

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO MICROLIGADO 27MnSiVS6 DEFORMADO POR AUSFORGING

C. Caminaga ⁽¹⁾, S. T. Button ⁽²⁾

(1) Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, BRASIL.

E-mail (autor de contacto): sergiol@fem.unicamp.br

RESUMO

O forjamento a quente de aços microligados, também conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), apresentam uma extensa aplicação na fabricação de componentes automotivos. O forjamento a morno também é bastante empregado na manufatura de vários componentes automotivos devido à maior precisão dimensional e à melhor qualidade superficial quando comparado ao forjamento a quente, devido à redução da oxidação superficial e à menor contração térmica do produto forjado. O termo “ausforging” deriva do processo “ausforming” que consiste em aquecer-se o material a forjar até a temperatura de austenitização com subsequente resfriamento controlado até uma faixa de temperaturas em que a austenita esteja metastável, quando então o material é conformado. O principal objetivo deste trabalho foi estudar o comportamento microestrutural e mecânico (resistência e tenacidade) do aço microligado 27MnSiVS6, quando conformado pelo processo ausforging, a fim de analisar-se o desempenho desse processo e a qualidade de seus produtos, comparando-os com os processos de forjamento a quente e a morno. Os produtos provenientes do processo ausforging, que foram submetidos aos ensaios de tração unidirecional, fadiga em flexão rotativa e tenacidade à fratura, apresentaram as melhores propriedades mecânicas. Os testes estatísticos aplicados aos resultados permitiram concluir que os produtos obtidos pelo ausforging apresentaram a melhor combinação de resistência mecânica e qualidade superficial entre todos os produtos forjados, sem aumentar a carga de forjamento.

Tópico 2: Materiais Metálicos

Palavras-chave: conformação mecânica, metalurgia física, forjamento.

1. INTRODUÇÃO

O forjamento a morno é um processo largamente utilizado nas indústrias automotivas [1]. As temperaturas de forjamento a morno dos aços variam entre 600 a 900°C, e oferecem algumas importantes vantagens em comparação aos processos de forjamentos tradicionais. Os produtos forjados a morno apresentam-se com uma melhor precisão dimensional e melhor qualidade superficial em comparação ao forjamento a quente, devido à diminuição da oxidação e da dilatação/contração do material e da matriz [2].

O forjamento a quente é um processo industrial largamente difundido e a cada ano, milhões de toneladas de peças em aço são produzidas por esse processo [3]. Para se obter uma boa combinação de tenacidade e resistência, requer-se uma estrutura de grãos finos. A estrutura final depende do tamanho de grão inicial na temperatura de austenitização e também do controle da deformação e da taxa de resfriamento empregadas [4].

O termo *ausforming* origina-se da tecnologia de aços de alta resistência [5]. Trata-se de um tratamento termomecânico empregado para melhorar a estrutura e as propriedades mecânicas (resistência e tenacidade) de aços de alta liga [5-7]. O processo *ausforging* consiste no aquecimento do material até a temperatura de austenitização e posterior resfriamento até uma faixa de temperatura na qual a austenita esteja no estado metaestável, quando é realizada a deformação.

As propriedades dos metais são fortemente influenciadas pelo refino do grão. Os efeitos benéficos dessa prática se dão pelo aumento da resistência à fratura e pelo fenômeno da superelasticidade, que pode ser alcançada com tamanho de grãos menores que $10\mu\text{m}$ [8].

Entre os muitos fatores que estimularam o desenvolvimento da tecnologia dos aços ARBL, existem dois que impulsionaram as pesquisas científicas, representados pela capacidade dos elementos microligantes de produzirem um substancial refino de grão e endurecimento por precipitação [9].

