

ANÁLISE DA EVOLUÇÃO DO ENCRUAMENTO DE UM AÇO BIFÁSICO⁽¹⁾

Antonio Augusto Gorni⁽²⁾

Oswaldo L.G. Branchini⁽³⁾

RESUMO

Estudou-se neste trabalho a evolução do encruamento durante o ensaio de tração em amostras de aço bifásico obtidas diretamente da laminação a quente. Verificou-se que a aplicação de modelos simples e tradicionais como os de Hollomon e Ludwik não se ajustaram corretamente aos dados experimentais de tração. Isto se deveu ao fato de que a evolução do encruamento nestes materiais ocorreu em tres fases distintas, de acordo com a análise de Jaoult-Croussard. Determinaram-se ainda relações quantitativas entre o alongamento uniforme e a taxa de encruamento determinada imediatamente antes da estrição com variáveis da microestrutura.

- INTRODUÇÃO

Os aços bifásicos - materiais com microestrutura composta de matriz de ferrita poligonal mais 10 a 20% de um constituinte bainítico/martensítico - são um tipo de produto relativamente novo que, na forma de chapas, conciliam alta resistência mecânica e boa conformabilidade. Suas principais características são⁽¹⁾: ausência de ponto de escoamento; limite de escoamento a 0,2% entre 300 e 380 MPa; alto grau de encruamento n entre 0,2 e 0,3; limite de resistência entre 620 e 655 MPa; baixa relação limite de escoamento/limite de resistência - 0,5 a 0,6; alongamento

(1) Contribuição Técnica a ser apresentada no IV Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, em São Paulo SP, Novembro de 1990.

(2) Engenheiro de Materiais da Divisão de Pesquisa e Tecnologia da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA.

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

total igual ou superior a 27%.

A maior capacidade de encruamento característica dos aços bifásicos faz com que eles apresentem maiores valores de alongamento uniforme em relação aos aços microligados. As maiores taxas de encruamento ao longo do ensaio de tração fazem com que os aços bifásicos apresentem a intersecção entre a curva de escoamento e a da taxa de encruamento deslocada para maiores valores de alongamento. De acordo com o critério de Considere, esta intersecção define o alongamento uniforme do material. Em outras palavras, o aumento na taxa de encruamento representa um aumento na resistência à estrição do aço⁽²⁾.

A alta taxa de encruamento e o elevado valor de alongamento uniforme associados aos aços bifásicos tornam mais uniforme a distribuição de deformação durante a conformação da chapa, o que explica a maior conformabilidade dos aços bifásicos em relação aos demais aços de alta resistência e baixa liga^(3,4).

Além disso, aços bifásicos apresentam limite de escoamento relativamente baixo, o que minimiza o chamado efeito mola ("spring-back"), que é comum na conformação de chapas de aço de alta resistência. A alta resistência mecânica das peças feitas com este tipo de aço é conseguida ao longo da conformação graças a sua alta taxa de encruamento⁽⁵⁾.

A microestrutura característica dos aços bifásicos é responsável pela sua alta capacidade de encruamento, que se deve à interação das discordâncias móveis da matriz ferrítica com a "floresta" de alta densidade de defeitos cristalinos que se forma em torno das partículas duras do constituinte bainítico-martensítico. Logo, quanto maior for a fração em volume e menor o diâmetro dos grãos de constituinte bainítico-martensítico, maior será sua capa-

cidade de encruamento, devido ao aumento da dificuldade da movimentação das discordâncias(6).

A partir do que foi descrito aqui verifica-se que a capacidade de encruamento dos aços bifásicos a partir dos dados levantados no ensaio de tração representa uma primeira avaliação de sua conformabilidade a frio. Esta análise preliminar, ainda que incompleta, é interessante pois utiliza dados provenientes de ensaios de tração, que são relativamente comuns e simples.

Uma das alternativas mais consagradas para se analisar os dados de tração e determinar o alongamento uniforme da amostra é a aplicação do modelo de Hollomon(7,8):

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

onde σ é a tensão verdadeira, ϵ a deformação verdadeira, K e n são constantes; n é comumente designado como sendo o coeficiente de encruamento, e caracteriza a capacidade de alongamento do material. Quanto maior ele for, mais uniformemente será distribuída a deformação durante as operações de estiramento, o que retardará o aparecimento de deformações localizadas, ou seja, estrição(9). Pode-se provar matematicamente que, de acordo com o critério de Considere, n é igual ao alongamento uniforme do material, expresso em termos da deformação verdadeira. Este parâmetro é largamente utilizado para se caracterizar, juntamente com o coeficiente de anisotropia r , a conformabilidade de chapas de aço, e sua determinação está normalizada de acordo com a norma ASTM E 646-78.

Outra maneira de se analisar os dados de tração dos aços bifásicos é através do ajuste da equação de Ludwik(3,10):

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

onde ϵ_0 , K e n são constantes. O parâmetro ϵ_0 leva em conta a influência do limite de escoamento, enquanto que n leva representa o grau de encruamento, mas não mais o alongamento uniforme, como no caso da equação de Hollomon(11).

No estudo específico do encruamento os gráficos taxa de encruamento versus deformação verdadeira permitem verificar sua evolução ao longo do ensaio de tração. Contudo, o valor da taxa de encruamento imediatamente antes do início da estricção é o mais importante, pois quanto maior ele for, maior será o alongamento uniforme do material(12).

