

# INFLUÊNCIA DO TEOR DE Si NA QUANTIDADE E NA ESTABILIDADE DA AUSTENITA RETIDA EM UM AÇO MULTIFÁSICO<sup>1</sup>

Fernando de Souza Costa<sup>2</sup>  
Ivan de Castro<sup>3</sup>  
Túlio Magno Füzessy de Melo<sup>4</sup>

## Resumo

Foi avaliado o efeito do teor de silício (Si) na fração de austenita retida em um aço multifásico e em sua estabilidade à deformação. O estudo foi desenvolvido em escala piloto, no Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas. Foram produzidos três lingotes em forno de fusão a vácuo, com diferentes teores de Si. Os lingotes foram laminados a quente e depois a frio, até a espessura final de 1,5 mm. Foram, então, preparados corpos-de-prova para simulações do processo de recozimento contínuo, realizadas em máquina *Gleeble*. Verificou-se que o aumento do teor de Si favoreceu tanto a formação de maiores quantidades de austenita retida quanto o aumento de sua estabilidade, o que teve como consequência o incremento nos níveis de resistência mecânica e de alongamento.

**Palavras-chave:** Aços multifásicos; Aços de alta resistência; Recozimento contínuo.

## THE INFLUENCE OF Si CONTENT ON THE AMOUNT AND STABILITY OF RETAINED AUSTENITE IN A MULTIPHASE STEEL

### Abstract

The influence of silicon content on the amount and stability of retained austenite in a multiphased steel was investigated. The present work was carried out at the Usiminas Research and Development Centre. Three steel ingots were produced by vacuum induction melting furnace with different silicon contents. After hot rolling and cold rolling until 1,50 mm thickness, the simulation of continuous annealing thermal cycles was conducted in a Gleeble machine. The Si addition increased the amount and stability of retained austenite with improvements on tensile strength and ductility properties.

**Key words:** Multiphase steel; Ultra high strength steel; Continuous annealing.

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

<sup>2</sup> *Membro da ABM; Físico, M.Sc., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

<sup>3</sup> *Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

<sup>4</sup> *Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

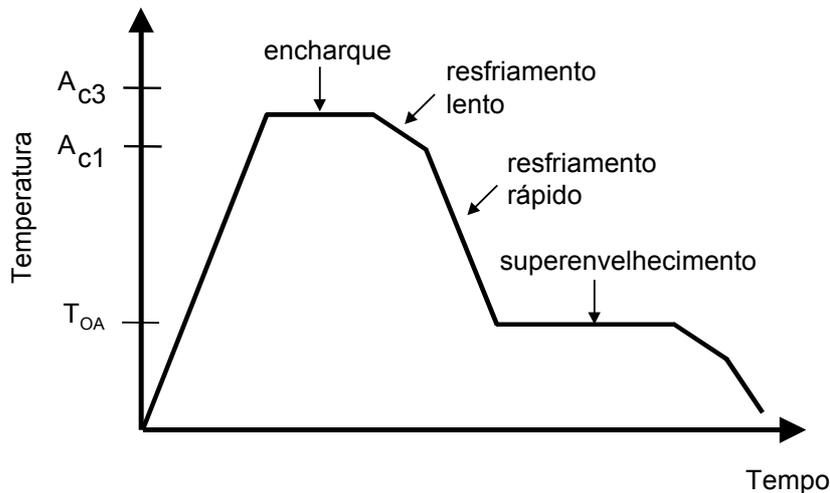
## 1 INTRODUÇÃO

Nos anos recentes tem se verificado uma tendência crescente de utilização dos aços de alta resistência de concepção avançada (*AHSS*), também denominados aços multifásicos, por parte da indústria automobilística, em virtude da necessidade de reduzir o peso dos veículos e incrementar aspectos ligados à sua segurança<sup>(1)</sup>. A excelente combinação de elevada resistência mecânica com boa ductilidade (alongamento total), apresentada por estes aços, está fundamentada na coexistência de diferentes constituintes microestruturais, de diferentes propriedades mecânicas e suas mútuas interações. Um ganho adicional de resistência mecânica e alongamento decorre da eventual transformação da austenita retida, que é uma fase de equilíbrio metaestável, em martensita, por deformação. Este é o fenômeno *TRIP* (*Transformation Induced Plasticity*)<sup>(2)</sup>.

