

EFEITO DA TEMPERATURA DE ACABAMENTO E VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO
NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE UM AÇO BIFÁSICO LAMINADO A QUENTE (1)

Antonio Augusto Gorni (2)

Renato Rocha Vieira (3)

RESUMO

Foram estudados os efeitos da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento na formação da microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico ("dual phase") para laminação a quente ao Mn-Si-Cr-Mo. Verificou-se que para as amostras resfriadas diretamente a velocidade de resfriamento é o parâmetro de maior influência. No caso das amostras resfriadas de forma escalonada a temperatura de interrupção de têmpera foi um parâmetro fundamental para que as amostras apresentassem microestrutura e propriedades mecânicas características dos aços bifásicos.

- INTRODUÇÃO

Os aços ARBL - materiais com baixo teor de elementos de liga e alta resistência mecânica - desenvolvidos a partir da década de 70 permitiram, graças a suas propriedades, redução considerável nas dimensões e peso das auto-peças tradicionalmente fabricadas a partir de chapas de aço ao C convencionais. Contudo,

-
- (1) Contribuição Técnica a ser apresentada no 45º Congresso Anual da A.B.M., Rio de Janeiro, Setembro de 1990.
(2) Membro da A.B.M. Engenheiro de Pesquisa da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA.
(3) Membro da A.B.M. Professor-Doutor do Departamento de Engenharia Metalúrgica da EPUSP.

estes novos aços não apresentam o mesmo grau de conformabilidade a frio inerente às chapas de aço doce, e assim sua aplicação em peças de formato complexo é limitada.

A conciliação de alta resistência e boa conformabilidade foi conseguida em aços cuja microestrutura é constituída de matriz de ferrita poligonal com 15 a 20% de martensita dispersa uniformemente, e por isso denominados de bifásicos ("dual phase"). Isto propicia um comportamento mecânico peculiar cujas principais características são⁽¹⁾: ausência de ponto de escoamento, limite de escoamento a 0,2% entre 300 e 380 MPa, alta taxa de encruamento ($n=0,2$ a $0,3$), limite de resistência entre 620 e 655 MPa, baixa relação limite de escoamento/limite de resistência (0,5 a 0,6) e alongamento total igual ou superior a 27%.

Os aços bifásicos obtidos diretamente da laminação a quente foram inicialmente desenvolvidos, já em escala industrial, por volta de 1976. Essa primeira abordagem tinha como principal objetivo ajustar a composição química do aço de modo que fosse conseguida a microestrutura bifásica sem grandes alterações nos parâmetros usuais do processo de laminação. Além disso, a transformação da austenita deveria possuir relativa insensibilidade às variações nesses parâmetros decorrentes da operação industrial. Após uma série de experiências chegou-se a uma composição química otimizada que atendeu aos requisitos acima: 0,065% C, 1,20% Mn, 0,90% Si, 0,38% Mo e 0,61% Cr⁽²⁾. O diagrama TRC qualitativo relativo a esse aço pode ser visto na fig. 1⁽²⁾.

As características peculiares da transformação desse aço decorrem de dois mecanismos fundamentais. O primeiro deles é

o balanceamento entre a aceleração da reação ferrítica, promovida pelo baixo teor de C, alta porcentagem de Si e a deformação a quente, e o retardamento da reação perlítica pela presença de Mo, Mn e Cr. O outro é a estabilização da austenita remanescente enriquecida de C pelo Mn, Si e Mo, de modo a evitar a transformação imediata de austenita em bainita na faixa de temperaturas de bobinamento (510-620°C), viabilizando a formação de martensita durante o resfriamento lento posterior(2,3).

Em termos de seu processamento no Laminador de Tiras a Quente, a temperatura final de laminação deve estar imediatamente acima do ponto A_{r3} para se maximizar o grau de encruamento da austenita que está prestes a sofrer transformação. Por outro lado, não se deve laminar o material abaixo dessa temperatura para se evitar o encruamento da ferrita, o que aumentaria a resistência mecânica do produto, elevando sua relação de escoamento e comprometendo sua conformabilidade(4,5). A escolha dessa temperatura deve ser feita criteriosamente, uma vez que o ponto A_{r3} do material vindo do calor de laminação é função não só de sua composição química como também de sua "história" termomecânica e da velocidade de resfriamento posterior da austenita(4).

