

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA TÉRMICA DO REVESTIMENTO DE SOLDA DE AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO 323Co USADO NA RECUPERAÇÃO DE ROLOS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO - RLC

**Ayrton, BRANDIM(1); Ronaldo PARANHOS; Claudemiro BOLFARINI(3); Nelson
ALCÂNTARA(4)**

- (1) Grupo de Pesquisa em Materiais e Metrologia – CEFET-PI. Praça da Liberdade, 1597, Centro-Norte; 64000-040; (86) 3215 5208; FAX (86) 3215 5206. E-mal: brandim@click21.com.br
- (2) LAMAV-UENF. Av. Alberto Lamargo, 2000 – Horto – Campos dos Goytacazes – RJ, CEP: 28015-620, e-mail: rparanhos@terra.com.br
- (3) DEMa-CCDM-UFSCar. Rod. Washington Luis, Km 235, CEP 13565-905, São Carlos – SP, CP 147, e-mail: cbolfa@power.ufscar.br
- (4) DEMa-CCDM-UFSCar. Rod. Washington Luis, Km 235, CEP 13565-905, São Carlos – SP, CP 147, e-mail: nelsong@power.ufscar.br

RESUMO

Estudou-se a resistência à fadiga térmica de um depósito de solda de aço inoxidável martensítico da série 400 usado como revestimento de rolos de lingotamento contínuo. A resistência à fadiga térmica foi analisada sobre os resultados dos ensaios de tração, dureza e fadiga térmica, como também na caracterização microestrutural qualitativa via microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Dos resultados obtidos verificou-se que a fadiga térmica provoca um amaciamento cíclico no revestimento causado pelas alterações do nível de tensões térmicas favorecendo o surgimento, desenvolvimento e a fratura pelas trincas térmicas. Observou-se também a forte influência da camada de oxida produto de corrosão como uma fonte motriz para a geração das trincas térmicas.

Palavras-chave: Microestrutura; Fadiga térmica; Trincas térmicas

1 - INTRODUÇÃO

O processo de lingotamento contínuo – *LC* de aço é um processo relativamente novo. Assim, seu desenvolvimento tecnológico tem sido efetuado de forma constante, tanto nos aspectos metalúrgicos quando nas concepções das máquinas pelos fabricantes de aços e de equipamentos (BRANDIM 2002; HERNÁNDEZ 2001). O equipamento de *LC* tem como um dos principais mecanismos de desgaste que atuam sobre os rolos que conduzem os veios o fenômeno de fadiga térmica. Durante o processo de *LC* a presença de tensões térmicas associadas ao ambiente corrosivo propicia a força motriz para o crescimento das trincas térmicas, a partir dos locais preferenciais de nucleação sobre o revestimento do material.

A magnitude das variações de temperatura e tensões durante o regime permanente de *LC* está abaixo do limite de resistência mecânica para causar o surgimento de trincas térmicas tanto quanto em flexão permanente dos rolos como pelas tensões térmicas, mesmo em fase com as tensões de flexão. Esta associação contribui para a propagação das trincas térmicas já plenamente iniciadas na superfície da direção circunferencial dos rolos de *LC*. (MARKARIAN, (1991)).

O processo de iniciação de trincas é induzido pela ruptura da camada passivadora da superfície, e neste caso, é muito provável que as tensões sejam localizadas e apresentem um valor maior que no resto das secções. O início das trincas ocorre em regiões onde a microestrutura é frágil devido às reações no estado sólido que propiciam a formação de carbeto, e, conseqüentemente a diminuição do teor de cromo (ATAMERT et al., (1998) e STEKLY et al., (1994)).

