

## ESTUDO DA VARIAÇÃO MICRO-ESTRUTURAL E DE RESISTÊNCIA MECÂNICA DE UM AÇO ARBL TEMPERADO E REVENIDO SUBMETIDO VARIADOS CICLOS TÉRMICOS\*

Luiz Augusto Ferreira de Campos Viana<sup>1</sup>  
Leonardo Barbosa Godefroid<sup>2</sup>  
Geraldo Lúcio Faria<sup>3</sup>

### Resumo

O processamento de aços ARBL (Alta Resistência Baixa Liga) para fabricação de bens de capital de dimensões avantajadas pode sobrecarregar máquinas operatrizes de indústrias do setor metal-mecânico. Uma rota alternativa para processamento deste material é a conformação do mesmo a temperaturas elevadas (processamento "a morno"), para redução de seu limite de escoamento e consequente diminuição do esforço nos equipamentos. Entretanto as propriedades mecânicas destes materiais devem ser mantidas após seu retorno à temperatura ambiente. Neste trabalho um aço ARBL temperado e revenido foi submetido a 1, 3, 5, 7 e 9 ciclos térmicos, com a soma do tempo de todos os ciclos térmicos igual a 10 horas e temperatura de 580°C. Em seguida ensaios mecânicos de tração, impacto em corpos de prova Charpy-V e dureza Vickers foram executados. A caracterização microestrutural e análises fractográficas dos corpos de prova de tração e impacto foram realizadas por meio de microscópio eletrônico de varredura (MEV). A análise microestrutural revelou o coalescimento de partículas de cementita em todas as amostras. A resistência mecânica dos corpos de prova submetidos a 1, 3, 7 e 9 ciclos caiu. A energia absorvida no ensaio de impacto aumentou para estas amostras. O corpo de prova submetido a 5 ciclos térmicos apresentou endurecimento secundário. A fractografia de todos os corpos de prova ensaiados a tração revelaram fratura dúctil. O mesmo ocorreu para os corpos de prova submetidos ao ensaio de impacto, exceto para os corpos de prova submetidos a 5 ciclos térmicos. Em nenhum dos casos ocorreu descaracterização do material com quedas nos limites de resistência a valores inferiores aos especificados pelo fabricante.

**Palavras-chave:** Aço ARBL; Microestrutura; Tratamento térmico; Fractografia.

### STUDY OF MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL STRENGTH CHANGES OF A QUENCHED AND TEMPERED HSLA STEEL AFTER VARIABLE THERMAL CYCLES

#### Abstract

The processing of HSLA steel (High Strength Low Alloy) for manufacturing of big dimensions capital goods may cause overload on industrial machines. An alternative processing route of this material is the warm processing, intended to reduce the material yield strength and consequently reduce the power demanded of the industrial machine. However, the material's mechanical properties shall be maintained after its temperature goes back to room temperature. In this work a quenched and tempered HSLA steel has been submitted to 1, 3, 5, 7 and 9 thermal cycles with the total time of the sum of the cycles equal to 10 hours and temperature of 580°C. After the thermal cycles, tensile, Charpy-V impact and hardness Vickers have been performed. The microstructural characterization and fractographic analysis of tensile and impact specimens have been performed using a scanning electronic microscope (SEM). The microstructural analysis revealed the coalescence of cementite particles in all specimens. The mechanical properties of specimens submitted to 1, 3, 7 and 9 thermal cycles have reduced. The absorbed energy obtained by impact tests has been increased for those specimens. The specimen submitted to 5 thermal cycles has presented secondary hardening. The fractographic analysis of all specimens submitted to tensile tests has revealed ductile fracture. The same has occurred for specimens submitted to impact tests, except for the specimen submitted to 5 thermal cycles. There hasn't been any case of material mischaracterization with drops in mechanical properties beyond the limits specified by the steel manufacturer.

**Keywords:** HSLA steel; Microstructure; Heat treatment; Fractography.

<sup>1</sup> Engenheiro Industrial Mecânico, Mestrando em Engenharia de Materiais, REDEMAT-UFOP, Ouro Preto Brasil.

<sup>2</sup> Engenheiro Metalúrgico. Dr. Professor. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), EM, UFOP, MG, Brasil;

<sup>3</sup> Físico. Dr. Professor. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET), EM, UFOP, MG, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Aços ARBL têm sido aplicados em situações onde se deseja desempenho melhorado, como estruturas metálicas mais esbeltas, redução de peso em automóveis, maior vida útil de bens de capital, entre outros. O processamento destes materiais deve ser levado em consideração quando estes são especificados para alguma utilização. É possível que durante seu processamento, máquinas operatrizes sejam sobrecarregadas. É muito importante ressaltar que a resistência mecânica por si só não determina a complexidade de processamento. Características geométricas dos equipamentos em fabricação são tão críticos quanto a resistência da matéria-prima. No caso da fabricação de bens de capital, existem situações onde as máquinas operatrizes têm sofrido consequências catastróficas, como exemplificado pela

Figura 1.