A deformação tem papel fundamental no desenvolvimento da microestrutura peculiar a este tipo de material. A reação ferrítica de um aco bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo apresenta tempo de incubação de 200 s a 700°C. Caso a deformação não influísse na transformação do material seu processamento industrial seria impossível, pois o tempo de passagem na mesa de resfriamento de um Laminador de Tiras a Quente é da ordem de 6 a 15 s. Entretanto, tanto

os resultados em laboratório como em escala industrial mostraram que a deformação acelerou o início da formação de ferrita e perlita de 30 a 100 vezes, além de concentrar as linhas de transformação na parte superior do diagrama TRC. Isto corresponde a formação de 80% de ferrita nos dez segundos em que o material passa pela mesa de resfriamento (2,4,6-8).

Segundo vários autores (1,5,9,10) o principal parâmetro de processo na Laminação de Tiras a Quente dos aços bifásicos ao Mn-Si-Cr-Mo é a temperatura de bobinamento. Ela deve estar abaixo de 600°C para que se evite a formação de perlita na microestrutura, garantindo-se assim o escoamento contínuo do material.

O objetivo deste trabalho foi estudar o efeito da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento sobre a formação da microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo, a fim de se determinar parâmetros otimizados para a produção deste material no Laminador de Tiras a Quente.

- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Escolheu-se para o estudo um aço cuja composição química propicie o surgimento de uma "janela de bobinamento" máxima no diagrama TRC. Sua composição química foi 0,063% C, 0,87% Mn, 1,46% Si, 0,41% Cr e 0,38% Mo. O material foi elaborado em forno de indução a vácuo, sendo obtido um lingote de aproximadamente

100 kg, o qual foi posteriormente forjado e laminado. Os corpos de prova para os ensaios de laminação foram usinados a partir das barras assim obtidas.

Esses corpos de prova foram aquecidos a 1200°C por 45 minutos e laminados em cinco passes, obtendo-se uma chapa com 5,0 mm de espessura. Os dois primeiros passes constituíram a etapa de esbocamento e os demais a etapa de acabamento, com um período de espera intermediário que era função da temperatura de acabamento utilizada: 950, 900 ou 850°C. Após a laminação a quente o corpo de prova era resfriado em um dos vários meios de têmpera disponíveis: água, ar, solução aquosa de poliacrilamida a 0,55%, ar ou vermiculita. Numa outra série de ensaios as amostras foram resfriadas em solução aquosa de poliacrilamida até uma temperatura de "bobinamento" de 650°C ou 550°C, ocasião em que a têmpera era interrompida e a amostra colocada num forno previamente aquecido a essa temperatura, lá permanecendo durante uma hora. A seguir, o forno era desligado e a amostra era resfriada dentro dele até a temperatura ambiente. Este esquema especial de resfriamento é muito semelhante ao observado no Laminador de Tiras a Quente.

A evolução da temperatura ao longo da laminação foi monitorada através de um termo-par de cromel-alumel encapsulado em tubo de aço inoxidável com 3,0 mm de diâmetro, inserido no corpo de prova e ligado a um registrador gráfico.

Posteriormente foram retiradas amostras metalográficas do material laminado, as quais foram polidas e atacadas. Elas foram analisadas metalograficamente quanto a fração volumétrica, tamanho de grão e dureza Vickers com carga de 25 g dos diversos

constituintes da microestrutura através de análise metalográfica quantitativa (11,12). Foram utilizados os ataques de Le Pera (13) ou Picral 5% para a determinação da fração volumétrica dos constituintes não-ferríticos e Nital 5% para a determinação do tamanho de grão e identificação dos constituintes para os ensaios de dureza Vickers.

Além disso, foram efetuados ensaios de tração a partir das amostras obtidas, utilizando-se corpos de prova reduzidos de acordo com a Norma ASTM A-370. Foram determinados assim os limites de escoamento e resistência, relação de escoamento, alongamentos uniforme e total.

- RESULTADOS E DISCUSSÃO

Em todas as amostras a microestrutura foi predominantemente ferrítica, com exceção das que foram temperadas em água, onde o constituinte que prevaleceu foi a bainita. O segundo constituinte presente nas amostras ferríticas foi uma mistura de bainita e martensita, exceto as que foram submetidas ao resfriamento em solução aquosa de poliacrilamida interrompido a 650°C, onde ela se constituiu de perlita. Neste caso a austenita remanescente continuou se transformando em ferrita e, posteriormente, em perlita, durante a permanência da amostra no forno. Isto indica que a baía de austenita metaestável se encontra a temperaturas abaixo de 650°C (3,4,5). A fig. 2 mostra exemplos das microestruturas obtidas.