No caso de rolos de *LC* revestidos por soldas, a estrutura martensítica revenida do aço com um mínimo de 12%Cr contém finos e complexos carbeto do tipo $M_{23}C_6$ que precipitam quando o material é submetido na faixa de temperatura de 500 – 600°C. Os locais preferenciais para a nucleação destas partículas são os contornos de grãos de origem austenítica ou nas regiões intermartensíticas. A ocorrência destes precipitados na martensita revenida também se faz presente, principalmente nas regiões de reaquecimento, e em maiores quantidades, já que a precipitação ocorre durante o resfriamento.

Nestes depósitos martensíticos, durante a soldagem multipasses, a formação desses tipos de partículas será praticamente inevitável e se fará presente em grande número na região de reaquecimento. Estas partículas podem se formar durante o procedimento de soldagem dos depósitos, bem como durante o revenimento ou em serviço.

A avaliação da resistência à fadiga térmica foi determinado por um simples teste, rápido e de grande reprodutibilidade. Neste teste as amostras são submetidas a sucessivos ciclos térmicos. Após, certo número de ciclos é feito o levantamento da quantidade e da extensão das trincas térmicas.

2 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A Tabela 1 fornece os parâmetros de soldagem para o processo de soldagem por arco submerso. O fluxo utilizado foi neutro. As condições de soldagem usadas foram definidas de acordo com o fabricante que produziram cordões com bom aspecto visuais e isentos de descontinuidades superficiais. Os depósitos, durante a solda, tiveram a temperatura de interpasse controladas na faixa de 250°C. Foram depositados sobre chapas de aço ABNT 1020 com as dimensões de 50mmx 400mm x200mm. Para cada etapa do ensaio de fadiga térmica foram utilizados 06 corpos de prova.

Os corpos de prova foram obtidos transversalmente a direção de soldagem para garantir que a região de reaquecimento se posicionasse na região central dos corpos-de-prova, como mostra a Figura 1.

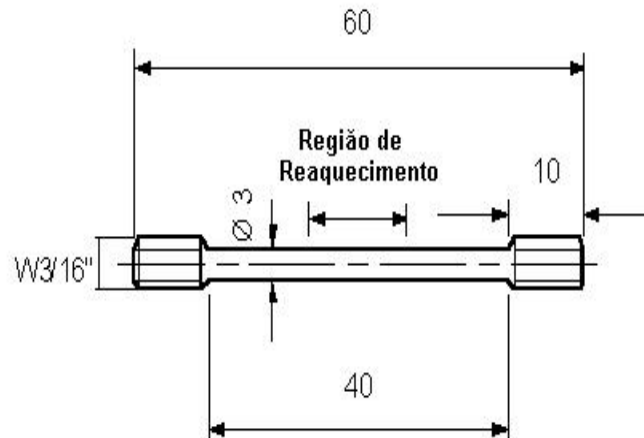


Figura 1 – Geometria e dimensões dos corpos-de-prova utilizados para o ensaio de fadiga térmica.

A avaliação da resistência à fadiga térmica foi realizada num equipamento projetado e construído no DEMa-UFSCar, com várias modificações com relações aa concepção original do equipamento da Johnstown Corporation. As principais modificações foram relativas a geometria e forma dos corpos-de-prova, monitoramento on-line da temperatura e do esforço gerado pelas tensões térmicas durante o ensaio de fadiga térmica sobre as amostras. A Figura 2 mostra o equipamento de fadiga térmica projetado e construído no DEMa-UFSCar.

Durante o ensaio de fadiga térmica os corpos-de-prova foram mantidos num completo estado de restrição sem nenhum tipo de carregamento. As faixas de temperatura durante o ensaio variaram na estação de aquecimento de 600 a 700°C e na estação de resfriamento de 20 a 50°C. Os ensaios foram interrompidos a cada 150 ciclos num total de 600 ciclos por ensaio. Sendo que, a cada ciclo os corpos-de-prova foram ciclados por duas vezes consecutivas.



Figura 2 – Equipamento de Fadiga térmica (HERNÁNDEZ 2001).