Outra opção muito útil para o estudo do encruamento dos aços bifásicos é a análise por Jaoult-Croussard(10,13), que consiste na representação log-log da taxa de encruamento versus deformação verdadeira. Desse modo consegue-se discriminar as diversas etapas de encruamento ao longo do ensaio de tração, o que é de grande auxílio na determinação dos mecanismos microestruturais por trás do fenômeno.

O objetivo deste trabalho foi determinar o alongamento uniforme e a evolução da taxa de encruamento durante o ensaio de tração de amostras de aço bifásico obtidas a partir de ensaios de laminação a quente. Foram ainda efetuadas correlações entre as diversas formas de se quantificar o encruamento e a microestrutura do material.

- PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O aço bifásico 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. 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. Foram utilizadas tres temperaturas de acabamento: 950, 900 ou 850°C. Após a laminação a quente o corpo de prova era resfriado em um dos vários meios de temperatura disponíveis: água, óleo, 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 o resfriamento era interrompido 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.

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, caminho livre médio, contiguidade (adjacência) e dureza Vickers com carga de 25 g dos diversos constituintes da microestrutura através de análise metalográfica quantitativa⁽¹⁴⁾. Foram utilizados os ataques de Le Pera⁽¹⁵⁾ 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.

O cálculo dos diversos parâmetros topológicos a partir dos dados provenientes dos campos observados ao microscópio ótico foi efetuado através de programas desenvolvidos em micro-computador da linha Apple II+(16). Todos os parâmetros foram determinados com uma precisão mínima de $\pm 5\%$.

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. A velocidade de ensaio foi igual a 1 mm/s. A partir das curvas de tensão versus deformação convencionais foram determinados os limites de escoamento e resistência bem como alongamento total.

Os dados relativos às curvas tensão versus deformação convencionais obtidas a partir dos ensaios de tração foram transpostos para um micro-computador Apple II+, onde foram convertidos em curvas de tensão versus deformação verdadeiras, as quais foram ajustadas numericamente de acordo com os modelos de Hollomon, Ludwik e Jaoult-Croussard através de um programa especialmente desenvolvido para esse fim. Do mesmo modo foram ainda determinadas as curvas taxa de encruamento versus deformação verdadeira obtendo-se assim, através do critério de Considere, o alongamento uniforme, e a taxa de encruamento instantânea para esse valor de alongamento através de interpolação.

Os resultados provenientes dos ensaios metalográficos e mecânicos foram processados estatisticamente em um micro-computador da linha Apple II+ para que se pudesse desenvolver e avaliar as equações de correlação entre a microestrutura e as características de encruamento. A análise estatística foi feita utilizando-se programas de correlação linear simples e múltipla, "stepwise" e não-linear.

- RESULTADOS E DISCUSSÃO

Um exemplo de microestrutura bifásica pode ser visto na figura 1. A tabela I mostra as condições de laminação para as amostras estudadas e alguns parâmetros selecionados de sua microestrutura⁽¹⁷⁾. A dureza média dos diversos constituintes foi: ferrita, 160 HV; perlita, 250 HV; bainita, 440 HV; martensita, 650 HV. A tabela II mostra os resultados obtidos nos ensaios de tra-



Figura 1: Microestrutura bifásica do aço ao Mn-Si-Cr-Mo laminado a quente, submetido à temperatura de acabamento de 950°C e resfriado ao ar. Ataque: Nital 5%. Aumento: 400 x.

ção, incluindo a análise das curvas tensão versus deformação.

As correlações dos parâmetros do ensaio de laminação com as microestruturas e propriedades meccânicas obtidas não serão feitas aqui, uma vez que já foram extensivamente determinadas em outro trabalho⁽¹⁷⁾.

A aplicação do modelo de Hollomon aos dados de tração das amostras de aço bifásico aqui estudadas não apresentou ajuste perfeito, como mostra a figura 2a: houve desvio da linearidade para pequenos valores de deformação verdadeira. Tal fato também foi

AMOSTRA	T _{acab} (°C)	Resfr.	% f _β	d _α (μm)	d _β (μm)	L _α (μm)
301	951	ÁGUA	100% B	-	-	-
302	899	ÁGUA	74% B	4,9	17,1	6,3
303	946	ÁGUA	100% B	-	-	-
304	855	ÁGUA	41% B	6,3	9,6	13,9
401	947	ÓLEO	21% BM	8,3	7,4	27,9
402	949	ÓLEO	15% BM	8,0	5,3	30,3
403	959	ÓLEO	17% BM	9,7	6,5	31,7
404	854	ÓLEO	17% BM	6,4	5,6	27,4
405	897	ÓLEO	14% BM	6,6	4,7	28,6
501	945	PAA	10% BM	8,1	4,5	40,6
502	895	PAA	11% BM	7,8	4,7	38,3
503	845	PAA	12% BM	8,0	4,9	36,0
601	954	AR	11% BM	12,9	7,6	61,5
602	856	AR	12% BM	8,2	6,1	44,8
603	905	AR	11% BM	9,1	8,2	54,6
604	900	AR	11% BM	9,2	5,7	45,8
701	956	VERM	9% BM	14,8	8,1	81,9
702	856	VERM	12% BM	9,2	7,1	52,1
703	907	VERM	12% BM	10,6	8,8	64,2
704	855	VERM	13% BM	9,2	8,3	55,3
705	906	VERM	8% BM	10,0	5,4	62,5
801	944	F650°C	6% P	10,0	5,4	55,4
802	906	F650°C	6% P	7,9	3,7	58,4
803	855	F650°C	6% P	7,5	3,3	47,0
901	956	F550°C	10% B	8,2	5,2	46,4
902	904	F550°C	9% B	8,2	3,8	38,2
903	856	F550°C	10% B	8,0	4,1	37,3

