

COLAM 1991

Antonio Augusto Gorni  
Eng.º de Materiais - Crea n.º 98.288

Belo Horizonte

CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS  
DE UM AÇO AO MN-SI-CR-MO TRATADO TERMICAMENTE<sup>(1)</sup>

dB

Antonio Augusto Gorni<sup>(2)</sup>

Oswaldo L. G. Branchini<sup>(3)</sup>

RESUMO

Aços com microestrutura bifásica são usados há mais de quinze anos na forma de tiras a quente ou a frio. Alguns estudos, contudo, têm apontado aplicações deste produto como chapas grossas. O objetivo deste trabalho foi determinar a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço ao Mn-Si-Cr-Mo tratado termicamente. Verificou-se que a têmpera deste material em água ou óleo permite que se consigam níveis de resistência mecânica compatíveis com os graus A.P.I. X-70 e X-60, respectivamente. Velocidades menores de têmpera levaram à formação de microestruturas bifásicas com menores graus de resistência mecânica e tenacidade.

- INTRODUÇÃO

Aços ao Mn-Si-Cr-Mo tem sido empregados com relativo sucesso na fabricação de tiras com microestrutura bifásica ("dual phase") diretamente após a laminação de tiras a quente. Este tipo de produto apresenta microestrutura peculiar composta de 80% de ferrita e 20% de uma mistura de bainita-martensita, dispersa na forma de ilhas, que lhe confere alta resistência mecânica e boa

-----  
(1) Contribuição Técnica a ser apresentada no Seminário Interno de Laminação da COSIPA, Outubro de 1990.

(2) Membro da A.B.M. Engenheiro de Materiais da Divisão de Pesquisa Tecnológica da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA.

(3) Membro da A.B.M. Engenheiro Metalurgista da Divisão de Qualidade e Metalurgia da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA.

conformabilidade. A figura 1<sup>(1)</sup> mostra o diagrama TRC deste tipo de aço com 0,06%C, 1,20% Mn, 1,36% Si, 0,51% Cr e 0,37% Mo.

