

# NOVO PROJETO DE LIGA PARA A REDUÇÃO NA VARIAÇÃO DO NÍVEL DE AÇO NO MOLDE DE AÇOS HSLA PERITÉTICOS PRODUZIDOS PARA A LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE CONFORME A NORMA ABNT-NBR 6656 LNE380\*

Alisson Paulo de Oliveira<sup>1</sup>  
Edson Hugo Rossi<sup>2</sup>  
Jorge Adam Cleto Cohn<sup>3</sup>  
Cleiton Arlindo Martins<sup>4</sup>  
Rui Coelho de Assis Filho<sup>5</sup>  
Eduardo de Paula Silveira<sup>6</sup>  
Carlos José Carneiro Filho<sup>7</sup>

## Resumo

Muitos dos aços atualmente produzidos, visando as mais diversas aplicações, têm sido projetados na faixa peritética. Projetos de Liga dessa natureza visam a redução dos custos com a adição de elementos de liga além de atender às exigências crescentes de propriedades mecânicas. A faixa peritética se caracteriza por teores de Carbono entre 0,09 e 0,16%. A produção de placas de lingotamento contínuo em aço peritético, ABNT-NBR 6656 LNE380, com teor visado de carbono igual a 0,10%, apresentava elevada variação de nível de aço no molde (Ou **MouldLevelFluctuation, MLF**), gerando assim grande instabilidade de processo de lingotamento, além de maior probabilidade de **Break-Outs** e trincas em placas. A estratégia escolhida nesse trabalho baseia-se na alteração do projeto de liga de forma a evitar a região peritética. Em otimizações anteriores<sup>1</sup> o teor de carbono foi aumentado ao passo que nesse projeto a abordagem utilizada foi sua redução, em função de restrições de norma, utilizando outras equações para a correta determinação de  $C_{\delta}$ ,  $C_{\gamma}$  e  $C_{liq}$ . Nesse trabalho serão discutidas as contramedidas adotadas visando o controle do MLF, baseadas no Projeto de Liga, a partir do uso de equações de regressão que levam em consideração o impacto de diversos elementos de liga na faixa peritética. Além disso, será avaliado o impacto nas propriedades mecânicas das bobinas laminadas a quente além da capacidade estatística obtida no controle de processo de lingotamento relativo à variável MLF.

**Palavras-chave:**Variação de Nível de Aço no Molde, Transformação Peritética, Reação Peritética; Lingotamento Contínuo de Placas; Projeto de Liga; teor de carbono; LNE380.

## NEW ALLOY DESIGN FOR MOULD LEVEL FLUCTUATION REDUCTION ON PERITETIC HSLA STEEL PRODUCED FOR THE HOT ROLLED COIL MILL ACCORDING TO ABNT NBR 6656 STANDARDS LNE380

## Abstract

*Many of the steels currently produced, aiming the more diverse applications, have been projected on the peritetic range. Alloy designs of this nature aims the cost reduction with alloying elements and to fulfill the always increasing mechanical properties demands. The peritetic range is characterized by carbon content between 0,09 and 0,16%. The production of continuous casting slabs, ABNT-*

*NBR6656 LNE380, peritectic steels, with carbon content between 0,08% and 0,12% presented high Mold Level Fluctuation (MLF), thus generating great casting process instability beyond higher Break-Out occurrence probability and surface cracks on the slabs. The strategy that was chosen on this work is based on the modification of the Alloy Design in order to avoid the peritectic range. In previous works<sup>1</sup> the strategy was to increase the carbon content. For this work the strategy was to decrease the carbon content, due to the technical specifications restrictions, using other equations to the correct determination of  $C_{\delta}$ ,  $C_{\gamma}$  e  $C_{liq}$ . In this paper will be discussed the countermeasures adopted to control the MLF, based on the alloy design, by the use of regression equations that take in account the effect of diverse alloying elements on the peritectic range. The impact of the new alloy on the mechanical properties will be evaluated and the statistical capability obtained for both the alloy design related to MLF.*

**Keywords:** *Mould Level Fluctuation; Peritectic Reaction; Peritectic Transformation; Slab Continuous Casting; Alloy Design; Carbon Content; LNE380.*

- <sup>1</sup> *Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Doutorando em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Especialista Técnico Sênior de Pesquisa e Desenvolvimento da Laminação de Tiras a Quente, Gerdau Aços Brasil, Ouro Branco-MG, Brasil;*
- <sup>2</sup> *Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Consultor Técnico de Pesquisa e Desenvolvimento da Laminação de Tiras a Quente, Gerdau Aços Brasil, Ouro Branco-MG, Brasil*
- <sup>3</sup> *Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Gerente Técnico de Pesquisa e Desenvolvimento da Laminação de Tiras a Quente, Gerdau Aços Brasil, Ouro Branco-MG, Brasil*
- <sup>4</sup> *Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia Mecânica, Doutorando em Engenharia de Materiais, Especialista Técnico de Pesquisa e Desenvolvimento da Laminação de Tiras a Quente, Gerdau Aços Brasil, Ouro Branco-MG, Brasil;*
- <sup>5</sup> *Engenheiro de Produção, Especialista Técnico de Fusão e Refino, Gerdau Aços Brasil, Ouro Branco-MG, Brasil;*
- <sup>6</sup> *Engenheiro Metalurgista, Especialista Técnico de Lingotamentos Contínuos, Gerdau Aços Brasil, Ouro Branco-MG, Brasil;*
- <sup>7</sup> *Engenheiro Mecânico, Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Gerente de Pesquisa e Desenvolvimento da Laminação de Bobinas a Quente, Gerdau Aços Brasil, Ouro Branco-MG, Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

Uma variável crítica de processo de Lingotamento Contínuo de Placas é a variação, ou flutuação, de nível de aço no molde (Ou **MouldLevelFluctuation, MLF**). Esta variável indica a estabilidade operacional do processo de Lingotamento Contínuo e sua amplitude deve estar sempre abaixo de 10mm. A estabilidade operacional e a qualidade de superfície dos produtos lingotados são significativamente influenciados pelos fenômenos que ocorrem durante o início da solidificação, ou seja, na região do menisco no molde<sup>2</sup>.

