

# ANÁLISE DO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEL E MICROLIGADO COM V-Nb

## João Lobo Peralta

Centro Federal de Educação Tecnológica do Pará, Av. Almirante Barroso, 1155, Marco, 66010-840, Belém, Pará, jlperalta@cefetpa.br, jperalta@interconnect.com.br.

## Maria Dorotéia C. Sobral

Centro Federal de Educação Tecnológica da Bahia, doroteia@cefetba.br.

## Rezende Gomes dos Santos

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Cidade Universitária Zeferino Vaz S/N, Campinas, São Paulo, rezende@fem.unicamp.br.

## Paulo Roberto Mei

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Cidade Universitária Zeferino Vaz S/N, Campinas, São Paulo, pmei@fem.unicamp.br.

**Resumo.** A permanente demanda de aços de alta qualidade e a necessidade de um aumento da produção, assim como as reduções de custos são os principais fatores que levaram ao desenvolvimento do processo de lingotamento contínuo para produzir placas finas de aço. Neste processo, a espessura final varia de 40 a 90 mm podendo ser realizado com ou sem deformação durante o processo de solidificação, quando o núcleo ainda se encontra no estado líquido. Um equipamento que simula o efeito do lingotamento de uma placa fina foi utilizado para possibilitar análises da solidificação com ou sem redução da espessura da placa com o núcleo líquido. Neste trabalho, são analisadas a solidificação de dois tipos de aço, inoxidável AISI 304 e microligado com V-Nb, sem aplicação de deformação. Para ambos os materiais, placas foram produzidas e curvas de temperatura foram obtidas durante a solidificação para diferentes posições. Além disso, foram feitas análises metalográficas para se observar o comportamento estrutural e analisar as segregações de solutos.

**Palavras-Chaves:** lingotamento contínuo, aço inoxidável, aço microligado.

## 1. INTRODUÇÃO

Para uma indústria de aço atualmente poder ser competitiva é necessário que continuamente reduza custos de produção e melhore a qualidade do produto final (Doring et al, 1990). O aumento da capacidade, unir ou remover estágios de produção assim como otimizar gastos com pessoal, matérias-primas e energia são algumas das medidas efetivamente necessárias para esta redução. Um processo que efetivamente vem atendendo essa necessidade é o *near net shape casting* (NNSC), no qual se obtém produtos com dimensões mais próximas às dos produtos acabados.

Observando o grande desenvolvimento do processo NNSC, verifica-se a habilidade da indústria de aço em se adaptar aos tempos, procurando desenvolver novas tecnologias que supram o mercado com materiais de baixo custo e alta qualidade. No caso da produção de chapas, uma das tecnologias que podem fazer com que isso seja possível é o Lingotamento Contínuo de Placas Finas (*thin slab casting* - TSC), no qual a qualidade do produto final é resultado das condições em que ocorre a

transformação do aço da fase líquida para sólida. Nessas placas é fundamental que a superfície se apresente isenta de defeitos e livres de inclusões.

O lingotamento contínuo de placas finas tem apresentado uma aplicação crescente nos últimos anos na produção de chapas de aço. Um dos maiores problemas com o uso desta tecnologia é a macrosegregação de elementos como C, Mn, Cr, S e P, que prejudicam as propriedades mecânicas dos produtos acabados (Yeung et al, 1998; Abushosha et al, 1999).

Com o objetivo de elevar-se a eficiência e o desenvolvimento do processo, algumas empresas têm investido na implementação de laboratórios e projetos pilotos para a pesquisa desta tecnologia (Kaspar e Flüß, 1991; Gottardi e Nannini, 1992; Bruns e Kaspar, 1997). Entre esses, encontra-se o estudo feito através da simulação usando-se um molde com uma das paredes móveis, a qual permite que o metal parcialmente solidificado tenha sua espessura reduzida (Gentile et al, 1998), uma vez que os custos com os equipamentos e materiais e o tempo gasto para uma simulação são consideravelmente menores em relação a se efetuar teste para o desenvolvimento do processo utilizando equipamentos industriais. Além do mais, os dados obtidos através de simulações efetuadas em equipamentos e dispositivos podem ser usados também como parâmetro inicial para simulações numéricas ou para validação de modelos matemáticos já prontos.

Devido à grande diversidade e complexidade dos fenômenos envolvidos nas várias etapas do processo de lingotamento contínuo de placas finas, os trabalhos envolvendo simulação encontrados na literatura focam o estudo de um fenômeno específico relativo a uma etapa distinta do processo, deixando em aberto o estudo do conjunto e a relação entre estes fenômenos.