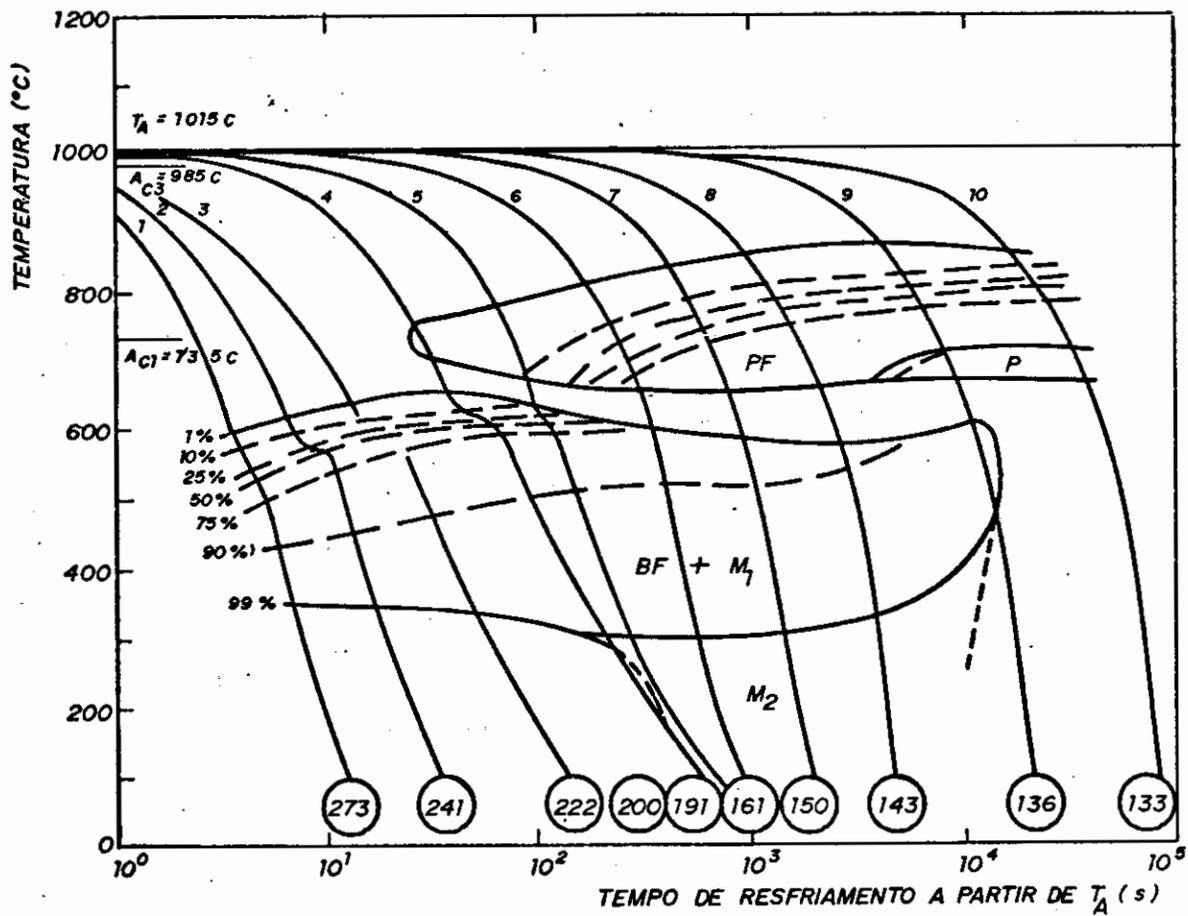


Figura 1: Diagrama TRC de uma liga própria para obtenção de aço com microestrutura bifásica diretamente após a laminação de tiras a quente, com 0,05% C, 0,90% Mn, 1,20% Si, 0,50% Cr e 0,40% Mo.<sup>(1)</sup>

As características peculiares da transformação deste aço decorrem de dois fatores. Um deles é o balanceamento entre a

reação ferrítica promovida pelo baixo teor de C, alta porcentagem de Si e deformação a quente, e pelo retardamento da reação perlítica pela presença de Mo, Mn e Cr. O outro é o aumento da temperabilidade da austenita enriquecida de C pelo Mn, Si, Cr e Mo, de modo a se evitar a transformação imediata em bainita na faixa de temperaturas de bobinamento (510-620°C), viabilizando a formação de martensita durante o resfriamento lento posterior da bobina<sup>(1)</sup>.

Ao se analisar o diagrama da figura 1 observa-se que a têmpera em água desse aço leva à formação de uma microestrutura totalmente bainítica, sem cementita, formando um constituinte denominado ferrita bainítica mais martensita "inter-laths" com teor de carbono relativamente baixo<sup>(1,2)</sup>. Sob velocidades intermediárias de resfriamento - entre 3,65 e 0,19°C/s - ocorre a formação de matriz de ferrita poligonal e grãos compostos de bainita granular - ferrita bainítica mais martensita - e martensita com alto teor de carbono, além de filmes de austenita retida. Enquanto que a martensita com alto teor de carbono tem aspecto "compacto", a bainita granular apresenta aspecto "lamelar", em decorrência da alternância de ferrita bainítica e martensita<sup>(2)</sup>. Sob menores velocidades de resfriamento ocorre a formação de perlita.

Segundo alguns autores<sup>(3)</sup> uma aplicação para aços com microestrutura bifásica - obtidos diretamente da laminação a quente ou por tratamento térmico - seria seu uso em tubos para a indústria petrolífera. Os princípios de projeto de liga ("alloy design") que viabilizariam seu uso em tal aplicação seriam a obtenção de alto grau de tenacidade através de refino de grão, en-

quanto que a resistência mecânica seria conseguida através da microestrutura bifásica.

De fato, aços bifásicos com 0,06% C e 1,5% Mn obtidos por têmpera direta após laminação a quente apresentaram microestrutura bifásica composta de ferrita e bainita superior, que garantiu ao produto propriedades que excederam as especificações requeridas para oleodutos a serem instalados em regiões árticas, como mostra a tabela I<sup>(3)</sup>.

---

	L.R. [MPa]	Energia de Patamar por Charpy	
		T	L
Tubo Industrial	586	92 J a -60°C	153 J a -60°C
Aço Bifásico	642	149 J a -100°C	183 J a -100°C
Aço Bifásico (com 2% de deformação a frio)	649	129 J a -100°C	170 J a -150°C

---

Tabela I: Especificação de propriedades mecânicas para tubos destinados aos oleodutos no Ártico e o material bifásico experimental<sup>(3)</sup>.

Uma vantagem adicional do aço bifásico é seu aumento de resistência mecânica durante a conformação do tubo devido ao alto coeficiente de encruamento inerente a este tipo de produto. Isto provoca o desaparecimento do efeito Bauschinger, que é característico da conformação de tubos<sup>(3)</sup>.

Os aços com microestrutura bifásica, contudo, apresentam limitações quanto a seu uso em ambientes agressivos onde haja a presença de ácido sulfídrico ( $H_2S$ ), devido à já conhecida susceptibilidade ao trincamento induzido por hidrogênio (H.I.C.) característica dos aços que contenham martensita ou bainita em sua microestrutura. Assim, seu emprego nestes meios deve ser feito com algum cuidado<sup>(3)</sup>.

Uma vez que a caracterização da microestrutura e propriedades do aço ao Mn-Si-Cr-Mo processado por laminação a quente já foi realizada em outro trabalho<sup>(4)</sup> decidiu-se efetuar um estudo semelhante para amostras da mesma liga submetidas a tratamentos térmicos de austenitização e resfriamento contínuo a fim de se caracterizar sua resposta ao tratamento térmico. Procurou-se deste modo realizar-se um trabalho de prospecção tecnológica para se verificar o potencial de uso desta liga na fabricação de chapas grossas tratadas termicamente.

#### - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O aço estudado no presente trabalho foi elaborado em forno de indução a vácuo. Sua composição química foi 0,063%C, 0,87% Mn, 1,46% Si, 0,41% Cr e 0,38% Mo. Foi obtido um lingote de aproximadamente 100 kg, o qual foi posteriormente forjado e laminado. Essas barras laminadas foram usinadas para que fossem obtidos corpos de prova para a etapa de laminação seguinte.

Esses corpos de prova foram aquecidos a 1200°C por 45 minutos e laminados em cinco passes, de 25 para 5 mm, e resfriados ao ar. As chapas assim obtidas foram aquecidas em forno-mufla a 1050°C durante 45 minutos. Essa é a menor temperatura recomendada para se garantir a completa austenitização das amostras<sup>(2)</sup>. Após a austenitização o corpo de prova foi resfriado em um dos meios de têmpera disponíveis: água, óleo, solução aquosa de poliácridamida a 0,55%, ar, vermiculita ou dentro do forno, em ordem decrescente de severidade de têmpera. A tabela II mostra as velocidades de resfriamento conseguidas em cada meio.

Meio de Têmpera	Taxa de Resfriamento a 700°C (°C/s)	Intervalo de Tempo entre 800 e 500°C (s)
Água	200,00	1,5
óleo	38,00	8,0
Solução de PAA	12,00	29,0
Ar	4,50	131,0
Vermiculita	0,50	500,0
Forno	0,06	5880,0

Tabela II: Severidade de têmpera dos diversos meios de resfriamento utilizados. Dados sobre água e óleo estimados a partir de LOTTER et alii<sup>(5)</sup>; demais dados medidos experimentalmente.

Posteriormente foram retiradas amostras do material, as quais foram polidas e atacadas. Elas foram analisadas metalo-

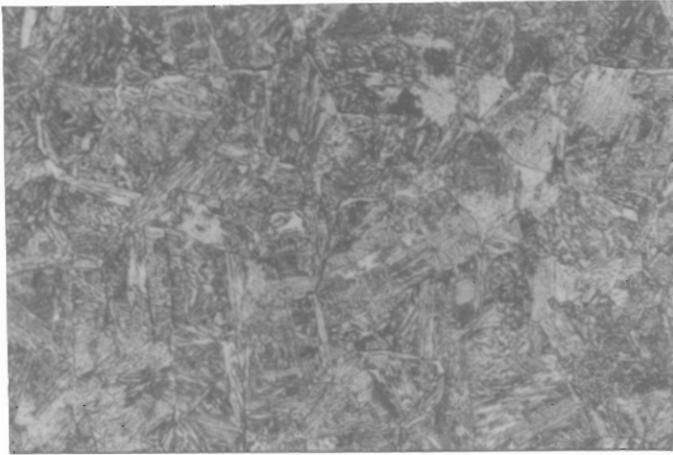
graficamente quanto a fração volumétrica, tamanho de grão e dureza Vickers com carga de 25 g dos diversos constituintes da microestrutura através de análise metalográfica quantitativa<sup>(6)</sup>. Foi utilizado o ataque de Le Pera<sup>(7)</sup> para a determinação da fração volumétrica da bainita e Nital 5% para a determinação do tamanho de grão e identificação dos constituintes para os ensaios de dureza Vickers.

O cálculo dos diversos parâmetros topológicos a partir dos dados provenientes dos campos observados ao microscópio ótico foi efetuado através de programas desenvolvidos em microcomputador da linha Apple II+<sup>(8)</sup>. Todos os parâmetros foram determinados com uma precisão mínima de  $\pm 5\%$ .

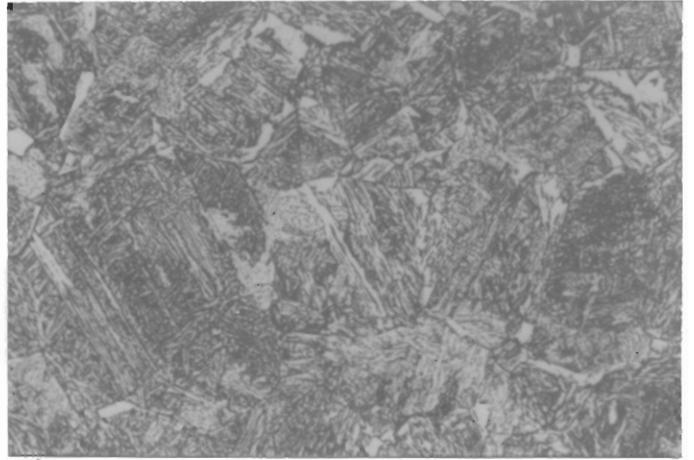
Além disso, foram efetuados ensaios de tração e impacto Charpy a partir das amostras obtidas, utilizando-se corpos de prova reduzidos de acordo com a Norma ASTM A-370. Foram determinados assim os limites de escoamento e resistência e os alongamentos uniforme e total, bem como a resistência ao impacto a  $-20^{\circ}\text{C}$ .