Tabela I: Dados dos ensaios de laminação a quente e microestrutura obtida para as amostras ensaiadas. Notação: T_{acab} = Temperatura de Acabamento; % f_β = fração de segundo constituinte; B = Bainita; M = Martensita; P = Perlita; d_α = tamanho de grão ferrítico; d_β = tamanho de grão do segundo constituinte; L_α = distância livre média ferrítica.

verificado por diversos autores (3,7,10,13): o encruamento dos aços bifásicos varia ao longo do ensaio de tração, e por isso não pode ser estabelecido um valor único para o coeficiente de encruamento n . Por outro lado, estatisticamente o grau de ajuste do modelo de Hollomon foi muito bom, gerando valores do coeficiente de correlação r^2 da ordem de 0,99. Isto pode ser atribuído ao fato de que a representação gráfica log-log reduz os desvios de linearidade dos dados, deformando as escalas de tal forma que, considerando a pe-

AMOSTRA	LE (MPa)	LR (MPa)	a_t (%)	n_H	n_L	n'_L	a_u (%)	$(d\sigma/d\varepsilon)_{a_u}$ (MPa)
301	715	1000	13	0,09	-0,08	0,43	7	1020
302	560	845	14	0,11	0,18	0,37	12	970
303	635	950	15	0,03	0,03	0,41	6	1020
304	390	765	21	0,17	0,21	0,39	19	900
401	380	725	22	0,18	0,27	0,44	20	850
402	355	665	23	0,19	0,29	0,48	14	780
403	325	655	22	0,19	0,28	0,42	20	810
404	380	675	24	0,17	0,27	0,45	16	780
405	370	665	23	0,15	0,41	0,44	15	790
501	325	625	26	0,20	0,36	0,50	20	770
502	345	645	24	0,17	0,31	0,44	19	780
503	370	635	26	0,15	0,37	0,44	16	780
601	315	680	30	0,18	0,32	0,48	18	700
602	295	610	30	0,21	0,37	0,49	24	760
603	325	610	31	0,20	0,24	0,45	20	730
604	315	590	27	0,19	0,33	0,45	19	710
701	285	520	35	0,23	0,37	0,55	24	620
702	335	510	37	0,23	0,18	0,68	23	600
703	305	530	36	0,18	0,45	0,56	23	640
704	335	550	36	0,17	0,43	0,56	25	680
705	335	540	33	0,23	0,18	0,64	25	690
801	410	530	37	0,23	0,07	0,74	26	680
802	410	530	37	0,20	0,18	0,71	24	660
803	410	530	33	0,21	0,18	0,73	23	640
901	335	570	35	0,21	0,23	0,49	23	720
902	345	570	34	0,18	0,43	0,64	25	680
903	345	570	33	0,20	0,40	0,65	22	680

Tabela II: Resultados dos ensaios de tração e respectivas análises. Notação: L.E. = Limite de Escoamento; L.R. = Limite de Resistência; a_t = Alongamento Total; n_L = n determinado por Hollomon; n_H = n determinado por Ludwik; n'_L = n determinado por Ludwik fazendo-se σ_p = limite de escoamento; a_u = Alongamento Uniforme de acordo com o critério de Considere. Todas as amostras apresentaram escoamento contínuo, exceto 702 a 803.

quena diferença de magnitude entre os extremos dos dados estudados - raramente maiores que um fator de dez -, é praticamente impossível não se obter um bom grau de ajuste⁽¹⁸⁾. De qualquer forma, as amostras totalmente bainíticas ou ferrítico-perlíticas não apresentaram desvios de linearidade, como mostra a figura 2b.

É possível que tal desvio de linearidade tenha provocado as diferenças entre os valores de alongamento obtidos por Hollomon e pelo critério de Considere aplicado diretamente, como

