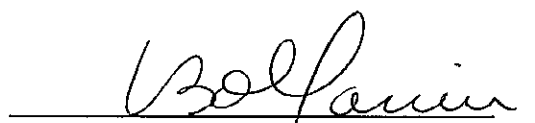
Bacharel em Engenharia Metalúrgica pela Escola de Engenharia Mauá (1986)

MBA pela Escola Mauá de Estudos Continuados (2000)

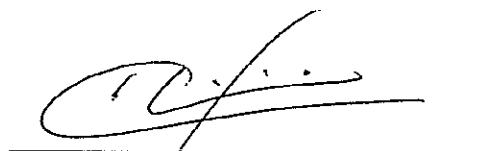
MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE  
**RICARDO EUGÊNIO ANSELMANT**

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS,  
EM 29 DE SETEMBRO DE 2005.

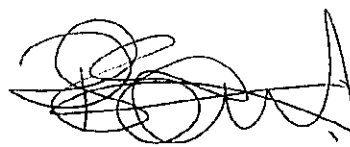
BANCA EXAMINADORA:



Dr. Claudemiro Bolfarini  
Orientador  
DEMa /UFSCar



Dr. Claudio Shyinti Kiminami  
DEMa /UFSCar



Dr. Roberto Jerônimo dos Santos  
CCDM/UNESP



## AGRADECIMENTOS

Ao Professor Claudemiro Bolfarini pela paciência e apoio incondicional durante a orientação deste trabalho.

A VOITH Paper Máquinas e Equipamentos Ltda. Por conceder e apoiar a realização deste projeto e disponibilizar recursos.

Ao Engenheiro Amandio Pires pelo incentivo pessoal e logístico assim com pelas discussões e recursos disponibilizados.

Aos colegas de VOITH Paper Fundação, Campanholi, Marciano, Michelli, Karen, Roberto (Alves), Waldir, Leonco, Arí, Flávio, Souza, Bruno e Sérgio (end) pelas contribuições dadas a este trabalho.

Ao amigo Joern Schmidt (Magma Soft Brasil) pelas discussões e disponibilização de dados.

Ao Professor Dr. Claudio Geraldo Schön pelos cálculos.

Ao amigo Ms.C. Fabrício Belini por dividir bom e maus momentos.

Aos técnicos e colegas do DEMa, CCDM e VOITH que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.



## RESUMO

No presente trabalho foi analisado o comportamento do critério de Niyama como forma de prever a formação de poros em aços de distintos intervalos de solidificação em distintas espessuras de parede. Para tal, corpos de prova foram projetados a fim de induzirem a formação de poros. Os corpos de prova foram simulados no software de fundição Magma Soft tendo-se como objetivo o estudo do comportamento do gradiente e temperatura, taxa de resfriamento, critério de Niyama e alimentação (feeding) em função das 3 espessuras das placas. As ligas usadas na simulação e na fundição dos corpos de prova foram os aços Carbono da classe WCC, o aço inoxidável martensítico da classe CA6NM e aço resistente à corrosão da classe CA15.

Após a fundição, os corpos de prova foram agrupados segundo a liga e serrados ao meio. As faces ao longo da espessura dos corpos foram fresadas a fim de garantir boa acuidade na fase de análise. As superfícies foram ensaiadas por líquido penetrante a fim de determinar a distribuição dos poros ao longo do perfil. A localização, tamanho e incidência dos poros foram então comparados com os resultados das simulações.

A análise mostrou baixa incidência de poros nos 3 corpos de prova de menor espessura. Mostrou também que a liga com maior intervalo de solidificação, apresentou poros finos dispersos ao longo de uma extensa área, maior do que previsto pelo critério de Niyama para valores menores do que 1. As ligas de menor intervalo de solidificação apresentaram poros de maior dimensão e com maior concentração.

Foi evidenciado também que existe analogia de localização e dispersão de porosidade entre os tamanhos das placas de uma mesma liga, sendo que o tamanho dos poros cresce com o aumento da espessura da placa.





## **STUDY OF THE NIYAMA CRITERIA ON THE POROSITY FORMATION OF STEEL ALLOYS WITH DIFFERENT SOLIDIFICATION INTERVAL.**

### **ABSTRACT**

This study concerns the analysis of the application of the Niyama Criteria as a tool to predict porosity formation on steel castings made from steel with different solidification gaps. Therefore, test coupons were project in order to allow porosity formation. The test coupons were simulated on the Magma Soft-Ware. The behaviour of temperature gradient, cooling rate, feeding and Niyama were analysed in the software as a function of the three plate thickness. The materials used in the simulation and foundry of the test plates were the carbon steel WCC class, the martensitic stainless steel CA6NM class and the corrosion resistant steel CA15 class.

After the test coupons been casted, they were classified according to their material and cut in halves thru their middle. The faces along the test coupon length were milled in order to get accuracy on the analysis phase. The surfaces were inspected with dye penetrate test in order t determine the pore distribution along the profile. The pore location, size and incidence were that after compared to the simulation results.

The analysis showed low pore incidence on the thinner test coupons. It also showed that the CA15 steel, which has the largest solidification interval presented fine, pores spread on an extensive area, more than expected from the Niyama criteria for lower values than 1. The steel with smaller solidification gaps showed pores with a larger dimension and more concentration.

It was also evidenced the existence of analogy of porosity location and dispersion among the plate size of one material, nevertheless the size of the pore indication increases with the increases of the plate thickness.



## **PUBLICAÇÕES**

- SCHMIDT, J.; ANSELMANT,R.E.; Novos Desenvolvimentos para simulação de fundidos ferro e aço. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDIÇÃO. São Paulo – SP – 1999
  
- SCHMIDT, J.; ANSELMANT,R.E.; Aspectos Atuais para a simulação de fundidos de ferro e aço. Revista Fundição e Serviços – 1999



## SUMÁRIO

	Pag.
BANCA EXAMINADORA .....	i
AGRADECIMENTOS .....	iii
RESUMO .....	v
ABSTRACT .....	vii
PUBLICAÇÕES (quando for o caso) .....	ix
SUMÁRIO .....	xi
ÍNDICE DE TABELAS .....	xv
ÍNDICE DE FIGURAS .....	xvii
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS .....	xix
INTRODUÇÃO / OBJETIVO .....	1
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	3
2.1 Aços para fundição .....	3
2.1.1 Aço carbono e aço baixa liga .....	3
2.1.1.1 Aços carbono ligados ao manganês .....	5
2.1.1.2 Aços de alta resistência .....	5
2.1.1.3 Aços carbono – molibdênio .....	5
2.1.1.4 Aços ligados ao manganês, níquel, cromo e molibdênio.....	6
2.1.1.5 Aços ligados ao níquel .....	6
2.1.1.6 Aços ligados ao cromo, níquel .....	6
2.1.1.7 Aços ligados ao níquel, cromo e molibdênio.....	6
2.1.1.8 Aços ligados ao cobre .....	7
2.1.1.9 Aços trabalho a quente .....	7
2.1.1.10 Aços para vaso de pressão e trabalho a baixa temperatura ..	7

2.1.2	Aços alta liga .....	8
2.1.2.1	Aços inoxidáveis resistentes à corrosão .....	9
2.1.2.2	Aços inoxidáveis resistentes ao calor .....	12
2.1.3	Aço Hadfield .....	13
2.1.4	Aço resistente a abrasão .....	14
2.2	Os aço inoxidável martensítico classe CA15 e CA6NM.....	14
2.3	Solidificação de Aços .....	17
2.3.1	Estrutura Dendrítica .....	21
2.3.2	Fluxo Líquido Interdendrítico .....	25
2.4	Porosidade .....	27
2.5	Critério de Niyama .....	34
MATERIAIS E MÉTODOS .....		45
Corpos de Prova .....		45
Materiais .....		47
Areia .....		47
Materiais dos Corpos de Prova .....		48
Simulação das Placas .....		48
Análise da porosidade nos Corpos de Prova .....		48
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	51
4.1	Simulação das placas .....	51
Elaboração das placas teste .....		57
Inspeção das placas e análise dos resultados .....		62
5	CONCLUSÕES .....	81
6	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS .....	83
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	85
ANEXO A .....		89
ANEXO B .....		91
ANEXO C .....		93

## ÍNDICE DE TABELAS

	Pag.
Tabela 2.1: elementos de liga e seus teores em aços carbono baixa liga...	3
Tabela 2.2: Designação AISI de aços fundidos.....	4
Tabela 2.3: faixa de composição química dos aços da série 9500.....	6
Tabela 2.4: composição e micro estrutura dos aços alta liga resistentes à corrosão.....	9
Tabela 2.5: tipos e a composição química dos aços resistentes ao calor...	13
Tabela 2.6: tipos e análise química de aços ligados ao manganês .....	14
Tabela 4.1: tempo e temperatura de vazamento das placas teste.....	57
Tabela 4.2: análise químicas das corridas de fundição das placas teste...	59
Tabela 4.3: intervalo de solidificação calculado Thermo Calç.....	60
Tabela 4.4: sumarização dos resultados do ensaio de líquido penetrante.	67
Tabela 4,5: propriedades mecânicas das placas .....	73





## ÍNDICE DE FIGURAS

	Pag.
Figura 2.1: Diagramas Fe-Cr para diferentes teores de carbono .....	16
Figura 2.2: Diagrama de equilíbrio pseudobinário de liga Fe-Cr .....	17
Figura 2.3: variação do volume específico durante a solidificação .....	18
Figura 2.4: fatores de influência na formação de estruturas de Solidificação .....	22
Figura 2.5: efeito da condutividade térmica do metal .....	23
Figura 2.6: efeito da temperatura d solidificação.....	23
Figura 2.7: efeito das propriedades térmicas do molde.....	24
Figura 2.8: exemplo de alimentação de metal líquido inadequado.....	28
Figura 2.9: solidificação dendrítica .....	29
Figura 2.10: representação esquemática tri dimensional de um poro .....	31
Figura 2.11: típico poro de alimentação .....	31
Figura 2.12: típico poro oriundo de gás.....	32
Figura 2.13: influência do intervalo de solidificação .....	33
Figura 2.14: delimitação de áreas isentas de poros e com poros.....	35
Figura 2.15: modelo de formação de poro.....	37
Figura 2.16: valores de Niyama para classe de aceitação 1 no critério de raio x.....	40
Figura 2.17: valores de Niyama para classe de aceitação 4 no critério de raio x .....	41
Figura 2.18: imagem de um filme de raio x mostrando poros de alimentação.....	41
Figura 2.19: formação de poros na liga AISI 8620 em relação aos teores de hidrogênio e nitrogênio.....	42
Figura 3.1: desenho do corpo de prova 1 com espessura de 30mm e indicação da localização da retirada do corpo de prova.....	46
Figura 3.2: desenho do corpo de prova 2 com espessura de 60mm e indicação da localização da retirada do corpo de prova.....	46

Figura 3.3: desenho do corpo de prova 3 com espessura de 90mm e indicação da localização da retirada do corpo de prova.....	47
Figura 4.1: sistema de fundição placas 30mm de espessura.....	51
Figura 4.2: sistema de fundição placas 60mm de espessura .....	51
Figura 4.3: sistema de fundição placas 90mm de espessura.....	52
Figura 4.4: placa de 30mm ASTM A743 CA6NM resultados feeding e Niyama.....	52
Figura 4.5: placa de 30mm ASTM A216WCC resultados feeding e Niyama.....	53
Figura 4.6: placa de 30mm ASTM A743CA15 resultados feeding e Niyama.....	53
Figura 4.7: placa de 60mm ASTM A743 CA6NM resultados feeding e Niyama.....	54
Figura 4.8: placa de 60mm ASTM A216WCC resultados feeding e Niyama.....	54
Figura 4.9: placa de 60mm ASTM A743CA15 resultados de feeding e Niyama.....	55
Figura 4.10: placa de 90mm ASTM A743 CA6NM resultados de feeding e Niyama.....	55
Figura 4.11: placa de 90mm ASTM A216WCC resultados feeding e Niyama.....	56
Figura 4.12: placa de 90mm ASTM A743CA15 resultados feeding e Niyama.....	56
Figura 4.13: fotos de uma das placas teste de espessura de 30mm.....	58
Figura 4.14: fotos de uma das placas teste de espessura de 60mm.....	58
Figura 4.15: fotos de uma das placas teste de espessura de 90mm.....	59
Figura 4.16: teste de líquido penetrante nas placas do aço ASTM A743CA6NM.....	61

Figura 4.17: teste de líquido penetrante nas placas do aço ASTM A743CA6NM.....	62
Figura 4.18: teste de líquido penetrante nas placas do aço ASTM A216WCC.....	63
Figura 4.19: teste de líquido penetrante nas placas do aço ASTM A216WCC.....	64
Figura 4.20: teste de líquido penetrante nas placas do aço ASTM A743CA15.....	65
Figura 4.21: teste de líquido penetrante nas placas do aço ASTM A743CA15.....	66
Figura 4.22: agrupamento dos corpos de prova de 30mm.....	68
Figura 4.23: agrupamento dos corpos de prova de 60mm.....	69
Figura 4.24: agrupamento dos corpos de prova de 90mm.....	70
Figura 4.25: metalografia aço ASTM A743CA6NM, aumento 100X ataque Villela.....	73
Figura 4.26 metalografia aço ASTM A216WCC aumento 100X ataque Nital 3%.....	74
Figura 4.27: metalografia aço ASTM A743CA15, aumento 100X ataque Villela.....	74
Figura 4.28: poros em placa fundida com o aço ASTMA743CA6NM .....	75
Figura 4.29: poros em placa fundida com o aço ASTMA216WCC .....	75
Figura 4.30: poros em placa fundida com o aço ASTMA743CA15 .....	76
Figura 4.31: bloco de CA15 de 30 mm de espessura e simulação de Niyama até 1,5.....	77
Figura 4.32: bloco de CA15 de 60 mm de espessura e simulação de Niyama até 1,5.....	78
Figura 4.33: bloco de CA15 de 90 mm de espessura e simulação de Niyama até 1,5.....	79



## SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

- G – gradiente térmico à frente da interface
- v – velocidade da interface
- Co – concentração do soluto
- $T_{liq}$  - a temperatura liquidus
- $T_{sol}$  - a temperatura solidus na raiz da dendrita
- $G_M$  - o gradiente térmico médio no intervalo de solidificação
- $L_d$  - comprimento da dendrita
- $\lambda_1$  - espaçamentos interdendríticos primários
- $\lambda_2$  - espaçamento dendrítico secundário
- $v_f$  – velocidade do líquido interdendrítico
- $K_d$  – permeabilidade do meio poroso
- M – viscosidade dinâmica do líquido
- $g_L$  – fração volumétrica do líquido
- P – pressão
- $d_L$  – densidade do líquido
- g – aceleração da gravidade
- $g_L$  – fração volumétrica do líquido
- $f_L$  – fração em peso
- $d_L$  – densidade do líquido
- $d_s$  – densidade do sólido
- $L_d$  – comprimento da zona pastosa.
- DP – queda de pressão
- X – distância a partir da raiz do dendrito.
- $\mu$  - viscosidade
- v – velocidade do fluxo
- K – permeabilidade do meio
- $\beta$  - contração de solidificação  $\beta$  é definida como  $\beta = (\rho_s - \rho_L) / \rho_s$ .
- $\rho_s$  – densidade do sólido
- $\rho_L$  - densidade do líquido
- V – velocidade de solidificação

G - gradiente de temperatura

$\Theta_c$  – temperatura no ponto  $X_c$

$\Theta_s$  – Temperatura de solidificação da liga

$X_c$  – posição da partícula em relação a raiz do dendrito.

R - taxa de resfriamento.

## 1 INTRODUÇÃO / OBJETIVO

Os avanços tecnológicos experimentados nas últimas décadas influenciaram definitivamente as ferramentas de projeto.

Softwares de projeto de peças e equipamentos, programas que simulam as condições de uso de peças entre outros, contribuíram sobre maneira para otimização de projetos, levando as condições dos mesmos mais próximos às condições de uso.

Estas ferramentas são armas indispensáveis para os profissionais do mundo competitivo atual, em que a luta por diferenciais competitivos é o dia-a-dia. Peças mais finas e leves, condições de uso mais próximas do limite, ciclos menores de produção e desenvolvimento de novos projetos e protótipos; previsibilidade e confiabilidade de desempenho e menores custos de produção, são algumas das exigências para o sucesso nos dias de hoje.

O ambiente competitivo tem levado as fundições a procurarem recursos para atender as atuais demandas, como os programas de simulação do processo. Estes programas reproduzem virtualmente as condições de projeto de sistemas de fundição usadas para a produção de peças fundidas, lançando mão de formulação matemática para a reprodução dos fenômenos físicos e químicos envolvidos. Também foi necessário desenvolver critérios de avaliação para assessorar os usuários de tais programas a predizer o viável de sanidade de seus produtos finais.

Um dos critérios de avaliação criados e atualmente amplamente usado nos projetos de peças de aço foi formulados por Niyama et Al [1982], e leva seu nome. Este critério permite prever a ocorrência de porosidade em partes de peças com paredes paralelas, tais como, chapas, cilindros longos, almas, entre outros.



Os autores afirmam em seu trabalho que a utilização do critério não depende do aço a ser produzido, o que não tem sido realidade na prática da indústria. Um estudo mais profundo se faz necessário visando estabelecer melhor os limites de aplicação do critério. Devido à importância conhecida do processo de solidificação na formação de porosidade, este trabalho tem por objetivo estudar a aplicação do critério em aços que apresentam diferenças significativas neste processo. Para isto, aços com diferentes intervalos de solidificação serão utilizados no estudo, tendo em vista que esta propriedade tem influência marcante no processo de solidificação da liga.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Aços para fundição

Os aços para fundição são divididos nas seguintes categorias:

#### 2.1.1 Aço carbono e aço baixa liga

Aços carbono contêm principalmente carbono como elemento de liga. Outros elementos de liga estão presentes, porém em menor quantidade, incluindo os elementos desoxidantes. Teores típicos de silício e manganês estão presentes sendo que suas faixas de uso são 0.25 à 0.80% de silício e 0.50 à 1.00% de manganês. Os aços carbono podem ser classificados em três grupos principais:

- Aços baixo carbono:  $\leq 0.20\% \text{C}$
- Aços médio carbono: 0.20 à 0.50% C
- Aços alto carbono:  $\geq 0.50\% \text{C}$

Os aços baixa liga contêm elementos de liga até um total de 8%, sendo que aços fundidos que contenham teores maiores de um só elemento superiores aos da tabela 2.1, são ainda considerados aços baixa liga.

Tabela 2.1: elementos de liga e seus teores em aços carbono baixa liga. [2]

<i>Elemento</i>	<i>Teor</i>
Manganês	1.00
Silício	0.80
Níquel	0.50
Cobre	0.50
Cromo	0.25
Molibdênio	0.10
Vanádio	0.05
Tungstênio	0.05

A tabela 2.2 abaixo mostra as designações dos aços baixa liga conforme AISI (American Iron and Steel Institute) segundo seus elementos de liga.

Tabela 2.2: Designação AISI de aços fundidos. [2]

<i>Designação do aço fundido</i>	<i>Elemento de liga</i>
1300	Manganês
8000, 8400	Manganês, molibdênio
80B00	Manganês, molibdênio, boro
2300	Níquel
8600, 4300	Níquel, cromo, molibdênio
9500	Manganês, níquel, cromo, molibdênio
4100	Cromo, molibdênio
3100	Níquel, cromo
3300	Níquel, cromo
4000	Molibdênio
5100	Cromo
6100	Cromo, vanádio
4600	Níquel, molibdênio
9200	Silício

A desoxidação dos aços carbono e aços baixa liga é realizada pela adição de Al, Ti ou Zr sendo que o uso de Al é o mais praticado pela indústria devido ao seu baixo custo e sua boa efetividade. Os teores de enxofre e fósforo também são limitados à 0.06% S e 0.05% P, salvo especificações particulares.

Os aços carbono são largamente usados por sua boa versatilidade de propriedades. Combinações de composição química e propriedades mecânicas conferem combinações distintas de propriedades incluindo dureza, ductilidade, tenacidade, resistência a tração e à fadiga. É importante porém reconhecer a inter-relação das propriedades, como por

exemplo, alta dureza, baixa ductilidade e tenacidade estão relacionadas à valores altos de resistência a tração.

#### **2.1.1.1 Aços carbono ligados ao manganês**

As principais características de especificação destes tipos de aço são: resistência a tração, escoamento e alongamento. Suas propriedades dependem principalmente do teor de carbono (0.20 à 0.50% C) e manganês (1.00 a 1.75% Mn), como os da série 1300 da tabela 2, sendo que a tração e limite de escoamento mantêm uma relação direta e o alongamento inversa. São normalmente fornecidos com tratamento térmico de normalização ou normalização e revenimento.

#### **2.1.1.2 Aços de alta resistência**

São aços cuja resistência a tração é elevada (1207 à 2068 Mpa). Estes conjugam alta resistência à tração, à tenacidade e boa soldabilidade. Empregam-se os aços da série 4300. Os aço para têmpera normalmente são ligados ao cromo, níquel e molibdênio. No estado temperado, a dureza é alta em função do teor de carbono. O revenimento em baixa temperatura posterior à têmpera, confere tenacidade e reduz a dureza.

#### **2.1.1.3 Aços carbono – molibdênio**

São semelhantes aos aços manganês média liga, porém têm com alto resistência ao escoamento em altas temperaturas, boa relação entre resistência ao escoamento e tração à temperatura ambiente e boa temperabilidade.

Os principais grupos destes aços são:

- Série 8000: (1.00 a 1.35% Mn, 0.10 à 0.30% Mo).
- Série 8400: (1.35 a 1.75% Mn, 0.25 à 0.55% Mo).

O teor de carbono é selecionado entre 0.20 e 0.35% conforme a classe de resistência requerida e ao tratamento térmico subsequente.

#### 2.1.1.4 Aços ligados ao manganês, níquel, cromo e molibdênio.

São representados pelos aços da série 9500. Sua principal característica é a alta temperabilidade, principalmente em peças de secções grossas (acima de 5 polegadas) aonde obtêm-se estrutura martensítica revenida e uniforme. As faixas de composição química dos aços da série 9500 são listados na tabela 2.3.

Tabela 2.3: faixa de composição química dos aços da série 9500. [2]

<i>Elemento</i>	<i>Composição, %</i>
Manganês	1.30 – 1.60
Níquel	0.40 – 0.70
Cromo	0.55 – 0.75
Molibdênio	0.30 – 0.40

#### 2.1.1.5 Aços ligados ao níquel

Esta classe de aços é a mais antiga produzida. Os aços são representados pelos aços da série 2300 cujo teor de níquel é de 2.0 a 4.0%Ni. Eles conjugam alta tenacidade ao alto limite elástico e excelente resistência ao impacto.

#### 2.1.1.6 Aços ligados ao cromo, níquel.

São aços representados pela série 510 (0,70 a 1,10% Cr). A adição de cromo melhora as características mecânicas em alta temperatura. Estes aços não são normalmente usados na indústria de fundição.

#### 2.1.1.7 Aços ligados ao níquel, cromo e molibdênio.

A adição de molibdênio ao aço cromo níquel aumenta significativamente sua temperabilidade e torna o aço imune à fragilização ao revenido. Além destas características, estes aços retêm alta resistência a tração em temperaturas elevadas.

### **2.1.1.8 Aços ligados ao cobre**

A adição de cobre confere ao aço resistência à corrosão atmosférica (intempéries) e características de envelhecimento, apesar dos aços carbonos baixa liga não serem os mais indicados para empregos em ambientes corrosivos. Os teores de cobre adicionados são da ordem de 0.05% Cu.

### **2.1.1.9 Aços trabalho a quente**

As condições de trabalhos em que são submetidos estes aços exigem que estes tenham outras características além da resistência a esforços mecânicos, como resistência a oxidação, resistência à fragilização por hidrogênio e enxofre além de resistência a descarbonetação. Os fatores ambientais em jogo na temperatura de trabalho de 370 à 650°C requerem cuidadosa seleção do tipo de aço a ser empregado. Para isso a ASTM dedicou estudos e ordenou os aços desta família em:

- Aços carbono representados pela família ASTM A 216
- Aços baixa liga representados pelas famílias ASTM A 217, A 356, A 389.

Os dois elementos de liga principais são:

- Molibdênio: aumenta significativamente a resistência à fadiga a quente. Dependendo da microestrutura presente, a adição de 0.5% de Mo aumenta a resistência a fadiga a quente na ordem de até  $10^3$  à 600°C.
- Cromo: aumenta a resistência à fadiga a quente cerca 2.25%

Vanádio, nióbio, tungstênio e titânio: eleva a resistência à fadiga a quente e são indicados para diversos usos.

A fragilização ao revenido nestes aços pode ser prevenida limitando-se o teor de fósforo, zinco, antimônio e arsênio. Adição de 0.5% de Mo reduz esta tendência.

### **2.1.1.10 Aços para vaso de pressão e trabalho em baixa temperatura (criogênicos)**

Nestes aços, a ductilidade em baixa temperatura é muito importante uma vez que os aços são usualmente frágeis a temperaturas abaixo de zero.

Para garantir esta ductilidade, o aço precisa ser metalurgicamente limpo (sem inclusões e elementos fragilizantes) e corretamente tratado termicamente (normalizado e revenido ou temperado e revenido). Uma característica destes aços é a temperatura de dúctil \ frágil ser baixa

### **2.1.2 Aços alta liga**

Aços fundidos alta liga são largamente usados por suas características de resistência à corrosão em meio aquoso em temperaturas próximas às de ambiente e para serviços em gases e líquidos em temperatura elevada (<650°).

Os aços alta liga são freqüentemente especificados por sua composição química usando os grupos da High Alloy Product Group of America. A primeira letra da designação indica a adequação de meio corrosivo (líquido "C" ou alta temperatura "H"). A segunda letra está relacionada ao tipo da liga Cr-Ni. A segunda letra aumenta de A a Z de acordo com o aumento do teor de níquel. Os números que seguem as letras indicam o teor máximo de carbono admissível na liga. Finalmente, o sufixo é usado para indicar a necessidade de adição de outros elementos de liga.

