

EFEITO DOS PARÂMETROS DA LAMINAÇÃO CONTROLADA SOBRE A PRECIPITAÇÃO DO COBRE EM AÇO HSLA-80¹

Antonio Augusto Gorni²
Paulo Roberto Mei³

Resumo

Os aços microligados contendo cobre para proporcionar endurecimento suplementar por precipitação constituem uma das abordagens adotadas para se obter materiais com alta resistência mecânica, mas com teor de carbono minimizado para se conseguir boa soldabilidade. Além disso, essas novas ligas podem ser processadas termomecanicamente, suprimindo o tratamento térmico posterior de têmpera e revenido que se fazia necessário nos aços mais antigos dessa classe. Foram estudados neste trabalho os efeitos dos parâmetros do processo de laminação controlada sobre a resposta ao envelhecimento de um aço estrutural microligado HSLA-80 contendo 1,10% de cobre. A relativamente pequena influência sobre a resposta ao envelhecimento da liga ao se elevar a temperatura de reaquecimento de 1100°C para 1200°C indicou que a precipitação de cobre deve ser o principal mecanismo de endurecimento observado durante o envelhecimento, tendo o nióbio um papel secundário. O grau de deformação aplicado na fase de esboçamento elevou a resposta ao envelhecimento da liga; já o aumento da deformação aplicada na fase de acabamento não levou a efeitos significativos sob esse aspecto. Também a temperatura de acabamento não afetou a resposta ao envelhecimento do aço HSLA-80 de forma relevante.

Palavras-Chave: Aço HSLA-80; Endurecimento por precipitação; Cobre; Laminação controlada.

EFFECT OF CONTROLLED ROLLING PARAMETERS OVER COPPER PRECIPITATION IN HSLA-80 STEEL

Abstract

Microalloyed steels containing copper in order to promote a supplementary precipitation hardening are one of the approaches adopted to develop new materials with high mechanical strength but minimized carbon content in order to promote good weldability. Besides that, the thermomechanical processing of such alloys allows to suppress the subsequent quench and tempering heat treatment required by conventional steels. The effects of the controlled rolling parameters over the ageing response of an HSLA-80 structural microalloyed steel with 1.10% copper were studied in this work. The relatively weak influence over the ageing response verified when the reheating temperature was elevated from 1100°C to 1200°C indicated that copper precipitation was the main mechanism behind the hardening promoted by the ageing treatment; niobium had a secondary role. The strain degree applied during the roughing phase increased the ageing response of the alloy, but an increase in the strain degree applied during the finishing phase had no effect over this aspect. Also the finishing temperature did not affect significantly the ageing response of the HSLA-80 steel.

Key words: HSLA-80 Steel; Precipitation hardening; Copper; Controlled rolling.

¹ Trabalho a ser apresentado ao 61º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais-ABM, Rio de Janeiro (RJ), 24 a 27 de Julho de 2006.

² Membro da ABM. Engenheiro de Materiais, M. Eng., Dr. Eng., Analista de Processos da Gerência de Suporte Técnico da Laminação a Quente, Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA, Cubatão SP. E-Mail: gorni@cosipa.com.br

³ Membro da ABM. Engenheiro Mecânico, M.Eng., Dr. Eng., Professor da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP. E-Mail: pmei@fem.unicamp.br

INTRODUÇÃO

A redução do teor de carbono nos aços estruturais de alta resistência tornou-se uma verdadeira necessidade nas últimas décadas, posto que esse elemento de liga degrada acentuadamente a soldabilidade desses materiais. Por outro lado, o carbono possui participação vital nos mecanismos de endurecimento tradicionalmente aplicados nos projetos de liga de aços. Essa situação motivou o desenvolvimento inúmeros trabalhos de pesquisa visando propor alternativas que garantissem chapas grossas com os mesmos níveis de resistência mecânica e tenacidade, mas com teor de carbono minimizado.⁽¹⁾