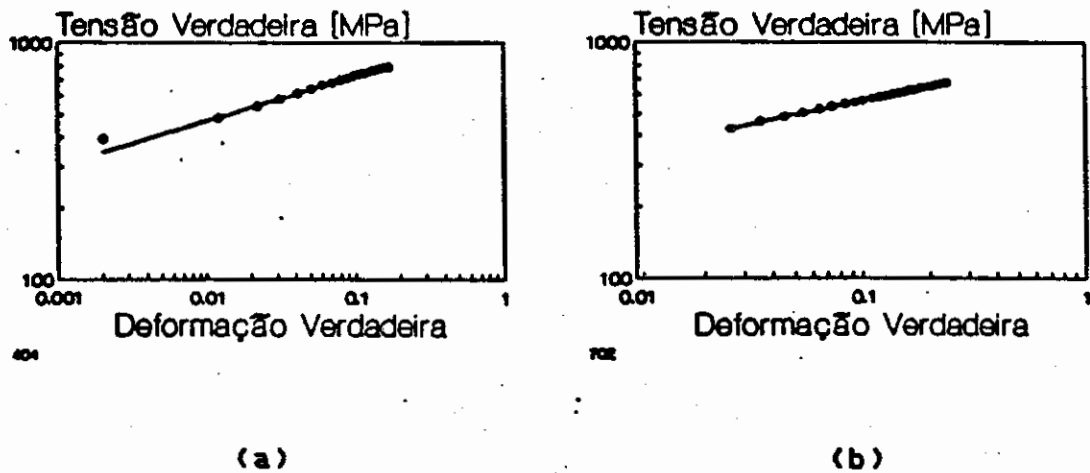


Figura 2: Aplicação do modelo de Hollomon aos dados de tração das amostras a) 404; b) 702.

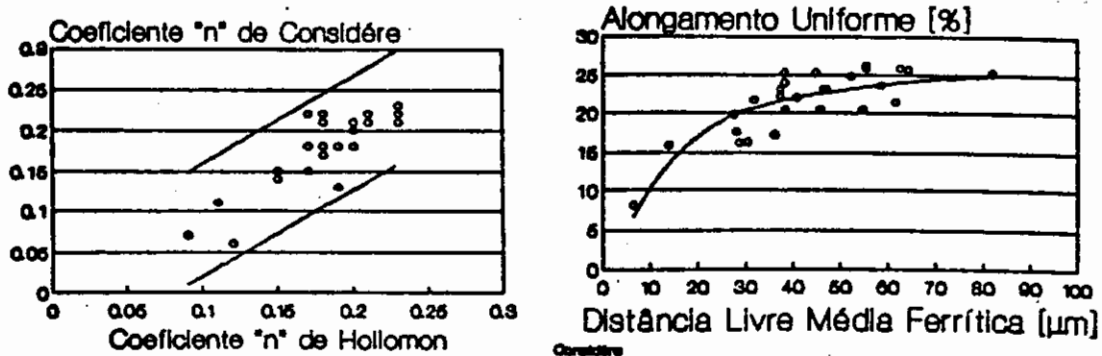
se pode observar na figura 3a: há uma considerável dispersão na comparação entre os dois valores, e neste caso r^2 foi igual a 0,71. De qualquer maneira, alguns autores afirmam que raramente essas duas formas de cálculo do alongamento uniforme resultam em valores idênticos, pois o valor do coeficiente de encruamento n não é constante ao longo do ensaio de tração⁽¹⁸⁾.

A correlação entre o alongamento uniforme e as variáveis microestruturais foi estudada através de regressão múltipla "stepwise". Foi verificado que o alongamento uniforme apresenta uma relação assintótica com a distância livre média ferrítica, ou seja, o espaçamento médio entre os grãos de constituinte bainítico-martensítico mais duros que os da matriz ferrítica. A função obtida foi:

$$a_u [\%] = 32 - 64 L_{\alpha\alpha}^{-1/2} \quad (3)$$

$r^2 = 0,78$ E.P.E. = 2,2 99% Confiança

A figura 3b mostra a comparação entre essa função de ajuste e os dados experimentais. Uma função do mesmo tipo, mas utilizando o



(a)

(b)

Figura 3: a) Comparação entre os valores de alongamento uniforme obtidos pelo modelo de Hollomon e pelo critério de Considère; b) Correlação entre os dados de alongamento uniforme e a distância livre média ferrítica.

tamanho de grão como variável independente, foi determinada por outros autores para aço comum ao C-Mn⁽¹⁹⁾. Neste caso os contornos de grão ferríticos são o principal obstáculo para a movimentação das discordâncias. Já para os aços bifásicos os contornos de ferrita-bainita ou ferrita-martensita passam a ser o principal obstáculo, o que leva ao uso da distância livre média ferrítica nesta equação.

Uma consequência deste fato é que uma redução na distância livre média ferrítica leva a um aumento no nível de resistência mecânica⁽¹⁴⁾. Logo, de acordo com a equação (3), o alongamento uniforme deve cair para amostras com maior nível de resistência mecânica, o que é efetivamente mostrado na figura 4, e confirmado por outros autores⁽⁸⁾.

A utilização da equação de Ludwik apresentou bom grau de ajuste, com r^2 aproximadamente igual a 0,99, conforme mostra a figura 5. Notou-se, contudo, que a curva calculada tende a super-

restimar os valores experimentais nos extremos da curva, e a subestimá-los na região intermediária. Logo, mais uma vez, o coeficiente n não é único. Outro aspecto desfavorável para o modelo de Ludwik foi a obtenção de valores negativos para σ_0 e n em alguns casos. Isto faz com que essas constantes não tenham significado.

