



EFEITO DA PRÉ-DEFORMAÇÃO EM TRAÇÃO NO VALOR BAKE HARDENING DE UM AÇO MULTIFÁSICO LAMINADO A FRIO¹

Fábio Dian Murari²

Túlio Magno Füzessy de Melo³

Berenice Mendonça Gonzalez⁴

Resumo

O comportamento de *Bake Hardening* (BH) de um aço multifásico laminado a frio da classe de 250 MPa de limite de escoamento e 450 MPa de limite de resistência foi estudado para a faixa de pré-deformação em tração compreendida entre 0% e 20%. Foi observado um aumento máximo do valor *Bake Hardening* para uma pré-deformação entre 0,5% e 1,0%, o que está de acordo com outros resultados encontrados na literatura para aços *Bake Hardenable* convencionais e também para aços multifásicos. Esse comportamento foi explicado em função de mudanças na distribuição das deslocções com a deformação e também da interação entre as deslocções e átomos de carbono em solução sólida.

Palavras-chave: Aços multifásicos; Envelhecimento após deformação; *Bake hardening*.

EFFECT OF PRESTRAIN ON BAKE HARDENING VALUE OF A COLD ROLLED MULTIPHASE STEEL

Abstract

The *Bake Hardening* (BH) behavior of a cold rolled multiphase steel processed for a yield strength of 250 MPa and a tensile strength of 450 MPa was evaluated over a range of tensile prestrain between 0% and 20%. It was found that after reaching a peak value at a prestrain between 0.5% and 1.0% the BH parameter decreased with larger prestrains, what is in good agreement with the results presented by literature for conventional *Bake Hardenable* and also multiphase steels. This behavior was explained in terms of changes in the dislocation structure and dislocation interaction with dissolved carbon atoms.

Key words: Multiphase steels; Static strain aging; *Bake hardening*.

1 Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

2 Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Dr., Superintendência de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG, Brasil.

3 Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, M.Sc., Dr.-Ing., Superintendência de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, Ipatinga; MG, Brasil.

4 Membro da ABM; Física, Dra., Professora Associada do Departamento de Engenharia Metalúrgica da UFMG; Belo Horizonte; MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

No início dos anos 1980 a indústria automobilística japonesa começou a utilizar, em painéis externos dos veículos, chapas de aço de baixo carbono que eram dúcteis na conformação mecânica, mas que apresentavam acentuado aumento dos limites de escoamento e de resistência após tratamento de cura da pintura na linha de produção,⁽¹⁾ fenômeno que passou a ser conhecido como *Bake Hardenability* e que é controlado pelo envelhecimento após deformação.

O emprego desses aços com capacidade de endurecimento na cura da pintura permitiu a utilização de chapas mais finas, contribuindo para a redução de peso dos automóveis. Além disso, a menor deflexão elástica durante a conformação mecânica, em função do baixo limite de escoamento inicial, reduziu a recuperação elástica (efeito *springback*) e melhorou o controle dimensional da peça.⁽²⁾

O grande campo de aplicação desses aços, conhecidos, de modo geral, como aços *Bake Hardenable* ou simplesmente BH, está em peças de painéis externos (paralamas, portas, tetos e capôs), uma vez que elas são submetidas a pequenas deformações. Para essas aplicações, o aumento de resistência devido ao encruamento não é suficiente para permitir uma redução da espessura das chapas. O aumento de limite de escoamento usualmente obtido com esse tipo de aço está entre 30 MPa e 50 MPa. Na Figura 1 é ilustrado esquematicamente o aumento do limite de escoamento após conformação devido ao encruamento (*Work Hardening* - WH) e após o tratamento de cura da pintura (*Bake Hardening* - BH).

