



BR98E1529

AÇOS DE MÉDIO CARBONO MICROLIGADOS
AO VANÁDIO PARA FORJARIA EM
MATRIZ FECHADA

II OVP

Gábor Jeszensky
Ronald Lesley Plaut



*1PT
Pub. 2044
e. 2*

36422

São Paulo, 1993

411156.01

h

**We regret that
some of the pages
in this report may
not be up to the
proper legibility
standards, even
though the best
possible copy was
used for scanning**

1993, Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. - IPT
Cidade Universitária Armando de Salles Oliveira - Butantã - CEP 05508-900
São Paulo-SP - Caixa Postal 7141 - CEP 01064-970 - Endereço Telegráfico TECNINST
Telex (11) 80934 INPT BR e (11) 83144 INPT BR - Télefax (011) 869-3353
Telefone (011) 268-2211

Divisão de Metalurgia
Coordenador: Claudio Luiz Mariotto

Trabalho publicado no 1º SEMINÁRIO DE TECNOLOGIA DE FORJAMENTO, São Paulo, p. 5-10, 1985 e na revista *Metalurgia ABM*, São Paulo, v. 43, n. 351, p. 85-90, fev. 1987.

A série "Comunicação Técnica" compreende trabalhos elaborados por técnicos do IPT apresentados em eventos ou publicados em revistas especializadas, sendo seu conteúdo de responsabilidade da respectiva área técnica.

Publicação IPT 2044

Com a competição crescente de processos alternativos de manufatura torna-se imperativo minimizar os custos de produção de peças forjadas por matriz fechada. Neste trabalho é analisado o potencial dos aços de médio carbono microligados ao vanádio para a produção de forjados em matriz fechada. Tais aços atingem os níveis requeridos de resistência mecânica por ocasião do esfriamento após forjamento, eliminando o tratamento térmico subsequente. Estes apresentam também boa resistência à fadiga e boa usinabilidade. As experiências iniciais realizadas em escala industrial são aqui relatadas.

1. INTRODUÇÃO

Os desafios tecnológicos associados à indústria de forjados em matriz fechada caracterizam-se pela sua multiplicidade pois vão desde a crescente competitividade com processos concorrentes, como fundição, a materiais alternativos, tais como ligas de alumínio, fibras de vidro e de carbono, chegando até à necessidade de atender novos mercados onde são exigidos peças de maior resistência mecânica, de menor peso e de preços inferiores (Fig. 1)⁽¹⁾.

É bem conhecido o fato de que as propriedades mecânicas, em particular a tenacidade, ductilidade e resistência à fadiga de peças fundidas são inferiores à das peças forjadas. Assim, os forjados constituem-se, ou devem constituir-se, como primeira opção, onde se demande combinações do tipo

alta relação: resistência mecânica/peso, combinado com a ductilidade e a tenacidade.

Por outro lado, as peças forjadas temperadas e revenidas, normalmente empregadas em componentes sujeitos a altas tensões e deformações, não podem ser superadas em desempenho, confiabilidade, resistência à fadiga, quando submetidas à cargas súbitas.

Entre estes dois extremos verificamos que há, certamente, espaço para aços forjados de alta resistência mecânica cuja tenacidade e ductilidade possa ser algo inferior a dos aços forjados temperados e revenidos, porém nitidamente superiores à dos fundidos. Tais forjados, normalmente esfriados sob condições controladas logo após a operação de forjamento, não são subsequentemente tratados termicamente. Além da economia energética que isso possa representar, destaca-se também que elimina-se a necessidade do endireitamento e alívio de tensões, com seus respectivos problemas.

Os aços de baixo carbono microligados, conhecidos por aços baixa liga alta resistência-BLAF, foram amplamente estudados e documentados na literatura técnica nos últimos vinte anos, aços estes microligados ao nióbio, vanádio e titânio⁽²⁾⁽³⁾, normalmente obtidos por *Laminação Controlada*⁽²⁾.

Nos aços de médio carbono, aplicados às forjarias de matriz fechada, os microligantes também vêm sendo mais empregados recentemente. Em particular⁽⁴⁾⁽⁵⁾ relata suas experiências com aços de médio carbono ao nióbio. Neste sentido, estudos mais recentes têm demonstrado que nestes aços o nióbio não apresenta grandes benefícios dado ao fato de que, para as temperaturas e condições normais de aquecimento nas forjarias, a solubilidade do nióbio é baixa.