## - RESULTADOS E DISCUSSÃO

A fig. 2 apresenta a sequência de microestruturas obtidas a medida que se reduziu a velocidade de resfriamento. Verificou-se que a microestrutura variou deste totalmente bainítica até ferrítica-bainítica, com teores crescentes de ferrita. A bainita formada neste tipo de aço é muito semelhante ao tipo granu-



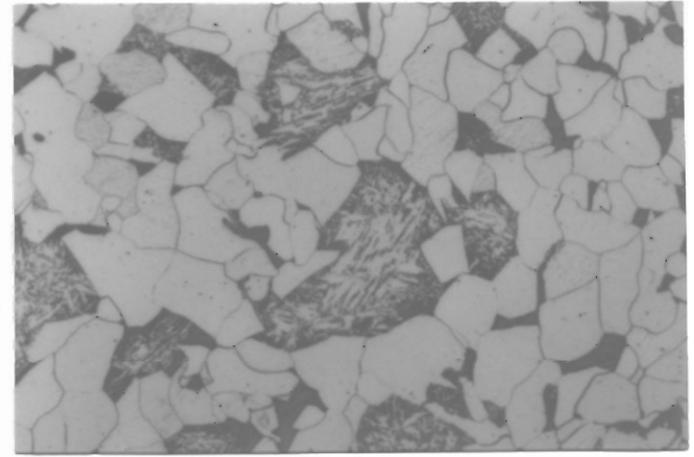
a)



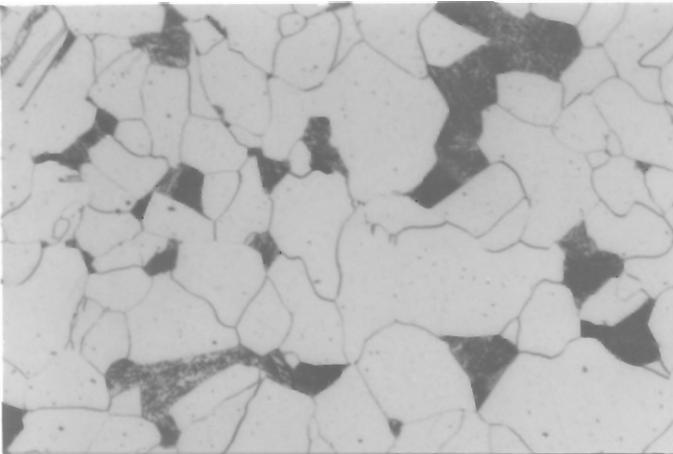
b)



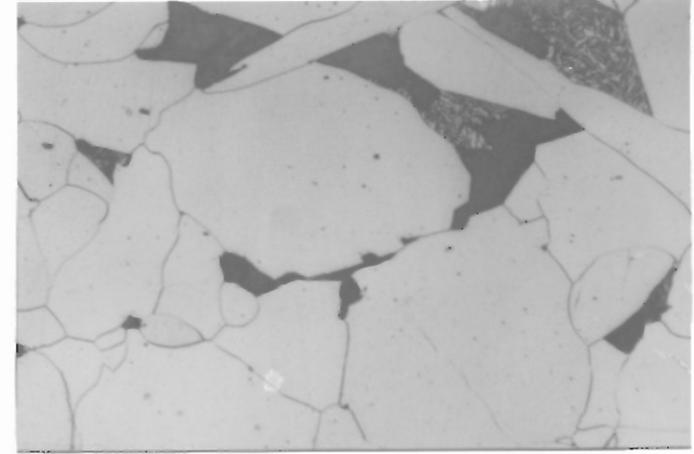
c)



d)



e)



f)

Figura 2: Evolução da microestrutura do aço ao Mn-Si-Cr-Mo austenitizado a  $1050^{\circ}\text{C}$  e resfriado em a) água; b) óleo; c) solução aquosa de poliacrilamida a 0,55%; d) ar; e) vermiculita; f) forno. Ataque: Nital 5%. Aumento: 200x.

lar, onde a cementita é substituída por um constituinte martensítico com teor de C relativamente baixo, devido à presença de Si e Mo e baixo teor de C no aço(1,2,9,10).

A figura 3 permite observar a evolução da fração volumétrica de bainita em função da velocidade de resfriamento. Nota-se nesta figura que a fração desse constituinte foi proporcional à velocidade de resfriamento, e sua variação foi abrupta entre as amostras resfriadas em solução aquosa de poliacrilamida e ar. Esse comportamento pode ser explicado pelo maior tempo disponível para a formação de ferrita a medida que se reduz a severidade de têmpera.