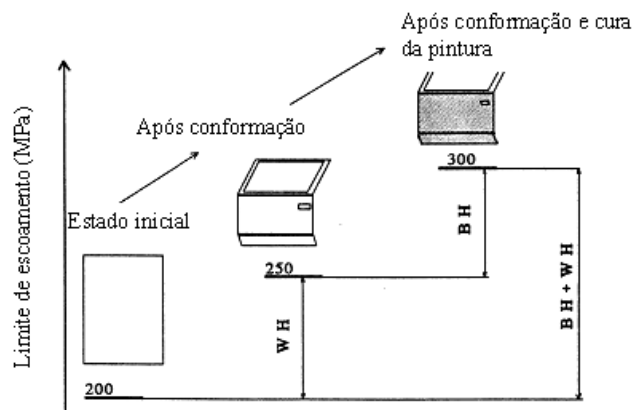


Figura 1. Ilustração esquemática do aumento do limite de escoamento após conformação (WH) e após tratamento térmico de cura da pintura (BH).⁽³⁾

O aumento do limite de escoamento por meio da cura da pintura, devido ao fenômeno de envelhecimento, também ocorre nos aços multifásicos^(4,5) e se constitui numa importante contribuição para o aumento da resistência à indentação de componentes feitos com esse tipo de aço para a utilização em peças de estrutura e também em painéis externos.⁽⁶⁻⁸⁾

O índice que mede o incremento de resistência dos aços devido ao fenômeno de *Bake Hardenability* é o índice *Bake Hardening* ou valor BH. A determinação desse índice⁽⁹⁾ consiste em deformar plasticamente em 2% o corpo-de-prova de tração; em seguida, descarregar o corpo-de-prova e submetê-lo a um tratamento térmico de envelhecimento que simula as condições de cura da pintura (170°C por 20 minutos) e, posteriormente, ensaiá-lo até a ruptura. A diferença entre o limite de escoamento inferior após tratamento térmico e a tensão obtida para a pré-deformação aplicada, corresponde ao índice *Bake Hardening*. O outro índice empregado, conforme

comentado anteriormente, é o valor WH que representa o aumento do limite de escoamento devido ao encruamento. De acordo com a norma SAE-J2340,⁽¹⁰⁾ devem ser usadas tensões de engenharia para o cálculo dos valores WH e BH.

Ao analisar a literatura pertinente, pode-se constatar que não há relatos da influência da pré-deformação no envelhecimento de aços multifásicos de baixa resistência mecânica. Considerando o atual processo de conformação de painéis externos, a quantidade de deformação pode diferir de 2% e o comportamento de *Bake Hardening* pode ser afetado. Por essa razão, é interessante conhecer o efeito da pré-deformação no valor BH.

Neste estudo o efeito da pré-deformação no comportamento de *Bake Hardening* de um aço multifásico laminado a frio da classe de 250/450 MPa de resistência mecânica, para uso em peças externas, foi avaliado por meio de ensaios de tração.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo foi desenvolvido a partir de lingote produzido em escala piloto, em forno de fusão a vácuo, com composição química conforme Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do lingote produzido em escala piloto (% p/p)

| C | Mn | Si | P | S | Al | N |
|--------|--------|--------|--------|---------|--------|---------|
| ≤ 0,15 | ≤ 1,80 | ≤ 0,02 | ≤ 0,03 | ≤ 0,004 | ≤ 0,05 | ≤ 0,005 |

O lingote foi processado por laminação a quente até a espessura de 8,0 mm, com resfriamento em forno mufla, visando a simulação do bobinamento à temperatura de 650°C. As chapas obtidas foram usinadas até a espessura de 3,0 mm, sendo então laminadas a frio até a espessura final de 0,7 mm. Das chapas assim produzidas, foram preparadas amostras, retiradas paralelamente à direção de laminação, com as dimensões 150 x 50 x 0,7 mm para serem utilizadas na simulação do ciclo de recozimento contínuo, realizada em um simulador termomecânico *Gleeble* modelo 3500. Os valores de tempo, temperatura e taxa de resfriamento foram utilizados conforme Figura 2.