A incorporação do resfriamento acelerado aos processos de laminação controlada é uma das respostas mais eficazes nesse sentido. Infelizmente essa abordagem requer pesados investimentos em equipamentos e tecnologia, o que restringe seu emprego. Outra solução consiste no emprego de mecanismos de endurecimento que requeiram presença de teores mínimos de carbono. No caso específico das chapas grossas pode-se citar como exemplos dessa abordagem alternativa o endurecimento por microestrutura bainítica e por solução sólida de elementos de liga substitucionais (os chamados aços *ULCB*, *Ultra-Low Carbon Bainite*) e o endurecimento por precipitação de cobre na ferrita. Essas ligas ainda possuem a vantagem adicional de dispensar os tratamentos térmicos de têmpera e revenido exigidos pelos aços de classe mecânica equivalente que possuem maior teor de carbono como, por exemplo, o HY-80.⁽²⁾

A precipitação de cobre na ferrita pode contribuir significativamente à resistência mecânica dos aços. Esse elemento não forma compostos metálicos com o ferro, além de apresentar diâmetro atômico bastante próximo. O valor máximo da solubilidade do cobre na austenita é de 2,4% a 840°C.⁽³⁾ O envelhecimento de aços contendo esse elemento, geralmente efetuado na faixa de temperaturas entre 500 e 600°C, leva à precipitação de fase ϵ , rica em cobre, na forma de partículas com diâmetro variando entre 2 e 45 nm. Ela nucleia preferencialmente dentro das discordâncias presentes no interior dos grãos de ferrita, bem como em seus contornos e subcontornos.⁽¹⁾ Padrões de difração eletrônica mostraram que o precipitado ϵ é constituído primordialmente de cobre, tendo parâmetro de reticulado ligeiramente maior do que o do metal puro⁽³⁾ e podendo conter até 4% de ferro.⁽⁴⁾ Nos aços microligados comerciais ocorre na realidade precipitação simultânea de cobre e nióbio, uma vez que a faixa de temperaturas normalmente utilizada favorece essa dupla ocorrência.⁽⁵⁾ Deve-se levar em conta que o endurecimento por precipitação pode levar à perda significativa de tenacidade, motivo pelo qual deve-se recorrer a esse mecanismo de forma judiciosa.⁽¹⁾

Apesar dos aços microligados endurecíveis através de precipitação de cobre já serem aplicados comercialmente há mais de trinta anos, foram realizados relativamente poucos estudos sobre o efeito da laminação controlada sobre a resposta desse material ao envelhecimento. Sabe-se, por exemplo, que a aplicação de resfriamento acelerado após a laminação intensifica essa resposta, uma vez que há menos tempo disponível para a precipitação indesejada de cobre durante o resfriamento do laminado.⁽⁶⁾ Também já foi constatado que, se a temperatura de acabamento aplicada for menor que a temperatura Ar_3 da liga, a resposta ao envelhecimento do material como laminado é bem menos intensa do que quando ele é reaustenitizado após a laminação a quente. Em determinados casos essa resposta chega a ser virtualmente nula. A justificativa para essa perda do efeito endurecedor

estaria numa possível precipitação dinâmica de cobre na austenita metaestável sob temperaturas abaixo de Ar_3 .⁽⁷⁾

Este trabalho tem por objetivo apresentar resultados observados em termos do efeito dos parâmetros de processo da laminação controlada sobre a resposta ao envelhecimento de um aço microligado ao cobre do tipo HSLA-80.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material necessário para este trabalho foi elaborado em forno de indução a vácuo, tendo sido obtido um lingote de aço HSLA-80 com aproximadamente 85 kg, de seção retangular 100 x 130 mm e comprimento de 850 mm. A análise química confirmatória do material apresentou os seguintes teores: 0,044% C; 0,65% Mn; 0,32% Si; 0,005% P; 0,011% S, 0,013 Al_{sol}; 0,87% Ni; 0,77% Cr; 1,12% Cu; 0,23% Mo; 0,077% Nb; e 0,0030% N.

O lingote foi submetido à laminação de desbaste para quebrar e homogeneizar a estrutura bruta de fusão. Foram obtidas barras retangulares, com seção de 50 x 42 mm, a partir das quais foram usinados os bloquetes para os ensaios de laminação a quente. Suas dimensões foram 42 mm (espessura), 50 mm (largura) e 100 mm (comprimento).

Na primeira série de ensaios objetivou-se verificar o efeito do grau de deformação aplicado sobre a resposta ao envelhecimento do aço HSLA-80. As temperaturas de reaquecimento usadas foram 1100°C e 1200°C; já as condições de distribuição da deformação entre as fases de esboçamento e acabamento da laminação controlada podem ser vistas na Tabela 1. O início desta última etapa ocorreu a 900°C, sendo a temperatura de acabamento mantida constante em 750°C para todas as amostras estudadas nesta série.

