

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DURANTE O FORJAMENTO A QUENTE DE TUBOS SEM COSTURA¹

Magno Alves Martins da Costa²

Ronaldo de Faria Antunes³

Dagoberto Brandão Santos⁴

Resumo

Neste trabalho foi abordado o estudo da evolução microestrutural durante o processo de forjamento a quente de tubos sem costura em aço ARBL, os quais são utilizados na fabricação de componentes mecânicos para a indústria automotiva e de implementos agrícolas e rodoviários. A partir de experimentos em escala industrial produziram-se amostras forjadas a quente com diferentes níveis de deformação, com as quais pode-se estudar a evolução da austenita durante a conformação e dos constituintes formados após a transformação de fases, utilizando as técnicas de análise metalográfica por microscopia óptica para quantificação dos constituintes e avaliação do tamanho médio de grão. Modelos matemáticos desenvolvidos pelos autores Gladman e Pickering, Zajac, Hodgson e Gibbs foram aplicados a fim de avaliar a contribuição dos mecanismos de endurecimento atuantes. Após o forjamento das peças apresentaram valores de limite de escoamento (LE) próximos a 600 MPa e resistência a tração (RT) de aproximadamente 800 MPa, verificando-se um incremento de aproximadamente 100 MPa na resistência mecânica em relação à matéria-prima. Avaliou-se que os altos valores de LE foram alcançados devido à contribuição dos mecanismos de endurecimento por solução sólida e os aspectos da microestrutura, por precipitação e a geração de deslocamentos durante a transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$).

Palavras-chave: Evolução microestrutural; Forjamento de tubos; Aço ARBL.

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION DURING HOT FORGING PROCESS FOR SEAMLESS TUBES

Abstract

This work addressed the study of microstructural evolution during hot forging process for seamless tubes in the HSLA steel, which are used to manufacture mechanical components for automotive industries, trailers and farm machine. From performing experiment on an industrial scale, samples were produced by hot forging process with different deformation levels in order to study the evolution of austenite during forging and the constituents generated after transformation, using the techniques of metallographic analysis by optical microscopy for quantification phase and average grain size. Mathematical models developed by the authors Gladman and Pickering, Zajac and Hodgson and Gibbs were applied in order to evaluate the contributions of the hardening mechanisms which acted during hot forging of seamless tubes. Samples after forging showed values of yield strength close to 600 MPa and tensile strength of 800 MPa, verifying an increment of 100 MPa on the material in comparison to the raw material. One can evaluate that high yield strength was reached due to hardening mechanisms contributions by solid solution and microstructure features, precipitation and generation of dislocations during the austenite transformation.

Keywords: Microstructural evolution; Tubes hot forging; HSLA steel.

¹ *Contribuição técnica ao 50º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.*

² *Engenheiro Metalurgista. MSc. Eng. Pesquisador. Departamento de P&D da Vallourec Tubos do Brasil S.A. Belo Horizonte, MG, Brasil.*

³ *Eng. Mecânico). Doutor, Gerente de Qualidade e P&D da Vallourec Tubos do Brasil S.A. Belo Horizonte, MG, Brasil.*

⁴ *Engenheiro Metalurgista, Doutor, Professor Associado, DEMET/UFMG. Belo Horizonte, MG, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), também conhecidos como aços microligados, constituem um grupo específico de aços que visam a obtenção de uma alta resistência mecânica aliada a soldabilidade, tenacidade, usinabilidade e resistência à fadiga.⁽¹⁾ Estes aços apresentam em sua composição química um baixo teor de carbono e pequenas adições de elementos de liga tais como Nb, V e Ti, os quais promovem a elevação das propriedades mecânicas mediante a sua atuação nos mecanismos de endurecimento por solução sólida, refino de grão e, principalmente, precipitação. Outro fator importante para se obter o melhor desempenho dos aços ARBL é a adoção de procedimentos adequados durante o processamento mecânico, o que exige, para tanto, o conhecimento prévio das variáveis ligadas ao par matéria-prima/processo e dos efeitos das mesmas nas características finais do produto.

