



# SOLDAGEM PELO PROCESSO HFIW DE TUBOS DE AÇO ALTO Si <sup>1</sup>

Ricardo Miranda Alé<sup>2</sup>  
Adão Vieira de Faria<sup>3</sup>  
Ramsés Ferreira da Silva<sup>4</sup>  
Antônio Carlos Depizzol<sup>5</sup>  
Wagner de Almeida Reiniq<sup>6</sup>

## Resumo

A literatura, de um modo geral, indica que os aços que apresentam uma relação Mn/Si baixa são mais susceptíveis a defeitos na linha de solda de juntas obtidas pelo processo HFIW, bastante utilizado na fabricação de tubos de pequeno diâmetro. Neste estudo foi avaliada a influência das condições de soldagem pelo processo HFIW na qualidade de tubos de aço de alto teor de silício, com baixa relação Mn/Si. Verificou-se que para a soldagem deste aço devem ser utilizados valores mais elevados de velocidade, ângulo de convergência do V e potência, comparativamente a de um aço C-Mn comum de resistência mecânica similar.

**Palavras-chave:** Tubos HFIW; Aço alto Si.

## HIGH FREQUENCY INDUCTION WELDING OF HIGH SILICON STEEL TUBES

### Abstract

Literature has often pointed out that steels presenting lower Mn/Si ratio have higher susceptibility to defects at the weld bond line during HFIW process, which has been widely used for manufacturing small diameter tubes. In this study the effect of the HFIW conditions on the quality of steel tubes with high-Si content and low Mn/Si ratio was investigated. It has been found that higher welding speeds, V-convergence angles and power input should be applied in welding of high-Si steel, when compared to similar strength C-Mn steel.

**Key words:** HFIW tubes; High-Si steel.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

<sup>2</sup> Engenheiro Metalurgista, M.Sc., D.Sc. – Especialista da Gerência de Assistência Técnica, Usiminas, Ipatinga, MG.

<sup>3</sup> Engenheiro Metalurgista, M.Sc. – Especialista da Gerência de Assistência Técnica, Usiminas, Ipatinga, MG.

<sup>4</sup> Engenheiro Metalurgista, M.Sc. – Engenheiro Pesquisador do Centro de Tecnologia da Usiminas, Usiminas, Ipatinga, MG.

<sup>5</sup> Engenheiro Metalurgista, M.Sc. – Gerente de Qualidade, Soluções Usiminas, São Paulo, SP.

<sup>6</sup> Engenheiro Mecânico - Gerente Industrial, Soluções Usiminas, Campo Limpo Paulista, SP.

## 1 INTRODUÇÃO

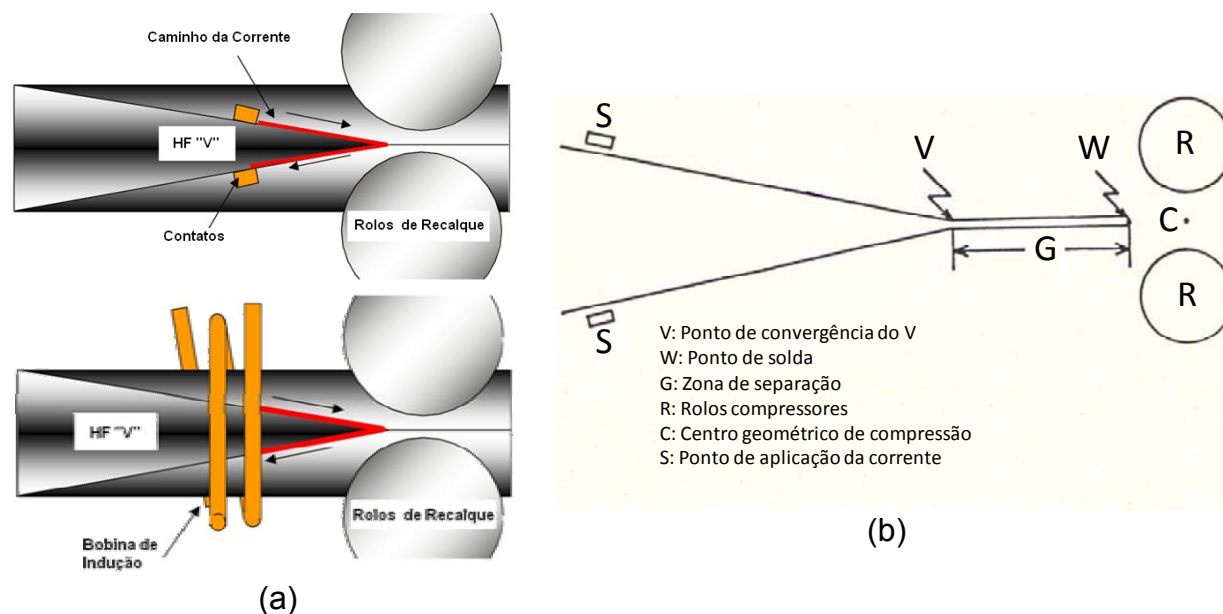
Uma alternativa de menor custo para a fabricação de aços resistentes à corrosão atmosférica é a utilização de teores elevados de silício. A adição do silício permite a redução do teor de cobre e, em consequência, uma menor ocorrência de defeitos superficiais durante a fabricação do aço. Como o silício tem uma forte influência na resistência mecânica, permite também a redução dos teores de carbono e de manganês e, em consequência, do carbono equivalente. Contudo, a literatura de um modo geral indica que os aços que apresentam uma relação Mn/Si baixa são mais susceptíveis a defeitos, quando soldados pelo processo de soldagem por indução com corrente elétrica de alta frequência (HFIW), bastante utilizado na fabricação de tubos de pequeno diâmetro.

Este estudo teve como objetivo avaliar a influência dos principais parâmetros do processo de HFIW (velocidade, ângulo de convergência do “V” e potência) na qualidade de tubos fabricados com aço de alto teor de silício.

### 1.1 Fundamentos do Processo de Soldagem

No processo de soldagem por resistência elétrica com alta frequência (HF), o calor gerado pela passagem da corrente (efeito Joule) é confinado a um pequeno volume de metal ao longo das bordas a serem unidas, devido aos efeitos de superfície e proximidade.<sup>(1)</sup> O material que se torna fundido durante a soldagem é expulso na etapa de recalque, pela ação dos rolos compressores (Figura 1). A corrente de alta frequência pode ser aplicada no material por contatos deslizantes (HFERW) ou por indução (HFIW).