Para que o efeito *TRIP* seja relevante, do ponto de vista das propriedades mecânicas finais, é necessário atentar para a quantidade de austenita retida e sua estabilidade à deformação. Não existe um valor exato de referência, mas encontra-se na literatura<sup>(2,3)</sup> valores variando dentro da faixa de 8% a 12%, para a quantidade de austenita retida. O grau de estabilidade da austenita retida, que é função do seu teor de carbono (C), está relacionado à quantidade de deformação necessária para promover a transformação completa da austenita em martensita. É desejável que tal transformação ocorra gradualmente, à medida que a deformação é aplicada, a fim de proporcionar ganhos tanto no alongamento quanto no limite de resistência do material. No caso de uma peça confeccionada com um aço que possui efeito *TRIP*, é importante que, mesmo após o processo de fabricação da peça, ainda se preserve alguma quantidade de austenita retida para conferir um ganho extra de alongamento e resistência para o caso de uma eventual colisão. Quando a austenita é de baixa estabilidade a transformação ocorre ainda nos estágios incipientes da deformação, com ganhos, nesse caso, desprezíveis nas propriedades mecânicas em tração.

Em virtude disso, é muito comum a utilização do binômio limite de resistência e alongamento, que se obtém pelo produto destas duas grandezas, como critério de avaliação dos aços multifásicos com efeito *TRIP*.

Os aços multifásicos são fabricados, em geral, via laminação a frio seguida de recozimento contínuo. O ciclo utilizado, mostrado na Figura 1, consiste em aquecer o material até a região intercrítica, delimitada por  $A_{c1}$  e  $A_{c3}$ , que são, respectivamente, as temperaturas de início e final de transformação da austenita no aquecimento. Na seqüência o aço é resfriado até uma temperatura intermediária ( $T_{OA}$ ), de modo que a austenita remanescente se transforme em martensita e/ou bainita. Naturalmente, dependendo das condições utilizadas, alguma fração de austenita retida pode ser obtida na microestrutura final.



**Figura 1.** Esquema do ciclo de recozimento contínuo para a produção de aços multifásicos laminados a frio.

Um dos fatores de maior importância na fabricação dos aços multifásicos, é sua composição química. Tradicionalmente, são utilizadas concepções à base de C-Mn e C-Mn-Si. O teor de C determina a quantidade de austenita obtida na temperatura de encharque e também é o responsável pela dureza e morfologia do segundo constituinte. A adição de manganês (Mn) reduz  $A_{C3}$ , ampliando o campo de estabilidade da austenita e levando, com isto, a um aumento no volume total dessa fase e, conseqüentemente, de martensita e/ou bainita após o processamento<sup>(4)</sup>. O silício, por sua vez<sup>(3)</sup>, promove, durante o ciclo de recozimento, a formação da ferrita nos estágios iniciais do resfriamento, após o encharque, o que acentua a difusão do C para a austenita. Além disso, durante a transformação bainítica, na etapa de superenvelhecimento, esse elemento inibe a formação de cementita, o que, mais uma vez, induz a difusão de C para a austenita, enriquecendo-a desse elemento. Embora o efeito do Si em suprimir a formação de cementita não esteja ainda totalmente esclarecido, acredita-se que seja devido à sua insolubilidade nessa fase. Isso conduziria à formação de uma barreira na frente de transformação, provocando um aumento local da atividade do C, suprimindo assim o desenvolvimento de embriões de cementita. Uma forte evidência nesse sentido reside no fato de que outros elementos não solúveis na cementita, como o alumínio (Al), por exemplo, exercem uma influência semelhante à do Si, durante a transformação bainítica.

Neste estudo foi avaliado o efeito do teor de Si nas propriedades mecânicas em tração, na fração de austenita retida ( $\gamma_R$ ), formada em um aço multifásico com efeito TRIP, e em sua estabilidade à deformação.

