

EFEITO DAS VARIÁVEIS DE PROCESSAMENTO NA DEFORMAÇÃO MECÂNICA DOS AÇOS BIFÁSICOS

AUTOR: Luiz Fernando Vasconcelos Ramos⁽¹⁾

SUMÁRIO

O estágio atual do desenvolvimento da tecnologia para a produção dos aços bifásicos é apresentado e discutido. A ênfase principal é dada às variáveis de processamento como composição química, temperatura de recozimento intercrítico e velocidade de resfriamento, procurando ressaltar a ação destas variáveis na microestrutura formada e conseqüentemente no conjunto de propriedades mecânicas exibido por estes aços.

(1) Membro da ABM. Ph.D.; M.Sc.; Engenheiro Metalurgista, Companhia Aços Especiais Itabira-ACESITA.

1. INTRODUÇÃO

As exigências atuais de conservação e melhor utilização de energia têm provocado um crescente interesse no desenvolvimento de materiais que tenham uma alta razão entre resistência mecânica e peso. Com este objetivo foram desenvolvidos os aços de baixa liga e alta resistência, aços BLAR. A otimização de propriedades como, por ex., resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade destes aços, tem proporcionado um grande desenvolvimento em projetos de estruturas de grande responsabilidade. Para a indústria automobilística, em particular, é necessário que a chapa de aço apresente uma boa conformabilidade. Esta qualidade é, geralmente, obtida em materiais que apresentem baixa tensão de escoamento, um escoamento contínuo, altas taxas de encruamento em baixas deformações e uma ductilidade adequada ao processo de conformação⁽¹⁾.

Os aços BLAR são aços que têm uma composição química similar aos aços de baixo carbono, modificados pela adição de elementos de liga como Nb, V ou Ti, sendo ainda desoxidados por Zr ou Terras raras⁽²⁾. A alta resistência mecânica e alta tenacidade destes aços é devido principalmente ao refino do grão ferrítico, à presença de carbonetos provenientes de adição de elementos de liga e devido também ao controle da forma das inclusões obtida pela prática de desoxidação. A relação entre ductilidade e tensão de escoamento dos aços BLAR produzidos por diferentes técnicas, é apresentado na Figura 1⁽³⁾.

A maioria dos aços, que a alta resistência mecânica advém de mecanismos de endurecimento por solução sólida ou precipitados, apresentam baixa taxa de encruamento em baixas deformações^(4,5), podendo ainda exibir um escoamento descontínuo. Os aços produzidos pela técnica de recozimento parcial apresentam baixa conformabilidade devido à baixa ductilidade na direção transversal quando comparada à ductilidade na direção longitudinal⁽³⁾. Finalmente, os aços laminados a frio ou endurecidos por reações martensíticas, apresentam uma alta tensão de escoamento e baixa ductilidade⁽³⁾ sendo ambos prejudiciais à conformabilidade dos aços.

Atualmente encontra-se em desenvolvimento uma nova tecnologia para se processar os aços de baixo carbono e aços BLAR de modo que seu produto satisfaça os requisitos de conformabilidade de indústria automobilística⁽⁶⁻¹⁷⁾. Esta tecnologia acrescenta um recozimento intercrítico e resfriamento controlado aos aços laminados a quente^(8,10,11,13) ou a frio^(11,13) e um res

friamento controlado após laminação a quente⁽⁹⁾. Estes aços apresentam uma estrutura Bifásica* constituída de uma fase de baixa dureza (ferrita) e uma fase de alta dureza (martensita). Em pequenas deformações, os aços Bifásicos, quando comparados aos aços de estrutura ferrita-perlita, apresentam um decréscimo no limite de escoamento, um escoamento contínuo, e um aumento na taxa de encruamento. Em altas deformações, apresentam um aumento no limite de resistência sem uma perda significativa na ductilidade.

Neste trabalho procura-se resumir as informações contidas na literatura atual sobre a produção de aços Bifásicos e a influência das variáveis de processamento em suas propriedades mecânicas. Mostra-se ainda os principais mecanismos responsáveis pela alteração do comportamento em deformação, quando uma estrutura composta de ferrita e perlita é mudada para uma estrutura composta de ferrita e martensita.

2. AÇOS BIFÁSICOS

O que caracteriza os aços bifásicos é a estrutura composta principalmente de ferrita e martensita, que gera um conjunto de propriedades mecânicas adequado para sua utilização na indústria automotora. As vantagens que estes aços apresentam quando comparados aos aços com estrutura composta de ferrita-perlita, com a mesma composição química, são apresentadas na Tabela I e ilustrada na figura 2. Como pode-se observar, os aços bifásicos apresentam uma tensão de escoamento mais baixa, um limite de resistência mais elevado, altas taxas de encruamento e ductilidades adequadas ao processo de conformação.

A estrutura bifásica é geralmente obtida através de um recozimento intercrítico (recozimento este feito em temperaturas nas quais coexistem as fases α e γ) seguido de um resfriamento tal que possibilita a transformação austenita - martensita. Um sumário das várias técnicas citadas na literatura atual para a produção dos aços bifásicos, é apresentado na Tabela II. Nesta tabela, além da composição química, são apresentadas a espessura da

* Os aços bifásicos (Dual - Phase Steels) são definidos como aços contendo ferrita e martensita. Entretanto, tem sido mostrado que a estrutura dos aços é mais complexa, consistindo de martensita, várias formas de ferrita, carbonetos e austenita retida.

chapa, o tempo e temperatura de recozimento e a velocidade de resfriamento. A estrutura final do aço e conseqüentemente, suas propriedades mecânicas, dependem do controle destas variáveis de processamento. Portanto, para se produzir estes aços com as características mecânicas desejadas, procura-se adequar as condições de recozimento e resfriamento à composição química dos aços. A escolha destas variáveis é fator preponderante na definição da forma e fração volumétrica da martensita e também da participação dos elementos de liga entre as fases existentes. Apresenta-se a seguir os principais conhecimentos já existentes na literatura sobre a influência destas variáveis nas propriedades mecânicas dos aços bifásicos.

2.1. Composição química

Os aços bifásicos são geralmente aços de baixo teor de carbono (0,07-0,15%); que contêm manganês (0,33 - 1,6%) e silício (0 - 2%) como principais elementos de liga. O Mn é adicionado como estabilizador da estrutura austenítica e o Si para intensificar a difusão de carbono da ferrita e retardar a formação de perlita. Em alguns casos, adiciona-se ainda Cr e Mo para aumentar a temperabilidade, Nb e V como formadores de carbonetos e N para se melhorar as características de envelhecimento após a conformação da peça.

Um exemplo de diferentes formas de martensita obtidos quando se varia temperatura de recozimento e/ou elementos de liga, é apresentado na Figura 3A, B e C⁽²³⁾. As micrografias A e B são de amostras de um mesmo aço com %C = 0,052 e %Mn = 0,93, recozidas em diferentes temperaturas por 5 minutos e temperadas em óleo. A amostra A foi recozida a 805°C e a amostra B a 745°C. O teor de carbono em equilíbrio com a austenita varia com a temperatura de recozimento e, conseqüentemente, a forma de martensita após a tempera será diferente. Na micrografia C, um aço com %C = 0,059 e +Mn = 1,46, é recozido durante 5 minutos à temperatura de 805°C e temperado em óleo. Pode-se também notar nesta micrografia, que o aumento do teor de Mn fêz mudar as características da martensita formada.

2.2. Fração volumétrica e Martensita

A influência das condições de recozimento e resfriamento dos aços bifásicos se faz sentir principalmente na fração volumétrica de martensita obtida após o tratamento térmico. Vários estudos sobre aços bifásicos têm

mostrado que se controla as propriedades mecânicas destes aços pelo controle da fração volumétrica de martensita^(6,8,13,18). As figuras 4 e 5 mostram a dependência da tensão de escoamento e limite de resistência da fração volumétrica de martensita para vários tipos de aços bifásicos.

Hayami e Furukawa⁽⁶⁾ relataram que o limite de resistência dos aços bifásicos depende da fração volumétrica de martensita e que esta dependência segue a regra de mistura para os materiais compostos. Observações similares também se encontram em outros estudos^(15,16,18,19). Davies⁽¹³⁾ mostrou que a tensão de escoamento dos aços bifásicos também tem uma relação linear com a fração volumétrica de martensita. Obteve-se, por extrapolação, a tensão de escoamento de um aço com 0% de martensita, semelhante à tensão de escoamento do ferro livre de elementos intersticiais⁽¹³⁾. Por outro lado, Rigsbee⁽¹⁵⁾ e Ohashi⁽¹⁸⁾ mostraram que a tensão de escoamento não é uma função linear de fração volumétrica de martensita, apresentando um mínimo em aproximadamente 5% de martensita.

Rashid⁽⁸⁾ sugeriu que a ductilidade dos aços bifásicos depende de fração volumétrica de martensita, acrescentando ainda que um aumento na ductilidade dos aços GM 980X, é obtida pela adição de V. A natureza da contribuição do V não é clara, podendo ser devida a uma complexa interação de deslocamentos com precipitados contendo V, Mn, C e N. Hayami e Furukawa⁽⁶⁾ também relataram que a razão para o aumento de ductilidade, quando se obtém uma estrutura bifásica, não é clara. Eles levantaram a hipótese que esta alta ductilidade provém do aumento de ductilidade da ferrita devido ao recozimento intercrítico. Durante este recozimento, os elementos intersticiais difundem da ferrita para a austenita, tornando a ferrita livre de elementos intersticiais e de precipitados e portanto mais dútil. Este mecanismo de "limpeza" da ferrita é também sugerido por Davies⁽¹³⁾ como sendo responsável pela alta ductilidade dos aços bifásicos.