Os dados da fig. 3a mostram que a fração volumétrica dos constituintes não-ferríticos diminuiu com a redução da velocidade de resfriamento, o que está de acordo com os dados da literatura^(4,6). A temperatura de acabamento somente afetou a fração desses constituintes para as amostras temperadas em água, pois para menores temperaturas há maior tempo disponível para a formação de ferrita. Quanto às amostras submetidas à têmpera escalonada, verificou-se que quando a temperatura de "bobinamento" foi de 650°C a fração de constituinte não-ferrítico presente foi bem menor do que para a outra temperatura de "bobinamento" de 550°C, como mostra a fig. 3b. Isto pode ser explicado pelo prosseguimento da transformação da austenita que se verifica sob a temperatura de "bobinamento" de 650°C^(1,4). Também neste caso não foi observada influência da temperatura de acabamento.

Tanto o aumento na velocidade de resfriamento como a redução na temperatura de acabamento levaram ao refino do grão ferrítico, como mostra a fig. 4a. A diminuição da temperatura de acabamento levou a uma redução no tamanho de grão austenítico prévio, e o aumento da velocidade de resfriamento fez com que a taxa de nucleação de ferrita fôsse incrementada em maior grau do que a taxa de crescimento⁽¹⁴⁾. Estes dois fatores levaram ao refino do grão ferrítico. Quanto às amostras submetidas à têmpera escalonada verificou-se, como mostra a fig. 4b, que a temperatura de interrupção de têmpera não afetou significativamente o tamanho de grão ferrítico, enquanto que se pode perceber um sutil efeito da redução da temperatura de acabamento no sentido de refinar o grão.

O tamanho de grão dos constituintes não-ferríticos das amostras submetidas à têmpera direta apresentou uma tendência peculiar para todas as temperaturas de acabamento, como mostra a fig. 5a. Ocorreu um mínimo nesse parâmetro quando o resfriamento foi feito na solução aquosa de poliacrilamida. Já o efeito da temperatura de acabamento sobre o tamanho de grão do constituinte não-ferrítico não foi significativo. Esta evolução pode ser explicada com base no fato de que o tamanho de grão dos constituintes não-ferríticos é diretamente proporcional tanto ao tamanho de grão ferrítico como à sua fração volumétrica presente. Esses dois parâmetros apresentam tendências contrárias a medida que se diminui a velocidade de resfriamento, o que provoca a existência de um valor mínimo de tamanho de grão dos constituintes não-ferríticos para valores intermediários de velocidade de resfriamento⁽⁴⁾. No caso específico das amostras submetidas à têmpera escalonada ocorreu uma discreta diminuição do tamanho de grão dos constituintes não-ferríticos a medida que se abaixou a temperatura de acabamento, como mostra a fig. 5b. Verificou-se ainda que esse tamanho de grão é menor nas amostras onde a têmpera foi interrompida a 650°C, o que pode ser atribuído ao prosseguimento da transformação ferrítica nessa faixa de temperaturas durante a permanência no forno^(3,4).

Os resultados obtidos quanto à dureza da ferrita nas amostras submetidas à têmpera direta permitem concluir que ela cai a medida que se diminui a velocidade de resfriamento - fig. 6a. Somente se observou efeito da temperatura de acabamento na dureza da ferrita para as amostras temperadas em água: neste ca-

so, o abaixamento dessa temperatura tendeu a reduzir os valores de dureza da ferrita obtidos. O incremento da dureza da ferrita com o aumento da velocidade de resfriamento pode ser explicado pela elevação de sua densidade de discordâncias devido ao abaixamento de sua temperatura de formação⁽¹⁵⁾ ou pelo aumento da fração volumétrica dos constituintes não-ferríticos⁽¹⁶⁾. Outro possível mecanismo é a super-saturação de carbono⁽⁴⁾. Pode haver ainda um "efeito de apoio" proporcionado pelos constituintes duros, o qual afetaria os resultados obtidos no ensaio de dureza Vickers⁽¹⁷⁾. Já para as amostras submetidas à têmpera escalonada tanto a temperatura de acabamento como a de "bobinamento" não afetaram de forma significativa a dureza da ferrita.