**Figura 1** - Dano causado em máquina operatriz durante processamento a frio de um aço ARBL.

Para que este efeito não ocorra, a conformação do material “a quente” ou “a morno” é uma alternativa de produção. Entretanto alguns cuidados e investigações devem ser tomados para que as propriedades mecânicas do produto final não sejam alteradas pelos ciclos térmicos utilizados para o processamento da matéria-prima.

Neste trabalho, um aço ARBL temperado e revenido foi submetido a cinco condições distintas de tratamentos térmicos. Cada condição distinta foi chamada de lote, sendo cada lote composto de três corpos de prova cilíndricos para ensaio de tração e três corpos de prova Charpy com entalhe em “V”. Em cada uma das condições, o tempo total de tratamento térmico foi de dez horas. Entretanto, cada um dos lotes foi submetido a quantidades diferentes de ciclos.

Em uma etapa posterior aos tratamentos térmicos, os corpos de prova foram submetidos aos ensaios mecânicos de tração, em corpos de prova cilíndricos e impacto, em corpos de prova Charpy com entalhe em “V”. Medição de dureza Vickers dos corpos de prova também foi realizada após os ciclos de tratamento térmico aplicados a cada lote de corpos de prova. Os ensaios mecânicos indicaram os efeitos dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas do material.

Investigações microestruturais e fractográficas foram realizadas, por meio de microscópio eletrônico de varredura (MEV) para identificação dos fenômenos metalúrgicos causadores das alterações de valores de limite de escoamento e resistência do material, energia absorvida no impacto e alterações de dureza.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Materiais

O material USI SAR-80T foi utilizado para o estudo. A composição química das amostras (em % peso) pode ser observada pela Tabela 1. O material do qual foram retirados os corpos de prova foi um laminado plano (chapa), com dimensões iguais a 80,4mm de espessura, 2330 mm de largura e 7700 mm de comprimento. Os corpos de prova foram retirados no sentido longitudinal à laminação da chapa, como ilustrado na Figura 2. Em relação à espessura da chapa, as amostras foram retiradas em 1/4 da mesma, seguindo recomendações da norma ASTM A-370 [1].

Tabela 1—Composição química do aço ARBL (% em massa).

|           |           |           |           |          |           |           |           |           |           |
|-----------|-----------|-----------|-----------|----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| <b>C</b>  | <b>Si</b> | <b>Mn</b> | <b>P</b>  | <b>S</b> | <b>Al</b> | <b>Cu</b> | <b>Nb</b> | <b>V</b>  | <b>Ti</b> |
| 0,13      | 0,28      | 0,99      | 0,017     | 0,001    | 0,028     | 0,02      | 0,005     | 0,032     | 0,012     |
| <b>Cr</b> | <b>Ni</b> | <b>Mo</b> | <b>Sn</b> | <b>N</b> | <b>B</b>  | <b>Ca</b> | <b>Sb</b> | <b>Pb</b> |           |
| 0,71      | 0,02      | 0,51      | 0,002     | 0,0061   | 0,0019    | 0,0016    | 0,00      | 0,002     |           |

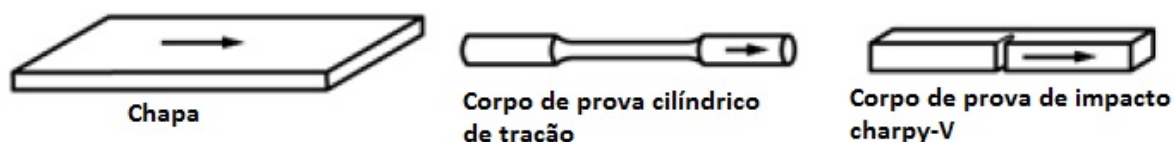


Figura 2- Orientação dos corpos de prova em relação à chapa. A seta indica o sentido de laminação. Adaptado de ASTM A-370 [1].

