

# APLICAÇÃO DE MODELAMENTO MATEMÁTICO PARA ELABORAÇÃO DE PROJETO DE LIGA DE AÇOS MARTENSÍTICOS DE BAIXO TEOR DE CARBONO AO BORO <sup>1</sup>

*Kenji Camey* <sup>2</sup>

*Patrícia Pala* <sup>3</sup>

*Vanessa Pala V. Branco* <sup>4</sup>

*Marcos Roberto F. Noro* <sup>5</sup>

*Rubens José Faco* <sup>6</sup>

*Luiz Carlos S. Rebelo* <sup>7</sup>

## **Resumo**

Projetos de liga para atender propriedades mecânicas de aços martensíticos ao boro são dependentes de dois principais parâmetros: sua temperabilidade e teores de elementos de liga. A aplicação de modelamento matemático para previsão de propriedades mecânicas é útil para flexibilizar adições de elementos de liga, permitindo minimizar dificuldades operacionais e o custo destas adições. O objetivo deste trabalho foi avaliar a utilização deste tipo de ferramenta, apresentando resultados e comentários sobre o desempenho das ligas para atender um grau de resistência da classe 80 kgf/mm<sup>2</sup>, em função dos teores de elementos químicos, propriedades mecânicas e micrografias por microscopia ótica e eletrônica de varredura.

**Palavras-chave:** Aços ao boro; Temperados e revenidos; Modelo matemático

## **MATHEMATICAL MODELING APPLIED TO ALLOY DESIGNING OF LOW CARBON MARTENSITIC BORON STEELS**

### **Abstract**

Designing alloys to attain the mechanical properties required for martensitic boron steels are guided by two main parameters: throughout thickness hardness and alloy content. The usage of mathematical modeling is useful to make alloy design more flexible, minimizing operational difficulties and alloy costs. The purpose of this study was to evaluate this kind of approach, presenting results and comments related to different alloys aiming the same specification requirements, 80 kgf/mm<sup>2</sup> grade, as a function of their chemical composition, attained mechanical properties, and optical and scanning electron micrographs.

**Key words:** Boron steels; Quenched and tempered steels; Mathematical modeling.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ*

<sup>2</sup> *Engº Metalurgista, Ph.D., Gerência de Assist. Técnica, Cosipa/Sistema Usiminas*

<sup>3</sup> *Engª Metalurgista, Gerência de Controle Integrado, Cosipa/Sistema Usiminas*

<sup>4</sup> *Engª de Materiais, M.Sc., Gerência de Controle Integrado, Cosipa/Sistema Usiminas*

<sup>5</sup> *Engº Metalurgista, Gerência de Sup. Técnico da Laminação, Cosipa/Sistema Usiminas*

<sup>6</sup> *Engº Metalurgista, Gerência de Sup. Técnico da Aciaria, Cosipa/Sistema Usiminas*

<sup>7</sup> *Assistente de Produto, Gerência de Assistência Técnica, Cosipa/Sistema Usiminas*

## 1 INTRODUÇÃO

Aços martensíticos ao B foram desenvolvidos no início do século 20, porém, o interesse por boro como elemento de liga foi mais intenso por ocasião da Segunda Grande Guerra e Guerra da Coreia, quando se observou uma baixa disponibilidade de ferro-ligas. Assim, adições de B vieram a substituir outras ligas mais caras como o Ni, o Cr e o Mo.<sup>(1,2)</sup> Seu efeito sobre a temperabilidade é acentuado, bastando poucos ppm para elevá-la em algumas vezes. O conceito de Fator Boro foi criado para expressar o efeito multiplicativo do B sobre a temperabilidade dos aços, principalmente os de baixo teor de C. Este tipo de aço, comercializado como chapa grossa, pode ser utilizado em estruturas metálicas como pontes, vasos de pressão e em componentes de máquinas e equipamentos, segundo especificações tais como as ASTM A514 e ASTM A517. Estes são conhecidos pela melhor soldabilidade quando comparados com aços de similar temperabilidade sem adições de boro. O conhecimento dos fenômenos envolvidos no endurecimento destes aços permite uma atuação mais precisa nos projetos de liga, com um balanceamento adequado do efeito da temperabilidade, pela proteção eficiente do B, e do endurecimento por solução sólida.