Uma das razões para se estudar o processo *ausforming* vem da necessidade de produtos semi-acabados com propriedades mecânicas clássicas bem definidas, tais como resistência e tenacidade. A diminuição da energia utilizada para a deformação e o aumento da forjabilidade dos produtos, também são motivos deste estudo.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste trabalho foi utilizado um aço microligado ao V, com uma pequena adição de Ti, empregado na indústria de componentes automotivos. A composição química do material, recebido na condição metalúrgica normalizado, é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço microligado 27MnSiVS6 (% em peso)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	N	Ti	V
0,310	0,687	1,463	0,010	0,056	0,181	0,006	0,089	0,016	0,016	0,016	0,018	0,111

O produto conformado apresenta dimensões suficientes para a confecção de corpos de prova para ensaios de tração uniaxial, fadiga (flexão rotativa) e tenacidade à fratura (CTOD). A Figura 1 apresenta a geometria e as medidas do tarugo inicial e da peça após os processos de conformação. Para os ensaios de forjamento foram empregados os processos a morno, a quente e o *ausforming*, nas condições definidas na Tabela 2. Os tarugos de partida foram mantidos na temperatura de aquecimento por 15 minutos (temperatura de encharque) e as ferramentas de forjamento foram pré-aquecidas à temperatura de 180°C .

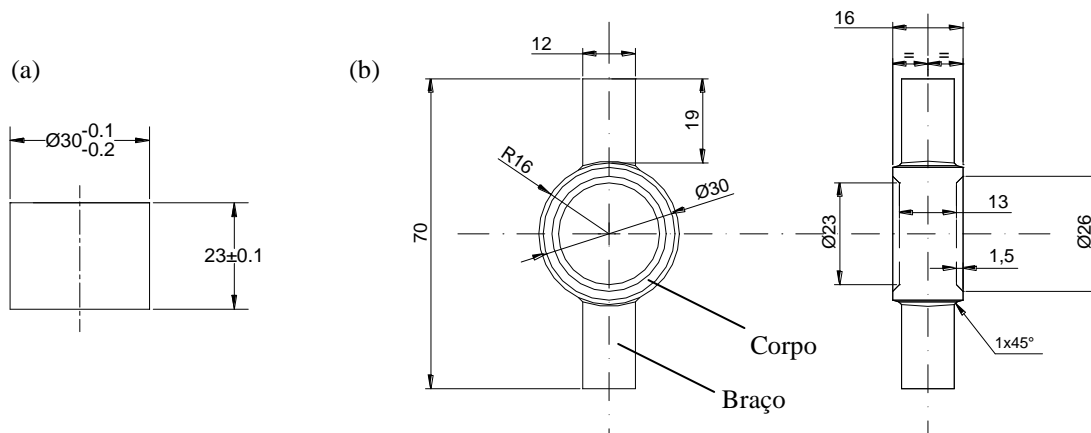


Figura 1. Geometria e dimensões do tarugo inicial (a) e do produto forjado (b)

Tabela 2. Condições de processamento utilizadas nos ensaios de forjamento.

Processo	Temperatura de aquecimento	Taxa de resfriamento prévia ao forjamento	Temperatura de forjamento	Meio de resfriamento após o forjamento
Forjamento a quente	1150°C	-	1150°C	ar calmo
Forjamento morno	800°C	-	800°C	ar calmo
<i>Ausforming</i>	1150°C	$8,7^\circ\text{C/s}$	800°C	ar calmo

Para o ensaio de tração unidirecional os corpos de prova foram preparados conforme a norma ASTM E8M: 2001 [10]. A velocidade de deslocamento empregada foi de 1,2mm/min. O ensaio de fadiga por flexão rotativa foi conduzido a uma frequência de 83 Hz e todos os ensaios foram limitados em cinco milhões de ciclos. A norma utilizada para preparação das amostras foi a ASTM E466: 2002 [11]. No ensaio de tenacidade à fratura determinaram-se os valores de CTOD que caracterizam a resistência do material à propagação de uma trinca [12]. O parâmetro de tenacidade à fratura utilizado neste trabalho foi o deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima (δ_m).

Para caracterização dos grãos ferríticos foram obtidas imagens da microestrutura na região do corpo (1) e na região dos braços (2), nos sentido transversal e longitudinal do produto (Figura 1). Para se observar os grãos austeníticos, antes do forjamento, as amostras para forjamento a quente e *ausforging* foram aquecidas a 1100 °C e resfriadas em água. O método empregado para determinar o tamanho dos grãos ferríticos e austeníticos foi medir aleatoriamente 30 grãos no mesmo plano e na mesma direção.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As curvas dos valores médios de carga de forjamento, em função do tempo de processo, estão mostradas na Figura 2. O processo de forjamento corresponde ao trecho que vai do instante zero até a carga máxima, sendo a queda posterior devida ao retorno do punção superior.

