

AVALIAÇÃO DA TRABALHABILIDADE A QUENTE DO AÇO RÁPIDO AISI M2 ATRAVÉS DE LAMINAÇÕES EM ESCALA EXPERIMENTAL

Antônio Fernando Cambiucci¹
Marco Antônio da Cunha²
Adilson Guimarães³
Paulo Roberto Mei⁴
Francisco Ambrózio Filho⁵

A trabalhabilidade a quente de um aço é grandemente afetada por duas de suas principais características: resistência e ductilidade. Embora de grande interesse prático, a trabalhabilidade dos aços rápidos parece ser comparativamente pouco pesquisada. Em nosso caso, ou seja, para o aço M2, temos um material de elevada resistência e baixa ductilidade. Tais características específicas interferem significativamente em sua trabalhabilidade, tornando-a obviamente, bastante difícil.

Dessa forma foram medidas as cargas de laminação correspondentes a cada ensaio e as tensões de escoamento foram calculadas usando o modelo de Sims. Foram, então determinadas as equações das curvas das tensões de escoamento versus deformação verdadeira para cada temperatura de ensaio (900, 1000, 1100 e 1180 °C, sendo que para cada faixa de temperatura utilizou-se deformações verdadeiras totais de 10, 20, 30 e 40 % em um único passe), visando assim, facilitar o dimensionamento de equipamentos industriais e melhorar o desempenho do processo de laminação do aço rápido M2. Foram também correlacionados os aspectos dessas curvas com as microestruturas. Cada amostra laminada foi examinada procurando-se correlacionar os fenômenos de encruamento e amolecimento (representados pela curva tensão de escoamento versus deformação verdadeira) com a microestrutura da mesma.

Palavras chaves: laminação a quente, aço rápido, aço M2.

¹ Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia Mecânica pela UNICAMP e Doutorando pelo IPEN/CNEN.

² Doutor em Metalurgia e Pesquisador da ACESITA.

³ Mestre em Metalurgia. Doutorando pela FEM/UNICAMP.

⁴ Doutor em engenharia. Professor Adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais da FEM/UNICAMP.

⁵ Doutor em Metalurgia. IPEN/CNEN.

Evaluation of M2 High Speed Steel Hot Workability by Laboratory Rolling

ABSTRACT

Steel hot-workability is strongly affected by two main factors: strength and ductility. Although the hot workability has great practical interest, there seems to be comparatively little research on this subject. As M2 is a high strength and low ductility high speed steel, it is difficult to work. In this paper, the behaviour of M2 high speed steel during hot rolling was studied. The loads corresponding to each test and the flow stresses were calculated using the Sims model. Equations were derived from plots of flow stress versus true strain for each test temperature, with the aim of allowing projection of the dimensions of industrial equipment and to improve the design of the rolling of M2 high speed steel. The shapes of these curves were also correlated with the microstructure of the steel. Each sample was examined to allow correlation of the hardening and softening phenomena (represented by the curves of flow stress versus true strain) with its microstructure.

Key words: hot rolling, high speed steel, M2 steel.

INTRODUÇÃO

Foram estudadas neste trabalho as relações entre tensão de escoamento e deformação verdadeira em uma laminação experimental^[i] usando o modelo de Sims^[ii]. Foram estudados também os níveis de dissolução dos carbonetos nas laminações e os resultados serão apresentados posteriormente^[iii]. São encontrados na literatura dados de ensaios de torção a quente do aço rápido M2 e outros aços^[iv, v,vi], e dados relativos aos ensaios de compressão a quente do aço rápido T1.^[vii]

Imbert e colaboradores^[iv] realizaram, para os aços M2, H13 e A2, ensaios de torção a quente com velocidades de deformação entre 0,1 e 5 s⁻¹ e demonstraram que os efeitos da velocidade de deformação na ductilidade dependem do material e da deformação aplicada. Estes autores observaram que o aço M2 apresentava baixa ductilidade a 900 °C, para estas velocidades de deformação, e atribuíram-na à elevada fração volumétrica de carbonetos que este aço apresenta nesta temperatura. Em temperaturas mais altas, parte destes carbonetos estava dissolvida, sendo então significativa a variação da velocidade de deformação sobre a ductilidade. Os mesmos autores observaram também que o aço M2, cuja fração volumétrica de carbonetos é a mais alta, é o mais resistente aos processos estáticos de amolecimento (enquanto que para os aços H13 e A2 os processos são similares).

Assim, não encontramos registros de dados na literatura de laminação do M2 tanto em escala industrial quanto experimental e também não dispomos ainda de uma comparação dos nossos dados com os dados industriais, o que faremos numa etapa posterior.

DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

A análise química do aço M2 usado é mostrada na Tabela I.

Foram utilizados corpos de prova com as seguintes dimensões: espessura = 8 mm, largura = 36 mm e comprimento = 39 mm (Figura 1).

Tabela I Composição química do aço M2 utilizado⁶.

elemento	C	Si	Mn	W	Mo	Cr	V	Co	P	S
% em peso	0,82	0,38	0,33	6,08	4,82	4,08	1,96	-	0,029	0,002

⁶ Análise extraída do Certificado de Expedição da Aços Villares S.A.

Foram, então, laminados 16 corpos de prova de acordo com o seguinte esquema; quatro laminados a 1180 °C, quatro a 1100 °C, quatro a 1000 °C e quatro a 900 °C e para cada temperatura de laminação foram utilizadas quatro níveis de deformações verdadeiras, 10, 20, 30 e 40 %, sendo que cada deformação foi efetuada em um único passe.