Pode-se notar que a dureza da bainita presente na microestrutura apresentou um máximo para as amostras resfriadas ao ar, para todas as temperaturas de acabamento aplicadas. Isto pode ser atribuído à interação entre o maior tempo disponível para a difusão de carbono e a maior difusividade desse elemento graças à maior área de contornos proporcionada por um tamanho de grão relativamente pequeno, que são dois fatores conflitantes⁽⁴⁾. Deve-se considerar ainda o efeito de auto-revenido que ocorre nas amostras resfriadas sob tempos mais longos⁽¹⁸⁾.

A temperatura de acabamento não exerceu efeito visível na dureza da bainita ou martensita presentes na microestrutura, exceto no caso das amostras temperadas em água, onde o abaixamento da temperatura de acabamento levou a um aumento na dureza da bainita. Isto se deve à formação de ferrita poligonal, que enriqueceu de carbono a austenita remanescente que deu origem pos-

teriormente à bainita⁽⁴⁾.

As amostras submetidas à têmpera interrompida a 650 e 550°C apresentaram perlita e bainita como constituinte não-ferrítico, respectivamente. Isto influenciou decisivamente em sua dureza, como mostra a fig. 7b. Como seria de se esperar, a dureza da perlita foi bem menor do que a da bainita. Contudo, não se verificou efeito significativo da temperatura de acabamento.

O limite de escoamento das amostras temperadas de forma direta apresentou tendência a cair quando se diminuiu a velocidade de resfriamento - fig. 8a - e se aumentou a temperatura de acabamento. Isto pode ser explicado pelo maior tamanho de grão da ferrita que se forma sob essas condições, bem como sua menor dureza^(4,6). O valor excepcionalmente alto obtido para as amostras resfriadas em água é explicado pela alta fração de bainita presente na microestrutura dessas amostras. O escoamento de todas as amostras foi contínuo, exceto das amostras resfriadas em vermiculita a partir de 900 ou 850°C.

Quanto às amostras submetidas a têmpera escalonada não se verificou efeito significativo da temperatura de acabamento; apenas a temperatura de "bobinamento" exerceu efeito no limite de escoamento. De fato, o escoamento das amostras com têmpera interrompida a 650°C foi descontínuo, coincidindo com um aumento na magnitude do limite de escoamento. Já o escoamento das amostras tratadas a 550°C foi contínuo. Isto é explicado pela natureza do constituinte não-ferrítico formado, que é bainita no primeiro caso e perlita no segundo. A bainita ao se formar induz a um maior nível de tensões residuais na microestrutura do que a

perlita. Essas tensões facilitam o processo de escoamento do material, tornando-o contínuo⁽¹⁹⁾.

O limite de resistência também diminuiu com a redução da velocidade de resfriamento das amostras temperadas de forma direta, mas de maneira mais acentuada, como mostra a fig. 9a. Isto também pode ser explicado pelo maior tamanho de grão da ferrita e sua menor dureza⁽⁴⁾. Contudo, a temperatura de acabamento não exerceu efeito significativo sob tal parâmetro, exceto para as amostras temperadas em água, devido à maior alteração na microestrutura que essa variação proporciona. A temperatura de acabamento também não afetou o limite de resistência das amostras submetidas à têmpera escalonada - fig. 9b. Neste último caso a temperatura de "bobinamento" também atua: as amostras que tiveram sua têmpera interrompida a 550°C apresentaram maior limite de resistência do que as "bobinadas" a 650°C. Pode-se notar que essa situação é inversa à observada no limite de escoamento.

A relação de escoamento - ou razão limite de escoamento/limite de resistência - das amostras resfriadas de forma direta atingiu um mínimo para velocidades intermediárias de resfriamento, com exceção das amostras submetidas à temperatura de acabamento de 850°C, onde a menor relação de escoamento foi conseguida para a amostra resfriada em água, como mostra a fig. 10a.

O efeito da temperatura de acabamento sobre a relação de escoamento foi semelhante ao observado para o limite de escoamento: para as amostras temperadas em água a relação de escoamento foi reduzida a medida que se diminuiu a temperatura de acabamento, devido a formação de maior fração de ferrita macia. Já pa-

ra as amostras resfriadas nos demais meios de têmpera ocorreu o contrário.

Quanto às amostras submetidas a têmpera escalonada verificou-se que somente a temperatura de "bobinamento" exerceu efeito na relação de escoamento, como se pode constatar na fig. 10b. Isto já era esperado, com base no efeito da temperatura de acabamento e "bobinamento" sobre o limite de escoamento e resistência, mostrado respectivamente nas figuras 8b e 9b.