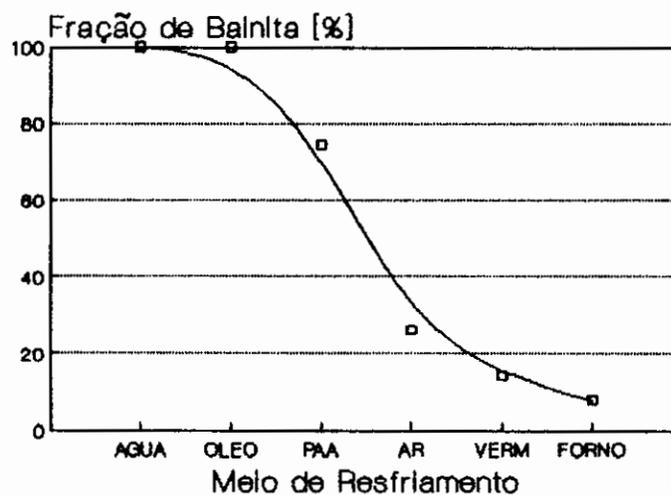


Figura 3: Evolução da fração volumétrica de bainita em função do meio de têmpera utilizado.

Os tamanhos de grão ferrítico e bainítico das amostras com microestrutura bifásica apresentaram tendências diferentes a medida que se diminuiu a velocidade de resfriamento, conforme mostra a figura 4. O tamanho de grão ferrítico tendeu a aumentar pois sua temperatura de formação aumenta com a diminuição da velocidade de resfriamento, fazendo com que a velocidade de nucleação seja diminuída em relação à de crescimento<sup>(11)</sup>.

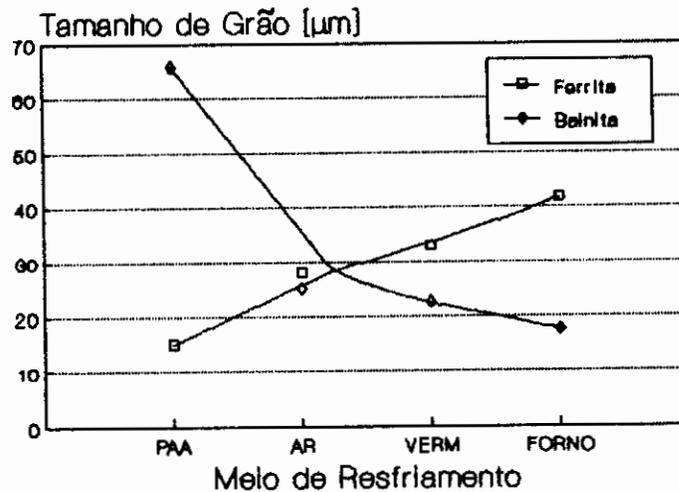


Figura 4: Evolução dos tamanhos de grão ferrítico e bainítico em função do meio de têmpera utilizado.

Já o tamanho de grão bainítico é diretamente proporcional à sua fração presente na microestrutura, que, de fato, também diminuiu a medida que se reduziu a velocidade de resfriamento<sup>(2)</sup>.

A figura 5 mostra a evolução das durezas da ferrita e bainita em função da velocidade de resfriamento. A dureza da fer-

rita caiu a medida que a velocidade de resfriamento diminuiu, o que pode ser explicado pelo fato de que nos aços bifásicos ela é função da fração de bainita ou martensita presente na microestrutura. Uma vez que esse constituinte se forma após a ferrita, ele induz tensões de compressão na matriz, levando ao aumento de densidade de discordâncias na ferrita, particularmente na interface ferrita-bainita ou ferrita-martensita. Esse aumento é proporcional à fração volumétrica de bainita ou martensita. Tal fato leva a um aumento proporcional da dureza da ferrita<sup>(12)</sup>.

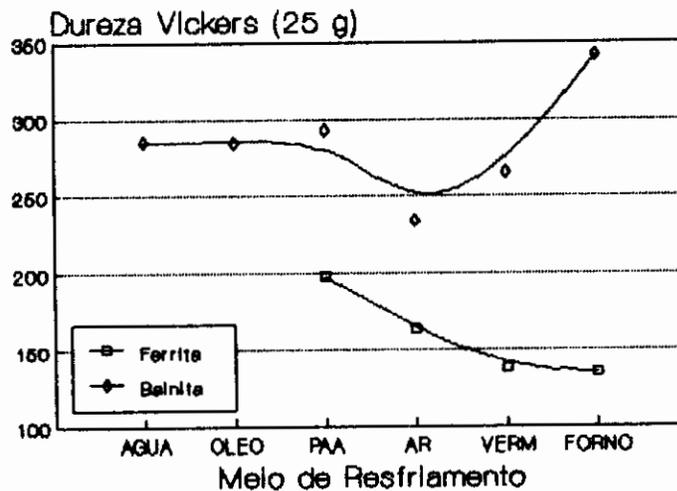


Figura 5: Evolução das durezas da ferrita e bainita em função do meio de têmpera utilizado.