Das etapas presentes no processo de lingotamento contínuo de placas finas, pode-se destacar a passagem do metal líquido pelo molde como uma das mais importantes para a qualidade final do produto. Os fenômenos de transferência de calor envolvidos nesta etapa têm relação direta com o material do molde e a eficiência do sistema de refrigeração do mesmo.

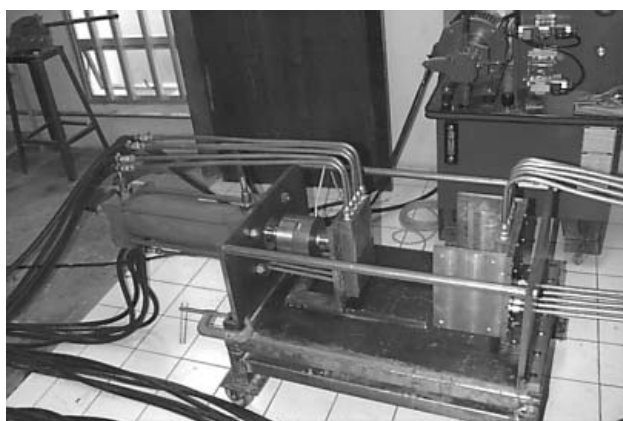
A partir das considerações acima, neste trabalho é apresentado o estudo da solidificação de dois tipos de aços, um aço inoxidável (AISI 304) e um aço microligado com V-Nb, utilizando um simulador estático. No presente trabalho são apresentados apenas resultado da solidificação desses aços sem a redução da espessura com o núcleo líquido.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

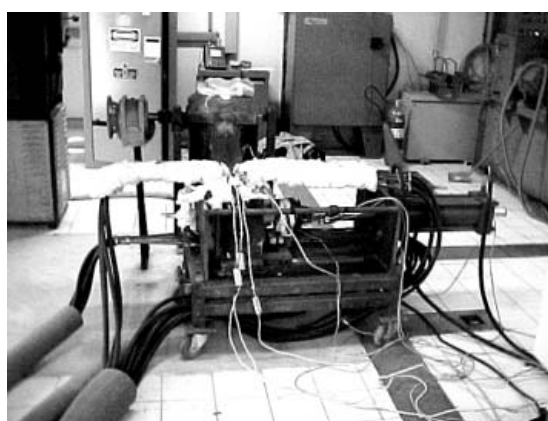
Para a realização dos experimentos foram utilizados dois tipos de aços, o aço inoxidável AISI 304 produzido pela Aços Villares S.A. e o aço microligado com V-Nb fornecido pela CST (Companhia Siderúrgica de Tubarão), cujas composições químicas médias podem ser observadas na Tabela 1. Para a produção das placas finas experimentais, utilizou-se um simulador estático da fase de solidificação durante o lingotamento contínuo. Detalhes deste simulador podem ser observados na figura 1 (a) e (b).

Tabela 1. Composição química dos Aços estudados (Sobral et al, 2001).

Material	C	Mn	Si	Al	Nb	V	Cu	Cr	Ni	S	Mo	N
<b>Aço Inoxidável</b>	0,04	1,52	0,47	-	-	-	0,18	18,7	8,9	0,009	0,36	-
<b>Aço Microligado</b>	0,07	1,15	0,41	0,05	0,03	0,07	0,02	0,02	0,01	-	-	0,017



(a)



(b)

Figura 1. (a) Simulador estático da fase de solidificação de lingotamento contínuo de placas finas; (b) Simulador preparado para o experimento.

Este simulador é constituído basicamente, de uma câmara para solidificação da liga metálica, uma célula de carga para medição da força necessária para deformação da liga durante a solidificação, de um cilindro hidráulico responsável pela aplicação da força de deformação e de um sistema de guias para direcionamento do movimento.

Para monitorar a temperatura dos aços em questão durante a solidificação, três termopares tipo S (Pt-Rh) foram posicionados dentro da placa, um no centro, um na interface do metal/molde e um a 15 mm da interface, todos acoplados a um sistema computacional de aquisição de dados.

A fusão do aço para a produção das placas finas foi realizada em um forno de indução eletromagnética de alta frequência com capacidade para fundir até 25 kg de metal. A temperatura de vazamento foi de 1580 °C com o molde do simulador pré-aquecido entre 250 e 350 °C. A espessura das placas obtidas foi de 60 mm.