Embora o efeito do B (Fator Boro ou Fator Multiplicativo do Boro,  $B_F$ ) sobre a temperabilidade dos aços carbono seja bem conhecido, o mecanismo pelo qual o boro atua para o aumento da temperabilidade ainda não é bem entendido<sup>(3)</sup>. Adições mínimas, em torno de 10 ppm, são responsáveis por valores de Diâmetro Ideal ( $D_I$ ) em torno de duas/três vezes maior do que em ligas sem B. A teoria mais aceita é de que o B segregado nos contornos de grão da austenita reduz a energia dos contornos de grão, inibindo a nucleação de grãos de ferrita, permitindo a formação de fases metaestáveis como a martensita e a bainita.<sup>(3)</sup> Estudos mostram que a medida que a concentração de B nos contornos de grão diminui com o aumento da temperatura de austenitização, o efeito do B sobre a temperabilidade tende a desaparecer (Figuras 1 e 2).<sup>(4,5)</sup>

Como sua solubilidade na matriz austenítica é muito baixa e sua afinidade por O e N é elevada, o B deve ser protegido por adições de elementos microligantes (contra o N) e por processo adequado de refino do aço líquido que permita um elevado grau de desoxidação. A Figura 3 mostra o efeito do teor de N sobre a cinética de decomposição da austenita.<sup>(6)</sup> O conceito de Boro Efetivo foi criado para contabilizar o efeito do B em função de seu teor em solúvel (Figura 4), sem estar combinado com N ou O.<sup>(7)</sup>

Ao contrário dos aços sem B, onde quanto maior o tamanho de grão austenítico, maior a temperabilidade, no caso dos aços ao B, a melhor temperabilidade é observada para grãos austeníticos mais finos.<sup>(8)</sup> Isto é consistente com o mecanismo proposto para explicar o efeito do B, que diminui quando o teor se eleva. Assim sendo, uma maior área de contornos de grão (microestrutura mais refinada) contribui para uma melhor diluição do B.

Como já bem conhecido, a resistência dos aços martensíticos depende primordialmente do seu teor de C, pouco afetado pelo teor de liga. A limitação está na capacidade de resfriamento do processo de têmpera, severidade de têmpera, e da temperabilidade dos aços, para que se forme uma microestrutura homogênea ao longo da espessura. A severidade de têmpera esperada em máquinas tipo "Roller-Quenching" pode atingir valores em torno de 4<sup>(9)</sup>, sendo que as propriedades mecânicas após revenimento podem ser estimadas a partir do teor de cada elemento de liga, as quais podem retardar o amaciamento da martensita revenida.

Em temperaturas de revenimento em torno de 500-600°C, o fenômeno de endurecimento secundário é mais intensamente observado em aços contendo elementos formadores de carbonetos como Mo, V e Cr (Figura 5).<sup>(10)</sup>

Aços como os SAE 4130 e SAE 4140, muito conhecidos por serem aplicados em componentes mecânicos para máquinas e equipamentos, eram produzidos nas aciarias com lingotamento convencional. Porém, com a migração da produção para lingotamento contínuo, com produtividade mais elevada e custos mais baixos, estes materiais ficaram com sua oferta no mercado prejudicada por limitações deste tipo de tecnologia. Um modelo matemático para cálculo das propriedades de tração de aços temperados e revenidos, permitiu analisar a possibilidade de minimizar a adição de elementos de liga, viabilizando sua produção através de lingotamento contínuo. Este trabalho apresenta um sumário dos resultados obtidos na adequação de projetos de liga para chapas grossas temperadas e revenidas, segundo especificações ASTM A 514 grau B.