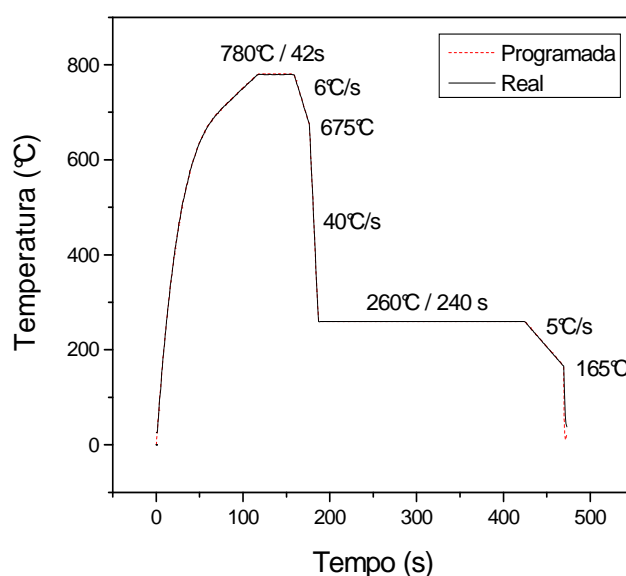


Figura 2. Ciclo de recozimento contínuo adotado para a produção do aço estudado.

Após o término do ciclo de recozimento contínuo, cada amostra tratada na *Gleeble* deu origem a três corpos-de-prova de ensaio de tração. Não foi dado passe de encruamento após a simulação do recozimento. Até o momento da confecção dos corpos-de-prova de tração e durante o período de espera para realização dos ensaios de caracterização mecânica e de envelhecimento, o material recozido foi mantido em temperatura inferior a -20°C , para que não ocorresse envelhecimento natural.

Após a análise qualitativa das microestruturas, foram realizadas análises metalográficas a fim de se determinar a fração percentual dos constituintes. A técnica de análise de imagens foi usada para medir a quantidade de ferrita (F), após ataque com nital a 4%, e a quantidade de martensita/austenita retida (MA), nesse caso após o ataque com metabissulfito de sódio. A quantidade de bainita e carbonetos não dissolvidos (B + C), por outro lado, foi determinada por diferença, considerando a soma dos valores medidos para a ferrita e o constituinte MA, para atingir 100%. Difratomia de raios-X também foi empregada para determinação da fração de austenita retida.

A caracterização do comportamento mecânico em tração foi feita em termos de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento uniforme (AL_U) e alongamento total (AL_T). Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente e a uma taxa de deformação média igual a 10^{-3}s^{-1} e também foram utilizados para a obtenção da variação do expoente de encruamento com a deformação verdadeira. Eles foram realizados em uma máquina *Instron* modelo 5882 equipada com extensômetro de 25 mm de base de medida e pacotes de programas para aquisição e tratamento de dados (*Blue Hill*), segundo a norma ASTM A370/97.⁽¹¹⁾

2.1 Efeito da Pré-deformação

Foi determinada a influência da pré-deformação em tração, no intervalo entre 0% e 20%, nos índices *Bake Hardening* e *Work Hardening*. O tratamento térmico para determinação do índice *Bake Hardening* foi realizado a 170°C durante 20 min em um banho de óleo de silicone em uma câmara equipada com controlador de temperatura e bomba de agitação mecânica, modelo W26 marca *HAAKE*. A capacidade do banho, de 20 L, aliada à agitação mecânica, proporcionou variações de temperatura menores que $\pm 0,5^{\circ}\text{C}$, conforme foi confirmado através do registro de temperatura do óleo por meio de um termopar. Encerrados os tratamentos em banho de óleo de silicone, os corpos-de-prova foram resfriados em água a 2°C . Depois de retirados do banho de resfriamento, os corpos-de-prova foram mantidos à temperatura ambiente por um período de pelo menos 40 min antes da realização dos ensaios de tração. O aumento de resistência devido ao envelhecimento foi determinado utilizando-se o limite de escoamento inferior após o tratamento térmico e as dimensões originais do corpo-de-prova. Para cada condição considerada, foram utilizados pelo menos três corpos-de-prova tratados de maneira idêntica.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Conforme se observa na Figura 3, o aço analisado apresentou uma microestrutura complexa, constituída por ferrita, martensita/austenita retida (Figura 3a), e bainita + carbonetos não dissolvidos (Figura 3b). A quantidade total de segundo constituinte se situou em torno de 18% (B + C: $\sim 13\%$ e MA: $\sim 5\%$), o que está dentro do esperado para aços multifásicos da classe de 250/450 MPa de resistência

