

EFEITO DO TEOR DE Al NA DISTRIBUIÇÃO MICROESTRUTURAL E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO MULTICONSTITUÍDO¹

Ivan de Castro²
Fernando de Souza Costa³
Túlio Magno Füzessy de Melo⁴

Resumo

Foi avaliado o efeito do teor de Al na distribuição microestrutural e nas propriedades mecânicas em tração de um aço multiconstituído. O estudo foi desenvolvido em escala piloto, no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas. Foram produzidos dois lingotes em forno de fusão a vácuo, com teores diferenciados de Al, 0,05% e 0,80%. Após laminações a quente e a frio, foram retirados corpos-de-prova que foram submetidos a simulação de ciclos térmicos de recozimento em máquina *Gleeble*. Verificou-se que o aumento do teor de Al resultou em maiores quantidades de martensita e austenita retida e menores quantidades de bainita. Essa distribuição microestrutural influenciou as propriedades mecânicas em tração, com aumento do limite de resistência e redução do limite de escoamento para o aço com maior teor de Al. O produto do limite de resistência pelo alongamento (LRxAL), utilizado na avaliação da combinação de resistência e ductilidade de aços de alta resistência, mostrou elevação com o aumento do teor de Al.

Palavras-chave: Aço multiconstituído; Aço de alta resistência; Austenita retida.

THE EFFECT OF Al CONTENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A MULTICONSTITUTED STEEL

Abstract

In the present work the influence of the Al content on the microstructure and the mechanical properties of a multiconstituted steel was investigated. The study was conducted at the Usiminas Research and Development Center. Two steel ingots with different Al contents (0,05% e 0,80%) were fabricated by vacuum induction melting. After hot rolling and cold rolling the steels were processed in a Gleeble machine for the simulation of continuous annealing thermal cycles. The Al addition results in martensite and retained austenite increase, tensile strength increase and yield strength decrease.

Key words: Multiconstituted steel; High strength steel; Retained austenite.

¹ *Contribuição Técnica ao 43º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos – Curitiba, PR, 17 a 20 de Outubro de 2006.*

² *Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

³ *Membro da ABM, Físico, Msc., Centro de Pesquisa e desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

⁴ *Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, M.Sc., Dr.-Ing., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

1 INTRODUÇÃO

A tendência na indústria automobilística é a utilização cada vez maior de aços de alta resistência, visando a adequação às normas de segurança veicular, à redução do consumo de combustível e à emissão de poluentes. Dentro desse contexto, é crescente o número de estudos voltados ao desenvolvimento de aços multiconstituídos (*TRIP*, *Dual phase*, *Complex phase*), que apresentam um balanço superior de resistência-alongamento em relação aos aços convencionais. Esse comportamento é função da microestrutura desses aços, formada pela dispersão de martensita, bainita e austenita retida em uma matriz ferrítica.

Os elementos químicos normalmente adicionados à liga visando a obtenção de microestrutura multiconstituída são: Si, Al, Mn e Cr. Esses elementos, no entanto, possuem uma grande afinidade pelo O, difundindo para a superfície da tira durante o tratamento de recozimento, formando óxidos. Dentre esses, o Si é o elemento mais efetivo na obtenção da microestrutura desejada, principalmente na formação de martensita e austenita retida, no entanto, é mais crítico quanto à formação de óxidos. Observa-se na Figura 1 que o Si apresenta, em relação ao Al, a maior propensão à formação de óxidos externos,⁽¹⁾ que, no caso de galvanização a quente, reduz a molhabilidade do aço ao Zn líquido, comprometendo a sua aderência. Assim, o Al torna-se uma opção à sua substituição na produção de aços multiconstituídos quando a rota de processamento é uma linha de galvanização a quente.