Tabela 1. Parâmetros experimentais aplicados nas séries de laminação piloto para o exame da influência da distribuição da deformação entre as fases de esboçamento e acabamento da laminação controlada.

Parâmetros		A		B		C		D	
Temperatura de Reaquecimento (°C)		1200	1200	1200	1200	1100	1100	1100	1100
Deformação no Esboçamento	Real	0,36	0,36	0,69	0,69	0,36	0,36	0,69	0,69
	Nominal (%)	30	30	50	50	30	30	50	50
Deformação no Acabamento	Real	0,51	1,10	0,51	1,10	0,51	1,10	0,51	1,10
	Nominal (%)	40	67	40	67	40	67	40	67
Deformação Total	Real	0,86	1,46	1,20	1,79	0,86	1,46	1,20	1,79
	Nominal (%)	58	77	70	83	58	77	70	83
Espessura Final (mm)		17,6	9,8	12,6	7,0	17,6	9,8	12,6	7,0

Na outra série decidiu-se estudar o efeito da temperatura de acabamento sobre a resposta ao envelhecimento do material em questão. Neste caso o grau de deformação aplicado foi constante, tendo sido fixado no máximo valor possível, ou seja, 0,69 (50%) no esboçamento e 1,10 (67%) no acabamento, totalizando uma deformação global de 1,79 (83%). As temperaturas de reaquecimento testadas foram as mesmas da primeira série, enquanto que as temperaturas de acabamento

aplicadas foram de 700 e 800°C. Note-se que as amostras da série anterior que foram submetidas ao grau máximo de deformação e à temperatura de acabamento de 750°C também forneceram subsídios para esta análise.

A dureza das amostras laminadas foi medida ao longo de suas seções transversais, usando-se a escala Vickers sob carga de 5 kg. As superfícies foram retificadas e polidas previamente à medição. Foram determinados dez pontos para cada amostra ao longo da diagonal da face maior. Procurou-se desse modo minimizar a influência de eventuais segregações e/ou orientações presentes no material.

A seguir as amostras laminadas foram envelhecidas a 600°C durante uma hora. Essas condições de envelhecimento haviam sido previamente determinadas, buscando-se uma otimização do ponto de vista da resistência mecânica e tenacidade para o produto final.⁽⁸⁾ A dureza tornou a ser medida após o envelhecimento, sob as mesmas condições descritas anteriormente. A resposta ao envelhecimento corresponde ao aumento de dureza verificado após a aplicação desse tratamento.

RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

A Figura 1a) mostra o efeito da temperatura de reaquecimento aplicada aos corpos de prova de laminação sobre os valores de dureza do material como laminado e após envelhecimento; já a Figura 1b) mostra o endurecimento por precipitação ocorrido. Os resultados indicaram que a elevação da temperatura de reaquecimento de 1100°C até 1200°C não elevou a dureza final das amostras no estado como laminado, tendo ocorrido até mesmo ligeira diminuição nesse parâmetro; o mesmo ocorreu com as amostras envelhecidas. Já havia sido verificada a fraca influência da temperatura de acabamento também sobre os limites de escoamento e de resistência desse aço no estado envelhecido.⁽⁹⁾ Já o endurecimento por precipitação observado foi claramente maior no caso do reaquecimento a 1200°C, indicando maior efeito decorrente da precipitação de nióbio, ainda que com magnitude bem menor do que a observada para o cobre.