A fração volumétrica de martensita é função direta das variáveis tempo e temperatura de recozimento e velocidade de resfriamento⁽¹⁵⁾. Por exemplo, a fração volumétrica de martensita aumenta com o aumento de temperatura de recozimento entre as linhas A1 e A3⁽²⁰⁾ e com o aumento de velocidade de resfriamento⁽¹⁸⁾. Esta variação pode ser observada através das figuras 6 e 7⁽²¹⁾. Nestas figuras, amostras de um aço com %C = 0,14, %Mn = 1,37 e %Si = 0,27 laminado a quente com espessura de 2,5mm, foram recozidas durante 4 min a temperaturas de 760°C e 810°C e resfriamento em diferentes taxas de resfriamento. Como pode-se observar, ocorre um aumento nos valores

de tensão de escoamento e limite de resistência para os aços tratados a 810°C , quando a taxa de resfriamento é alta (100°C/s). Este aumento é consequência de uma maior fração volumétrica de martensita obtida nestes aços. Entretanto, como observado por Huppi⁽²²⁾, em taxas de resfriamento baixas e intermediárias ($10 - 100^{\circ}\text{C/s}$), não ocorre neste aço uma variação em propriedades mecânicas tão acentuadas. Esta observação decorre do fato de que, neste intervalo de taxas de resfriamento, a fração volumétrica de martensita permanece aproximadamente constante, ocorrendo apenas uma variação na forma da martensita⁽²²⁾. Explica-se este fato com o seguinte argumento: Quando os aços são recozidos em temperaturas próximas à temperatura da linha A1 (730°C), a fração volumétrica de austenita é pequena e os elementos estabilizadores de austenita, como o carbono e nitrogênio, se concentram na austenita tornando-se estável. Portanto, estas regiões de austenita tendem a se transformar durante o resfriamento, em martensita sem a decomposição de perlita e ferrita. Por outro lado, quando as temperaturas de recozimento são elevadas, a fração volumétrica de austenita aumenta e os elementos estabilizadores de austenita ficam menos concentrados. Assim sendo, a austenita é menos estável e, durante o resfriamento, parte se transforma em martensita e parte se decompõe em ferrita e perlita^(18,22).

Outra variável importante para consideração no processamento dos aços bifásicos é a fração volumétrica de austenita retida⁽¹⁵⁾. Huppi⁽²²⁾ mostrou que a quantidade de austenita retida é função da composição e taxa de resfriamento. Foi observado que aproximadamente 10% de austenita retida é obtido quando um aço contendo 0,096% de V é recozido durante 4 min a 810°C e resfriado com aproximadamente 40°C/s . Rigsbee⁽¹⁵⁾ mostrou, por análise de microsonda, que ambos, austenita retida e martensita, são ricas em C e Mn e que a austenita retida se forma em regiões adjacentes à martensita ou na matriz ferrítica. Foi mostrado também que esta austenita retida é instável, decompondo-se totalmente em deformações de até 10%⁽¹⁵⁾.

Em resumo das variações de microestruturas, obtidas em função da taxa de resfriamento, é apresentado esquematicamente no mapa de microestrutura mostrado na figura 8⁽²¹⁾. A figura 8 apresenta também a variação em propriedades mecânicas obtidas em função das diferentes microestruturas. Como pode-se ver, uma gama de diferentes fases pode ser obtida quando se varia a taxa de resfriamento. Pode-se também notar que a otimização das propriedades mecânicas, alta ductilidade, alto limite de resistência e baixa tensão de escoamento, é obtida com uma estrutura composta de várias formas de fer

rita, martensita, carbonetos e austenita retida. A Figura 9 mostra uma micrografia de uma amostra de um Bifásico contendo %C = 0,08, %Mn = 1,47, %Si = 0,34, %Nb = 0,053, recozido por 4 min a 810°C e resfriado em uma taxa de 135°C/s. Esta amostra foi atacada com nital e em seguida atacada a quente com uma solução de complexo de cromo. A solução de cromo escurece a martensita e a ferrita existente em equilíbrio com austenita, enquanto a ferrita proveniente da decomposição de austenita permanece branca. Na figura 9, estas fases são indicadas; ferrita pró-eutetoide (A), ferrita acicular (B), martensita (C) e carbonetos (D)⁽²¹⁾.

2.2. Tamanho de grão ferrítico

Geralmente, o tamanho de grão ferrítico dos aços BLAR é pequeno, variando entre 0,003 a 0,006mm. Dados da literatura sobre os aços Bifásicos apresentam uma variação maior^(13,15,23). O tamanho de grão ferrítico é função das condições de laminação e da composição química, não dependendo do tratamento de recozimento intercrítico feito para se obter a estrutura bifásica. A Figura 10 mostra a variação da tensão de escoamento com tamanho de grão ferrítico para aços Bifásicos com diferentes composições químicas e fração volumétrica de martensita aproximadamente constante⁽²³⁾. A Figura 10 mostra que a variação na tensão de escoamento com o tamanho de grão ferrítico segue, com boa aproximação, a lei de Hall-Petch. Interessante notar o efeito de elementos como o Si, que endurecem o aço por solução sólida. O Si provoca um aumento no nível da curva mantendo entretanto a mesma inclinação.

3. MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO DE AÇOS BIFÁSICOS

Vários estudos têm procurado esclarecer quais são os mecanismos responsáveis pelo conjunto de propriedades mecânicas exibido pelos aços bifásicos^(6,13,15,23). Apesar de vários pontos permanecerem sem explicação, importantes observações têm sido feitas. O decréscimo na tensão de escoamento e o escoamento contínuo têm sido atribuídos à presença de deslocamentos móveis geradas de forma não homogênea na ferrita durante a transformação de martensita^(6,13), ou devido a tensões residuais desenvolvidas durante esta transformação⁽⁹⁾. O alto encruamento inicial tem sido interpretado

como resultado do aumento da densidade inicial das deslocções distribuídas de maneira não homogênea na ferrita⁽¹⁵⁾, ou devido à geração de deslocções para se manter a contiguidade entre ferrita e martensita⁽²³⁾, ou ainda como consequência da transformação sob tensão da austenita retida para martensita⁽¹⁵⁾. Todos estes efeitos, que levam a um aumento na taxa de encruamento, resultam em um aumento nos valores de expoente n e consequentemente um aumento na ductilidade dos aços⁽²⁶⁾. Este resumo de teorias apresentadas acima indica que a deformação dos aços bifásicos resulta de uma complexa interação de mecanismos que são influenciados por sua composição química e variáveis de processamento. Por exemplo, a fração volumétrica, a forma e o teor de carbono de martensita estão diretamente ligados à densidade e distribuição de deslocções móveis induzidas na ferrita durante a transformação austenita-ferrita e portanto ligadas às características de deformação destes aços.

A análise do comportamento em deformação de aços em geral é usualmente feito com o auxílio de equações empíricas que representam a forma da curva de tensão-deformação⁽²⁷⁾. Destas equações, a mais usada é a equação de Hollomon⁽²⁶⁾:

$$\sigma = K \epsilon^n \quad (1)$$

Nos estudos sobre aços bifásicos vários autores têm usado esta equação para descrever a curva tensão-deformação e tirar conclusões sobre os mecanismos que atuam durante a deformação mecânica^(13,15). Rigsbee⁽¹⁵⁾, por exemplo, baseado na variação do expoente n com as variáveis temperaturas de recozimento intercrítico e taxa de resfriamento, concluiu que: O rápido aumento da taxa de encruamento no início de deformação (até 1% de deformação plástica), é devido a uma contínua transição entre mecanismos envolvendo a geração de deslocções para se manter a contiguidade entre as fases presentes e a transformação induzida de austenita e martensita. Na próxima região de deformação plástica, que estende de 1% até ~7%, encruamento é devido principalmente à transformação da austenita retida para martensita. Finalmente, em regiões acima de 7% de deformação plástica, o aço se comporta como um material composto e o encruamento é devido ao desenvolvimento de um campo de tensões internas distribuído de maneira não homogênea que restringe o movimento das deslocções.

O uso da equação do Hollomon para se descrever as curvas de tensão-deformação foi criticado por Ramos⁽²³⁾. Nesse trabalho, foi mostrado que um único

expoente n não descreve a deformação dos aços bifásicos. Mostrou-se que a análise da curva de tensão-deformação destes aços segundo o método proposto por Jaoult-Crussard⁽²⁸⁾, é mais apropriada para a identificação de diferentes mecanismos que operam na deformação destes aços⁽²³⁾. Como ressaltado por Monteiro⁽²⁴⁾, o método proposto por Jaoult-Crussard é especialmente sensível porque analisa a derivada da curva de tensão-deformação, sendo portanto mais adequado para a análise de variações de inclinações nestas curvas.

O método propõe diferenciar e reescrever a equação proposta por Ludwik⁽³⁰⁾;

$$\sigma = \sigma_0 + K \epsilon^n \quad (2)$$

$$\ln \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \ln (K \epsilon) + (n - 1) \ln \epsilon \quad (3)$$

De acordo com equação 3, os dados de tensão-deformação verdadeiras são colocadas em gráficos, variando $\ln \frac{d\sigma}{d\epsilon}$ em função de $\ln \epsilon$. Este método permite delinear diferentes estágios de encruamento durante a deformação dos aços bifásicos, como mostrado nas figuras 11 e 12⁽²³⁾. Nestas figuras, aços bifásicos contendo %C = 0,052, %Mn = 0,92, são processados para se obter diferentes tamanhos de grão ferrítico, Figura 11, e diferentes frações volumétricas de martensita, Figura 12.