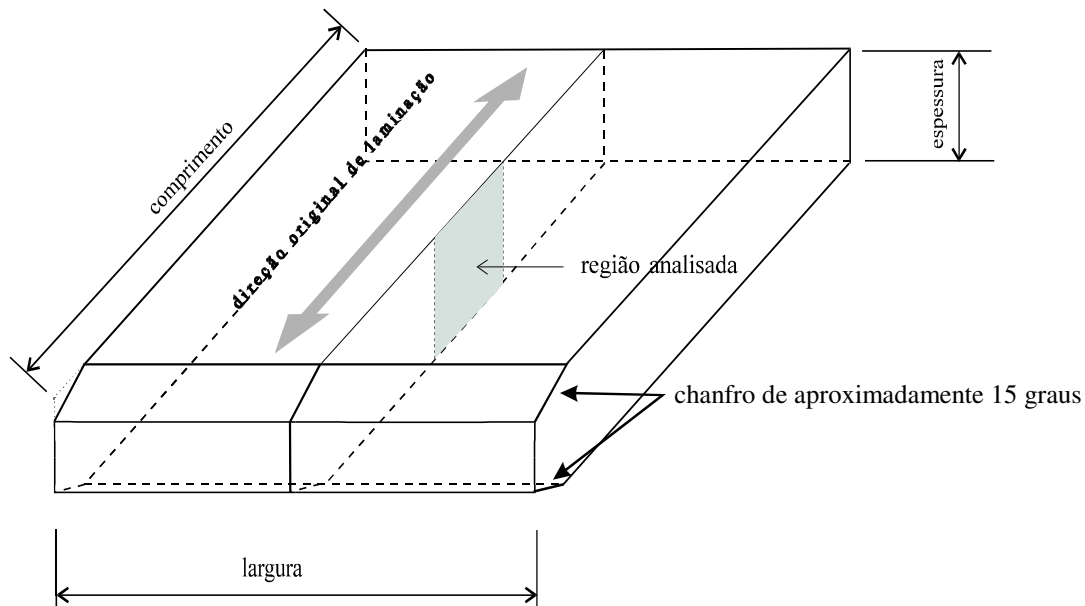


Figura 1 - Posição de retirada das amostras para análise dos corpos de prova.

Os corpos de prova, com um termopar do tipo Cromel-Alumel de 1,5 mm de diâmetro e bainha de inconel inserido numa das extremidades, foram colocados no forno já aquecido a 1250 °C e aí deixados até a temperatura atingir 1220 °C, o que ocorria em 5 minutos. Então eram retirados imediatamente do forno e assim que a temperatura caía até a prevista eram laminados com as deformações programadas. Depois de laminados os mesmos foram resfriados em água. No caso destes corpos de prova não houve necessidade de um pré-aquecimento intermediário devido às suas pequenas dimensões. Como todas as amostras foram aquecidas na mesma temperatura inicialmente, o tamanho de grão antes da laminação era o mesmo para todas as amostras, não introduzindo, desse modo, mais uma variável (indesejada neste caso) no nosso modelo. Um diagrama esquemático é mostrado através da Figura 2.

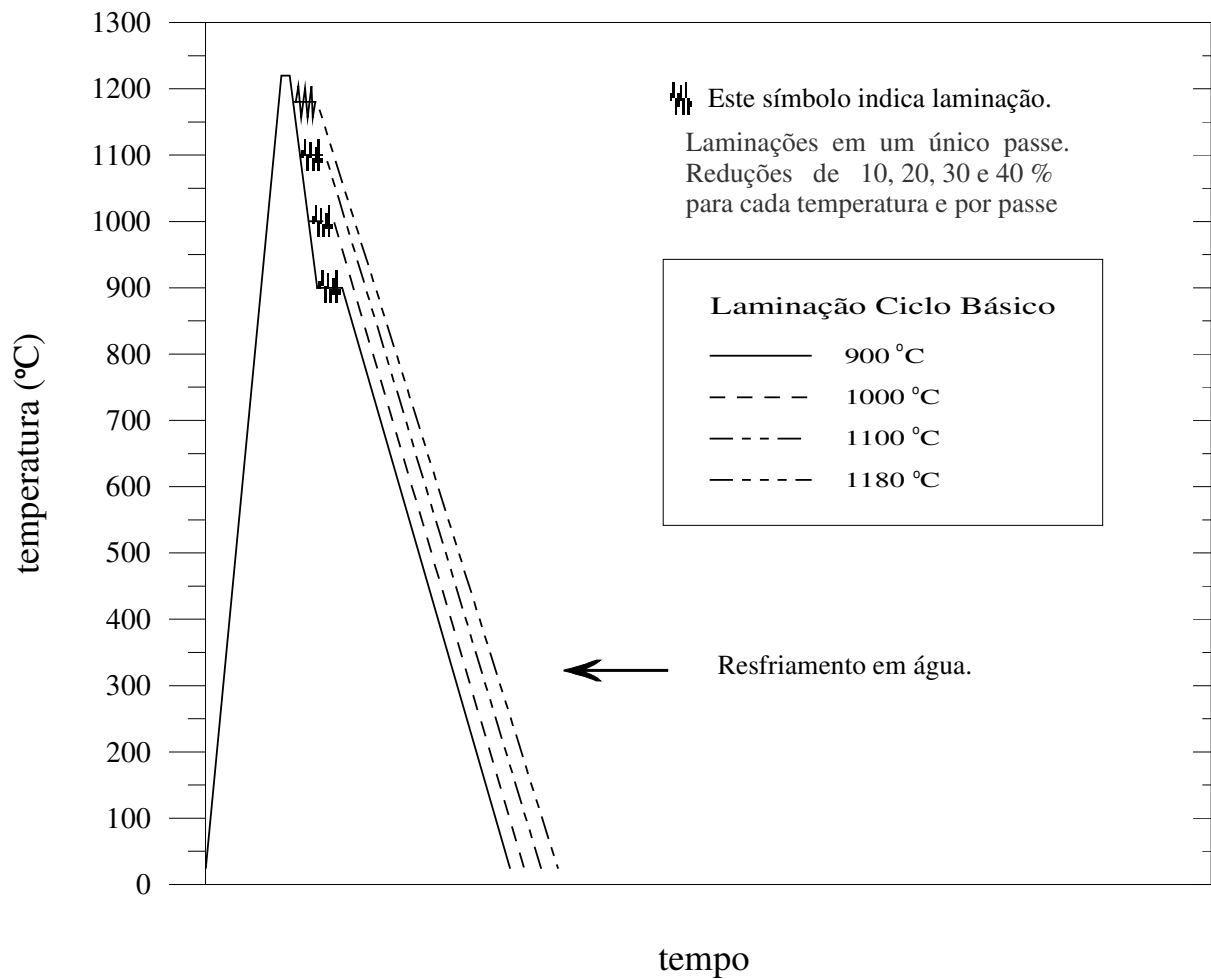


Figura 2 - Diagrama Esquemático das laminações.