O uso dos aços ARBL na fabricação de componentes tubulares forjados possibilita a obtenção de produtos com geometria variada, precisão e leveza,^(2,3) diferenciando-os de outros produtos de composição química mais simples e que devem ser submetidos a processos de usinagem e tratamentos térmicos de têmpera e revenimento posteriores.⁽⁴⁾

Neste contexto, o uso do V como elemento microligante é vantajoso devido a sua maior tendência para precipitação e conseqüente endurecimento do aço. Quando precipitado em alta temperatura, atua no controle do grão da austenita, inibindo o seu crescimento, levando à formação de uma microestrutura final refinada. Durante a transformação da austenita ($\gamma \rightarrow \alpha$) a precipitação do V(CN) promove o endurecimento devido à interação destas partículas com as deslocções. Quando a precipitação ocorre após a transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$) as partículas finas se dispersam sobre a ferrita contribuindo ainda mais para a elevação da resistência mecânica do produto.⁽⁵⁾

No processo de forjamento radial a quente, enquanto o tubo é deformado, a temperatura é reduzida gradativamente com o tempo. Simultaneamente, ocorrem as transformações de fases e os efeitos dos mecanismos de endurecimento de refino de grão e precipitação.^(6,7) Os resultados destas transformações estão ligados às variáveis do processo de forjamento tais como: temperatura, tempo, deformação, taxa de deformação, geometria da peça e taxa de resfriamento; podendo-se melhorar as características finais do produto forjado, seja na microestrutura, nas propriedades mecânicas ou em ambas através do controle dessas variáveis.

O estudo dos fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante o forjamento pode ser realizado mediante a análise do comportamento da austenita durante a deformação e as fases resultantes após a sua transformação. Para tanto, deve-se utilizar as técnicas de análise metalográfica para determinação do tamanho e quantificação das fases presentes.

A literatura disponível apresenta um grande número de equações que podem ser utilizadas para a previsão das propriedades mecânicas, sendo também possível, através delas, quantificar a contribuição dos mecanismos de endurecimento. Estas equações se aplicam a diferentes classes de aços, como de baixo e médio carbono, carbono manganês e ligados. Elas podem ter uma abordagem mais simples, por considerar apenas o mecanismo de endurecimento por solução sólida, como a clássica equação desenvolvida por Gladman e Pickering, ou equações mais elaboradas, onde são considerados os efeitos da ferrita, perlita e da precipitação.⁽⁸⁻¹⁰⁾

Este trabalho tem como objetivo estudar a evolução microestrutural durante o forjamento de tubos sem costura e avaliar os mecanismos de endurecimento atuantes e as suas respectivas contribuições, que tornam o processamento termomecânico uma técnica vantajosa para a indústria de componentes para aplicação automotiva.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Amostras com dimensões específicas foram conformadas através do processo de forjamento radial em uma sequência de passes de forma a produzir três seções distintas mediante a aplicação de diferentes níveis de deformação sendo: na seção 1 a deformação $\sigma_{eq} = 0,30$, na seção 2 $\sigma_{eq} = 0,60$ e na seção 3, $\sigma_{eq} = 0,90$.

As mesmas foram forjadas de acordo com o ciclo térmico e utilizando a sequência de passes indicada na Figura 1.

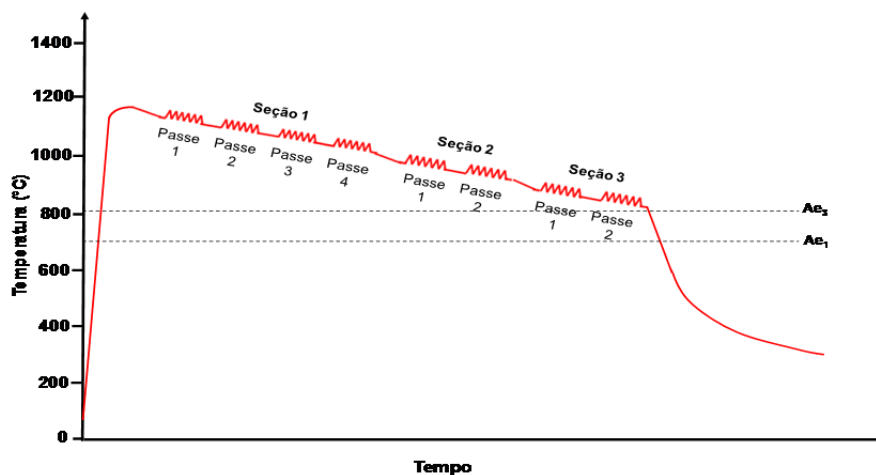


Figura 1. Ciclo termomecânico no forjamento experimental.