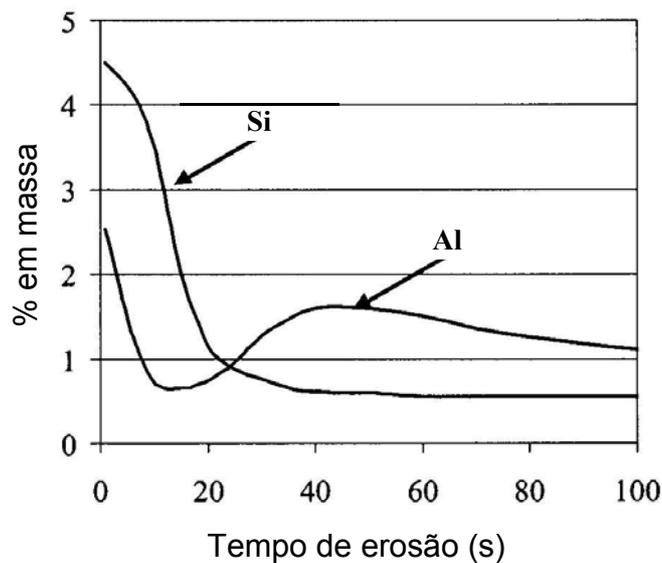


Figura 1. Medida do perfil de concentração a partir da superfície de aços multiconstituídos com adição de Si ou Al.⁽¹⁾

Como o principal mecanismo de aumento de resistência dos aços multiconstituídos é a transformação de fase, os projetos de liga devem contemplar adições de elementos químicos que favoreçam a distribuição microestrutural descrita anteriormente.

Nesse contexto, foi avaliada por diferentes autores,⁽²⁻⁴⁾ utilizando o programa *Thermo-Calc*, a influência da adição de Al na distribuição microestrutural desses aços. Na Figura 2 é mostrada a influência da adição de Al na fração volumétrica da austenita para um aço com 0,15% C e 1,5% Mn. Conforme se verifica, o Al reduz

significativamente a região austenítica, sendo que para teores superiores a 1,0% a completa austenitização do aço não é possível.

Jiao et al.⁽⁴⁾ confirmaram esse efeito para um aço com 0,1% C e 1,5% Mn, mostrando que, nesse caso a completa austenitização não foi possível para teores de Al maiores que 1,2%.

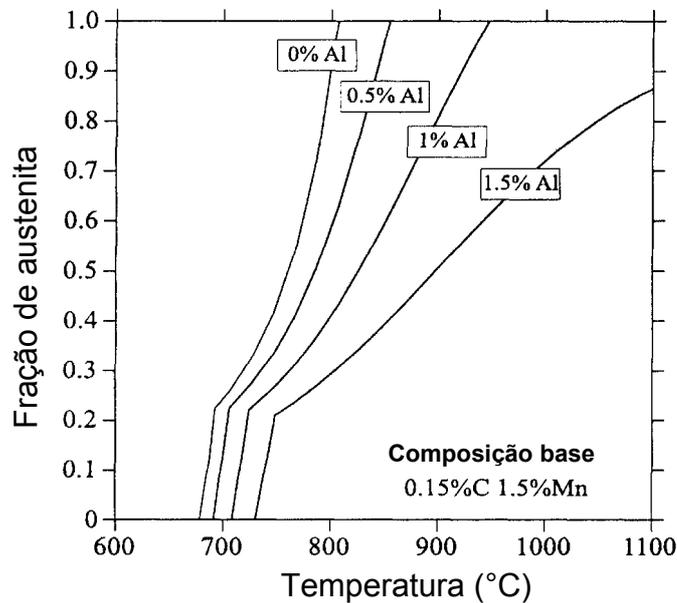


Figura 2. Influência da adição de Al na fração volumétrica da austenita calculada pelo programa *Thermo-Calc*.⁽²⁾

Em estudo realizado por Traint et al.⁽⁵⁾, no qual avaliou-se diferentes ligas, cujas composições químicas são mostradas na Tabela 1, mostrou-se, também através de cálculo com o programa *ThermoCalc*, Figura 3, que uma liga com Al possui uma menor fração de austenita em uma dada temperatura intercrítica quando comparada a ligas com Si, P e Cu. A partir dessas observações pode-se concluir que o Al terá um influência marcante na distribuição microestrutural do produto final.

