

# EFEITO DA FADIGA TÉRMICA SOBRE A MICROESTRUTURA DA REGIÃO REAQUECIDA DE REVESTIMENTOS INOXIDÁVEIS<sup>1</sup>

Ayrton de Sá Brandim<sup>2</sup>

Nelson Guedes de Alcântara<sup>3</sup>

Claudemiro Bolfarini<sup>4</sup>

Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos<sup>5</sup>

## Resumo

Este trabalho apresenta o efeito da Fadiga Térmica sobre a microestrutura da região de reaquecimento de revestimentos inoxidáveis da série 400, visando definir as principais alterações microestruturais baseado no interesse das empresas siderúrgicas usuárias de rolos de lingotamento contínuo revestidos por soldagem. Foi realizado um estudo microestrutural em dois tipos de revestimentos inoxidáveis martensíticos, um com adição de nitrogênio (414N) e outro com adição de cobalto (423Co), na condição como soldada e após ensaio de fadiga térmica. Os resultados mostram que a variação cíclica e contínua de temperatura promove uma intensa alteração da microestrutura na região de reaquecimento das soldas, tornando-as susceptíveis a falhas em serviço. As alterações microestruturais são decorrentes dos sucessivos amaciamentos que, associados aos efeitos de carregamentos trativos e compressivos impostos pelo ensaio de fadiga térmica, propiciaram o desenvolvimento e a propagação de trincas térmicas, ocasionando a ruptura dos corpos-de-prova após cerca de 600 ciclos térmicos. A evolução microestrutural foi realizada utilizando recursos da Microscopia Ótica (MO) e da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

**Palavras-chave:** Fadiga térmica; Microestrutura; Aços inoxidáveis martensíticos

---

<sup>1</sup> Trabalho apresentado no 60º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais

<sup>2</sup> Prof. Dr. do CEFET-PI, Praça da Liberdade 1597, Centro/Norte; 64000-040, e-mail:

[ayrton@cefetpi.br](mailto:ayrton@cefetpi.br).

<sup>3</sup> Prof. Dr. do DEMa-CCDM-UFSCar. Rod. Washington Luis, Km 235, CEP 13565-905, São Carlos – SP, CP 147, e-mail: [nelson@power.ufscar.br](mailto:nelson@power.ufscar.br)

<sup>4</sup> Prof. Dr. do DEMa-CCDM-UFSCar. Rod. Washington Luis, Km 235, CEP 13565-905, São Carlos – SP, CP 147, e-mail: [cbolfa@power.ufscar.br](mailto:cbolfa@power.ufscar.br)

<sup>5</sup> Prof. Dr. do LAMAV-CCT-UENF. Av. Alberto Lamego, 2000 – Horto – Campos dos Goytacazes – RJ, CEP: 28015-620, e-mail: [paranhos@uenf.br](mailto:paranhos@uenf.br)

## 1. INTRODUÇÃO

A falha por fadiga térmica nas indústrias de processamento de aços é frequentemente encontrada, e atualmente tem sido explorada no sentido de melhorar o produto final pela utilização de novas técnicas e de materiais mais resistentes. Nos últimos anos, as instalações de lingotamento contínuo vêm melhorando seu rendimento operacional através do aumento progressivo da velocidade de lingotamento do material e do número de corridas seqüenciais, permitindo à indústria siderúrgica reduções no custo operacional, melhoria da qualidade do aço e produção em escala. Para tanto, foi necessário um significativo investimento nesse tipo de processo. A CST (Companhia Siderúrgica de Tubarão), investiu US\$334 milhões, dos quais US\$154 milhões numa segunda máquina de lingotamento contínuo, com o objetivo de aumentar sua produção de placas de aço de 3,4 para 4,5 milhões de toneladas/ano [1].

Os rolos da linha de produção de aços por lingotamento contínuo usados na indústria siderúrgica são submetidos a sistemas complexos e severos de deformação e outros mecanismos de desgaste. Trabalham em seções curvilíneas, sendo submetidos a grandes esforços de flexão, podendo alcançar 2000 kN. Os repetidos contatos com o metal quente (1000–2000°C) numa atmosfera de vapor de água determina a fadiga térmica que se desenvolve na superfície de trabalho dos rolos, onde a temperatura pode variar desde 450–670°C no ponto de contato, e de 100–200°C na zona de resfriamento, dependendo do segmento de rolos analisado [2,3,4,5].

A condição de serviço dos rolos promove uma intensa deterioração superficial. Ocorrem devido a uma variedade de mecanismos que inclui, além da fadiga térmica, a corrosão na presença de água, a oxidação, a propagação de trincas, abrasão e erosão [6]. Trincas por fadiga térmica, que surgem de forma circunferencial e as trincas por corrosão sob tensão, são consideradas como as causas principais da necessidade de reparo e substituição dos rolos, podendo resultar em extensas interrupções de operação [7].