Por outro lado, o carbonitreto de vanádio V (C, N) encontra-se em solução naquelas temperaturas, e, por ocasião da deformação e esfriamento subsequente, estes estão presentes propiciando o endurecimento por precipitação, dependendo da fração volumétrica e tamanho do precipita-

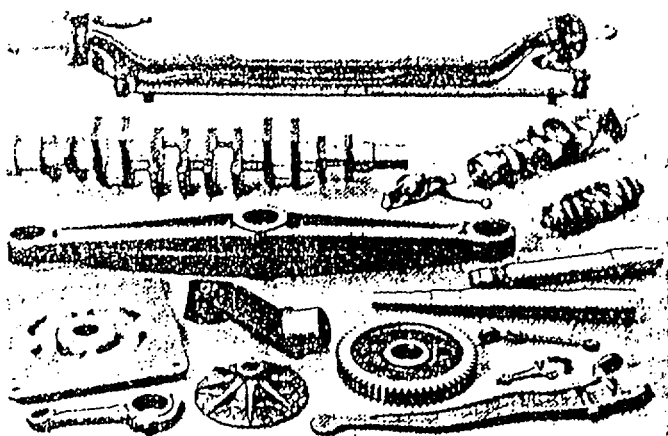


Fig. 1 - Componentes típicos obtidos por forjamento em matriz fechada.

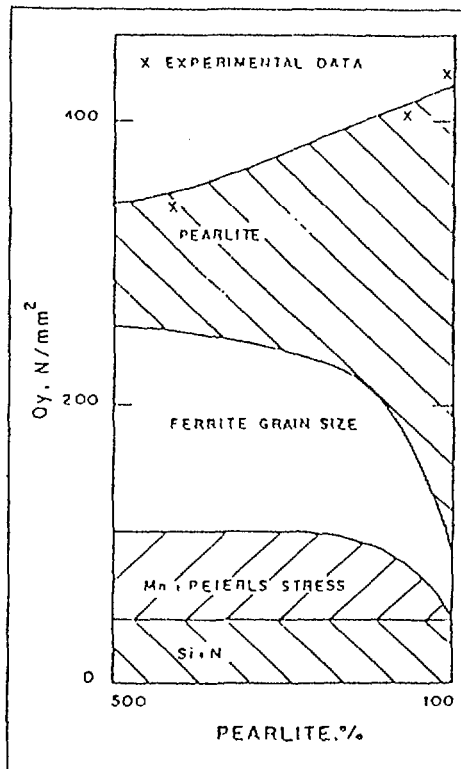


Fig. 2 - Relação entre L.E. e teor de perlita. (Ref. 3)

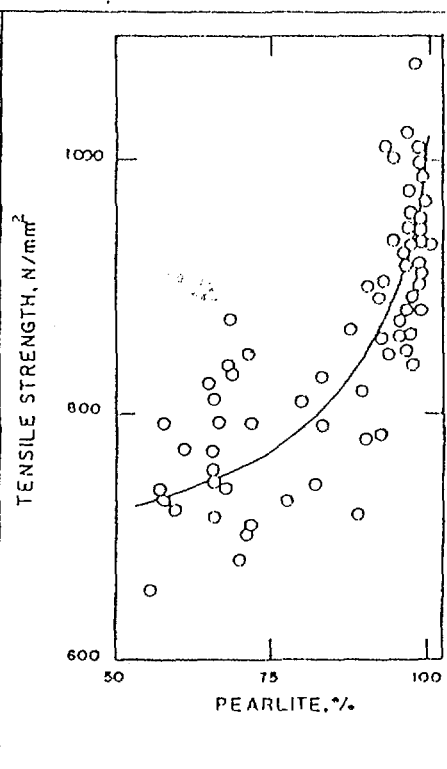


Fig. 3 - Relação entre L.R. e teor de perlita. (Ref. 3)

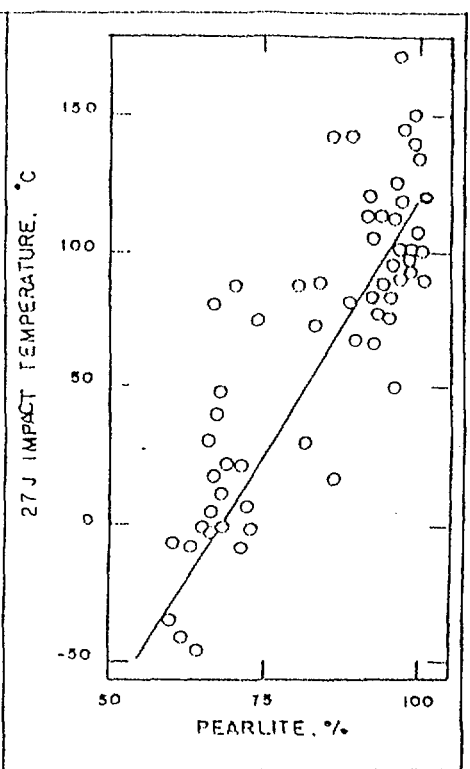


Fig. 4 - Relação entre energia (27J) e teor de perlita. (Ref. 3)

do⁽⁶⁾⁽⁷⁾⁽⁸⁾⁽⁹⁾.