Tabela 1. Composições químicas (% em massa).⁽⁵⁾

Liga	C	Si	Mn	Al	P	Cu	Ni
A	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-
B	0,15	0,60	1,50	-	-	-	-
C	0,15	0,60	1,50	1,00	-	-	-
D	0,15	0,60	1,50	-	0,10	-	-
E	0,15	0,60	1,50	-	-	0,85	0,40

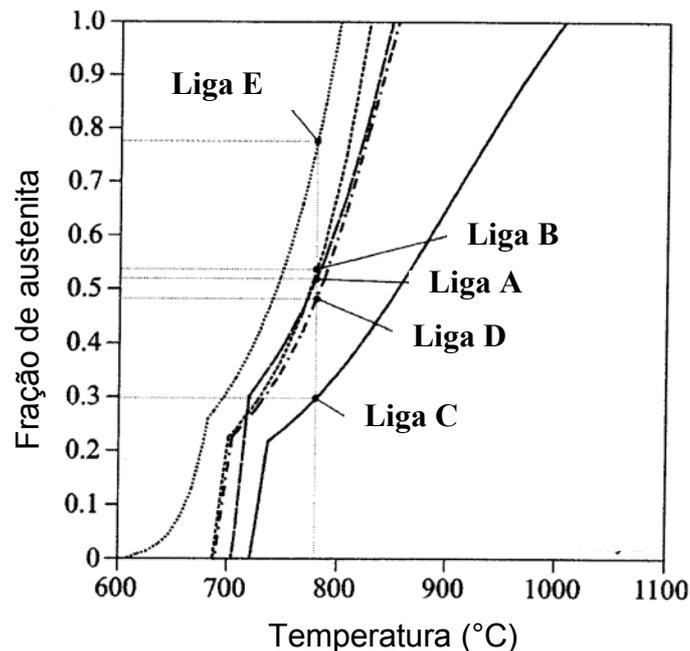


Figura 3. Fração de equilíbrio da austenita em função da temperatura intercrítica para diferentes concepções de aços multiconstituídos⁽⁵⁾.

Na etapa de reaquecimento intercrítico de um ciclo de recozimento contínuo, utilizado na fabricação de aços multiconstituídos, a adição de Al favorecerá a formação de pequena quantidade de austenita, no entanto, com elevado teor de C. Essa austenita enriquecida com C, dependendo das condições utilizadas nas etapas subsequentes do recozimento, poderá transformar-se em martensita de elevada dureza, ou tornar-se metaestável à temperatura ambiente (austenita retida). Outro efeito do Al é na etapa de superenvelhecimento, retardando a formação de cementita, propiciando, também, o enriquecimento da austenita em C.

O efeito do Al sobre a microestrutura reflete-se nas propriedades mecânicas dos aços multiconstituídos, como mostrado na Figura 4, para as ligas descritas na Tabela 1. Observa-se que a adição de Al em um aço C-Mn-Si, liga C em comparação com a liga B, resultou em aumento do alongamento uniforme, enquanto o limite de resistência foi pouco afetado. Esse comportamento foi associado à maior quantidade de austenita retida formada na liga com Al. Em comparação com a liga A (Si mais elevado que na liga B), a liga com adição de Al apresentou menor valor de limite de resistência, o que foi atribuído ao menor endurecimento por solução sólida conferido pelo Al em relação ao Si, e à menor quantidade de bainita formada durante a etapa de superenvelhecimento.