Após a obtenção de cada placa realizou-se sua caracterização. Esta caracterização teve como objetivo a análise metalográfica para verificar a constituição da estrutura final e avaliar a segregação.

Para a realização desta etapa, primeiramente determinou-se a região de estudo. Esta região, como pode ser vista esquematicamente na figura 2 foi escolhida por ser a que menos sofre influência externa garantindo a manutenção da direcionalidade do fluxo de calor.

Na análise metalográfica foram utilizados para a revelação da macrografia, o reagente de Kalling para o aço inoxidável e Nital a 10% para o microligado e para a micrografia, ácido oxálico a 10% e Nital a 2% respectivamente.

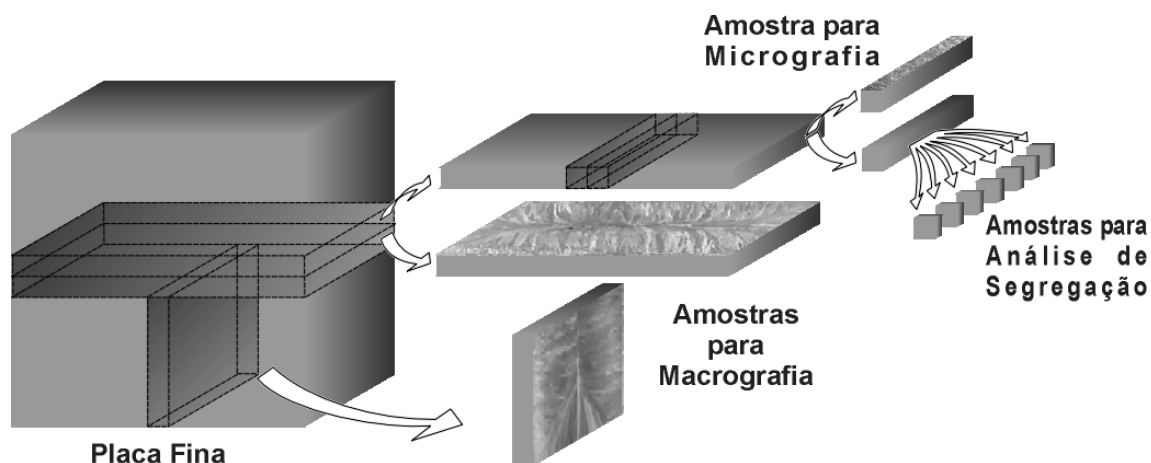


Figura 2. Esquema das regiões de estudos metalográficos das placas finas de aço (Peralta, 2003).

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 3 mostra os perfis de temperatura para os aços em questão, solidificados nas mesmas condições, onde podemos observar que a taxa de resfriamento do aço inoxidável é maior do que o do aço microligado. Este fato pode ser explicado pela maior difusão térmica apresentada pelo aço inoxidável em comparação ao microligado, que faz com que o mesmo apresente uma resposta mais rápida ao fluxo de calor.

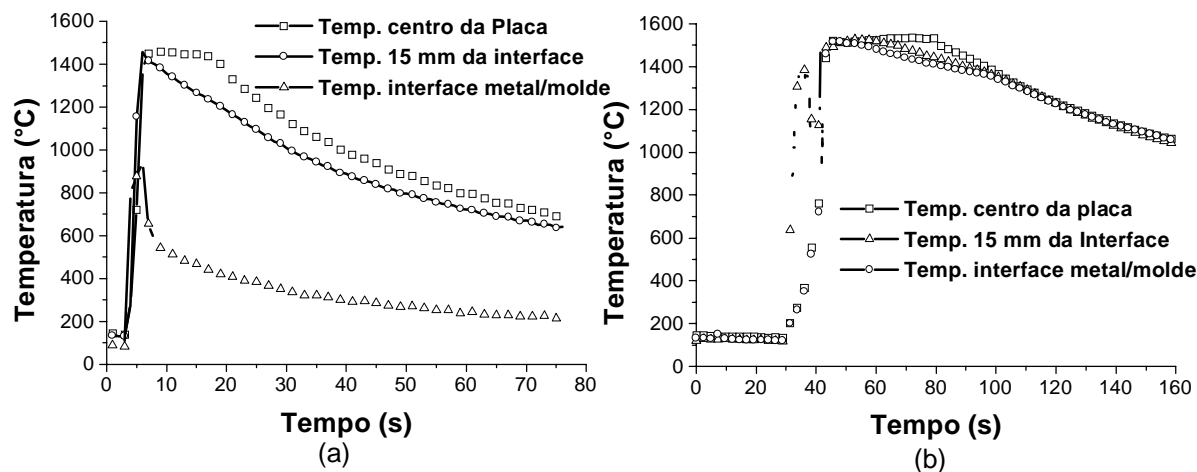


Figura 3. Perfis de temperaturas experimentais: (a) do aço inoxidável e (b) aço microligado.