A Figura 1(b) mostra que nem sempre o ponto de solda coincide com o ponto de convergência do V, sendo então observada a presença de uma zona de separação entre as bordas a soldar, a partir do ponto de convergência do V. A formação da zona de separação corresponde à remoção do metal fundido pela pressão eletromagnética exercida nas superfícies a soldar, devido à passagem da corrente em direções opostas.<sup>(2)</sup>



**Figura 1.** Ilustração esquemática: (a) processos de soldagem por resistência elétrica com alta frequência condutivo (HFERW) e indutivo (HFIW);<sup>(1)</sup> e (b) ocorrência da zona de separação a frente do ponto de convergência do V.<sup>(2)</sup>

## 1.2 Mecanismo de Formação da Região de Solda

Uma importante conclusão do estudo de Gondo et al.<sup>(3)</sup> foi a observação de três tipos de fenômeno na soldagem HF, de acordo com o comprimento e forma da zona de separação (Figura 2).

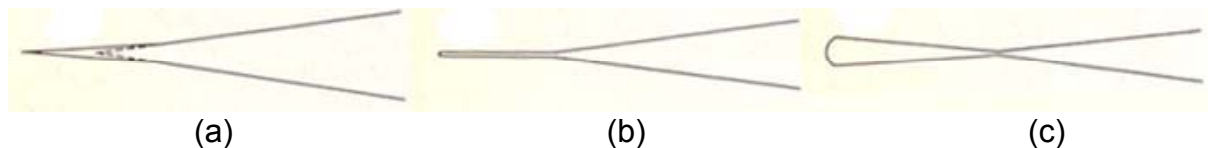
Sendo  $V_a$  a taxa de aproximação das bordas e  $V_r$  a taxa de recuo devido à remoção do metal fundido, tem-se que:

(i) Fenômeno do 1º tipo:  $V_a > V_r$  (Figura 2a) - a zona de separação não é desenvolvida à frente do ponto de convergência. As bordas no ponto adjacente ao de soldagem assumem o perfil de um V, porém com um ângulo menor que o de convergência, pois  $V_r \neq 0$ .

(ii) Fenômeno do 2º tipo:  $V_a \cong V_r$  (Figura 2b) - é formada uma zona de separação, de até 15 mm de comprimento, com as bordas paralelas após o ponto de convergência, já que a taxa de aproximação é aproximadamente igual à de repulsão.

(iii) Fenômeno do 3º tipo:  $V_a < V_r$  (Figura 2c) - como a taxa de recuo é maior que a de aproximação, a separação entre as bordas aumenta com o movimento da linha, resultando numa zona de separação na forma de cometa.

A taxa de aproximação das bordas ( $V_a$ ) é diretamente proporcional à velocidade da linha ( $v$ ) e ao ângulo de convergência do V ( $\Theta$ ), pois  $V_a = v \cdot \tan \Theta/2$ . Portanto quanto maiores estes parâmetros, maior a tendência de formação do fenômeno do 1º tipo. A taxa de recuo das bordas ( $V_r$ ) é proporcional à potência de soldagem<sup>(4)</sup>. Assim, para  $v$  e  $\Theta$  constantes, quanto maior a potência maior a tendência do fenômeno do 3º tipo.



**Figura 2.** Representação esquemática da zona de separação, para os três tipos de fenômenos<sup>(2)</sup>: (a) 1º tipo; (b) 2º tipo; e (c) 3º tipo.

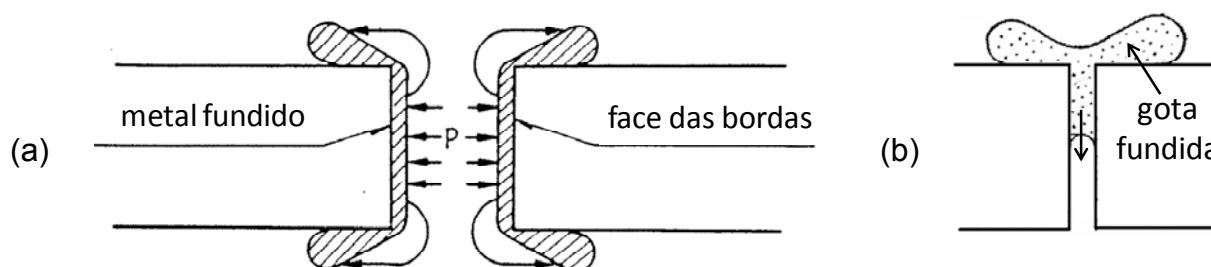
## 1.3 Principais Defeitos de Soldagem

Dependendo do tipo de fenômeno presente durante a soldagem HF, podem ocorrer dois defeitos distintos na linha de solda: solda fria e penetrador.

Durante a soldagem observa-se a formação de numerosas pequenas extrusões na superfície das bordas, quando se aproximam da convergência do V. As extrusões são constituídas basicamente de óxidos. O defeito solda fria ocorre quando estes óxidos ficam aprisionados a partir do ponto de solda, e não são eliminados durante o recalque. Este defeito é característico do fenômeno do 1º tipo,<sup>(4,5)</sup> pois, em função do menor aporte de calor, a quantidade de metal fundido removida das bordas pela força eletromagnética exercida pela passagem da corrente é insuficiente para expulsão dos óxidos por arraste (Figura 3a). A solda fria dificilmente é observada acompanhando os fenômenos do 2º e 3º tipo, especialmente este último, onde a remoção de metal fundido é mais eficiente, em função da zona de separação.<sup>(5)</sup>

Nos fenômenos do 2º e 3º tipo, as bordas entram em contato periodicamente próximo ao ponto de convergência. Neste instante, ocorre abertura de arco, seguida da formação de uma ponte de metal fundido entre as bordas da zona de separação. A ponte de metal fundido é impulsionada pela força eletromagnética em direção ao ponto de solda imediatamente após a sua formação. A força de impulsão é bastante elevada em função da corrente se concentrar nesta região. Ao mesmo tempo que se forma a ponte, é iniciado o preenchimento da zona de separação pela gota de metal

fundido, que havia sido removido pela força eletromagnética (Figura 3b). Isto ocorre porque a força eletromagnética, que atua nas paredes da zona de separação, subitamente desaparece, agindo apenas a tensão superficial. Com a perda do balanço de força, a gota fundida retorna por capilaridade à zona de separação. A gota fundida, que contém uma grande quantidade de óxidos por ficar exposta a atmosfera, forma o defeito penetrador,<sup>(6)</sup> quando não é expulsa novamente da zona de separação, pelo movimento de varredura da ponte de metal fundido em direção ao ponto de solda ou pelo recalque. De acordo com Kim e Kim<sup>(6)</sup> para se evitar o defeito penetrador, a potência de soldagem deve ser otimizada de modo que seja obtida uma zona de separação pequena e uma elevada velocidade de varredura da ponte de metal fundido. No fenômeno do 3º tipo, em função da maior extensão da zona de separação, a possibilidade de ocorrência deste defeito é mais elevada.