Como matéria-prima para forjamento foi utilizado um aço microligado ao V produzido em convertedor LD e lingotado continuamente em barras de seção circular com diâmetro igual a 180 mm. Em seguida, estas barras foram laminadas através do processo Mannesmann para a bitola $\varnothing = 127 \times 16,5$ mm. A composição química do aço empregado na fabricação das amostras é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço utilizado

C	Mn	P	S	Si	V	Al	N
0,21	1,72	0,010	0,002	0,34	0,15	0,027	0,015

Após o forjamento, um grupo das peças obtidas em cada seção foi resfriado em água a fim de se avaliar a evolução da austenita durante o forjamento e o outro grupo resfriado ao ar calmo para avaliação da microestrutura final.

A análise microestrutural foi realizada em amostras retiradas na região central de cada seção forjada, as quais foram preparadas seguindo os procedimentos convencionais de preparação metalográfica e ataque com reativos *teepol* para revelação do grão austenítico e *nital 5%* para revelação da microestrutura final. Para a determinação do tamanho de grão, tanto da austenita quanto dos constituintes finais, aplicou-se o método da área média do grão, a qual é especificada na norma ASTM E112-10.⁽¹¹⁾ A quantificação dos constituintes foi determinada através do

Software Analysis Pro, que dispõe de recursos automáticos para tratamento de imagens e análise estatística.

As propriedades mecânicas foram obtidas através de ensaios de tração realizados seguindo os procedimentos especificados na Norma ASTM E 370-12⁽¹²⁾ em uma máquina de tração universal com capacidade de 600 kN, utilizando corpos de prova cilíndricos de diâmetro $\varnothing = 6,25$ mm e comprimento útil $l_0 = 25,0$ mm.

Os resultados obtidos nas análises citadas foram aplicados nas equações desenvolvidas pelos autores Gladman e Pickering,⁽⁸⁾ Zajac et al.,⁽⁹⁾ e Hodgson Gibbs⁽¹⁰⁾ para avaliação da contribuição dos mecanismos de endurecimento atuantes durante o forjamento a quente dos tubos. As equações dos autores citados são apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2. Equações para previsão das propriedades mecânicas⁽⁸⁻¹⁰⁾

Autor	Equação
Gladman e Pickering	$LE = 15,4[3,5 + 2,1(\%Mn) + 5,4(\%Si) + 23(\%Ni) + 1.13(d_\alpha)^{-0,5}]$
Zajac	$LE = f_\alpha[66 + 51(\%Mn) + 12,1(d_\alpha)^{-0,5}] + (1-f_\alpha)[150+33,4(Sp)^{-0,5}] + 73(\%Si) + 425(\%N)^{0,5}$
Hodgson e Gibbs	$LE = 62,6 + 26,1(\%Mn) + 60,2(\%Si) + 759(\%P) + 212,9(\%Cu) + 3286(\%N) + \sigma_p + 19,7(d_\alpha)^{-0,5}$
Gladman e Pickering	$RT = f_\alpha^{1/3} [246 + 1142(\%N)^{0,5} + 18,2(d_\alpha)^{-0,5}] + (1-f_\alpha^{1/3})[719+3,56(Sp)^{-0,5}] + 97(\%Si)$
Hodgson e Gibbs	$RT = 164,9 + 634,7(\%C) + 53,6(\%Mn) + 99,7(\%Si) + 651,9(\%P) + 472,6(\%Ni) + 3339,4(\%N) + \sigma_p + 11(d_\alpha)^{-0,5}$ $\sigma_p = 57(\log T) + 700(\%V) + 7800(\%N) + 19$

Onde d_α é o diâmetro médio do grão da ferrita em mm, f_α é a fração volumétrica de ferrita, Sp o espaçamento interlamelar da perlita⁽¹³⁾ e σ_p é a contribuição da precipitação.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Evolução da Austenita Durante o Forjamento

Na Figura 3 são apresentadas as micrografias típicas das seções das peças que foram submetidas ao resfriamento em água (têmpera) logo após o forjamento e os valores referentes ao tamanho de grão austenítico de cada seção. As Figuras 3a a 3d representam a seção longitudinal de cada seção observada com o auxílio do microscópio óptico.