Alguns aços alta liga têm propriedades mecânicas semelhantes às dos aços carbono baixa liga. Algumas outras como a temperabilidade e resistência à tração, podem ser alteradas por tratamentos térmicos.

Aços alta liga com teores de Cr e Ni superiores a 20 a 30% não apresentam mudanças de fases como as observadas nos aços carbono baixa liga. Estes materiais não são temperáveis e suas propriedades dependem primordialmente da composição química e não do tratamento térmico. Desta feita, especial atenção necessita ser dada ao projeto das peças e subsequente processamento térmico.

### 2.1.2.1 Aços inoxidáveis

Estes aços têm sido amplamente usados em construção de equipamentos de processamento químico e de geração de energia em ambientes que conjugam corrosão em meio aquoso ou vapor-líquido em temperaturas inferiores a 315°C. Estes aços também são usados em certas aplicações em temperaturas de até 650°C.

Os aços resistentes à corrosão são usualmente classificados com base em sua composição química e microestrutura, conforme tabela 2.4.

Tabela 2.4: composição e microestrutura dos aços alta liga resistentes à corrosão [2].

Liga	Micro Estrutura	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	P	S	C
<b>Ligados ao cromo</b>									
CA-15	Martensita	11.5-14.0	1.00	0.50	1.50	1.00	0.04	0.04	0.15
CA-15M	Martensita	11.5-14.0	1.00	0.15-1.0	0.65	1.00	0.04	0.04	0.15
CA-40	Martensita	11.5-14.0	1.00	0.5	1.50	1.00	0.04	0.04	0.20-0.40
CB-30	Ferrita+carb	18.0-21.0	2.00	...	1.50	1.00	0.04	0.04	0.30
CC-50	Ferrita+carb	26.0-30.0	4.00	...	1.50	1.00	0.04	0.04	0.30
<b>Ligados ao cromo níquel</b>									
CA-6NM	Martensita	11.5-14.0	3.5-4.5	0.40-1.0	1.00	1.00	0.04	0.03	0.06
CB-7Cu	Martensita	15.5-17.0	3.6-4.6	...	1.50	1.00	0.04	0.04	0.07
CD-4MCu	Austenita	25.0-26.5	4.75-6.0	1.75-2.25	1.00	1.00	0.04	0.04	0.04
CE-30	Ferrita+austenita	26.0-30.0	8.00-11.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04	0.30
CF-3	Ferrita+austenita	17.0-21.0	8.00-12.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04	0.03
CF-8	Ferrita+austenita	18.0-21.0	8.00-11.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04	0.08
CF-20	Austenita	18.0-21.0	8.00-11.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04	0.20
CF-3M	Ferrita+austenita	17.0-21.0	9.0-13.0	2.00-3.00	1.50	1.50	0.04	0.04	0.03



CF-8M	Ferrita+austenita	18.0-21.0	9.0-12.0	2.00-3.00	1.50	1.50	0.04	0.04	0.08
CF-12M	Ferrita+austenita	18.0-21.0	9.00-12.0	2.00-3.00	2.00	1.50	0.04	0.04	0.12
CF-8C	Ferrita+austenita	18.0-21.0	9.00-12.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04	0.08
CF-16F	Austenita	18.0-21.0	9.00-12.0	1.50	2.00	1.50	0.17	0.04	0.16
CG-8M	Ferrita+austenita	18.0-21.0	9.00-13.0	3.0-4.0	1.50	1.50	0.04	0.04	0.08
CH-20	Austenita	22.0-26.0	12.0-15.0	...	2.00	1.50	0.04	0.04	0.20
CK-20	Austenita	23.0-27.0	19.0-22.0	...	1.75	1.50	0.04	0.04	0.20
<b>Ligados ao níquel cromo</b>									
CN-7M	Austenita	19.0-22.0	27.5-30.5	2.0-3.0	1.50	1.50	0.04	0.04	0.07

Os aços alta liga resistentes à corrosão com alto teor de cromo são martensíticos ou ferríticos, os ligados ao cromo e níquel são duplex ou austeníticos e os níquel cromo são inteiramente austeníticos.

Estes são divididos em:

- Aços inoxidáveis ferríticos: São representantes desta família os tipo CB-30 e CC-50. O tipo CB-30 é praticamente não temperável por tratamento térmico, sendo que o balanceamento da composição química durante sua elaboração deve ser tal que produza estrutura inteiramente ferrítica. O tipo CC-50 tem teor de Cr substancialmente mais alto do que o tipo CB-30, sendo que este apresenta resistência à corrosão em diferentes ambientes. A estrutura destes aços é constituída de ferrita e teores de cromo entre 26 a 30%. Sua ductilidade é diminuída, porém estes apresentam uma excelente resistência à corrosão ao ácido nítrico e compostos orgânicos.
- Aços inoxidáveis martensíticos: Estes aços têm sua estrutura martensítica graças à têmpera. Esta pode ser ao ar ou em meio líquido,

dependendo do tipo de aço que se irá produzir. São representantes deste tipo de aço os graus CA-15, CA-40, CA-15M e CA-6NM. O tipo CA-15 contém o mínimo teor de carbono suficiente à propriedade antioxidante. Tem boa resistência à corrosão atmosférica assim como a vários meios orgânicos. O tipo CA-40 tem teor de carbono superior ao CA-15 e pode ser tratado termicamente para atingir maior resistência à tração e dureza. O tipo CA-15M tem adição de Mo, o que lhe confere resistência mecânica em alta temperatura. O tipo CA-6NM é uma liga ferro-cromo-níquel-molibdênio com baixo teor de carbono. Estes aços são comumente usados em aplicações aonde se requer altas propriedades mecânicas e alta resistência à corrosão ou cavitação.

- Aços inoxidáveis austeníticos: Estes aços têm sua estrutura austenítica graças à alta adição de Cromo (>18%) e Níquel (>8%). São tratados termicamente por solubilização o que confere ductilidade e maciez a estrutura. A adição de Molibdênio confere a este aço resistência a corrosão superior ao ataque de ácido sulfúrico, clorídrico e água salgada. São representantes desta família os tipo CH-20,CK-20 e CN-7M.
- Aços inoxidáveis austeníticos-ferríticos: incluem os tipos CE-30, CF-3, CF-3 A, CF-8, CF-8 A, CF-20, CF-3M, CF-3MA, CF-8M, CF-8C, CF-16F e CG-8M. A micro estrutura destes aços é estabelecida pelo balanceamento dos teores dos elementos promovedores de ferrita e dos promovedores de austenita durante sua elaboração.
- Aços inoxidáveis duplex: os tipos CD-4MCu e o Ferralium são de principal interesse nesta família. O tipo CD-4MCu é o tipo mais ligado de aço duplex enquanto o Ferralium foi desenvolvido a partir deste com adição de 0.15% de nitrogênio afim de aumentar a resistência à corrosão. Os aços inoxidáveis duplex combinam austenita e ferrita em sua estrutura graças a adição de altos teores de cromo. Baixos teores de níquel e sua estrutura conferem a esta família de aços resistência

superior ao trincamento por corrosão sob tensão do que o tipo CF-3M. São normalmente fornecidos com tratamento térmico de solubilização.

### **2.1.2.2 Aços inoxidáveis resistentes ao calor**

Estes aços são utilizados em temperaturas superiores à 650°C. A seleção destes aços não é feita unicamente visando atender a requisitos de tensão em alta temperatura, mas também à resistência a diversos meios e à ciclos térmicos ao quais estes aços são submetidos durante seu uso. Classificam-se principalmente em três famílias baseadas em sua composição química:

- Ferro-cromo: contêm de 8 à 30% de Cr e pouco ou nenhum Ni. São ferríticos e apresentam baixa ductilidade na temperatura ambiente. São usados aonde se necessita boa resistência à corrosão por gases. Exemplos de tipos são: HA, HC e HD.
- Ferro-cromo-níquel: contêm mais de 18% de Cr e mais de 8% de Ni sendo que sua estrutura é austenítica e em alguns tipos contêm alguma ferrita. Apresentam boa resistência à tração e ductilidade e moderada resistência a ciclos térmicos. Exemplos de seus tipos são: HI, HK, HE, HF, HH e HL.
- Ferro-níquel-cromo: contêm mais de 10% de Cr e 23% de Ni, sendo sua estrutura inteiramente austenítica. Apresenta boa resistência à tração em altas temperaturas assim como boa resistência a ciclos térmicos, inclusive em atmosferas redutoras e oxidantes. Exemplos de seus tipos são: HN, HP, HT, HU, HW e HX.

A tabela 2.5 lista os tipos e a composição química dos aços resistentes ao calor.

Tabela 2.5: tipos e a composição química dos aços resistentes ao calor [2].

<b>Tipo</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>
HA	0.20	2.00	1.00	0.04	0.04	8-10	...	0.9-1.20
HC	0.50	2.00	2.00	0.04	0.04	26-30	4	0.5
HD	0.50	2.00	2.00	0.04	0.04	26-30	4-7	0.5
HE	0.20-0.50	2.00	2.00	0.04	0.04	26-30	8-11	0.5
HF	0.20-0.40	2.00	2.00	0.04	0.04	18-23	8-12	0.5
HH	0.20-0.50	2.00	2.00	0.04	0.04	24-28	11-14	0.5
HI	0.20-0.50	2.00	2.00	0.04	0.04	26-30	14-18	0.5
HK	0.20-0.60	2.00	2.00	0.04	0.04	24-28	18-22	0.5
HL	0.20-0.60	2.00	2.00	0.04	0.04	28-32	18-22	0.5
HN	0.20-0.50	2.00	2.00	0.04	0.04	19-23	23-27	0.5
HP	0.35-0.75	2.00	2.50	0.04	0.04	24-28	33-37	0.5
HT	0.35-0.75	2.00	2.50	0.04	0.04	15-19	33-37	0.5
HU	0.35-0.75	2.00	2.50	0.04	0.04	17-21	37-41	0.5
HW	0.35-0.75	2.00	2.50	0.04	0.04	10-14	58-62	0.5
HZ	0.35-0.75	2.00	2.50	0.04	0.04	15-19	64-68	0.5

### 2.1.3 Aço Hadfield

Aços Hadfield são usados em fundidos cuja aplicação requer alta resistência ao impacto, desgaste e alta resistência mecânica, como mandíbulas de moinho e martelos de pressão. O balanceamento destas características assim como sua usinabilidade são atingidos pela variação dos teores de liga de cada tipo, conforme mostra a tabela 6. O tipo mais comum de aço manganês é o ligado ao cromo (mandíbulas de moinho e martelos de pressão).

Aços manganês ligados ao molibdênio podem ser classificados em dois tipos, os com 1% de Mo e os com 2% de Mo. A categoria de 1% Mo é subdividido em mais dois sub grupos, os de liga normal e os sem liga. Este último tem de 5 a 7% de Mn e estrutura austenítica, o que contrasta com os 12 a 14% Mn da liga normal, conforme mostra a tabela 2.6.

Tabela 2.6: tipos e análise química de aços ligados ao manganês [2]

Tipo	C	Mn	Cr	Mo	Outros
Standard	1.0-1.4	12.0-14.0	...	...	...
Cromo	1.0-1.4	12.0-14.0	1.5-2.5	...	...
1% Mo	0.8-1.3	12.0-15.0	...	0.8-1.2	...
1% Mo sem liga	1.1-1.4	5.0-7.0	...	0.8-1.2	...
2% Mo	1.0-1.5	12.0-15.0	...	1.8-2.2	...
Alta resistência	0.4-0.7	12.0-15.0	...	1.8-2.2	2.0-4.0Ni, 0.5-1.0V
Usinável	0.3-0.6	18.0-20.0	...	...	2.0-4.0Ni, 0.2-0.4Bi

#### 2.1.4 Aço resistente à abrasão

São aços elaborados com altos teores de carbono ( $C > 1,0\%$ ) e altos teores de cromo ( $Cr > 12\%$ ), ligados ou não ao molibdênio e ou ao vanádio. Estes são utilizados aonde se requer alta resistência à abrasão. Por esta razão, sua estrutura é constituída por martensita (dura) e carbeto de ferro (muito duro) e carbeto de cromo (muito duro). Estes aços são mais duros do que os aços Hadfield, porém têm menor resistência. Isto torna-se crítico em fundidos que são solicitados a abrasão e a impactos, exigindo desta forma um balanço destas características do material.

## 2.2 O aço inoxidável martensítico classe CA15 e CA6NM

Os aços inoxidáveis martensíticos fundidos CA6NM foram desenvolvidos na Suíça com o objetivo de melhorar a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, como por exemplo, o CA15. Os aços CA6NM continuam evoluindo para atender o mercado que necessita de aços que sejam mais fáceis de fabricar e com propriedades mecânicas superiores [24].

A utilização dos aços inoxidáveis martensíticos fundidos convencionais, devido ao alto teor de carbono, da ordem de 0,15%, ocasiona uma grande quantidade de peças defeituosas com altos índices de trincas à quente, micro rechupes e inclusões. Estes defeitos são decorrentes, principalmente, de um

amplo intervalo entre as linhas *liquidus* e *solidus*. O aço CA6NM devido ao baixo teor de carbono e a adição de níquel e de molibdênio apresenta um estreitamento no intervalo entre as linhas *liquidus* e *solidus* (de 88°C para o CA15 para uma faixa de apenas 20°C para o CA6NM) proporcionando uma redução da ocorrência desses defeitos de solidificação e uma melhor soldabilidade.

Através dos diagramas de equilíbrio Fe-Cr apresentados na figura 2.1 [23], pode-se observar o efeito austenitizante do carbono que amplia o campo austenítico, permitindo que mais cromo (ferritizante) possa ser adicionado à liga. Para um teor de 0,1% de carbono o cromo não pode exceder 13% para que seja temperável (figura 2.1.a). Quando o teor de carbono é aumentado para 0,4% o aço da fase gama é expandido, de forma que ligas com até 18%Cr possam sofrer transformação martensítica [31].

A redução do teor de carbono e a presença de cromo dos aços CA6NM, além de estreitar o campo austenítico tornam a ferrita delta estável em temperaturas mais baixas, o que tende a diminuir a tenacidade. Este efeito é então compensado, com a adição de Ni para expandir o campo austenítico novamente, mantendo o potencial para que ocorra a austenitização completa e posteriormente a têmpera com a formação de martensita. O níquel estreita o campo da ferrita delta, restringindo-o a temperaturas mais elevadas, e abaixa consideravelmente as temperaturas Ms e Mf, sendo por isto, utilizado um teor máximo de 5,5% de Ni [25].

Nos diagramas da figura 2.1, kc, k1 e k2 são os carbonetos  $(Cr,Fe)_3C$ ,  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  e  $(Cr,Fe)_7C_3$  respectivamente.

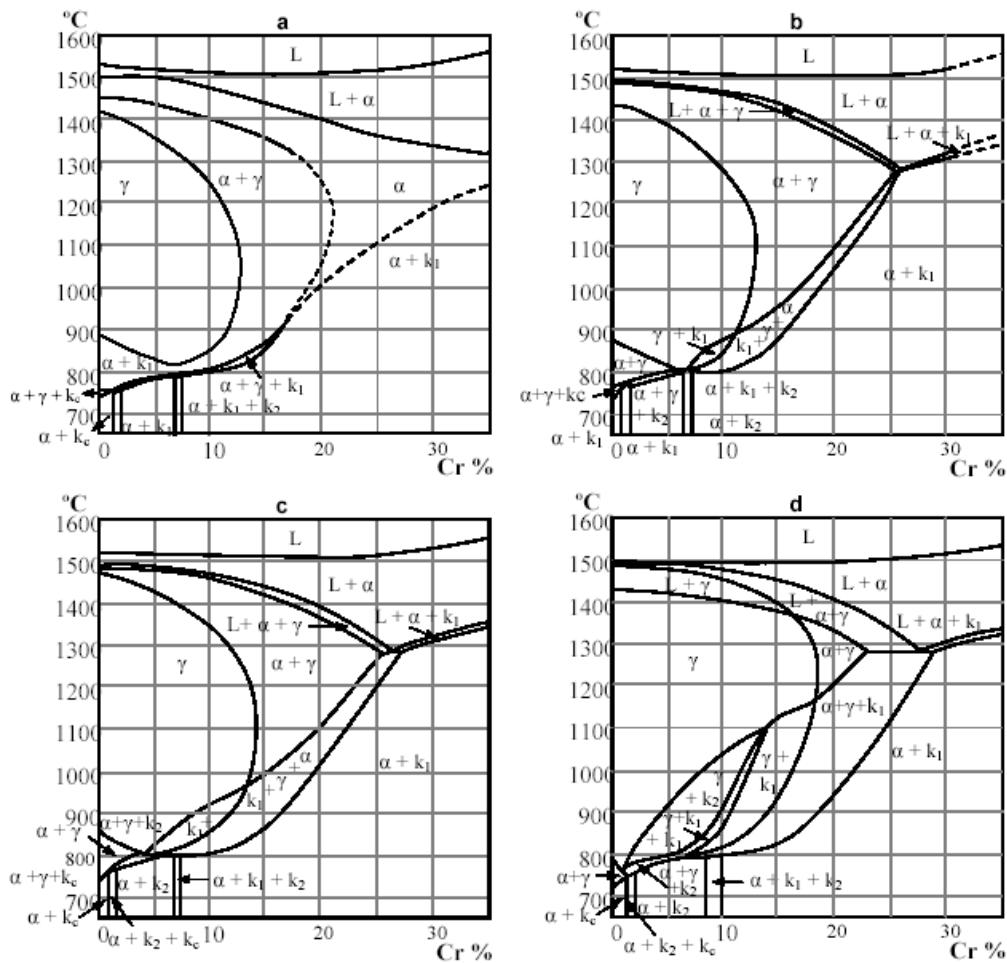


Figura 2.1: Diagramas Fe-Cr para diferentes teores de carbono: (a) 0.05%C (b) 0.1%C (c) 0.2%C (d) 0.4%C. [23]

A figura 2.2 [23] mostra um diagrama de equilíbrio pseudobinário Fe-Cr, contendo uma proporção de cromo e níquel de 3:1, aproximadamente. Observa-se que a liga 13%Cr/4%Ni (composição dos aços CA6NM) se solidifica completamente ferrítica, sendo que o campo da ferrita  $\delta$  se localiza aproximadamente entre 1320 e 1240°C. Esta transformação  $\delta \rightarrow \delta + \gamma \rightarrow \gamma$  ocorre por processo difusional no estado sólido sendo, portanto, relativamente lenta e dependente da velocidade de resfriamento.

Comparativamente ao aço carbono, onde a ferrita delta é estável entre 1534 e 1390°C, aproximadamente, verifica-se que para a liga 13%Cr 4%Ni, o

balanço desta composição é tal que o efeito do cromo em abaixar o campo de temperatura da ferrita delta é maior do que o do Ni em aumentá-lo.

Nota-se também, através da figura 2.2, a estreita faixa de solidificação (Líquido + Fase  $\delta$ ) de aproximadamente 30°C, a qual, como mencionado anteriormente, propicia menores defeitos provenientes da solidificação.

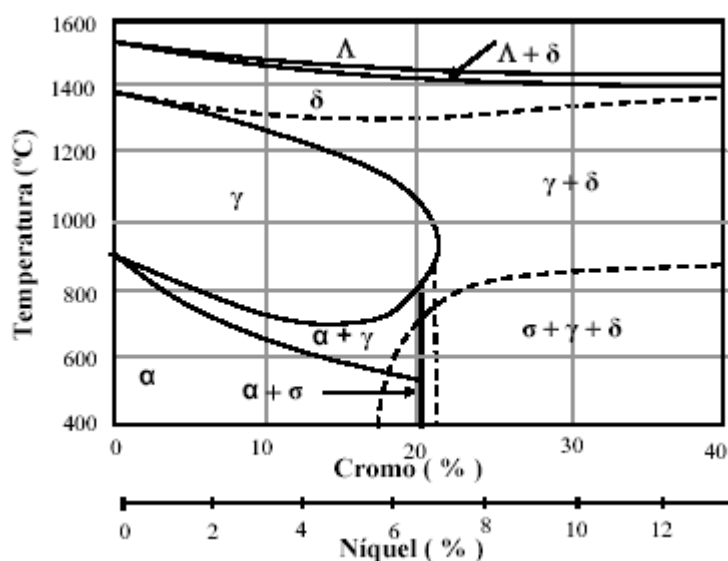


Figura 2.2: Diagrama de equilíbrio pseudobinário de liga Fe-Cr [23]

O decréscimo contínuo da temperatura em condições de equilíbrio, a partir do campo austenítico até a temperatura ambiente, resultará na formação de fase alfa. Contudo, para se atingir as condições de equilíbrio, como pode ser observada pelo diagrama transformação no resfriamento contínuo deste material, a velocidade de resfriamento deve ser extremamente lenta, sendo que mesmo num resfriamento de aproximadamente 26 horas, não há formação de outro microconstituente (ferrita, perlita, bainita), além de martensita.

### 2.3 Solidificação de Aços

Observa-se três diferentes contrações durante a solidificação, volumetricamente no estado líquido, líquido-sólido e sólido. A contração total é



a soma destas três contrações conforme mostrado na figura 1 abaixo. Para compensar a contração no estado sólido, os modelos de fundição são construídos maiores do que as peças que vão ser produzidas, conforme um fator igual ao da contração de cada aço. A contração volumétrica de solidificação e conseqüentemente rechupes são compensados por volumes extras que fornecem metal líquido à peça a ser fundida. Estes volumes extras são chamados de massalotes. O desenho e cálculo de massalotes são fundamentais para evitar um dos mais importantes problemas do fundidor.

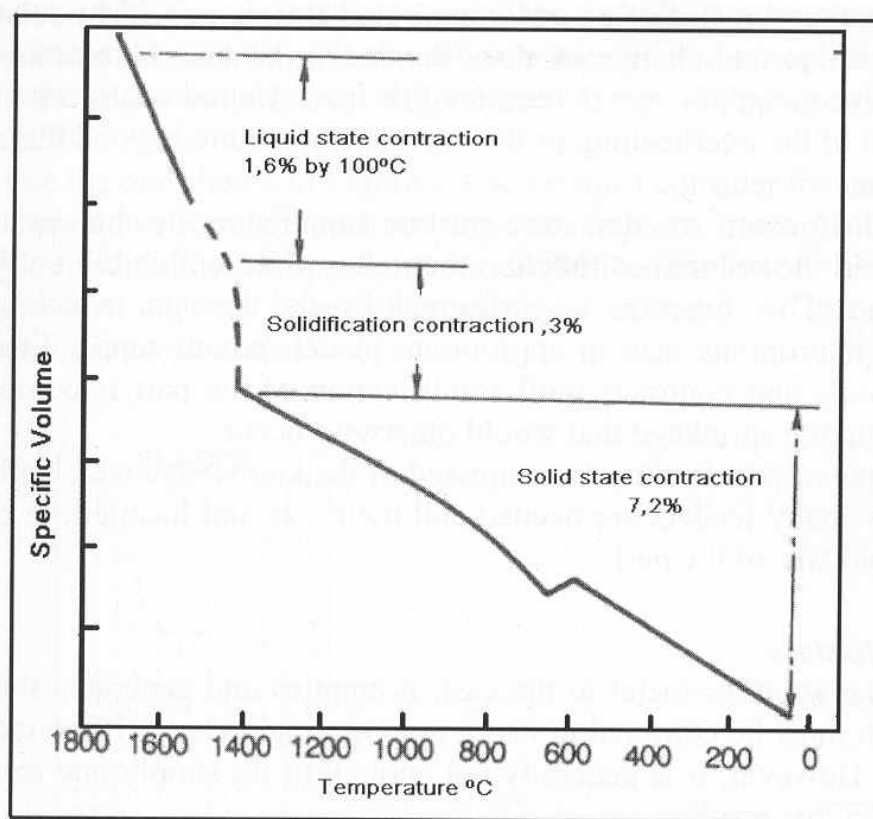


Figura 2.3: variação do volume específico durante a solidificação de um aço [5]

Alimentar peças significa prover metal líquido ao molde que foi cheio a fim de compensar a mudança volumétrica do metal que se dá entre o final do enchimento do molde e o final da solidificação.

O estudo básico de Chvorinov e subseqüente desenvolvimentos práticos por vários outros autores, permitiu com que os massalotes fossem dimensionados por método mais científico ao invés de métodos empíricos adotados antigamente. O módulo  $M$  de uma secção é definido pela relação entre o volume a ser solidificado e a área total da superfície que deve trocar calor com o molde a fim de solidificar a peça. O tempo de solidificação  $t$  é dado por  $T=KM^2$ . [19]

Na prática o tempo de solidificação não é calculado, mas somente o módulo. A parte da peça que tem maior módulo levará maior tempo para solidificar-se do que uma de menor módulo. O massalote convenientemente posicionado em relação à parte da peça a ser solidificada por último e com módulo suficientemente maior que a mesma para garantir a alimentação da peça são regras básicas dos projetos de fundição.

O método dos módulos é bastante simples e não leva em consideração fatores importantes como por exemplo o modo de solidificação da ligas e os parâmetros térmicos envolvidos, que influenciam significativamente na eficiência dos massalotes.

A solidificação de materiais pode ser considerada fundamentalmente como um processo de transferência de calor em regime transitório. A transformação líquido / sólido é acompanhada por liberação de calor latente, com uma fronteira móvel separando as duas fases de propriedades termofísicas distintas. A análise da transferência de calor na solidificação tem como objetivo a determinação da distribuição da temperatura no sistema metal/molde e a determinação da cinética de solidificação. [5]

Na prática, é usual que o vazamento do metal líquido em moldes seja realizado a uma temperatura acima da temperatura de transformação líquido/sólido para que o metal possa preencher a cavidade do molde antes do início da solidificação. Esta diferença de temperatura é conhecida como

superaquecimento. Esse superaquecimento e o calor latente liberado na fronteira líquido/sólido são transferidos do metal solidificado, da interface metal/molde e do molde, encontrando, em cada uma destas etapas, uma certa resistência térmica.