**Figura 3.** Representação esquemática: (a) expulsão do metal fundido pela força eletromagnética; e (b) retorno do metal fundido por capilaridade na zona de separação.<sup>(3)</sup>

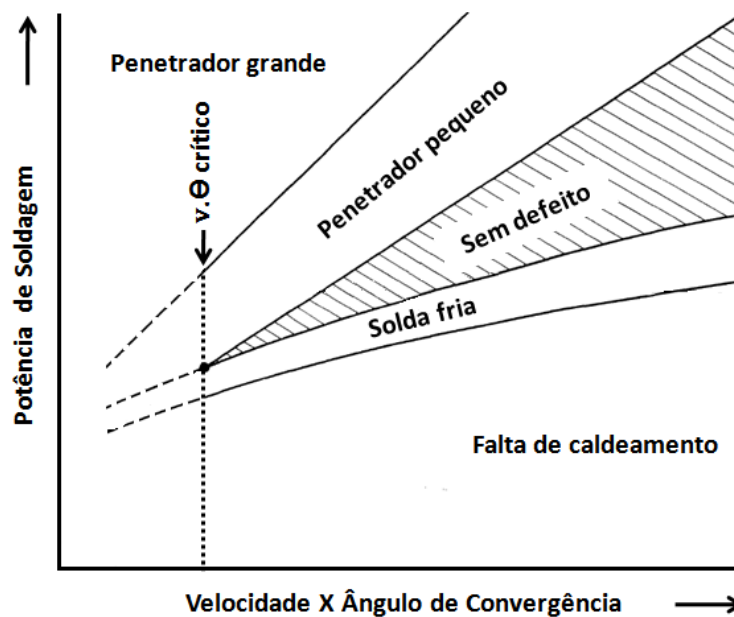
#### 1.4 Influência dos Parâmetros de Soldagem na Ocorrência de Defeitos

É possível concluir que, com respeito à incidência dos defeitos solda fria e penetrador, a melhor condição de soldagem é obtida com o fenômeno do 2º tipo. Quando a potência de soldagem ( $P$ ) é regulada para a obtenção do fenômeno do 2º tipo, os defeitos na linha de solda são mais facilmente suprimidos para maiores velocidades ( $v$ ) e maiores ângulos de convergência ( $\Theta$ )<sup>(3)</sup>. Por outro lado, se o valor do produto  $v \cdot \Theta$  é pequeno, o defeito solda fria pode ocorrer com o fenômeno do 2º tipo. Como discutido anteriormente, este defeito ocorre quando a temperatura de soldagem é baixa. A potência mínima para que se estabeleça o fenômeno do 2º tipo é proporcional ao produto  $v \cdot \Theta$ , pois  $V_a \cong V_r$ . De acordo com Haga et al.,<sup>(4)</sup> a potência necessária para produzir uma mesma temperatura de soldagem é, aproximadamente, proporcional à raiz quadrada da velocidade. Portanto, quando  $v \cdot \Theta$  é pequeno, é possível que o fenômeno do 2º tipo ocorra a baixas temperaturas e, com isso, ser eventualmente acompanhado do defeito solda fria.

Com base nos trabalhos de Haga et al.<sup>(4)</sup> e de Ichihara et al.,<sup>(7)</sup> é possível inferir que em um gráfico  $P$  versus  $v \cdot \Theta$ , existe uma faixa de potência de soldagem na qual os defeitos solda fria e penetrador não ocorrem. Este gráfico é mostrado de forma esquemática na Figura 4.

A área do gráfico sem defeito, denominada no presente trabalho de campo de soldabilidade, é extremamente estreita quando o produto  $v \cdot \Theta$  é pequeno e se torna mais ampla conforme este produto aumenta. A explicação para este comportamento está associada ao fato de que para maiores velocidades<sup>(2)</sup> e ângulos de convergência<sup>(8)</sup> existe uma faixa mais ampla de potência de soldagem que permite a geração de uma zona de separação de aproximadamente mesma extensão. Além disso, desde que  $v \cdot \Theta$  corresponde à taxa de aproximação das bordas, este produto pode ser analisado como sendo uma taxa de recalque. Uma maior taxa de recalque

é considerada efetiva para expulsão dos óxidos, pois facilita o seu arraste pelo metal fundido, desde que o aquecimento determinado pela potência de soldagem tenha sido adequado.



**Figura 4.** Representação esquemática da relação entre condição de soldagem e a ocorrência de defeitos.<sup>(7)</sup>

A Figura 4 mostra, também, que existe um valor de  $v \cdot \theta$  crítico, abaixo do qual é impossível a obtenção de uma linha de solda sem defeito. Abaixo também de  $v \cdot \theta$  crítico é possível se ter o fenômeno do 2º tipo acompanhado do defeito solda fria.

### 1.5 Influência da Composição Química do Aço na Ocorrência de Defeitos

Yokoyama et al.<sup>(9)</sup> verificaram que o penetrador consiste basicamente de  $\text{FeO-MnO-SiO}_2$ , e que a proporção destes óxidos depende da relação  $\text{Mn/Si}$  do material base. A possibilidade de expulsão do penetrador depende da temperatura de fusão, viscosidade e tensão interfacial do óxido formado na gota fundida. Geralmente, óxidos de temperatura de fusão mais baixas são menores e mais fáceis de dispersar e apresentam uma menor probabilidade de permanecer na linha de solda. No caso destes óxidos permanecerem após o recalque, é pouco provável que se tornem um defeito de tamanho que venha a comprometer a resistência da junta soldada.<sup>(9)</sup> De acordo com Yokoyama et al.,<sup>(10)</sup> menores valores da relação  $\text{Mn/Si}$  favorecem a formação de penetradores com teores mais elevados de  $\text{SiO}_2$ , que apresentam maior dificuldade de arraste pelo metal líquido, pois aumentam a temperatura de fusão e viscosidade do óxido formado na gota fundida retornada. Assim, estes pesquisadores indicam que para se evitar a ocorrência de penetradores, em aços carbono-manganês, a relação  $\text{Mn/Si}$  deve ficar entre 7 e 9.