Os corpos de prova foram então cortados no sentido longitudinal de laminação para a retirada das amostras, as quais foram lixadas, polidas, atacadas e analisadas por microscopia ótica.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Na Tabela II são apresentados os valores das tensões de escoamento obtidos através do modelo de Sims para cada amostra laminada juntamente com outros dados referentes aos ensaios. A partir dos dados da Tabela II foram construídos os gráficos mostrados nas Figuras 4 a 7, onde são mostradas, individualmente, as curvas tensão de escoamento versus deformação verdadeira, para as quatro temperaturas de ensaio, juntamente com as metalografias correspondentes a cada ensaio.

A análise metalográfica foi efetuada em todos os corpos de prova. Usou-se a seção longitudinal central dos corpos de prova e atacou-se com Nital 10 %. A microscopia ótica diferenciou excelentemente as fases reveladas pelo ataque efetuado. Por exemplo, pudemos perceber as diferenças entre os grãos recristalizados e os não-recristalizados.

As equações das curvas tensão de escoamento versus deformação verdadeira ajustadas pelos polinômios de segundo grau são relacionadas abaixo e também podem ser visualizadas em cada gráfico para cada temperatura de ensaio. Assim, são as seguintes as equações obtidas ($\bar{\sigma}$ = tensão de escoamento em MPa e ϵ = deformação verdadeira, $\ln(h_i/h_f)$):

para 900 °C

$$\bar{\sigma} = 486 + 427*\epsilon - 840*\epsilon^2,$$

para 1000 °C

$$\bar{\sigma} = 392 + 362*\epsilon - 744*\epsilon^2,$$

para 1100 °C

$$\bar{\sigma} = 259 + 357*\epsilon - 631*\epsilon^2 \text{ e}$$

para 1180 °C

$$\bar{\sigma} = 207 + 216*\epsilon - 396*\epsilon^2.$$

Tabela II - Dados obtidos dos ensaios de laminação.

c. p.	T. lam. °C	T. pico °C	ΔT* °C	hi mm	hf mm	R mm	def. verd. ln(hi/hf).10	vel . def. s-1	tensão MPa
A1	900	905	5	8	7,4	66,7	8	6	514
A2	898	918	20	8	6,73	66,7	17	9	538
A3	899	947	48	8	5,74	66,7	33	13	534
A4	900	970	70	8	5	66,7	47	17	503
B1	998	1005	7	8	7,36	66,7	8	6	416
B2	1000	1023	23	8	6,7	66,7	18	9	436
B3	995	1027	32	8	5,86	66,7	31	13	430
B4	994	1036	42	8	5,2	66,7	43	16	410
B4-1	998	1053	55	8	4,78	66,7	52	18	381
C1	1097	1106	9	8	7,26	66,7	10	7	286
C2	1098	1113	15	8	6,5	66,7	21	10	310
C3	1095	1126	31	8	5,84	66,7	32	13	305
C4	1097	1130	33	8	4,9	66,7	49	17	283
E1	1175	1179	4	8	7,2	66,7	11	7	225
E2	1178	1188	10	8	6,42	66,7	22	10	239
E3	1180	1197	17	8	5,74	66,7	33	13	231
E4	1168	1195	27	8	4,94	66,7	48	17	222
E4-1	1185	1213	28	8	4,48	66,7	58	19	198
* ΔT = Temperatura de pico - Temperatura de laminação									

Um fenômeno interessante que ocorreu em cada ensaio e que também foi registrado na Tabela II é que durante as laminações a temperatura do corpo de prova subiu de algumas unidades até algumas dezenas de graus. Foi efetuado um gráfico com as curvas da variação da temperatura (ΔT) em função da deformação verdadeira para cada temperatura de ensaio, o qual pode ser visto através da Figura 3. Notou-se que à medida em que se reduzia a temperatura de laminação, maior era a elevação da temperatura da amostra e esta elevação também era mais pronunciada para maiores reduções aplicadas num único passe.