## 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 2.1 Especificação e Projetos de Liga Original

As faixas de composição química para atender a produção de chapas grossas segundo a especificação ASTM A 514 grau B são apresentadas na Tabela 1, a qual limita a espessuras até 31,75mm.

**Tabela 1.** Faixas de composição química segundo a ASTM A 514 Gr.B (% peso).

C	Mn	Al	Mo	Cr	V	Ti	B
0,12/ 0,21	0,70/ 1,00	0,020 mín.	0,15/ 0,25	0,40/ 0,65	0,030/ 0,080	0,010/ 0,030	0,0005/ 0,0050

A composição química original, que foi alvo da otimização utilizando-se o modelo matemático de previsão de propriedades mecânicas de aços temperados e revenidos, é apresentada na Tabela 2. Como previsto na especificação, microadições de Ti são adotadas para a proteção do B contra a formação de nitretos e de óxidos. Este projeto de liga era adotado na produção via lingotamento convencional na Cosipa. Os teores de N típicos na Cosipa são de 50 a 70 ppm no produto.

**Tabela 2.** Projeto de liga original, objetivada na panela (% peso).

C	Mn	Mo	Cr	V	Ti	B
0,17	0,92	0,20	0,52	0,050	0,017	0,0017

### 2.2 Modelo Matemático para Previsão das Propriedades de Tração

A partir do projeto de liga original, foram utilizados cálculos estequiométricos e de temperabilidade empregando metodologia disponível na literatura,<sup>(11)</sup> analisando projetos de liga com relação à proteção das adições de B.

A disponibilidade de dados sobre a variação da dureza de ligas Fe-C durante a têmpera e o revenimento possibilita uma previsão de suas propriedades de tração após tais tratamentos térmicos (Figura 6).<sup>(12)</sup> A influência das adições de liga sobre a inibição do amaciamento das ligas durante o revenimento também é conhecida (Figura 7),<sup>(12)</sup> de tal forma que é possível utilizar tais informações para prever as propriedades de tração de chapas grossas tratadas em função de um valor de dureza calculado (Figura 8).<sup>(13)</sup>

Métodos simples de regressão dos dados apresentados são a base para a elaboração de modelos matemáticos para previsão das propriedades de tração como o da COSIPA, esquematicamente apresentado na Figura 9. Neste trabalho, este modelo matemático foi inicialmente utilizado para otimizar projetos de liga.

### 2.3 Análise de Exemplo Amostra com Proteção Insuficiente do B

Eventualmente, por algum problema de absorção indevida de N, por exposição do aço líquido à atmosfera, teores deste elemento podem atingir valores acima dos 90 ppm, podendo comprometer a temperabilidade do aço. A título de exemplo, será apresentado uma análise metalográfica justificando resultados insatisfatórios de propriedades de tração.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Através de cálculos, tendo como referência a relação estequiométrica Ti/N de 3,42, obteve-se teores de Ti necessários para proteger adições de B contra 50 e 70 ppm de N, são respectivamente 0,017 e 0,024%. Portanto, indicam que a liga anterior apresentava uma maior probabilidade de perda de temperabilidade (capacidade de endurecimento) por deficiência da proteção do B que deveria estar em solução sólida. Assim, havia indicação de que a liga anterior estaria apresentando níveis de resistência inferiores aos previstos pela quantidade de liga adicionada. Cálculos, utilizando o modelo matemático para previsão das propriedades de tração, deram suporte a esta hipótese (Figura 10). Assim, foi proposto uma elevação dos teores de Ti e B na nova liga.

O projeto de liga otimizado, composição química objetivada na panela, é apresentada na Tabela 3. O novo projeto é muito similar ao anterior para produção na aciaria 1, via lingotamento convencional (Tabela 2). Porém, os teores dos principais elementos foram reduzidos para valores próximos ao mínimo das respectivas faixas permitidas pela especificação (Tabela 1), com exceção do Ti e B que tiveram seus teores elevados próximo ao máximo permitido.