Na figura 4, as macroestruturas das placas são apresentadas. Nota-se uma zona colunar paralela à direção do fluxo de calor. No centro da placa há a presença de uma zona equiaxial que se mostra mais extensa para o aço microligado. Tal ocorrência pode ser explicada em função da solidificação mais lenta do aço microligado, como mostrado na figura anterior, permitindo uma nucleação mais intensa de grãos equiaxiais na região central.

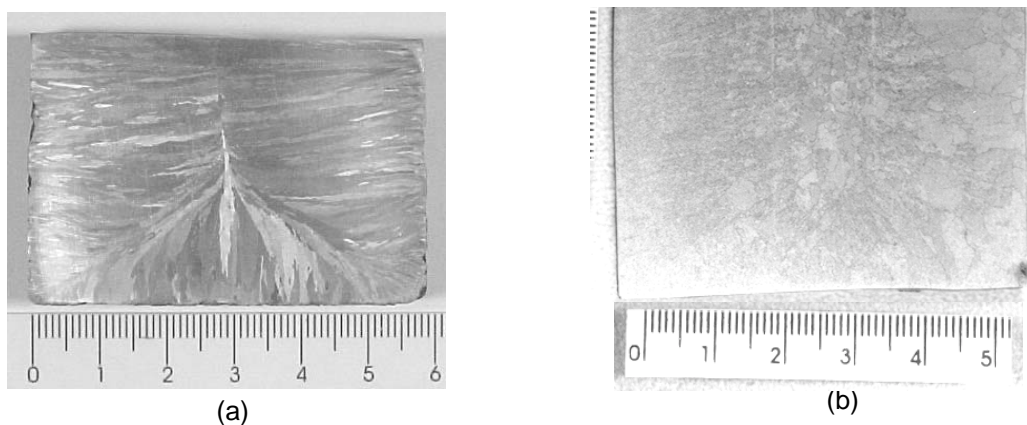


Figura 4. Macrografia: (a) aço inoxidável e (b) aço microligado.

Pode-se observar na figura 5 as micrografias em diferentes posições da placa de aço inoxidável, ou seja, próxima da interface metal/molde (a), a 6 mm da interface (b) e no centro da placa (c). A estrutura é formada por dendritas de austenita (fase  $\gamma$ ). Verifica-se que próximo à interface há formação de uma pequena região com estrutura dendrítica com direção não definida mais rapidamente assumindo direção paralela ao fluxo de calor (Figura 5.a). O surgimento desta região é devido à solidificação extremamente rápida do metal em contato com a parede refrigerada do molde no momento do vazamento provocando a formação de dendritas crescendo em direção aleatória. As

dendritas que apresentam orientação coincidente com a direção do fluxo de calor crescem mais rapidamente bloqueando o crescimento daquelas que apresentam direções desfavoráveis. Assim, a 6 mm da interface (Figura 5.b) nota-se já uma estrutura dendrítica tipicamente unidirecional crescendo na mesma direção do fluxo de calor. Finalmente no centro da placa nota-se a presença de dendritas equiaxiais que surgem no interior do líquido devido à diminuição da temperatura do mesmo eliminando o superaquecimento.