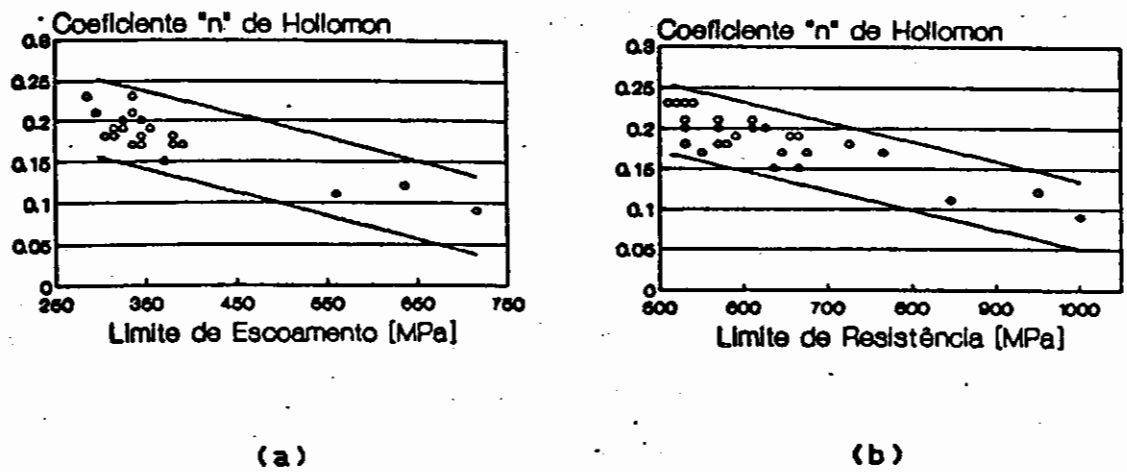


Figura 4: Evolução do coeficiente de encruamento n de Hollomon em função do limite de a) escoamento e b) resistência.

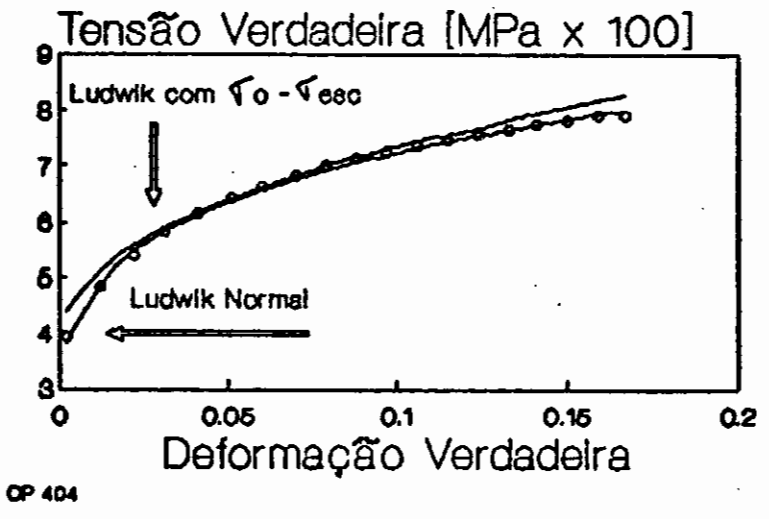


Figura 5: Aplicação do modelo de Ludwik aos dados de tração da amostra 404.

físico, o que impossibilita o estabelecimento de correlações metalúrgicas, uma vez que o ajuste da função vira uma mera questão matemática. Isto ocorreu particularmente nas amostras que apresentaram acentuado patamar de escoamento.

Os problemas de ajuste gráfico ao se usar a equação de Ludwik podem ser compreendidos quando se aplica a análise de Jaoult-Croussard aos dados de tração. Como mostra a figura 6a, o encruamento desses materiais se processa em tres fases com declividade progressivamente decrescente. De fato, alguns autores(21) verificaram que os aços bifásicos apresentam tres estágios de encruamento até o alongamento uniforme: no primeiro o encruamento é rápido devido à eliminação das tensões residuais e ao rápido acúmulo de tensões na ferrita devido à incompatibilidade plástica entre essa fase e o constituinte bainítico-martensítico. No segundo estágio a taxa de encruamento diminui pois o escoamento plástico da ferrita é restringido pelas partículas duras do constituinte bainítico-martensítico. No terceiro e último são formadas células de discordâncias e a posterior deformação da ferrita é governada pela recuperação dinâmica, escorregamento cruzado e, eventualmente, escoamento do constituinte bainítico-martensítico.

É interessante observar na figura 6b que o ajuste das curvas tensão versus deformação verdadeiras através de tres diferentes equações de Ludwik, estabelecidas para cada faixa de deformação definida pela análise de Jaoult-Croussard, foi bem melhor que o verificado quando se utilizou apenas uma equação para toda a faixa de deformação. Contudo, algumas dessas novas equações continuam apresentando ϵ_0 e n negativos, ou seja, sem significado físico.