Em estudo recente, Kim e Kim<sup>(8)</sup> analisaram a composição do defeito penetrador formado durante a soldagem com alto aporte de calor de um aço com relação  $\text{Mn/Si} = 7$ . Observaram que o penetrador é constituído de  $\text{Fe}_3\text{O}_4\text{-MnO}_2$ , e não de  $\text{FeO-MnO-SiO}_2$ . Com base neste resultado, estes pesquisadores concluíram que o teor de Mn é um indicador mais efetivo para avaliar a suscetibilidade de um aço a ocorrência do penetrador do que a relação  $\text{Mn/Si}$ . Ressalta-se, entretanto, que esta



conclusão deve ser vista com cautela, pois a ausência de óxido de silício no penetrador pode estar relacionada ao baixo teor de silício do aço estudado.

O defeito solda fria é constituído de diversas inclusões de óxidos muito pequenas e dispersas. Com estas características, a sua expulsão parece depender mais da quantidade de metal fundido nas faces das bordas, capaz de arrastar estas inclusões, do que da composição química do aço.<sup>(5)</sup>

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

No estudo foi utilizado um aço estrutural de elevado teor de Si (1,07%) e baixa relação Mn/Si (0,26). A título de comparação, foi avaliado o aço ASTM 572-Gr 50 de resistência mecânica similar, com relação Mn/Si em torno de 4. As composições químicas destes aços são apresentadas na Tabela 1.

**Tabela 1.** Composição química dos aços utilizados (% em peso)

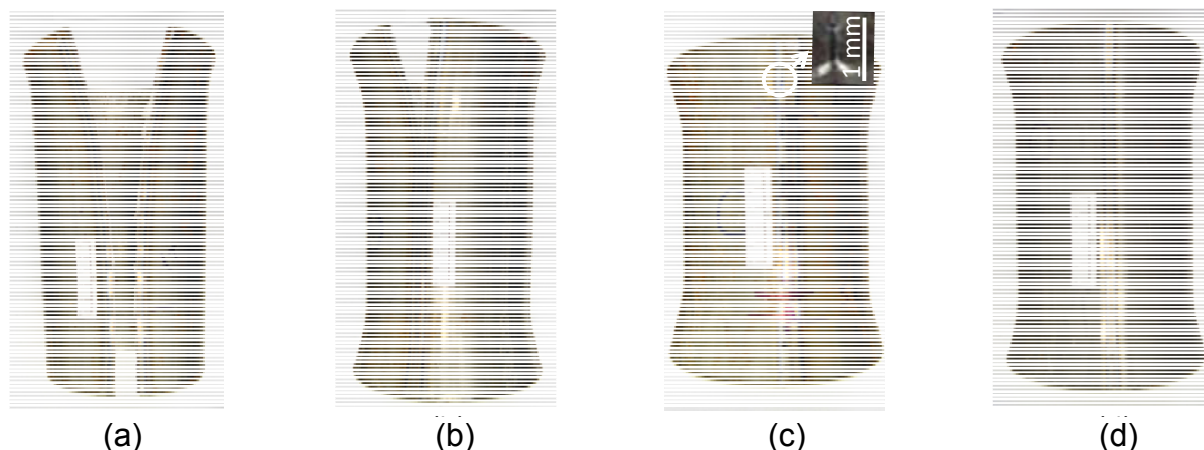
Aço	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Nb	Ti
Alto Si	0,07	1,07	0,28	0,032	0,012	0,024	0,089	0,014	-	-
ASTM A572	0,11	0,29	1,15	0,021	0,011	0,026	0,012	0,009	0,016	0,019

A experiência foi realizada industrialmente na fábrica de tubos da Usiminas, unidade de Campo Limpo, SP. Foram fabricados tubos de 125,8 mm de diâmetro e 6,3 mm de espessura. As condições de soldagem utilizadas são apresentadas na Tabela 2.

**Tabela 2.** Parâmetros de soldagem utilizados

Frequência (kHz)	Potência (kVA)	Velocidade (m/min)	Ângulo de Convergência (°)
450	288 a 420	12 a 21	4 e 5

A avaliação da qualidade das juntas foi realizada através do ensaio de alargamento, em ambos os lados da amostra de tubo, com base na norma NBR NM 168.<sup>(11)</sup> O critério utilizado para a classificação da qualidade das juntas foi: fratura total, fratura parcial (em apenas um dos lados ensaiados), pequenas trincas e ausência de trinca (Figura 5).



**Figura 5.** Amostras de tubos ensaiadas em ensaio de alargamento: (a) Fratura total; (b) fratura parcial; (c) pequenas trincas; e (d) sem trinca.

Para análise dos defeitos presentes na linha de solda dos tubos, que não apresentaram fratura total no ensaio de alargamento, foram preparados e submetidos à tração, até a ruptura, três corpos de prova transversais à solda para

cada tubo, nas dimensões de 250 x 30 x 6,30 mm. Os corpos-de-prova foram entalhados (entalhe em “V”, com 2 mm de profundidade) para favorecer a fratura na linha de solda. De modo a facilitar a identificação na superfície de fratura de defeitos pré-existentes na linha de solda, os corpos de prova foram tracionados após imersão em nitrogênio líquido. Com isso, foi possível garantir que todas as regiões da superfície de fratura sem defeito apresentaram clivagem.

A superfície de fratura foi analisada no microscópio estereoscópico e no microscópio eletrônico de varredura (MEV), de modo a identificar o tipo de defeito presente em cada condição avaliada. Na análise no MEV foi utilizada a técnica de elétrons retro-espalhados, que gera uma diferença de tonalidade entre regiões com diferentes composições químicas. Os defeitos presentes na superfície de fratura foram submetidos à análise química semiquantitativa, através de espectroscopia por energia dispersiva de raios X (EDS - Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy).