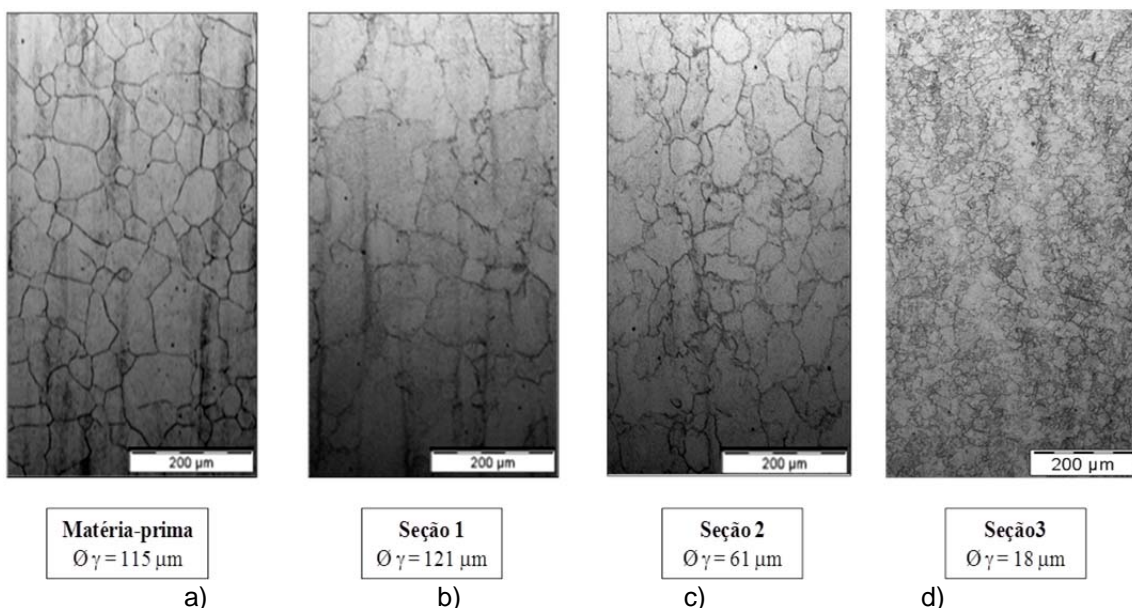


Figura 3. Evolução da austenita durante o forjamento.

A micrografia referente à seção 1 (Figura 3b) apresenta grãos austeníticos muito semelhantes, em tamanho e forma aos grãos da matéria-prima. A proximidade de tamanho indicou que o efeito da deformação aplicada na seção 1 foi muito pequeno. Conforme mostrado no ciclo térmico da Figura 1 durante o processamento a seção 1 encontrava-se a uma temperatura entre 1180°C e 1000°C. Nesse intervalo a fração de partículas precipitadas era muito baixa e o tempo de forjamento maior, devido aos quatro passes, favorecendo, portanto, o crescimento da austenita nessa seção. Na seção 2 (Figura 3c) verificou-se a redução do diâmetro médio da austenita para metade do valor medido na seção 1. Neste caso, a austenita foi deformada em uma faixa de temperatura mais baixa que a seção anterior (entre 980°C e 850°C), a fração de precipitados presentes na austenita era maior, o que tornou o efeito de ancoramento da austenita mais efetivo. A deformação mais elevada propiciou a redução do tamanho de grão e uma parcela da austenita pode ter sofrido a recristalização, gerando a formação de uma microestrutura de grãos com tamanho e forma heterogênea.

A micrografia referente à seção 3 (Figura 3d) demonstra grãos com diâmetro médio igual a 18 μm , cujo refinamento foi obtido mediante a aplicação de um elevado grau de deformação. Vale notar que, durante o forjamento dessa seção praticamente toda a fração de partículas já se encontrava precipitada, tendo em vista que a temperatura atingiu valores próximos a 800°C, favorecendo a nucleação de novos grãos e o maior refinamento da austenita.