2. ASPECTOS MICROESTRUTURAIS DOS AÇOS DE MÉDIO CARBONO E MICROLIGADOS AO VANÁDIO

Em trabalho clássico de GLADMAN e PICKERING⁽¹⁰⁾, relativo à relação estrutura/propriedade mecânica de aços de médio carbono, foi verificada a validade das equações associadas a:

- Limite de escoamento (0,2%).

$$\sigma_E \text{ (Mpa)} = 15,5 [f_{\alpha}^{1/2} (2,3 + 3,8 (\% \text{ Mn}) + 1,13 d^{-1/2}) + (1 - f_{\alpha}^{1/2}) \cdot (11,6 + 0,25 S_o^{-1/2}) + 4,1 (\% \text{ Si}) + 27,6 (\sqrt{\% \text{ N}})]$$

- Limite de Resistência:

$$\sigma_R \text{ (Mpa)} = 15,5 [f_{\alpha}^{1/2} (16,0 + 74,2 \sqrt{\% \text{ N}} + 1,18 d^{-1/2}) + (1 - f_{\alpha}^{1/2}) (46,7 + 0,23 S_o^{-1/2}) + 6,3 (\% \text{ Si})]$$

- Temperatura de Transição (para energia de 27J).

$$T \text{ (}^{\circ}\text{C)} = f_{\alpha} (-46 - 11,5 d^{-1/2}) + (1 - f_{\alpha}) (-335 + 5,6 S_o^{-1/2}) - 13,3 p^{-1/2} + 3,48 \times 10^6 l + 48,7 (\% \text{ Si}) + 762 \sqrt{\% \text{ N}}$$

onde:

- f_{α} = fração volumétrica da ferrita
- d = tamanho de grão da ferrita (mm)
- p = tamanho da colônia da perlita (mm)
- S_o = espaçamento médio interlamelar da perlita (mm)
- l = espessura média da cementita da perlita (mm)
- $\% \text{ N}$ = teor de nitrogênio "livre" em solução sólida

Aqueles autores realizaram estes ensaios em quarenta aços direntes, sendo que C = 0,4; 0,6 e 0,8%, Mn = 0,85 e 1,4%; Si = 0,3 e 0,9%; N = 0,007 e 0,017%. As análises metalográficas foram conduzidas sobre amostras normalizadas ou após serem resfriadas ao ar e a partir de 1 100°C.

A figura 2 ilustra os componentes associados ao limite de escoamento, variando-se o teor de perlita, segundo aqueles autores. Nota-se o efeito acentuado do teor de perlita bem como da contribuição do tamanho de grão.

A figura 3 ilustra a relação entre o teor de perlita e o limite de resistência.

A figura 4 ilustra a relação entre o teor de perlita e a temperatura de transição ao impacto para 27J.

Por outro lado, é importante observar que naquelas equações não se leva em conta a contribuição do endurecimento por precipitação causado pela presença do V (C, N), a qual pode ser avaliada através da diferença entre os valores observados experimentalmente e os calculados por aquelas equações. De fato, WHITTAKER⁽¹¹⁾ verificou que no caso de aços de médio carbono microligados ao vanádio (0,08 a 0,13%) havia um aumento da temperatura de transição a 27J na relação de 0,3 a 0,5 °C para cada 1 Mpa de aumento verificado no limite de escoamento, com propriedades típicas: 700 < LR < 1000 Mpa; 500 < LE < 700 Mpa; 200 < BHN < 350⁽¹¹⁾⁽¹²⁾.

As figuras 5 e 6 apresentam a microestrutura típica

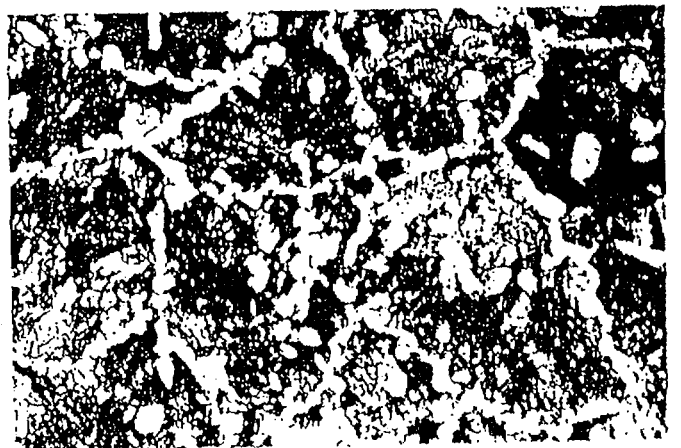


Fig. 5 - Micrografia de aço ao vanádio. (Estrido ao ar, calma) (100x) (Ref. 13)

destes aços respectivamente esfriados ao ar calmo e ar forçado⁽¹³⁾. Destaque-se a presença de ferrita pró-eutetóide não só no contorno de grão. Na figura 7 observamos os precipitados de vanádio na ferrita pró-eutetóide e na figura 8 na ferrita da perlita para o aço esfriado ao ar calmo, e na figura 9 no caso de aço esfriado ao ar forçado.

A figura 10 apresenta um diagrama TTT típico para estes aços⁽¹³⁾.

Aqui é importante salientar o fato de que para muitas peças forjadas, tais como virabrequins e bielas não se verificou os requisitos críticos quanto à tenacidade, de onde os aços microligados ao vanádio são especialmente adequados⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾. Igualmente deve-se salientar que, de acordo com o tamanho da peça e do tarugo de partida deve-se adequar a composição química, através do carbono equivalente, como ilustra a figura 11, objetivando-se a dureza final requerida (partindo-se de um aquecimento de 1200/1300°C e esfriando ao ar).