mecânica.⁽¹²⁾ Deve-se ressaltar que a quantidade de austenita retida determinada por difração de raios-X ficou abaixo do limite de detecção da técnica utilizada (~ 2%).

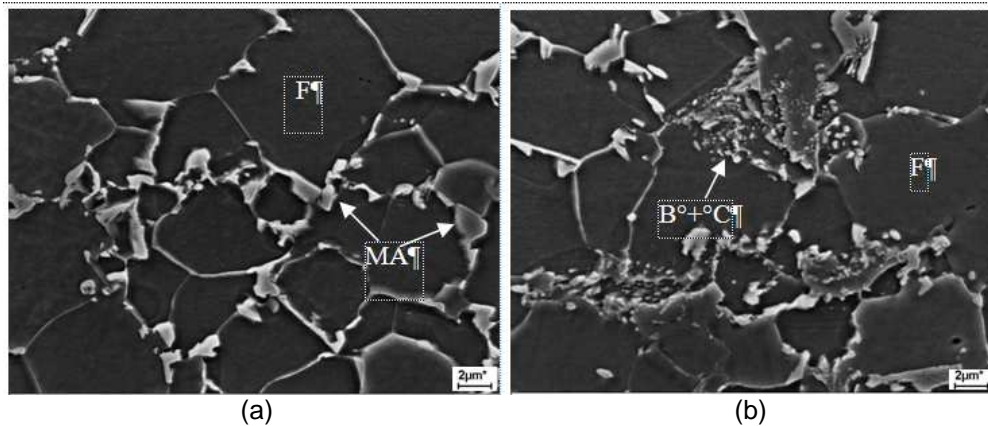


Figura 3. Microestrutura do aço estudado. MEV. Ataque: Nital 4%.

As propriedades mecânicas determinadas nos ensaios de tração são apresentadas na Tabela 2. Foram ensaiados 10 corpos-de-prova e o erro calculado, considerando-se uma distribuição de *Student* com grau de confiança de 95%, foi inferior a 5% para todos os parâmetros analisados. Conforme é mostrado na Figura 4, os corpos-de-prova ensaiados apresentaram uma transição contínua entre os regimes elástico e plástico, o que se deve, provavelmente, à presença de deslocamentos móveis geradas nas interfaces ferrita/segundo constituinte, devido à expansão de volume e à deformação cisalhante que acontecem durante a transformação da austenita em martensita/bainita durante o resfriamento.^(4,7,8,13)

Tabela 2. Propriedades mecânicas obtidas em tração. Direção longitudinal. Base de medida: 25 mm

| LE (MPa) | LR (MPa) | AL _U (%) | AL _T (%) |
|----------|----------|---------------------|---------------------|
| 253 ± 2 | 494 ± 5 | 23,2 ± 0,7 | 34,2 ± 0,8 |

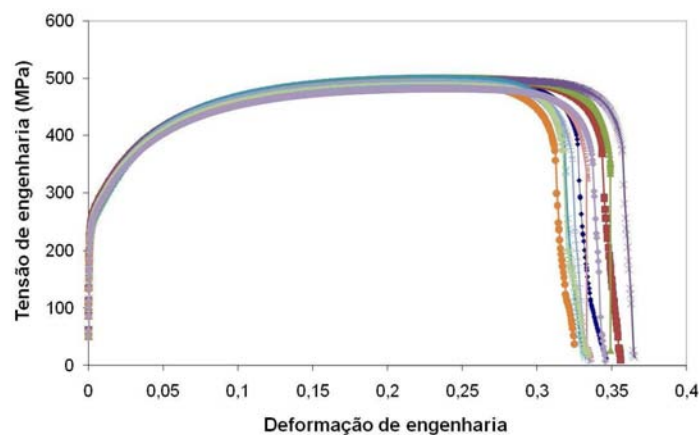


Figura 4. Comportamento mecânico em tração do aço estudado.