O calor é transferido através de três mecanismos básicos: condução, convecção e radiação. A condução é o mecanismo pelo qual o calor é transferido no material submetido à solidificação e no molde. A convecção está relacionada com as perdas de calor da superfície externa do molde ao meio ambiente, de superfícies do material livres de contacto com paredes do molde e sem proteção isolante e com a tendência de equalização de temperatura dentro do metal líquido. A radiação também está associada às perdas de calor pelo meio ambiente. Na interface entre o metal solidificado e o molde, há uma resistência térmica que decorre de um complexo mecanismo de transferência de calor, conhecido como transferência newtoniana. [9]

A habilidade que o metal tem de preencher todas as cavidades internas do molde é denominada na prática de fundição de fluidez. Em ensaios específicos para medida de fluidez (espiral, vácuo e aletas) o comprimento total que o metal consegue atingir antes de ser bloqueado pela solidificação consiste na medida de fluidez.

A fluidez depende de:

- Variáveis de metal: temperatura de metal líquido, viscosidade, calor latente, condutividade térmica, calor específico e densidade;
- Variáveis de molde e metal/molde: condutividade térmica, calor específico e densidade do molde, coeficiente de transferência de calor metal/molde;
- Variáveis geométricas: altura de coluna de metal líquido e diâmetro do canal.

- Outros fatores: tensão superficial (influência significativa para canais de diâmetro inferior a 2.5mm) partículas superficiais e pressão que podem surgir em função de gases provenientes de gases de moldes de areia.
- Modo de solidificação das ligas. [8]

### 2.3.1 Estrutura Dendrítica

O crescimento de células regulares se dá a baixas velocidades e perpendicularmente à interface sólido/líquido e na direção da extração de calor e independente da orientação cristalográfica. Se o gradiente de temperaturas no líquido é reduzido e a velocidade é aumentada, a região super-resfriada constitucionalmente é estendida e a célula começa a mudar suas características, quando a direção cristalográfica exerce efeito mandatório. Da mesma forma, a secção transversal da célula passa a mostrar uma configuração de cruz de malta para os metais cúbicos.

Aumento maior de velocidade de crescimento leva a mais perturbações laterais e o surgimento de ramificações laterais ou braços secundários. Estes se formam a partir da região adjacente à ponta da dendrita e com poucas ramificações espaçadas. Estes espaçamentos diminuem em direção à raiz da dendrita, sendo que os comprimentos dos braços secundários aumenta. A ponta da dendrita é o início da transformação líquido/sólido e a raiz é o final, portanto a temperatura solidus. Quando os ramos secundários começam a interagir com suas vizinhas, o crescimento dos ramos é diminuído dando lugar ao processo de engrossamento dos braços.

A figura 2.4 abaixo mostra esquematicamente e qualitativamente a estabilidade de uma interface plana ou a passagem para a condição de celular, celular-dendrítica e dendrítica dependem das variáveis que compõem o super-resfriamento constitucional.

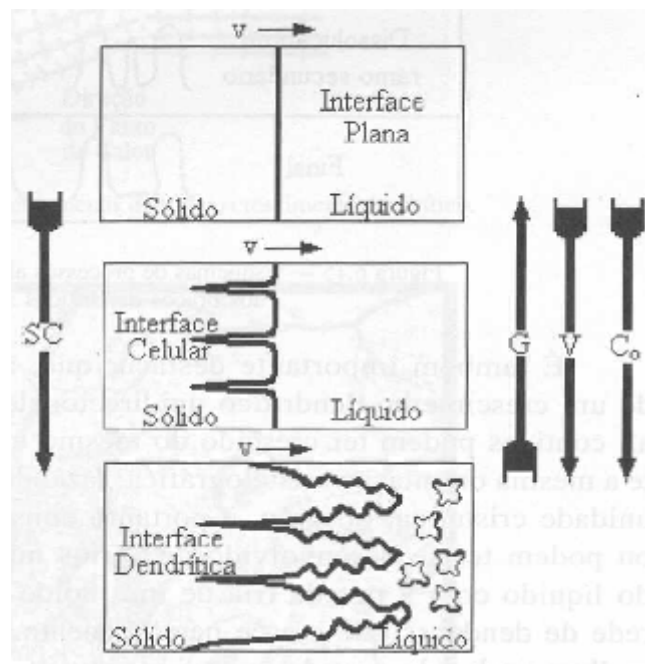


Figura 2.4: representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SC – grau de super-resfriamento; G – gradiente térmico à frente da interface; v – velocidade da interface; Co – concentração do soluto. [9]

O comprimento da dendrita ( $L_d$ ) pode ser calculada por:

$$L_d = \frac{T_{liq} - T_{sol}}{G_M} \quad (\text{equação 2.1})$$

Onde:

$T_{liq}$  é a temperatura liquidus

$T_{sol}$  é a temperatura solidus na raiz da dendrita

$G_M$  é o gradiente térmico médio no intervalo de solidificação

Esta equação mostra claramente a dependência do comprimento da dendrita com o intervalo de solidificação. As figuras 2.5 à 2.7 abaixo [5]

esquemam a relação entre os parâmetros térmicos, intervalos de solidificação das ligas e comprimento das dendritas.

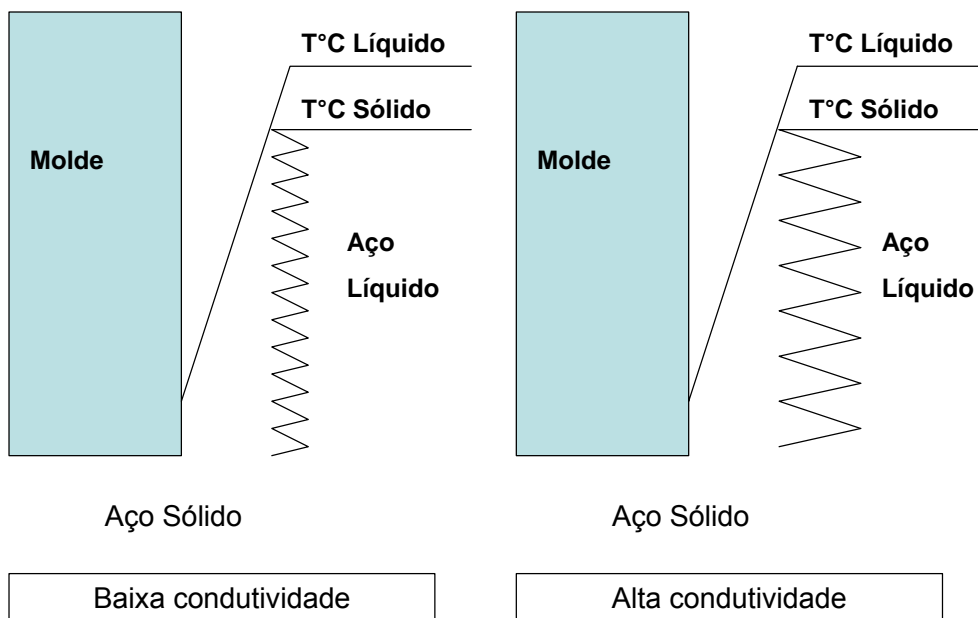


Figura 2.5: efeito da condutividade térmica do metal que está solidificando. [5]

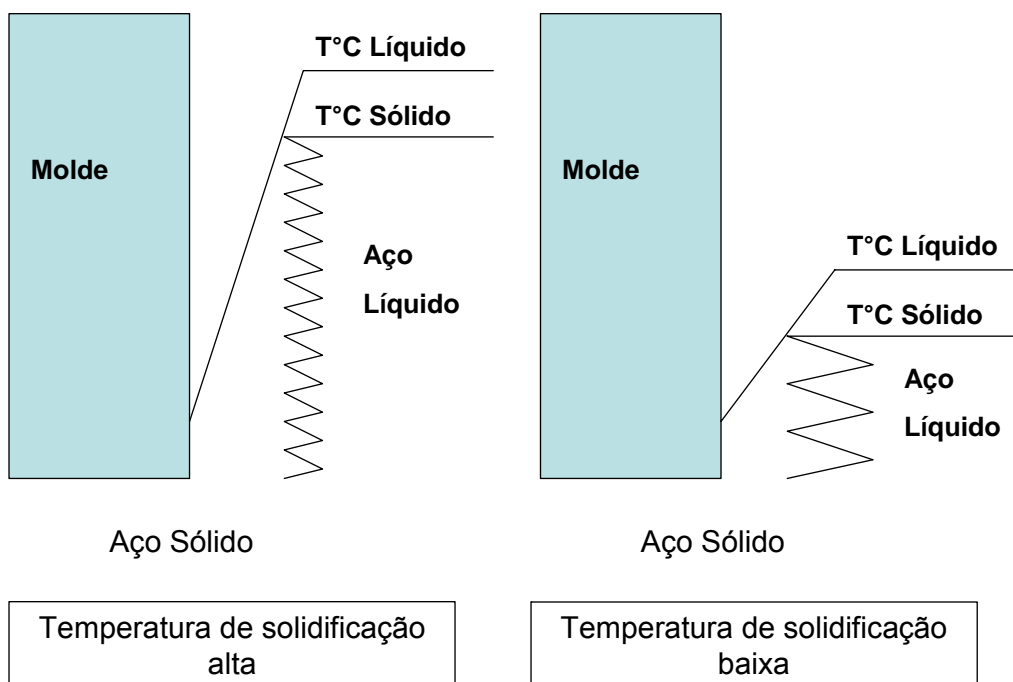


Figura 2.6: efeito da temperatura de solidificação. [5]

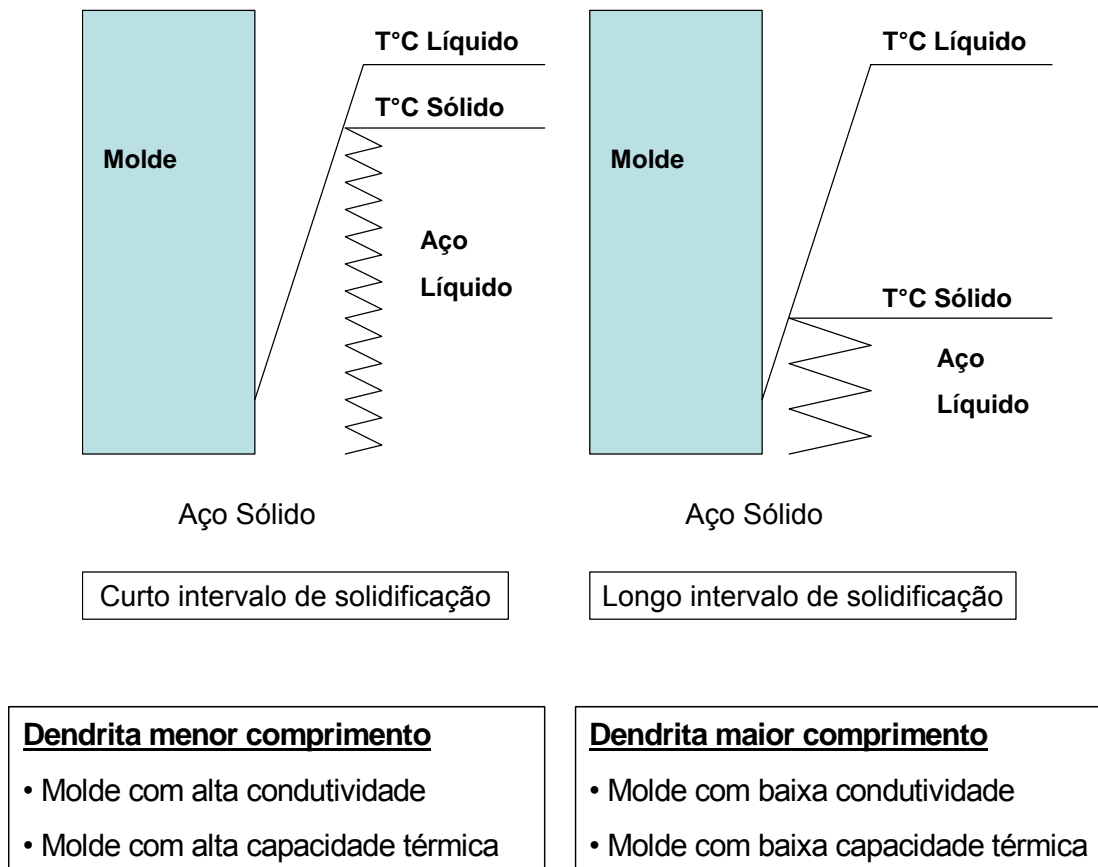


Figura 2.7: efeito das propriedades térmicas do molde. [5]

Da mesma forma, para ligas de igual intervalo de solidificação, o comprimento é influenciado por  $G_M$ , que por sua vez é influenciado pela difusividade térmica da liga e do molde. Quanto maior a difusividade de calor no molde, maior a inclinação do gradiente e menor  $L_d$ . Por outro lado, quanto maior a difusividade térmica da liga, menor os gradientes térmicos e conseqüentemente maiores os comprimentos da ramificação. [5]

Os espaçamentos interdendríticos primários  $\lambda_1$  são objetos de intenso estudo por sua importância tecnológica. Nestes estudos as variáveis de processo foram relacionadas quantitativamente com os espaçamentos

interdendríticos. Podemos destacar entre outros os estudos de Hunt, 1979 (modelo de Hunt) e Kurz, 1981 (modelo de Kurz Fischer). Destaca-se que estes 2 modelos concluíram que o espaçamento interdendrítico primário é função direta do intervalo de solidificação da liga e inversamente proporcional a velocidade da isoterma líquidus e do gradiente, porém, conforme demonstração prática, esta é inversamente proporcional a raiz quadrada do gradiente e a raiz quarta da velocidade. [10]

Da mesma forma, estudos comprovam que o espaçamento dendrítico secundário  $\lambda_2$  depende da taxa de resfriamento e do tempo de solidificação (tempo de passagem das isotermas líquidus e solidus), conforme demonstrado nos modelos de Feurer, 1977 [7] e Kirkaldy et al., 1995. [9]

### 2.3.2 Fluxo Líquido Interdendrítico

Na solidificação da maior parte das ligas metálicas ocorre a formação de vazios por causa da contração volumétrica que acompanha a transformação líquido/sólido e pelas contrações térmicas e que devem ser preenchidos por um fluxo adicional de metal líquido. Também contribuem ao fluxo líquido as diferenças de densidade durante o processo de solidificação. No crescimento dendrítico, a rede dendrítica que se forma, representada por espaçamentos primários e secundários, apresenta como decorrência canais extremamente estreitos para a movimentação do fluxo líquido. Quanto maior a ramificação da rede maior será a dificuldade de alimentação do metal. Tal movimento de metal pode ser descrito por leis de fluxo em meios porosos e a velocidade média deste fluxo tem dependência linear com a variação de pressão conforme expressa a lei de Darcy:

$$V_f = - \frac{K_d}{M g_L} \left[ \frac{dP}{dx} + d_L g \right] \quad (\text{equação 2.2})$$



Aonde:

$v_f$  – velocidade do líquido interdendrítico

$K_d$  – permeabilidade do meio poroso

$M$  – viscosidade dinâmica do líquido

$g_L$  – fração volumétrica do líquido

$P$  – pressão

$d_L$  – densidade do líquido

$g$  – aceleração da gravidade

A fração volumétrica do líquido pode ser relacionada com a fração em peso através das densidades das fases líquidas e sólidas, conforme demonstrado pela equação 2.3 abaixo:

$$g_L = \frac{\frac{f_L}{d_L}}{\frac{(1-f_L)}{d_s} + \frac{f_L}{d_L}} \quad (\text{equação 2.3})$$

aonde:

$g_L$  – fração volumétrica do líquido

$f_L$  – fração em peso

$d_L$  – densidade do líquido

$d_s$  – densidade do sólido

A permeabilidade depende da geometria e tamanho dos poros e conseqüentemente pela fração líquida, demonstrada por Murakami et al. [13] A complexidade da rede dendrítica provoca uma queda de pressão dentro dos canais. Quando a variação de pressão é maior que a pressão atuante na entrada do canal, ocorre falta de alimentação de líquido e conseqüentemente a formação de microporos.

$$\Delta P = \frac{\int_0^{L_d} v_f M g_L dx}{K_d} \quad (\text{equação 2.4})$$

Aonde:

$L_d$  – comprimento da zona pastosa.

A velocidade do fluxo líquido interdendrítico pode ser relacionada com a velocidade de deslocamento da isoterma solidus por:

$$v_f = - \frac{d_s - d_L}{d_s} v_s \quad (\text{equação 2.5})$$

Pelas equações 2.4 e 2.5 podemos concluir que, com o aumento de  $v_s$ , maior a tendência de formação de poros de contração já que os valores de  $\Delta P$  aumentam.

## 2.4 Porosidade

As porosidades podem ser encontradas em fundidos sob diversas formas e em diversas localizações. A formação de porosidade e sua caracterização têm sido alvo de intensos estudos, visto que estes defeitos podem causar retrabalho e até rejeição da peça.

As porosidades superficiais e subsuperficiais (adjacentes à superfície) são normalmente decorrentes de reações metal molde ou de gás dissolvido no metal. Estas têm morfologia distinta, dependendo do metal e liga que está se trabalhando, e dependem também da espessura da parede do fundido. [20,22]

Porosidade interna pode surgir durante a solidificação na forma de macroporosidade ou microporosidade. Macroporosidade pode ser resultado de uma alimentação inadequada, muitas vezes decorrente de projeto de fundição inadequado. Este tipo de porosidade é notado, por exemplo, quando há uma restrição no caminho de alimentação de metal líquido entre o massalote e a

região da peça onde a porosidade é encontrada, conforme exemplificado na figura 2.8 abaixo. Esta restrição pode ser física, como afinamento de paredes, ou sistêmicos, como o uso inadequado de resfriadores. [CAMPBELL 1993]

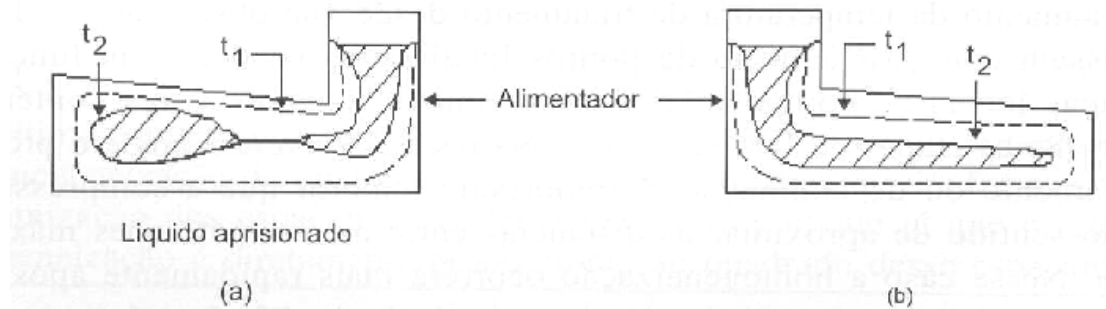


Figura 2.8: exemplo de alimentação de metal líquido inadequado (a) e adequado (b), sendo  $t$  o tempo de solidificação local. Nota-se que no caso (a) a região adjacente ao alimentador tem uma seção menor e um tempo de solidificação desta forma menor do que a porção posterior, constituindo uma restrição à alimentação. No caso (b) nota-se uma progressão da seção da peça e uma melhor distribuição dos tempos de solidificação ao longo do perfil da peça.[9]

A frentes de solidificação avançam aproximadamente paralelas à superfície externa da peça, sendo que raramente são planas. Esquemáticamente, elas podem ser descritas como tendo um formato de dente de serra, sendo que a profundidade dos dentes depende de inúmeros fatores. Se imaginarmos um fundido suficientemente comprido, como o representado pela figura 2.9, com um massalote suficientemente dimensionado a fim de garantir alimentação de metal líquido suficiente para garantir recheio primário, podemos observar dois tipos distintos de progressos, sendo um anterior (parte direita do fundido) e outro posterior (restante do fundido). No ponto A, o calor é trocado nas 3 direções indicadas, através da parte lateral, superior e inferior do molde assim como através do ponto B. Quanto mais perto o ponto A estiver da extremidade, mais eficientemente este trocará calor. Isto provoca um gradiente térmico entre os pontos A e B e explica a forma cuneiforme da frente.

Considerando um ponto B numa linha A-B-C, podemos dizer que este ponto está em um plano isotérmico que troca calor em duas direções, tendo desta forma somente gradientes de temperatura na direção vertical. Desta forma, a frente de solidificação irá colidir em um certo ponto de seu progresso, causando uma área de micro porosidade. Outros pontos são susceptíveis à alimentação do massalote, que deve permanecer “aberto” por tempo suficiente para garantir sua alimentação. [5]

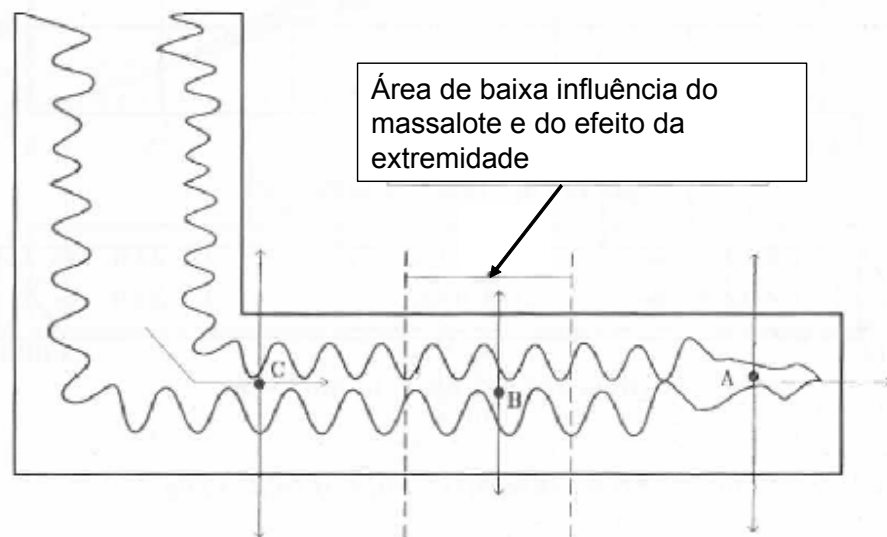


Figura 2.9: solidificação dendrítica ilustrando diferenças de alimentação nos diversos pontos de uma barra suficientemente longa alimentada por um massalote lateral. Ela mostra esquematicamente o efeito da solidificação na extremidade, na região adjacente ao massalote e na porção mediana, aonde nem o massalote nem o efeito extremidade é atuante. [5]

Ligas de solidificação dendrítica podem apresentar microporosidades decorrentes de falhas de alimentação do metal líquido entre as ramificações dendríticas e de gases dissolvidos no metal devido ao decréscimo de solubilidade do gás durante a solidificação. Os poros podem ser decorrentes de

uma ou outra ocorrência ou de ambas simultaneamente, portanto também é possível termos porosidade proveniente de gás e de falha de alimentação simultaneamente. A presença de gases no metal podem surgir por reações químicas desbalanceadas durante o processo e que, por diferença de solubilidade desses gases nas fases líquida e sólida, podem também provocar micro porosidade. Contrariamente às porosidades de contração, são favorecidas por espaçamentos dendríticos maiores, ou seja, dependem da composição química da liga e do processo de fundição utilizado. [3, 9, 20, 22]

A prática de fundição trabalha no sentido de prevenir as porosidades oriundas da evolução de gás, controlando e reduzindo o teor de gases no metal líquido com práticas operacionais como o uso de desgaseificantes ou pelo uso de equipamento de desgaseificação como conversores de aço ou fornos de tratamento a vácuo. Da mesma forma porosidades de contração são evitadas usando se projetos de fundidos de forma a fornecer fluxo regular de metal durante a solidificação, como o uso de massalotes corretamente dimensionados, engrossamento para proporcionar correta seqüência de alimentação e resfriadores. [3]

A morfologia tri dimensional de uma porosidade é pobremente representada quando observada em duas dimensões em um microscópio. Isto é especialmente verdadeiro para poros de contração. Um único poro pode apresentar-se como um agrupamento de pequenos poros, todos localizados proximamente um do outro, pelo seccionamento dos braços do poro, conforme mostrado esquematicamente na figura 2.10 e 2.11. Vale lembrar que este agrupamento de pequenos poros representa um único poro e que estes poros apresentam formato muitas vezes irregular. [3]

Poros de gases, por sua vez, são geralmente equiaxiais não apresentam braços como descrito acima e ilustrado pela figura 2.12. Eles são encontrados em ocorrência isolada e dispersa com largos espaçamentos. Seu formato é normalmente regular tendendo a ter muitas vezes formas arredondadas. Assim

sendo, poros de alimentação são distinguidos dos poros de gás por sua localização em relação a outros poros, uma vez que poros de alimentação se apresentam em grupos ao invés de isolados. [3]

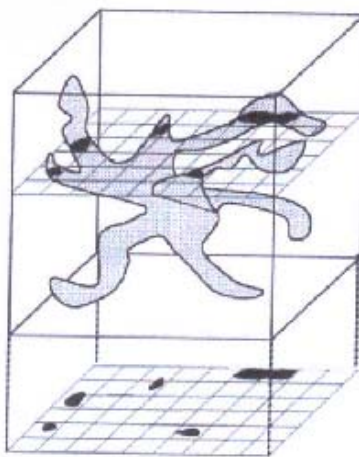


Figura 2.10: representação esquemática tri dimensional de um poro de alimentação e a visualização de uma secção representada pelo plano reticulado. [3]

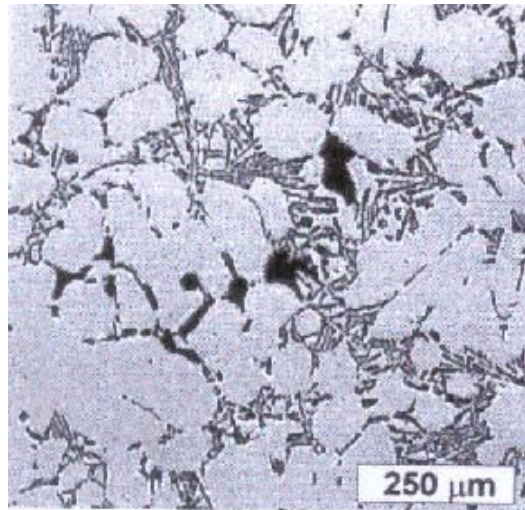


Figura 2.11: típico poro de alimentação (preto) rodeado por dendritas primárias (branco) e fase eutética. Note que o poro é observado como um agrupamento de poros menores e irregulares. [3]