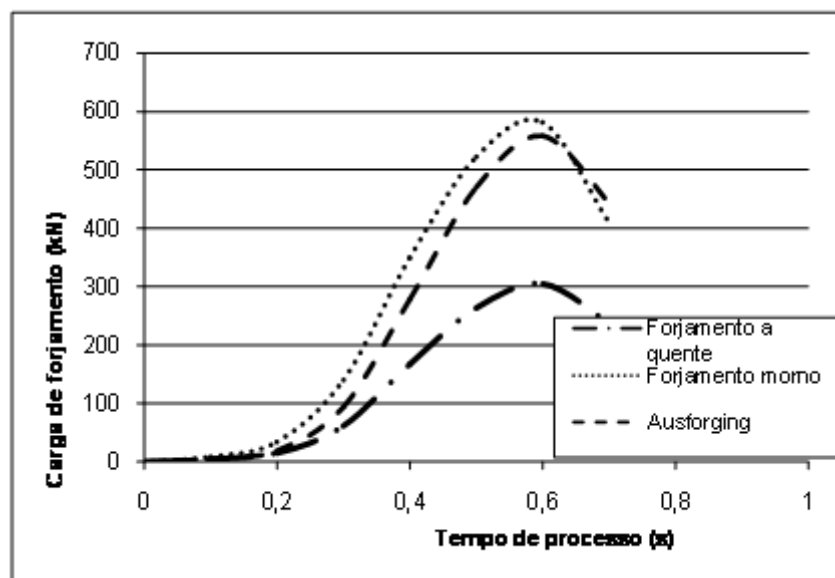


Figura 2. Força de forjamento versus tempo de proceso.

Analisando-se graficamente os resultados observa-se que a menor carga ocorreu no processo de forjamento a quente ($305,5 \pm 25,6$ kN), seguido do processo *ausforging* ($559,28 \pm 28,7$ kN) e a maior carga deu-se para o forjamento a morno ($582,25 \pm 26,0$ kN). Contudo, após análise estatística pelo contraste das médias [13] com 95% de nível de confiança, constatou-se que somente o processo de forjamento a quente apresenta média estatisticamente menor que os demais processos. Portanto, para os processos *ausforging* e a morno, pode-se afirmar que as cargas máximas médias são estatisticamente iguais.

Observou-se que no forjamento a quente ocorreu uma falha superficial de preenchimento no corpo e nos braços do produto forjado, gerando um defeito de conformação. No forjamento a morno também ocorreu o defeito de conformação, pela falta de preenchimento no corpo do produto. O *ausforging* foi o único processo de forjamento que não apresentou falha de preenchimento em nenhuma das peças obtidas. Portanto, em termos de preenchimento da matriz sem defeito superficial, o processo *ausforging* mostrou-se o processo mais adequado.

As propriedades mecânicas médias obtidas dos ensaios de tração são apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3. Propriedades mecânicas dos produtos forjados (ensaios de tração).

Processo	Limite de escoamento (MPa)	Desvio-padrão (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Desvio-padrão (MPa)	Alongamento na fratura (%)	Desvio-padrão (%)
Forjamento a quente	648,06	7,33	892,63	13,17	16,03	0,73
Forjamento morno	591,76	6,34	803,92	16,98	20,42	0,44
<i>Ausforging</i>	720,38	6,00	1098,62	16,79	14,96	0,94

Estatisticamente concluiu-se que a média do limite de resistência à tração do processo *ausforging* é maior que as médias dos demais processos de forjamento empregados neste estudo, e que a média do processo a quente é maior que o processo a morno. Constatou-se também que a média do limite de escoamento do processo a quente é estatisticamente maior que a do processo a morno. As médias do alongamento na fratura dos processos a quente e *ausforging* são estatisticamente iguais e menores quando comparadas ao processo a morno.