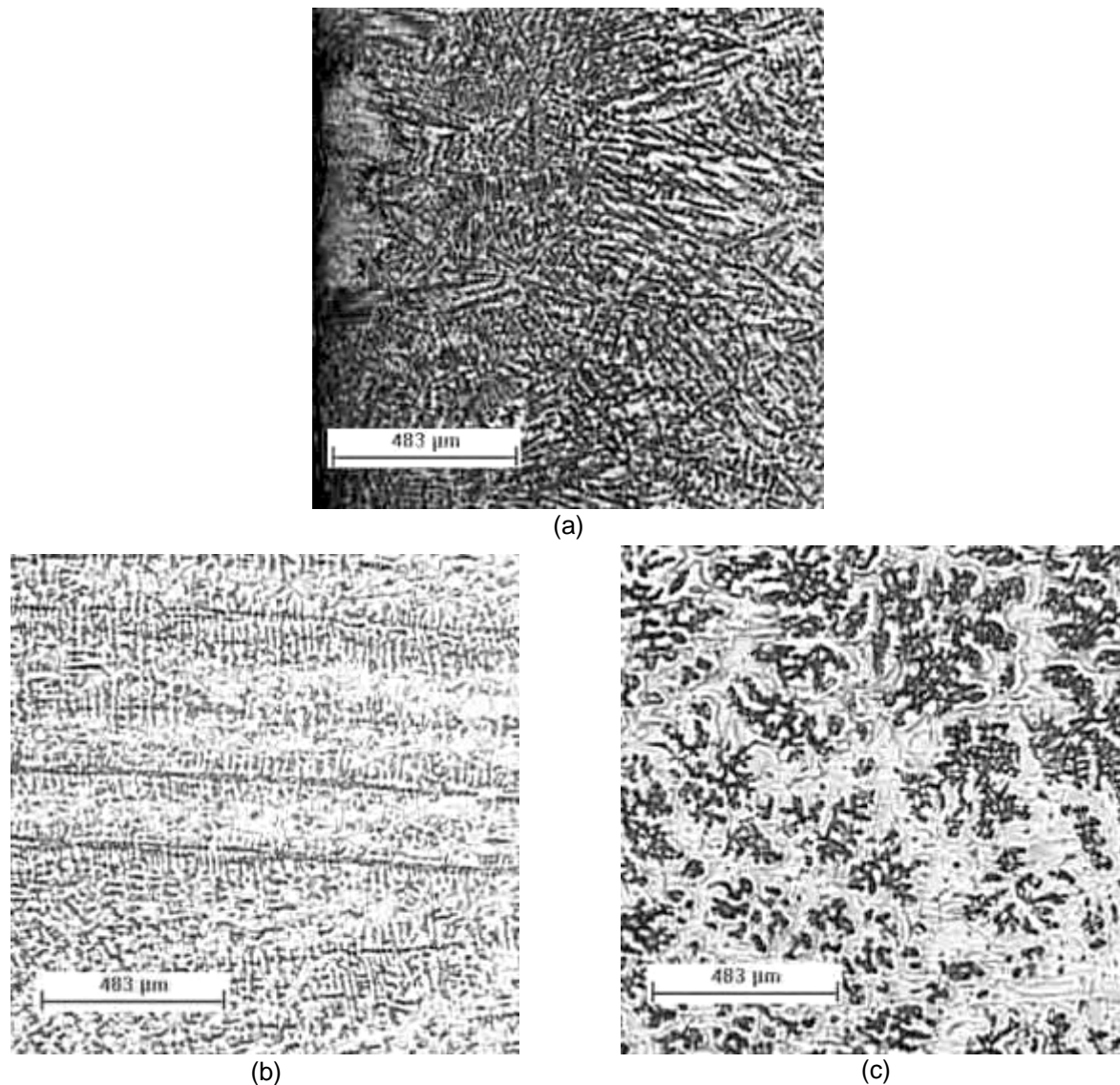


Figura 5. Micrografias da placa de aço inoxidável (a) próximo à interface metal/molde, (b) a 6 mm da interface e (c) no centro.

Analisando toda a região de estudo notamos também que os valores do espaçamento dendrítico secundário são menores em regiões próximas à interface metal/molde e aumentam gradativamente com a distância dessa interface até regiões próximas ao centro da placa onde começam a decrescer. Esta variação no espaçamento dendrítico secundário com relação à distância da superfície é mostrada na figura 6. O crescimento inicial do espaçamento dendrítico secundário pode ser explicado pelo aumento gradativo da camada solidificada, impondo uma resistência crescente ao fluxo de calor, diminuindo a velocidade de solidificação. Já na etapa final do processo, devido à rápida diminuição da quantidade do líquido remanescente há uma tendência de aumento da velocidade de solidificação com conseqüente diminuição do espaçamento.