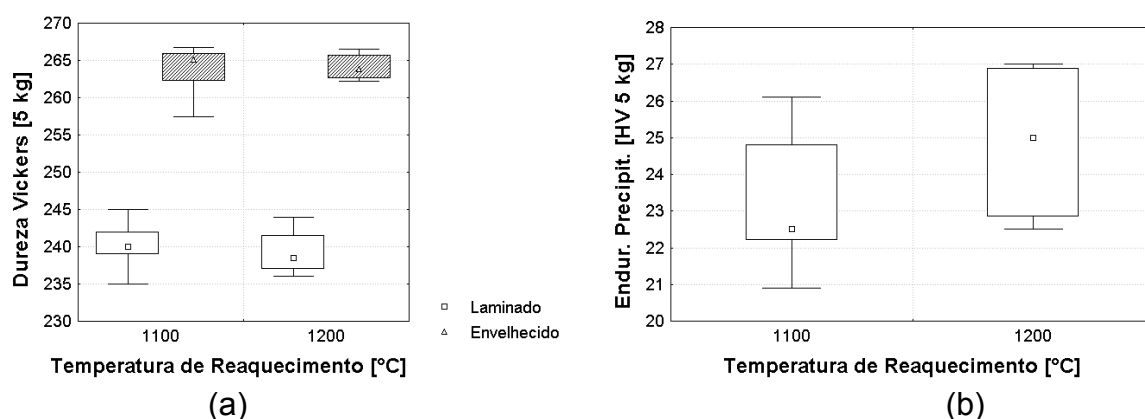


Figura 1. Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a) a dureza do material como laminado e após envelhecimento e b) no endurecimento por precipitação.

Na realidade o aumento da temperatura de reaquecimento pode promover efeitos contraditórios sobre a resposta ao envelhecimento do aço HSLA-80. Menores temperaturas de austenitização, por um lado, reduzem o teor de nióbio solúvel disponível para precipitação posterior. De fato, seu valor previsto após o

reaquecimento deste aço a 1100°C é menos da metade do calculado para 1200°C: 0,015% versus 0,032%, respectivamente.⁽¹⁰⁾ Por outro lado, a redução na temperatura de austenitização leva a menores tamanhos de grão no laminado, conforme mostrado na Tabela 2.⁽¹¹⁾ A literatura afirma que a precipitação de cobre tende a ser mais refinada à medida que se reduz o tamanho de grão do aço, o que amplifica seu efeito endurecedor.^(1,12) O resultado final em termos do efeito da variação da temperatura de austenitização sobre a resposta ao envelhecimento será função do resultado líquido entre essas duas tendências conflitantes.

Tabela 2. Efeito da temperatura de reaquecimento e do grau de deformação aplicado sobre o tamanho de grão austenítico obtido após as fases de austenitização e esboçamento na laminação controlada de um aço HSLA-80.⁽¹¹⁾

T _{reaq} (°C)	TG após Austenitização (μm)	TG após Esboçamento (μm)	
		ε _{esb} = 0,36	ε _{esb} = 0,69
1100	82±4	64±3	24±1
1200	102±4	52±2	32±1

Os efeitos da deformação total sobre os valores de dureza das amostras como laminadas e após envelhecimento, bem como sobre a resposta ao envelhecimento, foram muito fracos, conforme mostra a Figura 2. Quando se comparam os resultados obtidos entre as amostras submetidas aos níveis extremos de deformação (ou seja, 0,87 e 1,79) ainda é possível constatar que as amostras submetidas a maior grau de deformação apresentaram dureza ligeiramente superior. Contudo, esse efeito é ambíguo nos casos onde foram aplicados graus intermediários de deformação total.

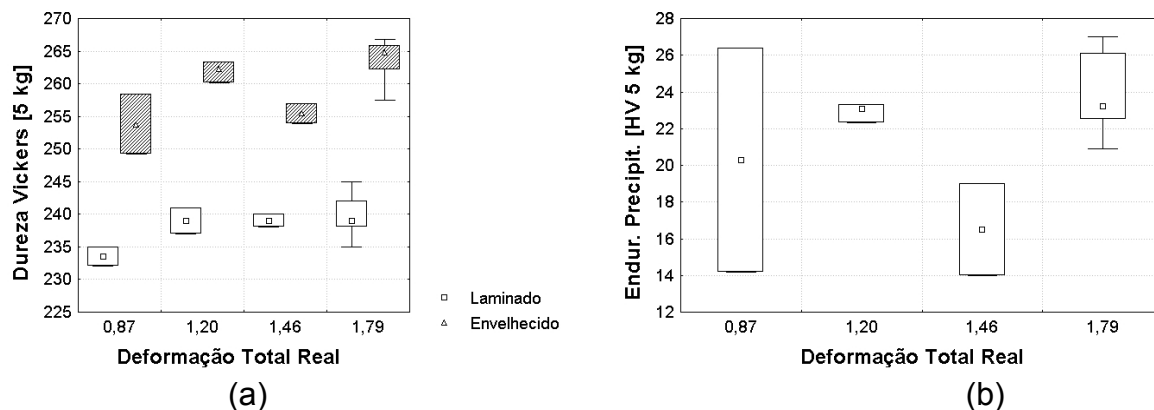


Figura 2. Efeito da deformação total sobre a) a dureza do material como laminado e após envelhecimento e b) no endurecimento por precipitação.