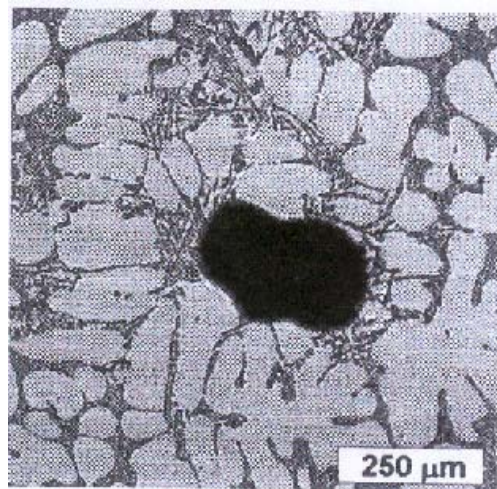


Figura 2.12: típico poro oriundo de gás. Note que o poro não tem outro em sua vizinhança e que seu formato é aproximadamente circular. [3]

O surgimento de microporosidades é favorecido por ligas que apresentam elevada contração volumétrica na solidificação e zonas pastosas maiores, uma vez que dendritas com maior comprimento implicam canais interdendríticos maiores e mais tortuosos. A influência do intervalo de solidificação é representada pela figura 2.13. Ligas com zonas pastosas grandes solidificadas contra moldes de areia tendem a ter porosidade formada em camadas, ao passo que ligas com pequeno intervalo de solidificação favorecem porosidades concentradas em linha central. [9]

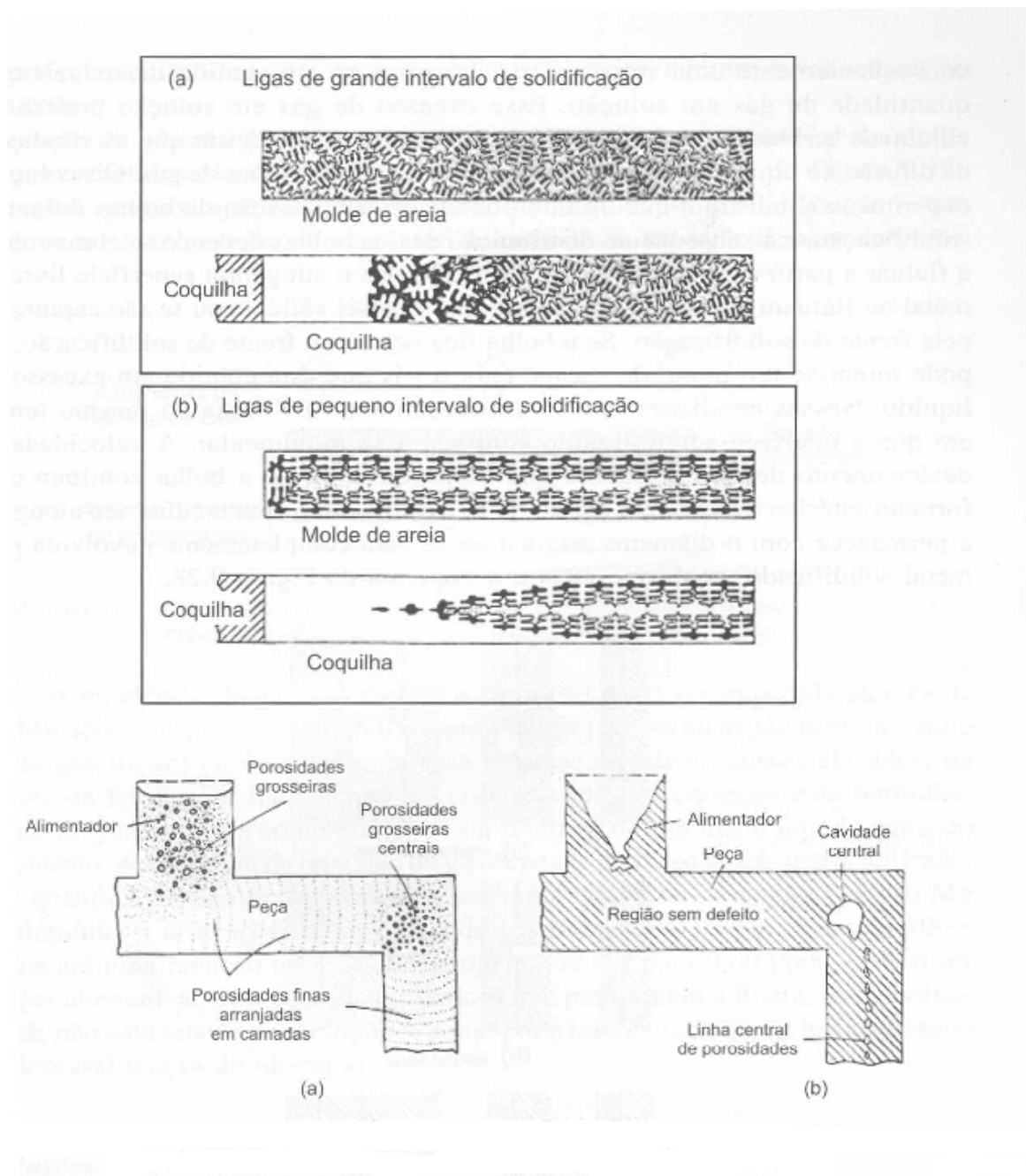


Figura 2.13: influência do intervalo de solidificação na formação da estrutura e morfologia dos defeitos associados em a-) ligas de grande intervalo de solidificação e b-) ligas de pequeno intervalo de solidificação. [9]



## 2.5 Critério de Niyama

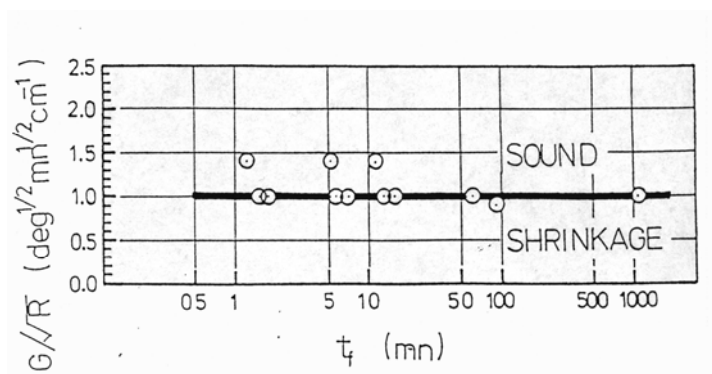
Conforme escrito anteriormente, intensos estudos têm sido feitos a fim de se prever a formação de porosidade em fundidos. Avanços significativos têm sido feitos com o uso de modelamento matemático usando computadores para calcular os incrementos de transferência de calor e modelos de solidificação em mecanismos de formação de porosidade. Com relação aos parâmetros de solidificação, especial atenção tem sido dada a análise do gradiente térmico, à taxa de solidificação, à taxa de resfriamento e ao tempo de solidificação.

Os primeiros estudos realizados por Niyama neste sentido basearam-se em critérios semi-empíricos, que propunham uma relação entre os rechupes em fundidos de aço e o gradiente de temperatura,  $G$ . Esta proposta apresentava um inconveniente, pois os valores de gradiente crítico variavam de fundido para fundido. [16]

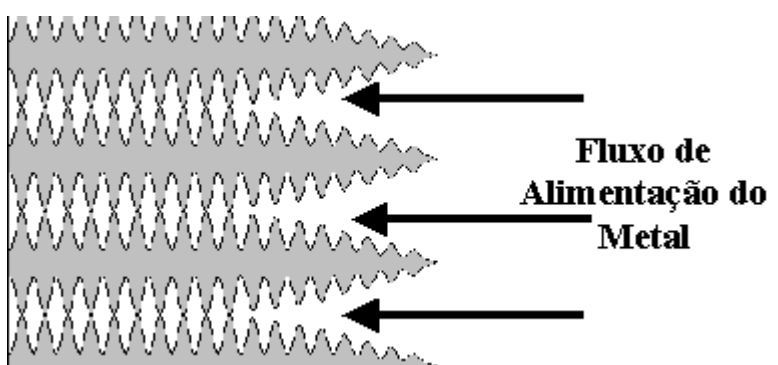
Um segundo trabalho foi realizado e um novo artigo foi escrito pelo próprio Niyama. Neste artigo foi proposta uma relação entre porosidade em fundidos de aço em relação com o gradiente de temperatura  $G$  e a taxa de resfriamento  $R$ . Estes independem do fundido e são até hoje aceitos como bom critério de predição de porosidade em fundidos de aço e amplamente usados em programas de simulação de solidificação. [15]

Nos estudos deste segundo artigo, Niyama e colaboradores fundiram corpos de prova cilíndricos de 3 cm, 6 cm e 9 cm de diâmetro, sendo a altura de cada cilindro correspondente a 5 vezes o diâmetro. Varias seqüências destes corpos de prova foram fundidos com aços de distintas composições químicas em moldes de areia. Os corpos de prova foram cortados ao longo de sua secção central e as porosidades foram identificadas aplicando-se ensaio de líquido penetrante. Paralelamente a isto, a solidificação destes cilindros foram simulados por computador e 3 distintos resultados foram plotados: tempo de solidificação, gradiente e temperatura e outro parâmetro  $G/\sqrt{R}$ . Estes

resultados foram comparados às indicações de poros dos corpos de prova fundidos. Notou-se que a maioria dos poros apareceram em regiões aonde o gradiente de temperatura está abaixo do valor crítico característico de cada fundido. Observou-se que o valor de gradiente crítico independia da composição química da liga, porém era afetada pela temperatura de superaquecimento do banho. Concluiu-se também que o gradiente crítico era inversamente proporcional ao diâmetro do corpo de prova. O tempo de solidificação por sua vez era proporcional a raiz quadrada do diâmetro dos corpos de prova. Desta forma foi formulada a relação  $G/\sqrt{R}$ . Observou-se que quase a totalidade das indicações de poros estavam delimitadas pelas curvas correspondendo a valores de  $G/\sqrt{R} = 1$ , independentemente do tamanho e liga a ser fundida, conforme representado na figura 2.14.



$$Niyama = \frac{G}{\sqrt{R}}$$



Grande R  
↓  
pequeno Niyama

Pequeno G  
↓  
pequeno Niyama

Figura 2.14: delimitação de áreas isentas de poros e com poros, em função de valores de Niyama [15]

Niyama e colaboradores conduziram experiências práticas usando este valor como critério de avaliação. Os resultados foram satisfatórios e demonstraram que as peças fundidas tinham boa qualidade no que se refere à porosidade. Niyama concluiu também que, apesar de se esperar que valores críticos dependeriam da liga a ser fundida, devido às constantes de material como permeabilidade, intervalo de solidificação e viscosidade entre outros fatores, isto não foi observado na prática, pois o estudo restringiu-se à pequena gama de aços.

A justificativa física do método baseia-se na queda de pressão durante o crescimento das dendritas, conforme a lei de Darcy.

Equação para queda de pressão durante o crescimento das dendritas...

$$\frac{dP}{dx} = \frac{\mu f_L}{K} \cdot v \quad (\text{equação 2.6})$$

Aonde:

DP – queda de pressão

$f_L$  – fração líquida

X – distância a partir da raiz do dendrito.

$\mu$  - viscosidade

v – velocidade do fluxo

K – permeabilidade do meio

Adotando as seguintes suposições, temos:

- 1) Solidificação é estável;
- 2) O volume da fração líquida  $f_L$  é proporcional 'a distância X a partir da raiz do dendrito.
- 3) Lei de Darcy aplica-se a fluxo interdendrítico;
- 4) a permeabilidade do meio é proporcional a  $f_L$  ;
- 5) a pressão do líquido em uma dada localização é a pressão atmosférica e esta decresce em direção 'a raiz do dendrito.

A figura 2.15 exemplifica alguns dos conceitos que abordaremos daqui a diante.

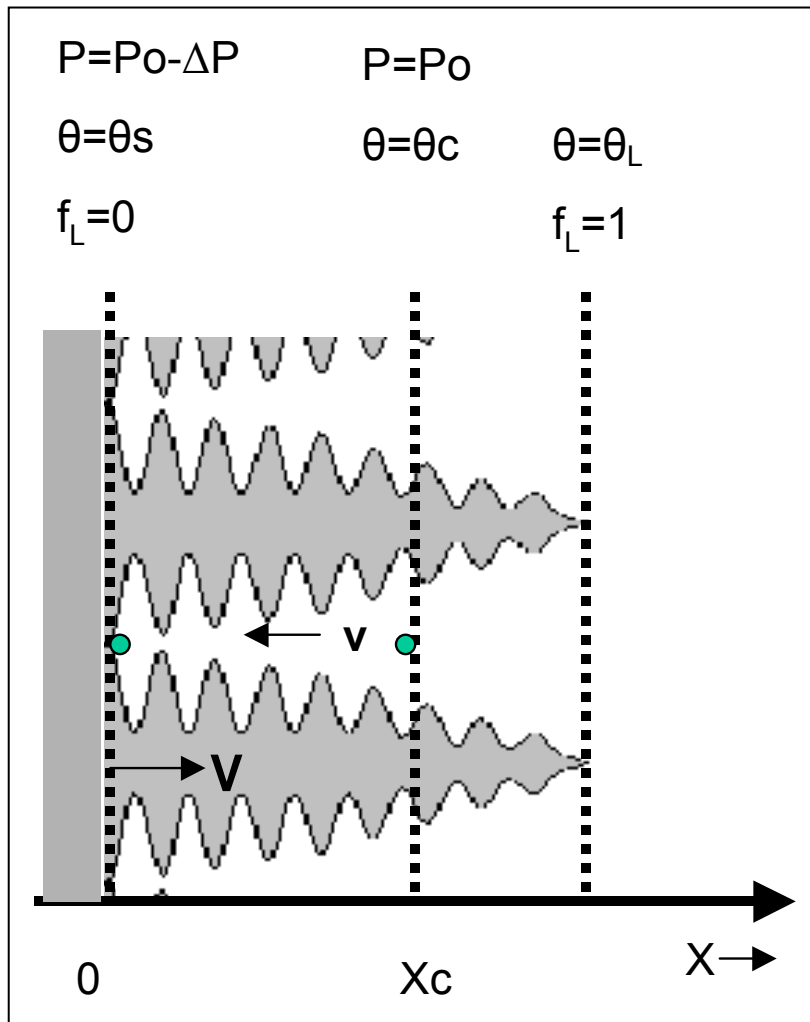


Figura 2.15: modelo de formação de poro, mostrando a queda de pressão no canal interdendrítico e as progressões de temperatura e fração líquido na frente de solidificação. [15]

A queda de pressão é relacionada à velocidade do fluxo, conforme suposição acima:

$$dP/dx = -(\mu f/K) L \cdot v \quad (\text{equação 2.7})$$

aonde  $\mu$  (pa.s) é viscosidade. A queda de pressão de atmosférica para a raiz do dendrito é

$$\Delta P = \int_0^{x_c} dP = -\int (\mu f/k) L \cdot v dx \quad (\text{equação 2.8})$$

Pela suposição (4):

$$K = \alpha f_L \quad (\text{equação 2.9})$$

Da suposição (1), a velocidade de fluxo é uniforme ao longo do canal interdendrítico independente de seu comprimento e é relacionado a velocidade de solidificação.  $V$  (cm/min):

$$v = \beta' V \quad (\text{equação 2.10})$$

aonde:

$$\beta' = \beta / (1 - \beta)$$

$\beta$  - contração de solidificação  $\beta$  é definida como  $\beta = (\rho_s - \rho_L) / \rho_s$ .

$\rho_s$  – densidade do sólido

$\rho_L$  - densidade do líquido

$V$  – velocidade de solidificação

Combinando as equações 2.8, 2.9 e 2.10, obtemos:

$$\Delta P = (\mu \beta' V / \alpha) \int_0^{x_c} dx = (\mu \beta' V / \alpha) X_c \quad (\text{equação 2.11})$$

O gradiente  $G$  de temperatura é definido por:

$$G = (\theta_c - \theta_s) / x_c = \Delta \theta_c / x_c \quad (\text{equação 2.12})$$

Aonde:

$\theta_c$  – temperatura no ponto  $X_c$

$\theta_s$  – Temperatura de solidificação da liga

$X_c$  – posição da partícula em relação a raiz do dendrito.

A equação 2.11:

$$\Delta P = ( \mu \beta' \Delta \theta_c / \alpha ) ( R/G^2 ) \quad (\text{equação 2.13})$$

aonde:

R - taxa de resfriamento.

V pode ser substituído por R segundo a seguinte relação:

$$R=VG \quad (\text{equação 2.14})$$

então,

$$\Delta P = ( \mu \beta' \Delta \theta_c / \alpha ) ( R/G^2 ) = M. ( G/R^{1/2} )^{-2} \quad (\text{equação 2.15})$$

aonde M é a constante de material.

$$\Delta P = M \cdot \left[ \frac{G}{\sqrt{R}} \right]^{-2} = \frac{M}{(Niyama)^2} \quad (\text{equação 2.16})$$

↓ Niyama  
 ↓  
 ↑ ΔP

Aonde uma maior queda de pressão significa maior probabilidade de formação de bolhas (porosidade).

O critério Niyama pode ser usado para indicar regiões onde o rechupe / microporosidade são prováveis de se formar nos fundidos de aço. O trabalho original de Niyama sugere um valor crítico de Niyama crítico=1. A análise de problemas de rechupe em fundidos de aço é mais bem sucedida quando AMBOS os resultados de Feeding (previsão de rechupe ou porosidade) e Niyama são considerados.

Trabalhos subseqüentes verificaram que, na prática, o valor crítico está na faixa entre:  $0,3 < \text{Niyama crítico} < 0,7$ , como descrito em um projeto da Universidade de Iowa, USA, realizado por Hardin, Shen, Gu, and Beckermann [4, 12], que demonstrou uma relação entre os valores de Niyama e níveis de defeitos de raio X

Procedimento prático baseou-se em:

- Fundição de uma série de placas de comprimento variável de aço em diversas fundições. Os comprimentos variáveis foram usados para determinar o comprimento de alimentação.
- Exame radiográfico das placas baseado na norma (ASTM E94) e comprovação do nível de qualidade.
- Simulação das placas usando o MAGMASOFT®
- Comparação dos valores de Niyama encontrados na simulação com os níveis de Raio X conforme mostram as figuras 2.16, 2.17 e 2.18.

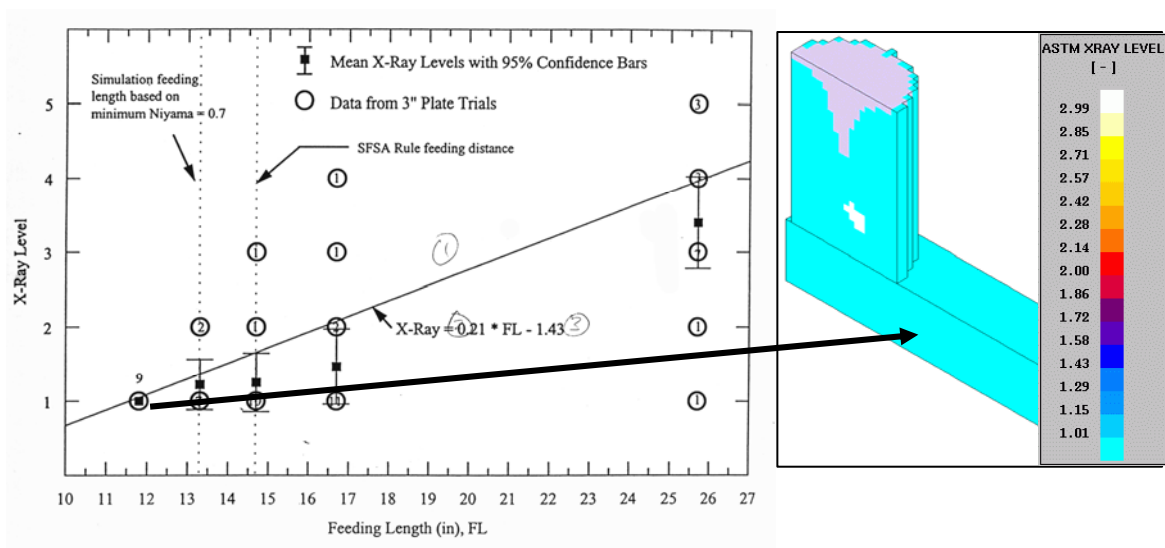


Figura 2.16: valores de Niyama para classe de aceitação 1 no critério de raio x [12]

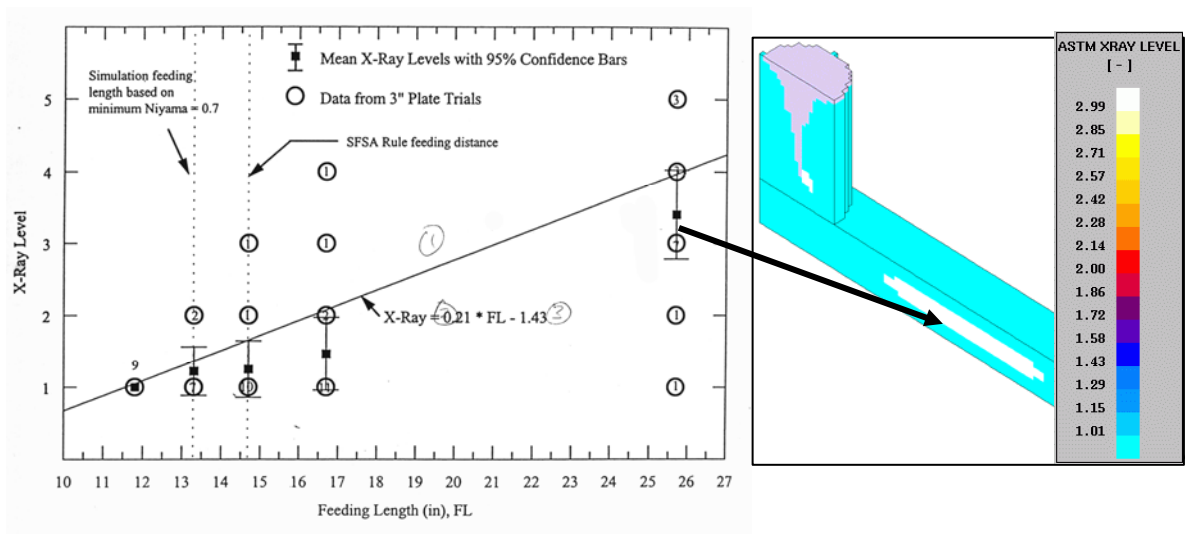


Figura 2.17: valores de Niyama para classe de aceitação 4 no critério de raio x [12]



Bild 63. Röntgenbild der Mittellinien-Lunkerzone einer Platte.

Figura 2.18: imagem de um filme de raio x mostrando poros de alimentação / defeitos de linha de centro. [19]

O trabalho de Beckermann et al. mostrou que o critério de Niyama tem uma correspondência com o critério de qualidade esperado na peça final e que o valor crítico a partir do qual pode surgir defeito, pode ser ajustado considerando-se o nível de qualidade requerido. Entretanto o trabalho

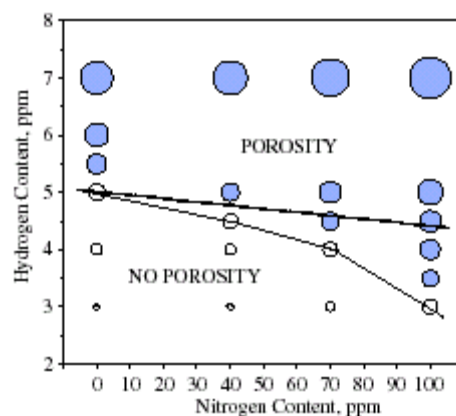


restringiu-se à comprovação em placas fundidas horizontalmente, sendo necessário comprovar-se sua aplicabilidade a outras formas geométricas.

[4, 15, 16, 21]

Apesar do critério de Niyama ser aplicado industrialmente no projeto de peças fundidas em diversos aços, existem ainda vários questionamentos sobre a abrangência de sua aplicação. Dentro deste escopo, este trabalho se propõe a estudar o efeito do intervalo de solidificação.

A aplicação do critério de Niyama tem sido extensamente discutido. Trabalhos mais recentes como o de Sung, Poirier, Felicelli et al., propõe pela resolução das equações de massa, momento e energia, para cada liga e componente formadores de gás (hidrogênio e nitrogênio). O modelo prediz as zonas de maior probabilidade de formação de porosidade, pela comparação da concentração destes elementos no líquido intergranular e comparando a soma de sua pressão de Sievert com a pressão local na zona de solidificação da liga. A figura 2.19 abaixo ilustra a tendência de formação de poros na liga AISI 8620 em relação aos teores de hidrogênio e nitrogênio. [20]



A figura 2.19: formação de poros na liga AISI 8620 em relação aos teores de hidrogênio e nitrogênio. [20]

Outros trabalhos com o de Sigworth e Wang [22] sugerem que evidências experimentais mostram que o tamanho e quantidade de porosidade formada são fortemente dependentes da taxa de resfriamento e da quantidade

de gás dissolvido no metal. O trabalho também sugere que poros e rechupes são formados toda vez que uma conicidade termal crítica é atingida e que esta conicidade é proporcional à relação do gradiente do local e da taxa de resfriamento da liga multiplicado pelo tempo de solidificação local.

$$G t_f^{2/3}/R$$



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Corpos de Prova

Foram fundidos corpos de prova em forma de placas de 3 distintos tamanhos, conforme figuras 3.1, 3.2 e 3.3. Duas relações foram guardadas, sendo a altura útil do corpo de prova igual a 7,5 vezes a espessura e o comprimento igual a no mínimo 15 vezes a espessura. As duas relações se fazem necessárias para:

- **Altura:** interfere diretamente na distância de alimentação. Os corpos e prova foram projetados de forma a induzir a formação de poros, usando-se um comprimento maior do que a distancia de alimentação teórica que é no caso de placas 4,5 vezes a espessura da chapa.
- **Comprimento:** para considerarmos relações de placa e não de barras, sendo que por definição teórica, placa é todo corpo cujo comprimento é no mínimo 15 vezes sua espessura. Com isto elimina-se o efeito da maior troca térmica pelas extremidades do bloco e consegue-se maior homogeneidade na porção central das placa, região que concentrou as análises.