A caracterização do comportamento quanto à complexa natureza de distribuição de tensão durante os ensaios de fadiga térmica, é provavelmente um dos pontos mais significantes para a determinação da resistência à fadiga térmica. Portanto, o objetivo deste trabalho foi avaliar a microestrutura de revestimentos da série 400, sob condições especiais que representassem a condição mais crítica de trabalho dos rolos, quando submetidos ao ensaio de fadiga térmica. A análise do comportamento da fadiga térmica em relação à evolução das propriedades mecânicas será tema de um futuro trabalho.

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

**Ensaio de fadiga térmica:** Os ensaios de fadiga térmica [8,9,10], Figura 1a, foram realizados variando a temperatura do ensaio entre um valor máximo e um mínimo. A faixa de temperatura máxima utilizada foi de 600-650°C, e a temperatura mínima foi mantida entre 40-50°C. As duas faixas de temperaturas encontram-se próximas às condições de serviço dos rolos de lingotamento contínuo. Durante o ensaio foi medida a temperatura interna do corpo de prova, para garantir a ausência de gradientes térmicos em todo o seu diâmetro. Devido à variação de temperatura, obteve-se no corpo-de-prova um ciclo de tensão tração–compressão, que foi monitorado por uma célula de carga em uma das amostras ensaiadas.

O ensaio foi realizado variando o número de ciclos térmicos, visando acompanhar o comportamento do material quando submetido à fadiga térmica. As amostras foram submetidas a 150, 300, 450 e 600 ciclos de aquecimento e resfriamento, tendo sido estes valores determinados em ensaios preliminares. A condição de total restrição dos corpos-de-prova durante os ensaios de fadiga térmica teve como objetivo a obtenção de cargas trativas e compressivas geradas exclusivamente pelas tensões térmicas decorrentes dos sucessivos ciclos térmicos.

**Metal de Adição:** para obtenção dos revestimentos foram usados como consumíveis de soldagem arames tubulares e fluxo de soldagem neutro, que depositam um aço inoxidável martensítico da série 400, denominado no trabalho como revestimento 414N e 423Co, cujas composições químicas são mostradas na Tabela 1.

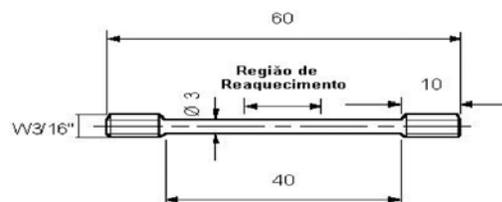
Tabela 1 – Composição química produzida pelos arames tubulares usados nos revestimentos.

Amostras	Material do revestimento									
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	N	V	Co	Nb
414N	0,042	15,3	3,85	0,94	0,37	0,49	0,096	-	-	-
423Co	0,1302	13,46	2,6	1,25	0,48	1,20	-	0,15	2,77	0,18

**Corpos-de-Prova:** foram obtidos dos revestimentos e estudados nas condições de como soldado e após ensaio de fadiga térmica. Foram retirados transversamente à direção de soldagem, para que a região de reaquecimento entre os cordões de solda permanecesse na região central dos corpos-de-prova, como mostra a Figura 1b.



(a)



(b)

Figura 1 (a) Detalhes do equipamento para o ensaio de Fadiga Térmica; (b) Detalhe do corpo-de-prova usado no ensaio de fadiga térmica

**Análise Microestrutural:** Os corpos-de-prova da Figura 1b foram analisados na condição como soldada e após cada etapa do ensaio de fadiga térmica (150, 300, 450 e 600 ciclos), via Microscopia Ótica (MO), por meio de um microscópio LEICA, acoplado a um analisador de imagens com software Quantimed 600, e via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), por meio de um microscópio marca LEICA - Stereoscan – 440. As amostras destinadas a análises por MEV foram recobertas com uma fina camada de ouro, para garantir a condutividade elétrica da superfície, e colocadas no suporte com fita adesiva de carbono. Para o ataque químico aplicou-se a técnica de imersão em uma solução de Vilella.

As análises por difração de raios - X foram realizadas no Difratormetro Siemens D5000 com tubo de cobre operando a 40 kV por 40 mA. Foi usado monocromador de grafite puro para suprimir a radiação  $K\alpha$  do cobre e a fluorescência proveniente do ferro

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Microestrutura

A região de reaquecimento do revestimento soldado é, na maioria das vezes, a mais susceptível aos mecanismos de falhas nos rolos de lingotamento contínuo. Na condição como soldada apresenta uma matriz martensítica-ferrítica, como mostra a Figura 2.