### 3 RESULTADOS

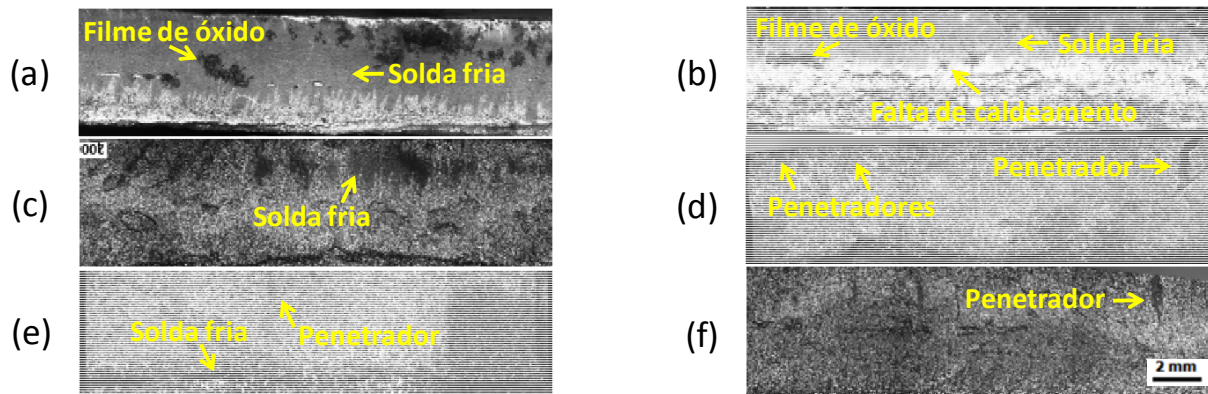
A Tabela 3 apresenta os resultados obtidos no ensaio de alargamento, para cada aço e condição de soldagem utilizada.

**Tabela 3.** Resultado dos testes de alargamento

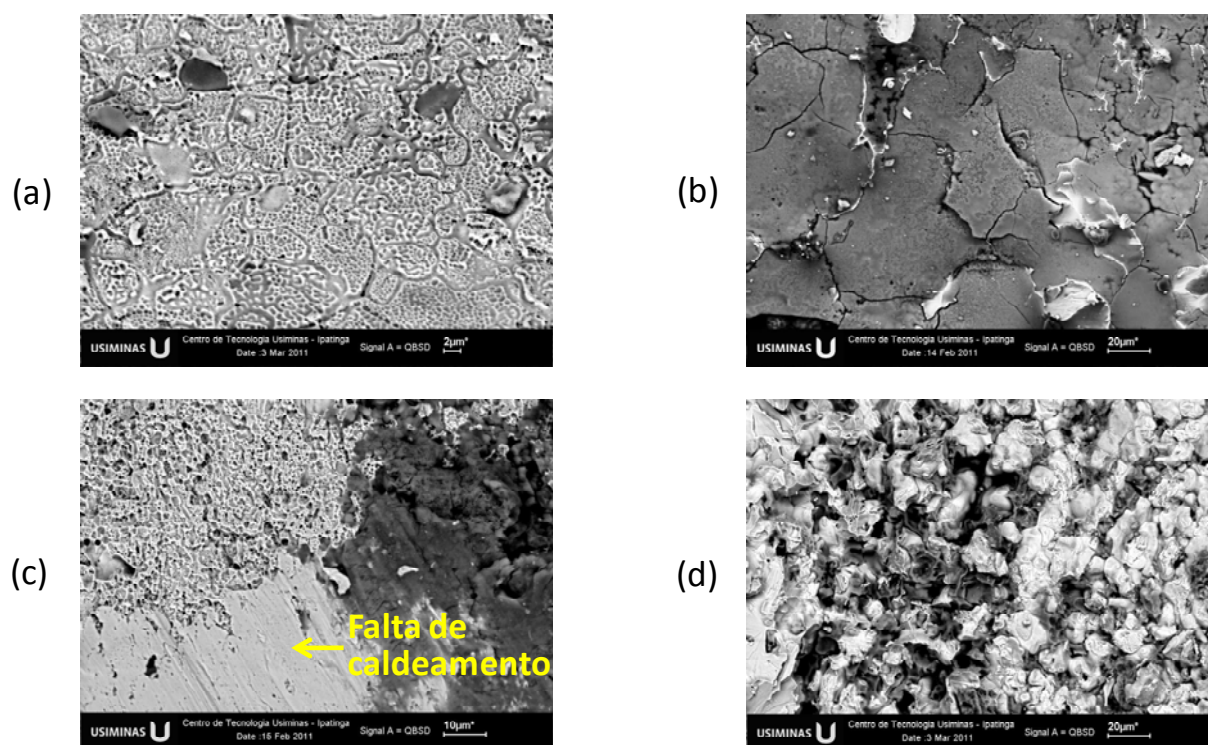
Aço	Velocidade - v (m/min)	Ângulo - $\Theta$ ( $^{\circ}$ )	v. $\Theta$ ( $^{\circ}$ .m/min)	Potência (kVA)	Resultado
Alto Si	10	4	40	290	Fratura Total
	16	5	80	380	Fratura Total
	21	5	105	390	Fratura Total
	16	4	64	360	Fratura Parcial
	16	4	64	390	Fratura Parcial (*)
	15	5	75	380	Pequenas Trincas
	15	5	75	390	Pequenas Trincas
	18	5	90	390	Pequenas Trincas
	21	5	105	430	Pequenas Trincas
ASTM A572	12	4	48	290	Sem Trincas
	21	5	105	420	Sem Trincas

(\*) Neste caso houve propagação da fratura para o metal base.