**Tabela 3.** Composição química da liga atual, objetivada na panela (% peso).

C	Mn	Mo	Cr	V	Ti	B
0,16	0,90	0,20	0,47	0,043	0,023	0,0025

Cálculos adicionais indicaram que a liga proposta (atual) tinha potencial para atingir o nível de resistência especificado, que é de 760 MPa. Os resultados obtidos com dados referentes a aproximadamente 5 mil toneladas de chapas grossas, confirmaram a previsão (Figura 11).

Uma preocupação inicial com a perda de temperabilidade pela adição de uma menor quantidade de adições de liga no projeto atual, Cr e V, foi descartada por indicações obtidas através do cálculo de parâmetros de temperabilidade da nova liga. A Tabela 4 apresenta os valores de Diâmetro Ideal ( $D_i$ ) segundo a SAE. Os cálculos indicam que a temperabilidade da nova liga diminuiu aproximadamente 10% em relação à liga anterior. No entanto, os resultados apresentados na Figura 11 suportam a hipótese de que o parâmetro proteção do B era o mais significativo na determinação das propriedades de tração deste tipo de produto. A Figura 12 apresenta um exemplo do bom desempenho da liga atual em relação ao da liga anterior.

**Tabela 4.** Parâmetros de temperabilidade (Diâmetro Ideal,  $D_I$ ) e severidade de têmpera (st) calculados segundo a SAE.<sup>(11)</sup>

LIGA	$B_F$	$D_I$ (st=1), mm (sem boro)	$D_I$ (st=1), mm (com boro)	$E_I$ *(st=1), mm	$E_I$ *(st=4), mm
Original	2,71	42	113	85	340
Atual	2,88	36	103	77	310

\*  $E_I$ : Espessura de Chapa "Ideal" estimada pelo Diâmetro Ideal (com B) calculado.

Experiências em corridas onde os teores de N superaram 100 ppm apresentaram desempenho incerto. Em alguns dos casos, verificou-se que o tratamento térmico de têmpera foi insatisfatório, não atendendo aos requisitos de limite de escoamento e resistência. Também constatado na microestrutura (Figuras 13 e 14), onde a fração de bainita revenida é significativa em relação à de martensita revenida.

#### 4 CONCLUSÕES

- O modelo matemático para previsão das propriedades de tração de aços carbono, temperados e revenidos tem um melhor desempenho para espessuras menores onde o parâmetro temperabilidade tem menor peso.
- A aplicação do modelo matemático mostrou-se útil para se definir a contribuição do parâmetro temperabilidade na definição de projetos de ligas industriais.
- Os resultados deste trabalho sugerem que a contribuição do parâmetro temperabilidade pode ser otimizado pela atuação nos fenômenos, como por exemplo a proteção contra a formação de nitretos, que controlam a efetividade do B.