Os corpos de prova foram atacados pela técnica de imersão em uma solução de 5ml de ácido clorídrico, 1ml de ácido pícrico e 100ml de álcool etílico, Vilella. A evolução microestrutural, em função do número de ciclos de fadiga térmica, foi investigada pela alteração e degeneração da martensita, morfologia das trincas internas e superficiais e pela deterioração superficial do revestimento. O número e o comprimento das trincas térmicas foram contados e medidos usando um analisador de imagem.

3 - RESULTADOS

3.1 - Caracterização Microestrutural

A Tabela 2 fornece os resultados das análises química dos revestimentos estudados. Nesta, são dados os valores de níquel equivalente e de cromo equivalente para as previsões dos constituintes microestruturais de soldas de aços inoxidáveis através do diagrama de Schaeffler (SIEWERT et al., 1992).

Tabela 1 – Composição química (% em peso) revestimento 423Co

Composição química do revestimento (%)												
Material	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	V	Co	Nb	N	Cr _{eq}	Ni _{eq}
423Co	0,1302	13,46	2,6	1,25	0,48	1,20	0,15	2,77	0,18	-	15,47	7,13

(a) $Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$;

(b) $Ni_{eq} = Ni + 30C + 0,5Mn$.

A Figura 3 (a) e (b) são micrografias obtidas via microscopia ótica e de varredura na condição de como-soldado. Nestas temos: Na Figura 3(a) apresenta a microestrutura da região de reaquecimento, como sendo do tipo martensítica, nessa não se torna evidente a intensa precipitação ocorrida devido à própria condição de obtenção do cordão e especificamente desta área analisada. A Figura 3(b) apresenta uma intensa precipitação entre as ripas martensíticas. Nessa Figura permite observar a presença dos precipitados, não distinguível na foto anterior e nem percebida pelo ensaio de difração de raios – X, como mostra a Figura 4(a). Os carbeto destacados e distinguidos pela sua coloração mais clara que a matriz na micrografia 3(b) foram identificados como sendo do tipo $M_{23}C_6$, como mostra a Figura 4(b), e, esses são constituídos basicamente de cromo e carbono conforme mostra a análise por EDS na Figura 5.

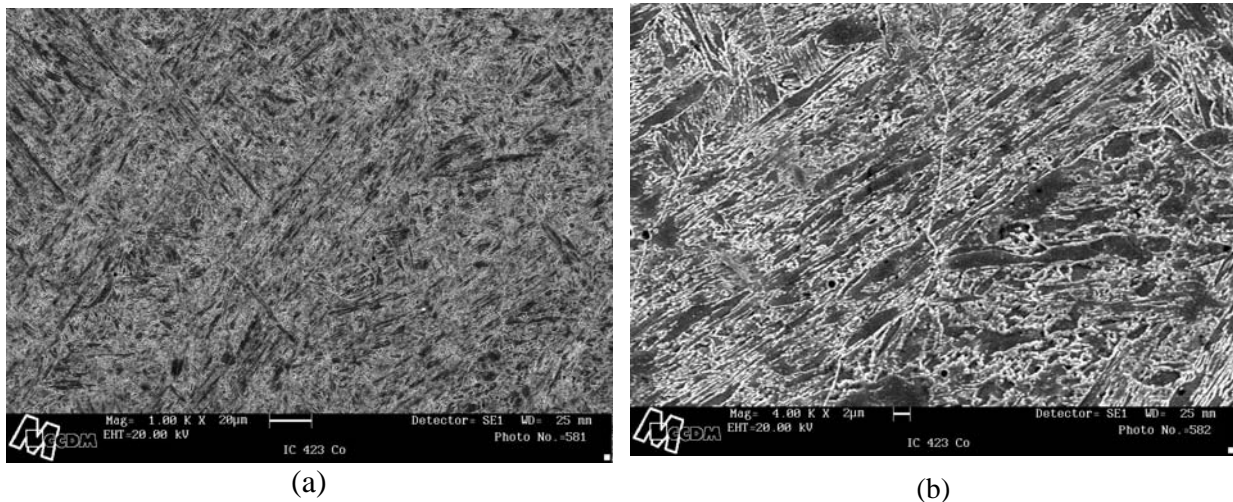


Figura 3 – (a) e (b) Micrografia via M.E.V, destacando a presença de finas ripas martensíticas e (b) Micrografia via M.E.V., destacando a presença dos precipitados não perceptível em (a).