### 2.2 Procedimentos Experimentais

#### 2.2.1 Tratamentos térmicos

Os corpos de prova foram separados em lotes antes do tratamento térmico. Cada lote foi composto de três corpos de prova cilíndricos para ensaio de tração e três corpos de prova Charpy-V para ensaio de impacto. Foram mantidos ainda três corpos de prova de tração e três corpos de prova de impacto sem tratamento térmico, para servirem como referência dos efeitos alcançados após os ciclos térmicos. Cada lote recebeu o tratamento térmico mostrado na Tabela 2. Os tratamentos simulam o aquecimento do material para a conformação a morno e, neste trabalho, foram efetuados em fornos tipo mufla modelo 402D do fabricante Lavoisier e modelo Infi-Trol Estilo 22DL do fabricante Huppert's.

Tabela 2 - Tratamentos térmicos realizados nos lotes de CP's

| Lote | Quantidade de ciclos de TT | Tempo de TT por ciclo | Tempo total de TT | Temperatura de TT |
|------|----------------------------|-----------------------|-------------------|-------------------|
| 1    | 9                          | 1h7min                | 10h               | 580°C             |
| 2    | 7                          | 1h26min               | 10h               | 580°C             |
| 3    | 5                          | 2h                    | 10h               | 580°C             |
| 4    | 3                          | 3h20min               | 10h               | 580°C             |
| 5    | 1                          | 10h                   | 10h               | 580°C             |

### 2.2.2 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram executados conforme a norma ASTM A-370 [1], em máquina universal de ensaios mecânicos. Foi adotada uma taxa de deslocamento das garras do equipamento igual a 12mm/min e carga máxima de ensaio igual a 5000kgf. Os resultados considerados serão a média dos valores obtidos de três corpos de prova de um mesmo lote.

#### 2.2.2.1 Medição do alongamento dos corpos de prova

Foram realizadas marcações de 25 mm de comprimento na região útil do corpo de prova. Após o ensaio as faces fraturadas foram novamente unidas e realizada novamente a medição das marcas feitas previamente. O alongamento percentual dos corpos de prova foi calculado pela equação (1).

$$\Delta L = \left( \frac{L_f - L_i}{L_i} \right) * 100 \quad (1)$$

#### 2.2.2.2 Medição da redução de área da seção transversal dos corpos de prova

Os diâmetros inicial e final da região fratura do corpo de prova foram medidos e suas áreas de seção transversal calculadas. A redução percentual de área dos corpos de prova foi calculada conforme a equação (2).

$$\Delta A = \left( \frac{A_i - A_f}{A_i} \right) * 100 \quad (2)$$

### 2.2.3 Ensaio de impacto

Os ensaios foram realizados em corpo de prova de 10 mm x 10 mm x 50 mm de acordo com recomendações da norma ASTM A-370 [1], em temperatura ambiente. O resultado considerado para cada ensaio foi a média de energia absorvida pelos três corpos de prova ensaiados.

### 2.2.4 Ensaio de dureza Vickers

Uma das partes rompidas no ensaio mecânico de impacto, de cada corpo de prova, foi utilizada para medição de dureza Vickers, com a utilização de um durômetro Wolpert, com carga de teste de 30kgf. Em cada corpo de prova foram efetuadas cinco endentações, totalizando, portanto, quinze endentações para cada um dos lotes. As medições foram realizadas aproximadamente em uma linha central longitudinal dos corpos de prova. Evitou-se realizar medições muito próximas à região da fratura, pois a deformação plástica neste local pode ter provocado encruamento na amostra, afetando os resultados.

### 2.2.5. Metalografia

A outra parte rompida das amostras ensaiadas por impacto foi utilizada para realização da análise microestrutural. As mesmas foram lixadas, polidas e atacadas de acordo com os procedimentos usuais de preparação de amostras. As amostras foram analisadas em MEV modelo TESCAN VEGA3.