## 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O estudo foi desenvolvido a partir de lingotes produzidos em escala piloto, em forno de fusão a vácuo, com composição química conforme tabela 1. Não houve variação significativa nos teores dos elementos C, P, S, Al e nitrogênio (N) nos 3 lingotes.

Tabela 1 – Composição química dos lingotes produzidos em escala piloto (% em massa).

| Aço | C      | Mn     | Si   | P       | S       | Al      | N       |
|-----|--------|--------|------|---------|---------|---------|---------|
| A   | < 0,20 | ≤ 1,60 | 0,60 | ≤ 0,012 | ≤ 0,006 | ≥ 0,030 | ≤ 0,005 |
| B   |        |        | 1,00 |         |         |         |         |
| C   |        |        | 1,40 |         |         |         |         |

Os lingotes foram processados por laminação a quente primeiramente até a espessura de 35,0 mm, e em seguida até a espessura de 8,0 mm, com resfriamento em forno mufla, visando à simulação do bobinamento à temperatura de 620°C.

As chapas obtidas foram usinadas até a espessura de 5,0 mm, sendo então laminadas a frio até a espessura final de 1,5 mm. Após estas etapas, o material foi tratado termicamente em máquina Gleeble, visando à simulação do ciclo de recozimento contínuo. Foram empregadas as temperaturas de encharque (TE) de 780°C e 820°C. Na seqüência, foram realizados ensaios de tração, de acordo com a norma *ASTM A370/97*<sup>(5)</sup>, sendo os resultados tomados com base na média de três medições realizadas na direção transversal. A microestrutura das amostras foi caracterizada 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 e seu teor de C. Para a caracterização da microestrutura, utilizou-se o reagente nital a 4% e o ataque Bandoh<sup>(6)</sup>. Este foi preparado com o uso de 7 g de tiosulfato de sódio em 100 ml de água destilada, 5 g de ácido pícrico em 100 ml de álcool etílico e 2 ml de ácido nítrico em 98 ml de álcool etílico.

A fim de avaliar a estabilidade da austenita retida à deformação, foram separados corpos-de-prova, após a realização das simulações na *Gleeble*, aos quais foram aplicadas deformações, nos níveis de 5%, 10%, 15%, 20% e 25%. Em seguida foram realizadas novas análises por difração de raios-X, em amostras retiradas destes corpos-de-prova, para determinar o teor de austenita retida remanescente.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados médios das propriedades mecânicas em tração estão mostrados na tabela 2, para as duas temperaturas de encharque utilizadas.

Na Figura 2 estão representados graficamente os valores do limite de escoamento, do limite de resistência e do produto entre limite de resistência e o alongamento, em função do teor de silício.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas médias em tração.

| Aço | TE (°C) | LE (MPa) | LR (MPa) | AL (%)* | LR x AL |
|-----|---------|----------|----------|---------|---------|
| A   | 780     | 406      | 622      | 23,9    | 14.866  |
| B   |         | 449      | 659      | 27,5    | 18.123  |
| C   |         | 448      | 679      | 27,4    | 18.605  |
| A   | 820     | 401      | 639      | 21,7    | 13.866  |
| B   |         | 440      | 645      | 31,1    | 20.060  |
| C   |         | 461      | 681      | 30,7    | 20.907  |

\* Base de medida: 50 mm.