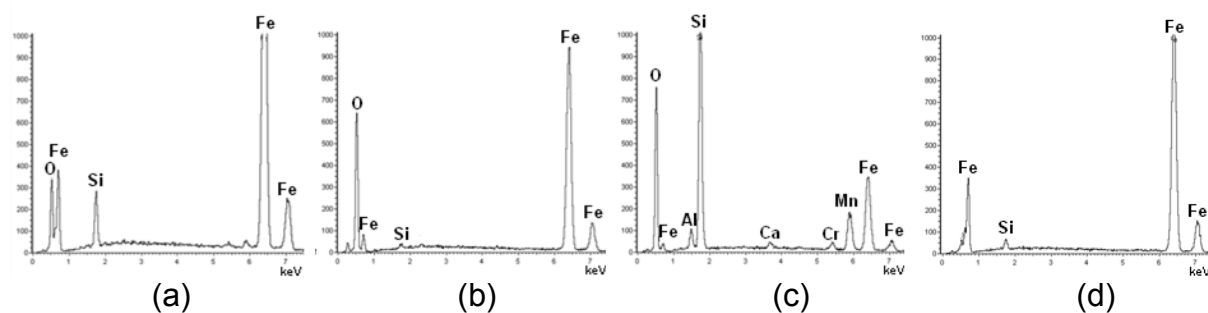
A Figura 6 mostra as superfícies de fratura características dos diferentes tipos de resultado obtidos no ensaio de alargamento (Tabela 3) do aço alto Si, observadas no microscópio estereoscópico. Nesta figura são indicados os principais defeitos observados, após caracterização a maior aumento no MEV (Figura 7) e através de análise por EDS (Figura 8). Foram identificados quatro tipos de defeitos: solda fria, filme de óxido, falta de caldeamento e penetrador. Os defeitos filme de óxido e falta de caldeamento foram observados apenas nas amostras de tubos com fratura total (Figuras 6a e 6b). O defeito solda fria foi observado nas amostras de tubos com fratura total (Figuras 6a e 6b) e parcial (Figuras 6c e 6e), porém ocupando uma área significativamente maior nas amostras que apresentaram fratura total. O defeito penetrador foi observado na amostra de tubo com fratura parcial com propagação no metal base (Figuras 6d e 6e) e nas amostras de tubo com pequenas trincas (Figura 6f).



**Figura 6.** Superfície de fratura observada no microscópio estereoscópico, após ensaio de alargamento ou de tração: (a) Fratura total; (b) fratura total; (c) fratura parcial; (d) e (e) fratura parcial de tubo que apresentou propagação para o metal base; e (f) pequenas trincas.



**Figura 7.** Defeitos observados na superfície de fratura da região de solda de tubos de aço alto Si: (a) Solda fria; (b) filme de óxido; (c) falta de aquecimento, em região com os defeitos solda fria e filme de óxido; e (d) penetrador.



**Figura 8.** Resultados da análise via EDS dos defeitos mostrados na figura 7: (a) inclusão presente no defeito solda fria (Figura 7a); (b) filme de óxido de ferro (Figura 7b); (c) região escura do penetrador (Figura 7d), caracterizada como basicamente óxido de silício; e (d) região clara do penetrador (Figura 7d), caracterizada como metal solidificado.



No defeito solda fria as inclusões, observadas no interior dos *dimples*, são constituídas basicamente de óxidos de ferro e silício (Figura 8a). O defeito caracterizado como um filme de óxido apresenta principalmente ferro e oxigênio (Figura 8b). O defeito penetrador foi caracterizado como óxidos (região escura na Figura 7d) de diferentes elementos com grande afinidade pelo oxigênio, especialmente silício (Figura 8c), envolvido por metal solidificado (região clara na figura 7d), basicamente ferro (Figura 8d)

Assim como no ensaio de alargamento, as amostras de tubo de aço ASTM A572 submetidas à tração, não apresentaram defeito na linha de solda. A fratura, nestes casos, foi sempre por clivagem.

#### 4 DISCUSSÃO

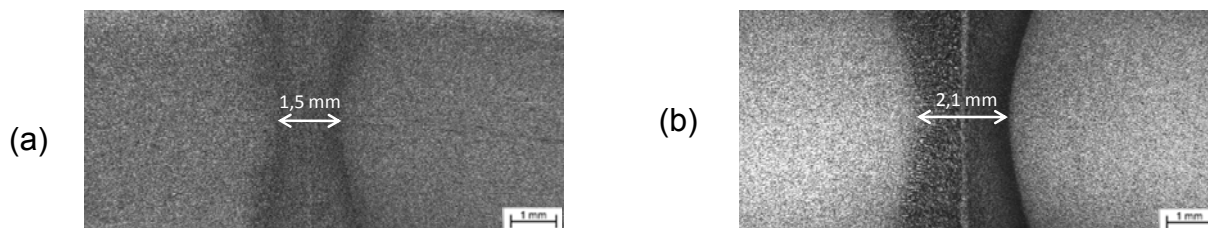
A análise da superfície de fratura dos tubos de aço alto Si, que apresentaram fratura total no ensaio de alargamento, permite associar o mau desempenho destes tubos à presença de três tipos de defeito: Solda fria (Figura 7a), aprisionamento de um filme de óxido (Figura 7b) e falta de caldeamento (Figura 7c).

A presença de solda fria é um indicativo da ocorrência do fenômeno do 1° tipo. Este resultado é coerente com o fato de terem sido utilizadas, para uma mesma velocidade e ângulo de convergência, as menores potências de soldagem para estes tubos (Tabela 3). No fenômeno do 1° tipo não há geração de uma quantidade suficiente de metal fundido para arrastar estes óxidos das faces das bordas, sob o efeito da força eletromagnética. Nesta condição, a força eletromagnética exercida sobre as faces das bordas também é menor, em função da menor corrente de soldagem <sup>(8)</sup>. No caso específico do aço alto Si, a dificuldade de expulsão é aumentada pela formação do óxido de silício (Figura 8a) que apresenta uma elevada temperatura de fusão.

O filme de óxido aprisionado na linha de solda, embora possa ser confundido com o penetrador, não resultou do retorno de óxido com a gota fundida, uma vez que ficou evidente que as condições de soldagem determinaram a ocorrência do fenômeno do 1° tipo. Este defeito foi formado devido à fusão incipiente das faces das bordas, de modo que a pequena quantidade de metal fundido foi oxidada, dificultando a sua remoção tanto pela força eletromagnética quanto pelo recalque. Como o tempo de exposição do metal fundido à atmosfera é muito curto, praticamente só foi observado óxido de ferro (Figura 8b).

Em uma das amostras foi possível observar o problema de falta de caldeamento (Figura 7c), em consequência de, localmente, o aporte de calor não ter sido nem mesmo suficiente para provocar a fusão das faces das bordas.