## REFERÊNCIAS

- 1 F. L. Gill e H. C. Weidner Jr., "For Fasteners and Cold Formed Parts: Tempered, Low Carbon-Boron Steels", SAE Journal, vol. 76(8), 1968, p.62-65.
- 2 L. J. Rohl, "Production of Boron Steels", Boron in Steels – Production and Use, TAR/124(53)1, Organization for European Economic Co-operation, Paris, França, 1954, p. 19-37.
- 3 K. Yamanaka e Y. Ohmori, "Effect of Boron on Hardenability of Al-B-N Low Alloy Steels", Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 17, 1977, p.92-101.
- 4 Y. Ohmori e K. Yamanaka, "Hardenability of Boron-Treated Low Carbon Low Alloy Steels", Boron in Steels, Conference Proceedings, TMS-AIME, Warrendale, EUA, 1979, p.44-60.
- 5 R. A. Grange e T. M. Garvey, "Factors Affecting The Hardenability of Boron-Treated Steels" Transactions of the ASM, vol. 53, 1961, p. 136-191.
- 6 M. Ueno e T. Inoue, "Distribution of Boron at Austenite Grain Boundaries and Bainitic Transformation in Low Carbon Steels", Transactions of The Iron and Steel Institute of Japan, vol. 13, 1973, p.210-217.
- 7 B. M. Kapadia, R. M. Brown e W. J. Murphy, "The influence of Nitrogen, Titanium and Zirconium on Boron Hardenability Effect in Constructional Alloy Steels", Transactions of Metallurgical Society of AIME, vol. 242, 1968, p.1689-1694.
- 8 Ph. Maitrepierre, D. Trivellier e R. Tricot, "Influence of Boron on The Decomposition of Austenite in Low Carbon Alloyed Steels", Metallurgical Transactions A, vol. 6, 1975, p.278-301.
- 9 W. C. Leslie, The Physical Metallurgy of Steels, TechBooks, Herdon, VA, 1981, p. 211-281.
- 10 K. Camey, "Effect of Thermomechanical Treatment and Chemical Composition on Hardenability and Mechanical Properties of Boron-Containing Quenched-and-Tempered Martensitic Steels", Tese de Doutorado, Colorado School of Mines, 1996.
- 11 SAE J406, SAE Handbook – Materials, Fuels, Emissions, and Noise, vol.1, 1995, p. 1.22.
- 12 R. A. Grange, C. R. Hribal e L. F. Porter, Metallurgical Transaction A, vol. 8A, 1977, p.1775.
- 13 W. G. Patton, Metallurgical Progress, vol. 43, 1943, p. 726.

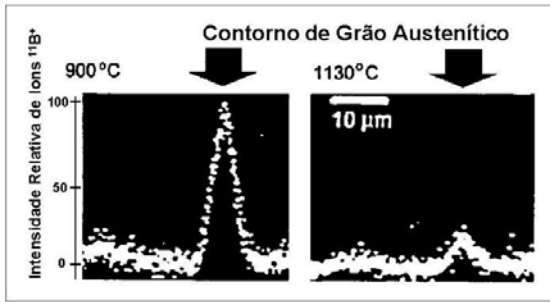


Figura 1 - Espectros de intensidade relativa de ions  $^{11}\text{B}^+$  indicando diferentes graus de segregação de B nos contornos de grão a 900 e 1130°C (4).

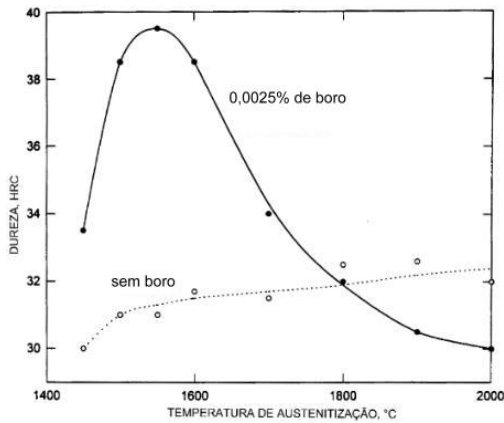


Figura 2 - Influência da temperatura de austenitização sobre a dureza de aços temperados com e sem adição de B (5).

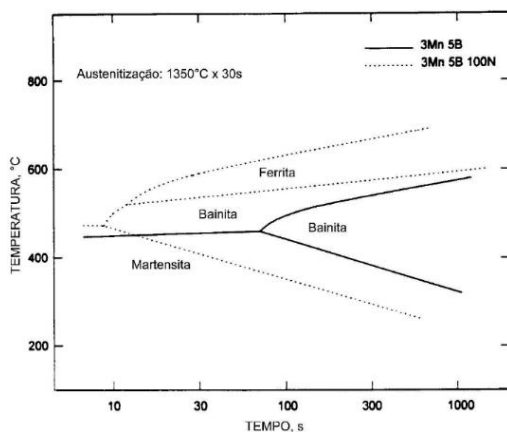


Figura 3 - Comparação entre diagramas de resfriamento contínuo de aços ao boro contendo 18 (3Mn5B) e 102 (3Mn5B 100N) ppm de N (6).