Os aços peritéticos estão entre aqueles que exibimos maiores desafios para a estabilidade do processo de lingotamento contínuo, uma vez que apresentam a Reação/Transformação Peritética. A excessiva variação de nível de aço no molde, ou MLF, pode ocasionar:

- ✓ Trincas de superfície das placas de Lingotamento Contínuo<sup>3</sup>: Trata-se de um problema particularmente grave. É possível recuperar a superfície da placa através de processos de escarificação ou descarte da região afetada, porém são operações que reduzem a produtividade e o rendimento metálico além de agregar custo;
- ✓ Aumento significativo do risco de “Break-Out”, ou rompimento de veio, devido à contração de volume associado com a Reação/Transformação peritética a qual resulta na formação do *gap*, ou descolamento da pele em relação à parede do molde, e disso decorre um decréscimo no fluxo de calor, levando a ocorrerem pontos quentes (“Hot Spots”).

Além de determinadas características de Composição Química, inerentes aos aços peritéticos, temos mais algumas variáveis do processo de Lingotamento Contínuo que impactam no MLF<sup>4,5</sup>: Fluxo de argônio no molde, *Pick-Up* de nitrogênio, *clogging* na válvula submersa, operação imprópria, problemas no resfriamento secundário, menor tempo de residência, problema no mecanismo do tampão, elevado volume de escória de panela no distribuidor, operação com baixo nível de aço no distribuidor, abaulamento (Ou *Bulging*) da pele entre rolos, deformação e vibração no *Bender*, e pressão hidráulica instável.

O foco desse trabalho será relativo à influência da Composição Química no MLF, em especial o impacto da contração volumétrica devido à Reação e a Transformação Peritética. Será investigado, também, o comportamento do MLF frente aos teores de carbono e rota de processamento no refino do aço.

O aço peritético se caracteriza por apresentar as seguintes reações e transformações:

- ✓ Reação Peritética (Ferrita-Delta + Líquido → Austenita);
- ✓ Transformação de Fase Peritética:
  - Ferrita-Delta → Austenita;
  - Líquido → Austenita.

A Reação Peritética ocorre sob condições onde coexistem três diferentes fases (Líquido, Ferrita-Delta e Austenita). As fases Líquido e Ferrita-Delta reagem para formar a Austenita, conforme pode ser verificado na figura 1.

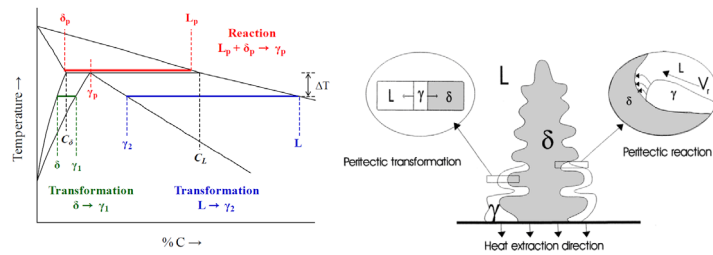


Figura 1. A Reação e a Transformação Peritética. [6]

A Transformação Peritética tem como efeito a contração volumétrica devido à mudança do sistema cristalino do reticulado atômico: De Ferrita-Delta, Cúbica de Corpo Centrado (CCC) para Austenita, Cúbica de Face Centrada (CFC), veja na figura 2. A Ferrita-Delta, CCC, apresenta volume molar entre 2,50 e 3,00% superior à Austenita, CFC. Dessa forma há uma significativa contração volumétrica durante a Transformação Peritética.

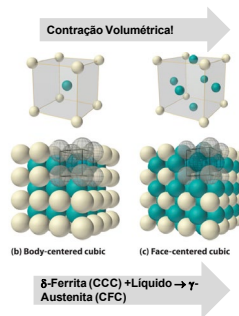


Figura 2. Mudança do Sistema Cristalino associado à Transformação Peritética.

Esses aços mostram maior tendência à formação, se comparados a aços com baixo e alto teor de carbono, de um *gap*, ou espaçamento, entre a pele solidificada e a parede do molde, na Zona de Resfriamento Primário, conforme ilustrado na figura 3:

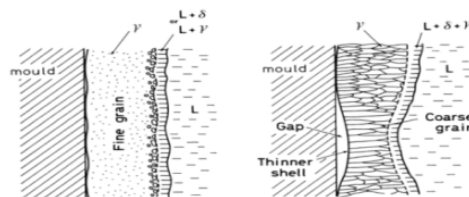


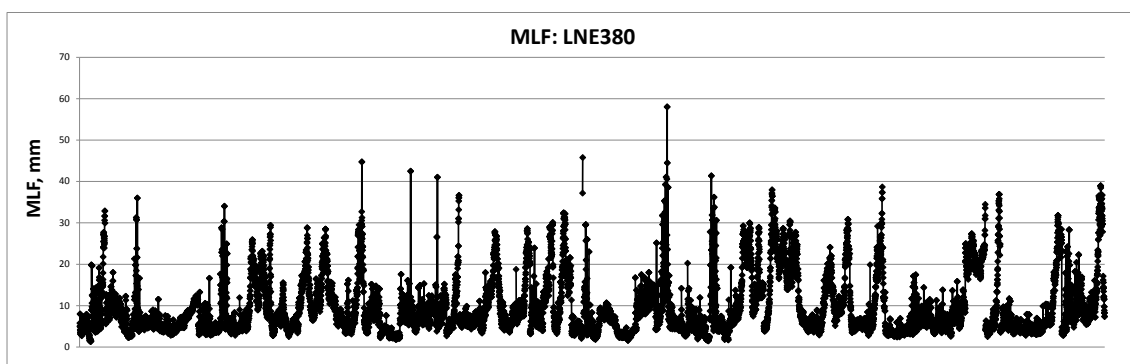
Figura 3. O *gap* (ou espaçamento) entre a pele solidificada e a parede do molde. Esquerda: Aço com alto e baixo teor de carbono. Direita: Aço peritético. Esquerda: Aço Alto-C ou Baixo-C. [7]

Os eventos relacionados à Reação e Transformação Peritética que induzem a formação do *gap* e o MLF são os seguintes:

1. Próximo ao menisco o aço é rapidamente resfriado de modo que a transformação Ferrita-Delta → Austenita ocorra na superfície. A contração volumétrica resultante da Transformação Peritética induz o *gap*;

2. O *gap* causa uma descontinuidade devido à redução da transferência de calor na interface aço/molde, a qual leva ao reaquecimento da camada solidificada e provoca perda de resistência mecânica;
3. A pressão ferrostática exercida pelo aço líquido acima do molde tende a empurrar o sólido novamente contra a parede do molde;
4. A deformação do sólido gera uma descontinuidade na superfície;
5. Na interface entre o sólido e a parede do molde observa-se nas regiões onde o fluxo do calor é reduzido pela formação do *gap*, menor espessura da pele solidificada, a qual apresenta aparência irregular, ou heterogênea.

No gráfico da figura 4 é mostrado o MLF, série temporal, para o aço peritético em questão. Percebe-se comportamento instável do nível de aço no molde, com flutuações periódicas e frequentes. Os dados são referentes a placas de meio de seqüência e excluem placas identificadas com controle manual do nível de aço.



**Figura 4.** Seqüência Temporal do MLF. Cada equivale a 50cm no comprimento da placa lingotada.

A média e desvio padrão de MLF podem ser vistos na tabela 1:

**Tabela 1.** MLF, Média e Desvio Padrão, para o Projeto de Liga Original.

Veio	MLF, média, mm	MLF, Desvio Padrão, mm	n corridas
1	9,31	6,00	73
2	10,53	7,77	78
<b>Total Geral</b>	<b>9,97</b>	<b>7,04</b>	<b>83</b>

Pesquisas relacionadas às características de crescimento e deformação termal livre da pele inicialmente solidificada através de testes de imersão revelaram que a uniformidade da espessura desta está intimamente relacionada ao teor de carbono do aço. A camada, ou pele, solidificada heterogênea é um fator importante que contribui para o abaulamento instável, o qual causa o MLF<sup>8</sup>.

A adição de elementos de liga, conforme previsto no Projeto de Liga dos aços, transforma o diagrama binário Fe-C em um diagrama multifásico. Assim os campos de estabilidade das fases são alterados em função da composição química escolhida. Quando projetado contra um sistema pseudo-binário Fe-C + Elementos de Liga, essas adições ocasionam modificações nos teores de carbono correspondentes a  $C_{\delta}$ ,  $C_{\gamma}$  e  $C_{líq}$ , conforme figura 5, e conseqüentemente mudanças na faixa peritética<sup>9</sup>.



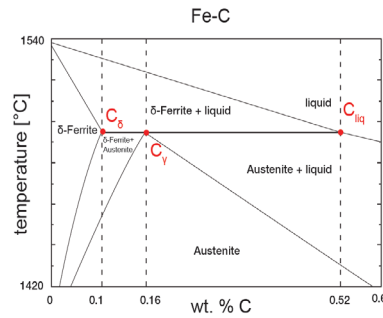


Figura 5. Diagrama Fe-C:  $C_{\delta}$ ,  $C_{\gamma}$  e  $C_{líq}$ . [9]

De forma a modelar a influência dos elementos de liga nesses teores de carbono, equações foram derivadas a partir de cálculos termodinâmicos através de Análise de Regressão<sup>9</sup>.

Pequenos ajustes na composição química dentro dos limites requeridos para o respectivo grau de aço provou-se uma efetiva maneira de modificar a criticidade do processo de lingotamento, o qual foi utilizado para alterar a solidificação e a proporção relativa de Austenita ( $\gamma$ ) e Ferrita ( $\delta$ ), calculados via Regra da Alavanca, e assim melhorar o crescimento desigual da pele inicialmente solidificada<sup>9</sup>.

As equações obtidas foram:

1.  $C_{\delta}' = 0,0927 - 0,0151 \cdot \text{Mn} + 0,00776 \cdot \text{Si}^2 + 0,0565 \cdot \text{Al} + 0,0143 \cdot \text{Al}^2 + 0,00338 \cdot \text{Al}^3 - 0,0170 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Si} - 0,0148 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Al} - 0,0574 \cdot \text{Si} \cdot \text{Al} - 0,00848 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Si} \cdot \text{Al} - 0,00900 \cdot (\text{Si} \cdot \text{Al})^2 - 0,0121 \cdot (\text{Si} + \text{Al}) - 0,000775 \cdot \text{Si}^4 + 0,00128 \cdot (\text{Mn} \cdot \text{Si})^3 + 0,00119 \cdot (\text{Mn} + \text{Si} + \text{Al})^3 + 0,000913 \cdot (\text{Mn} \cdot \text{Al})^4 - 0,00193 \cdot (\text{Mn} \cdot \text{Si} \cdot \text{Al})^4 - 0,000341 \cdot (\text{Mn} + \text{Si} + \text{Al})^4 - 0,0425 \cdot \text{P}^2 + 0,0549 \cdot \text{P} + 0,1369 \cdot \text{S} - 0,0135 \cdot \text{Cu} - 0,4694 \cdot \text{N} + 0,0036 \cdot \text{Sn}^2 - 0,014 \cdot \text{Sn} - 0,0256 \cdot \text{Nb} - 0,0357 \cdot \text{Ti} + 0,0113 \cdot \text{V} - 0,0009 \cdot \text{Mo}^2 + 0,0062 \cdot \text{Mo} - 0,0016 \cdot \text{Cr} - 0,0195 \cdot \text{Ni};$
2.  $C_{\gamma}' = 0,249 + 0,0673 \cdot \text{Si}^2 + 0,177 \cdot \text{Al}^2 - 0,0232 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Si} - 0,0116 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Al} + 0,140 \cdot \text{Al}^5 - 0,105 \cdot \text{Si} \cdot \text{Al} + 0,0214 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Si} \cdot \text{Al} + 0,0104 \cdot (\text{Mn} \cdot \text{Si})^2 - 0,0429 \cdot (\text{Si} \cdot \text{Al})^2 - 0,195 \cdot \text{Al}^4 + 0,0441 \cdot \text{Mn}^4 - 0,0269 \cdot \text{Mn}^5 - 0,0242 \cdot e^{\text{Mn}} - 0,0437 \cdot e^{\text{Si}} + 0,0233 \cdot (\text{Si} \cdot \text{Al})^4 + 0,0152 \cdot (\text{Mn} \cdot \text{Si} \cdot \text{Al})^4 - 0,000721 \cdot (\text{Mn} + \text{Si} + \text{Al})^4 + 0,2651 \cdot \text{P} + 0,5573 \cdot \text{S} - 0,0174 \cdot \text{Cu} - 0,585 \cdot \text{N} + 0,0094 \cdot \text{Sn}^2 - 0,0211 \cdot \text{Sn} - 0,027 \cdot \text{Nb} + 0,0377 \cdot \text{Ti}^2 - 0,0463 \cdot \text{Ti} + 0,042 \cdot \text{V} - 0,0015 \cdot \text{Mo}^2 + 0,0238 \cdot \text{Mo} + 0,0024 \cdot \text{Cr}^2 - 0,002 \cdot \text{Cr} - 0,0349 \cdot \text{Ni};$
3.  $C_{líq}' = 0,746 - 0,0469 \cdot \text{Mn} + 0,0305 \cdot \text{Si} - 0,0265 \cdot \text{Si}^2 + 0,0236 \cdot \text{Si}^3 + 1,37 \cdot \text{Al} - 1,21 \cdot \text{Al}^2 + 1,70 \cdot \text{Al}^3 - 0,771 \cdot \sqrt{\text{Al}} + 0,0745 \cdot \text{Log}(\text{Al}) - 0,0351 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Si} - 0,0560 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Al} - 0,249 \cdot \text{Si} \cdot \text{Al} + 0,00571 \cdot \text{Mn} \cdot \text{Si} \cdot \text{Al} - 0,00973 \cdot (\text{Mn} \cdot \text{Al})^2 - 1,07 \cdot \text{Al}^4 + 0,321 \cdot \text{Al}^5 + 0,00544 \cdot (\text{Mn} + \text{Al})^2 - 0,0338 \cdot (\text{Si} \cdot \text{Al})^3 + 0,1065 \cdot \text{P} + 1,239 \cdot \text{S} - 0,0621 \cdot \text{Cu} - 0,8642 \cdot \text{N} + 0,001 \cdot \text{Sn}^2 - 0,0191 \cdot \text{Sn} + 0,0051 \cdot \text{Ti}^2 + 0,0386 \cdot \text{Ti} + 0,0043 \cdot \text{V}^2 + 0,0896 \cdot \text{V} + 0,046 \cdot \text{Mo} + 0,0056 \cdot \text{Cr}^2 - 0,0178 \cdot \text{Cr} - 0,0047 \cdot \text{Ni}^2 - 0,0763 \cdot \text{Ni}.$

Com as equações dadas a nova faixa peritética pode ser calculada para cada grau de aço com o conceito de liga dentro dos limites especificados. De forma a interpretar esses valores em correlação com os dados de processo é conveniente considerar o valor medido de carbono das corridas em relação ao diagrama de fases Fe-C. Portanto um número característico é gerado, chamado “Carbono Equivalente”. Este pode ser interpretado como o teor de Carbono no sistema Fe-C, mas ao mesmo tempo leva em consideração os efeitos do Projeto de Liga no diagrama de fases. Conseqüentemente, os valores medidos de Carbono são projetados no diagrama Fe-C com os valores de  $C_{\delta}$ ,  $C_{\gamma}$  e  $C_{líq}$  modificados pelas equações acima<sup>9</sup>.

Em resumo: Com a redução na fração de fase líquida, a alimentação líquida no espaço entre os braços dendríticos secundários e terciários é crescentemente inibida. A solidificação do líquido remanescente nesses espaços e a transformação de Ferrita Delta em Austenita levam a um decréscimo do volume específico, o qual não pode ser totalmente compensado pela alimentação líquida proveniente da zona líquida. Esses efeitos ocasionam a contração na pele solidificada e, se a pressão ferrostática não for alta o suficiente, haverá o descolamento da pele das placas de molde. Como o fluxo de calor da pele sólida para o molde é conseqüentemente

reduzido, a temperatura da pele aumenta novamente e o contato com o molde é restabelecido. Esse processo seqüencial é refletido pela flutuação da temperatura na região do molde e também pela variação de nível de aço no molde<sup>9</sup>.