Para a condição de menor potência avaliada no estudo, era esperado que os defeitos filme de óxido aprisionado e falta de caldeamento também ocorressem para o aço ASTM A572, pois a potência e o recalque foram os mesmos utilizados para o aço alto Si. Contudo, os ensaios de alargamento e de tração não revelaram qualquer defeito na linha de solda dos tubos fabricados com o aço ASTM A572. Uma possível explicação para esta diferença de resultado está associada ao fato do silício aumentar significativamente a resistividade elétrica do aço.<sup>(12)</sup> Assim, para o aço alto Si, a magnitude da corrente induzida é menor para uma mesma potência de soldagem e, conseqüentemente, também são menores a força eletromagnética e a quantidade de metal fundido, contribuindo para a ocorrência destes defeitos na linha de solda. A figura 9 evidencia, através da análise da extensão da zona afetada pelo calor, o menor aquecimento da junta soldada de aço alto Si comparativamente à junta de aço ASTM, para uma mesma condição de soldagem.



**Figura 9.** Extensão da zona afetada pelo calor, para a condição de maior potência, ângulo, e velocidade de soldagem: (a) aço alto Si; e (b) aço baixo Si.

Os tubos que apresentaram fratura parcial foram soldados com diferentes potências, porém com a mesma velocidade e ângulo de convergência (Tabela 3).

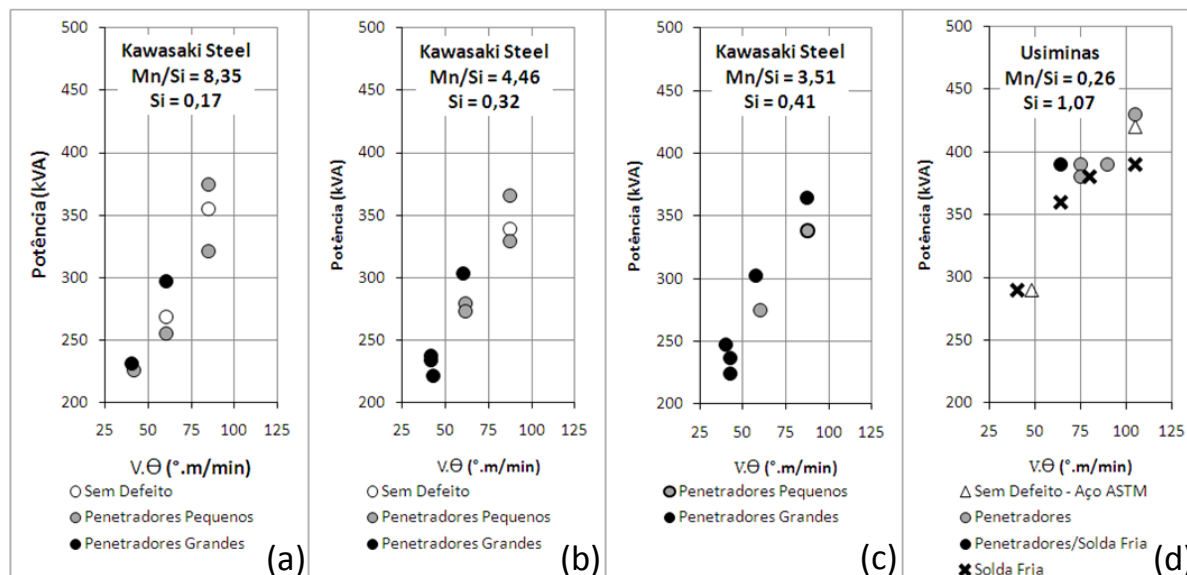
Para o tubo que foi soldado com a menor potência, foi observado o defeito solda fria (Figura 6c). A ocorrência deste defeito, para esta condição de soldagem, apresenta a mesma justificativa dada anteriormente para os tubos com fratura total. O melhor desempenho em ensaio de alargamento, comparativamente aos tubos com fratura total, foi associado à menor área com solda fria e ausência do filme de óxido aprisionado.

Já o tubo com fratura parcial, soldado com maior potência, apresentou o defeito penetrador em várias regiões da superfície de fratura (figuras 6d). Este resultado é coerente com a literatura,<sup>(2,3,8)</sup> que reporta que para uma mesma velocidade e ângulo de convergência o aumento da potência pode determinar a ocorrência do fenômeno do 3º tipo e, em consequência, o defeito penetrador. Em uma das amostras foi observada também a presença de solda fria (Figuras 6e). Como discutido na introdução do trabalho, a coexistência dos defeitos solda fria e penetrador é possível para condições de soldagem abaixo de  $v.\theta$  crítico, caso ocorram variações, mesmo que pequenas, na potência durante o processo, alternando a ocorrência dos fenômenos do 2º e do 3º tipo. Para este caso, a fratura também ocorreu de forma parcial no ensaio de alargamento devido à menor área com o defeito solda fria e ausência do filme de óxido. A propagação em direção ao metal base pode ser atribuída ao fato da região com solda fria ter sido muito pequena (Figura 6e).

Na soldagem do aço com alto Si não foi possível a eliminação completa de defeitos, sendo que as melhores condições determinaram a ocorrência de pequenas trincas no ensaio de alargamento, associadas a penetradores. Estes tubos foram soldados com potências elevadas e valores do produto  $v.\theta \geq 75^\circ$  m/min. Estas condições certamente conduziram à ocorrência do fenômeno do 3º tipo. Provavelmente, a zona de separação foi pequena, uma vez que foram pequenas a quantidade e a dimensão das trincas (Figura 5), geradas em ensaio de alargamento, e dos penetradores (Figura 6f), observados na superfície de fratura de corpos-de-prova de tração. Na condição experimental em que foi utilizada a maior potência, maior velocidade e maior ângulo de convergência, obteve-se o melhor resultado, sendo observada apenas uma microtrinca, em toda área analisada no ensaio de alargamento. O aço ASTM A572 também foi soldado nesta condição, não tendo sido constatados defeitos.