Observa-se pelos resultados do ensaio de tração que o processo *ausforging* apresentou as melhores propriedades mecânicas (limite de resistência a tração e limite de escoamento), com uma pequena redução do alongamento máximo, o que é coerente com os resultados encontrados por outros autores [14, 15], que concluíram que a temperatura de austenitização mais elevada favorece a melhoria dessas propriedades mecânicas de aços microligados submetidos a um tratamento termomecânico de laminação e que a presença de ferrita, perlita, ferrita acicular e bainita granular contribuíram para o aumento da resistência mecânica. Anteriormente, outros autores [16] já haviam constatado que além de aumentar as propriedades mecânicas, as maiores temperaturas de austenitização diminuem a ductilidade. Notou-se também que o forjamento a quente apresentou propriedades mecânicas superiores ao processo de forjamento a morno. Esse resultado em especial contraria a literatura em geral, que cita o forjamento a morno como um processo clássico de aumento de resistência mecânica quando comparado ao forjamento a quente, obtendo-se boa combinação de resistência e tenacidade [17].

No ensaio de fadiga aplicou-se uma tensão que provocasse a falha dos corpos de prova provenientes do forjamento a quente, ou seja, um carregamento de 474 MPa. Os resultados do ensaio de fadiga para todos os processos estão apresentados na Tabela 4.

Tabela 4. Número de ciclos na falha por fadiga (ensaio de flexão rotativa)

Processo	Tensão de flexão (MPa)	Média e desvio padrão (número de ciclos)
Forjamento a quente	474	1.149.600 ± 948.965
Forjamento morno	474	96.940 ± 38.453
<i>Ausforging</i>	474	6.404.833 ± 328.312

A tensão aplicada nos ensaios está praticamente no limiar do limite de fadiga para o processo de forjamento a quente, visto que houve uma grande dispersão dos resultados, resultante não do processo de aplicação de carga, mas pelo próprio limite de fadiga do material. Estatisticamente, a média do processo de forjamento *ausforging* é maior que as apresentadas nos processos a quente e a morno. Por sua vez, também se constatou que as médias dos processos de forjamento a morno e a quente são estatisticamente iguais. Observou-se que qualitativamente o processo a quente apresentou melhores resultados de resistência a fadiga que o processo a morno.

Em todos os ensaios de tenacidade a fratura dos corpos de prova não ocorreu de forma frágil, observando-se somente a deformação permanente. Os resultados do ensaio de CTOD (δ_m – deslocamento de abertura da ponta da trinca definido na carga máxima) são apresentados na Tabela 5, para os processos empregados neste trabalho. A melhor condição de tenacidade à fratura (qualitativamente) é para o processo de forjamento *ausforging* e a pior para o processo de forjamento a quente. Contudo, as médias dos resultados do ensaio de CTOD (δ_m), para os processos *ausforging* e a morno são estatisticamente iguais e somente ocorre diferença estatística entre estes e a

média do forjamento a quente. Portanto, pode-se afirmar que os produtos do forjamento *ausforging* e a morno possuem melhores propriedades de tenacidade à fratura (parâmetro δ_m) que o processo de forjamento a quente.

Tabela 5. Resultados obtidos nos ensaios CTOD.

Processo	δ_m (mm) – Média e desvio-padrão
Forjamento a quente	$0,0737 \pm 0,0044$
Forjamento morno	$0,0549 \pm 0,0067$
<i>Ausforging</i>	$0,0537 \pm 0,0036$

Os tamanhos médios de grão ferrítico são apresentados na Tabela 6. Como os grãos ferríticos não apresentaram diferença estatística entre a direção transversal e a longitudinal, a análise estatística por contraste das médias foi realizada apenas no sentido transversal do produto, quando se compararam os diferentes processos de forjamento e entre as regiões 1 (corpo) e 2 (braço), Figura 1.

Tabela 6. Tamanho dos grãos ferríticos dos produtos forjados.