Por outro lado, a resistência a fadiga à torção e à flexão são essenciais em vários componentes forjados na indústria automobilística e tratorística. O limite de resistência é um parâmetro de projeto importante pois encontra-se associado ao limite de fadiga na forma de $LF \approx 1/2 LR$ nos aços forjados e tratados termicamente. Ensaios conduzidos nos aços microligados ao vanádio⁽¹²⁾ tem demonstrado semelhante relação, mesmo com teores crescentes de enxofre (aproximadamente 0,07%).

Embora o custo básico de componentes forjados de aços de médio carbono microligados ao vanádio possa ser reduzido através da eliminação do tratamento térmico, pode-se verificar vantagens adicionais significativas na redução de custos através da melhor usinabilidade destes aços, os quais conduzem ao menor desgaste da ferramenta quando comparados com os aços convencionais temperados e revenidos

de semelhante nível de resistência mecânica, como ilustrado na figura 12.

Estes benefícios foram observados tanto nas operações do lorneamento como nas de furação, atribuídos à microestrutura do lipo ferrita/perlita presentes nestes aços, comparado com a ferrita/carbonetos revenidos, presente nos aços convencionais tratados termicamente. Benefício adicional pode ser obtido através do teor mais elevado de enxofre, tolerado nestes aços.

Finalmente é preciso salientar que os aços de médio carbono microligados ao vanádio apresentam boa conformabilidade a quente⁽¹²⁾, comparável a dos aços convencionais, sendo que nas temperaturas normais de aquecimento para forjamento (1200/1300°C), quer em fornos convencionais, quer em fornos de aquecimento por indução⁽¹⁶⁾, verificamos que todo V (C, N) encontra-se em solução sólida na austenita, portanto disponível para endurecimento por precipitação.

Durante as operações subsequentes de deformação a quente verifica-se que a recristalização conduz ao refinamento da microestrutura. No entanto, nas temperaturas convencionais de término de forjamento, (1050 a 1200°C), observa-se que a energia de ativação para a recristalização como para o crescimento de grão é elevado, pois o vanádio ainda encontra-se em solução na austenita e não se verificou quantidades apreciáveis de precipitados induzidos por deformação que possam restringir a mobilidade dos contornos de grão⁽¹²⁾, conduzindo assim, a microestruturas ainda grosseiras, como ilustrado na figura 13. A medida em que é reduzida a temperatura de acabamento, abaixo de 950°C, verifi-

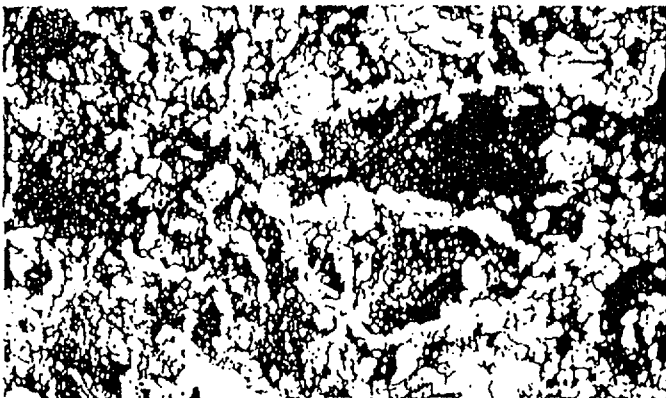


Fig. 6 - Micrografia de aço ao vanádio. (Esfriado ao ar forçado) (100x) (Ref. 13)



Fig. 7 - Micrografia eletrônica do V (C,N) na ferrita, esfriado ao ar calmo. (5000x) (Ref. 13)

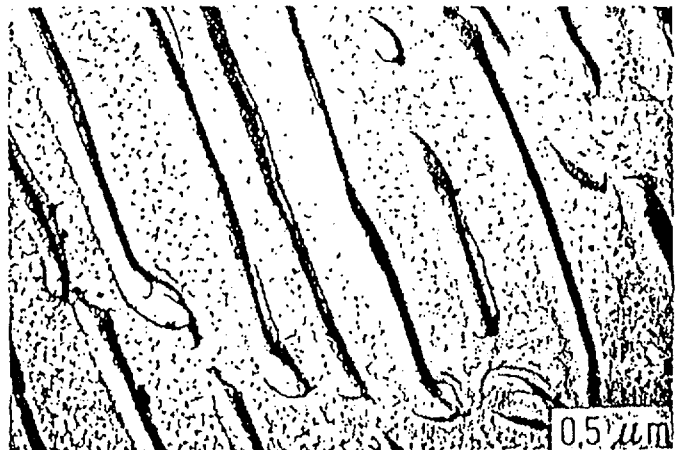


Fig. 8 - Micrografia eletrônica do V (C,N) na ferrita da perlita esfriado ao ar calmo. (10000x) (Ref. 13)