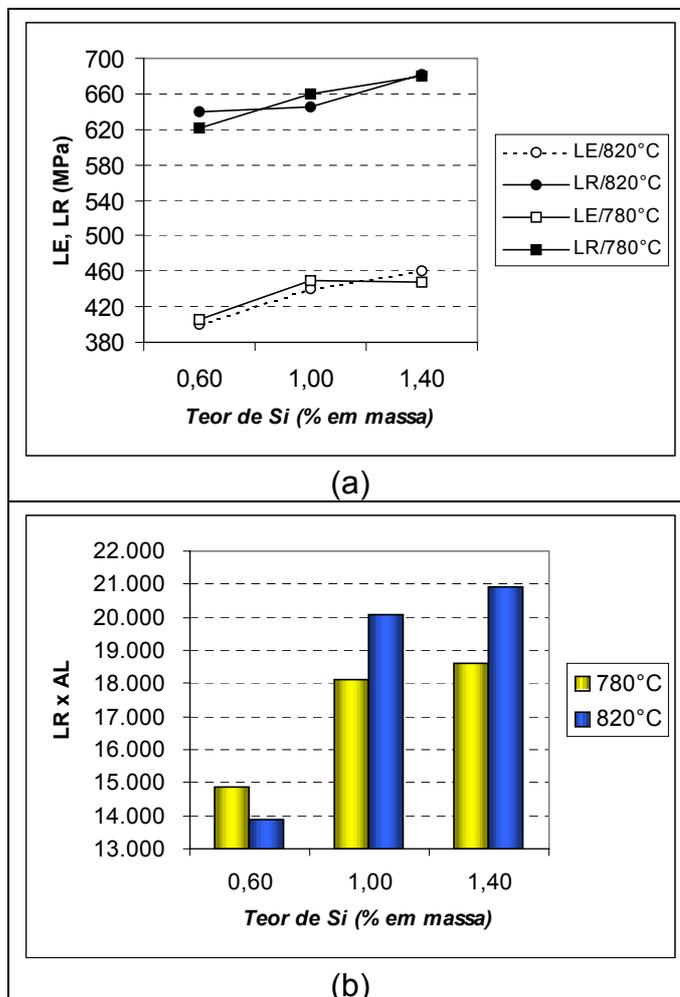


Figura 2 – (a) Resultados do limite de escoamento e do limite de resistência. (b) Produto do limite de resistência e do alongamento em função do teor de silício para as duas temperaturas de encharque empregadas.

O aspecto típico da microestrutura dos aços, conforme análises via MO e MEV, para a temperatura de encharque de 820°C, está ilustrado na Figura 3. No ataque Bandoh a martensita e a austenita retida apresentam tonalidade branca à luz do microscópio óptico, a bainita apresenta-se preta e a ferrita marrom claro.