A análise estatística do efeito da microestrutura so-

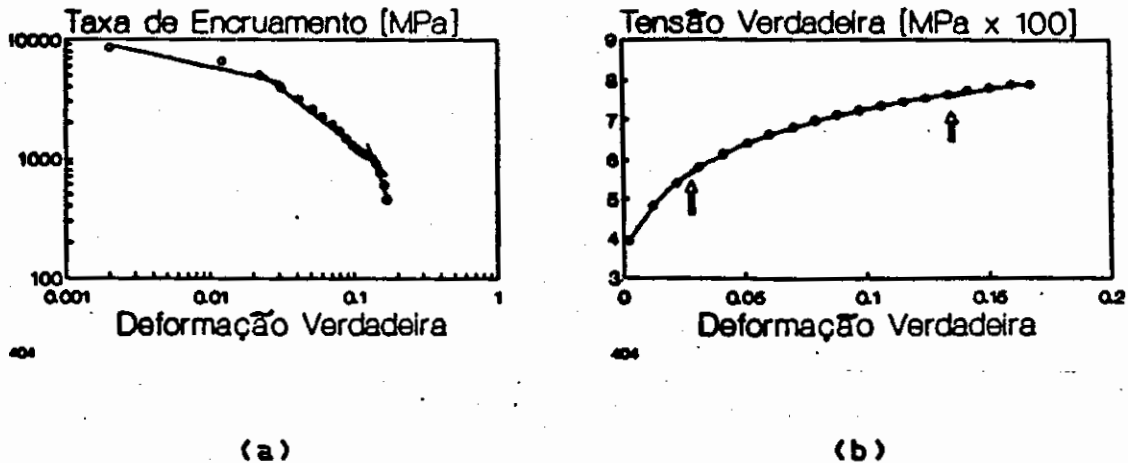


Figura 6: a) Aplicação do Modelo de Jaoult-Croussard aos dados de tração da amostra 404; b) Ajuste escalonado através do modelo de Ludwik; as setas indicam as intersecções das três equações.

bre a taxa de encruamento imediatamente antes da estricção mostrou que as variáveis mais importantes em sua definição são a distância livre média ferrítica e a razão $(f_{\beta}/d_{\beta})^{1/2}$, conforme mostram as figuras 7a e 7b.

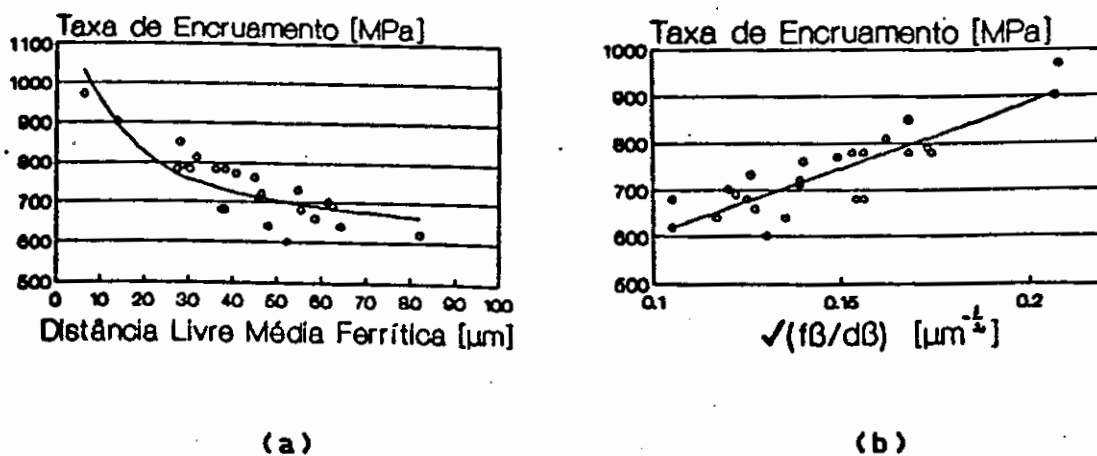


Figura 7: Relação entre a taxa de encruamento imediatamente antes da estricção e a) distância livre média ferrítica e b) a razão $(f_{\beta}/d_{\beta})^{1/2}$.

A equação final fica:

$$\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{a_{\mu}} = 386 + 590 \sqrt{\frac{1}{L_{\mu}}} + 1722 \sqrt{\frac{f_{\beta}}{d_{\beta}}} \quad (4)$$

$r^2 = 0,78$ E.P.E. = 40 99% Confiança

É interessante notar que a terceira parcela da equação (4) sugere que a teoria de Ashby⁽²³⁾ é aplicável na explicação da evolução do encruamento dos aços bifásicos, a qual propõe que o coeficiente de encruamento é proporcional a $(f_{\beta}/d_{\beta})^{1/2}$. De fato, a equação que leva em conta apenas essa variável já apresenta r^2 igual a 0,74, um valor bem próximo do obtido na equação final.

É interessante notar que as amostras que apresentaram microestrutura ferrítico-perlítica - e que portanto não podem ser consideradas como sendo aço bifásico - apresentaram valores de alongamento uniforme muito próximos dos máximos obtidos para as amostras com microestrutura bifásica. Além disso, suas taxas de encruamento imediatamente antes da estricção são semelhantes às amostras de aço bifásico processadas de maneira similar. Isto pode ser explicado pelo fato de que o encruamento dos aços bifásicos é fundamentalmente definido pela matriz ferrítica, que neste caso apresenta um teor relativamente alto de silício em solução sólida. Este elemento restringe a movimentação dos sistemas de escorregamento das discordâncias, elevando a taxa de encruamento do material e contribuindo dessa maneira para aumentar seu alongamento uniforme^(12,23). A contribuição ao encruamento proveniente da ação dos grãos de constituinte bainítico-martensítico é complementar⁽¹²⁾. Contudo, as amostras com microestrutura ferrítico-perlítica apresentaram pronunciado patamar de escoamento e altos valores de limite de escoamento. Isto indica que sua conformabilidade será prejudicada pela heterogeneidade na distribuição da deforma-

ção e pela maior tendência em apresentar o chamado efeito mola ("spring-back") por ocasião da conformação da peça.