Como se observa na Figura 5, o expoente de encruamento atingiu um máximo para uma deformação verdadeira de aproximadamente 0,04, estando os valores obtidos para a faixa de deformação compreendida entre 0,10 e 0,18 acima do mínimo especificado para aços multifásicos com limite de resistência inferior a 500 MPa, 0,16,⁽¹⁴⁾ o que é bom do ponto de vista de aplicação em painéis externos. De acordo com Pereira, Melo e Figueiredo,⁽¹⁵⁾ para esse tipo de aplicação, as regiões de deformação mais acentuadas são aquelas caracterizadas pela predominância de

deformação por estiramento, o que faz com que materiais que possuam maior expoente de encruamento sejam mais adequados.

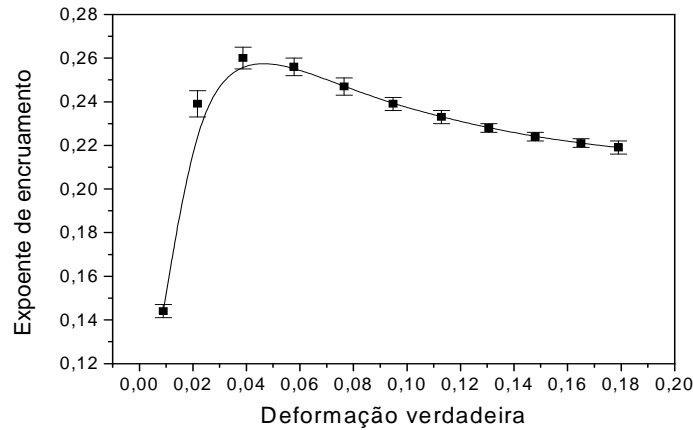


Figura 5. Variação do expoente de encruamento com a deformação verdadeira. Valores médios para 10 corpos-de-prova ensaiados em tração.

3.1 Efeito da Pré-deformação

Na Figura 6 é mostrada a variação do valor BH com a pré-deformação em tração. Conforme se verifica, o aço investigado exibe um comportamento que é típico de aços *Bake Hardenable* convencionais, para os quais o valor *Bake Hardening* atinge um máximo para uma pré-deformação entre 0% e 1%.⁽¹⁶⁾ No caso do aço em questão o aumento máximo foi observado para uma pré-deformação em tração entre 0,5% e 1%, o que está de acordo com os resultados obtidos por Krieger,⁽⁴⁾ Bleck e Brühl,⁽⁷⁾ Hance⁽⁹⁾ e Tanaka *et al.*⁽¹⁷⁾ para aços multifásicos.

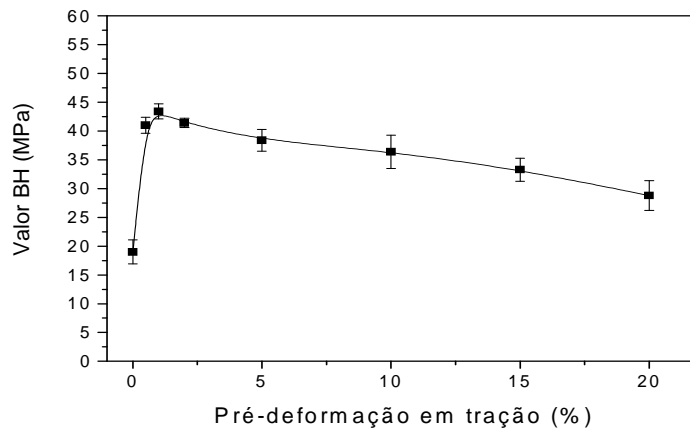


Figura 6. Efeito da pré-deformação em tração no valor *Bake Hardening* do aço estudado (T = 170°C, t = 20 min).