A dureza da bainita nas amostras que apresentaram microestrutura bifásica é função de duas tendências conflitantes:

- Em primeiro lugar, a diminuição da velocidade de resfriamento aumenta o tempo disponível para a migração de C em

direção à austenita remanescente que não se transformou em ferrita. Essa concentração é aumentada ainda mais pelo fato de que a fração volumétrica de austenita remanescente que se transforma em bainita cai sob velocidades decrescentes de resfriamento. Essa maior concentração de C se traduz em um aumento de dureza da bainita que se transformou a partir dessa austenita remanescente<sup>(2)</sup>.

- Por outro lado, maiores tempos de resfriamento levam ao amolecimento da bainita pelos processos de auto-revenido<sup>(13)</sup>.

Desse modo, foi verificado um valor mínimo para a dureza da bainita no caso das amostras resfriadas ao ar. Já as amostras resfriadas no forno apresentaram valor máximo de dureza de bainita, provavelmente devido à maior concentração de C nesse constituinte promovido pelo maior tempo disponível para a difusão desse elemento e pela fração volumétrica mínima de bainita observada na microestrutura.

Com base nos resultados obtidos somente ocorrerá formação de perlita neste tipo de aço para tempos de resfriamento ainda maiores do que os empregados neste trabalho.

Tanto o limite de escoamento como o de resistência diminuíram a medida que se reduziu a velocidade de resfriamento, conforme mostra a figura 6. Nota-se uma tendência à estabilização dos valores de resistência mecânica para as amostras resfriadas lentamente, em vermiculita e no forno. Tal comportamento pode ser explicado pela diminuição da fração volumétrica de bainita na microestrutura, que foi substituída pela ferrita poligonal, bem

mais macia. O escoamento de todas as amostras foi contínuo, ou seja, não foi verificado patamar de escoamento.

A relação de escoamento, ou razão elástica, apresentou um mínimo para as amostras resfriadas ao ar, e um máximo para as amostras resfriadas em água, conforme mostra a figura 7. Note-se que as amostras que apresentaram microestrutura totalmente bainítica mostraram também a maior relação de escoamento. Isto pode ser explicado pelo comportamento característico da microestrutura bifásica, onde a bainita ou martensita tendem a facilitar o escoamento do material devido às tensões de compressão oriundas da transformação bainítica ou martensítica sobre a matriz ferrítica. Essas tensões podem induzir a formação de tensões residuais ou de discordâncias móveis que favorecem o processo de escoamento, tornando-o contínuo<sup>(14)</sup>. Esse abaixamento do limite de escoamento, conjugado com o alto coeficiente de encruamento típico dos

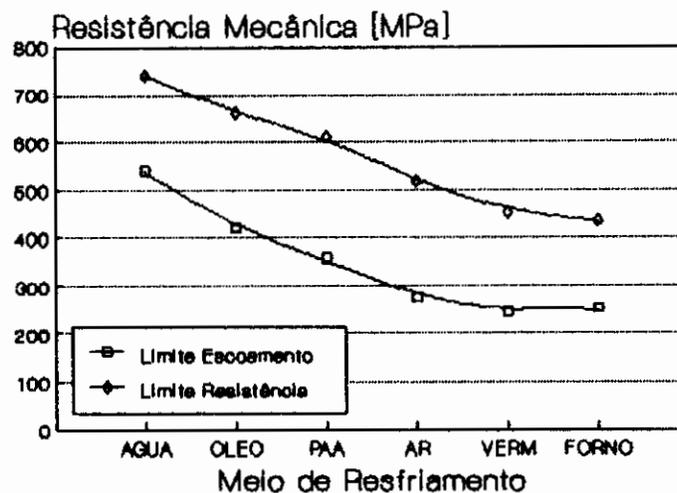


Figura 6: Evolução dos limites de escoamento e resistência em função do meio de têmpera utilizado.

aços bifásicos, explica a baixa relação de escoamento observada para as amostras que apresentaram este tipo de microestrutura.

Em termos de limite de escoamento as amostras resfriadas em água, óleo e solução aquosa de poliacrilamida são equivalentes aos graus A.P.I. X-70, X-60 e X-52, respectivamente. Contudo, o limite de resistência dessas amostras foi superior ao especificado para estes graus devido ao seu maior coeficiente de encruamento. Os resultados dessas mesmas tres amostras também atenderam à especificação de resistência da tabela I relativa ao material para oleodutos no Ártico.

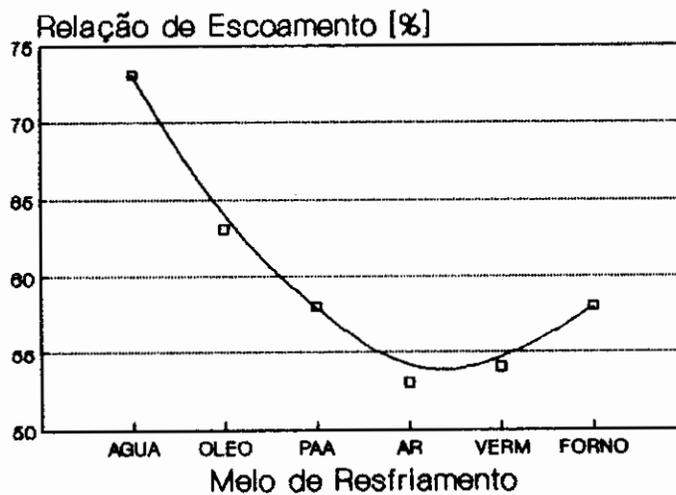


Figura 7: Evolução da relação de escoamento, ou seja, razão limite de escoamento/limite de resistência, em função do meio de têmpera utilizado.