Algumas observações interessantes podem ser feitas pela análise das Figuras 11 e 12. Vê-se que, em ambos os casos, ocorre uma mudança de comportamento mecânico quando se aumenta o tamanho de grão ferrítico ou quando se diminui a fração volumétrica de martensita. Amostras contendo um grão ferrítico grande e/ou pequenas frações de martensita, apresentam três estágios distintos durante a deformação, enquanto amostras com grãos ferríticos menores e/ou altas frações de martensita, apresentam um único estágio de deformação. Além disto pode-se ver que, independente da estrutura inicial, o comportamento mecânico destes aços em altas deformações é similar, pois as curvas são paralelas e/ou coincidentes. Isto sugere que as diferenças observadas em taxas de encruamento e ductilidade dependem do efeito das variáveis de processamento em baixas deformações.

Uma representação esquemática da análise segundo Jaoult-Crussard para os aços Bifásicos é apresentado na Figura 13. Foi observado que a transição de A para D pode ser consequência da diminuição na taxa de resfriamento, do aumento no tempo de envelhecimento, do aumento do tamanho de grão, do aumen

to na temperatura de recozimento e do decréscimo na fração volumétrica de martensita⁽²⁴⁾. Pode-se antecipar que a transição de A para D reflete um aumento no grau de heterogeneidade na deformação destes aços. A curva A representa uma amostra na qual, durante a transformação austenita-martensita, a densidade e distribuição de deslocamentos móveis faz com que a deformação da ferrita se faça de maneira homogênea através da deformação de estrutura celular desde o início de deformação mecânica⁽²³⁾. No extremo oposto, a curva D representa uma amostra na qual se forma uma banda de deformação heterogênea. Este comportamento é similar ao observado em aços que apresentam bandas de Lüders, tendo entretanto duas diferenças importantes: Existe um encruamento da amostra antes que estas bandas se propaguem e que mesmo durante a propagação da banda, o encruamento é positivo, apresentando valores bem maiores do que zero⁽²¹⁾. Pode-se acrescentar ainda que a otimização das propriedades dos aços Bifásicos é obtida em amostras que apresentam um alto grau de heterogeneidade durante a deformação mecânica.

4. CONCLUSÕES

Aços com estrutura Bifásica podem ser obtidos através de um recozimento intercrítico dos aços BLAR ou aços de baixo carbono laminados a frio ou a quente, ou através de um resfriamento controlado destes aços, após laminação a quente. A otimização das propriedades mecânicas é função principalmente das variáveis de processamento como; composição química, temperatura de recozimento, velocidade de resfriamento e tamanho de grão ferrítico. Estas variáveis afetam primordialmente a pureza da ferrita, a fração volumétrica e forma de martensita e ainda a presença de outras fase como carbonetos e austenita retida.

Estas variações microestruturais são importantes na interação de ferrita/martensita durante a deformação mecânica destes aços. Esta interação é definida pela densidade e distribuição inicial das deslocamentos móveis na ferrita, que definem todo o conjunto de propriedades mecânicas exibido por estes aços. O método de análise Jaoult-Crussard mostrou ser uma ferramenta importantes para a compreensão dos mecanismos de deformação destes aços especialmente com respeito a características apresentadas em penas deformações.

5. REFERÊNCIAS

1. S.P. Keeler, Machinery. Abril 1968, p.84.
2. R.R. Preston, Journal of Metals. vol.29, 1977, p.9.
3. P.R. Moud, Metals Engineering Quarterly. Aug. 1975, p.22.
4. E.T. Stephanson, ASM Trans. Quarterly. vol.55, 1962, p.624.
5. D.V. Wilson, Y.A. Couston, Acta Met. vol.12, 1964, p.617.
6. S.Hayami; T. Furukawa, Microalloying 15. publicado pela Union Carbide, 1977, p.311.
7. H. Gondo, U.S. Patent. Abril 1976, nº 495-894.
8. M.S. Rashid, General Motors Research Publication GMR-2044
9. G. Tither, Relatório L-176-163, Climax Molibdenum Company-Ann Arbor Mich. Março 1976.
10. D.J. Bailey, General Motors Research Publication, GMR-2213, Set. 1976.
11. R.A. Ayres, General Motors Research Publication, GMR-2375, Abril, 1977.
12. J. Morrow, G. Tither, Journal of Metals, Março 1978.
13. R.G. Davies, Met. Trans. vol. 9A, 1978, p.41.
14. P.J. Vander Arand, Republic Steel Research Center PR-12, 054-76-4 Jan. 1977.
15. J.M. Rigsbee, P.J. Vander Arand, Republic Steel Research Center PR-12, 050-78-3, Maio 1978.
16. J.H. Bucher, E.G. Hamburg, Society for Automotive Eng. nº 770164, Março 1977.
17. K. Araki, Trans. ISIJ, vol. 1977, p.701.
18. T. Matsuoka, K. Yamamori, Met. Trans. vol.6A, 1975, p.1613.
19. N. Ohashi, Trans. ISIJ. vol.18, 1978, p.321.
20. E. Ludacochea, M.S. Thesis nº T-2122 Colorado School of Mines, 1978.
21. D.K. Matlock, G. Krauss, L.F. Ramos e G. Huppi, Trabalho a ser publicado em Structure and Properties of highly formable Anual-Phase HSLA Steels.
22. G. Huppi, MS. Thesis nº T-2124, Colorado School of Mines, 1978.
23. L.F. Ramos, Ph.D. Thesis nº T-2189, Colorado School of Mines, 1979.
24. A.P. Coldren, G. Tither, Journal of Metals. vol.30, Abril 1978.

25. J.Y. Koo & G. Thomas, Met. Trans. vol.8A, 1977, p.525.
26. J.H. Hollomon, Trans. IMS.AIME.vol.162, 1945, p.268.
27. H.J. Kleemola, M.A. Nieminen, Met. Trans.vol.5, Agosto 1974, p.1863.
28. B. Jaoult, J. of Mech. and Phys. of Solids, vol.5, 1957, p.95.
29. S.N. Monteiro, R. Reed-Hill, Met. Trans. vol.2, Out. 1971, p.2947.
30. P. Ludwik, "Element der technologirken mechanic", Julius Springer Berlin 1909, p.32.

TABELA 1

COMPARAÇÃO ENTRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS AÇOS DE ESTRUTURA BIFÁSICA E AÇOS COM ESTRUTURA FERRITA-PERLITA

Composição Química	Estrutura	Tensão de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento Total %	Técnica de Fabricação	Expoente n*	Referência
0,9 %Si + 1,0 %Mn	Ferrita + Perlita	380	500	20	laminação a frio + recozimento em caixa	-	6
	Ferrita + Martensita	300	700	28	laminado a frio + recozimento contínuo	-	
Van 80	Ferrita + Perlita	603	730	18	-	0,12	13
	Ferrita + Martensita	348	800	27	laminado a frio + recozimento intercrítico a 870°C + resfriamento ao ar	0,24	
SAE 980 X (GM 980 X)	Ferrita + Perlita + Carbonetos	550	650	20	-	0,12	8
	Ferrita + (10-20%) de Martensita + Carbonetos	380	650	30	recozimento intercrítico a 790°C durante 3 min. + resfriamento ao ar	0,24	
Maxi-Form 80	Ferrita + Perlita + Carbonetos	640	722	22	-	0,12	14
	Ferrita + Martensita	377	682	25	recozimento intercrítico a 845°C durante 5 min. + têmpera em óleo	0,24	

* Refere-se ao expoente da Equação de Hollomon, $\sigma = K\epsilon^n$

Tabela 2

Sumário de técnicas para produção de aços com estrutura Bifásica

Aço	Composição básica (% em peso)	Adições principais (% em peso)	Espessura da chapa mm	Temperatura e tempo de recozimento	Meio refrigerante ou taxa de resfriamento °C/s	Tensão de escoamento M a	Limite de Resistência M a	Elongação Total %	Expoente	Referência
GM 980X	0.12 0.50 1.46	N=0,19; V=0,11 Mo=C,08; Nb=0,002	2	790°C 3 min.	Resfriado ao ar	350 - 380	650 - 710	30	0,24 - 0,26	(8, 9)
VAN 80	0.13 0.30 1.50	V=0,12; Al=0,07 N=C,02	1.65	845°C 5-10min.	Resfriado ao ar	330 - 380	650 - 800	- 25	0,27	(13, 14, 16)
MAXI-FORM 80	0.072 0.30 1.27 0.11	Nb = 0,07 V = 0,08	4.5	845°C 5min.	Resfriado ao ar e/ou temperado em óleo	485 - 377	568 - 682	27.5 25	0.175-0.238	(14, 15)
Renitrogenado*	0.07 - 0.65 0.10	N = 0,015	varias	750°C 5 sec.	Temperado em água	392	577	21.0	0,14	(10, 11)
Fe-C-Si Mn - Cr	0.12 1.40 1.63	Cr=0,34	1 - 3	A ₁	Resfriamento em ar sob pressão	300	700	28	-	(6)
Fe-C-Mn Cr	0.05 - 1.20	N = 0.01 Cr= 0.5	0.8	700-950°C 30 sec.	Resfriado ao ar	20 $\frac{kg}{mm^2}$	45 $\frac{kg}{mm^2}$	25	-	(19)
Fe-C-Si Mo-Cr	0.05 0.86 1.32	Cr= 0.6 Mo= 0.37	2.5	760-925°C 40-60sec.	28°C/sec	- 400	- 690	- 24	-	(24)
Fe-C-Si Mo	0.10 0.55 1.45	Mo= 0.15	2.5	A ₁ 15 sec.	5 °C/sec.	303	612	28	-	(12)
Fe-C-Mn	0.12 - 0.49	N = 0.11	3.2	Ciclagem Térmica acima e abaixo de A ₃	Temperado em água	538	765	9**	-	
Fe-C-Cr	0.75 - -	Cr= 4	φ = 15.4	"	"	400	580	8**	-	(25)
Fe-C-Si	0.065 - -		φ = 15.4	"	"	430	750	17**		