Ao se fazer uma correlação entre os coeficientes de encruamento n calculados pelo modelo de Hollomon e as taxas de encruamento imediatamente antes da estrição verificou-se na realidade que eles tendem a ser inversamente proporcionais, ainda que apresentando considerável dispersão, como mostra a figura 8a. A mesma comparação utilizando o modelo de Ludwik não apresentou correlação nenhuma. De fato, segundo alguns autores⁽¹¹⁾, o parâmetro n calculado pela equação de Ludwik somente apresenta correlação com o grau de encruamento quando o termo σ_0 da equação (2) assume o valor do limite de escoamento do material. A figura 8b mostra que ao se proceder desse modo essa correlação ocorre com r^2 igual a 0,78. Contudo, isso faz com que o ajuste da curva tensão versus deformação verdadeiras sofra alguns desvios, superestimando os valores experimentais nos extremos da curva, como se pode observar na figura 5. O coeficiente de correlação r^2 , contudo, não é muito afetado, passando a ser de 0,96.

Os resultados aqui obtidos colocam em questão a afirmativa que uma alta taxa de encruamento imediatamente antes da estrição promove altas taxas de alongamento uniforme. De fato, a figura 9 mostra que a taxa de encruamento imediatamente antes da estrição é proporcional ao limite de escoamento. Desse modo, a vantagem que uma alta taxa de encruamento representa para se conseguir um alto valor de alongamento uniforme é neutralizada por um maior nível de tensão verdadeira ao longo do ensaio de tração. Logo, a intersecção das curvas taxa de encruamento e tensão verdadeira versus deformação verdadeira ocorrerá para valores de alongamento relativamente pequenos. Além disso, a figura 10a mostra

que as amostras com alta taxa de encruamento inicial apresentaram queda mais abrupta desse parâmetro ao longo do ensaio do que as que tiveram menores taxas iniciais. Isso também deve ter contribuído para que os valores de alongamento uniforme das amostras

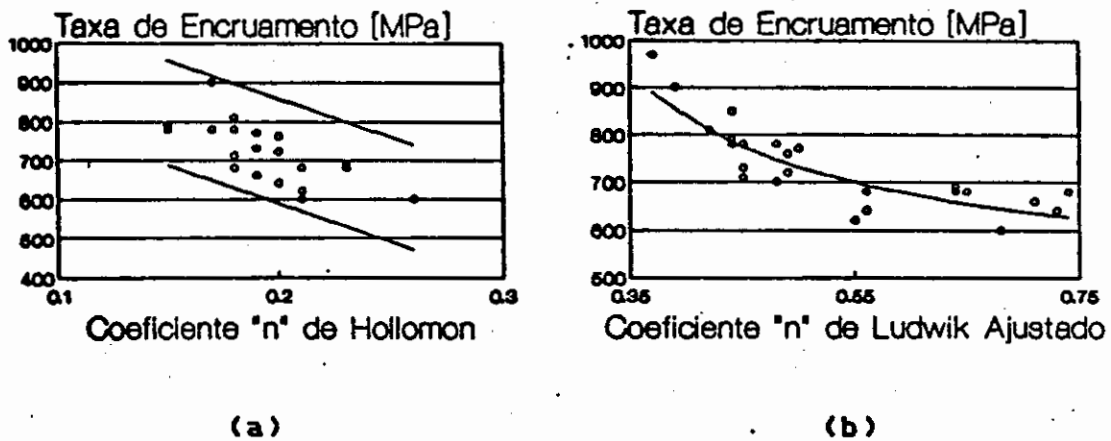


Figura 8: Relação entre a taxa de encruamento imediatamente antes da estricção e o coeficiente de encruamento n determinado por a) Hollomon e b) Ludwik, fazendo σ_0 igual ao limite de escoamento.

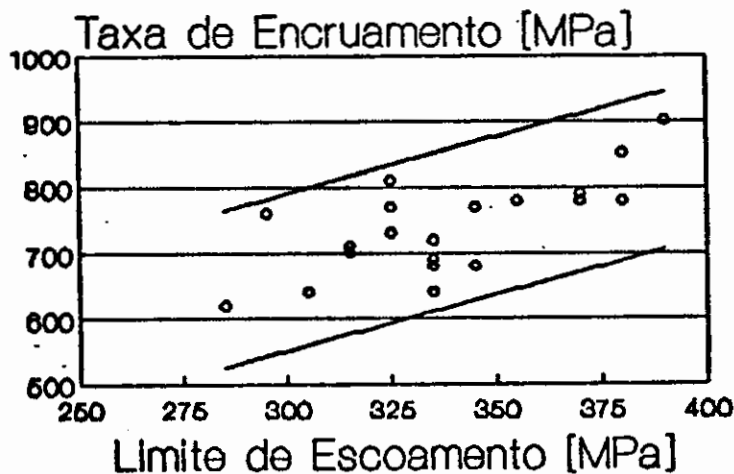
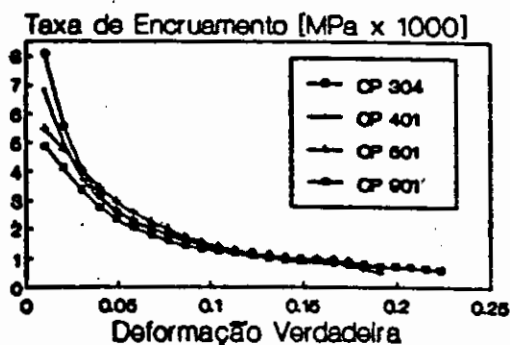
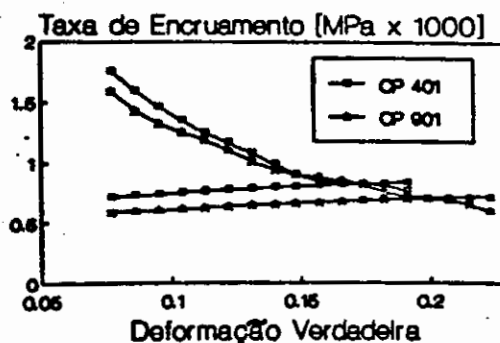