O comportamento observado na Figura 6, com a presença de um ponto de máximo, pode ser explicado em função de mudanças na distribuição das deslocções e na diferença de concentração de carbono em solução sólida na ferrita e na austenita. De acordo com Krieger⁽⁴⁾ e Tanaka *et al.*⁽¹⁷⁾, ao final da etapa de resfriamento lento no recozimento contínuo tem-se uma distribuição heterogênea de carbono em solução sólida, consequência da transformação parcial da austenita em ferrita, o que resulta em alto teor de carbono nas interfaces entre as duas fases. Portanto, nessas condições, é esperado que ocorra uma redistribuição de carbono entre essas duas fases. No entanto, se o material é resfriado rapidamente a partir da



temperatura de têmpera, a difusão é inibida e a maior parte do carbono que está em solução sólida ficará aprisionada nas deslocações introduzidas nas interfaces ferrita/martensita. Dessa forma, sobram deslocações livres (ou com pouco carbono) no interior dos grãos de ferrita, o que faz com que o aumento no limite de escoamento seja pequeno. Todavia, à medida que alguma deformação é aplicada (0,5% ~ 1,0%), as deslocações que estão nas interfaces ferrita/martensita são desancoradas e escorregam em direção ao interior dos grãos de ferrita, tornando a distribuição de deslocações mais uniforme. Com o tratamento de envelhecimento, o carbono também se distribui mais uniformemente entre as deslocações, ancorando-as de modo mais efetivo, o que resulta em um aumento do valor BH. Para deformações maiores que 1%, o valor BH apresenta tendência de estabilização ou queda, dependendo da quantidade de carbono em solução sólida. Se o teor de carbono em solução sólida é maior do que o teor necessário para ancorar as deslocações, o valor BH praticamente não deve variar com a deformação. Se o teor de carbono é pouco superior ao valor necessário para ancorar as deslocações geradas para 1% de deformação plástica, à medida que se aumenta a deformação o valor BH decresce porque haverá menos átomos nas linhas de deslocações, resultando em um efeito de ancoramento menos intenso.

Na Figura 7 é mostrado o efeito da pré-deformação em tração no parâmetro WH. Como se observa, o aço investigado apresentou um grande aumento de resistência devido ao encruamento com a aplicação de pequenos valores de pré-deformação em tração, o que é característico dos aços de uma forma geral, e particularmente dos aços multifásicos. De acordo com Hill e Abbaschian,⁽¹⁸⁾ os primeiros incrementos de deformação plástica provocam um aumento relativamente grande da densidade de deslocações, resultando, conseqüentemente, em maior elevação de resistência mecânica. Para valores adicionais de pré-deformação, a densidade de deslocações aumenta de forma cada vez menos pronunciada, o que explica a menor variação do valor WH. Para uma pré-deformação em tração de 5%, por exemplo, observa-se na Figura 7 um aumento de resistência de aproximadamente 150 MPa, ao passo que entre 5% e 20% de pré-deformação em tração o aumento de resistência foi inferior a 100 MPa.

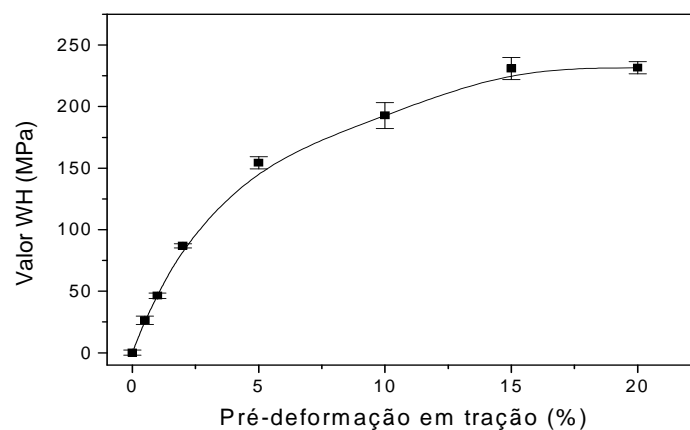


Figura 7. Efeito da pré-deformação em tração no valor *Work Hardening* do aço estudado.