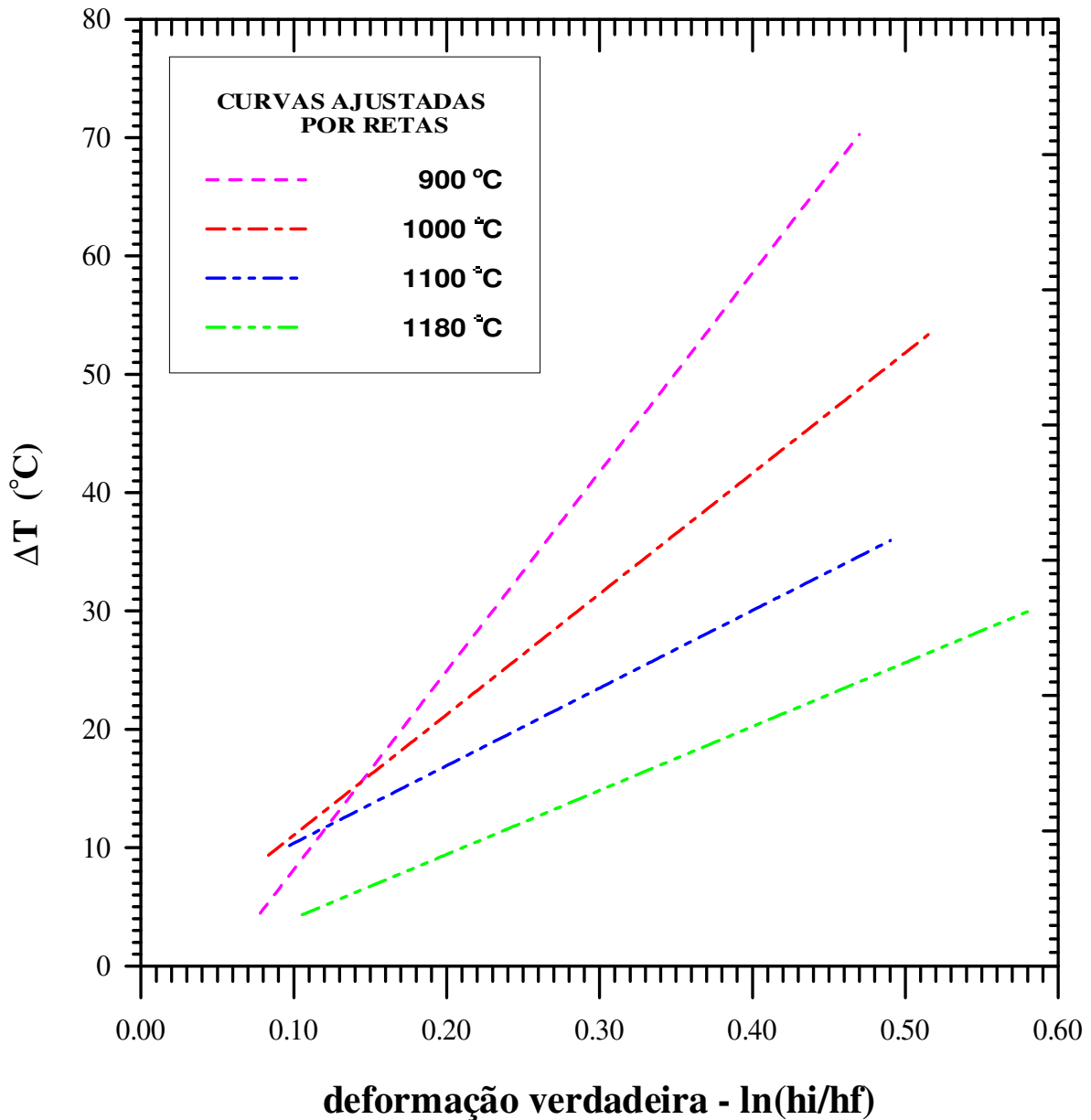


Figura 3 - Variação da temperatura de laminação versus deformação.
 ΔT = Temperatura de pico - Temperatura de laminação.

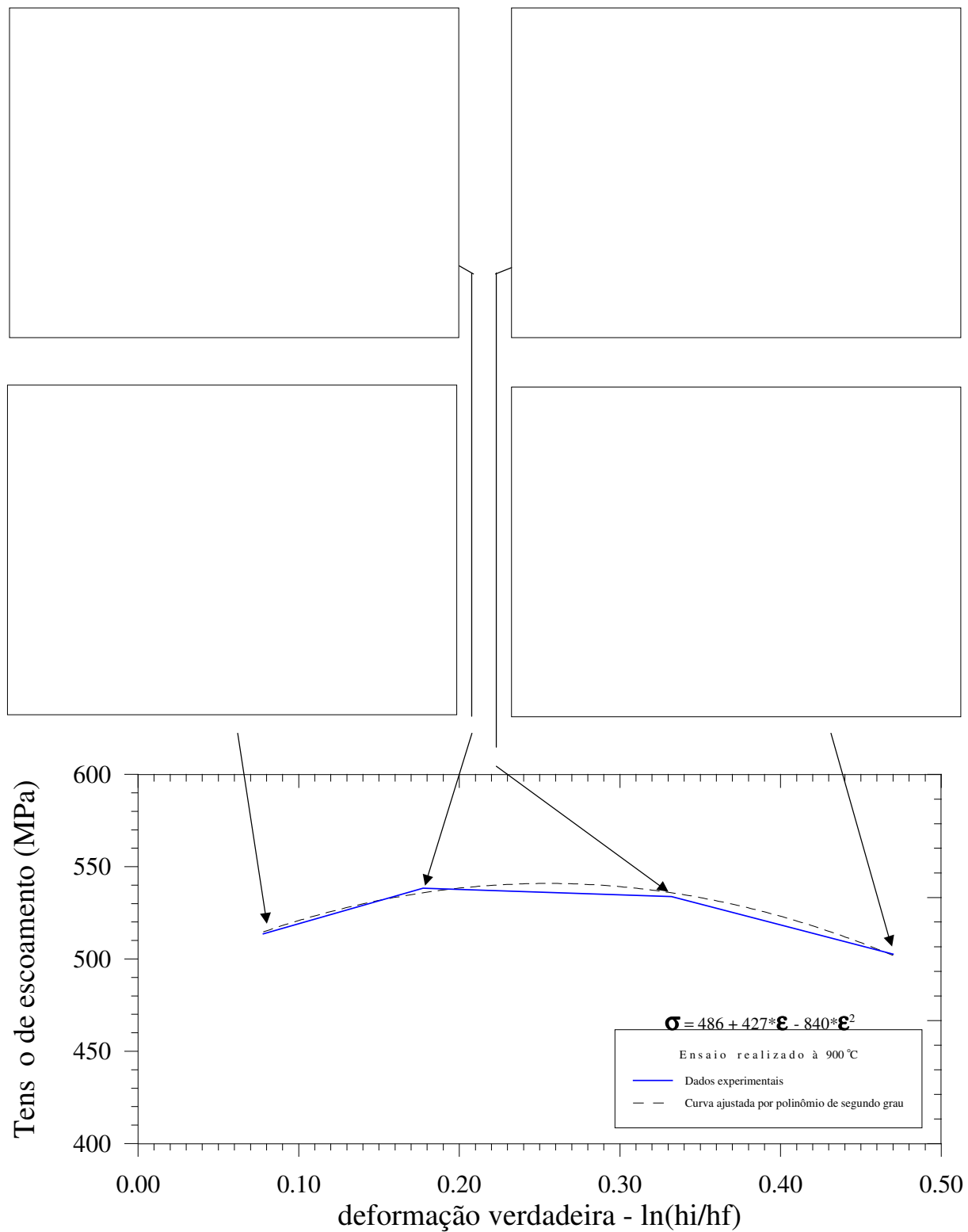


Figura 4 - Gráfico tensão de escoamento versus deformação verdadeira para o ensaio realizado a 900 °C. Ataque: Nital 10 %. Aumento: 600 x.