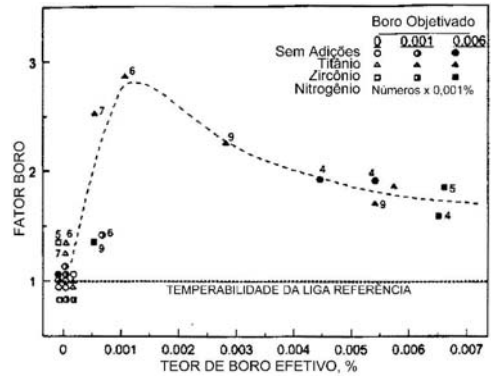


Figura 4 - Dependência do Fator Boro com o teor de B efetivo (7).

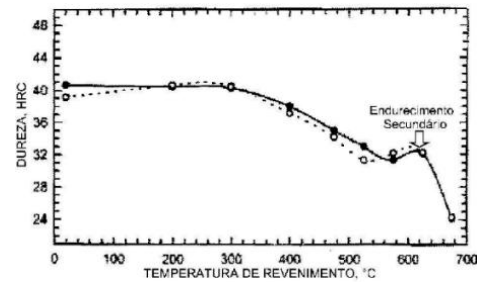


Figura 5 - Variação da dureza com a temperatura de revenimento de um aço ASTM A 514 Grau J. (10).

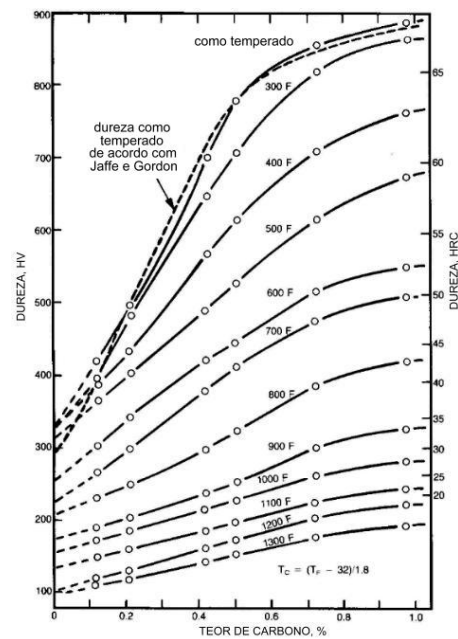


Figura 6 - Amaciamento de ligas Fe-C com diferentes teores de C observado após diferentes temperaturas de revenimento (12).

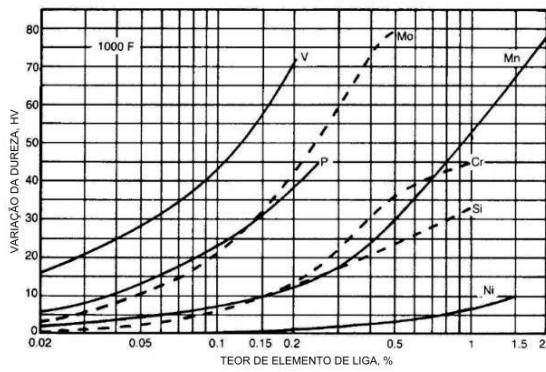


Figura 7 - Endurecimento por adições de ligas diversas <sup>(12)</sup>.