Figura 9: Relação entre o limite de escoamento e a taxa de encruamento imediatamente antes da estricção, descartando-se as amostras bainíticas e ferrítico-perlíticas.

com maior fração em volume de constituinte bainítico-martensítico não fossem tão grandes. Todo esse processo pode ser visto graficamente na figura 10b.



(a)



(b)

Figura 10: Influência de diferentes morfologias de constituinte bainítico-martensítico na: a) Evolução da taxa de encruamento ao longo do ensaio de tração; b) Determinação do alongamento uniforme, através do critério de Considere.

- CONCLUSÕES

O estudo da influência da microestrutura na capacidade de encruamento de um aço bifásico laminado a quente levou às seguintes conclusões:

- A evolução das curvas tensão versus deformação verdadeiras não pode ser descrita por um modelo simples como o de Hollomon ou Ludwik;

9

- Isto foi comprovado pela análise de Jaoult-Crousard, que demonstrou que a evolução do encruamento ao longo do ensaio de tração passa por tres fases distintas, ou seja, pelo menos tres diferentes valores de coeficiente de encruamento n ;

- O alongamento uniforme apresenta relação assintótica com a distância livre média ferrítica e é inversamente proporcional à resistência mecânica do material;

- A taxa de encruamento imediatamente antes da estricção apresentou boa correlação estatística com o caminho livre médio ferrítico e a razão $(f_{\beta}/d_{\beta})^{1/2}$, sugerindo que o encruamento nos aços bifásicos segue o modelo de Ashby;

- Os chamados coeficientes de encruamento n calculados pelos modelos de Hollomon ou Ludwik - neste caso com σ_0 igual ao limite de escoamento - são inversamente proporcionais à taxa de encruamento imediatamente antes da estricção;

- Amostras com maiores taxas de encruamento antes da estricção apresentaram simultâneamente maior nível de resistência mecânica, o que minimizou seus valores de alongamento uniforme.

- BIBLIOGRAFIA

- (1) RIGSBEE, J.M. et al. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1979, p. 304-329.
- (2) MAID, O. et al. Stahl und Eisen, 108(8):355-364, 18 Apr. 1988.
- (3) CORNFORD, A.E. et al. SAE Technical Paper Series, 79007, 1979.

- (4) GLADMAN, T. In: ADVANCES IN THE PHYSICAL METALLURGY AND APPLICATIONS OF STEELS. Proceedings. The Metals Society, London, 1983. p. 65-72.
- (5) LANG, C. et al. Thyssen Technische Berichte, 20(2):389-397, 1988.
- (6) GUIMARÃES, J.R.C. et al. Metalurgia ABM, 37(11):617-22, Novembro 1981.
- (7) RASHID, M.S. In: FORMABLE HSLA AND DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1977, p. 1-24.
- (8) BEEKEN, H et al. Forschungsbericht.T86-143, RWTH Aachen, Aachen, 1986. 109 p.
- (9) KLEIN, L.N.T. et al. In: VII SIMPÓSIO DE LAMINAÇÃO DA COLAM. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1971.
- (10) MATLOCK, D.K. et al. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1975. p. 63-90.
- (11) DAHL, W. et al. Stahl und Eisen, 103(2):87-90, 31 Jan 1983.
- (12) MAGEE, C.L. et al. In: ALLOYS FOR THE EIGHTIES. Proceedings. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1980, p. 25-36.
- (13) CRIBB, W.R. et al. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1979, p. 91-117.
- (14) UGGOWITZER, P. et al. Zeitschrift für Metallkunde, 73(5):277-285, Mai 1982.
- (15) LE PERA, F.S. Journal of Metals, 32(3):38-39, March 1980.
- (16) GORNI, A.A. & BRANCHINI, O.L.G. Máquinas e Metais, (289):92-96, Fevereiro 1990.
- (17) 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, São Paulo, 1989.
- (18) RATKE, L. et al. Zeitung für Metallkunde, 74(4):226-232, April 1983.
- (19) LANGENSCHIED, G. et al. Hoesch Berichte, (2):64-72, 1971.
- (20) REIFF, K. et al. Steel Research, 57(12):658-663, Dec. 1986.
- (21) SPEICH, G.R. In: FUNDAMENTALS OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1981. p. 3-46.
- (22) ASHBY, M. Zeitschrift für Metallkunde, 55(1):5-17, Jan. 1964.
- (23) KUNISHIGE, K. et al. Tetsu-to-Hagané, 65(13):92-101, Nov. 1979.