Tabela 2.7: relação da altura teórica do corpo de prova com boa alimentação e a altura dos corpos de prova utilizados.

<b>Espessura</b>	<b>Altura teórica (4,5 x espessura)</b>	<b>Altura real</b>	<b>Relação real</b>
30	135	225	7,5
60	270	450	7,5
90	405	675	7,5

Escolhemos corpos de prova em placas ao invés das barras usadas por Niyama, pois esta forma nos possibilita a retirada de corpos de prova para reteste em caso de dúvida, além de maior constância e consistência nos resultados decorrentes do fluxo homogêneo de ambos os lados em termos de gradiente e taxa de resfriamento.

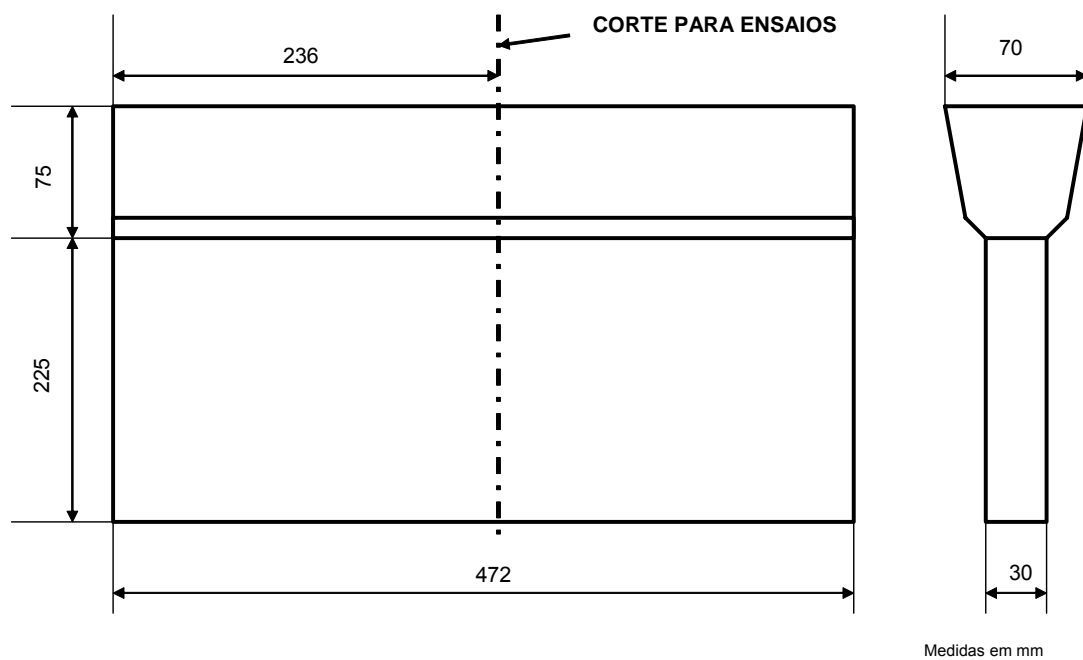
**Bloco 1**

Figura 3.1: desenho do corpo de prova 1 com espessura de 30mm e indicação da localização da retirada do corpo de prova.

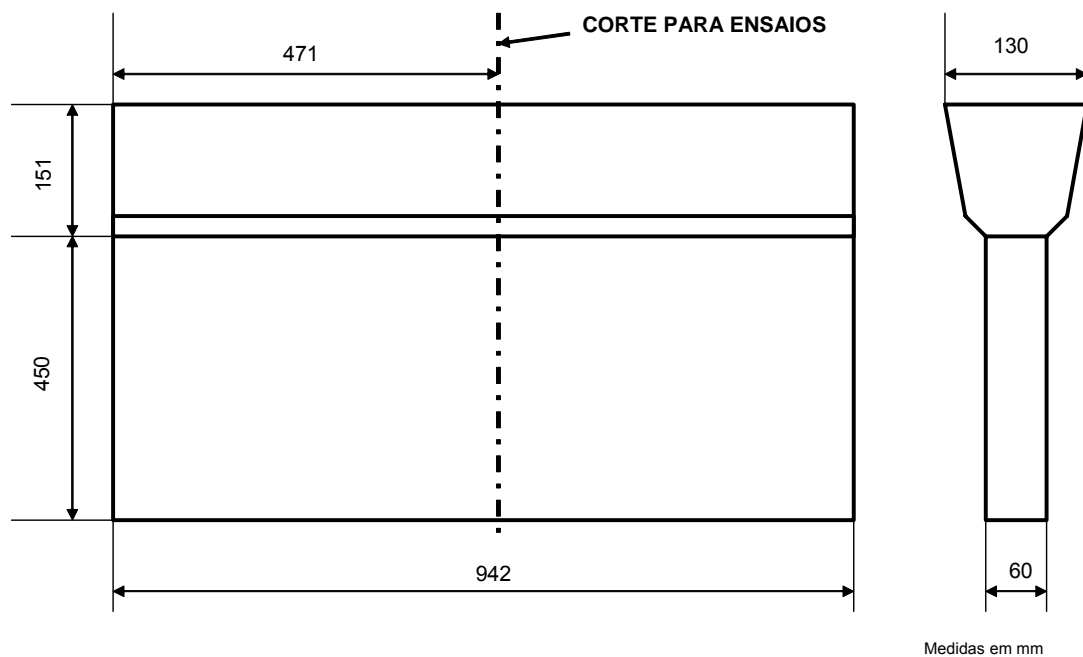
**Bloco 2**

Figura 3.2: desenho do corpo de prova 2 com espessura de 60mm e indicação da localização da retirada do corpo de prova.

### Bloco 3

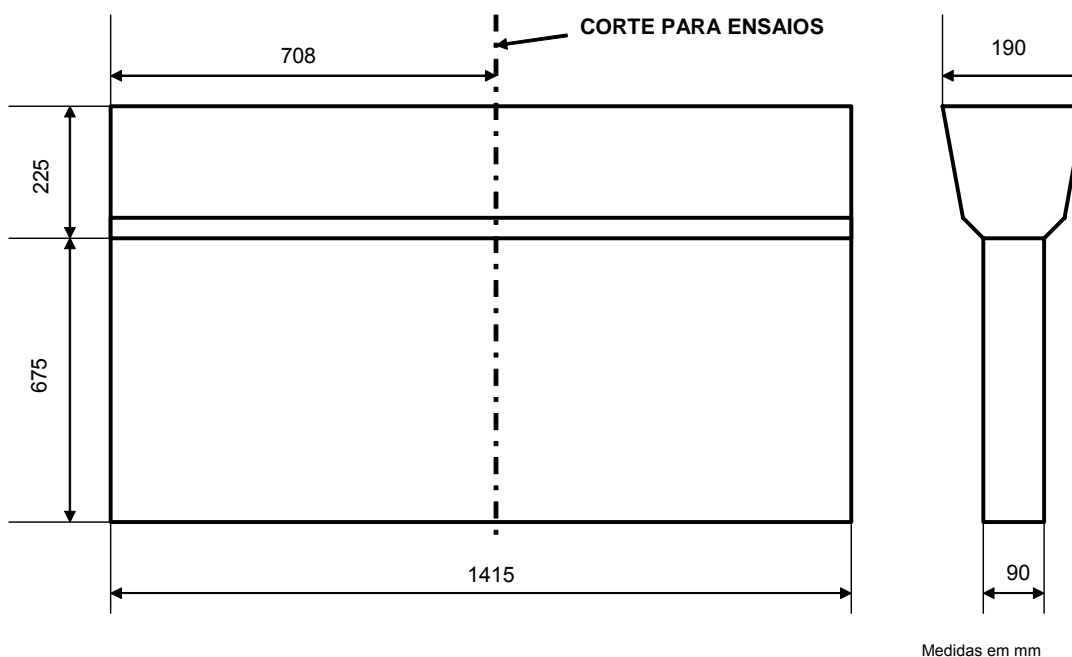


Figura 3.3: desenho do corpo de prova 3 com espessura de 90mm e indicação da localização da retirada do corpo de prova.

## 3.2 Materiais

### 3.2.1 Areia

Os moldes foram feitos em areia de sílica 45-50 AFS aglomeradas com resina furânica isenta de nitrogênio. Este tipo de areia é a mais amplamente usada em fundições de aço para moldagem manual de peças de grande porte. A isenção de nitrogênio na resina garante baixas absorções deste gás proveniente da evolução de fumos durante o processo de enchimento do molde.

A mesma areia e ligante foram usadas para a fundição dos três tipos de aço. Isto visa garantir que as condições de moldagem e, conseqüentemente as condições de troca térmica do molde serão as mesmas nas séries de corpos de prova.

### **3.2.2 Materiais dos Corpos de Prova**

Os corpos de prova foram fundidos com três materiais de distintos intervalos de solidificação, um em aço inoxidável martensítico (ASTM A743 CA6NM) e um em aço carbono (ASTM A216 WCC) correspondente ao aço de curto intervalo de solidificação. O último em aço ligado ao cromo (ASTM A743 CA 15) correspondente ao aço de longo intervalo de solidificação. As três corridas de aços foram elaborados usando conversor de refino da aço ASM (argon secondary metallurgy) de forma a garantir baixo teor de gases dissolvidos no metal e, desta forma, minimizar a interferência de gases nas indicações das porosidades formadas nos corpos de prova.

Os intervalos de solidificação foram calculados pelo programa THERMO CALC SSOL02 pelo Professor Dr. Cláudio Geraldo Schön – USP Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais.

### **3.3 Simulação das Placas**

O software de simulação Magma - Soft foi usado para simulação das placas testes. O programa usou os parâmetros de material ajustados nos caso dos aços ASTM A216 WCC e ASTM A743 CA6NM. No caso do ASTM A743 CA15 foram usados os parâmetros do banco de dados. As placas e moldes forma divididos em 1.500.000 de elementos, de forma a gerar informações precisas no tocante à localização, tamanho e intensidade das indicações.

### **3.4 Análise da porosidade nos Corpos de Prova**

Após o corte dos canais, as placas foram jateadas com granalhas de aço o que conferiu bom acabamento superficial, própria ao acoplamento de transdutor de ultra-som. As placas foram então submetidas a ensaio de ultra-som para determinar sua qualidade interna. As normas ASTM A609 e CCH70.3 foram usadas como procedimento de ensaio e avaliação. O equipamento de

ultra-som foi calibrado para inspecionar espessuras até 100mm e as placas teste foram inspecionadas pelos dois lados da superfície ao longo do comprimento para que a região de entrada de som no acoplamento do cabeçote à peça também fosse avaliada.

A superfície seccionada dos corpos de prova foi fresada e lixada e polida a fim de garantir boa planicidade e regularidade, ideais para análise das superfícies por líquido penetrante e importante para prevenir falsas indicações.

A incidência de poros e localização foi determinada pelo ensaio de líquido penetrante. A norma ASTM A709 foi usada para o procedimento do ensaio e critério de avaliação das superfícies.

Os corpos de prova quadrados serão identificados:

- Pelo material
- Espessura da placa
- Posição e distância

Tal procedimento faz-se necessário visto a grande quantidade de corpos de provas e sua semelhança. Assim poderemos garantir rastreabilidade e desta forma a confiabilidade dos resultados.

Os resultados das simulações de maior relevância e usados para avaliação das placas teste foram: alimentação e Niyama. Os relatórios de avaliação no critério de Niyama forneceram a base para a avaliação de incidência de poros nas placas. As indicações de simulação foram divididas em faixas de valores de Niyama e plotadas ao longo da secção das chapas.

Os valores de Niyama relativo ao material foram estabelecidos comparando-se os resultados de Niyama e gradiente com os resultados de porosidade obtidos dos corpos de prova fundidos. A análise procedeu-se por faixa de valores de Niyama tanto na parte superior quanto na parte inferior da



placa. Porosidade foi determinada pelo exame metalográfico dos corpos de prova de cada placa por reticulado no microscópio.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 Simulação das placas

As placas de 3 espessuras foram simuladas considerando-se os três materiais usados neste estudo. O sistema de canais e massalotes simulados foram reproduzidos fielmente na prática. Os mesmos sistemas de canais de vazamento e massalotes foram usados independentemente do material simulado e fundido. As figuras 4.1, 4.2 e 4.3 ilustram os sistema aplicados na fundição das placas.

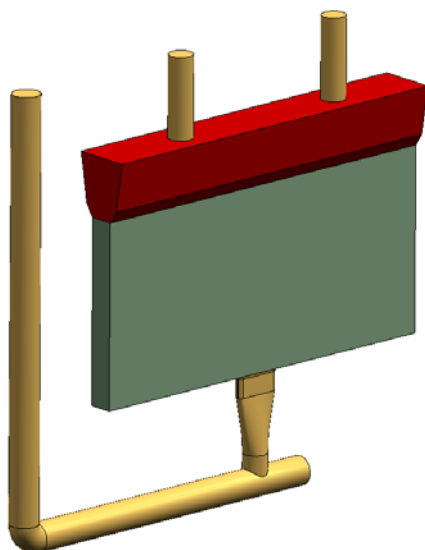


Figura 4.1: sistema de fundição placas 30mm de espessura

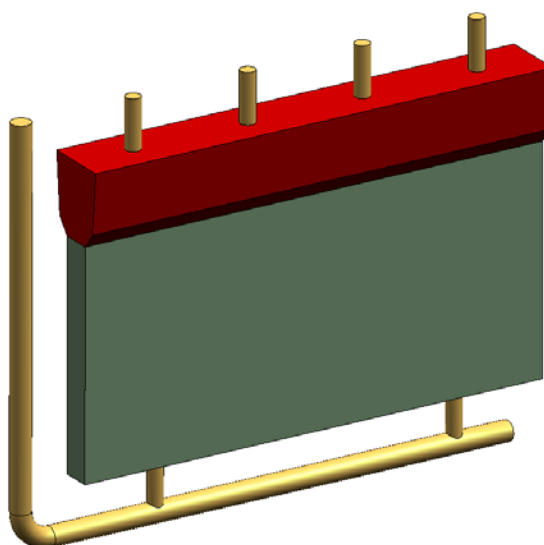


Figura 4.2: sistema de fundição placas 60mm de espessura

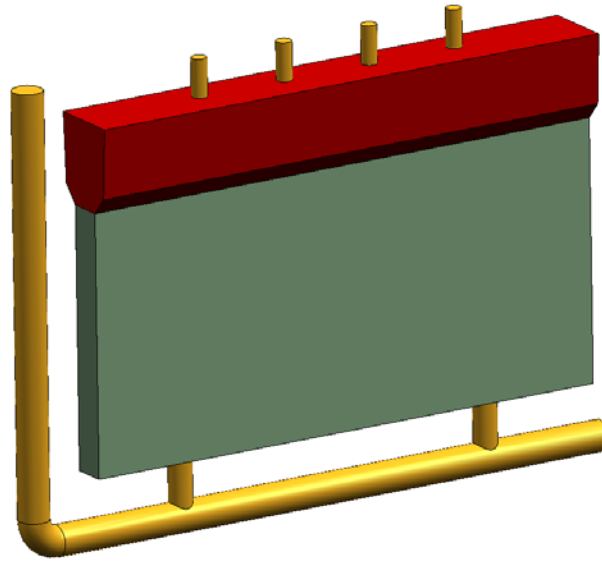


Figura 4.3: sistema de fundição placas 90mm de espessura

A fim de facilitar a análise, os resultados de critério de alimentação e Niyama das placas foram organizados primeiramente considerando a mesma espessura de placa nos diferentes materiais. A figura 4.4 a e b são os resultados de critério de alimentação e Niyama para as placas de 30mm no material ASTM A743CA6NM.

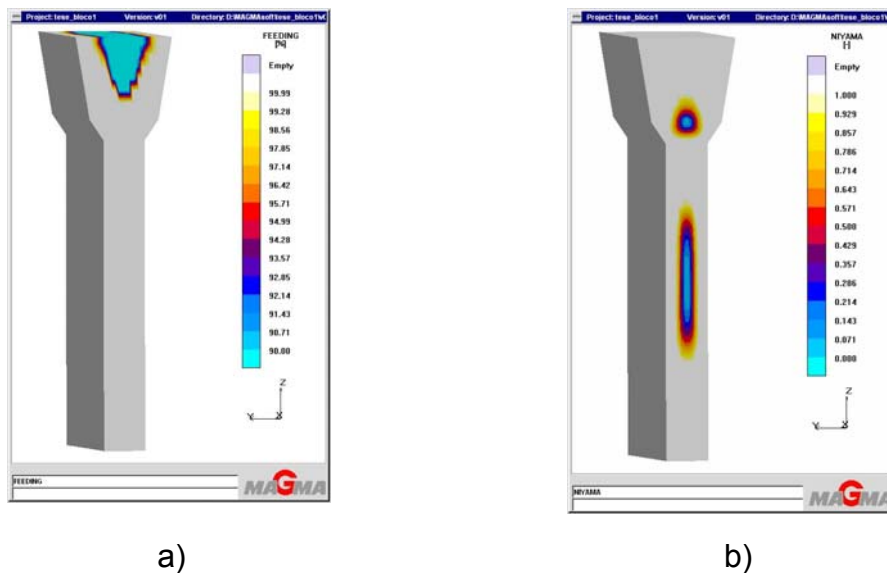
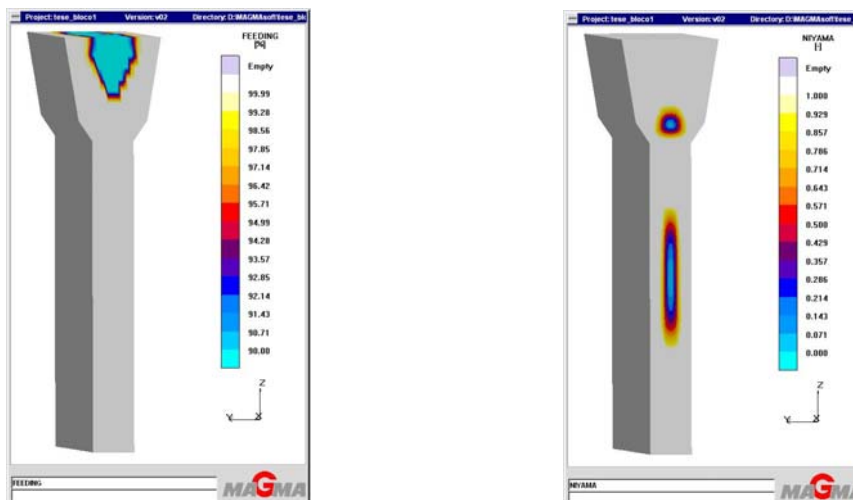


Figura 4.4: placa de 30mm ASTM A743 CA6NM resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

A figura 4.5 a e b são os resultados de critério de alimentação e Niyama para as placas de 30mm no material ASTM A216WCC.

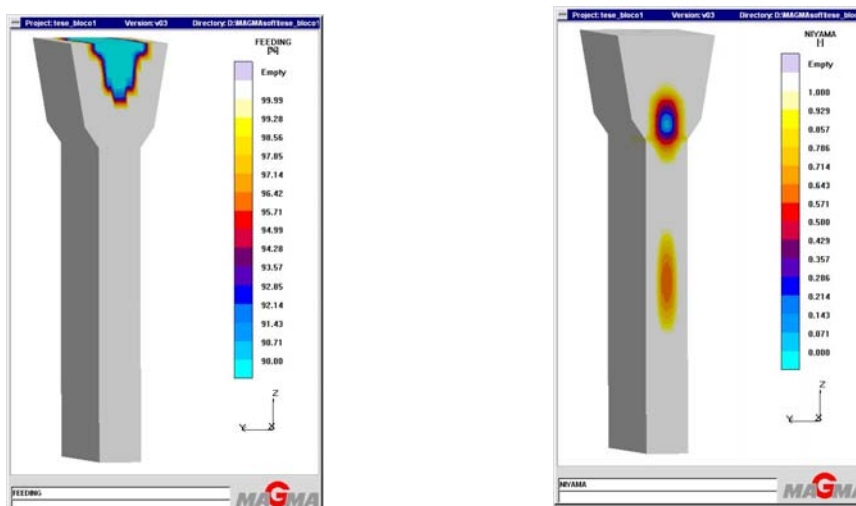


a)

b)

Figura 4.5: placa de 30mm ASTM A216WCC resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

A figura 4.6 a e b são os resultados de critério de alimentação e Niyama para as placas de 30mm no material ASTM A743CA15.



a)

b)

Figura 4.6: placa de 30mm ASTM A743CA15 resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

O mesmo foi feito para as placas de 60mm de espessura conforme figuras 4.7, 4.8 e 4.9 abaixo.

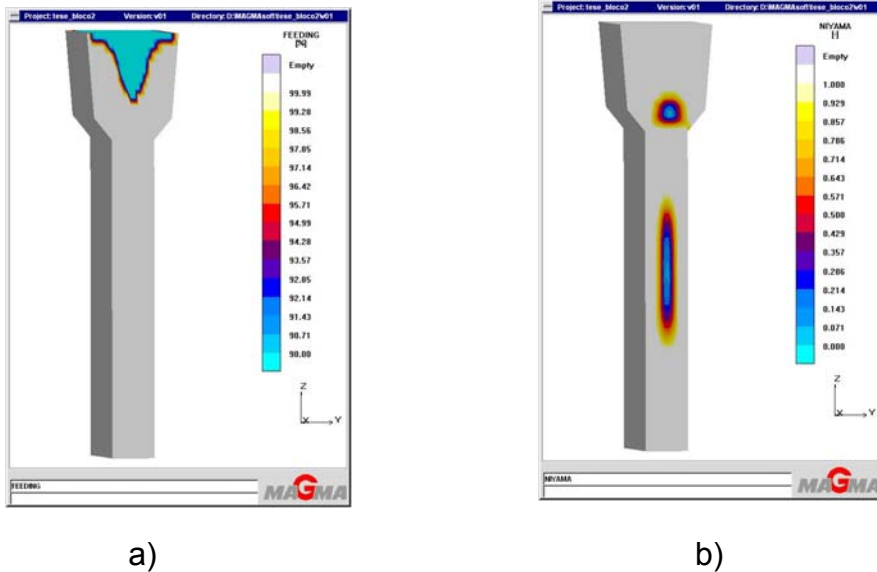


Figura 4.7: placa de 60mm ASTM A743 CA6NM resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

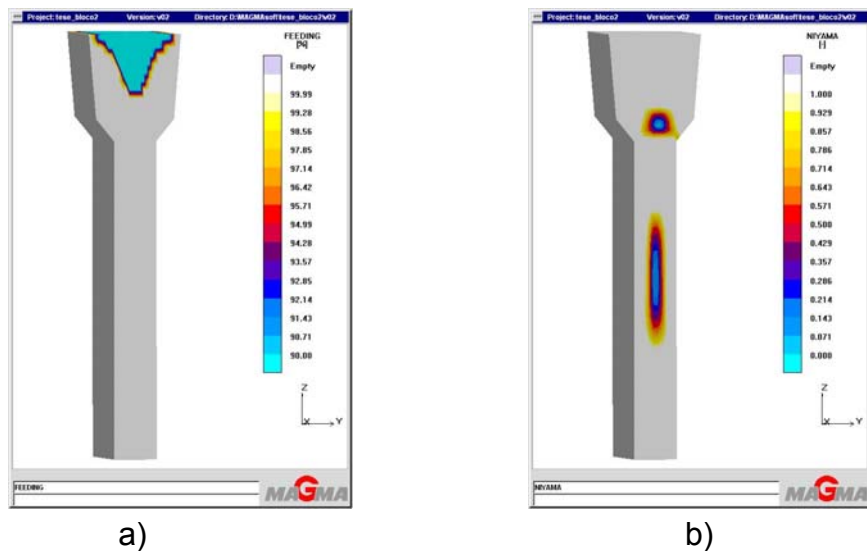


Figura 4.8: placa de 60mm ASTM A216WCC resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

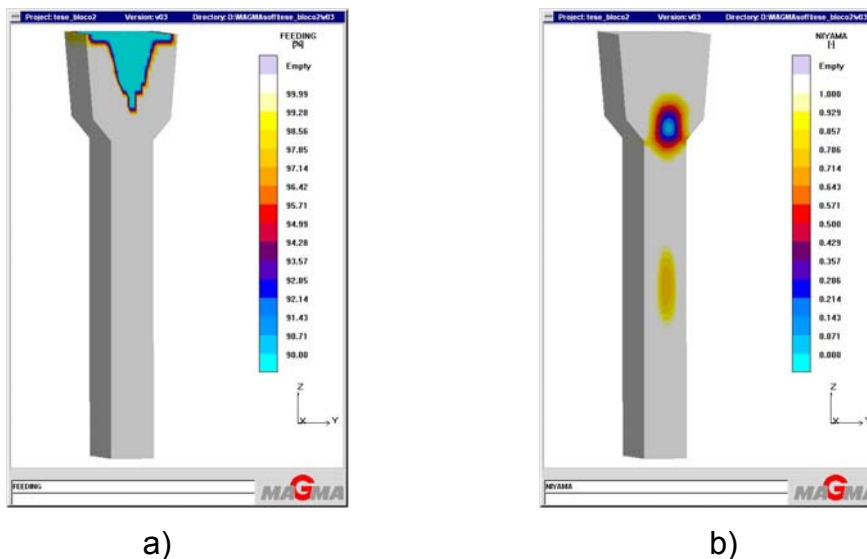


Figura 4.9: placa de 60mm ASTM A743CA15 resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

Análise semelhante foi realizada nas placas de 90mm conforme ilustrado nas figuras 4.10, 4.11 e 4.12.