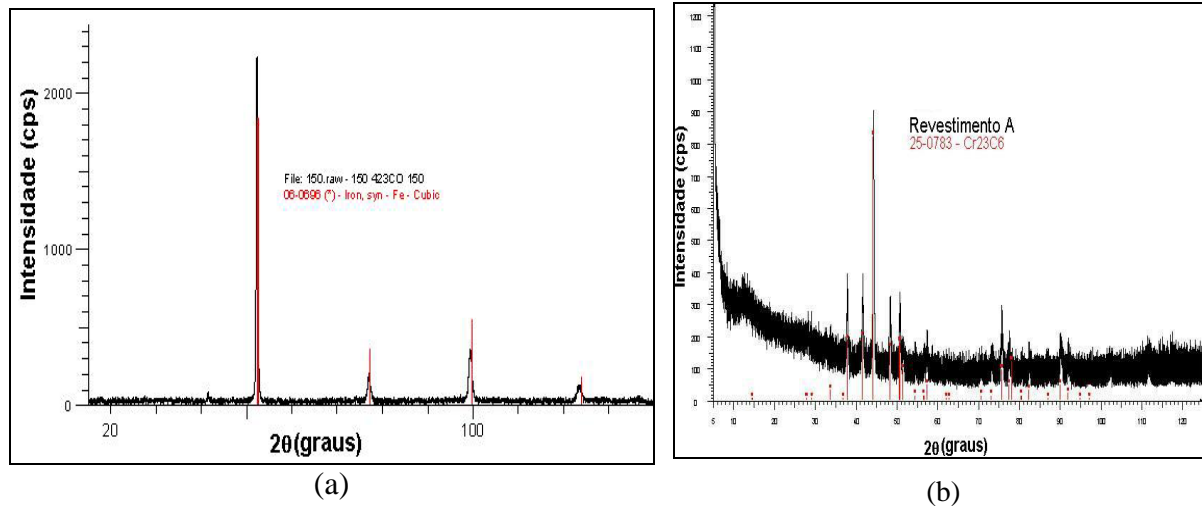


Figura 4 – (a) Difratoograma referente à região de reaquecimento indicando exclusivamente a presença da martensita e (b) Difratoograma das partículas extraídas da zona de reaquecimento.

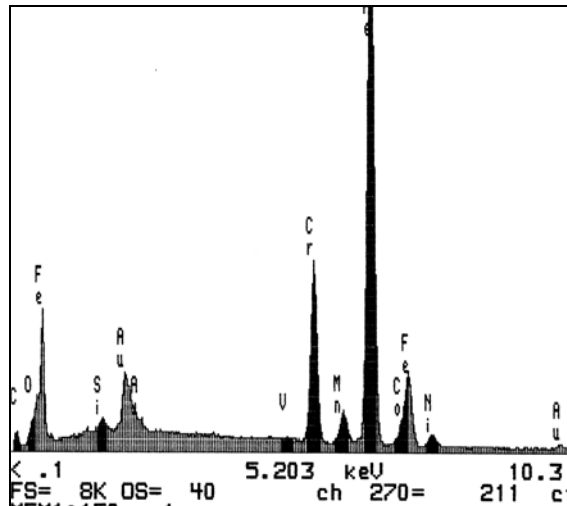


Figura 5 – Espectro por EDS sobre os carbeto.