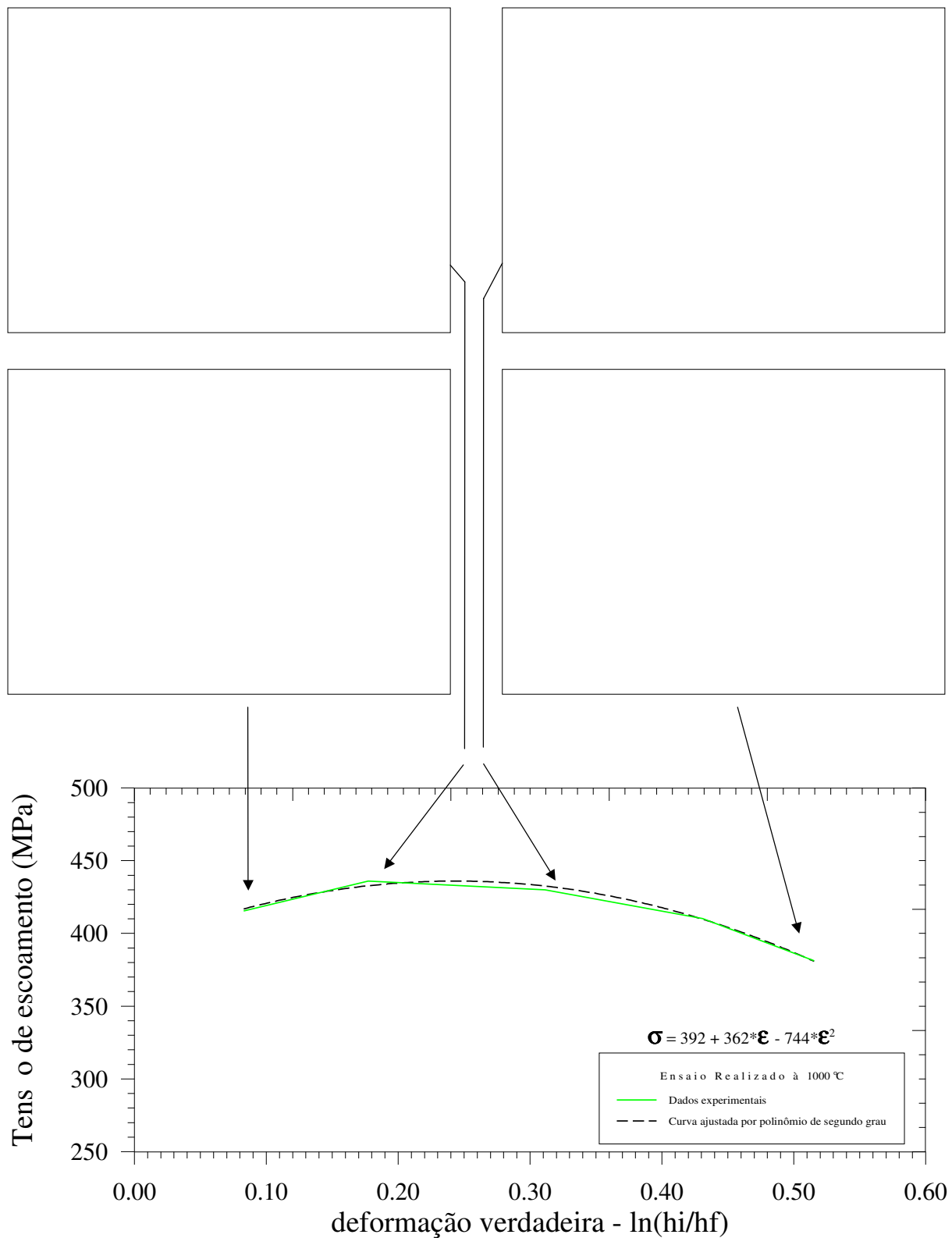


Figura 5 - Gráfico tensão de escoamento versus deformação verdadeira para o ensaio realizado a 1000 °C. Ataque: Nital 10 %. Aumento: 600 x.