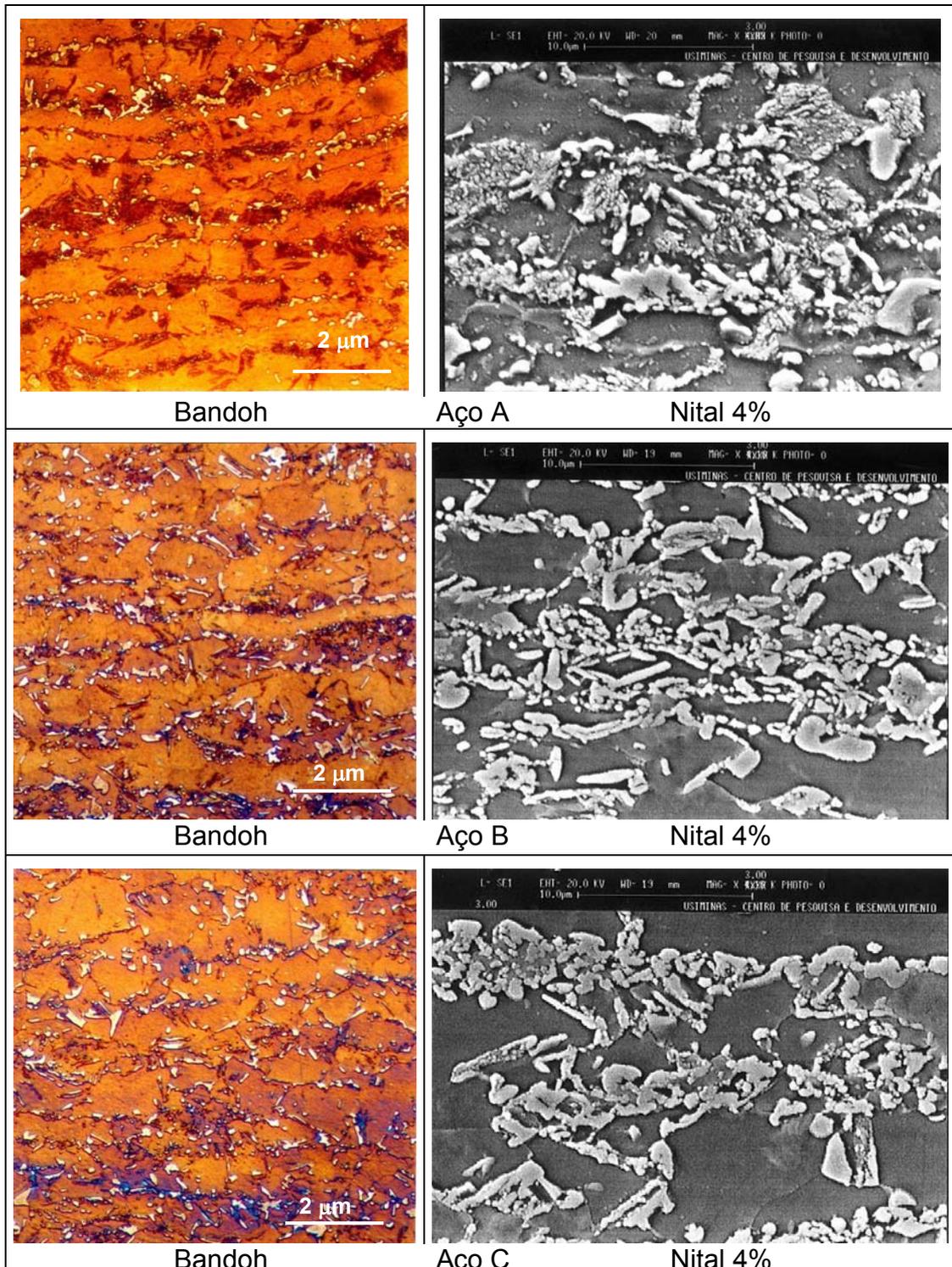


Figura 3 – Micrografias de MO e de MEV para os aços A, B e C, processados na temperatura de encharque de 820°C.

As análises realizadas indicaram uma significativa presença de partículas de carboneto no aço A, com menor teor de Si, em comparação com os aços B e C, conforme está ilustrado na Figura 3.

As quantidades relativas dos constituintes e do teor de C na austenita retida ( $C_{\gamma_R}$ ), em amostras sem a aplicação de deformação, estão mostrados na tabela 3.

Tabela 3 – Valores médios da quantidade dos constituintes e do teor de C na austenita retida.

| Aço | TE (°C) | Quantidade dos Constituintes |                      |                   | Teor de $C_{\gamma_R}$ (%) |
|-----|---------|------------------------------|----------------------|-------------------|----------------------------|
|     |         | Ferrita                      | Bainita + Martensita | $\gamma_{retida}$ |                            |
| A   | 780     | 65,0                         | 31,7                 | 3,3               | 0,98                       |
| B   |         | 70,5                         | 20,5                 | 9,0               | 1,23                       |
| C   |         | 68,5                         | 22,3                 | 9,2               | 1,13                       |
| A   | 820     | 60,2                         | 29,0                 | 3,5               | 0,98                       |
| B   |         | 71,0                         | 21,1                 | 7,9               | 1,21                       |
| C   |         | 70,9                         | 20,1                 | 9,0               | 1,17                       |

Praticamente todas as propriedades do aço multifásico foram incrementadas com a adição de Si, com especial destaque para o produto entre resistência e alongamento. Do ponto de vista da microestrutura, o aumento do teor de Si contribuiu para elevar a quantidade de austenita retida e seu teor de C.

De acordo com a tabela 2 e a Figura 2, verifica-se que a elevação da temperatura de encharque, de 780°C para 820°C, para os aços B e C, aumentou o alongamento do material, o que incrementou os resultados do produto entre o limite de resistência e o alongamento. Este efeito pode ser consequência de uma maior homogeneidade na distribuição da austenita retida proporcionada pela elevação da temperatura de encharque.

Os resultados da estabilidade à deformação da austenita estão mostrados na Figura 4, para as duas temperaturas de encharque empregadas.