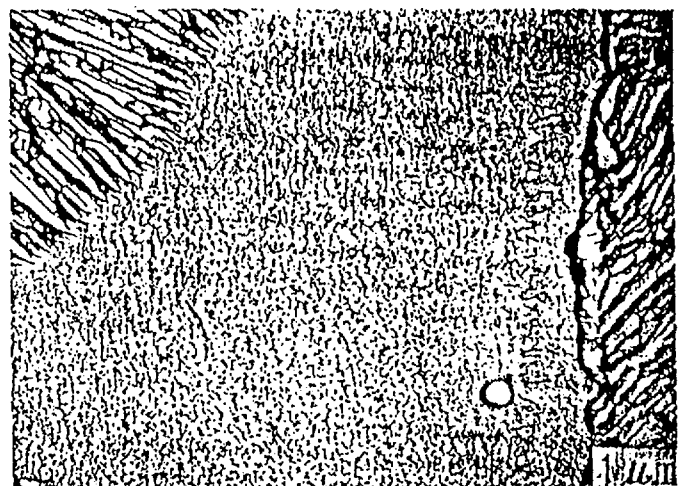


Fig. 9 - Micrografia eletrônica do V (C,N) na ferrita, esfriado ao ar forçado. (5000x) (Ref. 13) Temperatura de austenização 1200°C 10 minutos (com 0,10% V)

ca-se o abaixamento da energia de ativação para recristalação, refinando assim a estrutura, como ilustra a figura 14. Infelizmente esta prática de abaixamento da temperatura final de acabamento nem sempre é possível em certas forjarias. Alternativamente pode-se lançar mão do controle de velocidade de esfriamento na faixa 800-600°C (vide fig. 10), verificando-se uma proporção de 10 BHN/1000°C/min⁽¹⁶⁾, na faixa 270 a 330 BHN, valores estes verificados em seções de até aproximadamente 100 mm de espessura. Estes aumentos de dureza são oriundos da diminuição do tamanho de grão austenítico, depressão da temperatura de início de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e a refinamento do tamanho do precipitado de V (C, N). Por outro lado, se a velocidade de esfriamento for muito elevada propicia-se a formação da bainita, a precipitação incompleta do V (C, N), conduzindo inclusive ao abaixamento da resistência mecânica. Assim, torna-se necessária adequar a composição química às condições de processamento disponíveis na forjaria⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾.

3. OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO

Com base nas informações acima disponíveis objetiva-se no presente trabalho, relatar os primeiros resultados obtidos com o desenvolvimento de aços de médio carbono microligados ao vanádio, dentro das condições operacionais vigentes na forjaria da Sifco S.A.

4. ENSAIOS REALIZADOS E RESULTADOS EXPERIMENTAIS

(1) Material: a análise química do aço microligado ao V, experimental, é apresentada na figura 15. Os tarugos foram obtidos a partir da laminação de lingotes apresentando a dimensão inicial de ϕ 38.1 mm para biela e ϕ 90.0 mm para eixo dianteiro.

(2) Condições Experimentais: o tarugo decapado mecanicamente foi aquecido em forno a óleo, com a temperatura inicial de forjamento de 1250°C, no caso do eixo e sendo usado aquecimento indutivo para biela, 1240°C.

O eixo foi forjado utilizando-se um martelo de ar comprimido, 40 t x m e no caso da biela empregou-se uma prensa hidráulica de 1300 t.

O resfriamento usado em ambos os casos foi ao ar calmo.

Para as peças em estudo, durante o processo de conformação a quente, foram levantadas as informações associadas ao tempo e temperatura, nas diferentes fases do forjamento, em seções especificamente definidas, associadas a deformações extremas.

As amostras para análises metalográficas bem como ensaios mecânicos convencionais correspondem às seções anteriormente citadas.

(3) Resultados Obtidos: a figura 16 ilustra uma seqüência típica de deformações e temperaturas em função do tempo para o caso do eixo e a figura 17 correspondente para a biela forjada.

A figura 18 ilustra a seção transversal no ponto central do eixo dianteiro e a correspondente distribuição de durezas. No caso da biela, a figura 19 mostra a variação da dureza na região da alma da biela.

Os ensaios mecânicos utilizando o aço microligado ao V, bem como o SAE 1046, temperado e revenido, são relacionados na figura 20, para o eixo dianteiro.

As microestruturas associadas, a seção ilustrada na figura 18, para valores extremos de durezas, encontram-se na figura 21, no caso do eixo dianteiro, e na figura 22 para a biela.

