

TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA E ENVELHECIMENTO EM AÇOS HSLA-80 E ULCB ¹

Antonio Augusto Gorni ²
Celso Gomes Cavalcanti ³
Benedito Dias Chivites ⁴
Rajindra Clement Ratnapuli ⁵
Paulo Roberto Mei ⁶

RESUMO

Cada vez mais os clientes de chapas grossas de aço de alta resistência exigem produtos que aumentem seu grau de competitividade. Um exemplo clássico desta tendência foi o desenvolvimento de materiais alternativos ao HY-80, aço-liga estrutural temperado e revenido, tais como os aços microligados HSLA-80 e ULCB. No caso do HSLA-80 a precipitação de cobre é um dos principais mecanismos de endurecimento atuantes, enquanto que no ULCB tem-se a contribuição da transformação bainítica aliada ao endurecimento por solução sólida. O objetivo deste trabalho foi levantar os diagramas de transformação da austenita sob resfriamento contínuo (TRC) e a resposta ao envelhecimento desses aços. Foi verificado que ambas as ligas apresentam microestrutura bainítica de baixo teor de carbono, comumente designada na literatura como “granular”. A temperabilidade do aço ULCB foi ligeiramente maior que a do HSLA-80. Esses aços responderam de maneira ligeiramente diferente ao tratamento de envelhecimento. O aço HSLA-80 desenvolveu máxima dureza sob envelhecimento a 600 °C, enquanto que no ULCB isso ocorreu sob temperaturas de 500 ou 600 °C e sob menores tempos de tratamento. Ambos os aços apresentaram queda significativa de dureza durante o envelhecimento a 700 °C, provavelmente devido ao super-envelhecimento e efeitos de revenido que ocorrem sob tais condições.

Palavras-Chave: aços HSLA-80 e ULCB, transformação austenítica, precipitação

¹ Trabalho a ser apresentado no 55º Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Rio de Janeiro RJ, 24 a 28 de julho de 2000.

² Sócio da A.B.M. Analista de Processos da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA, Cubatão SP. E-Mail: agorni@iron.com.br

³ Sócio da A.B.M. Assistente Técnico da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA, Cubatão SP.

⁴ Sócio da A.B.M. Assistente Técnico da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA, Cubatão SP.

⁵ Sócio da A.B.M. Pesquisador das Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais - USIMINAS, Ipatinga, MG.

⁶ Sócio da A.B.M. Professor Doutor da Universidade de Campinas - UNICAMP, Campinas, SP. E-Mail: pmei@fem.unicamp.br

- INTRODUÇÃO

Aços estruturais temperados e revenidos com médio teor de liga, como, por exemplo, o HY-80 e HY-100, são materiais consagrados em aplicações severas como vasos de pressão e tubos de alto desempenho, submarinos, construção civil, etc. Contudo, seus projetos de liga são totalmente inadequados do ponto de vista da soldabilidade, requerendo o uso de eletrodos especiais, pré-aquecimento dos componentes a serem soldados e mão-de-obra especializada, o que onera severamente o custo das estruturas. Portanto, a melhoria da soldabilidade desse tipo de material é uma solicitação constante por parte dos fabricantes de estruturas metálicas de aço, pois é um fator decisivo frente à competição não entre eles mesmos, como também frente a construtores que utilizam outros tipos de materiais [1].

Dois novos conceitos de aços microligados foram propostos há alguns anos atrás como alternativas às ligas HY-80 e HY-100, mas apresentando melhor soldabilidade graças à minimização de seu teor de C. São eles os aços endurecíveis por precipitação de cobre (ASTM A710/HSLA-80) ou pela formação de estrutura bainítica tenaz (ULCB - "Ultra Low Carbon Bainite"). Sua melhor soldabilidade permite redução de até 50% nos custos totais de construção dos componentes e estruturas [1]. Em função de seu teor reduzido de C, tais ligas devem apresentar mecanismos de endurecimento relativamente independentes desse elemento. No caso do aço HSLA-80, a precipitação de cobre que ocorre durante um tratamento suplementar de envelhecimento representa uma contribuição significativa à resistência mecânica, enquanto que no ULCB esse papel é desempenhado pela microestrutura bainítica e o endurecimento por solução sólida de elementos de liga [2-7]. Embora a presença de elementos de micro-liga no aço ULCB lhe confira endurecimento adicional por precipitação na ferrita, ele normalmente não é submetido a tratamentos de envelhecimento na prática industrial.