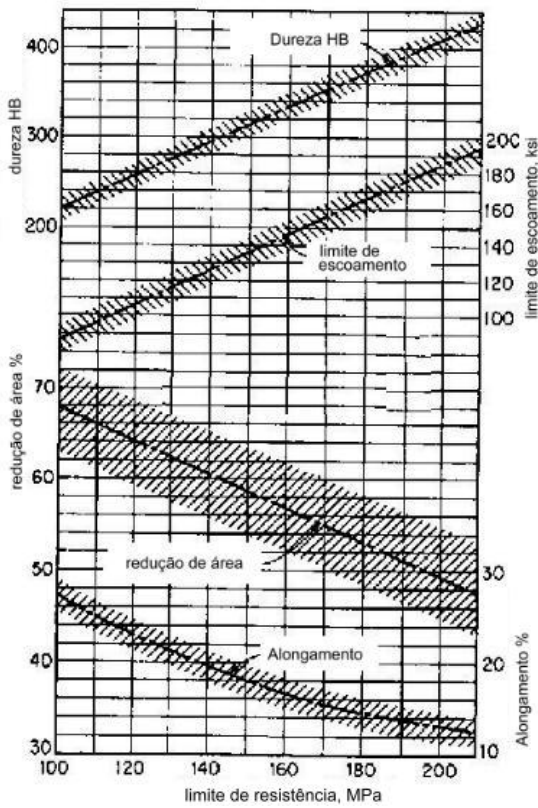


Figura 8 - Relação entre dureza e propriedades de tração de aços após tratamento térmico de têmpera e revenimento <sup>(13)</sup>.

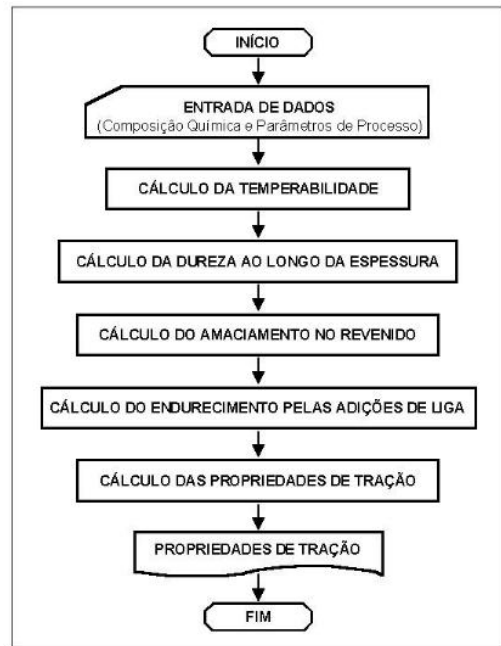


Figura 9 - Fluxograma do modelo matemático para previsão das propriedades de tração (em teste) que foi aplicado para fins de desenvolvimento de projetos de liga de chapas grossas.

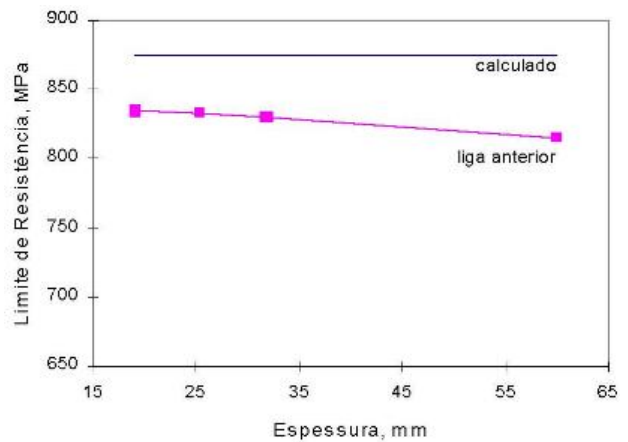


Figura 10 - Valores médios de limite de resistência obtidos na produção de chapas grossas ASTM A 514 Gr. B produzidos com a liga anterior (espessuras acima de 31,75 mm), em comparação com o previsto pelo modelo matemático.