Uma diminuição na velocidade de resfriamento das amostras submetidas à têmpera direta levou a um aumento tanto no alongamento uniforme como no alongamento total, conforme mostram as figuras 11a e 12a. Isto pode ser atribuído ao maior tamanho de grão da ferrita, bem como   sua menor dureza⁽⁶⁾. Já a temperatura de acabamento não exerceu nenhum efeito evidente, exceto no caso das amostras resfriadas em  gua.

No caso das amostras submetidas à têmpera escalonada observa-se que as amostras "bobinadas" a 550 C apresentaram alongamento uniforme ligeiramente superior às bobinadas a 650 C. A situação se inverteu para o alongamento total - figuras 11b e 12b. O abaixamento da temperatura de acabamento levou a uma discreta redução nos valores de alongamento.

Em termos de microestrutura e propriedades mecânicas típicas dos aços bifásicos pode-se observar que apenas as amostras resfriadas ao ar e as que foram "bobinadas" a 550 C atenderam plenamente a todos os requisitos necessários. Isto indica ainda que, no processamento desses aços na Laminac o de Tiras a Quente, deve-se objetivar uma temperatura de acabamento relativa-

mente alta (950-900°C) para se garantir altos valores de alongamento e temperatura de bobinamento menor ou igual a 550°C para se garantir a supressão de perlita na microestrutura, de forma se a garantir o escoamento contínuo e a baixa relação de escoamento características dos aços bifásicos e que lhe conferem sua boa conformabilidade e alta resistência mecânica.

- CONCLUSÕES

- A velocidade de resfriamento foi a variável mais importante no processamento dos aços bifásicos em escala laboratorial, alterando significativamente a microestrutura e propriedades mecânicas do material. As amostras resfriadas ao ar apresentaram microestrutura e propriedades mecânicas características dos aços bifásicos;

- A influência da temperatura de acabamento foi bem menos marcante, sendo seu efeito decisivo apenas nas amostras temperadas em água. Altas temperaturas de acabamento - 950 a 900°C - proporcionaram altos valores de alongamento no caso das amostras submetidas à têmpera escalonada;

- No caso das amostras submetidas a têmpera escalonada o parâmetro mais importante foi a temperatura de "bobinamento", a qual deve ser inferior ou igual a 550°C para que a amostra apresente microestrutura e propriedades mecânicas típicas dos aços bifásicos.

- BIBLIOGRAFIA

- 1) RIGSBEE, J.M. et alii. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. AIME, Warrendale, 1979, 304-329.
- 2) COLDREN, A.P. et alii. In: FORMABLE HSLA AND DUAL PHASE STEELS. Proceedings. AIME, Warrendale, 1977, 207-230.
- 3) ELDIS, G.T. et alii. In: ALLOYS FOR THE EIGHTIES. Proceedings. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1980, 207-230.
- 4) BEENKEN, H. et alii. Forschungsbericht 186-143. Aachen, Dez. 1986. 109 p.
- 5) KUNISHIGE, K. et alii. Tetsu-to-Hagane, 65(13):92-101, Nov. 1979.
- 6) SIMON, A. et alii. Revue de Metallurgie - CII, 81(7):593-606, Juil. 1984.
- 7) VLAD, C.M. In: ACCELERATED COOLING OF STEEL. Proceedings. AIME, Warrendale, 1985, 303-320.
- 8) ANNELLI, E. et alii. Rapporto Finale n° 7210.KD/405, Roma, Commissione delle Comunità Europée, 1983. 42 p.
- 9) OKITA, T. et alii. Nippon Kokan Technical Report, (1):25-32, April 1985.
- 10) HANSEN, S.S. & BRAMFITT, B.L. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON STEEL ROLLING. Proceedings. The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1980, 1297-1308.
- 11) PADILHA, A.P. & AMBRÓSIO FILHO, F. Técnicas de Análise Microestrutural. São Paulo, Editora Hemus. Cap. 5.
- 12) UNDERWOOD, E. Quantitative Stereology. Reading, Addison-Wesley Publishing Company, 1970. 274 p.
- 13) LE PERA, F.S. Metallography, 12:263-268, 1979.
- 14) De ARDO, A.J. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEELS. Proceedings. AIME-AIM, Wollongong, 1984, 70-79.
- 15) HONEYCOMBE, P.W.H. Metal Science, 14(6):201-215, June 1980.
- 16) SHEN, H.P. & LEI, T.C. Metal Science, 18(5):257-264, May 1984.
- 17) MAID, O. et alii. Stahl und Eisen, 108(8):355-364, 18 April 1988.