5. DISCUSSÃO

Observando os valores da figura 20 é possível notar que

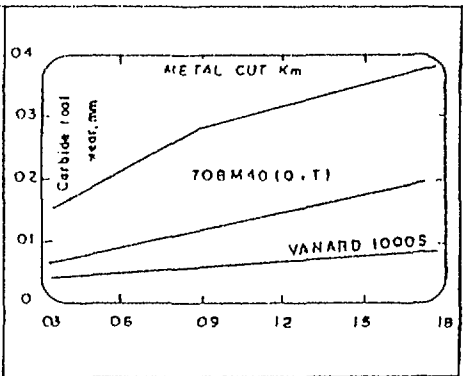
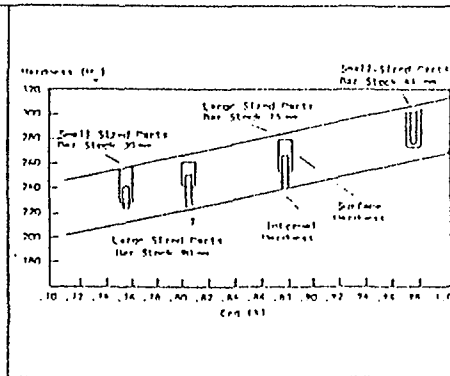
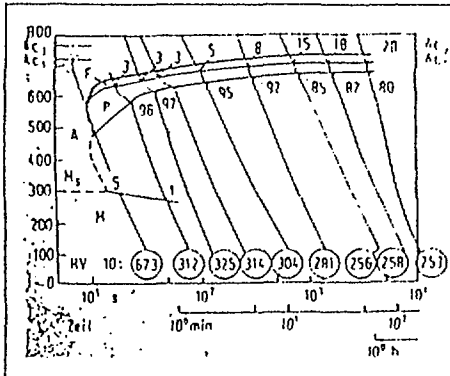


Fig. 10 - Diagrama TTT para aço ao V. (Ref. 13)

Fig. 11 - Relação entre Carbono Equivalente e Dureza para aço ao V, empregado em diferentes peças forjadas (Ref. 15)

Fig. 12 - Desgaste de ferramenta para o aço Vanádio 1100S e 708M40 (Ref. 12)

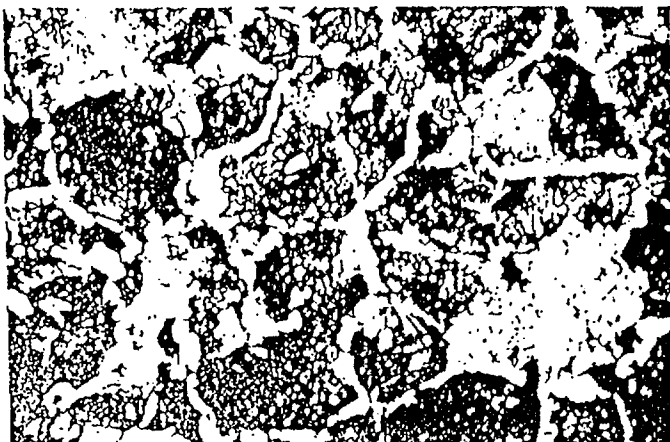


Fig. 13 - Micrografia de aço ao vanádio. Temperatura final de forjamento 1070 C. (Ref. 13)

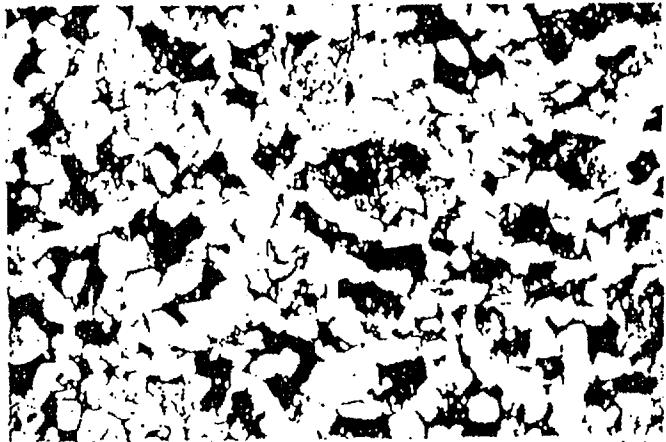


Fig. 14 - Micrografia de aço ao vanádio. Temperatura final de forjamento 930 C. (Ref. 13)

as propriedades mecânicas obtidas no aço microligado ao V, encontram-se dentro da faixa dos valores indicados na literatura⁽¹¹⁾⁽¹²⁾, como apresentado anteriormente. Nota-se em particular o aumento do limite de escoamento e do limite de resistência deste material quando comparado com o SAE 1046 beneficiado. Por outro lado verifica-se reduções no alongamento, estrição e resistência ao impacto.

No entanto analisando as equações de Gladman e Pickering⁽¹⁰⁾ acima mencionados observa-se que é possível obter uma melhoria na temperatura de transição ao impacto através da diminuição do tamanho de grão de ferrita bem como do tamanho da colônia da perlita, da redução do espaçamento médio interlamelar da perlita e da diminuição da es-

pesura média da cementita na perlita, através do abaixamento da temperatura final de forjamento e/ou da velocidade de resfriamento da peça após conformação mecânica a quente. A verificação prática, para o caso específico, destas correlações encontra-se em execução.

É importante notar também que a relação LE/LR para o aço microligado ao V é semelhante ao encontrado, em materiais de aplicação análoga, esta relação é $\approx 0.60/0.70$.

Os ensaios tradicionalmente empregados para elos dianteiros são os do tipo de bancada, simulando condições dinâmicas próximas as encontradas na sua aplicação final, e encontram-se em andamento.