O aço em questão, ABNT-NBR6656, apresenta como característica a limitação do teor de carbono em 0,12%, máximo. A proporção de fases entre a Ferrita-Delta e o líquido, conforme a regra da alavanca, é reduzida com o aumento do teor de carbono. Assim sendo a estratégia de aumento de teor de carbono não será utilizada nesse caso e sim a sua redução.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

As principais alterações realizadas no Projeto de Liga foram a redução do teor de **Carbono** (De 0,10% para 0,07%, visado), visando redução do MLF, o aumento do teor de **Manganês** (De 0,95% para 1,00%, visado) e o aumento do teor de **Nióbio** (De 0,047% para 0,057%, visado), para garantia de Propriedades Mecânicas. Esse novo Projeto de Liga ocasionou redução no CEV IIW, ou seja, aumento da soldabilidade. Houve, entretanto, aumento de custo de produção, o que está sendo considerado como situação temporária em função de novos projetos de redução de custos na etapa de laminação.

Calculando-se  $C_{\delta'}$ ,  $C_{\gamma'}$  e  $C_{liq'}$  conforme as equações 1, 2 e 3 acima, obteve-se os seguintes resultados, vide tabela 2, para os dois Projetos de Liga:

Tabela2.  $C_{\delta'}$ ,  $C_{\gamma'}$  e  $C_{liq'}$  para os dois Projetos de Liga.

Projeto de Liga	C	$C_{\delta'}$	$C_{\gamma'}$	$C_{liq'}$	% Ferrita Delta / % Líquido
Anterior	0,08	0,080	0,161	0,498	100,00
	0,09	0,079	0,160	0,497	6,35
	0,10	0,078	0,158	0,496	2,69
	0,11	0,078	0,157	0,495	1,45
	0,12	0,077	0,155	0,494	0,82

Sigla	C	$C_{\delta'}$	$C_{\gamma'}$	$C_{liq'}$	% Ferrita Delta / % Líquido
Novo	0,05	0,077	0,155	0,493	100,00
	0,06	0,076	0,154	0,493	100,00
	0,07	0,076	0,153	0,493	100,00
	0,08	0,076	0,152	0,493	16,68
	0,09	0,075	0,151	0,493	4,16

Na figura 6, abaixo, visualiza-se os teores de carbono para cada Projeto de Liga:

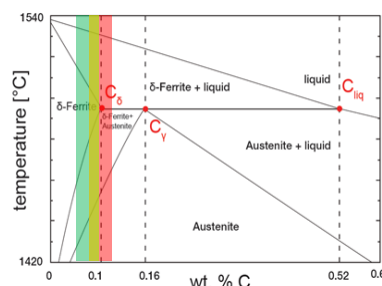
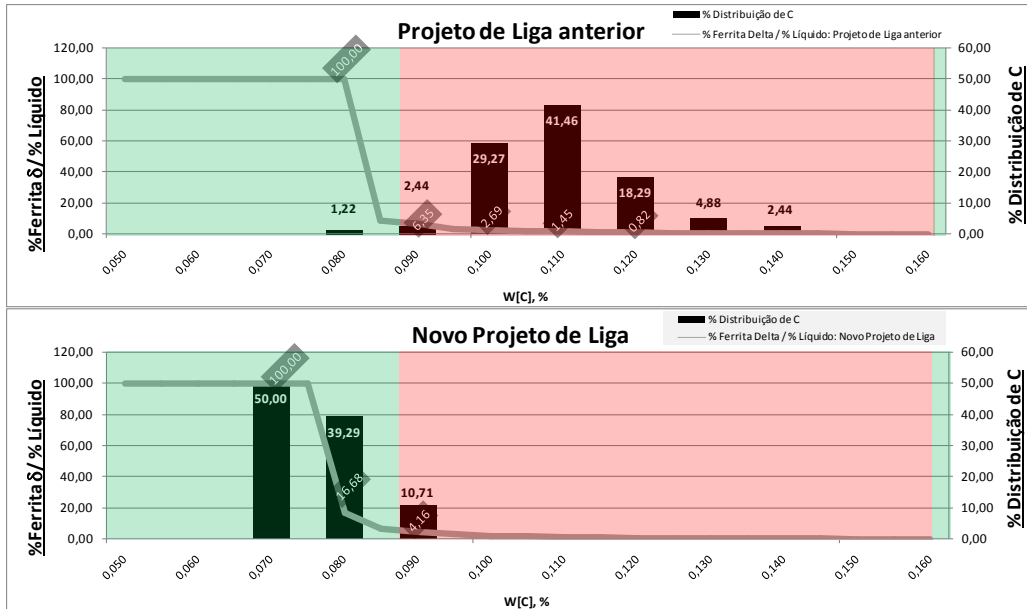
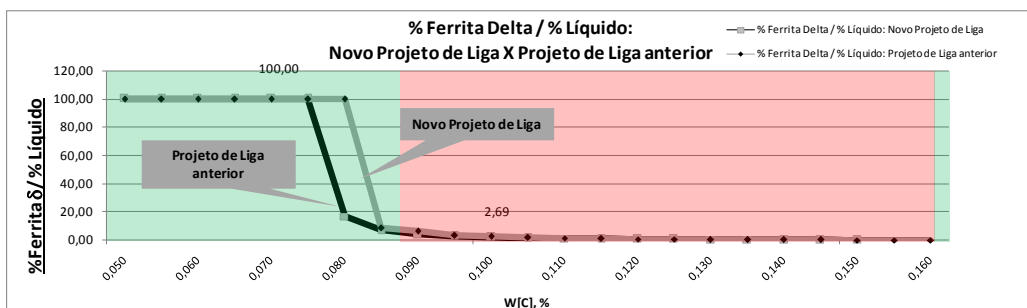