Outra vantagem dessas ligas é a supressão do tratamento de têmpera e revenido que normalmente se faz necessário nos aços HY-80/HY-100. É verdade que os aços HSLA-80 requerem envelhecimento após laminação a quente, mas isto representa uma vantagem no caso de peças que devam ser conformadas. A conformação pode ocorrer com a chapa grossa no estado como laminado, quando ainda apresenta resistência mecânica relativamente baixa, efetuando-se o envelhecimento posteriormente, quando a peça estiver acabada e soldada [2].

O aço HSLA-80 contém, além do Cu, outros elementos de liga em teores significativos. O Ni é adicionado principalmente para se evitar os problemas de fragilidade a quente normalmente associados à presença do cobre nos aços. Já o papel do Cr e Mo presentes nesses aços é retardar a precipitação do cobre durante o resfriamento após a laminação a quente ou austenitização do material, facilitando sua produção em escala industrial. Também se adiciona Nb a esse material, para se tomar proveito de seu efeito clássico no refino de grão durante a austenitização e laminação a quente [1-3].

Nos aços da família HSLA-80, uma significativa fração da resistência mecânica deriva da presença do cobre. O Cu tem o diâmetro atômico muito próximo ao do Fe; esses elementos não formam compostos intermetálicos entre si. O valor máximo de solubilidade do Cu em Fe é de 2,4% a 840°C [8]. O envelhecimento do material leva à precipitação de ϵ -Cu, na forma de partículas com diâmetro variando entre 2 e 45 nm. Eles se localizam dentro de discordâncias formadas no interior dos grãos de ferrita, bem como em seus contornos e subcontornos [2]. Os padrões de difração eletrônica mostraram que o precipitado ϵ é constituído de cobre, possuindo pa-

râmetro de reticulado ligeiramente maior do que o do Cu puro e um teor máximo de 4% de Fe [9]. Em aços comerciais, esses precipitados são recobertos por uma segregação de Mn ou Ni [10].

Também a composição química clássica do ULCB inclui vários elementos de liga. O B é indispensável para se obter microestrutura plenamente bainítica em aços com teor extra-baixo de C. Sua associação com o Nb cria um efeito sinérgico que aumenta acentuadamente a temperabilidade da austenita; além disso, o Nb também exerce seu já clássico efeito refinador de tamanho de grão, em associação com o Ti. O Ti ainda possui a missão de combinar com todo o N livre presente no aço, evitando que ele se combine com o B e anule seu efeito na transformação da austenita. Mn, Ni, Cu e Cr podem ser adicionados, conforme o nível de resistência mecânica desejado e da espessura da chapa grossa [4-6,11-13].

Os aços ULCB também são passíveis de envelhecimento, desde que contenham teores suficientes de Ti e V para promover o endurecimento secundário. Temperaturas de revenido de até 400°C levam a um moderado aumento na resistência mecânica sem afetar significativamente sua tenacidade. Isto caracteriza a ocorrência da liberação de tensões residuais decorrente da transformação de fases. Já o revenido entre 400 e 550°C leva à perda de resistência mecânica, que, contudo, se eleva se o tratamento for aplicado entre 550 e 650°C. Esse aumento é notável, mas leva à perda de tenacidade. A resposta ao envelhecimento é mais intensa para ligas que contêm Ti ao invés de V [8,9].

O objetivo deste trabalho consistiu em caracterizar os diagramas TRC (transformação sob resfriamento contínuo) relativos à austenita de aços HSLA-80 e ULCB e verificar seu comportamento durante o envelhecimento sob temperaturas entre 500 e 700°C.

- DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

Os materiais necessários para este trabalho foram elaborados em forno de indução a vácuo, sendo obtidos dois lingotes - um de aço HSLA-80 e outro de aço ULCB - com aproximadamente 85 kg cada, de seção retangular (100 x 130 mm) e comprimento de 850 mm. As análises químicas confirmatórias das ligas vazadas estão listadas na tabela I.

Os lingotes foram submetidos à laminação de desbaste para quebrar e homogeneizar a estrutura bruta de fusão. Desse modo, foram obtidas barras retangulares, com seção de 50 x 42 mm, a partir das quais foram usinados os bloquetes para os ensaios deste trabalho.

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al _{sol}	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	B	N
HSLA-80	0,044	0,65	0,32	0,005	0,011	0,013	0,87	0,77	1,12	0,23	0,077	---	---	0,0030
ULCB	0,033	1,93	0,29	0,007	0,011	0,006	0,39	---	---	0,35	0,062	0,029	0,0016	0,0030

Tabela I: Análises químicas confirmatórias das corridas estudadas.