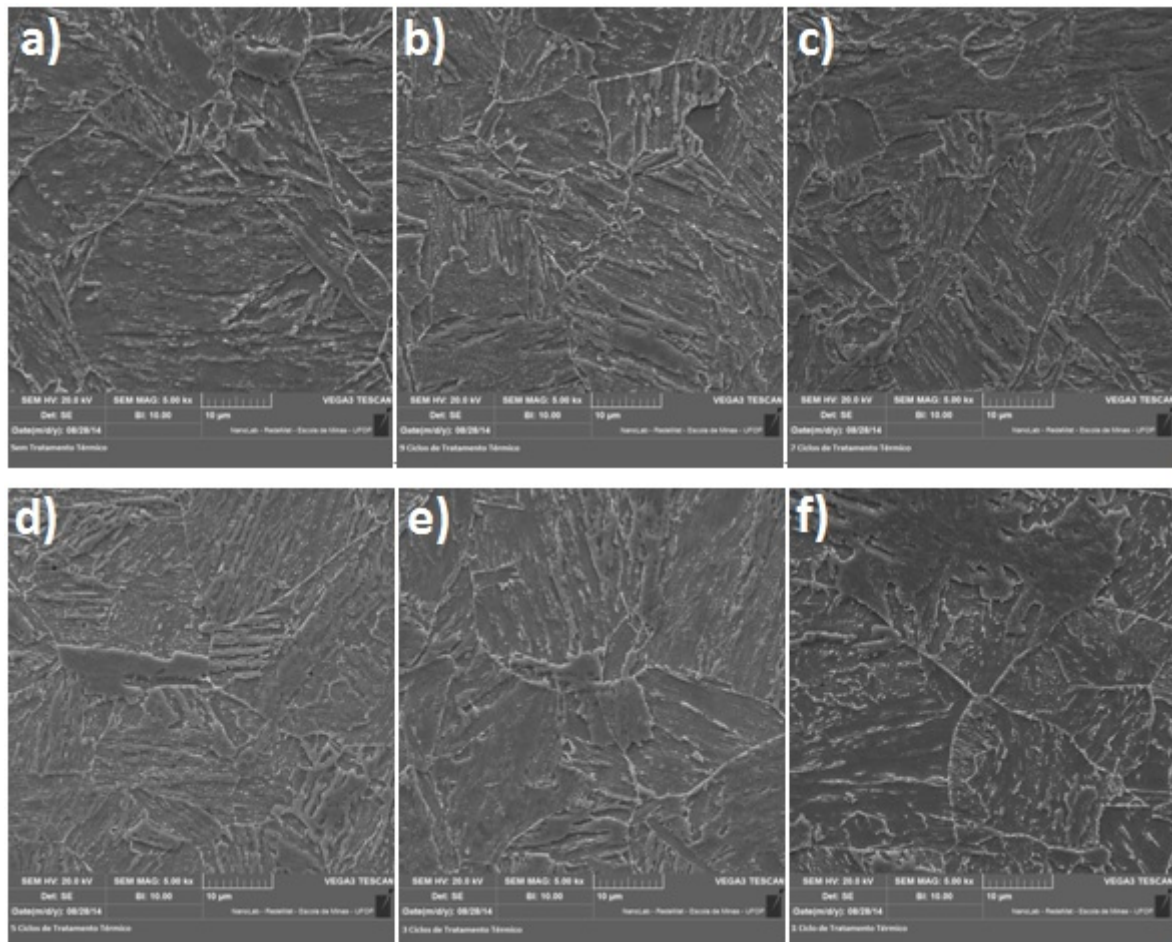
### 2.2.6 Fratografia

As faces fraturadas dos corpos de prova de tração e impacto foram analisadas em MEV modelo TESCAN VEGA3 para verificação das consequências dos ciclos térmicos impostos no modo de fratura das amostras.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Análise Microestrutural

As micrografias obtidas nos corpos de prova para cada uma das situações de tratamento térmico são mostradas na Figura .



**Figura 3** - Metalografia a) Sem TT; b) 9 ciclos; c) 7 ciclos; d) 5 ciclos; e) 3 ciclos; f) 1 ciclo. Ataque Nital 4%. Aumento 5000x.

Pela

Figura a), percebe-se uma microestrutura homogênea composta por martensita revenida. O revenimento permite, por meio de um processo difusional, a formação de martensita revenida, onde sua estrutura tetragonal de corpo centrado, supersaturada em carbono, em uma única fase, se transforma em martensita revenida, possuindo as fases ferrita estável e cementita [2]. Na mesma imagem é possível observar regiões de contorno de grãos da ferrita com cementita em seu interior, proveniente da difusão do carbono.

À medida em que os ciclos térmicos são impostos, regiões de ferrita com menos cementita dispersa em seu interior são observadas. Quanto maior o tempo contínuo

de um único ciclo, maiores são estes efeitos. Este comportamento não foi observado apenas na

Figura d) onde são percebidos pontos claros, resultado da precipitação de carbonetos de cromo e molibdênio. Na

Figura f) percebe-se contornos de grãos de ferrita mais nítidos. Este efeito é entendido como a difusão destes carbonetos precipitados na matriz do material para os contornos de grãos ferríticos.