3.2 Microestrutura Resultante

A análise metalográfica realizada nas peças forjadas que foram resfriadas ao ar indicou que as 3 seções eram constituídas por grãos de ferrita poligonal, colônias de perlita fina e ocorrências de bainita. A Figura 4 apresenta as micrografias referentes às seções das peças forjadas, assim como os resultados da análise quantitativa da microestrutura final em termos de fração volumétrica (f %) dos constituintes resultantes e os valores do tamanho médio dos grãos de ferrita e das colônias de perlita, englobando neste último constituinte, as ocorrências de bainita.

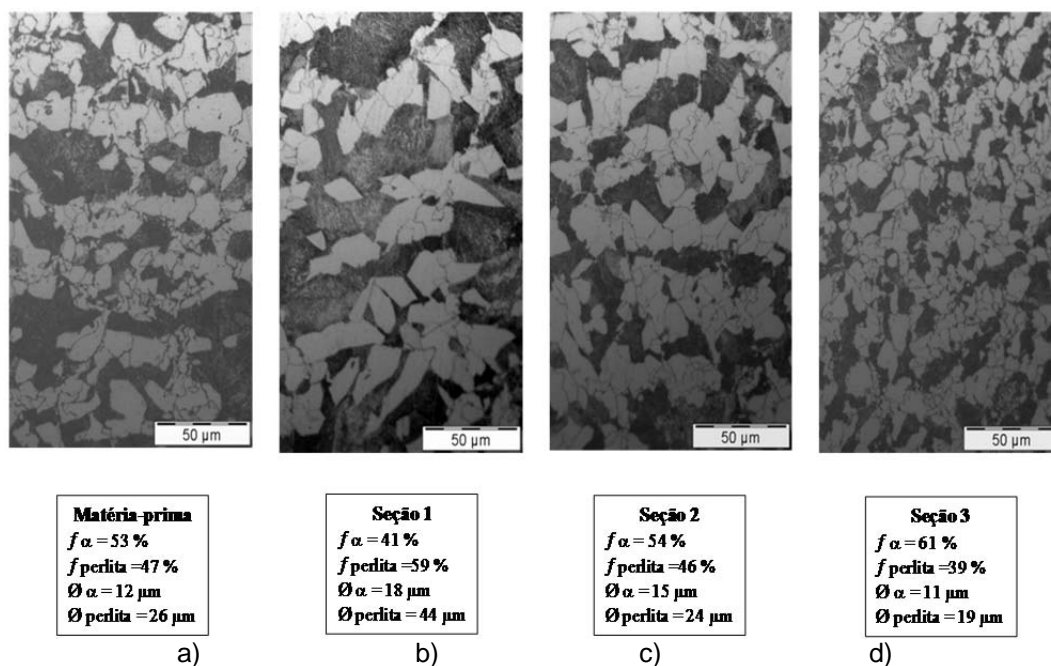


Figura 4. Microestrutura resultante após o forjamento.

O aumento do tamanho de grão observado na seção 1 foi uma consequência direta da maior temperatura de forjamento. Grão austenítico grande significa que a microestrutura apresentava uma menor quantidade de contornos de grão, tornando o potencial para nucleação da nova fase também menor. Logo que estas interfaces foram consumidas pela transformação da ferrita poligonal, todo o restante da austenita ficou disponível para a formação da perlita, aumentando assim a fração deste constituinte. Como o resfriamento ao ar representa uma condição fora do equilíbrio, a transformação da austenita então foi alterada favorecendo o aumento da fração de perlita nesta seção.

A seção 2 apresenta uma microestrutura final cuja fração de ferrita e perlita são semelhantes às observadas na matéria prima. Porém, os grãos de ferrita são um pouco maiores e mais homogêneos, tendo em vista que no forjamento o resfriamento é mais lento que na laminação, favorecendo assim o crescimento de grão após a conformação do material.

O maior refinamento promovido na seção 3 foi resultado da deformação mais elevada e da maior fração de partículas precipitadas que contribuíram para o refino e a ocorrência da recristalização da austenita, gerando assim na transformação, grãos muito finos de ferrita e perlita, devido à grande quantidade de interfaces existentes para nucleação destes microconstituintes.

3.3 Propriedades Mecânicas

Na Tabela 3 são apresentados os resultados médios do limite de escoamento (LE), do limite de resistência da tração (RT) e do alongamento percentual (AI) obtidos através do ensaio de tração.