Processo	Média e desvio padrão (μm)			
	Região 1 (corpo)		Região 2 (braço)	
	Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal
Forjamento a quente	$5,20 \pm 1,14$	$5,51 \pm 1,06$	$3,43 \pm 0,54$	$3,34 \pm 0,75$
Forjamento morno	$2,93 \pm 0,53$	$3,68 \pm 0,73$	$3,50 \pm 0,52$	$3,47 \pm 0,53$
<i>Ausforging</i>	$2,58 \pm 0,45$	$2,42 \pm 0,39$	$3,96 \pm 0,75$	$3,65 \pm 0,82$

Para a região 1 (corpo), a média do tamanho de grão ferrítico do processo de forjamento a quente é estatisticamente maior que a média dos processos a morno e *ausforging*. Entretanto, para a região 2 (braço) as médias do tamanho de grão ferrítico são estatisticamente iguais para todos os processos.

A Figura 3 apresenta a microestrutura do produto após o processo de forjamento a quente. Nota-se que as microestruturas apresentadas na Figuras 3a e 3c, são basicamente constituídas de grãos ferríticos e perlíticos, distribuídos homogêaneamente. No entanto, para as microestruturas das Figuras 3b e 3d, o tamanho de grão ferrítico diminui, como discutido anteriormente, e observa-se maior presença de aglomerados de perlita em colônias qualitativamente maiores.

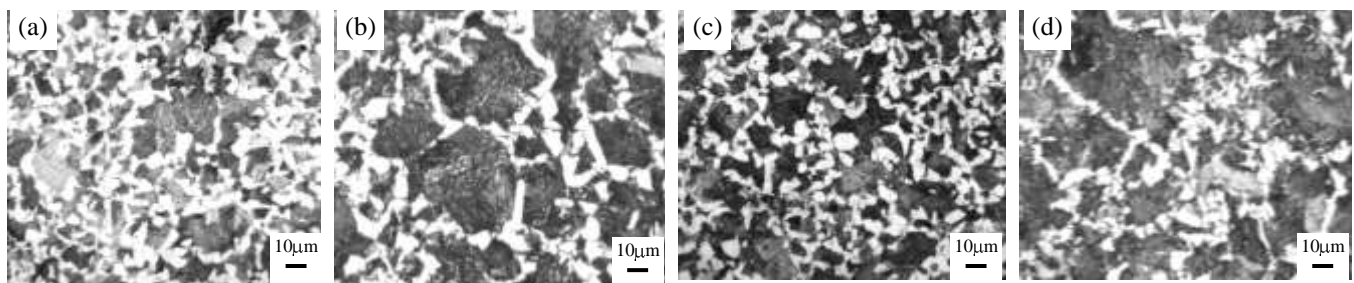


Figura 3. Microestruturas de produtos forjados a quente: (a) transversal – corpo, (b) transversal – braço, (c) longitudinal – corpo, (d) longitudinal – braço – Microscopia óptica – Nital 2%.

As microestruturas apresentadas na Figura 4 referem-se aos produtos resultantes do forjamento a morno e apresentam grãos refinados, distribuídos de forma homogênea com fases formadas por ferrita e perlita. Embora a microestrutura esteja refinada, isso não garantiu uma melhoria das propriedades mecânicas (Tabela 3), pois o limite de escoamento e o limite de resistência à tração são estatisticamente menores que os do forjamento a quente que tem tamanho de grão ferrítico médio maior na região central, embora na região dos braços o tamanho de grão ferrítico médio seja estatisticamente igual ao do forjamento a morno.

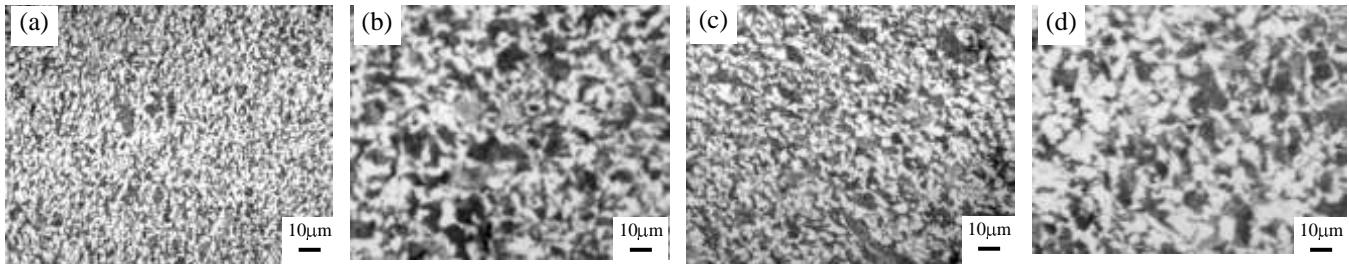


Figura 4. Microestruturas de produtos forjados a morno: (a) transversal – corpo, (b) transversal – braço, (c) longitudinal – corpo, (d) longitudinal – braço – Microscopia óptica – Nital 2%.