* Revenido durante 10 min. a 200°C

** Alongamento uniforme

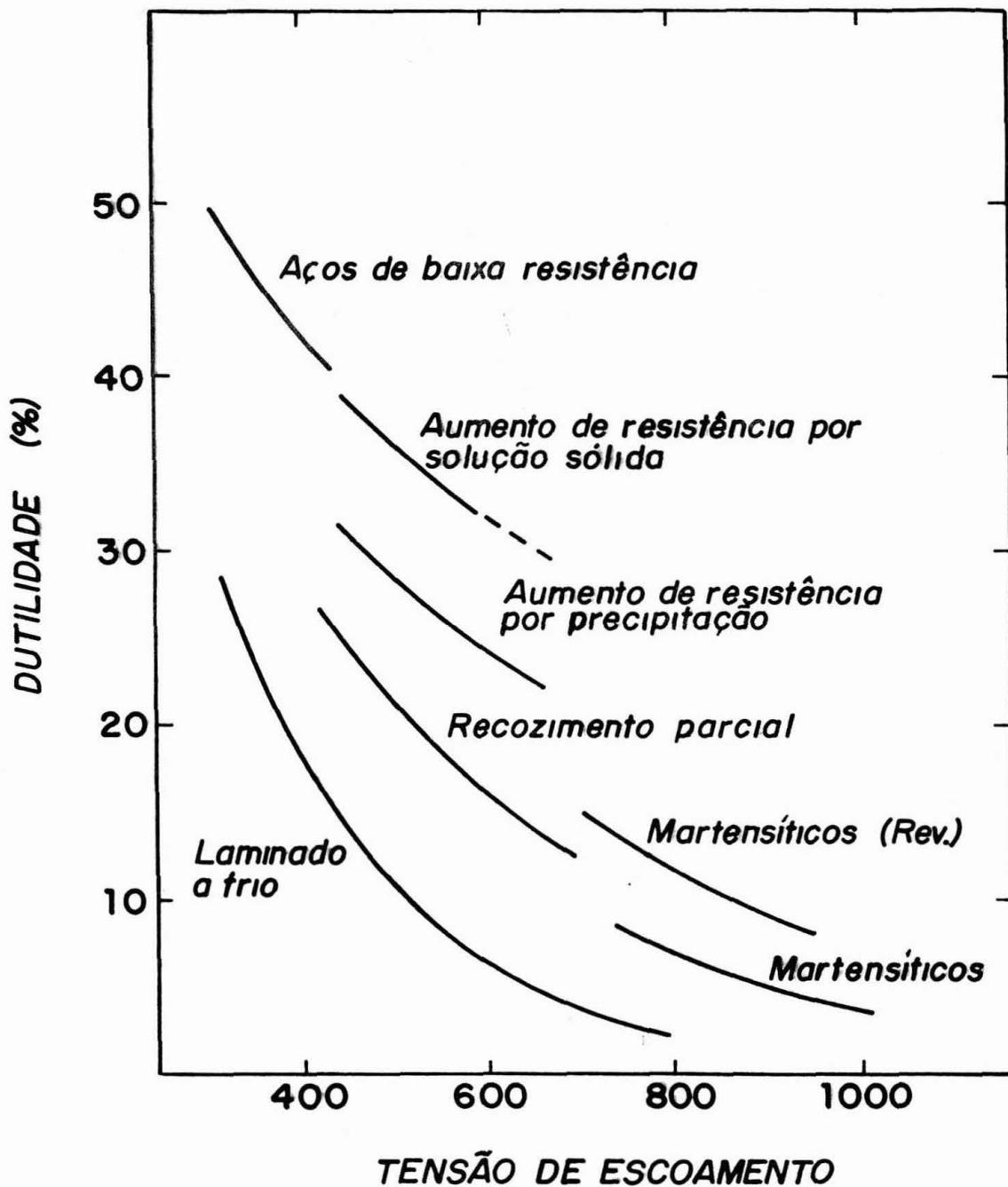


Figura 1 - Influência da tensão de escoamento na ductilidade, para várias técnicas de aumento de resistência, em aços laminados a frio⁽³⁾.

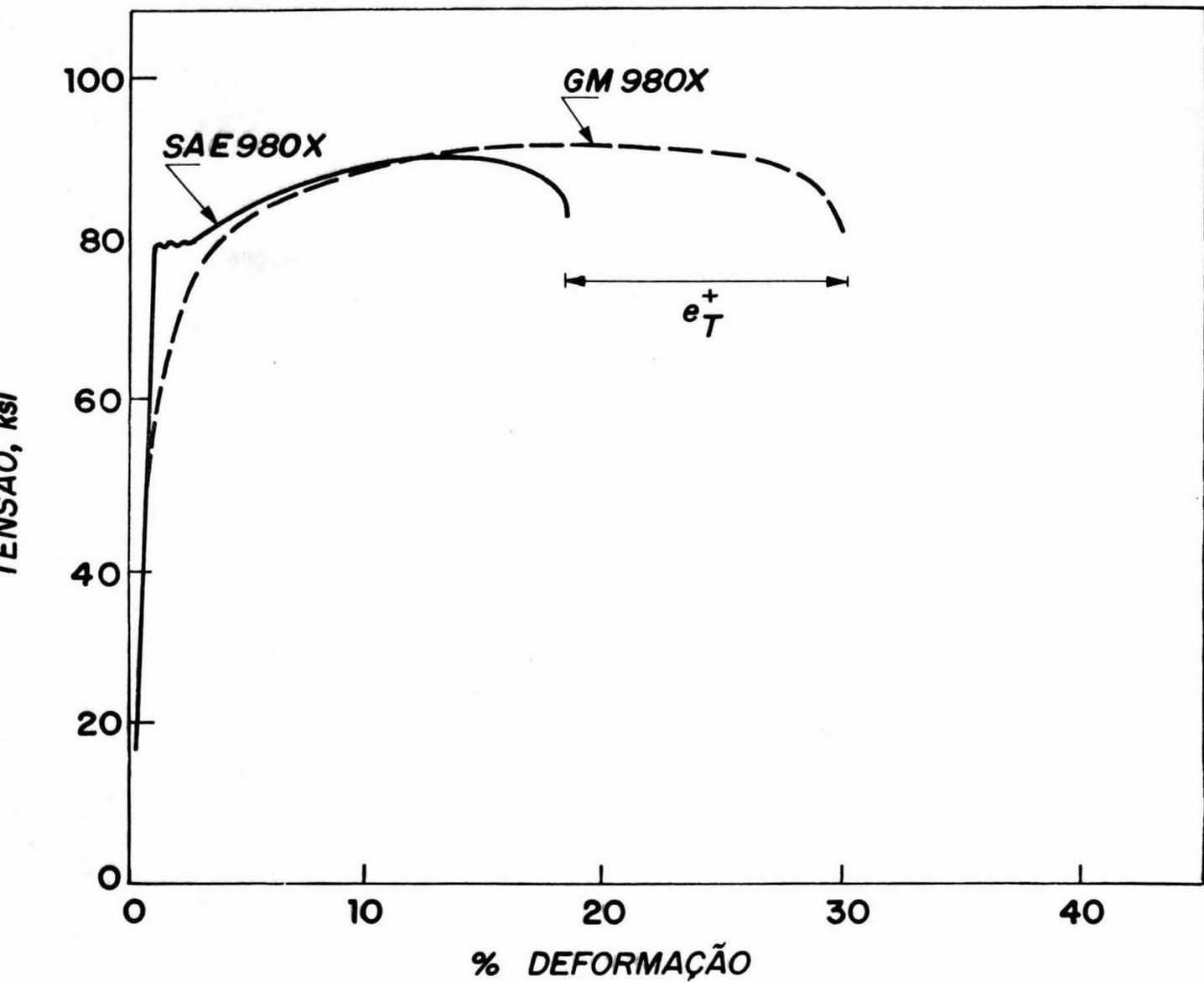
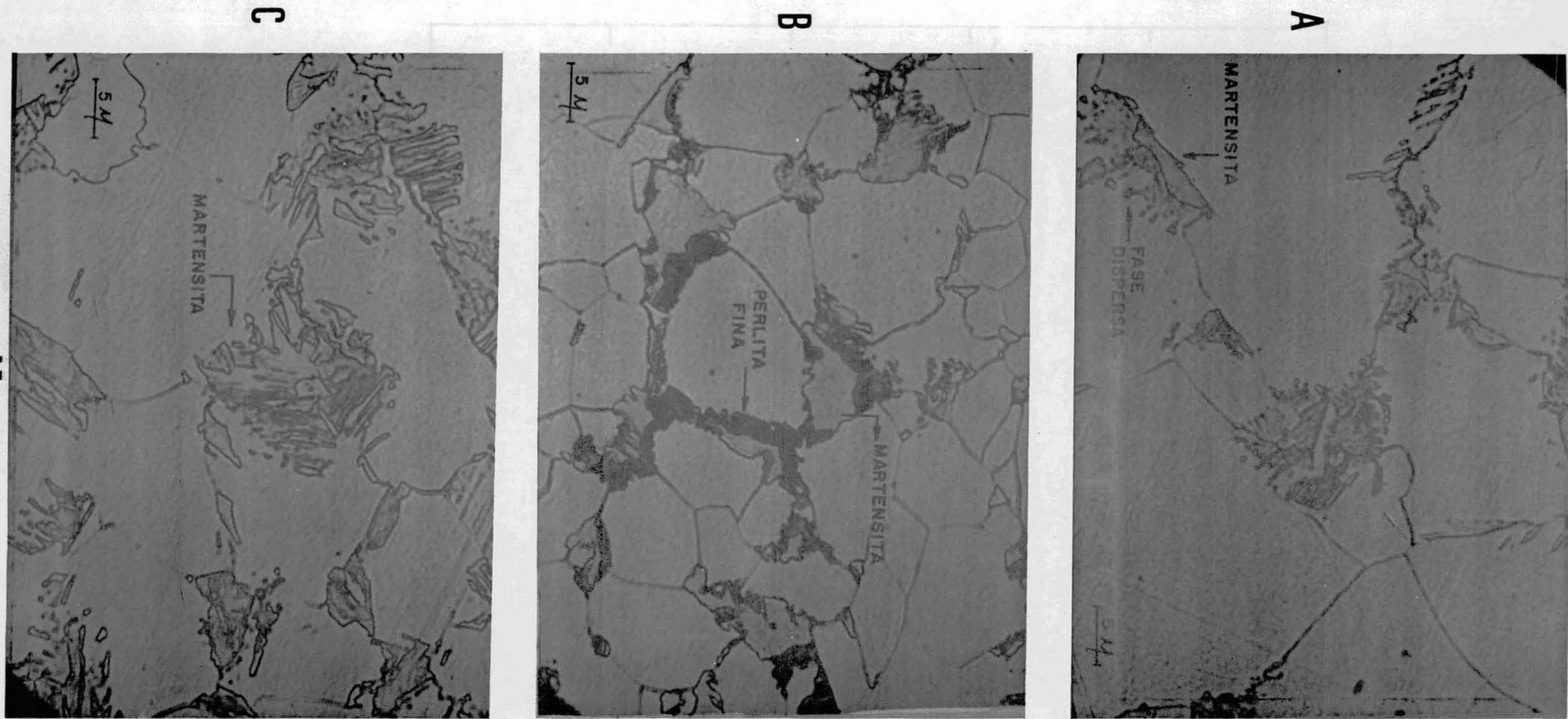