### 3.2 Ensaio de Tração

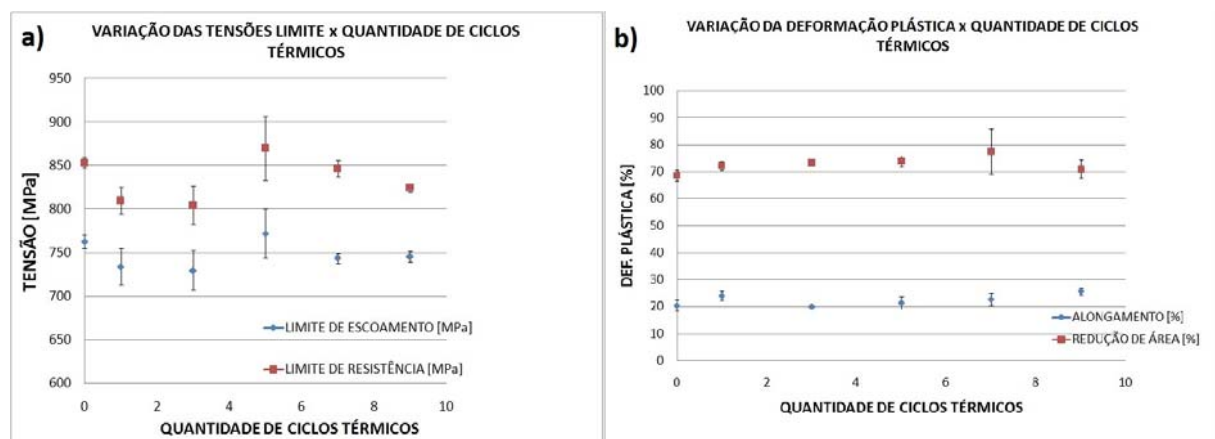
Os corpos de prova ensaiados apresentaram os resultados mostrados na Tabela 3. Em cada uma das situações, o valor considerado foi a média obtida de três corpos de prova em submetidos aos mesmos ciclos térmicos.

**Tabela 3** - Resultados dos ensaios de tração.

| Quantidade de ciclos térmicos | $\sigma_{LE}$ (MPa) | $\sigma_{LR}$ (MPa) | $\epsilon_t$ (%) | RA (%) |
|-------------------------------|---------------------|---------------------|------------------|--------|
| 0                             | 763±7               | 853±6               | 20±2             | 69±2   |
| 1                             | 734±25              | 810±16              | 24±2             | 72±2   |
| 3                             | 730±25              | 805±22              | 20               | 73±1   |
| 5                             | 772±31              | 870±37              | 21±2             | 74±2   |
| 7                             | 744±6               | 847±9               | 23±2             | 78±9   |
| 9                             | 746±9               | 824±5               | 26±1             | 71±3   |

Onde:  $\sigma_{LE}$  é a tensão limite de escoamento,  $\sigma_{LR}$  a tensão limite de resistência,  $\epsilon_t$  é a deformação percentual, RA a redução de área transversal percentual.

Na Figura os valores apresentados pela Tabela 3 são mostrados de maneira gráfica.



**Figura 4** - Variação de a)  $\sigma_{LE}$  e  $\sigma_{LR}$  e b) Alongamento e Redução de Área em função dos ciclos térmicos.

Corpos de prova submetidos a 1 ciclo térmico único apresentaram queda de 4% e 5% em  $\sigma_{LE}$  e  $\sigma_{LR}$ , respectivamente. Corpos de prova submetidos a 3 ciclos térmicos apresentaram diminuição de 4% e 6% em  $\sigma_{LE}$  e  $\sigma_{LR}$ , respectivamente. Os efeitos observados nestas amostras podem ser explicados pela grande difusão do carbono [3-5] que volta a acontecer nas amostras após o revenimento, com a imposição de novos ciclos com tempos ininterruptos longos. Esta difusão provoca um crescimento nos tamanhos das partículas de cementita presentes no interior da ferrita. Ferrita e cementita compõem a martensita revenida [2]. Este efeito resulta em uma menor

dispersão de cementita no interior dos grãos ferríticos. A interface ferrita/cementita é um dos fatores que dificultam a mobilidade de discordâncias. Uma quantidade menor de partículas maiores de cementita apresentam uma área de fronteira ferrita/cementita menor que uma quantidade maior de partículas de cementita menores [2]. Havendo, portanto, maior área livre para movimentação de discordâncias, menores serão os valores encontrados de  $\sigma_{LE}$  e  $\sigma_{LR}$ .

Voltando a analisar a Figura percebe-se que os corpos de prova submetidos a 5 ciclos térmicos apresentam um efeito oposto àquele apresentado pelos corpos de prova submetidos a 1 e 3 ciclos, no que diz respeito à resistência mecânica. Comparando estas amostras com os corpos de prova no estado de entrega, ou seja, sem tratamento térmico, é possível observar que a sua tensão limite de escoamento e a tensão limite de resistência aumentaram cerca de 1%, um aumento pouco significativo.