Esse resultado contraria a literatura em geral, que prevê um limite de resistência esperado maior para tamanhos de grãos menores. Contudo, para o forjamento a morno, a baixa temperatura de encharque utilizada (800°C), conduz ao refino da microestrutura austenítica e, em consequência, a adição de um microligante (Ti) não é requerida [2]. Neste estudo também se tem o Ti e o V como agentes microligante, porém pelos resultados obtidos, os precipitados não-dissolvidos não contribuem para a resistência final dos produtos forjados a morno, pelo mecanismo de endurecimento por precipitação, como mostrado por outros autores [2, 17]. Por outro lado, no forjamento a quente, a utilização de elementos microligantes tais como Ti ou V, tornou-se o principal meio para obtenção de aços ferrítico-perlítico com boa combinação de resistência e tenacidade [2].

Na Figura 5 são apresentadas as microestruturas do produto após o processo de *ausforjating*. As Figuras 5a e 5c apresentam-se constituídas por perlita, ferrita e também ferrita acicular. Deve-se salientar que, considerando-se a origem dos componentes citados, a similaridade no aspecto das estruturas bainita e ferrita acicular dificulta sua identificação. Neste estudo classificou-se a estrutura a partir da comparação das imagens apresentadas na literatura que trata de aços microligados. Alguns autores relatam que há evidências de que em muitos casos a ferrita acicular é, de fato, bainita que nucleou intragranularmente nas inclusões presentes no material. Enquanto a bainita é formada por pacotes de placas de ferrita paralelas, a ferrita acicular é muito mais irregular, com placas em diferentes planos. Esses feixes de placas não-alinhadas produzem um aumento da tenacidade (sem comprometer o limite de escoamento), pois ao contrário da bainita, qualquer trinca que se forme na ferrita acicular deverá caminhar por diferentes planos cristalográficos, dificultando sua propagação [18-21].

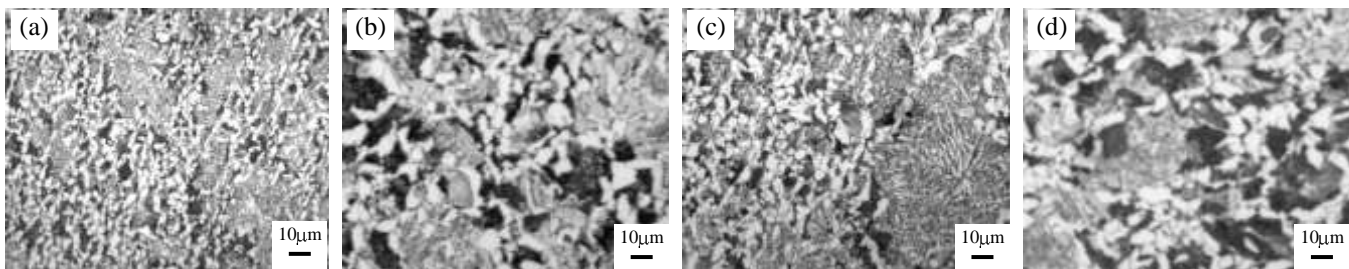


Figura 5. Microestruturas de produtos forjados por *ausforjating*: (a) transversal – corpo, (b) transversal – braço, (c) longitudinal – corpo, (d) longitudinal – braço – Microscopia óptica – Nital 2%.