18) MAID, O. et alii. Steel Research, 56(5):271-274, Mai 1985.

19) KASPAR, R. et alii. Zeitung für Metallkunde, 76(5):348-352, Mai 1985.

- FIGURAS

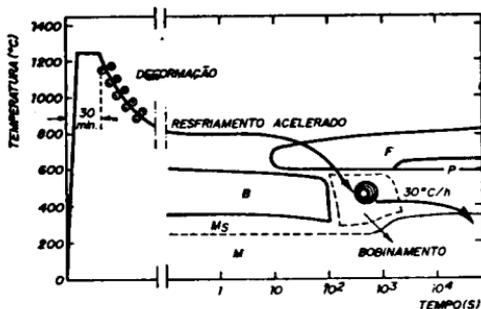
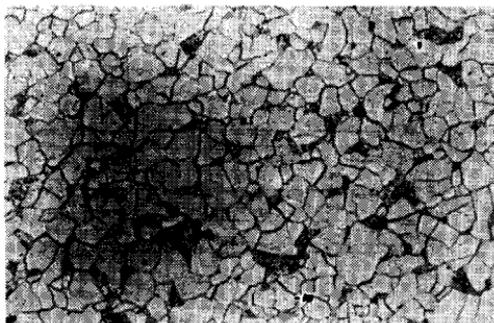


Fig. 1: Superposição esquemática dos parâmetros de processo da Laminação de Tiras a Quente com o Diagrama TRC de um aço bifásico laminado a quente ao Mn-Si-Cr-Mo⁽⁴⁾.

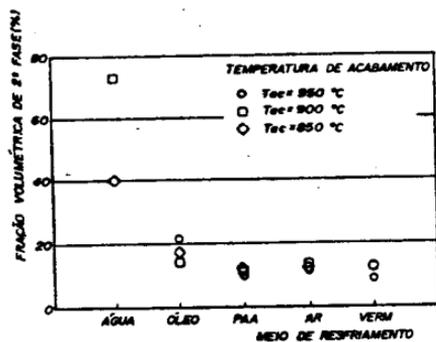


(a)

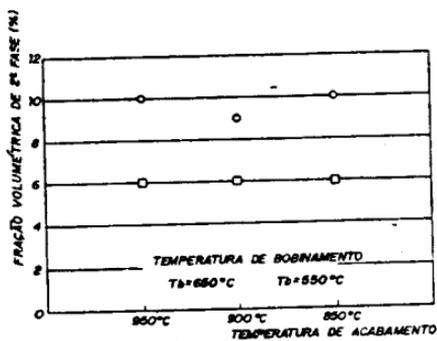


(b)

Fig. 2: Microestrutura das amostras laminadas submetidas à temperatura de acabamento de 950°C e resfriadas em (a) água e (b) solução de poliácrilamida com interrupção a 550°C. Ataque: Nital 5%. Aumento: 400 x.

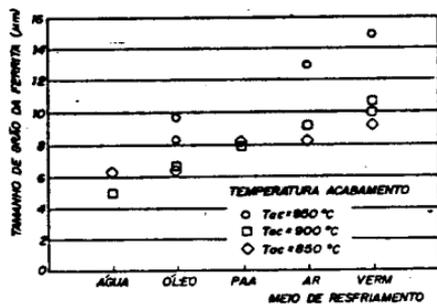


(a)

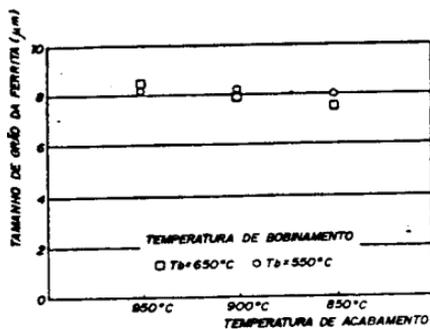


(b)

Fig. 3: Fração Volumétrica de constituinte não-ferrítico, em função das condições do ensaio de laminação. Temperatura a) direta ou b) escalonada.