Como seria de se esperar, tanto o alongamento uniforme como o total aumentaram a medida que se abaixou a velocidade

de resfriamento, como mostra a figura 8. Isto pode ser atribuído fundamentalmente à maior quantidade de ferrita cada vez menos dura presente na microestrutura a medida que se reduz a severidade de têmpera.

A figura 9 mostra os valores de estrição total. Verifica-se que foram conseguidos valores máximos desse parâmetro para as amostras resfriadas em água, óleo e no forno. Aparentemente isso é devido à maior homogeneidade de microestrutura que é conseguida nessas tres condições, apesar do resfriamento ao forno ter produzido microestrutura bifásica, ainda que com fração mínima de bainita.

Os valores de resistência ao impacto Charpy a  $-20^{\circ}\text{C}$  podem ser vistos na figura 10. Contudo, a utilização de corpos de prova reduzidos ("sub-size") limita a interpretação dos resultados, que somente podem ser utilizados para se comparar os valores

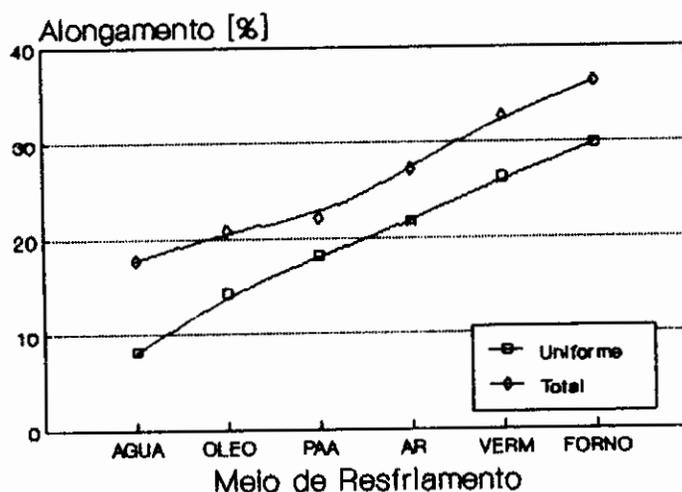


Figura 8: Evolução dos alongamentos uniforme e total em função do meio de têmpera utilizado.

obtidos entre as amostras obtidas no presente trabalho.

Verificou-se que as amostras com microestrutura bainítica uniforme apresentaram resistência ao impacto máxima, enquanto que as amostras com microestrutura bifásica mostraram valor bem menor. Isto pode estar ligado à problemas de compatibilidade na interface ferrita-bainita, que facilitaram a propagação da trinca e levaram à menores valores de resistência ao impacto. Vale ressaltar que nas amostras predominantemente bainíticas a resistência ao impacto provavelmente pode ser aumentada caso for aplicado um tratamento de revenimento ao material, ainda que ocorra alguma perda de resistência mecânica.

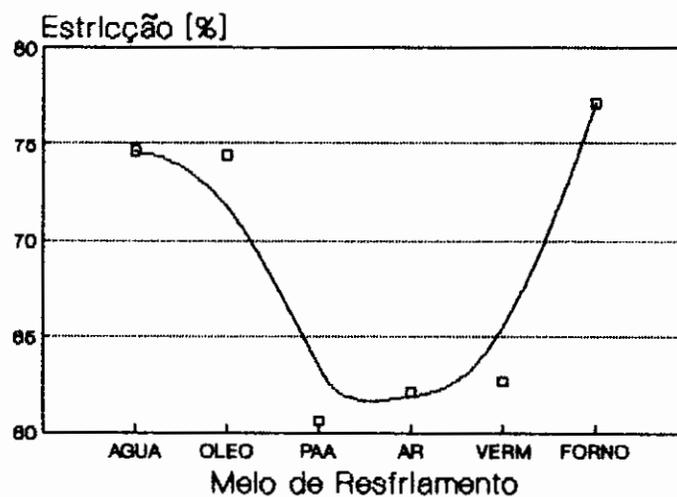


Figura 9: Evolução da estrição total em função do meio de temperatura utilizado.