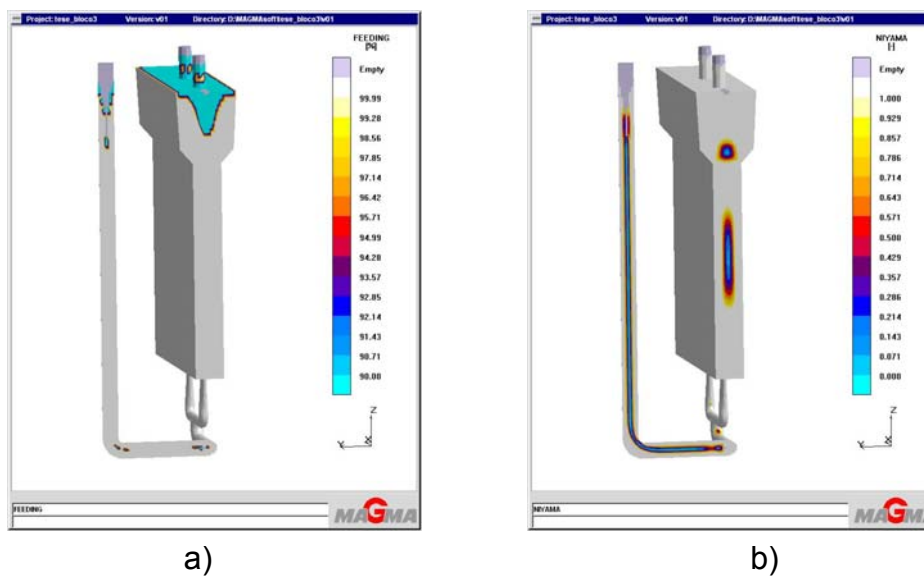


Figura 4.10: placa de 90mm ASTM A743 CA6NM resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

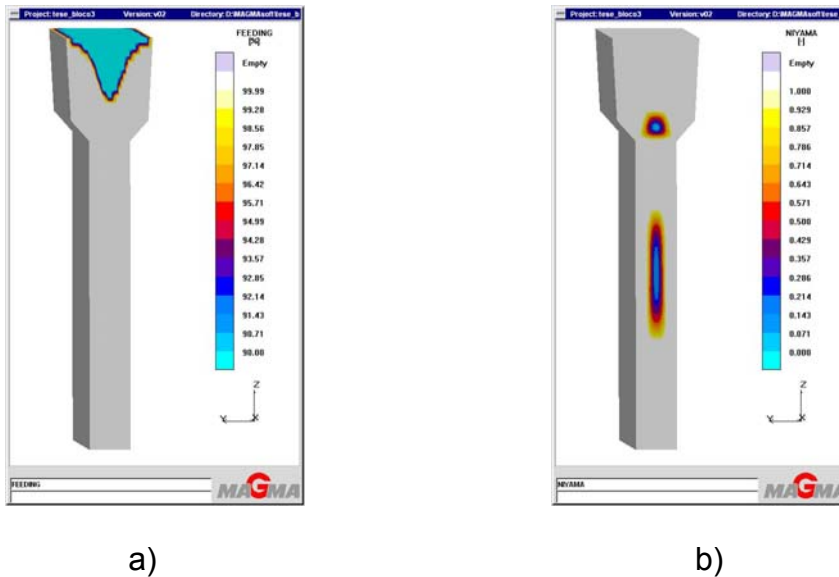


Figura 4.11: placa de 90mm ASTM A216WCC resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

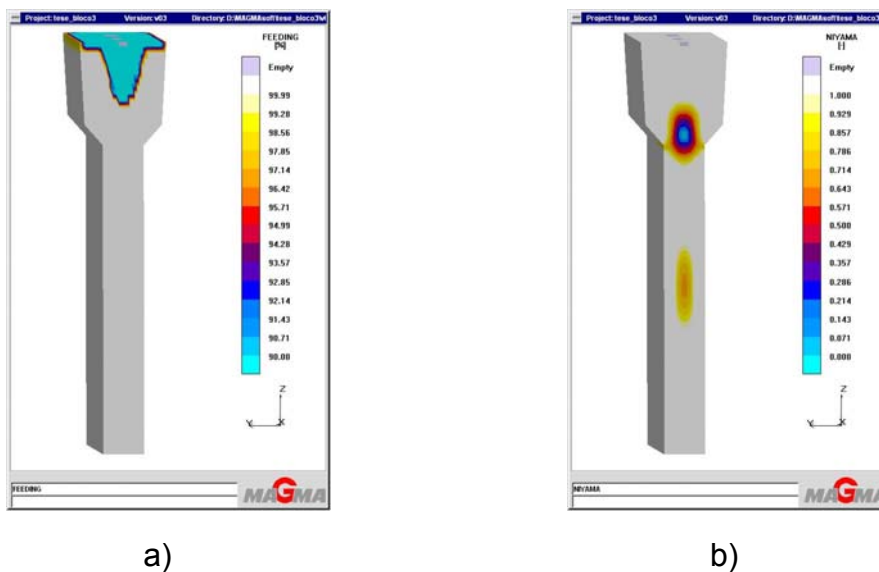


Figura 4.12: placa de 90mm ASTM A743CA15 resultados de a)critério de alimentação e b)Niyama

Os resultados das simulações no critério de alimentação mostraram que as placas de todos os tamanhos e materiais não devem apresentar vazios decorrentes de rechupe, uma vez que os valores de critério de alimentação são altos (acima de 99,99% de preenchimento) em todos os casos. Estes indicam

que todos os elementos nos quais as placas foram divididas, foram preenchidos durante a solidificação das placas.

Analisando os resultados das simulações das placas podemos concluir que seria de se esperar formação de poros semelhantes nas placas dos materiais ASTM A743 CA6NM e ASTM A216 WCC, tanto em intensidade quanto em dispersão devido aos valores mínimos de Niyama bastante próximos (CA6NM = 0,143, WCC = 0.214), independentemente da espessura. Os valores de Niyama para o material ASTM A743 CA6NM são ligeiramente menores no centro da indicação, o que nos leva a crer que os poros neste material possam ser ligeiramente maiores do que os outros dois aços.

Analisando as simulações das placas no material ASTM CA15 é esperado que as placas apresentem poucos poros, de baixa intensidade e concentrados em sua porção mediana. Isto porque os valores de Niyama apresentados são altos, cerca de 0,6 em comparação com os outros dois aços, a saber, ASTM A743 CA6NM com valor mínimo de Niyama igual à 0,1 e ASTM A216 WCC com valor mínimo de Niyama igual à 0,2.

#### 4.2 Elaboração das placas teste

As placas foram fundidas conforme descrito em 3.2.2. as temperaturas e tempos de vazamento foram anotados e encontram-se listados na tabela 5.1 abaixo.

Tabela 4.1: tempo e temperatura de vazamento das placas teste.

Material	Espessura Corpo de Prova	Temperatura vazamento (°C)	Tempo de vazamento (s)
ASTM A216 WCC	30mm	1590	5
	60mm	1590	12
	90mm	1590	31
CA15	30mm	1580	6
	60mm	1580	14
	90mm	1580	36
CA6NM	30mm	1585	6
	60mm	1585	14
	90mm	1585	34



As placas teste foram fundidas conforme proposto em 3.1 e 3.2.2.  
Seguem abaixo fotos das placas fundidas com sistema de canais e massalote.



Figura 4.13: fotos de uma das placas teste de espessura de 30mm.



Figura 4.14: fotos de uma das placas teste de espessura de 60mm.



Figura 4.15: fotos de uma das placas teste de espessura de 90mm.

Na elaboração das ligas, especial atenção foi dada ao teor de gases visto que estes podem interferir na tendência de formação e porosidade. Para tal foi usado alumínio como elemento desoxidante. As 3 placas de um mesmo material foram fundidas em uma mesma corrida. Este procedimento foi usado para os três materiais. A análise química final foi realizada momento antes do vazamento retirando-se amostra de metal fundido e analisando-se em espectrômetro de emissão ótica Thermo ARL modelo MA e os teores de nitrogênio e oxigênio foram analisados em equipamento Leco244. A tabela abaixo mostra as composições químicas requeridas pela norma do material e a análise real das corridas das placas.

Tabela 4.2: análise químicas das corridas de fundição das placas teste.

CA6NM	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	N	O	Al
Especificado	0,06	1,00	1,00	0,04	0,04	11,5 - 14,0	3,5 - 4,5	0,50	0,4 - 1,0	0,05			
Corrida	0,023	0,36	0,82	0,033	0,006	12,74	3,88	0,2	0,41	0,036	0,0275	0,0071	0,016
WCC	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	N	O	Al
Especificado	0,25	0,60	1,20	0,04	0,045	0,50	0,50	0,30	0,20	0,03			
Corrida	0,19	0,37	1,30	0,018	0,008	0,32	0,14	0,02	0,01	0,003	0,0074	0,0073	0,015
CA 15	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	N	O	Al
Especificado	0,15	1,00	1,50	0,04	0,04	11,5 - 14,0	1,00	0,50	0,50	0,05			
Corrida	0,15	0,33	0,63	0,021	0,005	12,81	0,09	0,01	0,01	0,046	0,0121	0,0154	0,011

Os intervalos de solidificação foram calculados conforme descrito em 3.2.2 e encontram-se abaixo listados. Os dados conferem com o banco de dados de materiais usados na simulação das placas.

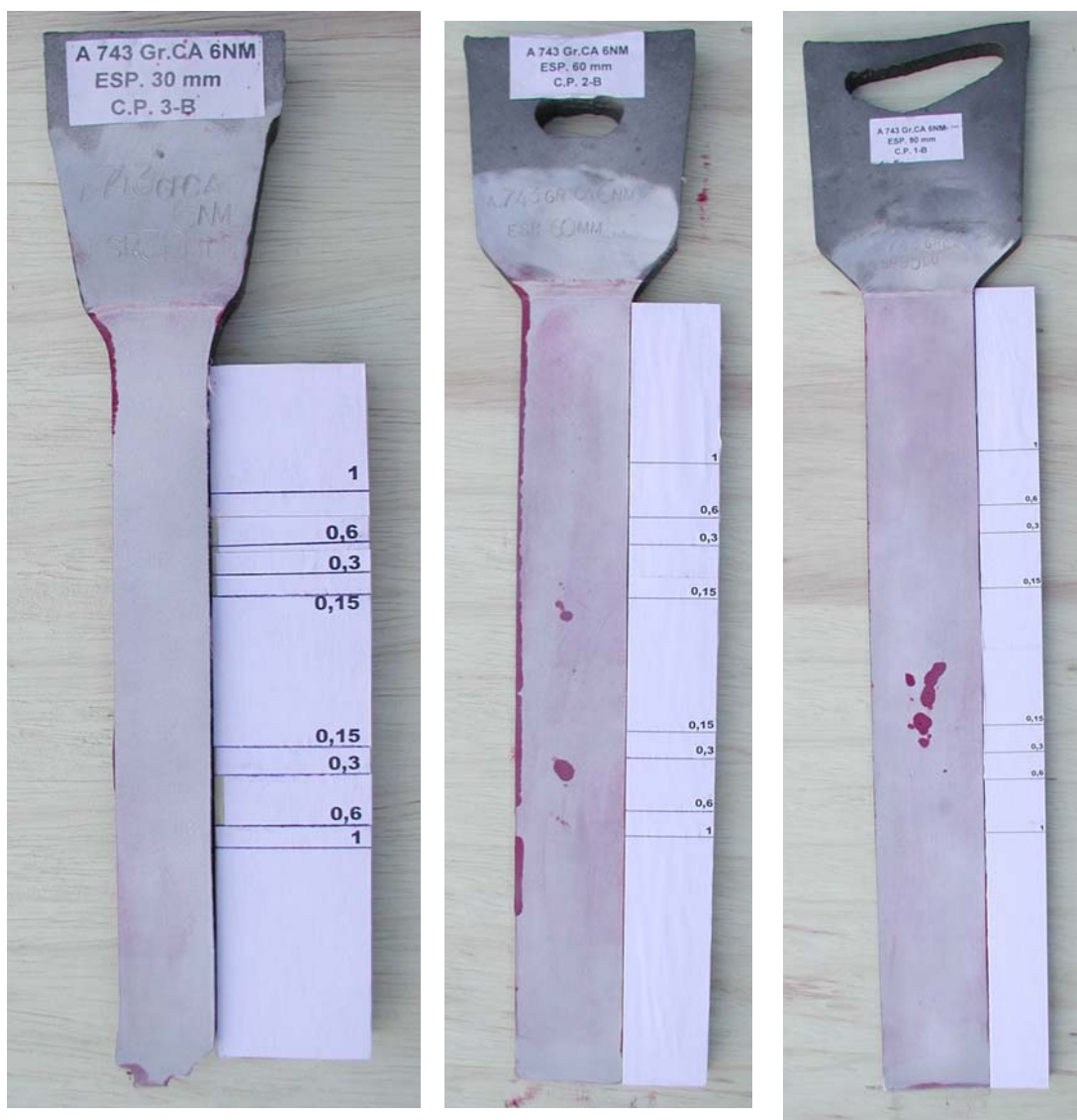
Tabela 4.3: intervalo de solidificação calculado Thermo Calc SSOL02

Material	Temperatura Líquidus (°C)	Temperatura Solidus (°C)	Intervalo Solidificação (°C)
ASTM A743CA6NM	1485	1461	24
ASTM A216 WCC	1509	1468	41
ASTM A743CA15	1492	1404	88

### 4.3 Inspeção das placas e análise dos resultados

O ensaio de ultra-som realizado com equipamento Kraut Kraemer USM25S e cabeçote SE2 0° em todas as placas mostrou que todas as placas de todos os materiais apresentaram boa sanidade interna sendo classificadas com nível “S” pela norma ASTM A609 e CCH70.3, ao seja sem indicações detectadas. Conforme mencionado anteriormente, isto era esperado pelo resultado do critério de alimentação obtidos na simulação das placas. Os poros ou agrupamentos de poros existentes nas placas não têm tamanho suficiente para serem detectados por ensaio de ultra-som.

O ensaio de líquido penetrante revelou os poros existentes sendo que inicialmente foi realizado ensaio sob superfície lixada com 3,2 Ra de rugosidade. As placas foram polidas a fim de atingir uma rugosidade de 1,6 Ra e posteriormente reensaiadas por líquido penetrante. Este ensaio evidenciou mais claramente as indicações, sendo a rugosidade 1,6 Ra selecionada como padrão de ensaio das placas. As fotos abaixo mostram o resultado do ensaio de líquido penetrante das placas. As escalas ao lado das placas indicam os valores de Niyama obtidos nas simulações para cada região de cada placa. As figuras 4.16 a, b e c e figura 4.17 são os resultados obtidos das placas fundidas no aço ASTM A743CA6NM.



a)

b)

c)

Figura 4.16: teste de líquido penetrante nas placas de a) 30mm, b) 60mm e c) 90mm do aço ASTM A743CA6NM

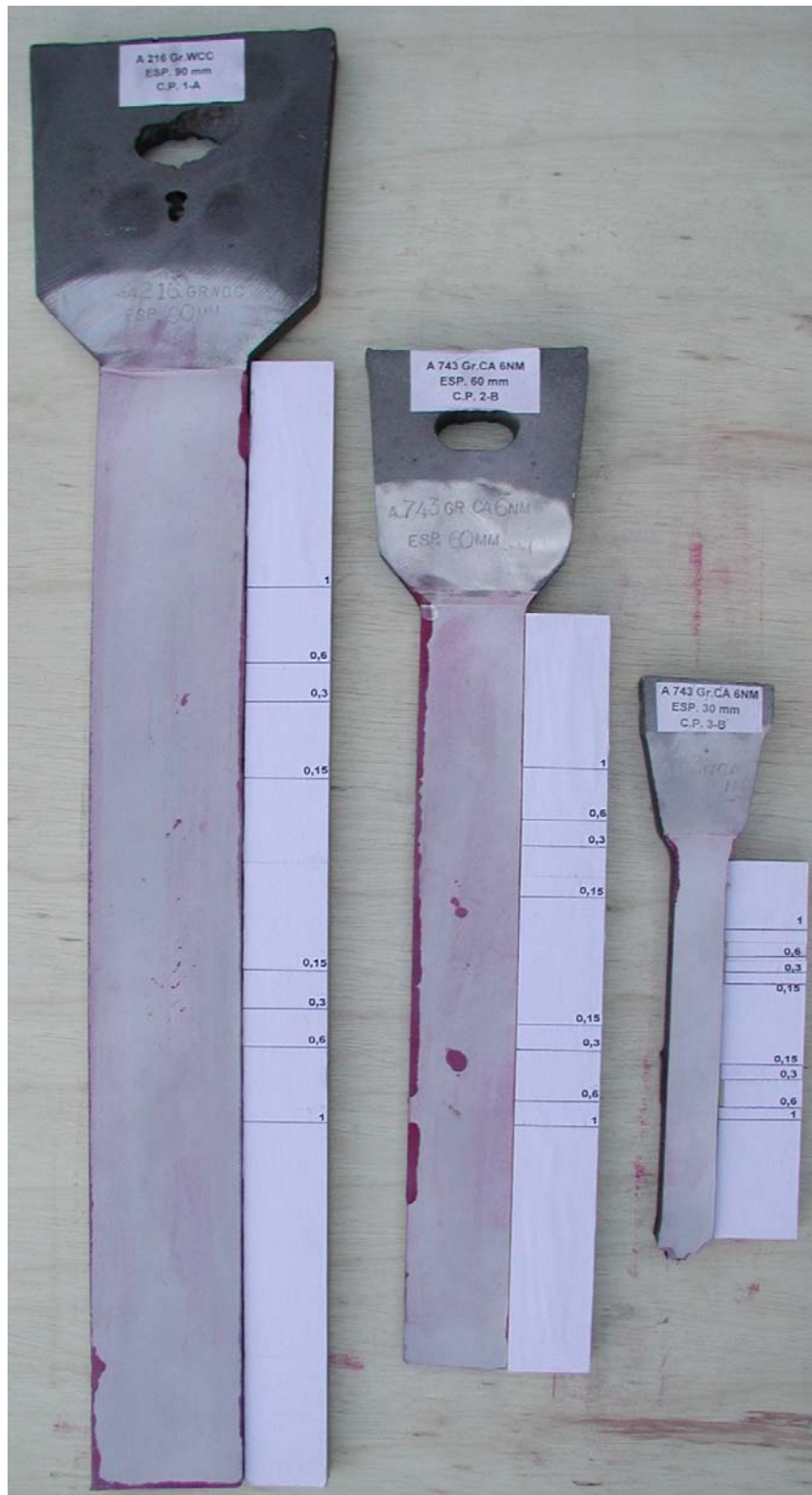
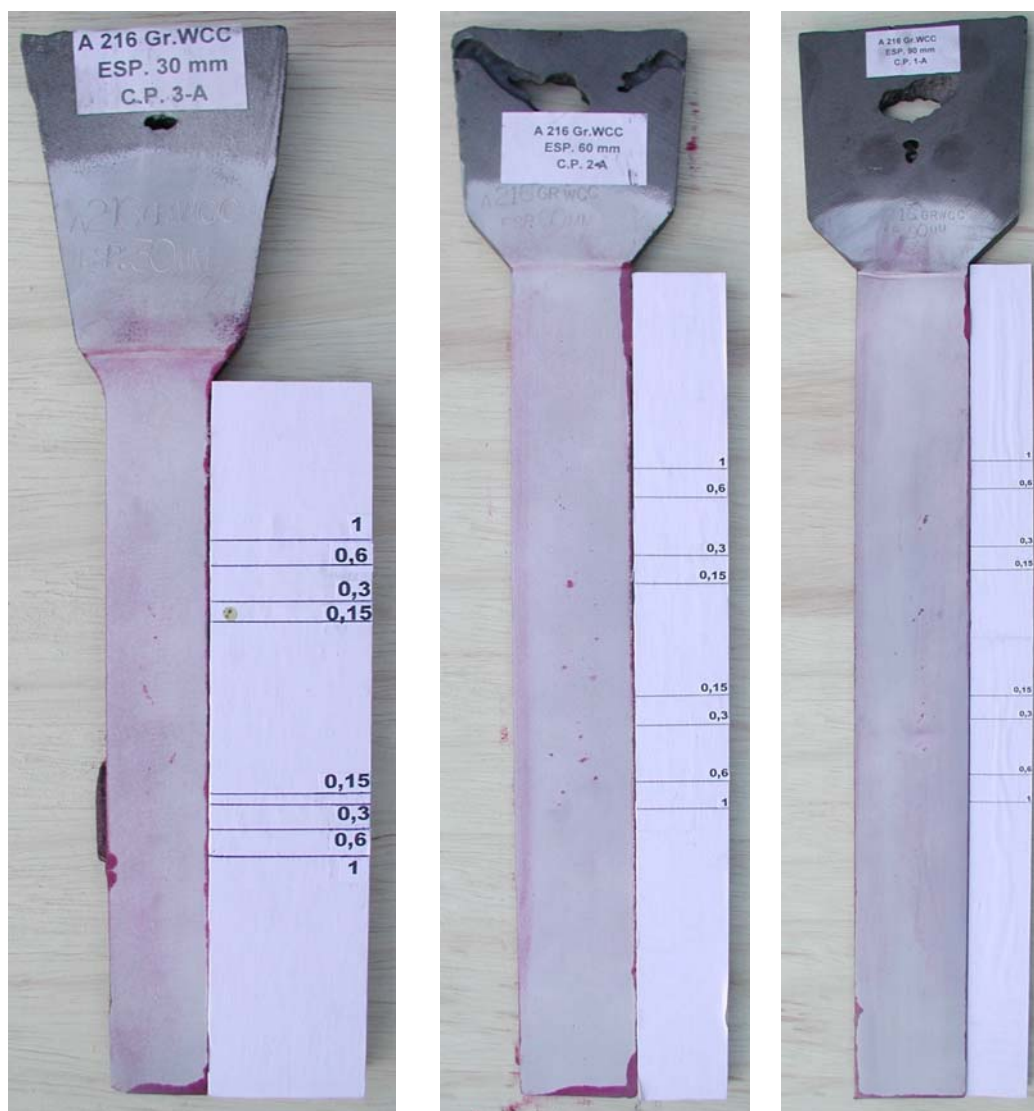


Figura 4.17: teste de líquido penetrante nas placas de 30mm, 60mm e 90mm do aço ASTM A743CA6NM

As figuras 4.18 a, b e c e figura 4.19 são os resultados obtidos das placas fundidas no aço ASTM A216WCC.



a)

b)

c)

Figura 4.18: teste de líquido penetrante nas placas de a) 30mm, b) 60mm e c) 90mm do aço ASTM A216WCC

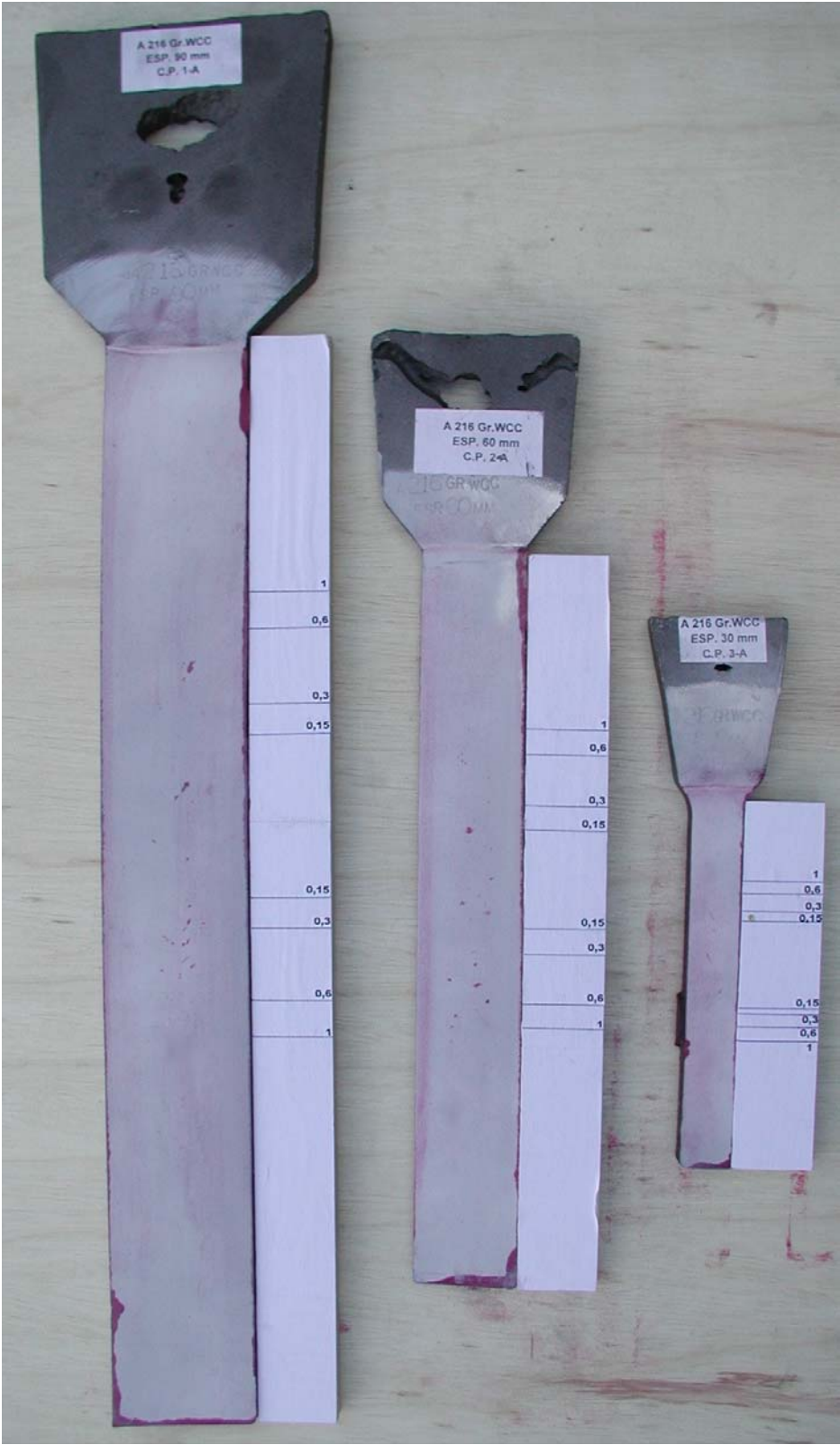


Figura 4.19: teste de líquido penetrante nas placas de 30mm, 60mm e 90mm do aço ASTM A216WCC

As figuras 4.20 a, b e c e figura 4.21 são os resultados obtidos das placas fundidas no aço ASTM A743CA15.