Comparando-se a figura 21 com a figura 13 observa-se

C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	S (%)	V (%)	N (ppm)
0.45	1.13	0.29	0.014	0.029	0.15	0.007

Fig. 15 - Análise química do aço microligado ao vanádio.

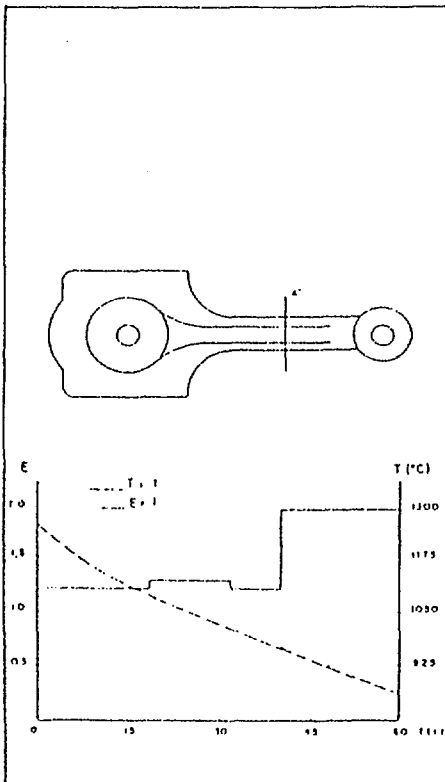


Fig. 17 - Evolução da deformação e da temperatura em função do tempo para a biela na seção A'.

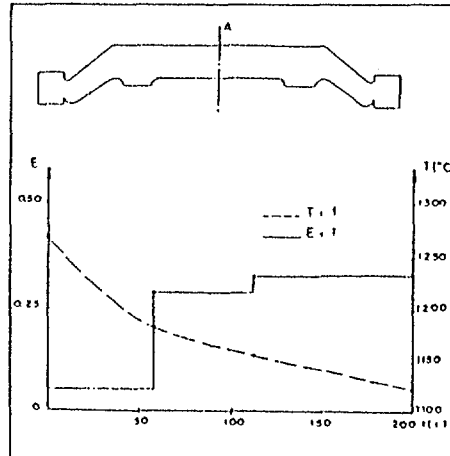


Fig. 16 - Evolução da deformação e da temperatura em função do tempo para o eixo dianteiro na seção A.

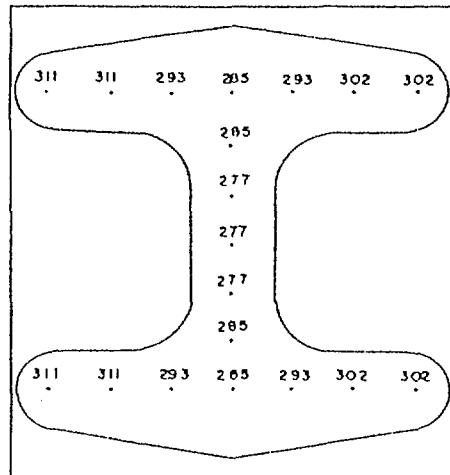


Fig. 18 - Distribuição de dureza (HB) na seção A.

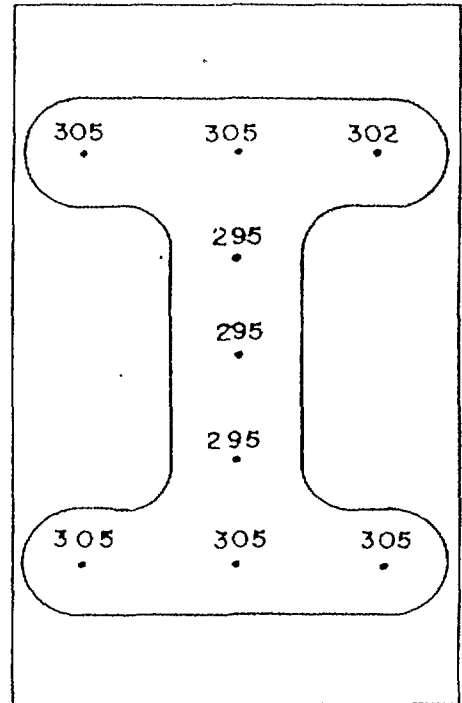


Fig. 19 - Distribuição de dureza (HB) na seção A'.

ENSAIOS	L.R	L.E.	Al	Estir	Impacto
	kg/Arre ²	kg/mm ²	%	%	[J]
ACO					
MICROLIGADO	98	64	12	22	10
SAE 1046 H	84	53	25	54	18

Fig. 20 - Propriedades mecânicas na seção A para aço microligado ao V e aço SAE 1046 (T+R).