Alguns elementos de liga ajudam a retardar a taxa de "amaciamento" do material durante o revenimento. Os elementos formadores de carboneto são os mais efetivos neste sentido. Portanto, cromo, molibdênio e vanádio têm um papel importante nos efeitos do tratamento térmico. O material de estudo apresenta em sua composição química os três elementos mencionados, além de nióbio. É possível que se um determinado material apresente em sua composição química quantidades suficientes dos elementos formadores de carbonetos, não apenas a taxa de "amaciamento" do material seja retardada, como também pode haver um efeito de acréscimo nos limites de resistência do material. Este aumento de resistência mecânica é chamado de endurecimento secundário [6].

Corpos de prova submetidos a 7 e 9 ciclos de tratamento térmico apresentaram uma redução nos limites de resistência mecânica, quando comparados às amostras não submetidas a estes tratamentos. O material submetido a 7 ciclos de tratamento térmico apresentou uma diminuição de cerca de 3% em seu limite de escoamento e 1% em seu limite de resistência. O material submetido a 9 ciclos experimentou reduções de seu limite de escoamento de cerca de 2%, já seu limite de resistência experimentou uma queda de cerca de 3%. Os corpos de prova submetidos a 7 e 9 ciclos térmicos foram retirados do forno a cada 1 hora e 26 minutos e 1 hora e 7 minutos respectivamente. Como o processo de difusão de elementos de liga é mais lento que o processo de difusão do carbono no ferro [6], nesta situação, a difusão do carbono é favorecida. Esta difusão é responsável pelo crescimento da cementita no interior do grão de ferrita, que provoca uma queda nos limites de resistência do material.

Analisando a Figura b) é possível perceber que as variações nos valores de deformação plástica são coerentes com os valores obtidos de variação de limites de resistência

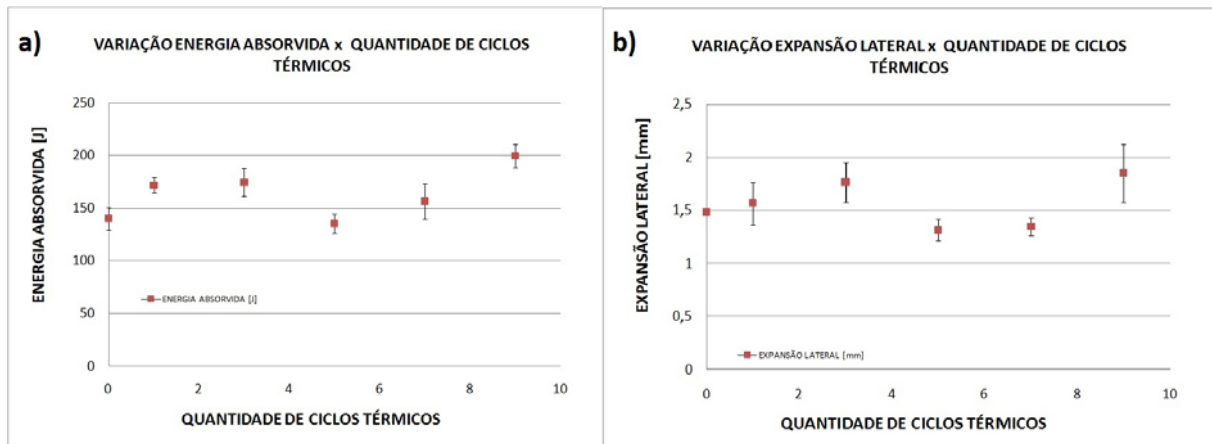
### 3.3 Ensaio de Impacto

A Tabela 4 mostra os resultados dos ensaios de impacto A Figura mostra os mesmos resultados de maneira gráfica.

**Tabela 4** -Resultados dos ensaios de impacto.

| Quantidade de ciclos térmicos | Energia absorvida (J) | Expansão Lateral (mm) |
|-------------------------------|-----------------------|-----------------------|
| 0                             | 140±11                | 1,48±0,03             |
| 1                             | 172±7                 | 1,57±0,20             |
| 3                             | 175±13                | 1,77±0,19             |

|   |        |           |
|---|--------|-----------|
| 5 | 135±9  | 1,32±0,10 |
| 7 | 157±17 | 1,35±0,09 |
| 9 | 200±11 | 1,85±0,28 |



**Figura 5** - Variação de a) Energia absorvida e b) Expansão lateral em função dos ciclos térmicos

As amostras submetidas a 1, 3, 7 e 9 ciclos térmicos apresentaram aumento no valor de energia absorvida. Este resultado é consequência da diminuição de dispersão de partículas de cementita no interior dos grãos ferríticos, resultado do crescimento e coalescimento deste constituinte. Já as amostras submetidas a 5 ciclos térmicos experimentaram uma queda nos valores de energia absorvida quando comparadas a amostras que não receberam tratamento. A precipitação de carbonetos de cromo e molibdênio na matriz do material, ou seja, o endurecimento secundário, foi o fenômeno responsável por este efeito.