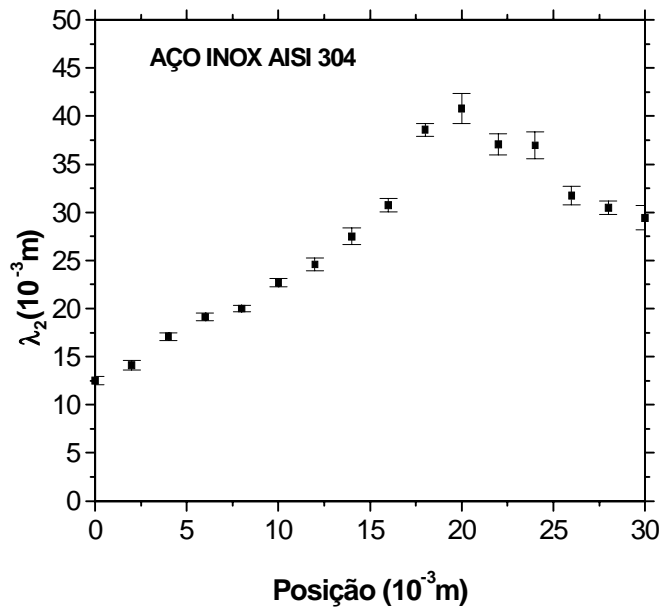


Figura 6. Variação do espaçamento dendrítico secundário em função da distância da superfície da placa para o aço inoxidável.

No caso do aço inoxidável a estrutura bruta de fusão, formada por dendritas da fase  $\gamma$ , é preservada até a temperatura ambiente facilitando a análise da formação da microestrutura durante o processo de solidificação. Já no caso do aço microligado ocorrem transformações de fase no estado sólido e a estrutura bruta de fusão, formada também por dendritas de austenita é perdida durante a transformação da mesma em ferrita. Isto leva à formação de uma estrutura onde não se distingue dendritas bem definidas e que não apresenta grandes diferenças ao longo da espessura da placa. Como exemplo, na figura 7 é apresentada a microestrutura no centro da placa de aço microligado.

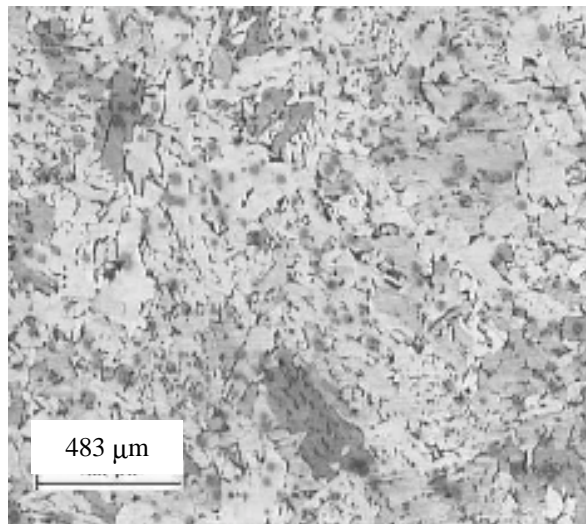


Figura 7. Microestrutura do centro da placa de aço microligado.

As figuras 8 e 9 mostram o comportamento da macrossegregação do Mn no aço microligado e do Cr e Ni no aço inoxidável, respectivamente. Esses elementos quando presentes no aço possuem coeficiente de distribuição de soluto menor do que a unidade o que favorece a macrossegregação (Garcia, 2001). Para o aço microligado a segregação é do tipo normal, apresentando valor maior de concentração no centro da placa em decorrência da rejeição de soluto na interface sólido/líquido. Já



no aço inoxidável, não é observado este mesmo comportamento, ou seja, não apresenta segregação de longo alcance. Por apresentar estrutura, como mostrado anteriormente, completamente dendrítica, há possibilidade de uma maior distribuição do soluto entre os braços interdendríticos, favorecendo uma distribuição macroscopicamente mais homogênea. Portanto, pode haver possibilidade de ocorrer segregação de curto alcance, ou seja, microsegregação. Esse aspecto será analisado em trabalhos posteriores.