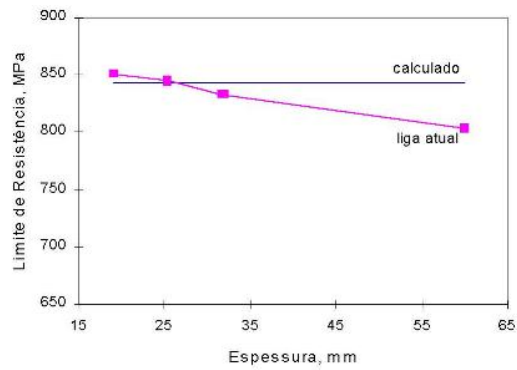


Figura 11 - Valores médios de limite de resistência obtidos na produção de chapas grossas produzidos com o projeto de liga atual – após otimização (espessuras acima de 31,75 mm), em comparação com o previsto pelo modelo matemático.

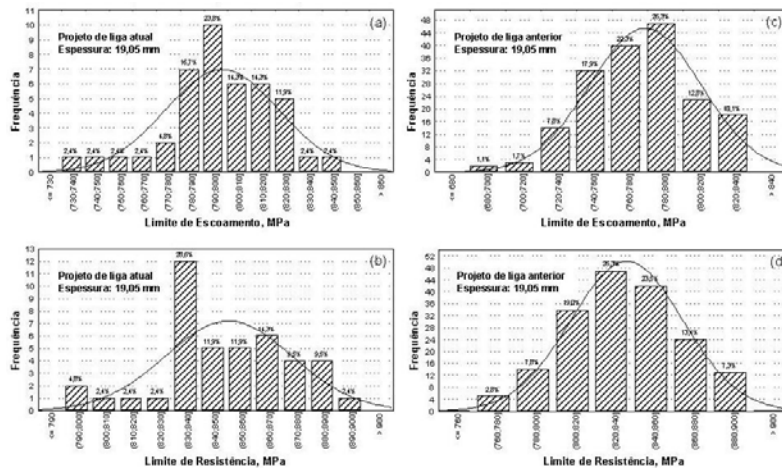


Figura 12 - Distribuições das propriedades de tração, limites de resistência e escoamento, obtidas na produção de chapas grossas ASTM A 514 Gr. B: projeto de liga atual – otimizado (a e b), e projeto de liga anterior - original (c e d).

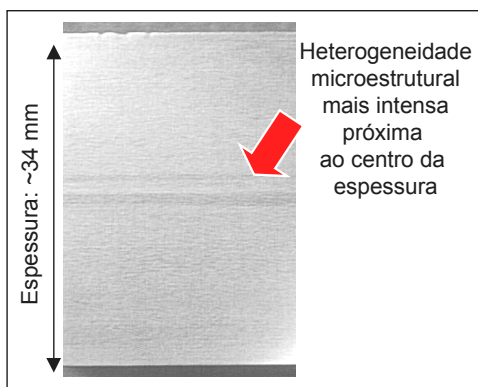


Figura 13 – Macrografia mostrando heterogeneidades microestruturais em amostra temperada e revenida com proteção do B insuficiente. Seção longitudinal. Nital 3%.

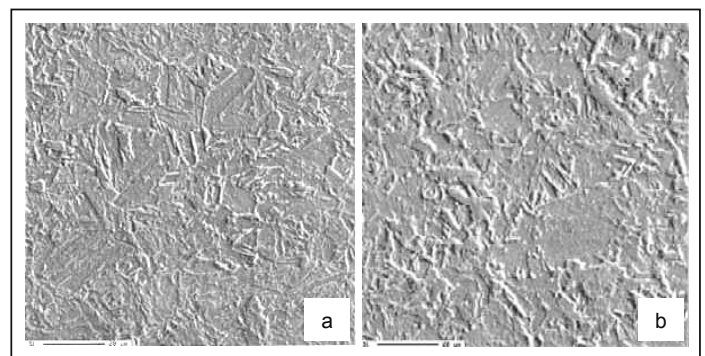


Figura 14 – Microestruturas típicas de regiões com têmpera satisfatória(a) e com têmpera deficiente(b), após o revenido.