3.2 - Alteração Microestrutural pela ação da Fadiga Térmica

a) 600 Ciclos de Fadiga Térmica

Após 2h de ensaio de fadiga térmica, que corresponde a 600 ciclos, o material, conforme mostra a Figura 6(a) apresenta uma intensa degeneração da estrutura martensítica.

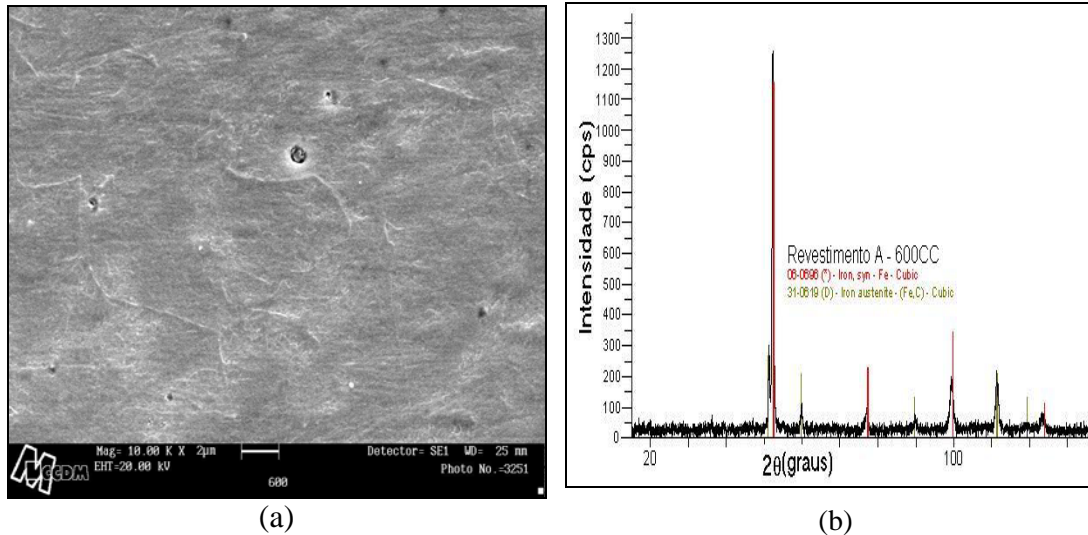


Figura 6 – (a) Apresenta matriz do material após ser submetido a 600 ciclos de ensaio de fadiga, a região em destaque é a de reaquecimento que apresenta uma degeneração discreta da martensita e (b) Difratoograma referente a região de reaquecimento identificando o tipo de matriz.

Essa variação se torna mais significativa quando se analisa o efeito da variação térmica tanto sob a microestrutura quanto aos precipitados, pois na condição inicial o material apresentou uma intensa precipitação como mostrado na Figura 4, enquanto, após o ensaio de fadiga térmica, não se conseguiu distinguir a presença dos precipitados e nem tão pouco o tipo de matriz da região de reaquecimento, como mostra a Figura 6(a). O difratograma da Figura 6 (b) auxilia na identificação do tipo de estrutura que se apresenta na matriz que é martensítica com a presença de austenita residual. Isso se deve ao intenso e severo estado de degeneração da matriz martensítica, e, partindo da sua condição inicial de como soldada, tem-se que a matriz seja, após o ensaio de fadiga térmica, do tipo martensítica-ferrítica, com mais ferrita e austenita residual que a condição de como soldada, como mostrou o difratograma da Figura 6 (b). Quanto aos precipitados esta situação permite ponderar que as partículas continuam sendo do tipo $M_{23}C_6$ e de nióbio do tipo M_6C_5 , como mostra o difratograma da Figura 7, passaram por um intenso processo de refinamento, e, pelo menos boa parte deles, se dissolveu após 600 ciclos de ensaio de fadiga térmica.