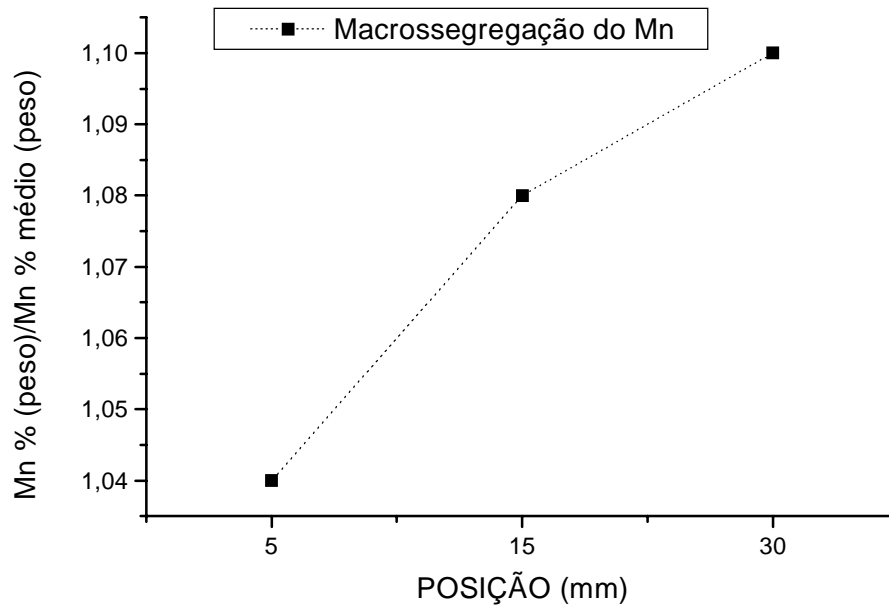


Figura 8. Comportamento da segregação do Mn para o aço microligado

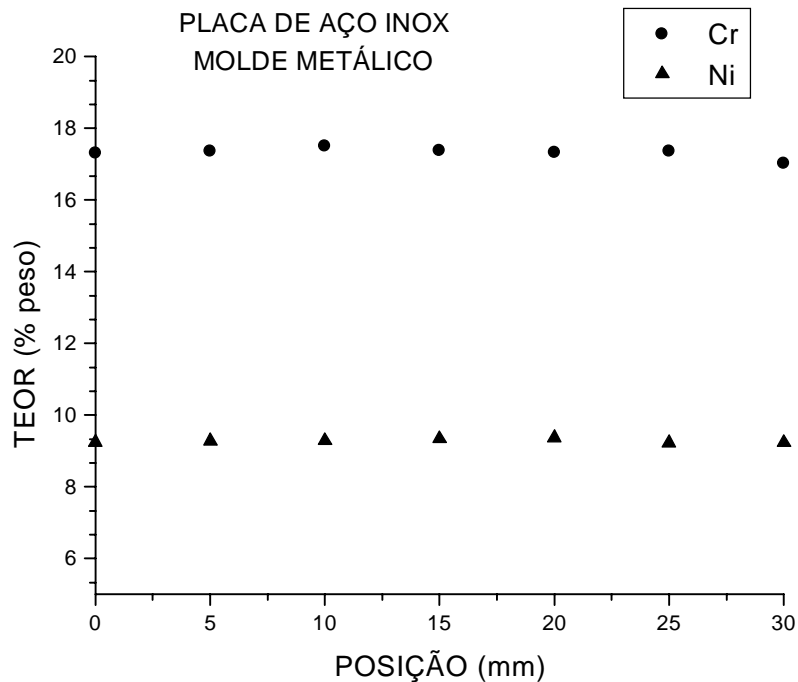


Figura 9. Comportamento da segregação do Ni e do Cr para o aço inoxidável

## 4. CONCLUSÕES

A simulação da etapa de solidificação do lingotamento contínuo de placas finas em laboratório permite que se realize uma série de estudos que tem por objetivo principal a melhoria do processo. As análises apresentadas permitem que sejam retiradas as seguintes conclusões:

A difusão térmica apresentada pelo aço microligado é menor do que a do aço inoxidável, que faz com que o mesmo apresente uma resposta mais lenta ao fluxo de calor, o que permite uma nucleação mais intensa de grãos equiaxiais na região central.

Em ambos os casos, há a formação de dendritas de austenita no início do processo de solidificação. No entanto, para o aço microligado ocorrem transformações de fase no estado sólido durante o resfriamento, ou seja, esta estrutura bruta de fusão é perdida durante a transformação da mesma em ferrita. Isto leva a formação de uma estrutura onde não se distingue dendritas bem definidas não apresentando grandes diferenças ao longo da espessura da placa.

A variação do espaçamento dendrítico secundário, apresentada pelo aço inoxidável, está ligada diretamente a velocidade de crescimento da camada solidificada. Inicialmente esse espaçamento tende a aumentar em decorrência do aumento da resistência crescente ao fluxo de calor, ou seja, diminuição da velocidade de solidificação. Posteriormente, na etapa final do processo se observa uma diminuição do espaçamento devido a rápida diminuição da quantidade do líquido remanescente o que promove um aumento da velocidade de solidificação.