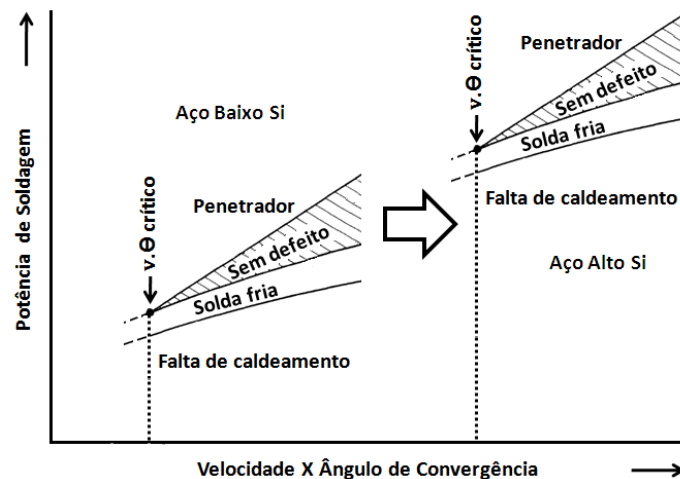
Na Figura 10 foram plotados gráficos P versus  $v.\theta$  com os resultados do presente trabalho e os do estudo de Yokoyama et al.,<sup>(10)</sup> que avaliou a influência das condições de soldagem e da relação Mn/Si (variando apenas o teor de silício) na ocorrência do defeito penetrador. Deve ser ressaltado que os critérios adotados em cada estudo foram diferentes. No presente trabalho foi elaborada uma avaliação apenas qualitativa, indicando o principal tipo de defeito observado. No estudo de Yokoyama et al.,<sup>(10)</sup> para cada condição foi medido o comprimento total dos

penetradores, na superfície externa da junta soldada do tubo após raspagem, utilizando líquido penetrante. Na Figura 10, foram considerados penetradores pequenos aqueles cujo comprimento total foi inferior a 0,6 mm/m de tubo e penetradores grandes aqueles cujo comprimento total foi superior a 2 mm/m de tubo.



**Figura 10.** Gráficos mostrando a influência dos parâmetros de processo e da relação Mn/Si na ocorrência de defeitos na linha de solda: (a) Mn/Si = 8,35; (b) Mn/Si = 4,46; (c) Mn/Si = 3,51; e (d) Mn/Si = 0,26.

Apesar dos critérios terem sido diferentes, a análise dos gráficos da figura 10 permite concluir que a redução da relação Mn/Si, promove o deslocamento do campo de soldabilidade para valores mais elevados de  $v.\Theta$ , tornando necessária a utilização de maiores potências para aumento da eficiência de expulsão do penetrador da zona de separação. No presente trabalho, ficou evidente o efeito do elevado teor de Si no menor aquecimento das faces das bordas a soldar, devido à redução da corrente induzida. Com isso, além da necessidade de aumento da potência para compensar o aumento de  $v.\Theta$  crítico, há necessidade de se aumentar este parâmetro para gerar correntes induzidas de maior valor nas bordas a soldar, de modo a evitar os defeitos solda fria, filme de óxido e falta de caldeamento. A Figura 11 mostra o efeito da relação Mn/Si e do teor de silício do aço no campo de soldabilidade.



**Figura 11.** Representação esquemática do deslocamento do campo de soldabilidade pela relação Mn/Si e teor de Si.

## 5 CONCLUSÃO

Verificou-se que para a soldagem, pelo processo HFIW, de aço com elevado teor de silício devem ser utilizados valores mais elevados de velocidade, ângulo de convergência e potência, comparativamente a de um aço C-Mn comum de mesma resistência mecânica. A diferença de comportamento pode ser explicada pelo fato da baixa relação Mn/Si, associada ao elevado teor de silício do aço, favorecer a formação de óxidos de elevado ponto de fusão durante a soldagem, o que dificulta a eliminação dos defeitos solda fria e penetrador por arraste pelo metal fundido. Além disso, o silício aumenta significativamente a resistividade do aço, reduzindo a magnitude da corrente induzida para uma mesma potência de soldagem. Conseqüentemente, também são menores a força eletromagnética e a quantidade de metal fundido, que auxiliam na expulsão dos óxidos da linha de solda.

## REFERÊNCIAS

- 1 NICHOLS, R. K. High frequency welding - the process and applications. Thermatool Corporation. apr. 1999. Disponível em: <<http://elektron.tmf.bg.ac.rs/dpsm2007/proceedings/06-Rrahim%20Maksuti-Beograd-2007.pdf>> Acesso em: 09 out. 2010.
- 2 HAGA, H.; AOKI, K., SATO, T. - Welding phenomena and welding mechanisms in high frequency electric resistance welding – 1st report. Welding Journal. v. 59, n. 7, p. 208s-216s, jul. 1980.
- 3 GONDO, H.; HAGA, H.; AOKI, K.; SATO, T.; SAKURAI, K.; YAMATA, M. Welding mechanisms in high frequency electric resistance welding. Nippon Steel Corporation Report, n. 14, p. 79-89, dec. 1979.
- 4 HAGA, H., MIZUHASHI, N., TANAKA, N. YAMADA, M., WATANABE, Y., HOSOOKA, A. Automatic heat input control in production welding of medium-diameter ERW pipe. Nippon Steel Technical Report, n. 26, p. 27-33, jul. 1985.
- 5 HAGA, H.; AOKI, K., SATO, T. The mechanisms of formation of weld defects in high-frequency electric resistance welding. Welding Journal. v. 60, n. 6, p. 104s-109s, jun. 1981.
- 6 KIM, C-M.; KIM, J-K. The effect of electromagnetic forces on the penetrator formation during high-frequency electric resistance welding. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, n. 2, p. 838-846, 2009.





- 7 ICHIHARA, H.; SUMIMOTO, D.; KIMURA, T.; KIMIYA, Y.; YOSHIZAWA, M. Manufacture of alloy steel tube by high frequency electric resistance welding. Transactions ISIJ, Vol. 26, p. 468-475, 1986.
- 8 KIM, C-M.; KIM, J-K. The effect of heat input on the defect phases in high frequency electric resistance welding. Metals and Materials International, Vol. 15, No. 1, p. 141-148, 2009.
- 9 WATANABE, S. ; KANO, N.; HIRANO, Y; ODE, F; YOKOYAMA, E. Recent progress in techniques of manufacturing small diameter electric-resistance weld tubes. Kawasaki Steel technical report, n. 4, p.84-96, dec. 1981.
- 10 YOKOYAMA, E; YAMAGATA, M.; KANO, N.; WATANABE, S. Effects on penetrator defect occurrence of welding conditions and Mn/Si ratio of ERW high manganese line pipe. Kawasaki Steel Giho, Vol. 10, n. 1, p.23-33, 1978.
- 11 ABNT NBR NM 168. Tubos de aço - Ensaio de alargamento. Associação Brasileira de Normas Técnicas, Brasil, 2000, 3p.
- 12 LANDGRAF, F. J. G. Lâminas de aço para motores elétricos. Metalurgia e Materiais, Vol. 55, n. 483, p. 626-627, 1999.