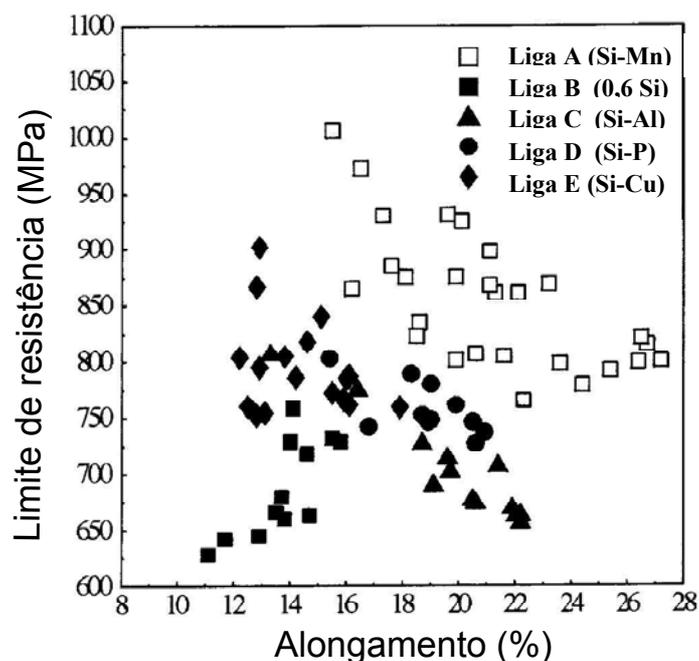


Figura 4. Limite de resistência como função do alongamento uniforme⁽⁵⁾.

O objetivo deste estudo foi avaliar o efeito da adição de Al sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas em tração de uma liga com base C-Mn-Si, usada na fabricação de aço multiconstituído, laminado a frio e recozido em linha de galvanização a quente.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O estudo foi desenvolvido a partir de lingotes produzidos em escala piloto em forno de fusão a vácuo, cujas composições químicas são mostradas na Tabela 2.

Tabela 2. Composição química dos lingotes produzidos em escala piloto (% em massa).

Aço	C	Mn	Si	P	S	Nb	Al
0,05% Al	≤ 0,25	≤ 2,00	≤ 1,00	≤ 0,10	≤ 0,01	≤ 0,05	0,05
0,80% Al							0,80

Os lingotes foram processados por laminação a quente primeiramente até a espessura de 35,0 mm, e em seguida até a espessura de 7,0 mm.

As chapas obtidas foram usinadas até a espessura de 4,0 mm, e posteriormente laminadas a frio até a espessura final de 1,20 mm. Após estas etapas, o material foi tratado termicamente em máquina *Gleeble*, visando à simulação do ciclo de galvanização a quente, sendo empregada uma temperatura de encharque de aproximadamente 800°C e uma temperatura de patamar, no campo bainítico, de 470°C, definida pela temperatura do pote de Zn. Na seqüência, foram realizados ensaios de tração, de acordo com a norma ASTM A370/97⁽⁶⁾, sendo os resultados tomados com base na média de três medições realizadas na direção transversal. A análise microestrutural foi realizada mediante o uso das técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), análise de imagens e difratometria de raios-X, sendo esta última utilizada para medir a fração de austenita retida.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Tabela 3 são mostrados os resultados das análises microestruturais. Na Figura 5 são mostrados os aspectos típicos das microestruturas dos dois aços, após ataque com reagente nital 4%. Observa-se que as quantidades de austenita retida (γ_{RETIDA}) e martensita aumentaram com a elevação do teor de Al, enquanto a quantidade de bainita diminuiu. A adição de Al retarda a formação de cementita durante a etapa de superenvelhecimento no ciclo de recozimento, favorecendo o enriquecimento da austenita com C. Outro efeito da adição de Al é a redução do campo austenítico, reduzindo a quantidade de austenita formada durante o encharque, resultando na formação de maior quantidade de ferrita e em uma austenita mais enriquecida com C.

Tabela 3. Resultados das análises microestruturais.

Aço	γ_{RETIDA} (%)	Martensita (%)	Bainita (%)
0,05% Al	3,0	11,9	11,4
0,80% Al	8,3	16,7	3,4