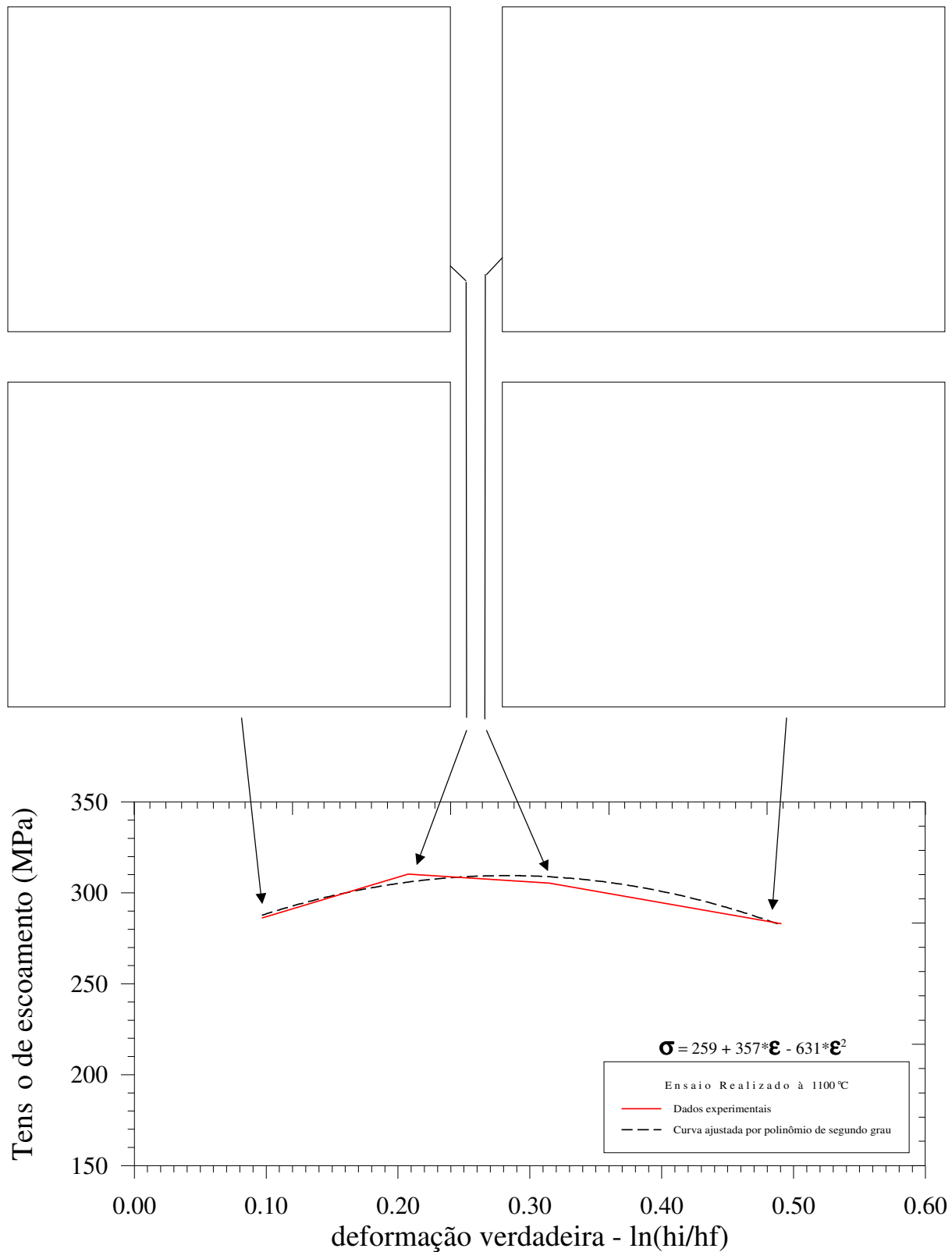


Figura 6 - Gráfico tensão de escoamento versus deformação verdadeira para o ensaio realizado a 1100 °C. Ataque: Nital 10 %. Aumento: 600 x.

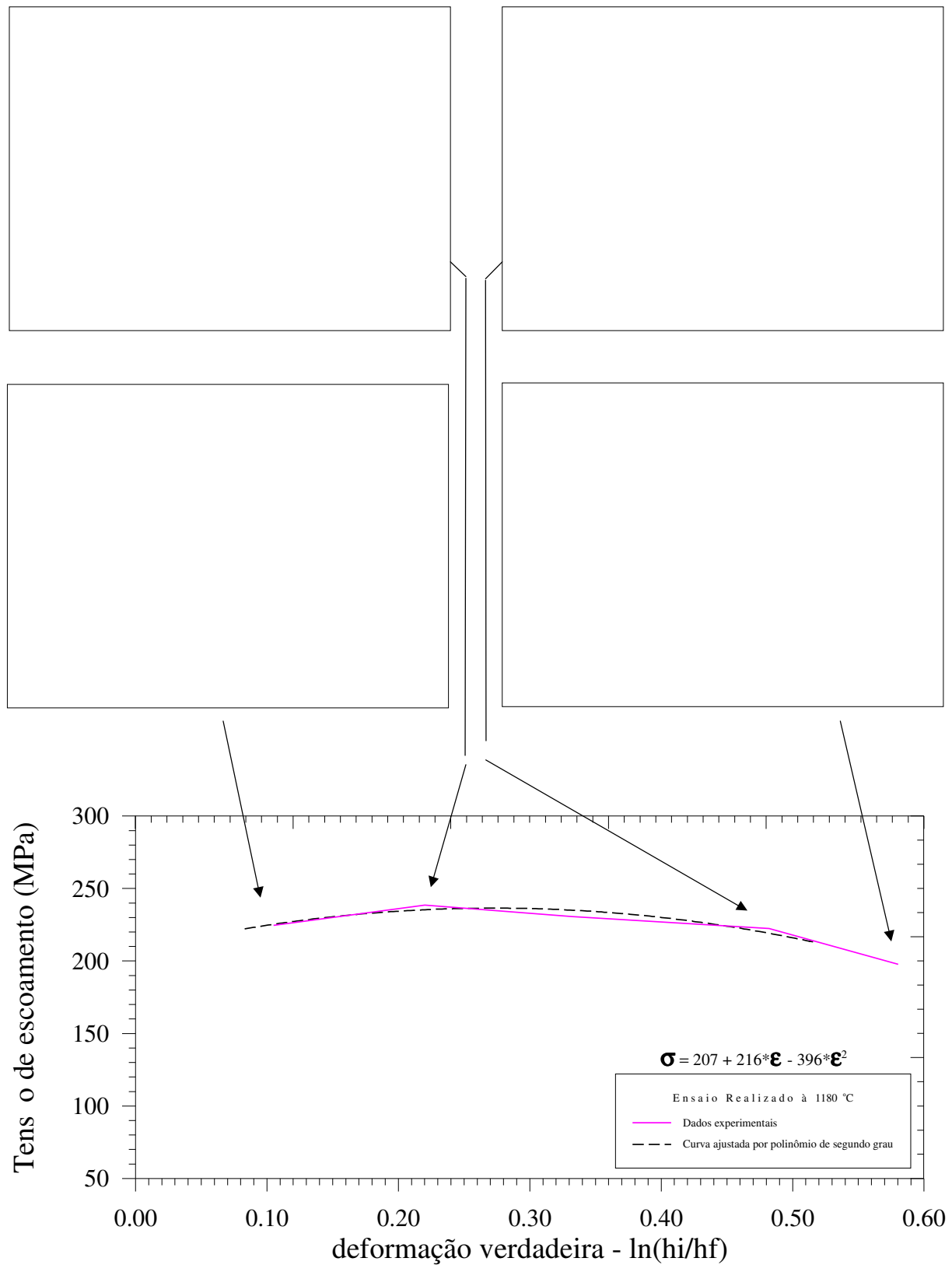


Figura 7 - Gráfico tensão de escoamento versus deformação verdadeira para o ensaio realizado a 1180 °C. Ataque: Nital 10 %. Aumento: 600 x.

As análises metalográficas efetuadas através do microscópio ótico mostram que para as amostras laminadas a 900 °C, os ensaios efetuados com deformações de 10 % e 20 % , não apresentaram grãos nitidamente deformados comparados com os ensaios realizados com 30 % e 40 % de deformação, onde a deformação dos grãos é evidente. Observou-se, principalmente para a amostra com 40 % de deformação, um aumento das linhas de deformação e um achatamento (empanqueamento) dos grãos, paralelamente à direção de laminação. Não ocorreram também, variações no tamanho de grão das amostras, permanecendo praticamente constante para todas as deformações ensaiadas, como havia sido planejado.

Os aspectos das curvas, para cada temperatura de ensaio, mostraram-se bastante semelhantes, onde a tensão de escoamento sobe até aproximadamente 25 % de deformação, atinge um máximo e depois decresce com o aumento da mesma.