Por outro lado, a influência do grau de deformação aplicado durante a fase de esboçamento apresentou aspectos interessantes, conforme indicam os resultados da Figura 3. Ela não foi muito intensa no caso das amostras como laminadas, mas bem mais significativa no caso do material envelhecido. Os resultados obtidos em termos do endurecimento por precipitação confirmam essa tendência. Isto explica os resultados aparentemente ambíguos obtidos na Figura 2b), onde as amostras submetidas a grau de deformação real total de 1,20 apresentaram resposta mais intensa ao endurecimento por precipitação do que as que foram

submetidas a um grau de 1,46. Conforme indica a Tabela 1, no primeiro caso a deformação na fase de esboçamento foi igual a 0,69, enquanto que no segundo esse valor foi igual a 0,36. O efeito intensificador na resposta ao envelhecimento promovido pelo aumento do grau de deformação na fase de esboçamento pode ser explicado em função do maior refino de grão que foi constatado sob tais condições, conforme mostrado na Tabela 2.⁽¹¹⁾

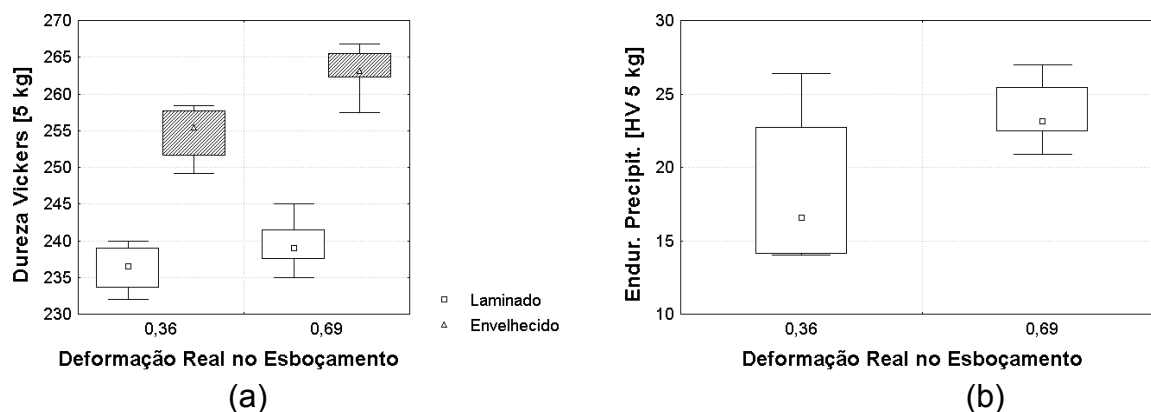


Figura 3. Efeito da deformação aplicada na fase de esboçamento sobre a) a dureza do material como laminado e após envelhecimento e b) no endurecimento por precipitação.

Já o grau de deformação aplicado durante a fase de acabamento exerceu efeito muito modesto na dureza das amostras, tanto como laminadas como envelhecidas, e praticamente nenhum efeito sobre a resposta ao envelhecimento, conforme mostrado na Figura 4. Neste último caso observou-se apenas uma maior dispersão nos resultados conseguidos para o maior valor de deformação aplicada na fase de acabamento.