Os diagramas TRC (Transformação durante o Resfriamento Contínuo) de ambas as ligas foram determinados para se mapear a transformação da austenita nesses aços durante o resfriamento contínuo. As amostras foram reaquecidas a 930°C por 20 minutos, obtendo-se tamanho de grão austenítico igual a 9,5 em ambas as ligas. A seguir foram aplicadas taxas de resfriamento iguais a 44, 30, 20, 10, 0,3, 2,67, 1,33, 0,5 e 0,25°C/s às amostras. Taxas de resfriamento até 3°C/s foram conse-

guidas através do controle automático de temperatura; velocidades superiores a esta requereram resfriamento com jatos de argônio. A análise da variação volumétrica das amostras durante o resfriamento e das microestruturas finais obtidas permitiu levantar os diagramas TRC. Também foram determinados os valores de dureza Vickers (com carga de 10 kg) e a microestrutura das amostras.

Os ensaios de envelhecimento foram feitos a partir de amostras ambas as ligas com dimensões de 10 x 15 x 7 mm. Elas foram envelhecidas a 500, 600 e 700 °C durante 5, 15, 30, 60 e 120 minutos. Uma vez que foram efetuados ensaios com tempos de envelhecimento muito baixos (5 e 15 minutos), houve a necessidade de se efetuar esse tratamento num forno com alta velocidade de aquecimento, minimizando a inércia térmica da amostra. Por tal razão, o envelhecimento foi feito num banho de estanho fundido, aquecido num forno com resistências elétricas. A temperatura do banho foi controlada utilizando-se um termopar imerso de cromel-alumel protegido por uma bainha de aço inoxidável, com diâmetro de 1,5 mm. O resfriamento das amostras foi feito sob ar calmo. Análises químicas por micro-sonda das superfícies das amostras envelhecidas na condição mais crítica (120 minutos a 700 °C) mostraram que não houve difusão do estanho para o interior das amostras.

O grau de endurecimento proporcionado pelos tratamentos de envelhecimento foi determinado através da medição da dureza Vickers das amostras tratadas, sob carga de 5 kg. As superfícies das amostras 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 orientação existentes no material.

- RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

Os diagramas TRC levantados para os aços HSLA-80 e ULCB estão mostrados nas figuras 1 e 2, respectivamente.

Pode-se observar que o aço HSLA-80 é, por excelência, um aço bainítico, pois somente se detectou a formação de quantidade muito pequena (5%) de ferrita para velocidades de resfriamento iguais ou menores a 0,5 °C/s. Esse fato é corroborado pelas microestruturas que estão junto ao diagrama TRC deste material. O mesmo ocorreu para o aço ULCB, cuja temperabilidade é ainda maior, pois nem houve o aparecimento de um campo de ferrita ferrítico. Note-se que, neste caso, o efeito sinérgico entre Nb e B, além da presença do Mo, teve um papel fundamental neste resultado.

A baixa concentração de C nestas ligas, particularmente no caso do caso do aço ULCB, pode reduzir ou eliminar a formação de cementita entre placas na matriz de ferrita bainítica. No lugar da cementita ocorre a formação do chamado constituinte MA, uma mistura de martensita mais austenita retida. Na verdade, a classificação da microestrutura dos aços ULCB quando se utiliza microscopia ótica é muito difícil, em função de seu caráter acicular e da insuficiência de resolução desse método de análise [13].

A figura 3 mostra a evolução da dureza observada nas amostras de aço HSLA-80 e ULCB em função da velocidade de resfriamento aplicada. Ambas as ligas apresentaram boa correlação logarítmica entre dureza e a taxa de resfriamento, com r^2 da ordem de 0,9. Pode-se observar claramente que a dureza das duas ligas é praticamente igual para baixas velocidades de resfriamento, da ordem de 0,25 a 0,3 °C/s. Acima dessa taxa, contudo, a dureza do aço HSLA-80 aumentou ligeiramente em relação à do aço ULCB, indicando maior nível de temperabilidade para a primeira

liga. Aparentemente este resultado pode ser atribuído ao teor ligeiramente mais alto de C da liga HSLA-80.