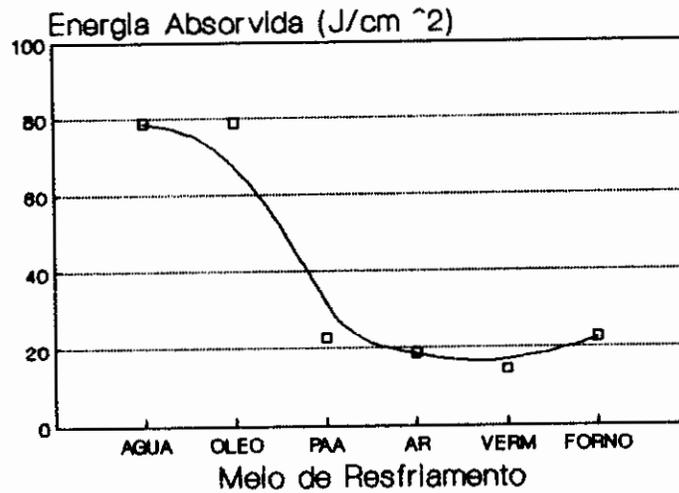


Figura 10: Evolução da resistência ao impacto em função do meio de têmpera utilizado.

#### - CONCLUSÕES

Este estudo sobre a caracterização da microestrutura e propriedades mecânicas de um aço ao Mn-Si-Cr-Mo submetido a tratamento térmico de austenitização seguido de resfriamento em diversos meios, desde água até dentro do forno, levou às seguintes conclusões:

- A medida que a velocidade de resfriamento é diminuída ocorreram as seguintes alterações:
  - . a microestrutura sofre transição desde totalmente bainítica até ferrítico-bainítica, com teores decrescentes de bainita;

- . o tamanho de grão ferrítico aumenta, enquanto que o bainítico cai;
  - . a dureza da ferrita cai, enquanto que a da bainita passa por um mínimo e atingiu um máximo para a menor velocidade de resfriamento;
  - . a resistência mecânica cai, enquanto que os valores de alongamento uniforme e total aumentam;
  - . a relação de escoamento apresentou valor máximo para as amostras resfriadas em água ou óleo, e valor mínimo para as resfriadas ao ar;
  - . a resistência ao impacto é maior para as amostras resfriadas ao ar ou óleo, que apresentaram microestrutura bainítica uniforme.
- Os resultados obtidos indicam que as amostras resfriadas em água, óleo ou solução aquosa de poliacrilamida apresentam resistência mecânica compatível com chapas grossas produzidas a partir da laminação controlada de aços microligados. Contudo, o comportamento deste material em termos da resistência ao impacto deveria ser melhor investigado, particularmente no caso das amostras resfriadas em solução de poliacrilamida, devido ao aparente efeito deletério da microestrutura bifásica sobre esta propriedade do produto.

## - AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a colaboração de Miguel Torres Neto e sua equipe, do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo - I.P.T., nos ensaios de laminação; de Benedito Dias Chivites, do Centro de Testes da COSIPA, na usinagem dos corpos de prova de laminação e tração; e dos técnicos Jair João Menegon e Airton R.M. Leal, do Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica da U.S.P., nos ensaios de tração e preparação de amostras para o exame metalográfico.

## - BIBLIOGRAFIA

- (1) ELDIS, G.T. et alii. In: ALLOYS FOR THE EIGHTIES. Proceedings. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1980. p. 37-57.
- (2) BEENKEN, H. et alii. Einfluss unterschiedlicher Legierungszusammensetzungen und thermomechanischer Verfahren auf das Umwandlungsverhalten, das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften zweiphasiger Baustähle. Bonn, Bundesministerium für Forschung und Technologie, 1986. 109 p.
- (3) THOMAS, G. The Physical Metallurgy and Alloy Design of Dual Phase Steels. Berkeley, Lawrence Berkeley Laboratory, 1983. 45 p.
- (4) GORNI, A.A. Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico. Dissertação de Mestrado, EPUSP, 1989. 184 p.
- (5) LOTTER, V. et alii. Thyssen Technische Berichte, 16(1):13-26, 1984.
- (6) UGGOWITZER, P. & STÜWE, H.P. Zeitschrift für Metallkunde, 73(5):277-285, Mai 1982.
- (7) LE PERA, F.S. Journal of Metals, 32(3):38-39, March 1980.

- (8) GORNI, A.A. & BRANCHINI, O.L.G. Máquinas e Metais, 289:92-96, Fev. 1990.
- (9) HABRAKEN, L.G. & ECONOMOPOULOS, M. In: TRANSFORMATION AND HARDENABILITY OF STEELS. Proceedings. Climax Molybdenum Company - University of Michigan, Ann Arbor, 1967. p. 69-108.
- (10) POINTNER, P. & JOELLER, P. Radex-Rundschau, (4):828-842, 1976.
- (11) De ARDO, A.J. Canadian Metallurgical Quaterly, 27(2):141-154, 1988.
- (12) SHEN, H.P. & LEI, T.C. Metal Science, 18(5):257-264, May 1984.
- (13) MAID, O. et alii. Steel Research, 56(5):271-274, Mai 1985.
- (14) KASPAR, R. et alii. Zeitung für Metallkunde, 76(5):348-352, Mai 1985.