Na Figura 8 observa-se o efeito da pré-deformação em tração no aumento total de resistência (WH + BH). Como se pode notar, para uma pré-deformação da ordem de 2,0%, o aço investigado apresentou um aumento total de resistência de 128 MPa (87 MPa de WH e 41 MPa de BH). Comparando-se esses resultados com aqueles apresentados na Tabela 3, para aços *Bake Hardenable* galvanizados por imersão a

quente, com valores de limite de escoamento próximos aos obtidos para o aço em questão, pode-se verificar que uma peça confeccionada com o aço investigado, por exemplo, apresentaria um limite de escoamento da ordem de 381 MPa (253 MPa + 128 MPa), superior aos valores que seriam obtidos com os aços BH180 (310 MPa) e BH210 (288 MPa ~ 349 MPa), o que possibilitaria um aumento na resistência à indentação ou uma diminuição da espessura de um componente confeccionado com esse tipo de aço, com conseqüente redução do peso veículo.

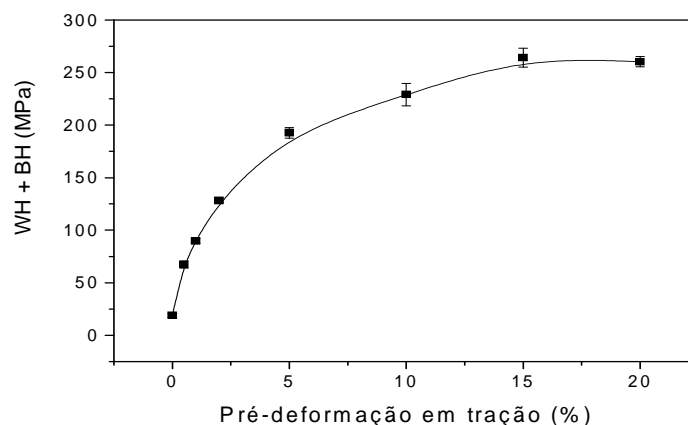


Figura 8. Efeito da pré-deformação em tração no aumento total de resistência dos aços estudados.

Tabela 3. Valores de WH e BH para aços *Bake Hardenable* galvanizados. Pré-deformação de 2% em tração. Tratamento de *Bake Hardening*: 170°C/20 min⁽¹⁹⁾

| Aço | Espessura (mm) | LE _{aco} (MPa) | WH (MPa) | BH _I (MPa) | LE _{peca} (MPa) |
|-------|----------------|-------------------------|----------|-----------------------|--------------------------|
| BH180 | 0,76 | 234 | 31 | 45 | 310 |
| BH210 | 0,80 | 261 | 35 | 45 | 341 |
| BH210 | 0,71 | 261 | 41 | 47 | 349 |
| BH210 | 0,76 | 219 | 30 | 39 | 288 |
| BH260 | 1,50 | 322 | 32 | 60 | 414 |

4 CONCLUSÕES

O comportamento do aço investigado foi caracterizado por um baixo valor BH na condição sem pré-deformação e por um aumento máximo desse parâmetro para uma pré-deformação entre 0,5% e 1,0% em tração. Esses resultados foram explicados em função de mudanças na distribuição das deslocamentos com a deformação e também da interação entre as deslocamentos e átomos de carbono em solução sólida.