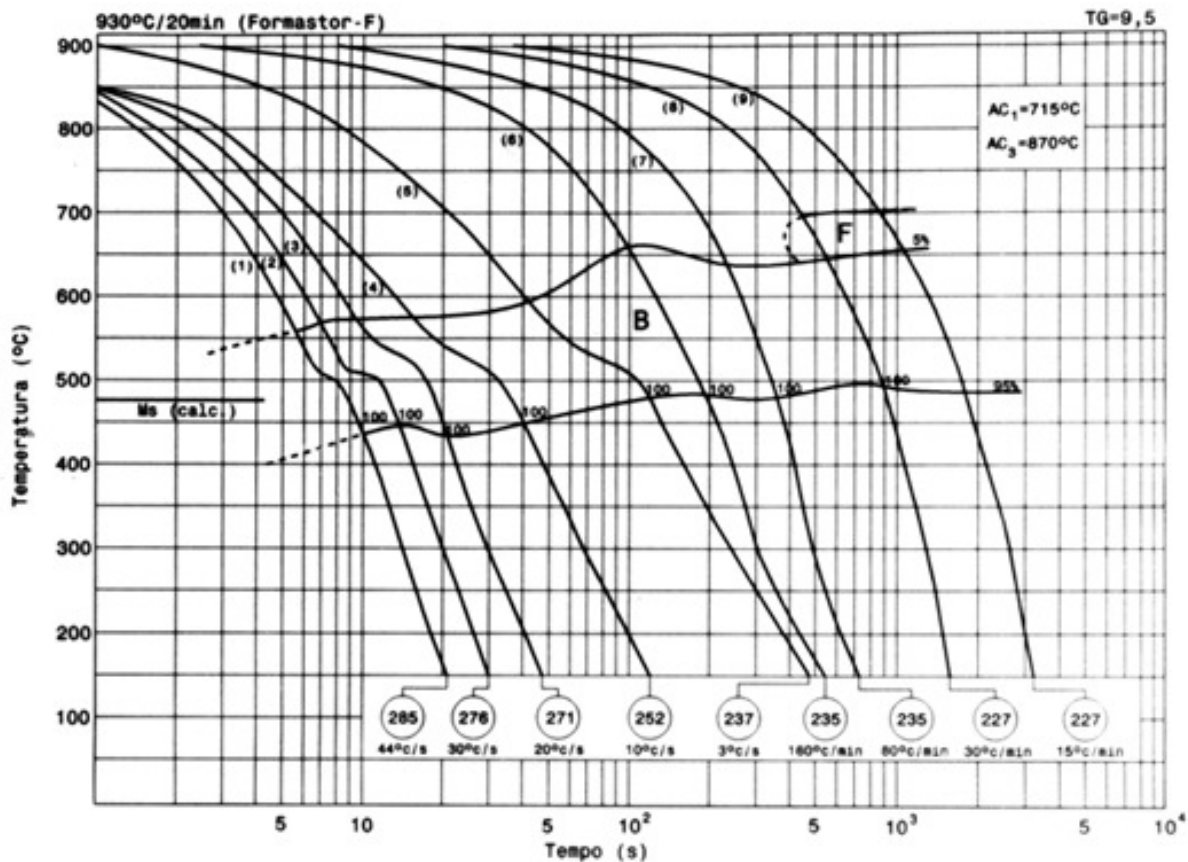


Figura 1: Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinado para o aço HSLA-80 aqui estudado.

A transferência dos resultados obtidos nestes diagramas para a definição dos parâmetros de laminação a quente tem de ser feita com cautela. Deve ser levado em conta que, uma vez que as amostras usadas na determinação do diagrama TRC foram aquecidas a 930°C, o teor de Nb solúvel presente deve ter sido muito baixo. De fato, um modelo termodinâmico para cálculo da solubilização de elementos microligantes [14,15] estima que, a essa temperatura, o teor de Nb solúvel deve ser da ordem de 0,016%, apenas 29% do total disponível na liga. Esta pode ter sido uma causa adicional para a menor dureza do aço ULCB frente ao HSLA-80, uma vez que a contribuição da sinergia entre Nb e B é importante para a temperabilidade da primeira liga.

Por uma limitação do dilatômetro utilizado, não foi possível deformar a quente a amostra antes da determinação do diagrama. Logo, não pôde ser levada em conta o efeito da deformação sobre a transformação da austenita que, de modo geral, se traduz numa aceleração dessa reação, diminuindo a temperabilidade do material. [16]. Além disso, as temperaturas de reaquecimento usadas na laminação industrial normalmente são da ordem de 1200°C, garantindo plenamente a solubilização do Nb presente da liga. Tal situação não ocorreu aqui, como já foi citado anteriormente.