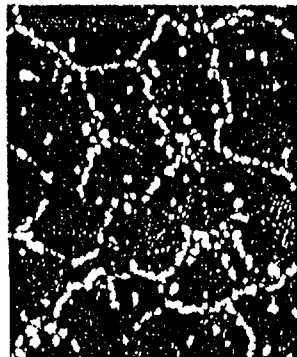


Fig. 21 - Microestrutura do aço microligado ao V para o eixo dianteiro na seção a. (máxima/mínima dureza) (100x) (ataque nital)

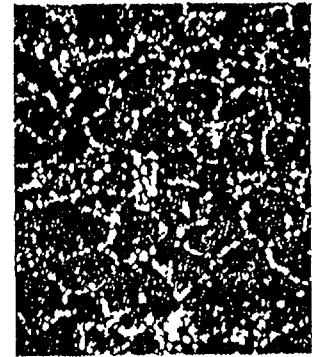
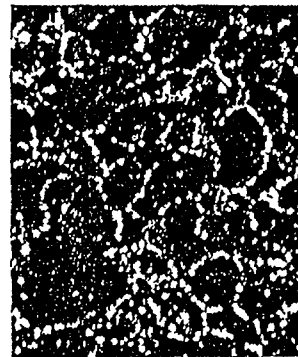


Fig. 22 - Microestrutura do aço microligado ao V para a biela na seção A'. (máxima/mínima dureza) (100x) (ataque nital)

grande semelhança, isto é, uma estrutura grosseira característica de processos de forjamento, cuja temperatura final de acabamento é ainda superior a 950 °C. Por outro lado a figura 22 ilustra a possibilidade de obter uma microestrutura mais refinada através do ajuste dos parâmetros, temperatura final de forjamento e taxa de resfriamento; e com distribuição uniforme de durezas dado o palamar extenso na curva TTT, para este tipo de aço, conforme verificado na figura 10.

6. CONCLUSÃO

Verificou-se que o aço microligado ao V tem um comportamento equivalente no que concerne a forjabilidade nas condições normais empregadas em forjarias de matriz fechada, que empregam aços de médio carbono.

Os limites de escoamento e resistência são maiores nos aços microligados ao V, quando comparados aos aços de médio carbono, beneficiados. Por outro lado o alongamento, a estirção e a resistência ao impacto são inferiores, nestes ensaios iniciais, devido ao tamanho de grão ferrítico, bem como colônia de perlita elevadas, os quais podem ser adequados através do ajuste das variáveis termomecânicas, temperatura final e acabamento e taxa de resfriamento após forjamento. No caso do emprego de equipamentos mais modernos é possível adicionar à variável deformação elevada a baixas temperaturas proporcionando um refinamento do V (C, N), induzida por deformação.

O emprego de aços microligados, mesmo contando com as limitações operacionais existentes em forjarias convencionais, permite através de controle de algumas das variáveis termomecânicas, obter propriedades mecânicas equivalentes no produto final, tomando-se como base o aço médio carbono beneficiado:

Como extensão é possível obter uma redução no custo final da peça forjada através da eliminação dos tratamentos térmicos convencionais. Acrescente-se o fato de que as peças obtidas na condição de *bruto de forja* dispensam endireitamento final.

AGRADECIMENTOS

Os autores manifestam o seu agradecimento ao Dr. Alexandre R.S. Vasconcellos, Diretor Presidente da Sifco S.A. e do Centro Brasileiro de Forjaria, pelo estímulo e apoio propiciados para a execução e permissão para a publicação deste trabalho. É reconhecido também a valiosa contribuição do Eng^o Luis Paulo R. Sogalla e colegas da Sifco S.A., no acompanhamento dos ensaios realizados em suas diferentes fases de execução.

BIBLIOGRAFIA

1. JESZENSKY, G.; SEGALLA, L.P.R. - Reunião aberta "Indústria Brasileira de Forjados de Aço" - Congresso da Associação Brasileira de Metais Julho 1985.
2. PICKERING, F.B. - Proc. Int. Symp. High Strength, Low Alloy Steels 1979, pg. 9.
3. PICKERING, F.B. - Proc. Conf. HSLA STEELS 1984, p. 1.
4. WOPNEY AL. DIERO - "Metalurgia", ABM, vol. 37, nº 281, abril 1981.
5. BUCHER, J.H. - Niobium Conferencia 1981, pg. 909.
6. RAZIM, C. - Metal Progress, Maio 1981, pg. 50.
7. ENGINEER, S. et al - Thyssen Tech. Ber. 1980, pg. 90.
8. BRANDIS, H. et al - Thyssen Tech. Ber. 1970, pg. 3.
9. STEINEN, A.V. et al - Thyssen Tech. Ber. 1978, pg. 21.
10. GLADMAN, T. et al - J.I.S.I. Dezembro 1972, pg. 916.
11. WHITTAKER, D. - Metallurgia, Abril 1979, pg. 275.
12. THEWLIS, G. et al - Metals and Materials, Dezembro 1981, pg. 21.
13. STEINEN, A.V. et al - Stahl und Eisen, Março 1975, pg. 209.
14. HASHIMOTO, H. et al - SAE Tech. Paper 820125, 1982.
15. BUCHER, J.H. - Vanadium in High Strength Steels 1979, pg. 47.
16. THOMPSON, R.W. - Proc. 22nd Mech. Work and Steelmaking Conference, Toronto, Canada - Outubro 1980, pg. 75.