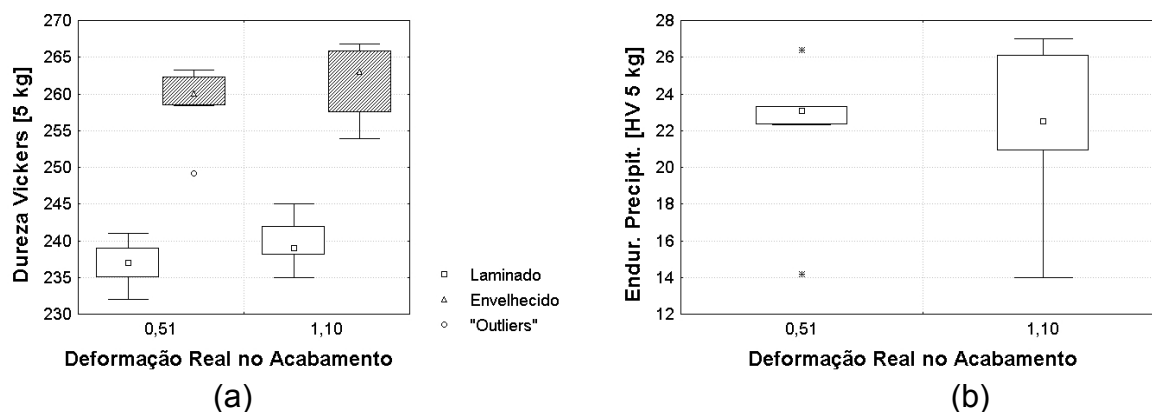


Figura 4. Efeito da deformação aplicada na fase de acabamento sobre a) a dureza do material como laminado e após envelhecimento e b) no endurecimento por precipitação.

O aumento do grau de deformação aplicado na fase de acabamento deveria levar a uma intensificação ainda maior na resposta ao envelhecimento, já que nesta etapa do processo de conformação não mais ocorre recristalização da austenita, o que tende a exercer um efeito de refino de grão bem mais intenso do que o ocorrido quando a deformação é aplicada na região de altas temperaturas, onde a austenita se recristaliza plenamente.⁽¹³⁾ Mas não foi o que ocorreu aqui. De acordo com a literatura,⁽⁷⁾ a perda de resposta ao envelhecimento causada pelo tratamento termomecânico pode estar associada à precipitação de cobre na austenita encruada

metaestável sob temperaturas abaixo do ponto Ar_3 , a qual não proporciona efeito de endurecimento. O aumento do grau de encruamento da austenita, associado aos maiores graus de deformação na fase de acabamento, levaria então a uma intensificação dessa precipitação não-endurecedora, contrabalançando o possível efeito que o refino de grão final teria sobre a resposta ao envelhecimento.

O abaixamento da temperatura de acabamento não produziu efeitos significativos na dureza nem do material como laminado, nem envelhecido, conforme mostram os dados apresentados na Figura 5. Aparentemente a resposta média ao envelhecimento teria sido ligeiramente maior no caso da menor temperatura de acabamento – ou seja, 700°C - mas essa conclusão não se sustenta do ponto de vista estatístico, em função da dispersão verificada nos dados. Logo, conforme já havia sido constatado anteriormente (9), a variação da temperatura de acabamento entre 700°C e 800°C não exerce influência significativa nas propriedades mecânicas do aço HSLA-80.

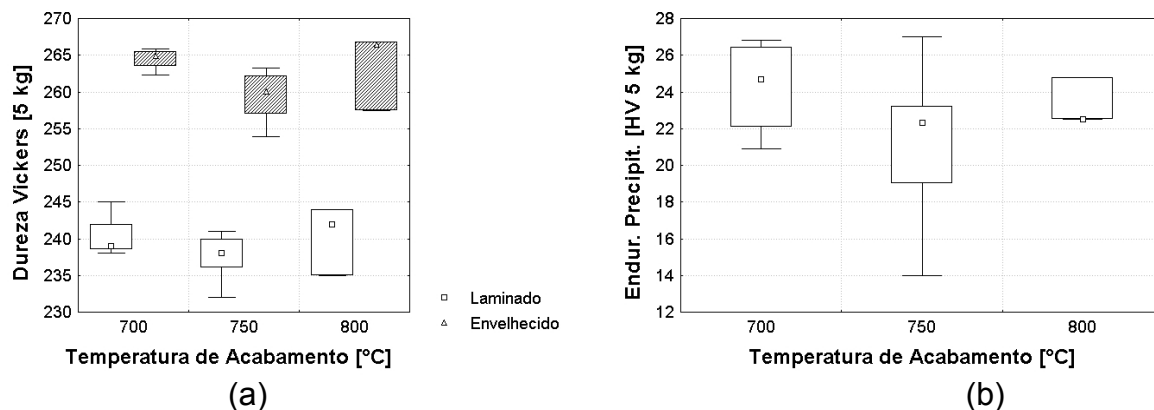


Figura 5. Efeito da temperatura de acabamento sobre a) a dureza do material como laminado e após envelhecimento e b) no endurecimento por precipitação.