Figura 2 - Representação esquemática das curvas tensão-deformação dos aços SAE 980X e GM 980X.



Figuras 3.A,B e C - Micrografias, em imersão de óleo, de aços contendo %C = 0,052 e %Mn = 0,93, A e B e %C = 0,59 e %Mn = 1,46, recozidos durante 5 minutos a 805°C e temperadas em óleo. Ataque de Nital 2%.

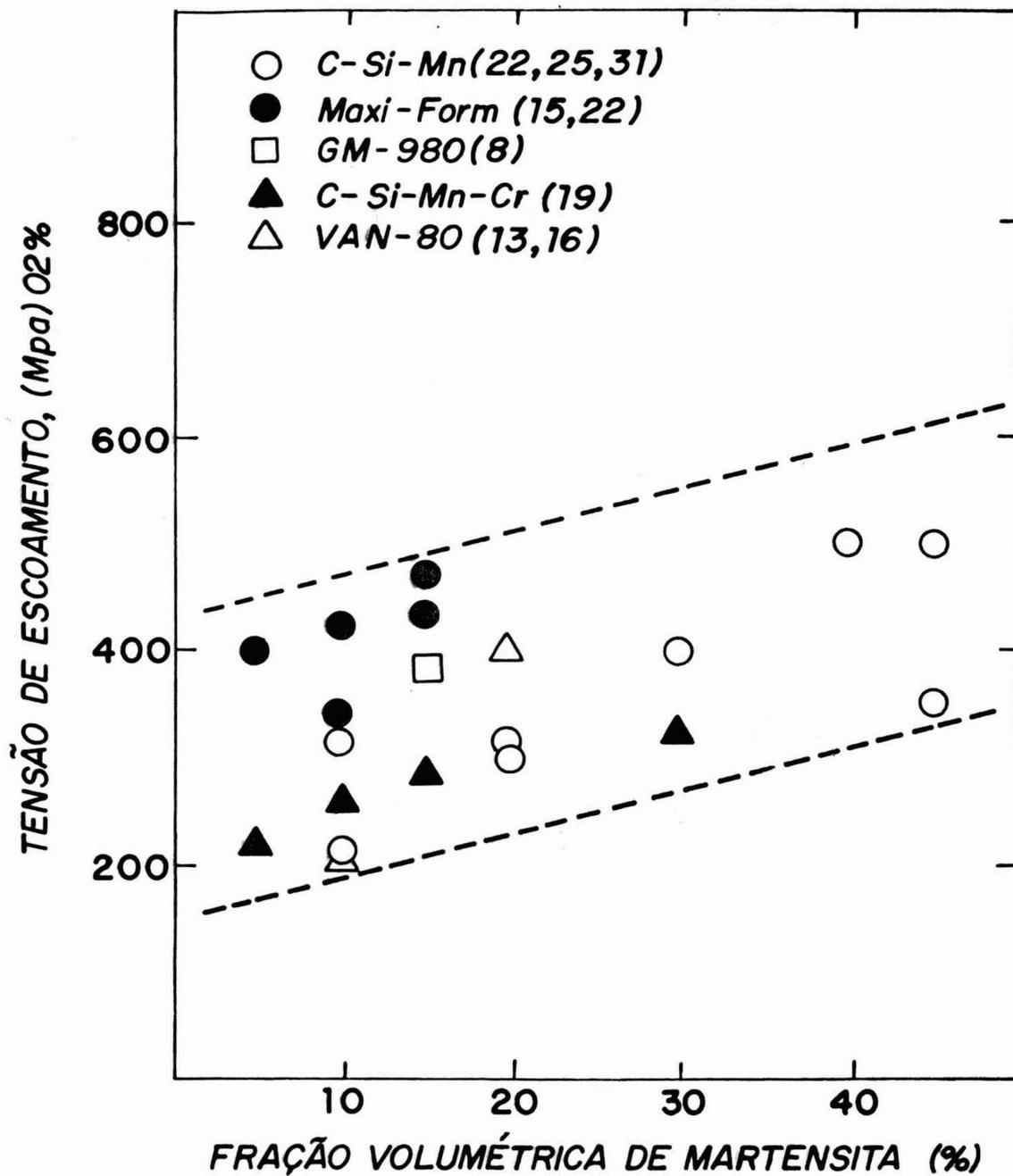


Figura 4 - Tensão de escoamento em função da fração volumétrica de martensita, para os aços Bifásicos⁽²³⁾.

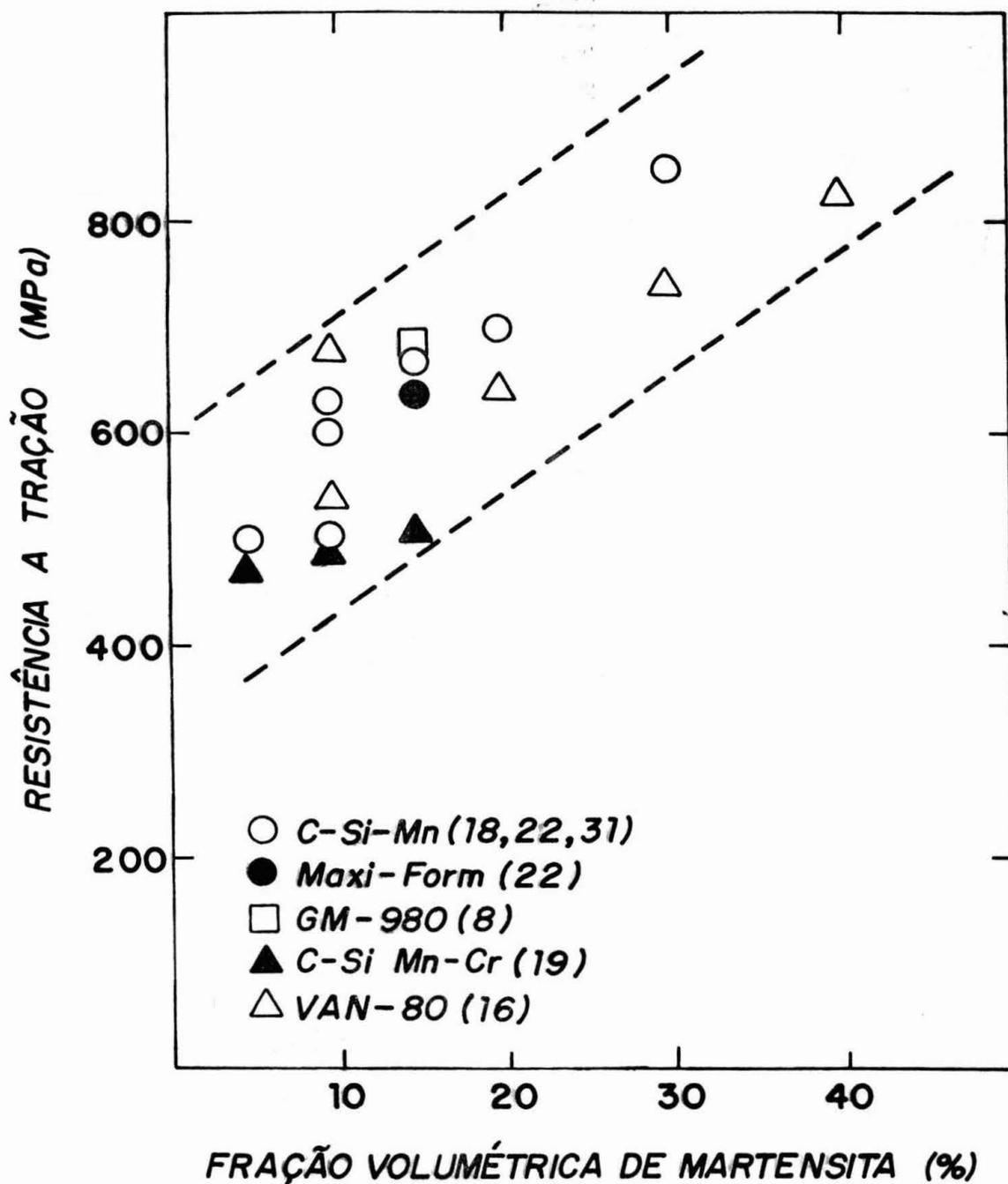


Figura 5 - Limite de resistência em função de fração volumétrica de martensita, para os aços Bifásicos⁽²³⁾.