O aumento da tensão de escoamento é provocado pelo encruamento da estrutura que é acompanhado apenas pela recuperação dinâmica até o ponto máximo da curva e a partir deste ponto tem início a recristalização dinâmica, ocorrendo os dois processos (recuperação e recristalização dinâmicas) simultaneamente ^[viii,ix,x]. Sellars e colaboradores ^[vi] mostraram que para ligas de ferro com estrutura austenítica o processo de amolecimento se dá por recuperação dinâmica para baixas deformações (até o ponto máximo da curva tensão-deformação) e por recristalização dinâmica para altos graus de deformação.

Outros fatores que contribuem para a ocorrência de recristalização dinâmica são a ausência de precipitação induzida pela deformação, como mostraram nossas análises, e a presença de solutos que retardam a recristalização estática ^[xi].

Pelo trabalho de Djaic e colaboradores ^[xii] concluímos que não ocorreu recristalização estática em nossas amostras, primeiro porque eles observaram que para aços carbono o tempo para ocorrer 50% de amolecimento por recristalização estática era de 3,5 s para os aços com 0,42 % de carbono e 22 s para os com 0,68 % de carbono e que esse tempo aumentava com a elevação do teor de carbono e de elementos de liga e também porque o resfriamento das nossas amostras foi imediato (1 a 2 segundos no máximo) após a laminação.

Observamos que o tamanho de grão para todas as amostras de todos os ensaios não se alterou. Nos ensaios realizados a 1180 °C, observou-se que ocorreu recristalização para todas as deformações praticadas, e que a fração volumétrica de grãos recristalizados aumentava à medida que se elevava o nível de deformação aplicada. Para as amostras ensaiadas até 1100 °C observou-se que à medida que a deformação aumentava, aumentavam as quantidades de linhas de deformação e o achatamento dos grãos, o que demonstra que não houve recristalização.

Na Figura 8 são vistas as curvas de tensão de escoamento versus deformação verdadeira para as 4 temperaturas empregadas. Observa-se que, para uma mesma deformação, à medida em que se aumentou a temperatura de laminação houve uma redução na tensão de escoamento do material, o que era esperado.

As curvas têm o aspecto semelhante às obtidas por Imbert e colaboradores para o aço M2 em ensaios por torção a quente^[iv] e as obtidas por P. Cook (mencionadas em Tselikov^[vii]) para o aço rápido T1⁷ como pode ser visto na figura 8. Os valores das tensões de escoamento versus deformação para o aço rápido T1 foram obtidos através de ensaios de compressão a quente e são menores do que aqueles obtidos em nossos ensaios, pois as composições químicas do T1 e do M2 são diferentes (além dos ensaios em si serem diferentes). As diferenças, na tensão de escoamento, entre os dados obtidos neste trabalho, os encontrados por Cook^[viii] tornam-se menores à medida que a temperatura do ensaio cresce.

Nota-se também que, a velocidade de deformação não era constante durante o ensaio deste trabalho. Isto ocorre porque à medida que se aumenta a deformação, a velocidade de deformação na laminação também aumenta, uma vez que, foi mantida constante a velocidade de rotação dos cilindros de laminação. Pode-se observar isto pela equação proposta por Larke^[xiii] para calcular a taxa média efetiva de deformação, sob atrito aderente, no estado plano de deformação;

$$\dot{\epsilon} = v_r \sqrt{\frac{1}{R(h_i - h_f)}} \ln\left(\frac{h_i}{h_f}\right)$$

onde,

v_r = velocidade periférica dos cilindros em mm/s

$\dot{\epsilon}$ = velocidade de deformação em s^{-1} .

R = Raio dos cilindros em mm

h_i = espessura inicial da chapa em mm

h_f = espessura final da chapa em mm

Para se manter a velocidade de deformação constante teríamos que variar a velocidade dos cilindros o que certamente introduziria outros problemas, como por exemplo, trabalhar com velocidades de laminações baixas o suficiente para aumentar o tempo de contato entre os cilindros e os corpos de prova, resultando em uma queda brusca da temperatura do material. Isto provocaria uma perda de controle da temperatura, um dos parâmetros mais importantes dos ensaios, e consequentemente

⁷ Composição do M2 e do T1 em peso por cento

designação	C		W		Mo		Cr		V	
	mín.	máx.	mín.	máx.	mín.	máx.	mín.	máx.	mín.	máx.
M2	0,78	0,88	5,50	6,75	4,50	5,50	3,75	4,50	1,75	2,20
T1	0,65	0,80	17,25	18,75	0	0	3,75	4,50	0,90	1,30

variações nas tensões de escoamento e na estrutura do material, fugindo assim dos objetivos do trabalho.