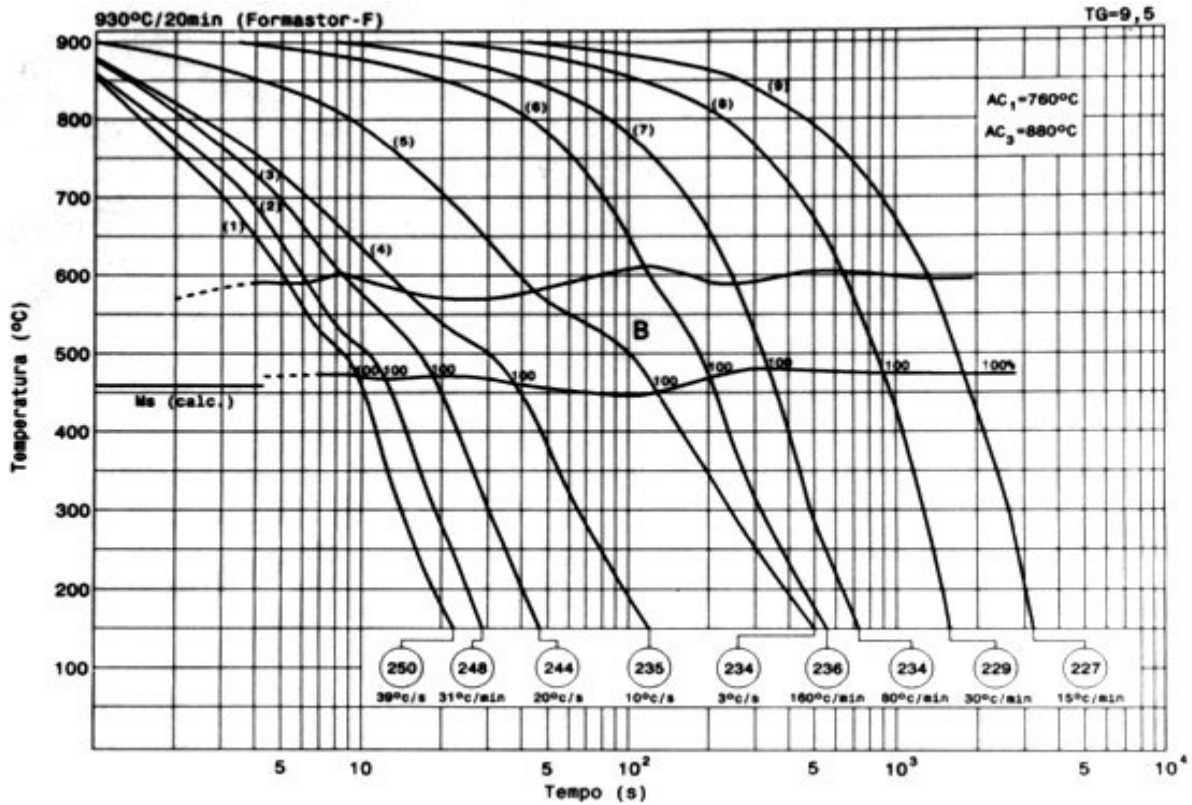


Figura 2: Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinado para o aço ULCB aqui estudado.

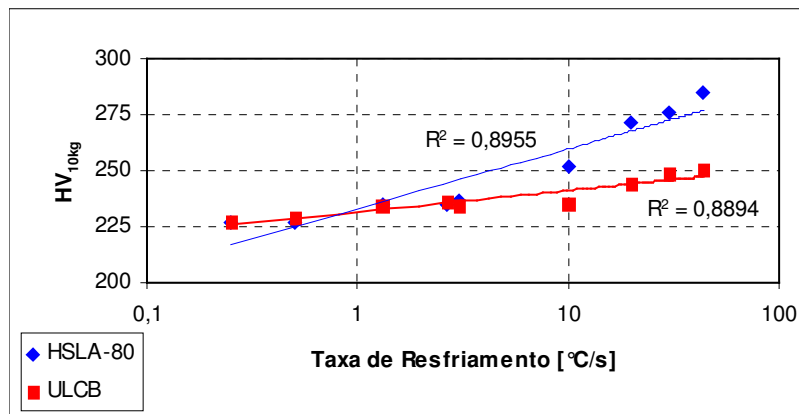


Figura 3: Evolução de dureza em função da velocidade de resfriamento verificada para as amostras de aço HSLA-80 e ULCB utilizadas na determinação do diagrama TRC.

A evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento para os aços aqui estudados, para cada temperatura de tratamento aplicada (500, 600 e 700°C) pode ser vista na figura 4. Ela mostra que, no caso do aço HSLA-80, um envelhecimento a 500°C promoveu endurecimento muito discreto. A amostra, com valor de dureza inicial de 244 HV, apresentou rápido aumento no valor dessa propriedade até 30 minutos de tratamento, atingindo então 251 HV. A dureza manteve-se praticamente constante para tempos maiores de tratamento, apresentando valor de 252 HV após duas horas de tratamento. Já o tratamento a 600°C provocou rápido aumento de du-

reza, que atingiu seu máximo a 30 minutos de tratamento: 271 HV. A partir daí a dureza apresentou leve queda, atingindo 263 HV após duas horas de tratamento. Finalmente, o envelhecimento a 700 °C levou a um pequeno aumento de dureza, que atingiu seu máximo a 5 minutos de tratamento, com valor de 254 HV. A partir desse momento a dureza caiu progressivamente, fazendo com que o material envelhecido apresentasse valor ainda menor do que no início do tratamento: 237 HV.

Os resultados indicam que o envelhecimento a 500 °C não é suficiente para proporcionar endurecimento por precipitação significativo, muito provavelmente pelo fato da temperatura ser baixa demais para promover rápida difusão dos átomos de cobre para a formação dos *clusters*. A temperatura de 700 °C foi excessiva: o endurecimento por precipitação foi anulado, para tempos de tratamento acima de 5 minutos, por um revenido simultâneo da matriz bainítica e super-envelhecimento. A temperatura de envelhecimento de 600 °C revelou-se a mais adequada, promovendo rápido aumento no valor de dureza até seu valor máximo, após 30 minutos de tratamento: 271 HV. Tempos maiores levaram ao superenvelhecimento, fazendo com que a amostra apresentasse dureza de 263 HV após duas horas de tratamento.

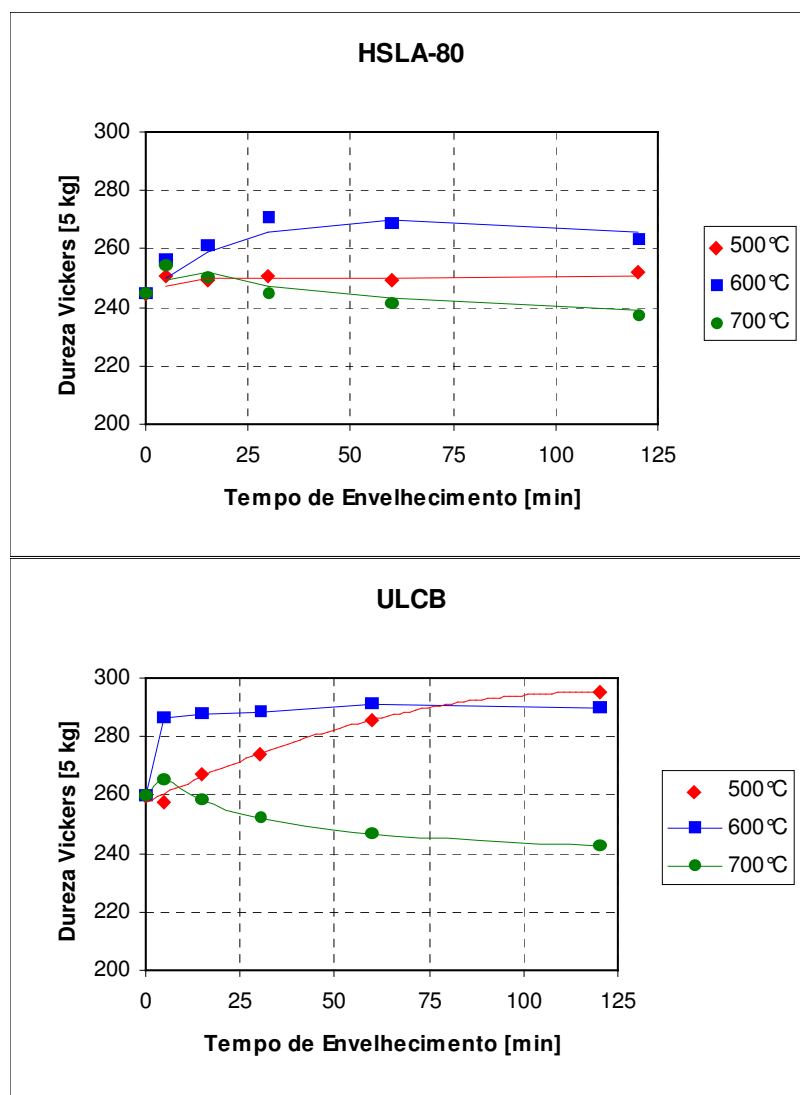


Figura 4: Evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento verificada para os aços estudados neste trabalho. Temperaturas empregadas: 500, 600 e 700 °C.