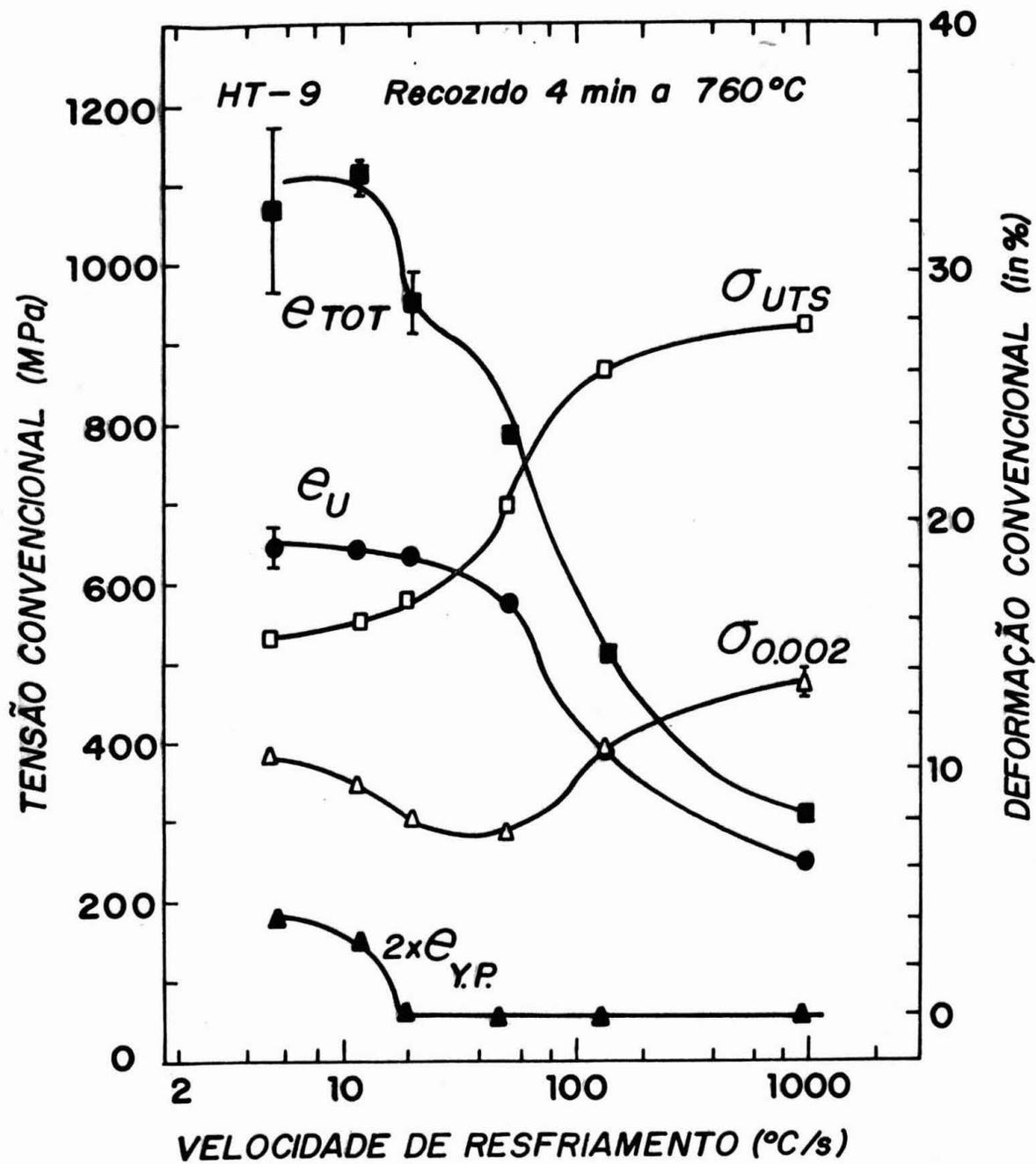


Figura 6 - Sumário das propriedades mecânicas em função da taxa de resfriamento de um aço Bifásico contendo: %C = 0,41, %Mn = 1m37 e %Si = 0,27, recozido durante 4 min. a 760°C⁽²¹⁾.

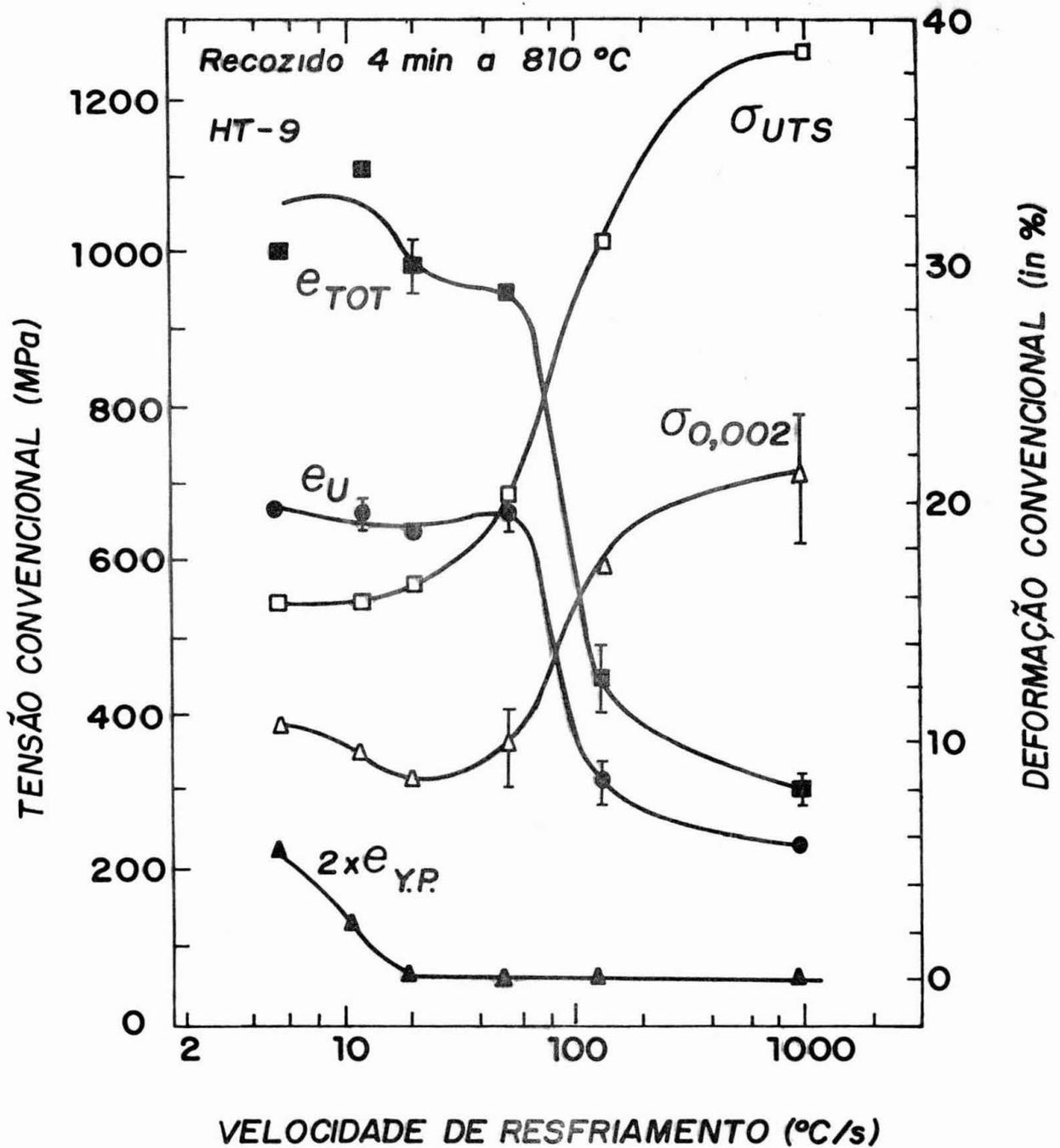


Figura 7 - Sumário das propriedades mecânicas, em função da taxa de resfriamento, de um aço Bifásico contendo: %C = 0,14, %Mn = 1,37 e %Si = 0,27, recozido durante 4 minutos a 810°C⁽²¹⁾.