Tabela 3. Propriedades mecânicas das peças forjadas

Posição	LE _{0,2} (MPa)	RT (MPa)	AI (%)
Matéria-prima	514	737	19
Seção 1	636	845	24
Seção 2	601	814	25
Seção 3	598	797	24

Ao analisar os resultados pode-se observar que o forjamento promoveu um aumento de resistência de 100 MPa, ao se comparar os valores do LE e RT da matéria-prima com os valores médios de cada seção. Em contrapartida, o alongamento apresentou uma pequena diferença entre as condições laminada e forjada.

O aumento de resistência mecânica obtido pode ser melhor observado através das curvas tensão x deformação de engenharia apresentadas na Figura 5, as quais indicam outros efeitos ligados à precipitação e à microestrutura resultante.

Nota-se que além da diferença do LE entre a matéria-prima e a seção 3, as curvas referentes a estas duas seções apresentam um patamar definido de escoamento. A existência deste patamar está relacionada com a liberação de deslocamentos que se encontravam bloqueados pelas partículas finas de precipitados. Portanto, o patamar de escoamento pode ser considerado uma medida indireta da efetividade da precipitação e o respectivo aumento de resistência mecânica.^(14,15)

Outra característica observada é o maior valor de RT apresentado pelos corpos de prova representativos da seção 1. O aumento do RT é atribuído a uma maior fração de perlita existente nesta seção.

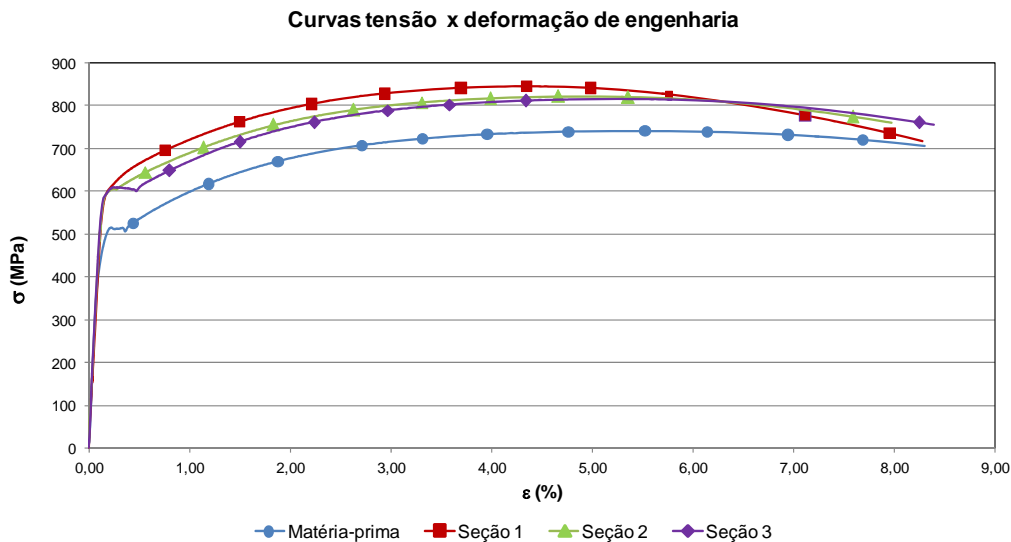


Figura 5. Curvas tensão x deformação de engenharia das seções forjadas.

De uma forma geral, esperava-se que os resultados do ensaio de tração demonstrasse o efeito de refino da microestrutura como prevê a relação de Hall-Petch, na qual a resistência mecânica aumenta com a redução do diâmetro médio do grão. A não evidência desse efeito pode estar relacionada com as características microestruturais do material analisado, o qual apresenta grãos com tamanhos bastante heterogêneos e por isso influenciaram o método de ensaio, tornando-o “insensível” ao efeito esperado.