A figura 4 mostra que a curva de dureza ao longo do tempo de envelhecimento para o aço HSLA-80 apresentou apenas um pico, independentemente da temperatura de tratamento empregada, apesar de haver duas fases se precipitando: a fase ϵ rica em cobre e carbonitreto de Nb. Tal fato, contudo, já havia sido constatado na literatura [17].

O comportamento do aço ULCB durante o envelhecimento foi mais rápido, certamente pelo fato de que aqui precipita-se predominantemente carbonitreto de nióbio ao invés de cobre mais carbonitreto de nióbio, que é o caso do aço HSLA-80. O envelhecimento dessa liga a 500°C promoveu um contínuo aumento de sua dureza, desde o valor inicial de 260 HV até 295 HV após duas horas de tratamento. O aumento da temperatura de envelhecimento para 600°C acelerou significativamente o envelhecimento, com a dureza se elevando de 260 para 286 HV em apenas cinco minutos. Seguiu-se a partir daí um suave aumento na dureza da amostra, que atingiu 291 HV após uma hora de tratamento, apresentando ligeira tendência de queda a partir de então, conseguindo-se 290 HV após duas horas de tratamento. Já o comportamento das amostras de aço ULCB durante o envelhecimento sob temperatura máxima, 700°C, foi similar ao do aço HSLA-80: um pequeno aumento de dureza após cinco minutos de tratamento - aumento de 260 para 265 HV, seguido de queda para tempos maiores de tratamento, atingindo-se valor de apenas 243 HV após duas horas de envelhecimento, menor do que o observado na amostra no estado como laminada. Neste último caso parece ter ocorrido o mesmo fenômeno visto no aço HSLA-80, ou seja, o endurecimento por precipitação foi contrabalançado pelo revenido da matriz bainítica e super-envelhecimento dos precipitados que, no caso do aço ULCB, devem ter sido carbonitreto de nióbio.

Ao se comparar os aços HSLA-80 e ULCB é interessante notar que, no estado como laminado, o aço ULCB é ligeiramente mais duro que o HSLA-80: 260 *versus* 244 HV, respectivamente. A diferença de dureza aumenta após se efetuar um envelhecimento de 600°C por uma hora: 291 *versus* 268 HV, respectivamente. Note-se que aqui ocorreu o contrário que o observado durante a determinação do diagrama TRC, onde a dureza das amostras de aço HSLA-80 tendeu a ser maior do que as de ULCB. Esse resultado, contudo, pode ser explicado pelo fato de que as amostras submetidas ao envelhecimento foram submetidas a temperaturas de 1200°C antes da laminação a quente, o que promoveu plena solubilização do Nb. Consegue-se, dessa maneira, tomar pleno proveito do efeito sinérgico da ação desse elemento e do B para se aumentar a temperabilidade da austenita [8,9].

- CONCLUSÕES

O desenvolvimento deste trabalho sobre a transformação da austenita e envelhecimento de aços endurecíveis por precipitação de cobre (HSLA-80) e bainíticos (ULCB) permitiu chegar às seguintes conclusões:

- ⇒ Os diagramas TRC determinados para esses aços mostrou que ambas as ligas formam estrutura bainítica ao longo de uma ampla faixa de taxas de resfriamento, em função de seu teor de elementos de liga ser relativamente elevado;
- ⇒ Em função das condições experimentais adotadas na determinação desses diagramas, o aço HSLA-80 apresenta dureza ligeiramente superior ao verificado para o ULCB. Este resultado pode ser atribuído ao teor de C ligeiramente maior da primeira liga;