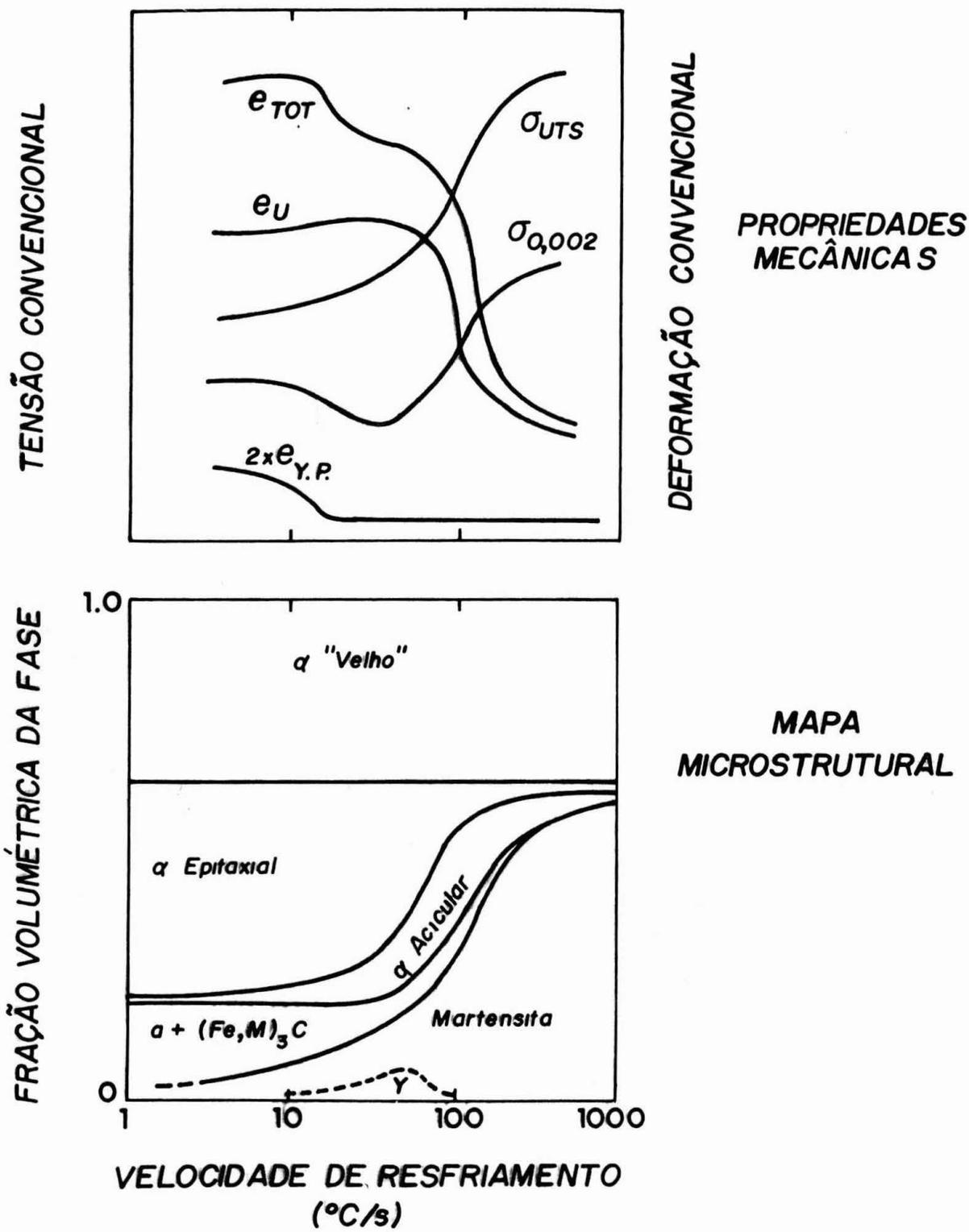


Figura 8 - Representação esquemática de um mapa de microestrutura mostrando o efeito da taxa de resfriamento na microestrutura dos aços Bifásicos. Mostra-se também o sumário das propriedades mecânicas (21).



Figura 9 - Micrografia, em imersão de óleo, de um aço Bifásico contendo %C = 0,08, %Mn = 1,47, %Si = 0,34 e %Nb = 0,053, recozido durante 4 min. a 810°C e resfriado a uma taxa de 135°C/s. Vêem-se na micrografia as seguintes fases: Ferrita proeutetóide (A), ferrita acicular (B), martensita (C) e carbonetos (D)⁽²¹⁾.

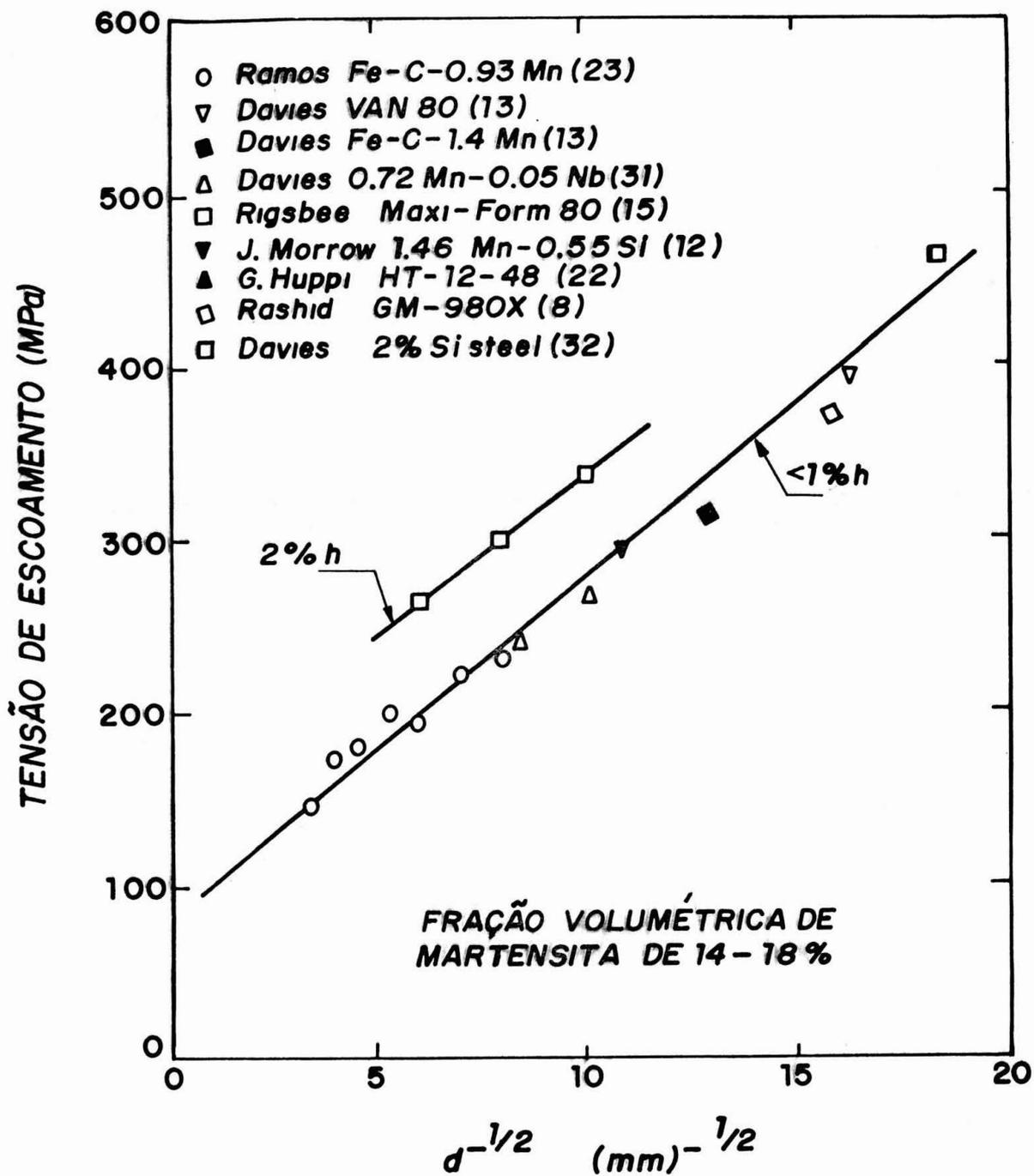


Figura 10 - Tensão de escoamento em função de $d^{-1/2}$, para os aços Bifásicos⁽²³⁾.