3.4 Avaliação dos Mecanismos de Endurecimento

Foi verificado anteriormente que as características microestruturais assim como as propriedades mecânicas observadas nas peças forjadas são similares às características encontradas em aços de médio teor de carbono. Portanto, para a avaliação dos mecanismos de endurecimento utilizou-se as equações específicas a esta classe de aços, tais como as que foram propostas por Gladman e Pickering,⁽⁸⁾ Zajac et al.⁽⁹⁾ Hodgson e Gibbs.⁽¹⁰⁾ Os valores estimados são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4. Propriedades mecânicas estimadas

Posição	LE (MPa)			RT (MPa)	
	Gladman e Pickering	Zajac	Hodgson e Gibbs	Gladman e Pickering	Hodgson e Gibbs
Matéria-prima	330	293	561	730	784
Seção 1	268	321	515	731	749
Seção 2	312	334	542	726	767
Seção 3	353	345	561	726	778

A Figura 6 mostra o gráfico obtido a partir dos valores de LE e RT observados e os valores estimados pelas equações para as diversas seções das peças forjadas que foram analisados neste estudo. Pode-se verificar uma diferença entre os resultados reais e previstos pelas equações de Gladman e Pickering e Zajac e uma maior proximidade dos resultados previstos pela equação dos autores Hodgson e Gibbs.

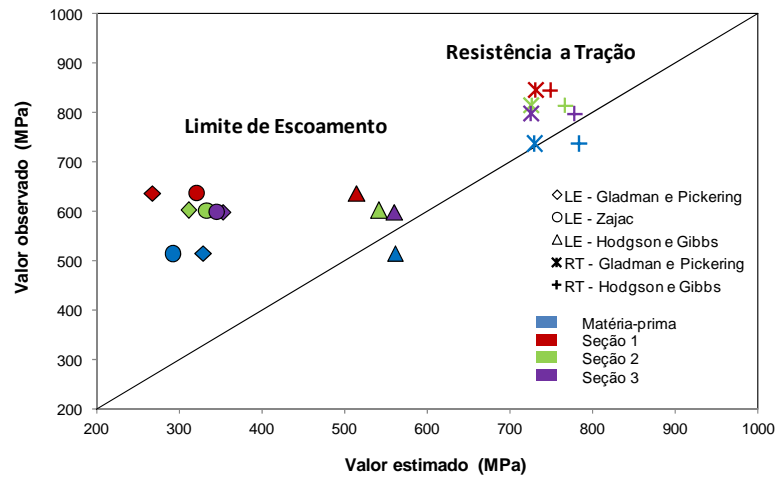


Figura 6. Relação entre as propriedades mecânicas observadas e estimadas.

Os menores valores de LE estimados pela equação proposta por Gladman e Pickering, em relação aos valores medidos experimentalmente podem ser explicados uma vez que nesta equação, os autores consideraram basicamente o efeito de endurecimento por solução sólida e do tamanho de grão da ferrita,⁽¹⁶⁾ sendo estimada por este mecanismo a contribuição de aproximadamente 300 MPa. Pode-se notar claramente o efeito do tamanho de grão da ferrita ao comparar os valores de cada seção.

A equação proposta por Zajack et al.⁽⁹⁾ estabelece a contribuição no endurecimento através dos termos referentes à fração volumétrica da ferrita e da perlita (f_α e $1-f_\alpha$) e ao espaçamento lamelar da perlita (S_p). Contudo, a contribuição destes fatores foi pouco evidenciada pelo resultados. Conforme indicado na análise microestrutural, o efeito da perlita foi mais pronunciado na seção 1, onde a fração deste constituinte encontrava-se maior que nas demais seções.

A equação citada no artigo de Hodgson e Gibbs⁽¹⁰⁾ foi aplicada para aços ligados ao V e considera um incremento referente ao endurecimento por precipitação (σ_p), além dos efeitos de endurecimento por solução sólida e pelas características dos constituintes microestruturais. Os resultados obtidos com esta equação foram maiores que os estimados através das equações propostas pelos demais autores e mais próximos dos valores medidos experimentalmente. Segundo este modelo, a precipitação foi responsável pelo incremento (σ_p) de aproximadamente 190 MPa. A diferença entre LE medido experimentalmente e o estimado pelas equações é geralmente atribuída à precipitação. Mas esta hipótese seria bastante razoável se todo V adicionado no aço fosse convertido em carbonitretos durante o processamento a quente, levando em consideração, para isso, a temperatura de austenitização.⁽¹⁶⁾ A diferença observada ao aplicar a terceira equação (~110 MPa) indicou que além da precipitação, houve um endurecimento adicional, o qual está relacionado com a geração de deslocações devida a transformação da austenita,⁽¹²⁾ o que é mais significativo quando ocorre a formação de bainita, como é o caso do material estudado. A avaliação do aumento das deslocações pode ser verificada através da análise com microscópio eletrônico de transmissão, não sendo esta análise prevista neste trabalho.