- ⇒ Ocorreu significativo aumento da dureza em ambas as ligas durante os ensaios de envelhecimento. No caso do aço HSLA-80 isso pode ser atribuído à precipitação de cobre mais carbonitreto de Nb na ferrita, enquanto que no ULCB o efeito decorre da precipitação de carbonitreto de elementos de micro-liga na ferrita;
- ⇒ A velocidade de envelhecimento é claramente dependente da temperatura com que ele é efetuado. A 500°C ele apresentou velocidade mínima. A temperatura intermediária, 600°C, apresentou uma relação otimizada entre velocidade de precipitação e máximo endurecimento. A 700°C a precipitação de carbonetos aparentemente está rápida demais, levando a um superenvelhecimento. Isto significa perda do endurecimento por precipitação, que, com a ocorrência simultânea de revenido na matriz bainítica do material, levou a significativas quedas de dureza em ambas as ligas;
- ⇒ O endurecimento proporcionado por precipitação, promovido pelo tratamento térmico de envelhecimento, foi mais rápido para o aço ULCB, onde há somente precipitação de carbonitreto de micro-liga na ferrita.

- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MONTEMARANO, T.W. et alii. Journal of Ship Production, vol. 2, n° 3, August 1986, p. 145-162.
2. WILSON, A.D. e outros. In: MICROALLOYING '88. Proceedings. American Society for Metals, Chicago, 1988, 259-275.
3. PHILLIPS, R.H. e outros. In: MICROALLOYING '88. Proceedings. American Society for Metals, Chicago, 1988, 235-247.
4. GARCIA, C.I. & DE ARDO, A.J. In: MICROALLOYING '88. Proceedings. American Society for Metals, Chicago, 1988, 291-299.
5. HAMBURG, E.G. et alii. Development of an Intermediate Composition for Navy HSLA-80/HSLA-100 Steels. Report RQR 88-1, Lukens Steel Company, Coatesville, February 1988.
6. GARCIA, C.I. e outros. Iron & Steelmaker, October 1991, 97-106.
7. NAKASUJI, H. e outros. In: Alloys for the Eighties. Proceedings. Climax Molybdenum Company, Connecticut, 1981, 213-224.
8. HORNBOGEN, E. et alii. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, vol. 218, December 1960, p. 1064-1070.
9. WRIEDT, H.A. et alii. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, vol. 218, February 1960, p. 30-36.
10. OSAMURA, K. et alii. ISIJ International, vol. 34, n° 4, April 1994, p. 346-354.
11. MASSIP, A. et alii. Stahl und Eisen, vol. 98, n° 19, 21 September 1978, p. 989-

12. WANG, S.C. et alii. Materials Science and Engineering, A154, 1992, p. 43-49.
13. ARAKI, T. et alii. In: International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels, AIME, Pittsburgh, p. 249-255.
14. GORNI, A.A. In: Spreadsheets in Science and Engineering, Springer-Verlag, Heidelberg, 1998.
15. ADRIAN, H. Materials Science and Technology, vol. 8, n° 5, May 1992, 406-420.
16. DESALOS, Y. et alii. Les Mémoires et Études Scientifiques de la Revue de Metallurgie, vol. 76, n° 6, Juin 1979, p. 377-396.
17. HICHO, G.E. et alii. Journal of Heat Treating, vol. 5, n° 1, 1987, 7-19.

- ABSTRACT

AUSTENITE TRANSFORMATION AND AGE HARDENING OF HSLA-80 AND ULCB STEELS

Customers of high strength steel plates are increasingly demanding products that minimize their costs, that is, which increase their competitiveness. A classical example of this tendency was the development of alternative materials to the HY-80, quenched and tempered structural alloy steel, like the microalloyed steels HSLA-80 and ULCB. These steels allow the suppression of the quenching and tempering heat treatment and offer better weldability due to their extra-low C content, decreasing the high costs associated to this process. In the HSLA-80 steel copper precipitation is one of the main hardening mechanisms available, while in the ULCB steel the contribution of the bainitic transformation plus solid solution hardening is vital. The aim of this work was to determine the continuous cooling austenite transformation diagrams of both steels and its performance during age hardening. It was verified that both alloys showed bainitic microstructure with low C content, commonly designed by the literature as being "granular" bainite. The hardenability of the ULCB steel was greater than the HSLA-80 due to the presence of Nb, B and Mo in the first alloy. The age hardening behavior of these alloys was slightly different between each other. The HSLA-80 steel developed maximum hardness during a 600 °C age hardening, while for the ULCB steel this occurred at a 500 or 600 °C age hardening and took less time. Both steels showed a significant hardness decrease during the 700 °C age hardening, that was probably due to overaging and tempering effects that arose from such high age hardening temperature.

Keywords: HSLA-80 and ULCB steels; austenite transformation; precipitation