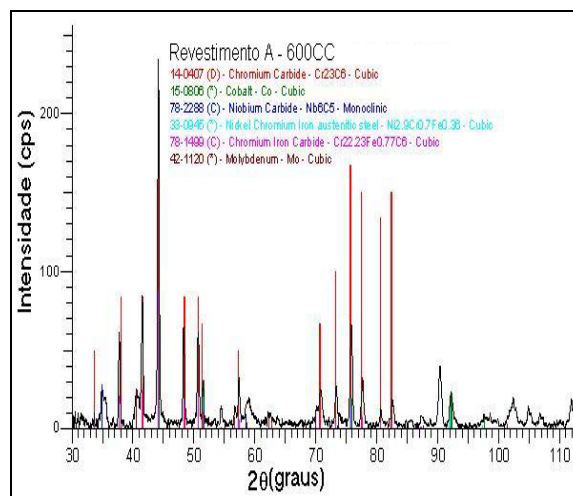


Figura 7 – Difratoograma sobre o resíduo da extração química de precipitados.

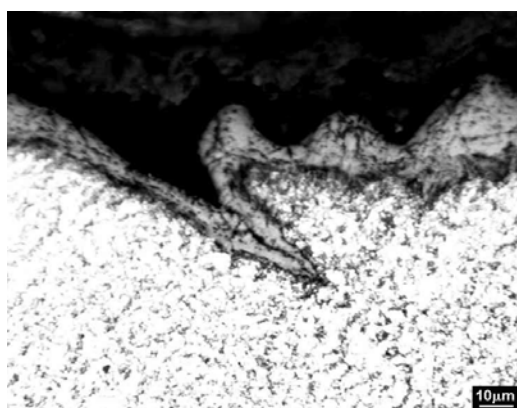
3.3 - Fadiga Térmica

A Tabela 2 apresenta o número ou faixa de ciclos de fadiga térmica necessários para o surgimento, desenvolvimento e ruptura dos revestimentos pelas trincas térmicas.

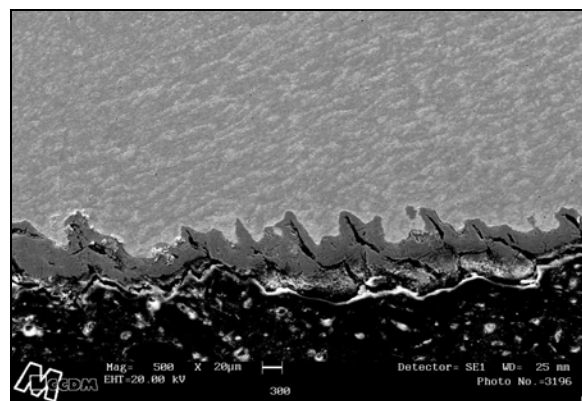
Tabela 2 – Resultados de fadiga térmica

Faixa de temperatura de ensaio (°C)	Faixa de ciclos para início do trincamento	Faixa de ciclos para trincamento de 0,2mm	Faixa de ciclos para trincamento de $\pm 0,5$ mm	Faixa de ciclos para Ruptura
25-700°C	150	300	450	600

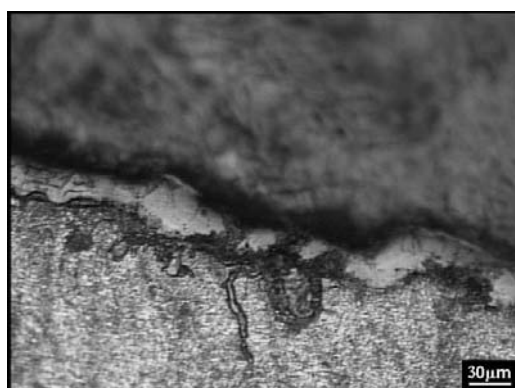
Os sítios de iniciação das trincas foram observados nas regiões superficiais ou imediatamente abaixo da superfície de fratura pelo seccionamento dos corpos de prova no seu sentido longitudinal sobre as regiões de reaquecimento. Sobre as trincas térmicas, este trabalho apresenta as duas condições consideradas fundamentais para estes defeitos: O início de trincas superficiais a partir do produto da corrosão, bem caracterizado pela Figura 8 (a) e (b).