Figura 6. Faixas de teor de carbono para os dois Projetos de Liga. Em vermelho o Projeto de Liga anterior. Em verde o novo Projeto de Liga. Em amarelo a região de interseção entre os dois Projetos. [8]

O novo Projeto de Liga teve como objetivo o deslocamento da faixa de teor de carbono, ou “Carbono Equivalente”, para fora da região peritética, de 0,10 para 0,07%, evitando-se assim a reação e a transformação peritética (Ferrita-Delta → Austenita + Ferrita-Delta). Entretanto há de se verificar o efeito de toda a composição química na faixa periteticareal, o que pode ser visto nas figuras 7 e 8.



**Figura 7.** Proporções entre a Ferrita-Delta e o Líquido no diagrama Fe-C corrigido pelas equações 1, 2 e 3 e distribuição de teores de Carbono para as corridas produzidas conforme Projetos de Liga anterior e novo.



**Figura 8.** Proporções entre a Ferrita-Delta e o Líquido no diagrama Fe-C para os dois Projetos de Liga.

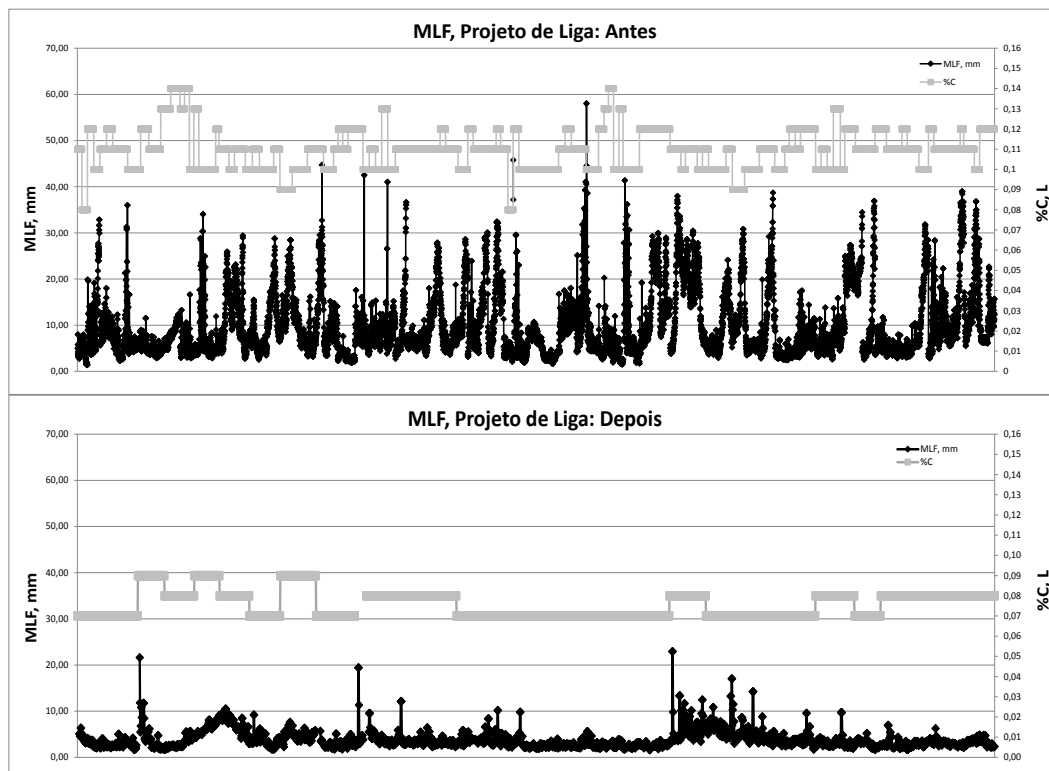
No novo Projeto de liga não houve produção de corridas com teor de C entre 0,05 e 0,06%. Este novo Projeto de Liga apresenta um deslocamento para a esquerda da faixa peritética além de não presença de líquido em 60% dessa faixa contra 20% do Projeto de Liga anterior, reduzindo assim a reação e a transformação peritética.

### 3 EXPERIMENTAÇÃO, RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Impactos do novo Projeto de Liga na Média e no Desvio Padrão do MLF

Na figura 9 observa-se o impacto no MLF, antes e depois:





**Figura 9.** Seqüência Temporal (Antes e Depois) do MLF. Cada ponto no gráfico equivale a 50cm no comprimento da placa lingotada.

Observa-se correlação entre o MLF e o respectivo teor de carbono da placa correspondente.

Abaixo, tabela 3, a comparação entre os resultados dos Projetos de Liga, anterior e novo.

**Tabela 3.** Redução percentual no MLF, para os dois Projetos de Liga, por faixa de larguras.

Projeto de Liga	Veio	MLF, média, mm	MLF, Desvio Padrão, mm	n corridas
Novo	1	5,18	3,01	29
	2	3,90	1,99	29
	<b>Total Geral</b>	<b>4,53</b>	<b>2,62</b>	
Projeto de Liga	Veio	MLF, média, mm	MLF, Desvio Padrão, mm	n corridas
Anterior	1	9,31	6,00	73
	2	10,53	7,77	78
	<b>Total Geral</b>	<b>9,97</b>	<b>7,04</b>	<b>83</b>

No resultado geral obteve-se redução de 54,6% no MLF médio e 62,8% na média de Desvio Padrão do MLF. A estatística realizada inclui somente as placas que não apresentaram eventos de qualidade que sabidamente levam a maior MLF por outras causas que não a contração volumétrica.