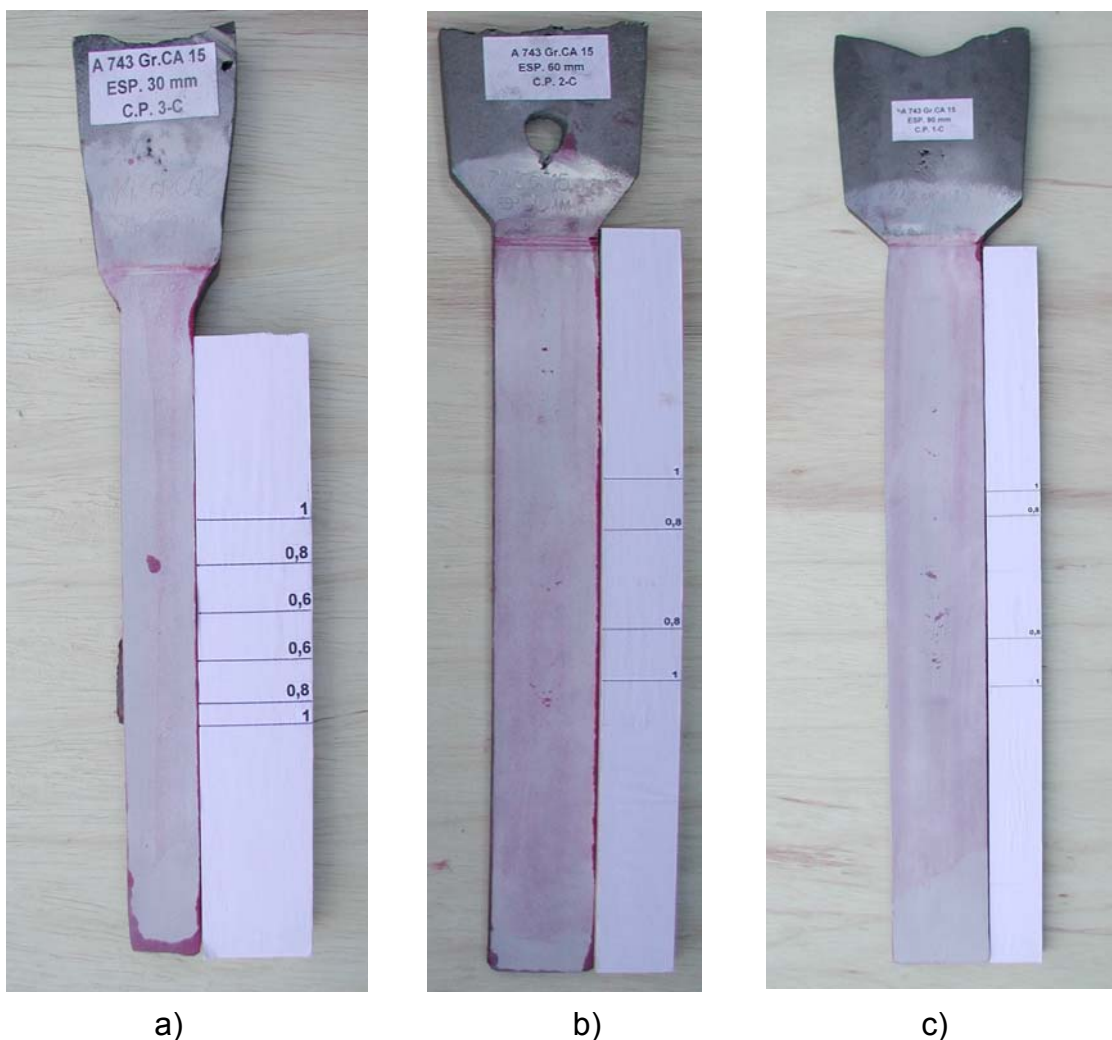


Figura 4.20: teste de líquido penetrante nas placas de a) 30mm, b) 60mm e c) 90mm do aço ASTM A743CA15.



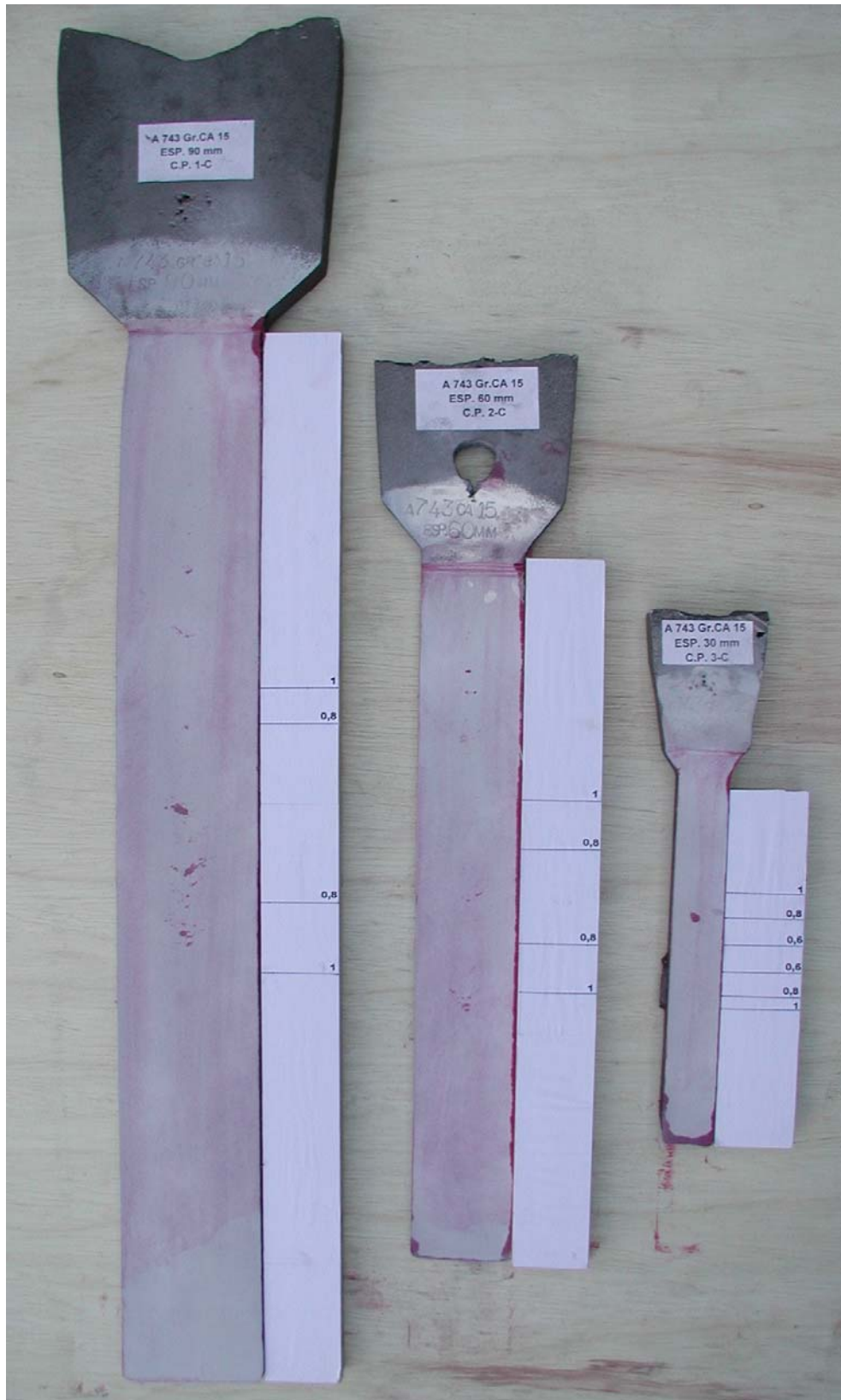


Figura 4.21: teste de líquido penetrante nas placas de 30mm, 60mm e 90mm do aço ASTM A743CA15

A tabela 4.4 sumariza a análise de dos ensaios de líquido penetrante realizado nas placas. A notação OK foi utilizada para identificar regiões com ausência de porosidade assim como PP, para regiões com baixa dispersão de poros. As regiões notadas por P contém concentração de poros.

Tabela 4.4: sumarização dos resultados do ensaio de líquido penetrante.

CA6NM		Placa 30		Placa 60		Placa 90	
Letra	Niyama	Distância	Resultado	Distância	Resultado	Distância	Resultado
A	acima 1	40	OK	90	OK	135	OK
B	0,8 à 1	9	OK	17	OK	20	OK
C	0,6 à 0,8	7	OK	13	OK	15	OK
D	0,3 à 0,6	9	OK	15	OK	22,5	PP
E	0,15 à 0,3	7	OK	30	P	45	P
F	menor 0,15	48	OK	75	P	112,5	P
E'	0,15 à 0,3	8,5	OK	15	P	22,5	P
D'	0,3 à 0,6	16,5	OK	13	P	22,5	PP
C'	0,6 à 0,8	3,5	OK	17	PP	20	PP
B'	0,8 à 1	4	OK	15	OK	25	OK
A'	acima 1	72,5	OK	150	OK	225	OK

WCC		Placa 30		Placa 60		Placa 90	
Letra	Niyama	Distância	Resultado	Distância	Resultado	Distância	Resultado
A	acima 1	48	OK	105	OK	157,5	OK
B	0,8 à 1	4	OK	8	OK	12,5	OK
C	0,6 à 0,8	4	OK	7	PP	10	OK
D	0,3 à 0,6	8	OK	30	PP	45	P
E	0,15 à 0,3	8	PP	15	P	17,5	P
F	menor 0,15	53	PP	60	P	95	P
E'	0,15 à 0,3	3,5	PP	15	P	22,5	P
D'	0,3 à 0,6	7,5	OK	30	P	45	PP
C'	0,6 à 0,8	4	OK	7	PP	10	PP
B'	0,8 à 1	5	OK	8	OK	12,5	OK
A'	acima 1	80	OK	165	OK	247,5	OK

CA15		Placa 30		Placa 60		Placa 90	
Letra	Niyama	Distância	Resultado	Distância	Resultado	Distância	Resultado
A	acima 1	64	OK	150	PP	225	PP
B	0,8 à 1	16	PP	30	P	22,5	P
C	0,6 à 0,8	16,5	P		P		P
D	0,3 à 0,6		P		P		P
E	0,15 à 0,3		P		P		P
F	menor 0,15	36	P	60	P	112,5	P
E'	0,15 à 0,3		P		P		P
D'	0,3 à 0,6		P		P		P
C'	0,6 à 0,8	16	PP		P		P
B'	0,8 à 1	8	PP	30	PP	45	P
A'	acima 1	68,5	OK	180	PP	270	OK

A análise dos resultados dos testes de líquido penetrante nos leva a concluir que as os corpos de prova de 30mm de espessura apresentaram menor incidência de poros nos três materiais. Isto se deve entre outros fatores, do maior gradiente presente durante a solidificação destes corpos de prova.

Os corpos de prova do aço de maior intervalo de solidificação (CA15) apresentaram porosidade fina e bastante dispersa ao longo da superfície das placas. Mesmo na placa de menor espessura, existe maior incidência de poros quando comparada aos dos outros materiais. Isto fica mais evidente quando observados as figuras 4.22, 4.23 e 4.24 abaixo.



Figura 4.22: agrupamento dos corpos de prova de 30mm.

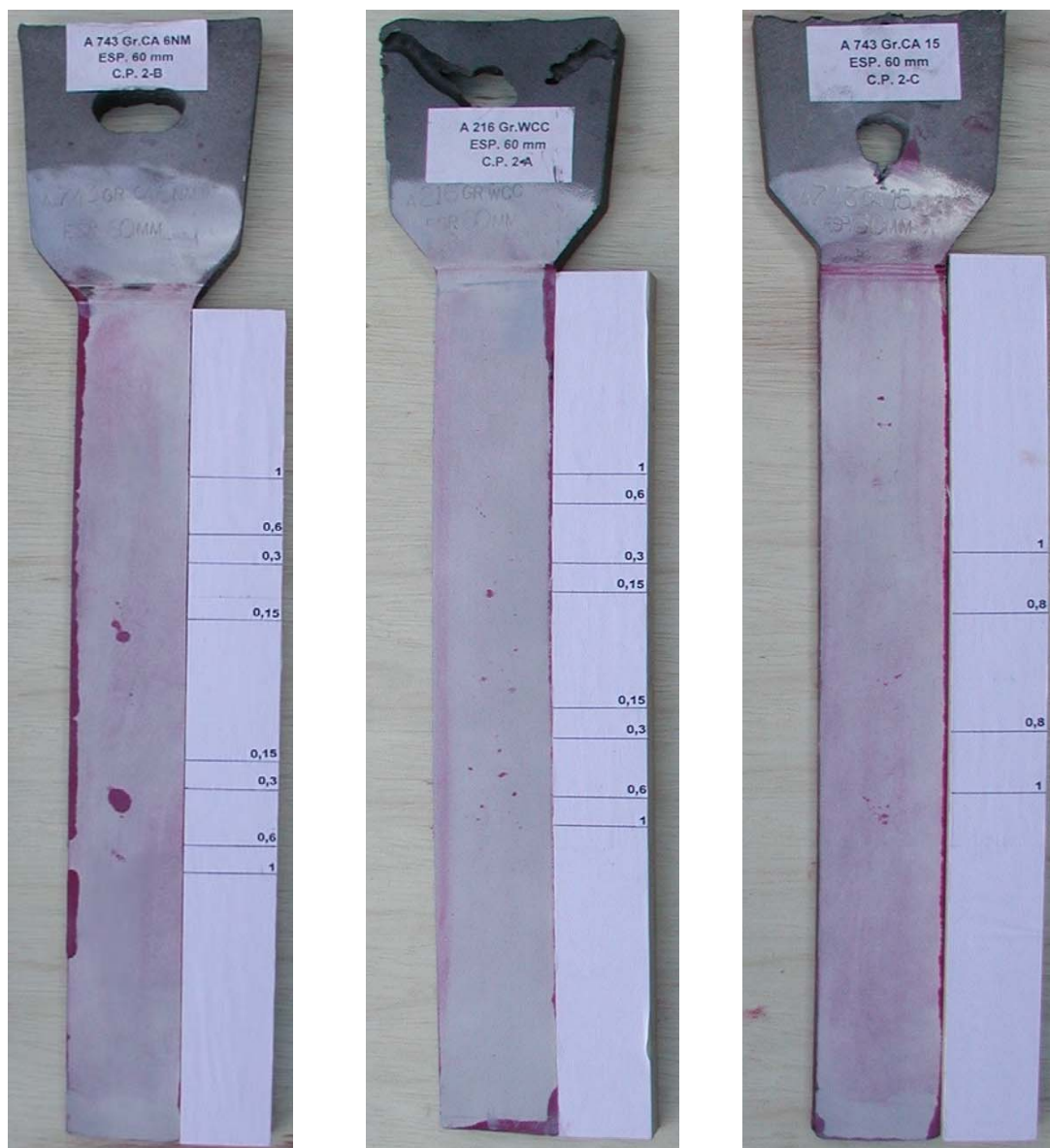


Figura 4.23: agrupamento dos corpos de prova de 60mm.

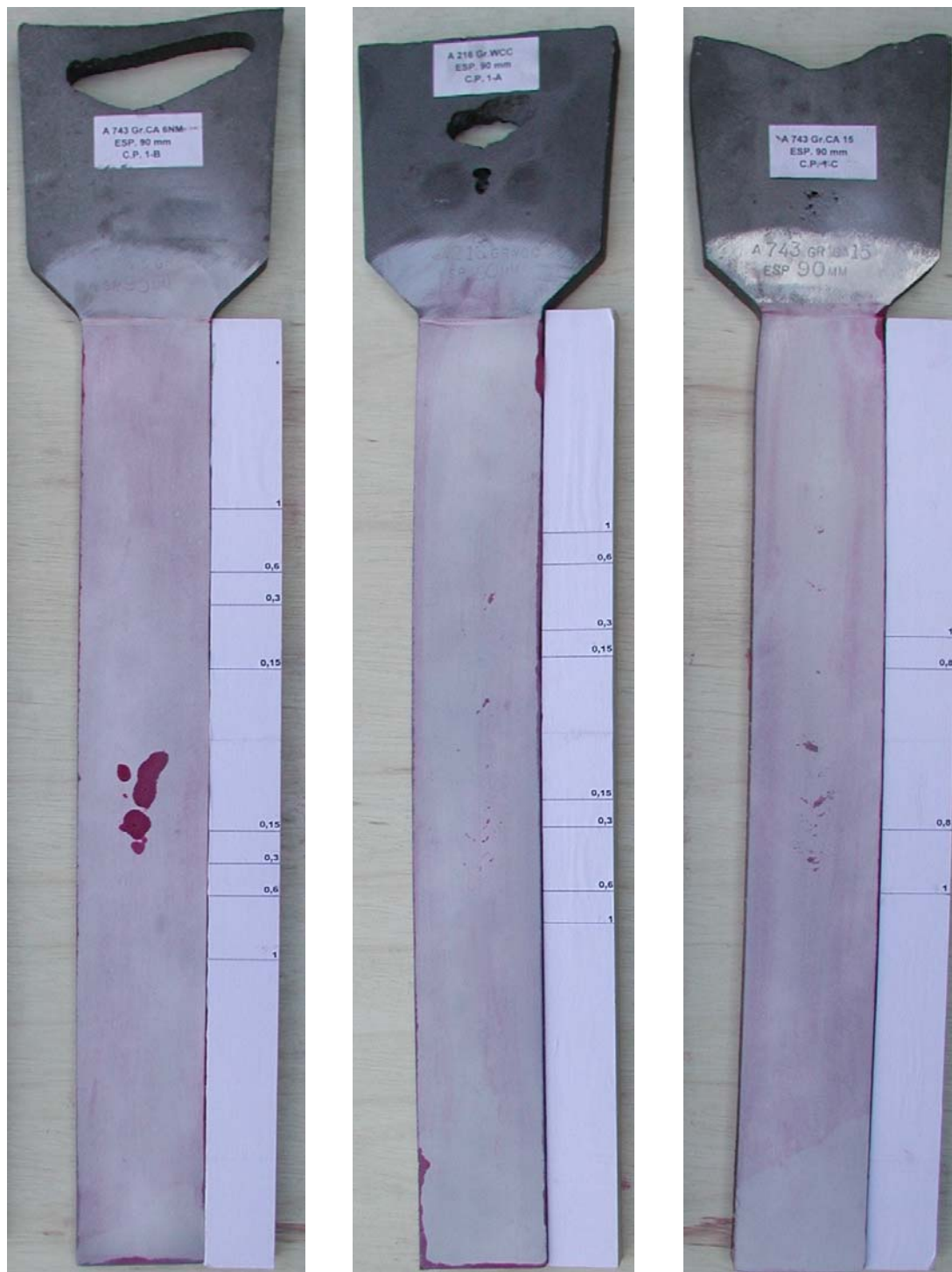


Figura 4.24: agrupamento dos corpos de prova de 90mm.

Os valores de Niyama encontrados na simulação da liga CA15 (grande intervalo de solidificação) são maiores dos que foram encontrados nas placas dos outros aços. O critério de Niyama mostrou que é provável que tenhamos poros na região central das placas em todos os materiais e tamanhos / espessuras uma vez que os valores para o critério foram inferiores à 1 nestas regiões. Na análise das simulações das placas do aço ASTM A743CA15 nota-se valores de Niyama mínimos de 0,5 em uma porção pequena no centro das placas de 30mm de espessura e 0,7 nas demais placas. Estes valores nos levam a esperar uma menor (fina) porosidade e bem localizada em sua porção central. O surgimento de micro porosidade é favorecido em ligas que apresentam grande intervalo de solidificação, uma vez que as dendritas destes aços são maiores o que implica em canais interdendríticos maiores e mais misturados. Os resultados das análises da porosidade nas placas do aço CA15 mostraram porosidade fina, porém bastante dispersa ao longo da espessura e perfil das placas. Mostrou também que o tamanho e a dispersão estão relacionados com a espessura das placas, sendo que quanto maior a espessura da placa, maior a porosidade e mais dispersa ela se apresenta. Isto está relacionado ao gradiente e velocidade de resfriamento e conseqüentemente ao tamanho dos canais interdendríticos. Em placas de menor espessura o gradiente é maior o que diminui o comprimento dendrítico e melhora o fluxo líquido interdendrítico. As figuras 2.13 e 2.7 representam com bastante eficiência os resultados observados nas placas fundidas, sendo notória a diferença com que a porosidade se apresenta nos aços de maior e menor intervalo de solidificação.

Os valores de Niyama iguais ou superiores a 1, conforme proposto por Niyama, refletem regiões isentas de indicação nos aços de menor intervalo de solidificação, CA6NM e WCC. No aço de maior intervalo de solidificação (CA15) foi observado que somente em placas finas (30mm) obtivemos superfícies sãs. As superfícies das demais espessuras apresentaram porosidade nestas regiões. Podemos concluir então que o critério de Niyama

apresenta problemas de aplicabilidade na previsão de porosidade de aço de intervalos de solidificação maiores.

Os valores entre 0,6 e 1 conforme proposto por Beckerman et al. como sendo valores críticos para avaliação de porosidade por métodos de ensaio não destrutivos volumétricos, apresentaram alguma porosidade, porém dispersa, para as ligas de menor intervalo de solidificação CA6NM e WCC analisados por líquido penetrante, que é um método de avaliação de porosidade em superfícies. As placas fundidas com aço CA15 apresentaram concentração de porosidade nas regiões compreendida por estes valores assim como em regiões superiores a estes. Na prática, sabe-se que os métodos de ensaios não destrutivos volumétricos e superficiais são complementares e tem discutíveis relações entre as classes de aceitação de um e outro teste. Assim também o valor do critério de Niyama crítico selecionado levando em conta o método de ensaio e a classe de aceitação requerida. Parece-nos que o ensaio de líquido penetrante, no método aplicado neste trabalho, é mais efetivo na detecção de poros superficiais do que os ensaios de ultra-som ou raio-x.

Pelas figuras 4.17, 4.19 e 4.21 podemos verificar que considerando-se uma mesma liga de aço, existe correspondência entre a espessura da placa e a incidência de poros, sendo esta crescente com o aumento da espessura. Este fato foi observado nas três distintas ligas de aço analisadas.

As placas foram fundidas com aços usados normalmente na fabricação de peças. Sua análise química e tratamentos térmicos são aqueles recomendados pelas normas dos materiais em questão ou seja, o aço carbono WCC foi normalizado e revenido e os aços CA6NM e CA15 foram temperados ao ar e revenidos. Os ensaios mecânicos e metalográficos foram realizados em corpos de provas retirados das placas de 90mm e os valores das propriedades mecânicas encontram-se na tabela 4.5 abaixo. Pode-se concluir que os materiais destas placas atendem os requisitos das referidas normas.

Tabela 4.5: propriedades mecânicas das placas

CA6NM	$R_M$	$R_P 0,2$	A	Z	J (0°C)
Especificado	760	550	15	35	
Corrida	791	581	22	66	119

WCC	$R_M$	$R_P 0,2$	A	Z	J (0°C)
Especificado	485 - 655	275	22	35	
Corrida	513	307	30	67	81

CA 15	$R_M$	$R_P 0,2$	A	Z	J (0°C)
Especificado	620	450	18	30	
Corrida	715	564	22	51	35

Análises metalográficas foram feitas nos corpos de prova de impacto de cada material. Obtivemos os seguintes resultados

### Aço ASTM A743CA6NM

Ataque Villela

Micro estrutura: Matriz martensita revenida com vestígios de austenita retida e ferrita delta.

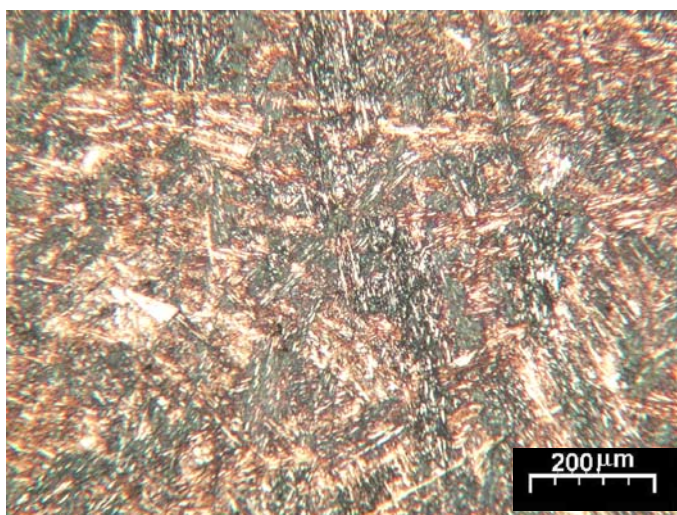


Figura 4.25: metalografia aço ASTM A743CA6NM, ataque Villela.



### **Aço ASTM216WC**

Ataque Nital 3%

Micro estrutura: matriz ferrítica com 30% de perlita com tamanho de grão 6 e 8 conforme ASTM E112;1996-07.

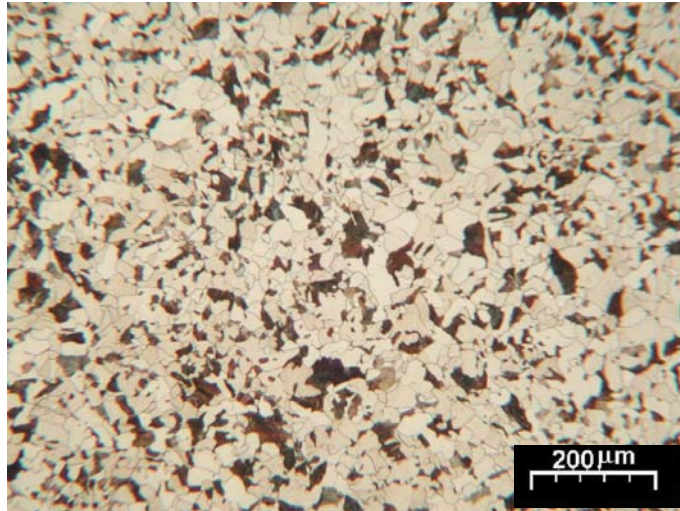


Figura 4.26 metalografia aço ASTM A216WCC , ataque Nital 3%.