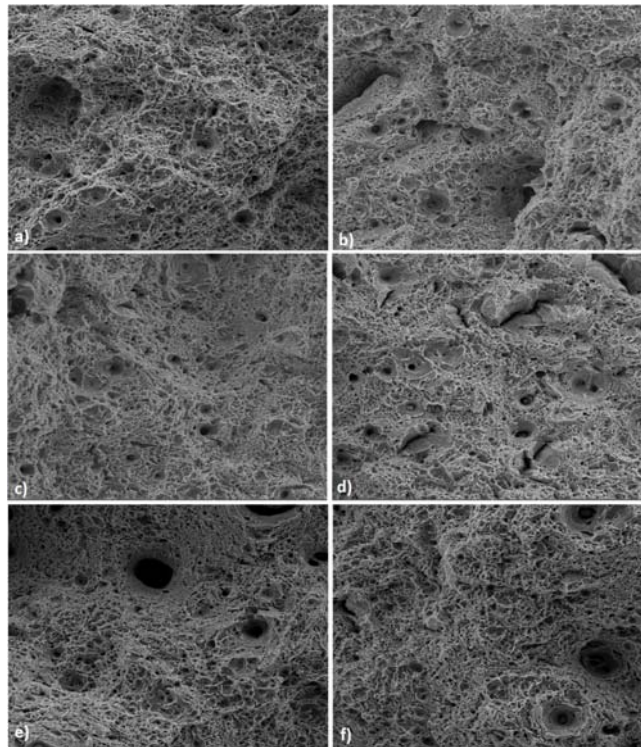
O perfil dos pontos apresentados na Figura a) e b) são coerentes. Amostras que absorvem mais energia tendem a ter valores de expansão lateral maiores.

### 3.4 Fratografia

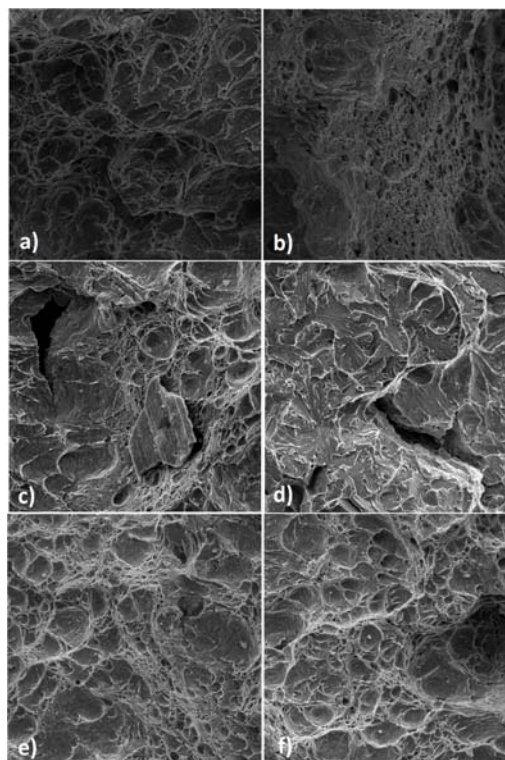
A fratografia dos corpos de prova ensaiados à tração é mostrada na Figura 6. Percebe-se que para este tipo de ensaio, a fratura para todos os corpos de prova é predominantemente dúctil (Kerlins e Douglas [8]). Este comportamento pode ser explicado pela baixa taxa de deformação associada ao ensaio de tração. A taxa de deformação está diretamente relacionada à velocidade de deslocamento das garras da máquina universal de ensaios mecânicos. Sabe-se que um dos parâmetros que podem afetar os resultados de ensaios mecânicos é a taxa de deformação dos corpos de prova. Baixas taxas de deformação permitem a movimentação de discordâncias, causando deformação plástica acentuada [7]. Uma fratura com alta deformação plástica aparente é considerada uma fratura dúctil.