Segue-se análise comparativa entre o MLF com o teor de carbono e a rota de refino utilizada.

### 3.2 Relação de MLF com o teor de carbono e rota de refino utilizada

A partir dos dados de processo pode-se avaliar a influência do teor de carbono no MLF, em uma ampla faixa de teores. Vide figura 10.

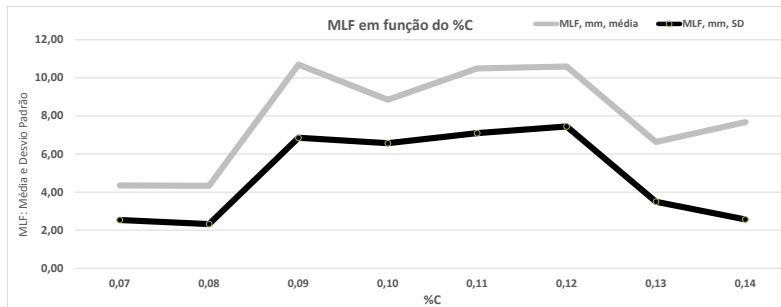


Figura 10. MLF em função do teor de carbono.

Percebe-se a existência de uma faixa crítica para ocorrência de MLF, entre 0,09 e 0,13% de teor de carbono. O novo Projeto de Liga possui %C igual a 0,09% em seu limite máximo.

Observa-se, figura 11, menor MLF (Média e Desvio Padrão) para a rota de refino que contempla a desgaseificação a vácuo, para teor de carbono entre 0,07 e 0,09%. Uma explicação para tal fato é a reduzida presença de gases os quais podem provocar algum distúrbio na região do menisco.

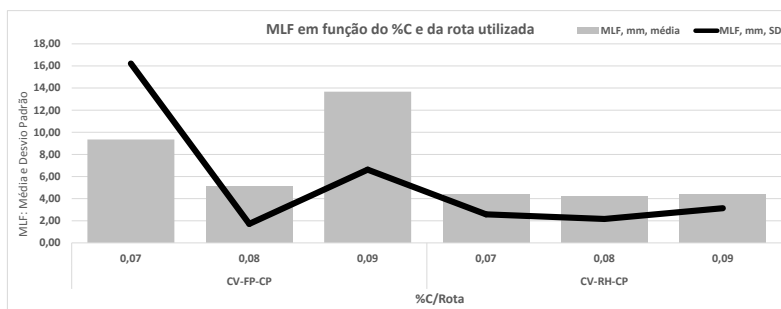


Figura 11. MLF em função do teor de carbono e da rota utilizada.

Os dados da tabela 4 mostram os impactos da rota de processamento e do teor de carbono real para ambos os Projetos de Liga. É importante notar que a eliminação da reação/transformação peritética implica em grande redução do MLF, independentemente da rota utilizada, o que demonstra a existência de outros fatores em sua ocorrência.

Tabela 4. C δ', C γ', C liq', % Ferrita Delta/% Líquido, MLF geral e por rota para os dois Projetos de Liga.

Projeto de Liga	C	C δ'	C γ'	C liq'	% Ferrita Delta / % Líquido	MLF, média, mm		CV-FP-CP		CV-RH-CP	
						MLF, SD, mm	MLF, média, mm	MLF, SD, mm	MLF, média, mm	MLF, SD, mm	
Anterior	0,08	0,080	0,161	0,498	100,00	4,41	1,54	4,41	1,54	-	-
	0,09	0,079	0,160	0,497	6,35	15,30	6,68	15,30	6,68	-	-
	0,10	0,078	0,158	0,496	2,69	8,85	6,57	9,19	6,67	-	-
	0,11	0,078	0,157	0,495	1,45	10,50	7,10	10,70	7,34	-	-
	0,12	0,077	0,155	0,494	0,82	10,59	7,45	9,84	7,35	-	-
Novo	0,05	0,077	0,155	0,493	100,00	-	-	-	-	-	-
	0,06	0,076	0,154	0,493	100,00	-	-	-	-	-	-
	0,07	0,076	0,153	0,493	100,00	4,35	2,54	3,94	1,54	4,38	2,58
	0,08	0,076	0,152	0,493	16,68	4,32	2,39	-	-	4,18	2,16
	0,09	0,075	0,151	0,493	4,16	6,37	3,25	8,76	3,02	4,43	3,14

A figura 12 mostra a comparação da capacidade estatística para o MLF.

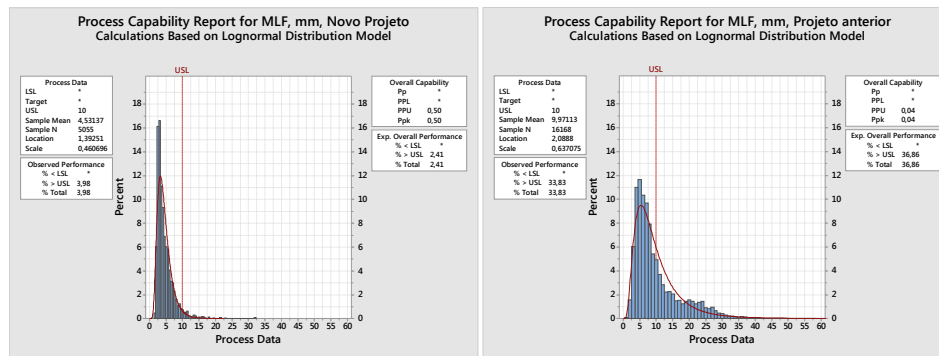


Figura 12. Comparação da capacidade estatística para MLF < 10mm.