Finalmente, é necessário considerar que as condições de envelhecimento aqui aplicadas, uma hora a 600°C , objetivaram um balanço entre resistência mecânica e tenacidade. Ou seja, não foi priorizada aqui a obtenção de máxima resposta ao envelhecimento (8,9). Esse ligeiro grau de super-envelhecimento aplicado nas amostras deste trabalho pode ter contribuído para atenuar as possíveis correlações entre os parâmetros do processo de laminação controlada e a resposta ao envelhecimento.

CONCLUSÕES

Os resultados deste trabalho mostraram que o efeito dos parâmetros de processo da laminação controlada sobre a resposta ao envelhecimento de um aço microligado HSLA-80 endurecível por precipitação de cobre não foi muito significativo dentro das faixas estudadas. A precipitação de cobre respondeu pela maior parte do endurecimento verificado após o envelhecimento das amostras, tendo o nióbio um papel discreto, conforme demonstrou o relativamente fraco efeito associado ao aumento da temperatura de reaquecimento de 1100°C para 1200°C . O aumento do grau de deformação aplicado na fase de esboçamento intensificou a resposta ao envelhecimento, enquanto que não se verificaram efeitos significativos decorrentes da elevação do grau de deformação aplicado na fase de acabamento.

Também não foram verificados efeitos significativos decorrentes da variação da temperatura de acabamento entre 700 e 800°C.

REFERÊNCIAS

- 1 WILSON, A.D. e outros. Properties and Microstructures of Copper Precipitation Aged Plate Steels. In: Microalloying '88. **Proceedings...** American Society for Metals, Chicago, September 1988, p. 259-75.
- 2 GORNI, A.A. & MEI, P.R. Aços Alternativos ao HY-80 Sem a Necessidade de Aplicação de Têmpera e Revenido **REM – Revista Escola de Minas**, v. 56, n° 4, Outubro-Dezembro 2003, 287-293.
- 3 HORNBOGEN, E. e outros. A Metallographic Study of Precipitation of Copper from Alpha Iron. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, vol. 218, n° 12, December 1960, p. 1064-1070.
- 4 WRIEDT, H.A. e outros. The Solubility of Copper in Ferrite. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, vol. 218, n° 1, February 1960, p. 30-36.
- 5 KRISHNADEV, M.R. e outros. Some Aspects of Precipitation of Copper and Columbium (Nb) Carbide in a Experimental High Strength Steel. **Metallurgical Transactions A**, vol. 26 A, n° 1, January 1995, p. 222-224.
- 6 ABE, T. e outros. Effect of Thermo-mechanical Processing on Mechanical Properties of Copper Bearing Age Hardenable Steel Plates. **Transactions of the ISIJ**, vol. 27, n° 5, May 1987, p. 478-484.
- 7 BANERJEE, M.K. e outros. Effect of Composition and Thermomechanical Processing on the Ageing Characteristic of Copper-bearing HSLA Steel. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, vol. 29, n. 5, 2000, p. 212-223.
- 8 GORNI, A.A. & MEI, P.M. Austenite Transformation and Age Hardening of HSLA-80 and ULCB Steels. **Journal of Materials Processing Technology**, 155-156, 2004, p. 1513-1518.
- 9 GORNI, A.A. & MEI, P.M. Development of Alternative As-Rolled Alloys to Replace Quenched and Tempered Steels with Tensile Strength in the Range of 600-800 MPa. **Journal of Materials Processing Technology**, 162-163, 2005, p. 298-303.
- 10 GORNI, A.A. Spreadsheet Applications in Materials Science. In: **Spreadsheets in Science and Engineering**, Springer-Verlag, Heidelberg, 1998, 289 p.
- 11 GORNI, A.A. Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa. **Tese de Doutorado**, Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Março de 2001, 220 p.
- 12 GLADMAN, T. **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels**. The Institute of Materials, London, 1997, 363 p.
- 13 GORNI, A.A. e outros. Efeito da Alteração na Espessura de Espera Durante a Laminação Controlada sobre os Parâmetros Microestruturais de Chapas Grossas Navais. In: 50° Congresso Anual da ABM. **Anais...** Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Pedro, Agosto de 1995.