### **Aço ASTM A743CA15**

Ataque Villela

Micro estrutura: Matriz martensítica com lamelas de ferrita e vestígios de óxidos globulares.

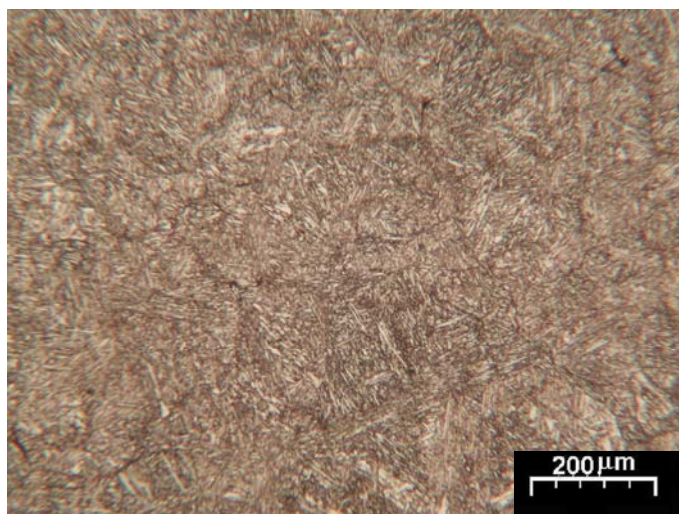


Figura 4.27: metalografia aço ASTM A743CA15, ataque Villela.

Escolheu-se as placas de 60MM para caracterização dos poros. Para tal, foram retirados corpos de prova das placas de 60mm na região compreendida por valores de Niyama até 1. Todos os corpos de prova foram examinados com o mesmo de aumento. As figuras 4.28, 4.29 e 4.30 abaixo mostram a análise feita nas distintas ligas.

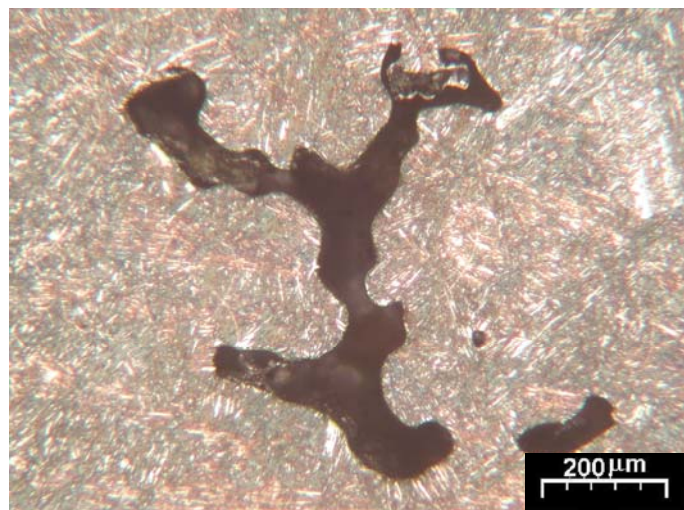


Figura 4.28: poros em placa fundida com o aço ASTM A743 CA6NM

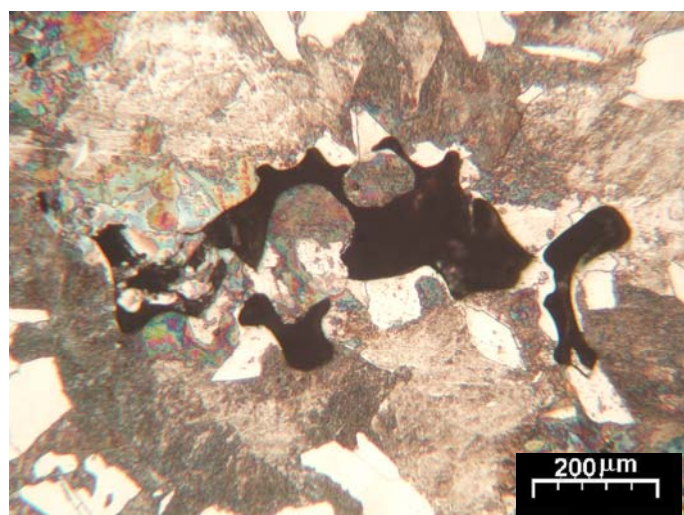


Figura 4.29: poros em placa fundida com o aço ASTM A216 WCC



Figura 4.30: poros em placa fundida com o aço ASTM A743 CA15

Como podemos observar nas figuras acima, os poros encontrados nas placas têm formas arredondadas e irregulares e aparência de cluster cortado. Podemos concluir desta forma que os poros observados são oriundos de contração e não de gases. O aço CA15, porém apresentou algumas algumas formações de poros redondos, porém aglutinados e de tamanho bastante reduzido. Tais formações podem ter sido formados por gases, porém, por serem pequenos, aglomerados e ocorrerem fortuitamente podem tratar-se de micro porosidade oriunda de contração.

Análise complementar das simulações feitas anteriormente foi feita a fim de determinar um valor de Niyama que mais adequadamente representasse os poros observados no aço CA15 (maior intervalo de solidificação). Foi comparada a região de porosidade nas placas de CA15 com as faixas de Niyama das simulações. Conforme pode ser visto nas figura 4.31, 4.32 e 4.33 abaixo, valores de Niyama de 1,3 representam melhor a porosidade encontrada nas 3 espessuras de placa deste estudo. Isto nos sugere que o valor de Niyama crítico deve ser ajustado para cada liga segundo seu intervalo de solidificação específico.

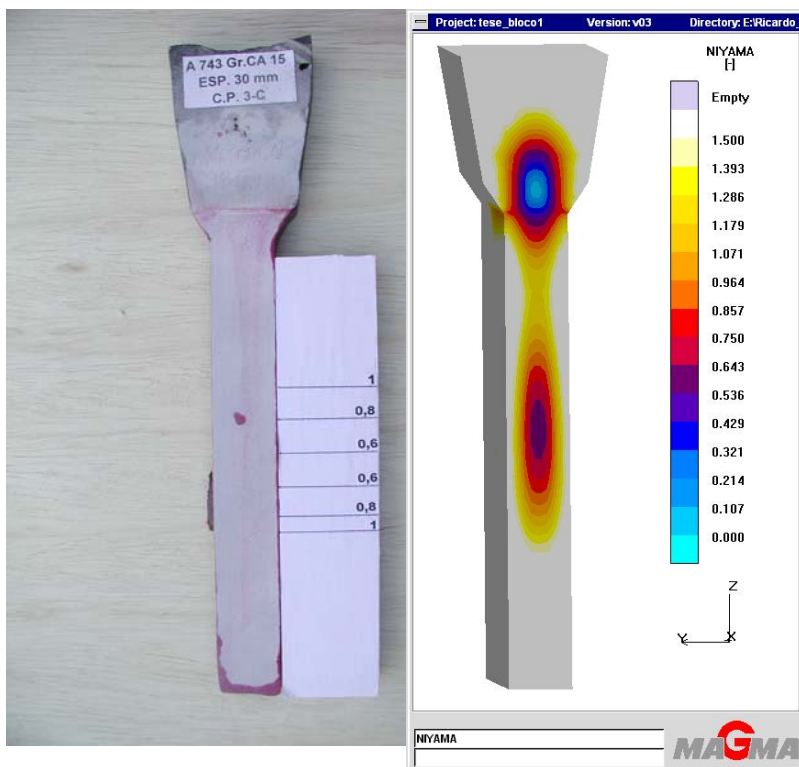


Figura 4.31: bloco de CA15 de 30 mm de espessura e simulação de Niyama até 1,5.

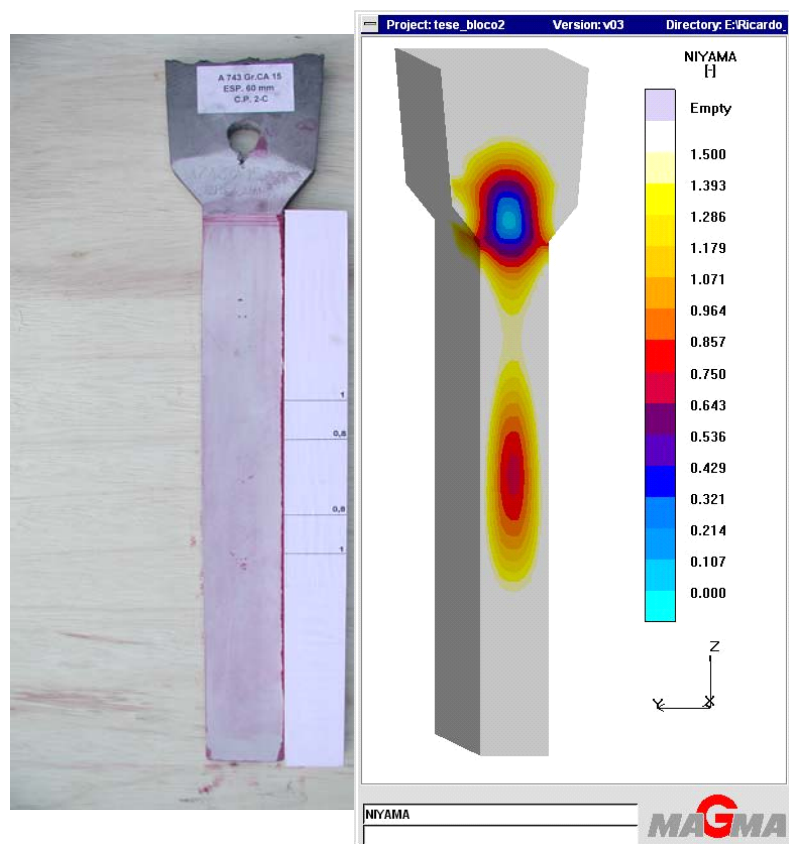


Figura 4.32: bloco de CA15 de 60 mm de espessura e simulação de Niyama até 1,5.

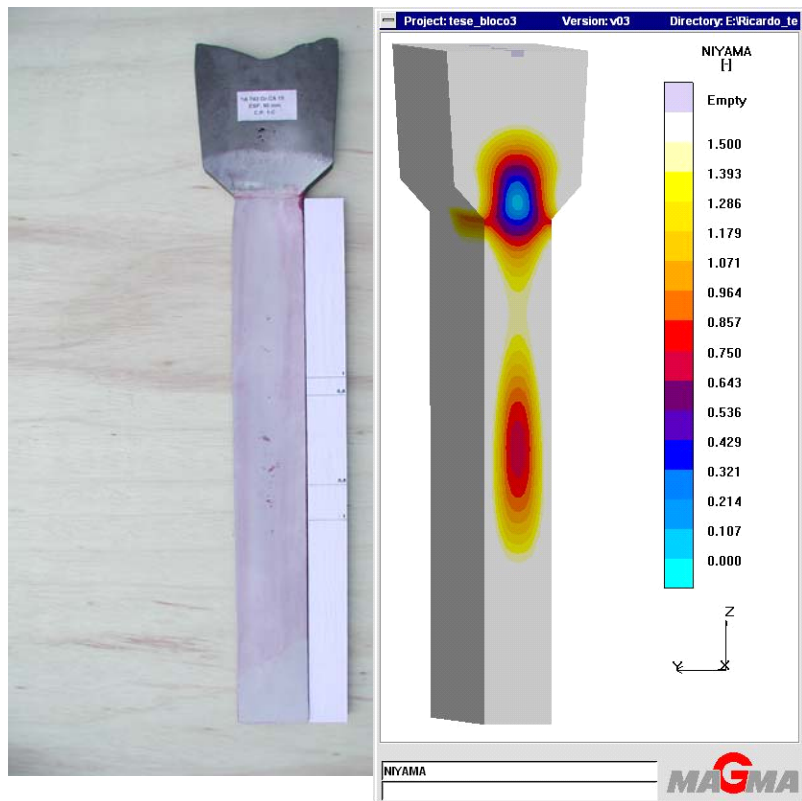


Figura 4.33: bloco de CA15 de 90 mm de espessura e simulação de Niyama até 1,5.



## 5 CONCLUSÕES

Os resultados do trabalho mostraram:

- O projeto das placas fundidas foi adequado no que se refere à formação de porosidade.
- Comparando-se as 3 placas de mesma espessura, concluímos que as indicações dependem do material analisado, sendo que o aço CA 15 apresentou faixa de dispersão no sentido horizontal e vertical maior, porém os poros apresentados são menores. Por sua vez, o aço CA6NM apresentou maior concentração de porosidade e os poros formados são maiores. Porém, o aço CA6NM apresentou a menor tendência de formação de poros nos três casos, apesar de que os poros se apresentam maiores, conseqüência de estarem mais concentrados.
- O ensaio de ultra-som na abrangência dos procedimentos de ensaio e equipamentos utilizados não é indicado para avaliação precisa de micro porosidades internas em peças de aço.
- O critério de Niyama não leva em consideração o intervalo de solidificação do aço, o que leva à falhas na previsão de porosidade de aço de intervalos de solidificação maiores. O valor crítico de Niyama precisa ser corrigido de acordo com o intervalo de solidificação e fazendo-se isso, com valores maiores para os aços de IS maiores, as previsões são mais próximas da realidade.
- O valor de Niyama crítico deve ser ajustado para cada liga segundo seu intervalo de solidificação específico.
- Os poros encontrados nas placas têm formas arredondadas e irregulares e aparência de cluster cortado. Podemos concluir desta forma que os poros observados são oriundos de contração.





## 6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudo da influência da porosidade sobre as propriedades mecânicas em aços de curto intervalo de solidificação.
- Estudo sobre a incidência de poros para ligas de diferentes intervalos de solidificação em corpos de prova perfeitamente alimentados.
- Influência de conteúdo de gás dissolvido sobre a tamanho e dispersão da porosidade em aços.
- Influência da adição de elementos de liga na supressão da porosidade em aços.



## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, “Metals Handbook”, Vol 8, 9a edição, Ed. Metals Park, USA
- [2] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, “Metals Handbook”, Vol 15, 9a edição, Ed. Metals Park, USA
- [3] ANSON, J.P.&GRUZLESKI, J.E., “Effect of Hydrogen Content on Relative Shrinkage and Gas Microporosity in Al-7%Si Casting”, AFS Transactions (1999), 99-26, 135-142
- [4] BECKERMANN, C., HARDIN, R.A., SHEN, X. & GU, J., “Use of Niyama Criterion to Predict ASTM X-Ray Levels and to Develop Improved Feeding Rules for Steelcasting”, AFS Transactions, 1999 - volume 62, pág 433 – 440
- [5] BONOLLO, F. & ODORIZZI, S , “Numerical Simulation of Foundry Process”, Servizi Graficali Editoriali, 2001, Italy.
- [6] CAMPBELL, J., “Castings”, 1991, Butterworth – Heinemann UK
- [7] FEURER, U.; “Proceedings of the Symposium on Quality Control of Engineering and Alloys”, 1977
- [8] FLEMINGS, M.C., URAM, S.Z. & TAYLOR, H.F., “Solidification of Aluminium Casting”, AFS Transactions, (1960), 68, pág 670 – 683
- [9] GARCIA, A., “Fundamentos de Solidificação”, 2001, Ed. UNICAMP
- [10] KURZ, W. & FISHER, D.J., D. Acta Metallurgica, 1981

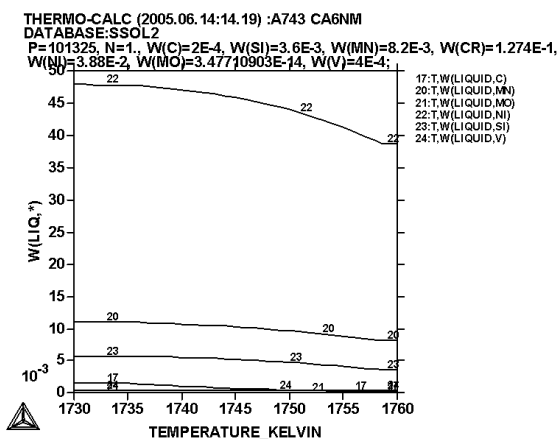
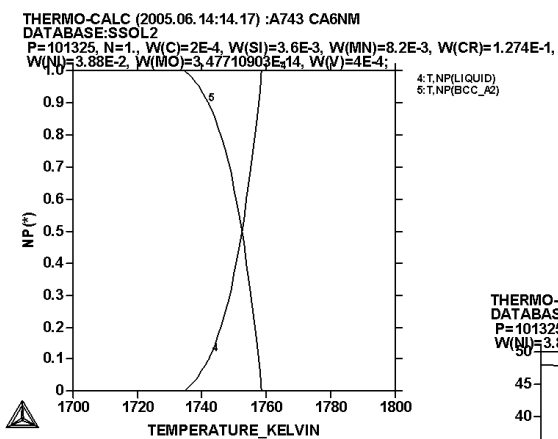
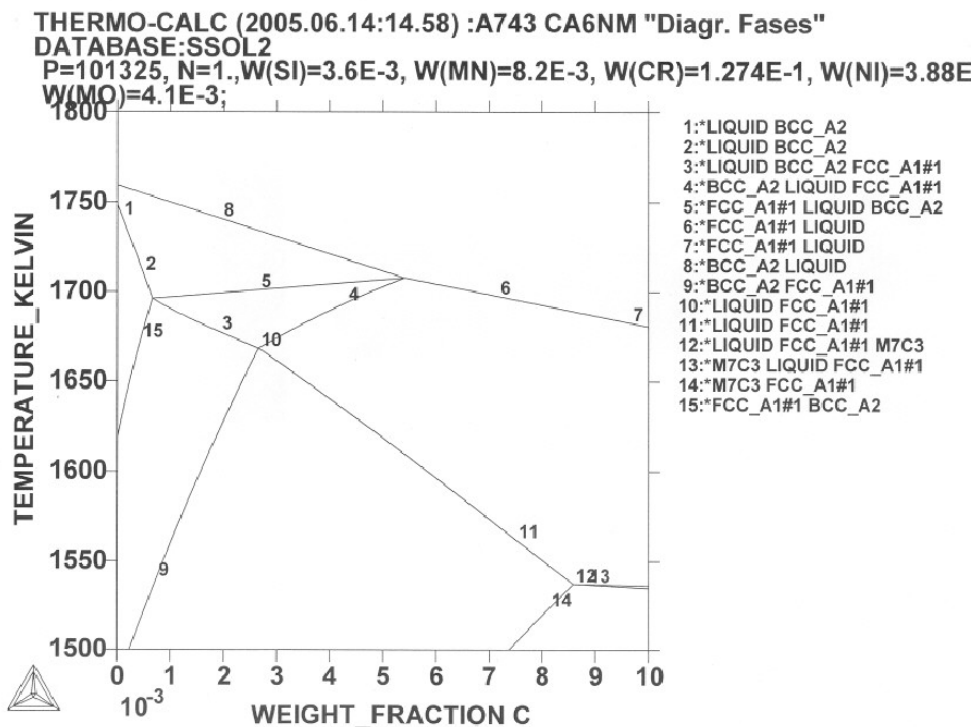
- [11] KURZ, W. & FISHER, D.J., “Fundamentals of Solidification”, 1986, Trans Tech Publication, Switzerland.
- [12] MAGMA – SOFT, “Resenha de Encontro de Usuários”, 1999, São Paulo.
- [13] MURAKAMI, S., SAMARASEKERA, I. V. e WEINBERG, F.; Acta Metallurgica, 1983.
- [14] NARO, R.L., “Porosity Defects in Iron Casting From Mold-Metal Interface Reactions”, AFS Transactions 1999 volume 206, pág. 839 – 851
- [15] NIYAMA, E., UCHIDA, T., MORIKAWA, M. & SAITO, S. , “Method of shrinkage Prediction and Its Application to Steel Casting Practice”, 1982, Congresso Internacional de Fundição, Chicago.
- [16] NIYAMA, E., UCHIDA, T., MORIKAWA, M. & SAITO, S. , “Predicting Shrinkage in Large Steel Casting from Temperature Gradient Calculations” AFS Cast Metals Journal, June 1981.
- [17] OHNO, A, “Solidificação de Metais”, Livraria Ciência e Tecnologia.
- [18] STONEBROOK, E.E. & SICHA, W.E., “Correlation of Cooling Curve Data with Casting Characteristics Of Aluminium Alloys”, AFS Transactions (1949), 57, pág 489 – 496.
- [19] WLODAWER, R., “Gelenkte Erstarrung von Stahlguss”, 2a edição, 1967, Alemanha.
- [20] SUNG, P.K.; Poirier, D.R.; Felicelli, S.D.; “Continuum model for predicting micro porosity in steel castings“, MSMSE, 2002, EUA.

- [21] CARLON, K.D.; OU,SHOUZHU; HARDIN, R.A.; BECKERMANN, C.; “Development of New Feeding Distances Using Casting Simulation: Part I. Methodology“, , Metallurgical and Materials Transactions, 2001, EUA.
- [22] SIGWORTH, G.K.; WANG, C.; “Mechanism of Porosity Formation during Solidification: A Theoretical Analysis“, Metallurgical Transactions, 1993, EUA.
- [23] GRACIOSO, J. F. F.; “ Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM“; dissertação mestrado UFSC, 2003.
- [24] CRAWFORD, J.D. et al. “High-Strength Cast Stainless Steels with Enhanced Corrosion Resistance,” Stainless Steel. ASTM STP 756. V. G. Behal and A. S. Melilli. 1982, p355-368.
- [25] STRAUBE, H. Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels. Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design. Cambridge, UK, Set. p 12-14, 1988.
- [26] ASTM A 743/A 743M – 98a. Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application.1999
- [27] ASTM A 216 – 98a. Standard Specification for Steel Castings, Suitable for Fusion Welding, for High-Temperature Services, 1998
- [28] ASTM A 609 – Specification for Ultrasonic Inspection, 1997
- [29] ASTM A709 – Specification for Surface Non Destructive Inspection, 1997
- [30] CCH70.3 – Specification for Inspection of Steel Castings for Hydraulic Machines, 3rd edition, 1996

[31] WEST, D.R.F.; SAUNDERS, N.; Ternary Phase Diagrams in Material Science. London UK, 3<sup>rd</sup> edition 2002.

ANEXO A

Diagrama de fases do aço ASTM A743CA6NM calculado pelo THERMO CALC

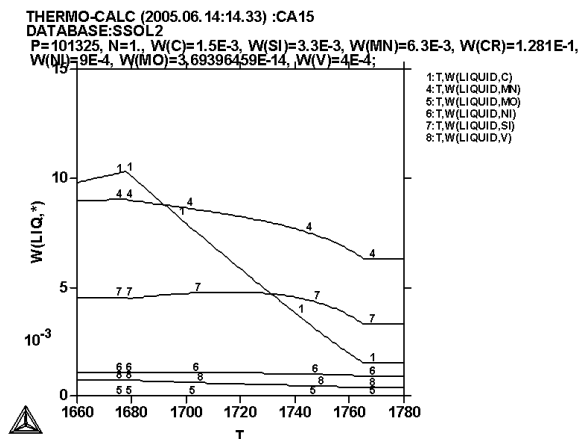
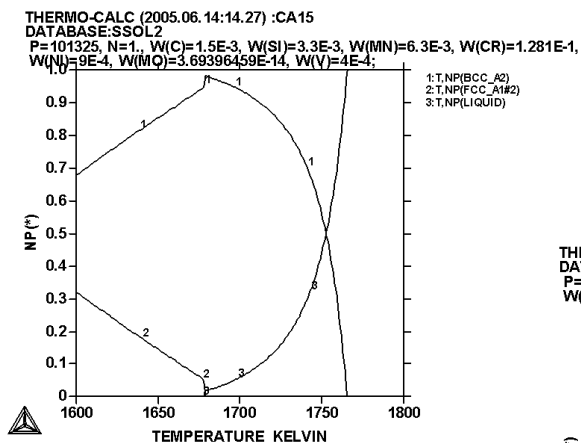
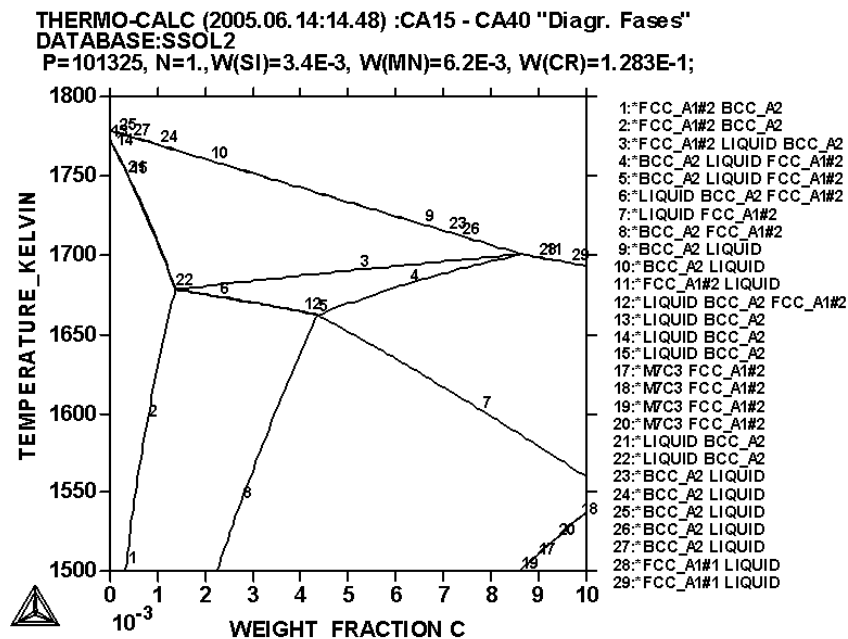






ANEXO B

Diagrama de fases do aço ASTM A743CA15 calculado pelo THERMO CALC





## ANEXO C

Diagrama de fases do aço ASTM A216WCC calculado pelo THERMO CALC