4 CONCLUSÕES

Através da realização de experimentos em escala industrial foi possível avaliar o comportamento microestrutural durante o forjamento a quente de tubos fabricados em aço microligado ao V.

O ensaio de tração indicou um aumento de resistência mecânica em relação à matéria-prima (tubo laminado) de aproximadamente 100 MPa, sendo alcançados valores de limite de escoamento (LE) próximos a 600 MPa e limite de resistência a tração (RT) próximos a 800 MPa após o forjamento a quente de tubos sob diferentes níveis de deformação.

Utilizando as equações desenvolvidas pelos autores Gladman e Pickering,⁽⁸⁾ Zajac et al.⁽⁹⁾ Hodgson e Gibbs,⁽¹⁰⁾ pode-se avaliar os mecanismos de endurecimento atuantes durante o forjamento de tubos, verificando que suas principais contribuições provêm do endurecimento por solução sólida e aspectos da microestrutura (~300 MPa), do endurecimento por precipitação (~190 MPa) e a parcela restante atribuída ao endurecimento pela geração de deslocamentos (~110 MPa) durante a transformação ($\gamma \rightarrow \alpha$). Dentre as equações estudadas, a proposta pelos autores Hodgson e Gibbs foi a que apresentou a melhor concordância com os valores medidos experimentalmente.

Agradecimentos

Os autores agradecem à Vallourec Tubos do Brasil S.A. pela disponibilização dos materiais e dos recursos necessários para realização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 NEVES F.O., REGONE W., BUTTON S.T. Análise do comportamento microestrutural de um aço microligado por simulação física análoga ao forjamento a quente. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 19, 2002, Natal, 18 a 22 de Novembro, 7 p.
- 2 ASME, Metals Handbook, ninth edition, v.14, Forming and Forging.
- 3 LAHOTI G.D., ALTAN T. Analysis of the radial forging process for manufacturing of rods and tubes. *Journal of Engineering for Industry*, n.98, pp. 265 – 271, 1976.
- 4 LANGNEBORG, R., SIEWECKI T., ZAJAC S., HUTCHINSON B. The role of vanadium in microalloyed steels; *The Scandinavian Journal of Metallurgy*, Stockholm, 81p., Oct.1999.
- 5 HONEYCOMBE. Fundamental aspects of precipitation in microalloyed steels; *HSLA Steels: Metallurgy and Applications – Proceedings of an International Conference on HSLA Steel'85*, Beijing-China, 1985, p. 243 - 250.
- 6 ALTAN T. *Cold and Hot Forging – Fundamentals and Applications*.ASM 2005. Cap 12, p.149
- 7 GHAEI A., KARIMI TAHERI A., MOVAHHEDI M. R. A new upper bound solution for analysis of the radial forging process. *International Journal of Mechanical Science*, n.48, p. 1264 – 1272, 2006.
- 8 GLADMAN T. Precipitation hardening in metals. *Materials Science and Engineering*. v.15, January, p. 30 - 36, 1999.
- 9 ZAJAC S., SIEWECKI T., HUTCHINSON W.B.; LANGNEBORG, R., Strengthening mechanisms in vanadium microalloyed steels intended for long products; *ISIJ International*, v. 38, n.10, p.1130-11139, 1998.
- 10 HODGSON P. D., GIBBS R. K., Mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels; *ISIJ International*, v.32. n.12.p.1329-1338.1992

- 11 ASTM E112-10. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.
- 12 Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- 13 PEIXOTO N.H. Caracterização metalúrgica do aço SAE 1141 microligado ao nióbio por simulação física. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2003. 123p. (Tese, Doutorado em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais).
- 14 KRAUSS G. *Steels: Processing, Structure and Performance*. ASM, 2006. 559 p.
- 15 CARVALHO R. N. Aspectos da precipitação e da recristalização na laminação contínua de tubos sem costura. Belo Horizonte: Universidade Federal do Minas Gerais, 2008. 210p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 16 GALLEGOS J, KESTENBACH H-J. Precipitação de carbonitretos em aço de médio teor de carbono microligado ao vanádio. CONGRESSO ANUAL DA ABM, 56, 2001, Belo Horizonte, 16 a 20 de Julho, p.360-369