Na região 2 (Figuras 5b e 5d), a microestrutura também é constituída de grãos ferríticos e perlíticos, porém a quantidade de ferrita acicular aparentemente diminui, talvez devido à taxa de transferência de calor ter sido diminuída e o grau de deformação aumentada nessa região [22]. Entretanto, os produtos que apresentaram ferrita acicular na microestrutura, provenientes do processo de forjamento *ausforjating* elevaram os níveis das propriedades mecânicas dos produtos forjados (resistência mecânica). Outros autores também identificaram a presença de ferrita acicular em aços microligados tratados termomecânicamente e concluíram que ela contribui para aumentar a resistência mecânica do material [23, 24].

A deformação no processo de forjamento *ausforging* deu-se com a austenita metaestável e na região de não-recristalização de modo que a granulação ferrítica fina pode ter ocorrido por transformação induzida por tensão e por encruamento do material (geração de defeitos internos atuando como sítios para a nucleação), pois a temperatura de deformação foi abaixo da linha Ac_3 (848°C). Possivelmente, se a deformação ocorresse em uma temperatura próxima e acima da linha Ac_3 , a carga de forjamento seria menor que as verificadas para esse processo de forjamento, pois o principal mecanismo para a transformação da austenita para ferrita seria a transformação induzida por tensão, resultando em amaciamento dinâmico durante a deformação [25,26]

4. CONCLUSÕES

Da apresentação e análise dos resultados experimentais de caracterização mecânica e microestrutural do aço microligado ao Ti-V forjado pelos processos a quente, a morno e *ausforging*, pode-se concluir que:

- A carga de forjamento média do processo *ausforging* é estatisticamente menor do que a carga obtida no processo de forjamento a morno.
- Os produtos obtidos no processo de forjamento *ausforging* apresentaram estatisticamente o limite de escoamento e o limite de resistência a tração maiores que os dos processos de forjamento a quente e a morno.
- A resistência à fadiga (limitada em cinco milhões de ciclos) dos produtos forjados por *ausforging* é estatisticamente superior à dos produtos forjados a quente e a morno.
- A tenacidade à fratura (parâmetro de deslocamento de abertura da ponta da trinca definido pela carga máxima - δ_m) é estatisticamente igual para os processos *ausforging* e a morno, porém os produtos do processo de forjamento a quente apresentaram propriedade de tenacidade à fratura cerca de 30% inferiores à dos outros dois processos.
- Os produtos que apresentaram ferrita acicular na microestrutura, provenientes do processo *ausforging* foram os que apresentaram as melhores propriedades mecânicas.
- O processo de forjamento a quente obteve as melhores propriedades mecânicas sob tração uniaxial quando comparado ao forjamento a morno. Contudo, o alongamento máximo e a tenacidade à fratura do forjamento a morno foram superiores aos do forjamento a quente.

Portanto, pode-se afirmar que o *ausforging* apresenta-se como uma alternativa viável aos processos de forjamento a morno e a quente do aço microligado 27MnSiVS6, principalmente no que se refere à melhor qualidade geral dos produtos, em termos de melhoria das propriedades mecânicas finais (limite de escoamento, limite de resistência a tração, resistência a fadiga e tenacidade à fratura) e da melhor conformabilidade evidenciada pela ausência de defeitos superficiais, comuns nos outros processos estudados e com carga de forjamento próxima à do forjamento a morno.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem o apoio financeiro da FAPESP e do CNPq a esta pesquisa.

REFERÊNCIAS

1. L. Xinbo, X. Hongsheng and Z. Zhiliang, "Flow stress of carbon steel 08F in temperature range of warm-forging"; Journal of Materials Processing Technology, Vol. 139 (2003), p. 543-546.
2. C. García-Mateo, B. López and J.M. Rodríguez-Ibabe, "Static recrystallization kinetics in warm worked vanadium microalloyed steels"; Journal of Materials Processing Technology, Vol. 303 (2001), p. 216-225.
3. P. Panjan, I. Urankar, B. Navinsek, M. Tercelj, R. Turk, M. Cekada and V. Leskovsek, "Improvement of hot forging tools with duplex treatment"; Surface and Coatings Technology, Vol. 151-152 (2002), p. 505-509.