O novo Projeto de Liga implicou em redução de média de MLF bem como do desvio padrão.

### 3.3 Impactos do novo Projeto de Liga nas Propriedades Mecânicas das Bobinas Laminadas

A especificação desse aço segue a norma ABNT-NBR6656 LNE380 que apresenta as seguintes restrições:

- ✓ Ensaio de Tração: LE, Limite de Escoamento: Entre 380MPa e 530MPa; LR, Limite de Resistência: Entre 460 e 600MPa e A, Alongamento: ≥ 23%;

Na figura 13 temos uma análise comparativa entre os dois Projetos de Liga.

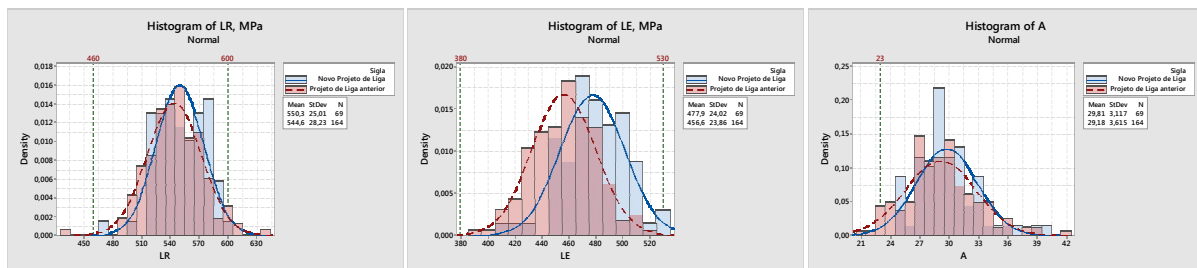


Figura 13. Impacto nas Propriedades Mecânicas para os dois Projetos de Liga.

## 4 CONCLUSÃO

Face ao problema encontrado verificou-se que a revisão no Projeto de Liga representava uma ação importante para a redução do MLF. A principal mudança realizada foi o deslocamento do teor de carbono, de 0,10 para 0,07% e, para garantia de Propriedades Mecânicas, o aumento do teor de Manganês, de 0,95% para 1,00% e Nióbio, de 0,047 para 0,057%.

As mudanças implementadas no Projeto de Liga ocasionaram expressiva redução do MLF, tendo sido obtidos reduções de 54,6% no MLF médio e 62,8% na média de Desvio Padrão. Houve deslocamento de média e redução na variabilidade de MLF.

As equações utilizadas se mostraram úteis uma vez que localizam o ponto peritético real em função dos demais elementos químicos. Essas permitem identificar a influência de cada elemento químico em  $C_{\delta}$ ,  $C_{\gamma}$  e  $C_{liq}$ . As Propriedades Mecânicas, nas bobinas laminadas, foram aprovadas, perante as especificações técnicas adotadas. Para um mesmo teor de C a rota com RH apresenta o menor MLF.

Considera-se que ótimos resultados foram obtidos com a revisão do Projeto de Liga do aço NBR6656 LNE80, conseguindo-se atingir também os seguintes objetivos:

- ✓ Alta correlação entre os resultados práticos e os previstos na Bibliografia.
- ✓ Não ocorrência de *Break-Outs* e trincas de superfície nas placas;
- ✓ Maior possibilidade de troca de larguras durante a produção;
- ✓ Ganhos na segurança operacional.

## REFERÊNCIAS

- 1) OLIVEIRA, A. P., ROSSI, E. H., COHN, J. A. C., MARTINS, C. A., CARVALHO, C. V. D., CARNEIRO, C. J. Redução na variação de nível de aço no molde em placas de aço HSLA Peritéticos produzidos para a laminação de bobinas a quente conforme norma ASTM A588-B. In: 48° Seminário de Aciaria, Fundição e Metalurgia de Não-Ferrosos da ABM, Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração São Paulo, SP, Brasil, 02 a 06/Outubro de 2017;
- 2) Li, Y. Zhang, X. Lan, P. Zhang, J. Control of mould level fluctuation through the modification of steel composition. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, Volume 20, Number 2, February 2013, Page 138;
- 3) Korojy, B. Nassar, H. Fredriksson, H. Hot crack formation during peritectic reaction in steels. Ironmaking and Steelmaking 2010 Vol 37, 1;
- 4) Tathicherla, R. Kumar, A. S. To Identify the Root Cause for Mould Level Fluctuations in Continuous Casting of Slab. International Journal of Recent Development in Engineering and Technology. Volume 6, Issue 1, 2017;
- 5) Kadli, R. Reddy V. Anilkumar, S. The Effect of Mould Level Fluctuation in Continuous Casting of Slab. Imperial Journal of Interdisciplinary Research (IJIR) Vol-3, Issue-1, 2017;
- 6) Moon, S.C. The Perictetic Phase Transition and Continuous Casting Practice. Tese de Doutorado, University of Wollongong, 2015;
- 7) Curso de Lingotamento Contínuo de Placas, ABM, 2008;
- 8) Lee, J. D. Hee, C. H. The Mechanism of Unsteady Bulging and Its Analysis with the Finite Element Method for Continuously Cast Steel. ISIJ International, Vol. 40 (2000), No. 8, pp. 765–770;
- 9) Shepherd, R., Knopp, I., Brass H-G. Improved Determination of the Effect of Alloying Elements on the Peritectic Range in Low-Alloyed Cast Steel. Iron & Steel Technology, October 2012, Page 77.