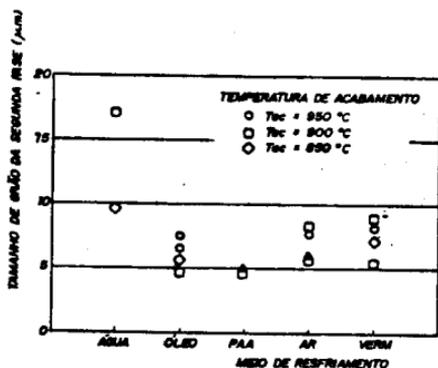


(a)

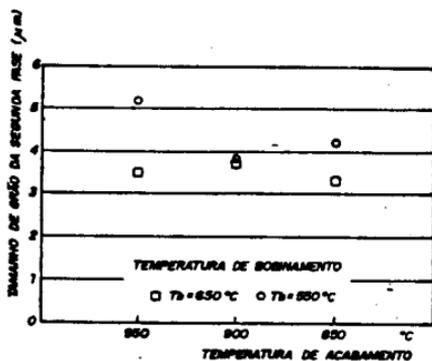


(b)

Fig. 4: Tamanho de Grão Ferrítico, em função das condições do ensaio de laminação. Temperatura a) direta ou b) escalonada.

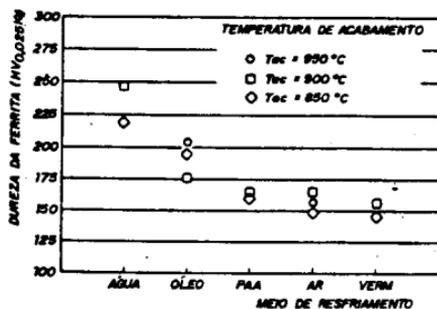


(a)

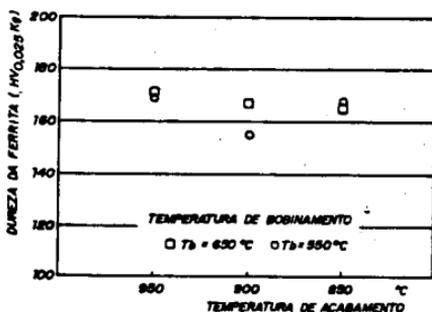


(b)

Fig. 5: Tamanho de Grão do constituinte não-ferrítico, em função das condições do ensaio de laminação. Têmpera a) direta ou b) escalonada.

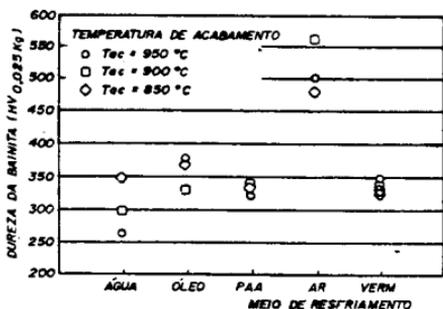


(a)

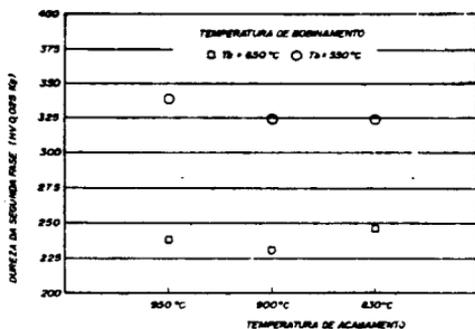


(b)

Fig. 6: Dureza da Ferrita, em função das condições do ensaio de laminação. Têmpera a) direta ou b) escalonada.

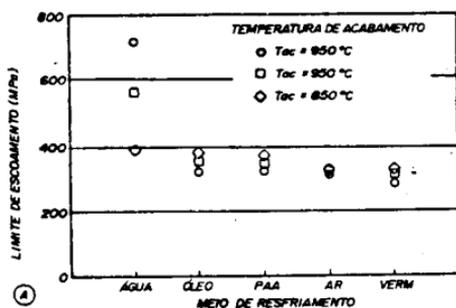


(a)

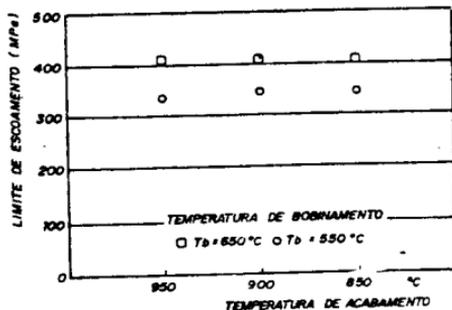


(b)

Fig. 7: Dureza do constituinte não-ferrítico, em função das condições do ensaio de laminação. Têmpera a) direta ou b) escalonada.