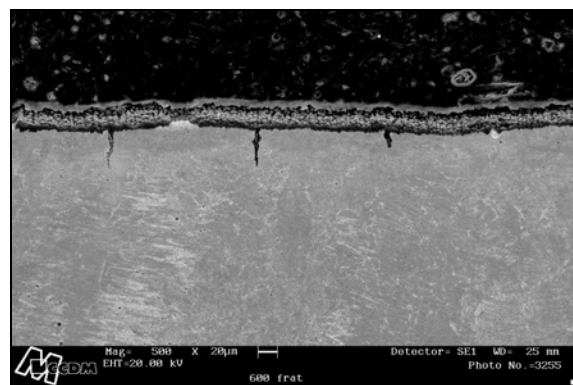
(a) 150 Ciclos



(b) 300 ciclos



(c) 450 Ciclos



(d) 600 ciclos

Figura 8 – (a), (b) e (c) Mostram o efeito do produto de corrosão como fonte motriz para geração de trincas térmicas e (c) Mostra o desenvolvendo da trinca térmica perpendicularmente a superfície. Essa última condição bem característica do fenômeno de fadiga térmica conforme os autores Weroniski, (1991) e Lee, (1997).

O número de trincas, bem como a sua profundidade aumentou com número de ciclos de fadiga térmica e com a perda de dureza sobre a região de reaquecimento como mostra a Figura 9 (a) e (b).

Isto se deve provavelmente por causa da intensa deformação plástica localizada sobre a região de reaquecimento, alteração estrutural dos materiais e da mudança da condição de carregamento sobre o corpo de prova. Segundo LEE et al (1997) o aumento da densidade de trincas de fadiga térmicas se deve pela condição do tipo de carregamento, tração, que atua sobre o corpo-de-prova.