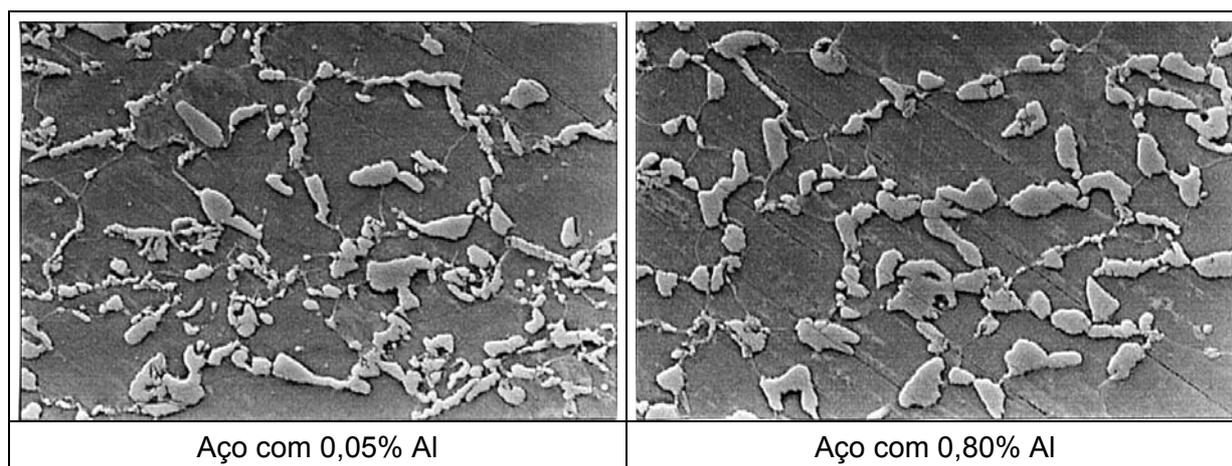


Figura 5. Aspecto microestrutural (MEV).

Na Tabela 4 e na Figura 6 são mostrados os resultados dos ensaios em tração. Observa-se que o aumento do teor de Al resultou em maior valor do limite de resistência e menor valor do limite de escoamento (LE), não havendo variação significativa no valor de alongamento. Conseqüentemente o produto do limite de resistência pelo alongamento, parâmetro $LR \times AL$, utilizado na avaliação da combinação de resistência e ductilidade de aços de alta resistência, aumentou com o aumento do teor de Al.

O menor valor do limite de escoamento para o aço com maior teor de Al está relacionado à maior quantidade de austenita retida e de martensita, Tabela 3. A transformação da austenita retida para martensita é acompanhada por uma expansão de volume, em torno de 3% a 4%, e esta expansão gera discordâncias móveis nas regiões da matriz ferrítica imediatamente adjacentes às regiões martensíticas. Como a transformação da austenita retida para a martensita ocorre a baixa temperatura, as discordâncias geradas na ferrita não serão bloqueadas por

átomos de soluto, que porventura existam, possibilitando a sua livre movimentação, resultando em menores valores do limite de escoamento.⁽⁷⁾

A diferença nos limites de resistência dos aços está relacionada às quantidades de bainita e martensita. O maior limite de resistência do aço com maior teor de Al está relacionado à maior quantidade de martensita, Tabela 3.

Tabela 4. Resultados dos ensaios mecânicos em tração.

Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	AL(%)*	Razão LE/LR	LRxAL (MPa . %)
0,05%Al	448	646	24,8	0,69	16021
0,80%Al	390	715	25,3	0,55	18090

* Base de medida: 50 mm.