REFERÊNCIAS

- OKAMOTO, A.; TAKAHASHI, M.; HINO, T. Development of Bake-Hardenable Al-Killed Steel Sheet by Box-Annealing Process. Transactions ISIJ, 21, (11): p. 802-11, 1981.
- DAVIES, G. M.; THOMPSON, S. J. A. Cooperative Development Shapes Future for Automotive Steels. Steel Times, p. 180-206, 1988.
- ELSEN, P.; HOUGARDY, H. P. On the Mechanism of Bake Hardening. Steel Research, Vol. 64, No. 8/9, p. 431-436, 1993.
- KRIEGER, M.; JANECEK, M.; ESTRIN, Y. Bake Hardening Behaviour of Two Cold Rolled Dual Phase Steels Subjected to Advanced Galvanising Processing Routes. In: 3rd Int. Conf. on Thermo-Mechanical Processing of Steels, Padua, September 2008.

- 5 SAMEK, L.; DE MOOR, E.; PENNING, J.; SPEER, J. G.; DE COOMAN, B. C. Static Strain Aging of Microstructural Constituents in Transformation-Induced-Plasticity Steel. *Metall. Mater. Trans. A*, v. 39, p. 2542-2554, 2008.
- 6 VASILYEV, A. A.; LEE, H. C.; KUZMIN, N. L. Nature of Strain Aging in Bake Hardening Steel for Automotive Application. *Materials Science and Engineering A*. Volume 485, p. 282-289, 2008.
- 7 BLECK, W.; BRÜHL, S. Bake Hardening Effects in Advanced High Strength Steels. In: *New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels*. International Conference. Buenos Aires, May 2008.
- 8 WATERSCHOOT, T.; DE, A. K.; VANDEPUTTE, S.; DE COOMAN, B. C. Static Strain Aging Phenomena in Cold-Rolled Dual-Phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol. 34A, p. 781-791, March 2003.
- 9 HANCE, B. M., LINK, T. M., HOYDICK, D. P. Bake Hardenability of Multiphase High-Strength Sheet Steels. *45th MWSP Conference Proceedings*, vol. XLI, 2003.
- 10 SAE Standard J2340, "Categorization and Properties of Dent Resistant, High Strength, and Ultra High Strength Automotive Sheet Steel", Society of Automotive Engineers, March 17, 1999.
- 11 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM A-370 – 97a; Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- 12 SPEICH, G. R. Dual Phase steels. *Metals Handbook 10*. Ed. Metals Park: ASM, v. 1: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys, p. 424-429, 1990.
- 13 TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P. D.; PERELOMA, E. V. Transmission Electron Microscopy Characterization of the Bake Hardening Behavior of Transformation Induced Plasticity and Dual Phase Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38A, p. 2442-2454, October 2007.
- 14 GMW339 – Materials Specification - General Motors. Multi Phase and Ultra High Strength Sheet Steel, p. 1-14, April 2006.
- 15 PEREIRA, J. F. B.; MELO, T. M. F.; FIGUEIREDO, P. Uso de Aços de Média/Alta Resistência (BH e Isotrópico) em Substituição ao Aço Comum em Painéis de Cobertura. In: *SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS*, 38, Congresso SAE Brasil, São Paulo: ABM, 2001.
- 16 JEONG, W. C. Effect of Prestrain on Aging and Bake Hardening of Cold Rolled, Continuously Annealed Steel Sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Volume 29A, p.463-467, February, 1998.
- 17 TANAKA, T.; NISHIDA, M.; HASHIGUCHI, K.; KATO, T. In *Structure and Properties of Dual Phase Steels*, AIME, New York, NY, p. 221-41, 1979.
- 18 REED-HILL, R. E.; ABBASCHIAN, R. *Physical Metallurgy Principles*. 3rd ed. PWS-Kent Co., 1992, 926p.
- 19 MURARI, F. D.; LOBO, A. R.; GUIMARÃES, G. W. Susceptibilidade ao envelhecimento de aços BH180 e BH210 produzidos via CGL. Relatório final de estudo de P&D da Usiminas, PAMG6335, U-IGD, março de 2008.