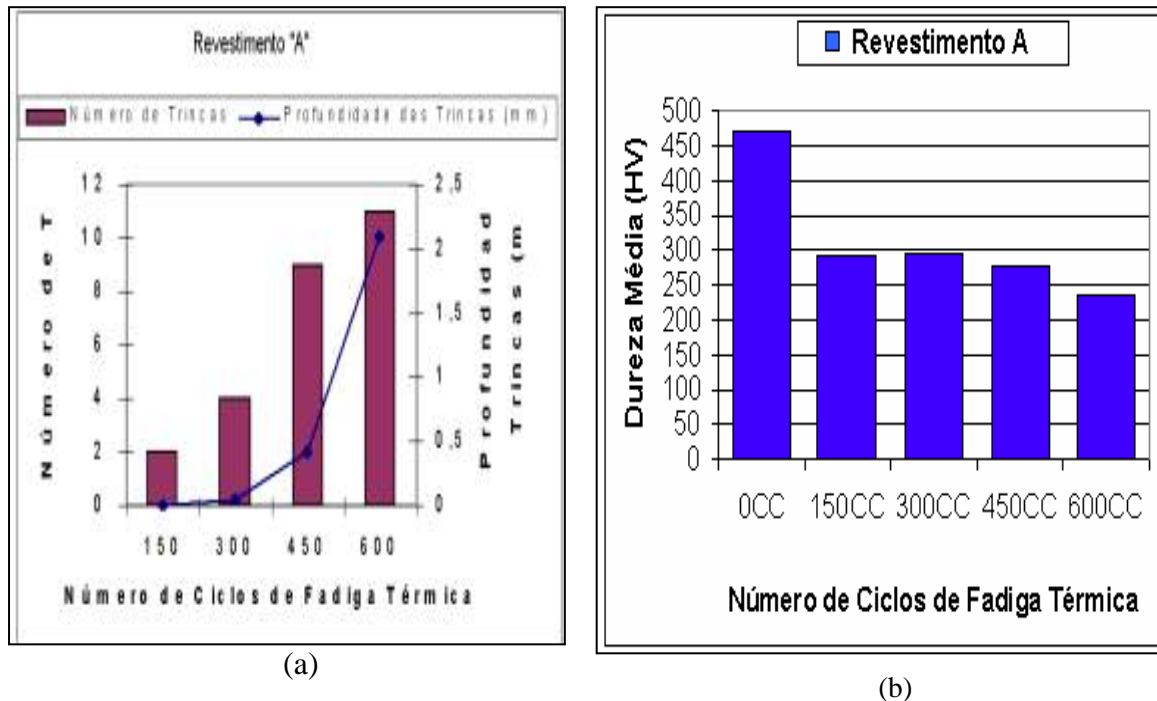


Figura 9 – (a) Resultados quantitativos das trincas formadas na superfície do revestimento A fadigado termicamente e (b) Comparação da dureza média do revestimento 423Co, nas condições de como soldado e fadigado termicamente.

4. Conclusões

Como resultado da avaliação da resistência à fadiga térmica de um revestimento de aço inoxidável martensítico utilizado na recuperação de rolos de lingotamento contínuo pode-se obter as seguintes conclusões.

- O material sofre um intenso amaciamento cíclico causando uma severa deterioração da estrutura martensítica que resulta na perda de dureza, favorecendo o desenvolvimento de trincas térmicas;
- O tipo de precipitado presente na condição inicial de como soldado não se alterou, porém tem-se um indicativo de um intenso refinamento em relação à condição inicial;
- A presença de uma forte oxidação superficial serve como fonte motriz ou como sítio de iniciação de trincas térmicas superficiais;

5. Bibliografia

ATAMERT, S & STEKLY, J. J. K. – Recent Developments in Roll Cladding Materials and Techniques by Arc Welding. **Steel World**. v.1, n.2. 1997 (52 – 70)p.

ATAMERT, S. – Cladding Mould Foot Rolls and Top Zone Rolls Using Nitrogen Open Arc Technology. **World Class Welding**. Welding Alloys Limited. Jul. 1998.

AYRTON DE SÁ BRANDIM. **Fadiga Térmica de Revestimentos de Aço Inoxidável Martensítico 423L, 423Co e 414N: Evolução da Microestrutura e das Propriedades Mecânicas.** Tese de Doutorado, PPG-CEM, Engenharia de Materiais, UFSCar. Outubro. 2002.140pp.

HERNÁNDEZ SARRIA, O. J. **Desenvolvimento de um Equipamento para Ensaio de Fadiga Térmica.** Tese de Doutorado, PPG-CEM, Engenharia de Materiais, UFSCar. Abril. 2001.179pp.

LEE, S. & KIM, H. & RYU, H. J. SHIN, K. Correlation of Microstructure and Thermal Fatigue Property of Three Work Rolls. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol. 28A, December. (2595-2608)pp. 1997.

MARKARIAN, K. M.; RUMLER, A. J. EMLING, W. H. Improvement of Roll Life in a Continuous Slab Caster. **Iron and Steelmaker**. November. 1991. (43-51)p.

SIEWERT, T. A. Ferrite Number Prediction For Stainless Steel Welds – Key Engineering Materials, V. 69-70, 1992, (146-166)p.

STEKLY, J.J. K & ATAMERT, S. – Nitrogen Bearing 400 Series Alloys for Cladding Continuous Casting Rolls. **36th Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proc.**, ISS – AIME. Out.1994.

WERONSKI A.; HEJWOWSKI, T. **Thermal Fatigue of Metals**. 1. ed. Editor: Pergamon Press. 1991. 366p.

6. Agradecimentos

Os Autores agradecem ao CNPq, CAPES e a FAPESP pelo apoio financeiro; ao CEFET-PI e a Soudage.