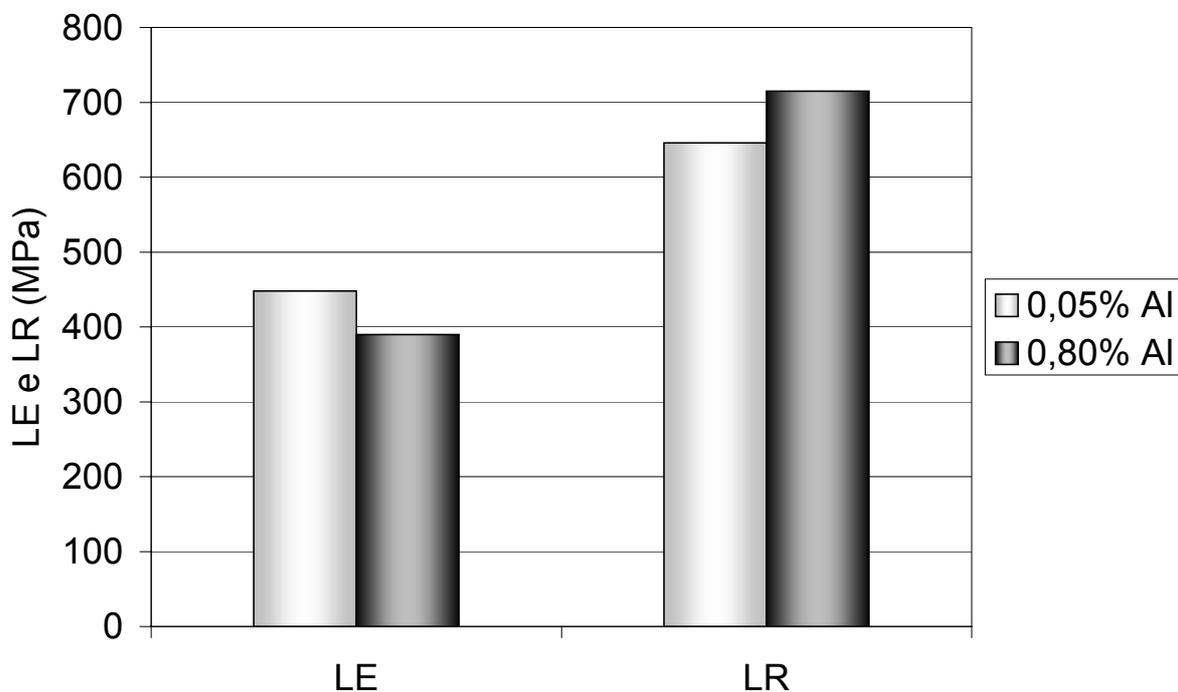


Figura 6. Propriedades mecânicas em tração.

4 CONCLUSÕES

O aumento do teor de Al de 0,05% para 0,80% resultou em maiores quantidades de martensita e austenita retida e menores quantidades de bainita. Essa distribuição microestrutural teve efeito direto nas propriedades mecânicas em tração, com maior limite de resistência e menor limite de escoamento para o aço com maior teor de Al.

O produto do limite de resistência pelo alongamento (LRxAL), utilizado na avaliação da combinação de resistência e ductilidade de aços de alta resistência, mostrou uma elevação com o aumento do teor de Al.

REFERÊNCIAS

- 1 BODE, R.; MAUER, M.; SCHAUMANN, T. W.; WARNECKE, W. Selection and use of coated advanced high-strength steels for automotive applications. Galvatech International Conference on Zinc and Alloy Coated Sheet; 6, 2004, Chicago, p. 107-118.
- 2 TRAIT, S.; PICHLER, A.; TIKAL, R.; WERNER, E. Influence of manganese, silicon and aluminium on the transformation behavior of low alloyed TRIP-steels. BHM, Springer-Verlag, 1999, v. 9, p. 362-368.
- 3 PICHLER, A.; STIASZNY, P.; POTZINGER, R.; TIKAL, R.; WERNER, E. TRIP steels with reduced Si content. 40thMSWP Conf. Proc. ISS. Pittsburg, 1998, p. 259-274.
- 4 JIAO, S.; PENNING, J.; LEYSEN, F.; HOUBAERT, Y. Deformation and transformation behavior on Mn-Si and Mn-Al TRIP steels. 41thMSWP Conf. Proc. ISS. Baltimore, 1999, p. 499-508.
- 5 TRAIT, S.; PICHLER, A.; HAUZENBERGER, K.; STIASZNY, P.; WERNER, E. Influence of silicon, phosphorus and copper on the phase transformation of low alloyed TRIP steels. International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys. Ghent, Belgium, June 2002, p. 121-128.
- 6 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM A-370-97^a: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- 7 RIGSBEE, J. M.; VANDERAREND, P. J. Laboratory studies of microstructures and structure-property relationships in "dual-phase" HSLA steels. Symposium on Formable HSLA and Dual-Phase Steels. Chicago, 1979, p. 56-86.