4. A. Bakkaloglu, "Effect of processing parameters on the microstructure and properties of a Nb microalloyed steel"; *Materials Letters*, Vol. 56 (2002), p. 200-209.
5. M. Franz and E. Hornbogen, "Martensitic transformation of a CuZnAl-shape memory alloy strengthened by hot-rolling"; *Materials Science and Engineering A*, Vol. 252 (1998), p.157-165.
6. S. Isogawa, H. Yoshida, Y. Hosoi and Y. Tozawa, "Improvement of the forgeability of 17-4 precipitation hardening stainless steel by ausforming", *Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 74 (1998), p. 298-306.
7. E. Hornbogen, "A comparative study of ausforming of shape memory alloys with A2 and B2 structures"; *Materials Science and Engineering A*, Vol. 273-275 (1999), p.630-633.
8. F.J. Humphreys, P.B. Prangnell and R. Priestner, "Fine-grained alloys by thermomechanical processing"; *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol. 5 (2001), p.15-21.
9. R. Kuziak, T. Bold and Y. Cheng, "Microstructure control of ferrite-perlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions"; *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 53, p. 255-262, 1995.
10. ASTM E8M, "Standard test methods for tension testing of metallic materials" (Metric), (2001), 22p.
11. ASTM E466, "Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials"; (2002), 5p.
12. R.W. Hertzberg, "Deformation and fracture mechanics of engineering materials - Cap. 10: Microstructural aspects of fracture toughness"; 1989, John Wiley and Sons, Inc.
13. D.C. Montgomery, "Design and Analysis of Experiments"; 1991, John Wiley and Sons, Inc.
14. S.N Prasad and D.S. Sarma, "Influence of thermomechanical treatment on microstructure and mechanical properties of a microalloyed (Nb+V) weather-resistant steel"; *Materials Science and Engineering A*, Vol. A399 (2005), p. 161-172.
15. S.N. Prasad and D.S. Sarma, "Influence of thermomechanical treatment on microstructure and mechanical properties of Nb bearing weather resistant steel"; *Materials Science and Engineering. A*, Vol. A408 (2005), p. 53-63.
16. S.N. Prasad, S.R. Mediratta and D.S. Sarma, "Influence of austenitisation temperature on the structure and properties of weather resistant steels"; *Mat. Science and Engineering A*, Vol. A358 (2003), p. 288-297.
17. C. García-Mateo, B. López and J.M. Rodríguez-Ibabe, "Influence of vanadium on static recrystallization in warm worked microalloyed steels"; *Scripta Materialia*, Vol. 42 (2000), p. 137-143.
18. C.H. Lee, H.K.D.H. Bhadeshia and H. C. Lee, "Effect of plastic deformation on the formation of acicular ferrite", *Materials Science and Engineering*, vol. A360 (2003), p. 249-257.
19. H.K.D.H. Bhadeshia, "Alternatives to the ferrite-pearlite microstructures", *Materials Science Forum*, Vol. 284-286 (1998), p. 39-50.
20. D. Drobnyak and A. Koprivica, "Morphology and properties of continuously cooled bainite in medium carbon V-microalloyed steels"; *Annals Fundamentals and applications of microalloying forging steels*, 1996, p. 93-107.
21. A.A.B. Sugden and H.K.D.H. Bhadeshia, "Lower acicular ferrite"; *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20A (1989), p. 1811-1818.
22. M.L.N. Silva, W. Regone and S. Button, "Microstructure and mechanical properties of microalloyed steel forgings manufactured from cross-wedge-rolled performs", *Scripta Materialia*, Vol. 54 (2006), p. 213-217.
23. X. Xue, Y. Shan, L. Zheng and S. Lou, "Microstructural characteristic of low carbon microalloyed by thermo-mechanical controlled process"; *Materials Science and Engineering A*, Vol. A438-440 (2006), p. 285-287.
24. M. Zhao, K. Yang and Y. Shan, "Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite"; *Materials Letters*, Vol. 57 (2003), p. 1496-1500.
25. B. Eghbali and A. Abdollah-zadeh, "Deformation-induced ferrite transformation in low carbon Nb-Ti microalloyed steel"; *Materials and Design*, Vol. 28 (2007), p. 1021-1026.
26. B. Eghbali and A. Abdollah-zadeh, "Strain-induced transformation in low carbon microalloyed steel during hot compression test"; *Scripta Materialia*, Vol. 54 (2006), p. 1205-1209.