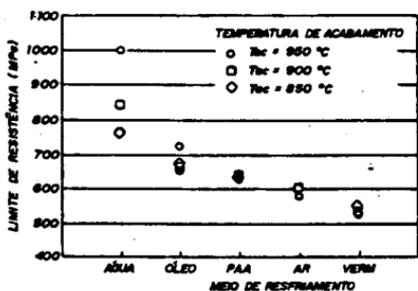


(a)

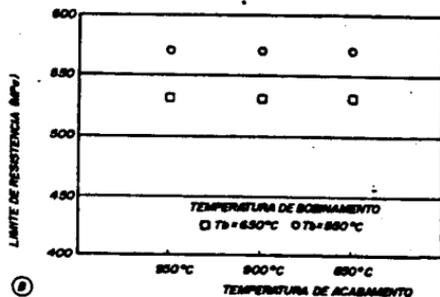


(b)

Fig. 8: Limite de Escoamento, em função das condições do ensaio de laminação. Têmpera a) direta ou b) escalonada.

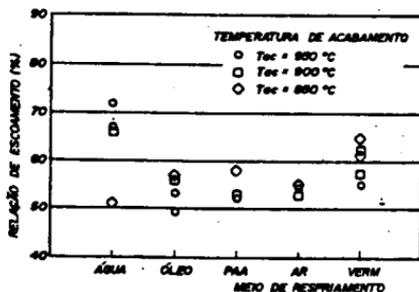


(a)

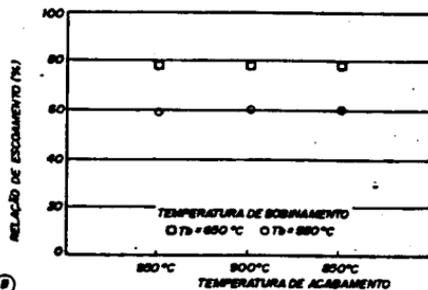


(b)

Fig. 9: Limite de Resistência, em função das condições do ensaio de laminação. Têmpera a) direta ou b) escalonada.

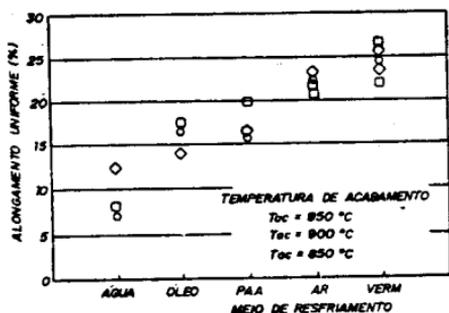


(a)

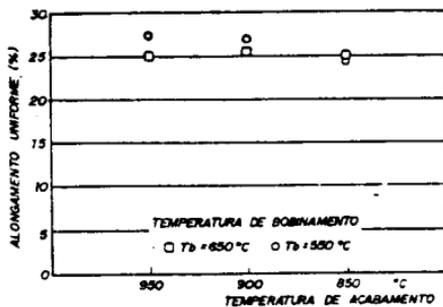


(b)

Fig. 10: Relação de Escormento, em função das condições do ensaio de laminação. Têmpera a) direta ou b) escalonada.

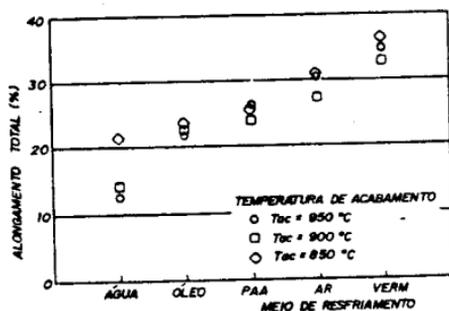


(a)

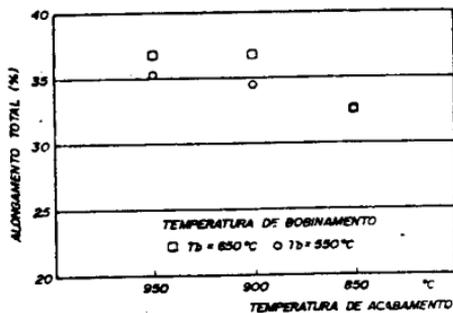


(b)

Fig. 11: Alongamento Uniforme em função das condições do ensaio de laminação. Têmpera a) direta ou b) escalonada.



(a)



(b)

Fig. 12: Alongamento Total em função das condições do ensaio de laminação. Têmpera a) direta ou b) escalonada.