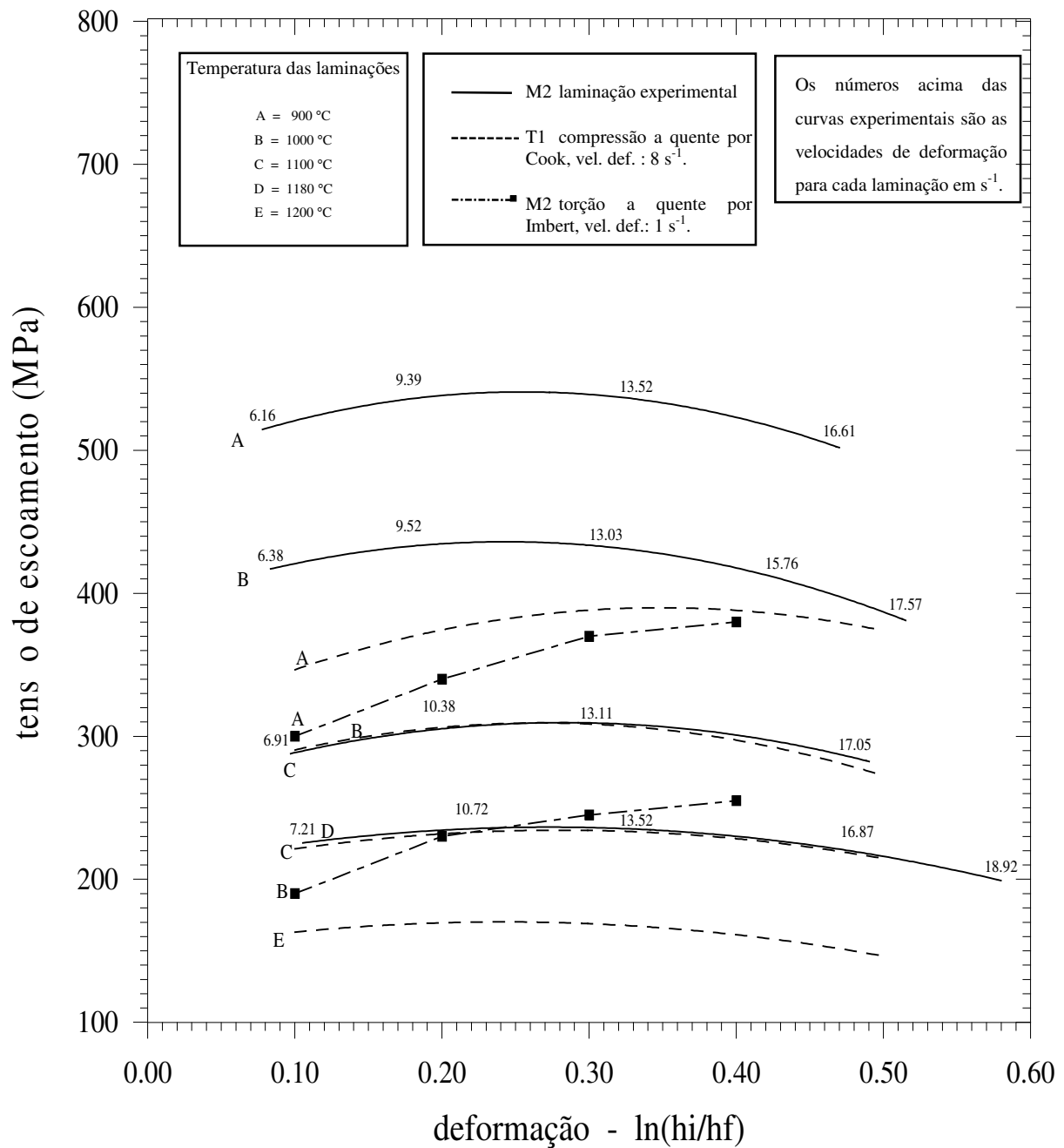


Figura 8 - Gráfico das tensões de escoamento versus deformação para as quatro temperaturas de ensaio deste trabalho comparado com os resultados do ensaio de compressão para o aço T1, realizado por Cook^[vii] e com os de ensaio de torção a quente para o aço M2, realizado por Imbert^[iv].

CONCLUSÕES

- À medida que se reduzia a temperatura de laminação, maior era a elevação da temperatura da amostra devido ao calor gerado pela deformação aplicada. A elevação da temperatura da amostra também era mais pronunciada para maiores reduções aplicadas num único passe.
- As equações obtidas da tensão de escoamento versus deformação verdadeira constituem um dado que não existia na literatura e que será de grande utilidade para a laminação industrial deste aço, visto que com a tensão de escoamento, pode-se calcular a força necessária para laminar o aço em diferentes temperaturas e para deformações verdadeiras de 10 a 40 %, o que normalmente ocorre na prática industrial de laminação destes aços.
- A tensão de escoamento cresceu à medida que se elevou a deformação de 10 para 20 % em todas as temperaturas ensaiadas. Com o aumento da deformação de 20 para 30 ou 40 % a tensão de escoamento se reduziu, devido à recuperação em todas as amostras. Estes dados são coerentes com os obtidos para compressão a quente em aço T1 por outros pesquisadores.
- A recristalização deste aço só ocorreu em elevadas temperaturas (1180 °C) e para deformações verdadeiras acima de 20 %.

AGRADECIMENTOS

À ACESITA pelo apoio financeiro e ao RHAE/CNPq pela bolsa DTI ao Eng. Antônio Fernando Cambiucci

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- i Cambiucci, A. F.. Estudo da Laminação a Quente do Aço Rápido ABNT M2. Dissertação. Mestrado em Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP, Campinas - SP. 1996, p. 119.
- ii Sims, R. B.. The Calculation of Roll Forces and Torques in Hot Rolling Mills. Proc. Inst. Mech. Eng. , V. 168, 1954, p. 191-200.
- iii Cambiucci, A. F.; Guimarães, A. ; Alcoforado, E.; Cardoso, L. P.; Mei, P. R.. Estudo da Dissolução dos Carbonetos em um Aço Rápido AISI M2. Trabalho a ser apresentado no 12^o Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMAT, Aguas de Lindóia - SP, Dez. 1996.

-
- iv Imbert, C.; Ryan, N. D.; McQueen, H. J.. Hot Workability of Three Grades of Tool Steel. Metallurgical Transactions A, V. 15A, Oct. 1984, p. 1855-1864.
 - v Milovic, R.; Manojlovic, D.; Andjelic, M.; Drobnjak, D.. Hot Workability of M2 Type High-Speed Steel. Steel Research, V. 63, N. 2, 1992, p. 78-84.
 - vi Sellars, C. M.; Tegart, W. J. McG. Hot Workability. International Metallurgical Reviews, The Institute of Metals, V. 17, 1972, p. 1-24.
 - vii Tselikov, A.. Stress and Strain in Metal Rolling. MIR Publishers, USSR, Moscow, 1967, p. 319-322.
 - viii Dieter, G. E.. "Mechanical Metallurgy". Second Edition, McGraw-Hill, 1961, p. 531-583.

 - ix Reed-Hill, R. E.. "Physical Metallurgy Principles". Second Edition, D. Van Nostrand Company, Cincinnati, New York, 1973, p. 267-325, 723.
 - x Jonas, J. J.; Sellars, C. M.; Tegart, W. J. McG.. "Strength and Structure Under Hot-Working Conditions". Metallurgical Reviews, The Institute of Metals, London. V. 14, 1969, p. 1-24.
 - xi Laasraoui, A.; Jonas, J. J.. Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperatures and Strain Rates. Metallurgical Transactions A, V. 22A, Jul. 1991, p. 1545-1558.
 - xii Djajic, R. A. P.; Jonas, J. J.. Static Recrystallization on Austenite Between Intervals of Hot Working. Journal of Iron and Steel Institute, V. 210, Apr. 1972, p. 256-261.
 - xiii Larke, E. C.. The Rolling of Strip Sheet and Plate. Science Paperbacks and Chapman and Hall Ltd. 1957, p.304