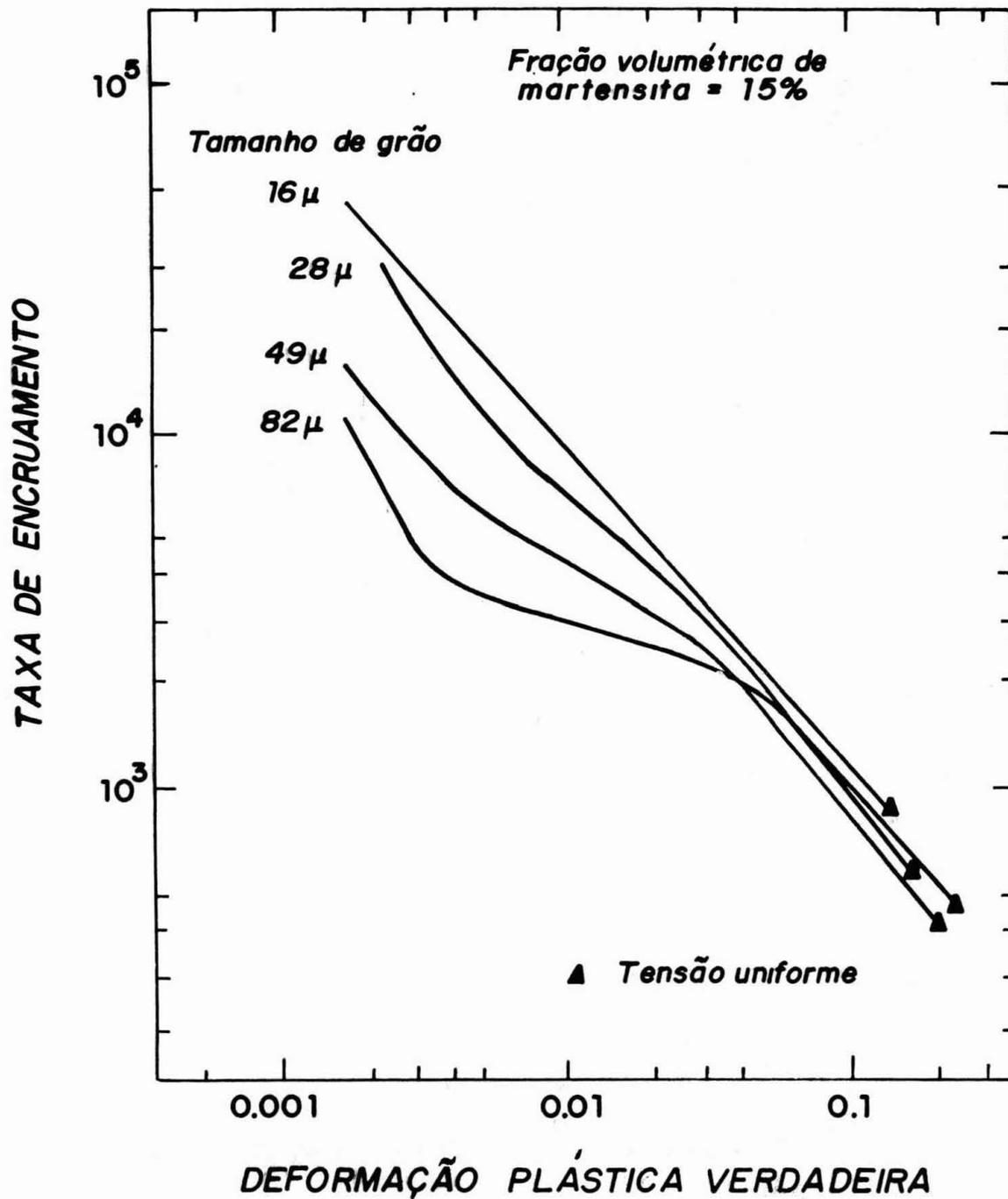


Figura 11 - Análise de Jaoult-Crussard de aços com diferentes tamanhos de grão, contendo 0,052%C e 0,93%Mn, austenitizados 5 min a 805°C e temperados em salmoura⁽²³⁾.

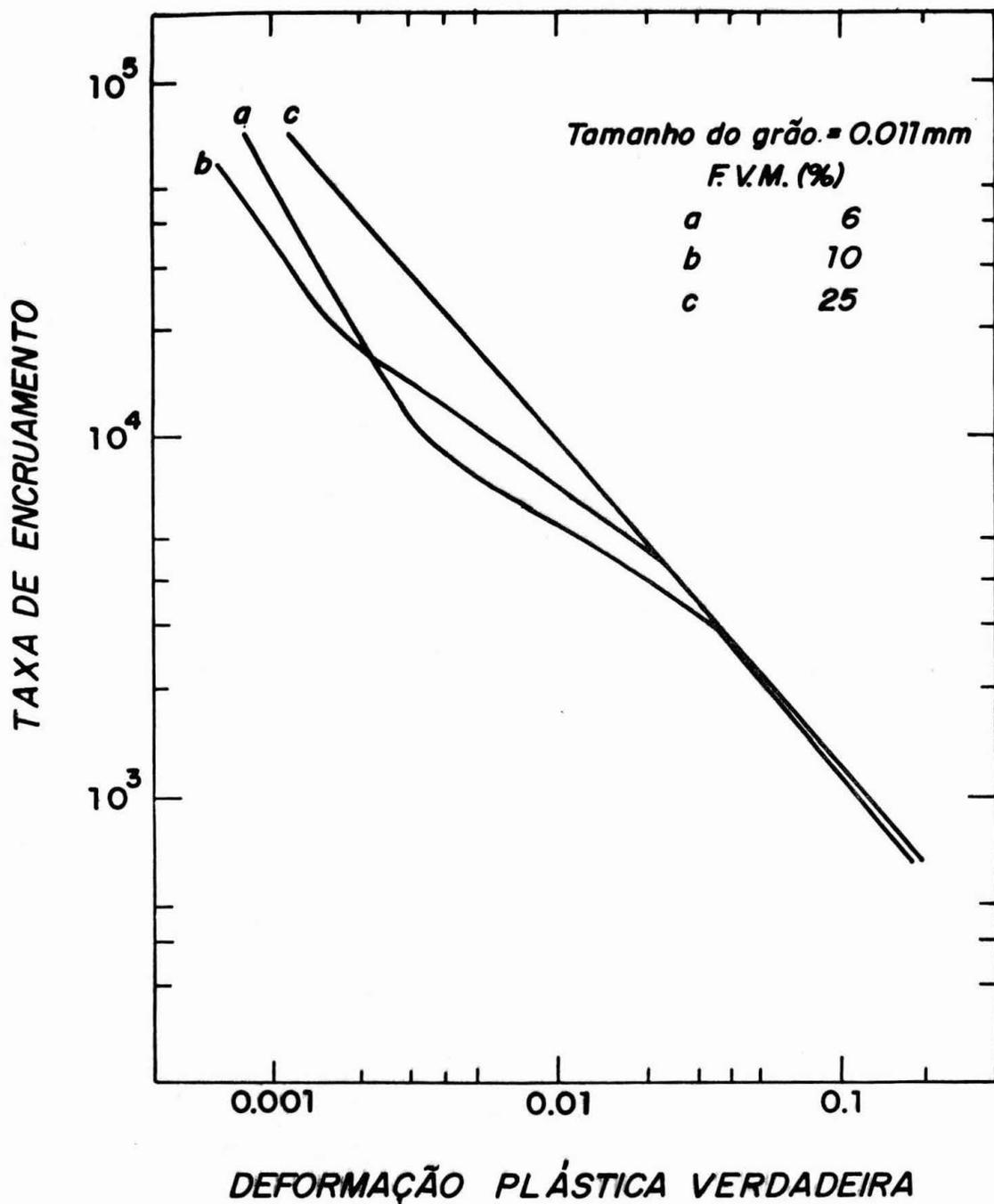


Figura 12 - Análise de Jaoult-Crussard de aços com diferentes frações volumétricas de martensita, contendo 0,052%C e 0,93%Mn, austenitizados 5 min. a 805°C e temperados em salmoura⁽²³⁾.

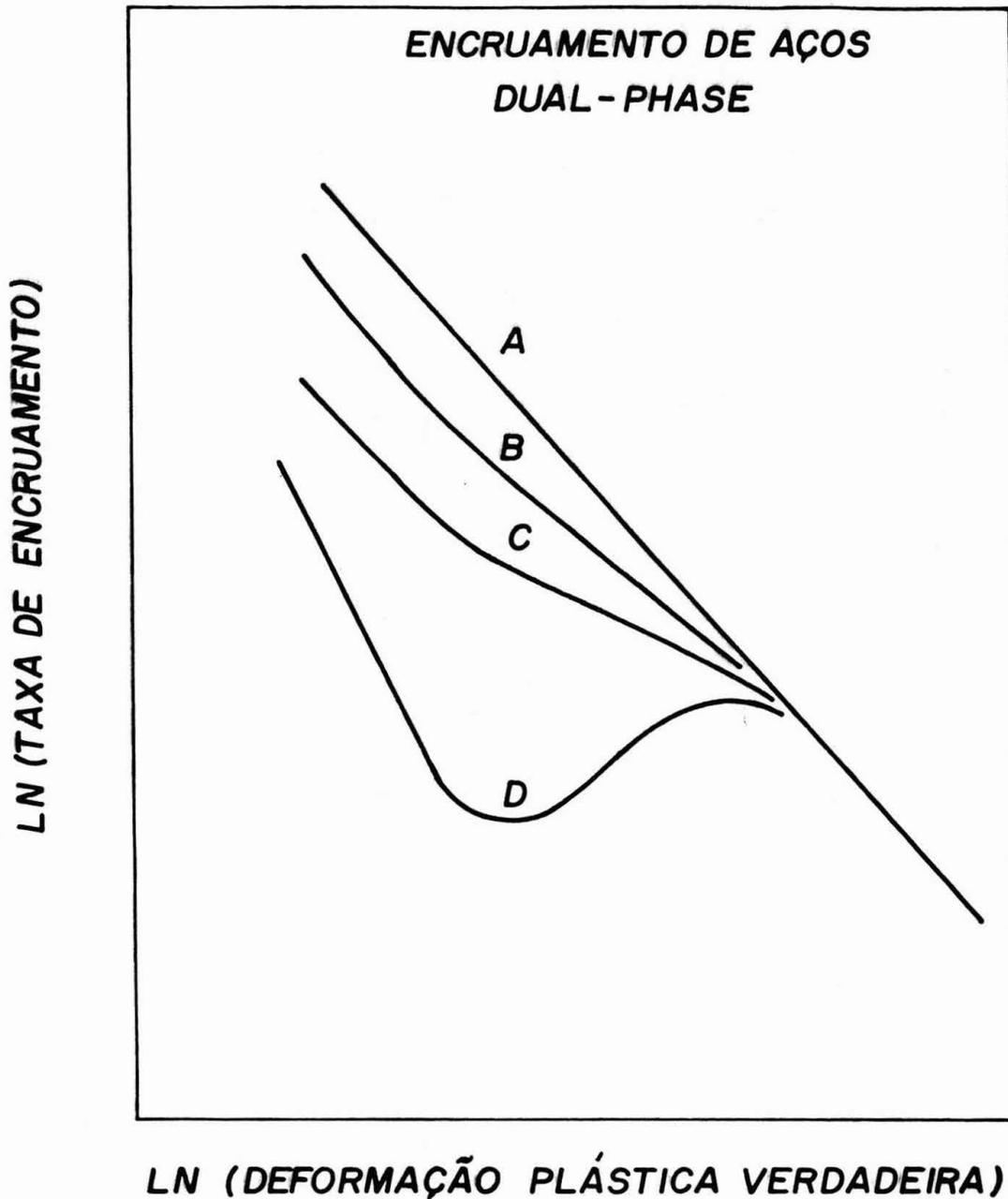


Figura 13 - Variação de taxas de encruamento observados em aços Bifásicos, seguido análise de Jaoult-Crussard⁽²¹⁾.