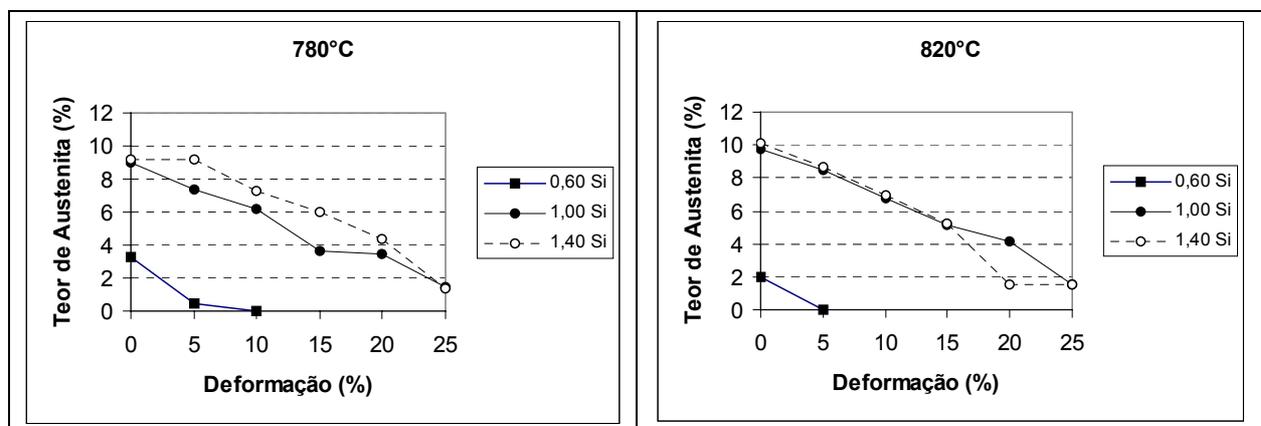


FIGURA 4 – Valores médios da fração de  $\gamma_R$  em função da deformação plástica em simulações com TE de 780°C e 820°C.

Os resultados mostrados na Figura 4 evidenciam o efeito do Si no incremento da quantidade e da estabilidade da austenita retida, já que mesmo com 25% de deformação plástica aplicada ainda se detectam traços desta fase nos aços com 1,00% e 1,40% de Si. Além disso, o decréscimo da quantidade de austenita retida com a deformação aplicada, nas ligas B e C, ocorreu de forma relativamente lenta, tanto que, mesmo após 20% de pré-deformação, estas ligas ainda apresentaram maior quantidade deste constituinte do que a liga A (0,60% Si) na condição sem pré-deformação. Conforme está registrado na tabela 3, foram exatamente as ligas B e C que apresentaram maiores quantidades de austenita e com maior teor de C.

#### **4 CONCLUSÕES**

Verificou-se que o aumento do teor de Si resultou no incremento do produto entre o limite de resistência e o alongamento. Do ponto de vista da microestrutura, o aumento do teor de Si restringiu a formação de carbonetos, além de contribuir para o aumento da quantidade de austenita retida e seu teor de C, que teve por consequência o aumento na estabilidade da austenita à deformação.

Observou-se também que a elevação da temperatura de encharque, de 780°C para 820°C, aumentou o alongamento do material, o que incrementou os resultados do produto entre o limite de resistência e o alongamento.

#### **REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- 1 ANDRADE, S. L.; TAISS, E. J. M.; ROSA, L. K. ULSAB – AVC: O Aço no Automóvel do Futuro. In: 57º Congresso Anual da ABM; julho de 2002. São Paulo – SP, p. 721-731.
- 2 BLECK, W. Using the TRIP effect - the dawn of promising group of cold formable steels. International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ed. B. C. De Cooman, 2002, p. 13 - 23.
- 3 PICHLER, A.; STIASZNY, P.; POTZINGER, R.; TIKAL, R.; - TRIP Steels with Reduced Si Content. 40TH MWSP CONF. PROC., ISS, 1998, p. 259-273.
- 4 LASDAY, S. B. Continuous Annealing and Aging Process Produces High Strength Dual Phase Steel Sheet for Automobile Manufacturing. Industrial Heating. October, 1982, p. 22-23.
- 5 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. ASTM A-370-97a; Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- 6 BANDO, S.; MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y. An Improved Tint Method for High Strength Steel Sheets with Mixed Microstructures. Transactions ISIJ, vol 28, 1988, p. 569 – 574.