A fratografia dos corpos de prova ensaiados ao impacto é mostrada na Figura 7. Percebe-se que apenas para os corpos de prova submetidos a 5 ciclos térmicos (Figura 7 d)) houve mudança no modo da fratura, passando de predominantemente dúctil para frágil. Neste corpo de prova foi observado o fenômeno do endurecimento secundário. Em b) da mesma figura percebe-se *dimples* menores, que pode ser entendido como uma menor deformação plástica quando comparada com a) [9]. Nesta amostra foi percebida precipitação de carbonetos de cromo e molibdênio que se difundiram para os contornos de grão.





**Figura 6** - Fratografia de tração. a) Sem TT; b) Ciclo; c) 3 Ciclos; d) 5 ciclos; e) 7 ciclos; f) 9 ciclos. Aumento 2000x.



**Figura 7** - Fratografia de impacto. a) Sem TT; b) 1 Ciclo; c) 3 Ciclos; d) 5 ciclos; e) 7 ciclos; f) 9 Ciclos. Aumento 2000x.

#### 4 CONCLUSÕES

Os tratamentos térmicos executados nos corpos de prova deste trabalho simularam o aquecimento do aço ARBL USI-SAR-80T, necessário para sua conformação sem

sacrifício da máquina operatriz. Os ensaios mecânicos foram realizados para avaliação das propriedades mecânicas finais após os ciclos térmicos. Com os resultados dos ensaios em mãos é possível concluir que:

- Os ciclos térmicos induziram em todas as amostras tratadas termicamente a difusão de carbono e conseqüente coalescimento da cementita;
- Os corpos de prova submetidos a 1 e 5 ciclos térmicos apresentaram precipitação de carbonetos de cromo e molibdênio em suas microestruturas;
- Os ensaios de tração nos corpos de prova submetidos a 1, 3, 7 e 9 ciclos térmicos evidenciaram redução dos limites de escoamento e resistência das amostras;
- Os corpos de prova submetidos a 5 ciclos térmicos apresentaram um aumento pouco considerável em seus limites de escoamento e resistência quando comparados aos corpos de prova sem tratamento térmico, conseqüência do endurecimento secundário.
- As deformações plásticas medidas após os ensaios de tração estão coerentes com os resultados de resistência mecânica obtidos.
- As amostras submetidas a 1, 3, 7 e 9 ciclos térmicos apresentaram aumento da média de energia absorvida quando comparadas àquelas amostras que não foram submetidas a qualquer tratamento.
- As amostras submetidas a 5 ciclos de tratamento térmico apresentaram uma pequena queda na média de energias absorvidas no ensaio de impacto, resultado do endurecimento secundário.
- Os valores obtidos de expansão lateral dos corpos de prova de impacto estão coerentes com os valores de média de energias absorvidas.
- Os valores de dureza encontrados em todas as amostras são coerentes com os valores dos ensaios mecânicos de tração e impacto.
- Todas as fractografias obtidas com os corpos de prova ensaiados à tração apresentaram fraturas predominantemente dúcteis.
- Nas fractografias obtidas nos corpos de prova de impacto, observou-se fratura frágil nas amostras submetidas a 5 ciclos térmicos. Os demais corpos de prova de impacto apresentaram fraturas predominantemente dúcteis.

## REFERÊNCIAS

- 1 ASTM A370. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products
- 2 Callister, W. D. Fundamentals of Materials Science and Engineering. Salt Lake City: Editora John Wiley & Sons, 2000.
- 3 Bott, I. S.; Teixeira, J. C. G. Toughness Evaluation of a Shielded Metal Arc Carbon-Manganese Steel Welded Joint Subjected to Multiple Post Weld Heat Treatment. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 8, n. 6, p. 683-692, Dezembro 1999.
- 4 Pimenta, G.; Bastian, F. Effect of Long-Time Postweld Heat Treatments on the Mechanical Properties of a Carbon-Manganese Pressure Vessel Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, Materials Park, v. 10, n. 2, p. 192-202, Abril 2001.
- 5 Sterjovski, Z; Carr, G; Dunne, D. P.; Ambrose, S. Effect of PWHT Cycles o Fatigue Crack Growth and Toughness of Quenched and Tempered Pressure Vessel Steels. Materials Science & Engineering, p. 256-263, Janeiro 2005.
- 6 Krauss, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. Materials Park: ASM International, 1989.

- 7 Davis, J. R. Tensile Testing. Materials Park: Editora ASM International, 2004.
- 8 Kerlins, V; Douglas, M. Modes of Fracture. In: ASM Handbook, Vol. 12: Fractography. Metals Park: Editora ASM International, 1987.
- 9 Broek, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics. Dordrecht: Martinus Nijhoff Publishers, 1974.