Com relação ao comportamento da segregação de longo alcance há uma diferença entre os dois materiais. O aço inoxidável não apresenta este tipo de macrossegregação, por apresentar estrutura completamente dendrítica possibilitando uma maior distribuição do soluto entre os braços interdendríticos, favorecendo uma distribuição macroscopicamente mais homogênea. Entretanto, pode haver possibilidade de ocorrer segregação de curto alcance, ou seja, microsegregação em toda a espessura da placa.

## 5. AGRADECIMENTOS

Agradecemos à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP – Processo 00/11505-6) pelo suporte financeiro.

## 6. REFERÊNCIAS

- Abushosha, R., Comineli, O. and Mintz, B., 1999, “Influence of Ti on hot ductility of C-Mn-Al steels”, *Materials Science and Technology*, v. 15, pp. 278-286.
- Bruns, H. and Kaspar, R., 1997, “Effect of hot strip processing during direct charging of thin slabs on the properties of cold strip of LC-steel”, *Steel Research*, n. 8, pp. 364-367.
- Doring, K., Wiesinger, H., Eberle, A., Flick, A., Hirschmanner, F., Wallner, F., Giedenbacher, G., Gabel, D., Kahle, P. and Loose, J., 1990, “Continuous casting and rolling of thin slabs”, *Metallurgical Plant and Technology International*, n. 5, pp. 16-29.
- Garcia, A., 2001, “Solidificação: fundamentos e aplicações”, Campinas, SP, Editora da Unicamp, 399 p.
- Gentile, F. C., Rizzo, E. S., Palmiere, W., Telles, G. N., Mei, P. R. e Santos, R. G, 1998, “Projeto e construção de um simulador de lingotamento contínuo de placas e tiras finas”, 53º Congresso Anual da ABM, pp. 504-514.
- Gottardi, R. and Nannini, L., 1992, “Net and near net shape continuous casting – new development in mini-mills”, *Metallurgical Plant and Technology International*, n. 3, pp. 46-52.
- Kaspar, R. and Flüß, P., 1991, “Steel Research. Laboratory simulation of the direct rolling of steel”, *Steel Research*, v. 62, n. 11, pp. 501-506.
- Peralta, J. L., 2002, “Análise do Efeito da Deformação na Formação da Microestrutura e na Rejeição de Solute Durante a Solidificação de Placas Finas”, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 140 p. Tese de Doutorado.



- Sobral, M. D. C., Peralta, J. L., Andrade, S. R., Santos, R. G. and Mei, P. R., 2001, "Microstructure formation in thin slab casting", Advanced Materials Processing Technologies - AMPT'01, New Developments on Metals, Leganés, Madrid, v. 1, pp. 09-15.
- Yeung, C. F., Zhao, H. and Lee, W. B., 1998, "The morphology of solidification of thin-section ductile iron castings", Materials Characterization, n. 40, pp. 201-208.

## **SOLIDIFICATION PROCESS ANALYSIS OF THE V-Nb MICROALLOYED AND STAINLESS STEELS**

### **João Lobo Peralta**

Federal Centre of Technological Education of the Pará, Av. Almirante Barroso, 1155, Marco, 66010-840, Belém, Pará, jlperalta@cefetpa.br , jperalta@interconnect.com.br.

### **Maria Dorotéia C. Sobral**

Federal Centre of Technological Education of the Bahia, doroteia@cefetba.br.

### **Rezende Gomes dos Santos**

Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, Cidade Universitária Zeferino Vas S/N, Campinas, São Paulo, rezende@fem.unicamp.br.

### **Paulo Roberto Mei**

Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, Cidade Universitária Zeferino Vas S/N, Campinas, São Paulo, pmei@fem.unicamp.br.

**Abstract.** The steels high quality permanent demand and the requirements for an increase in production with low costs pushed the development of the Continuous Casting Process in Thin slabs casting. In this process, the final thickness is in the 40 - 90 mm range and can be accomplished with or without liquid core reduction during the solidification. An equipment able to simulate continuous casting effect of thin slab was going used to enable solidification analyses. In this work, it has been analyzed the solidification of the V-Nb microalloyed and AISI 304 stainless steels, without deformation application. For both materials the slabs were produced meanwhile the temperature profiles for different locations were being obtained during the solidification. Metallographic examination were prepared in order to observe the structural behavior and to analyze solutes segregation.

**Keywords:** thin slab casting, stainless steel, microalloyed steel.