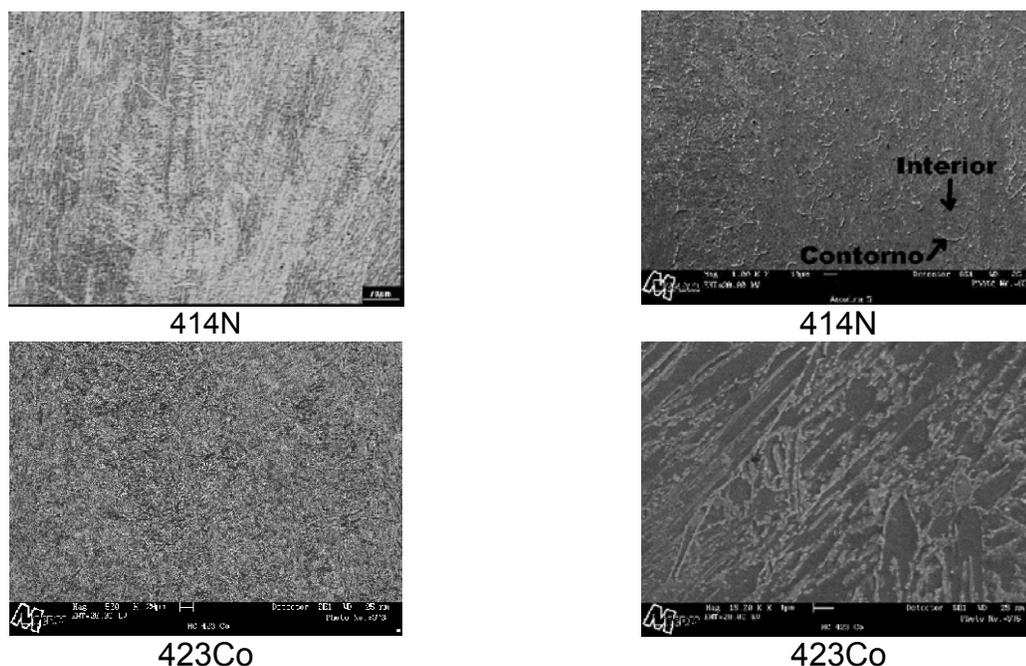
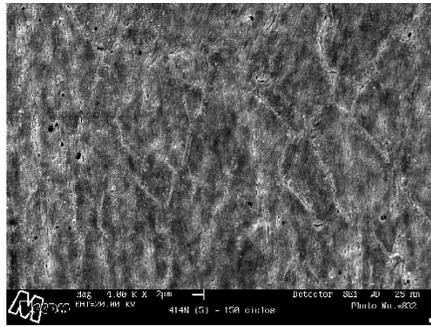
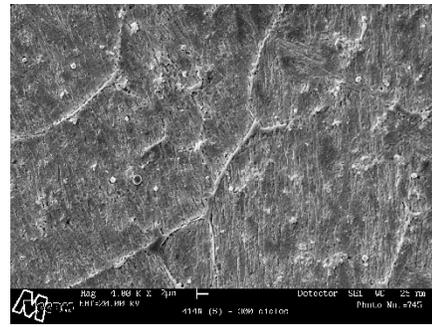


Figura 2 Microscopia das regiões de reaquecimento dos revestimentos 414N e 423Co, na condição de como soldada.

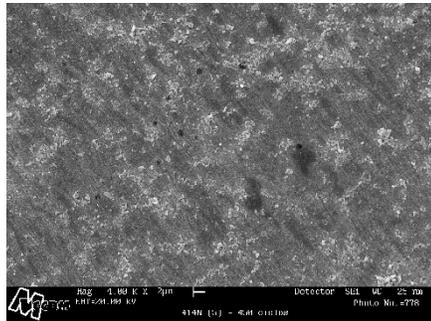
A evolução da microestrutura dos revestimentos 414N e 423Co foi acompanhado ao longo do ensaio de fadiga térmica (150, 300, 450 e 600 ciclos). As Figuras 3 e 4 apresentam as micrografias e os difratogramas para o revestimento 414N, e as Figuras 5 e 6, para o revestimento 423Co, após cada etapa do ensaio de fadiga térmica.



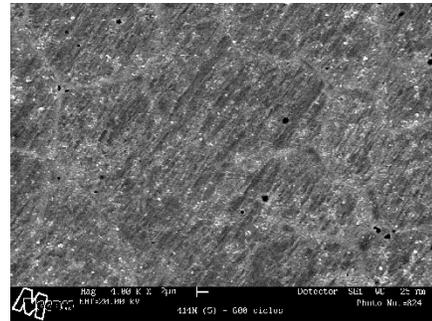
414N (150 ciclos)



414N (300 Ciclos)

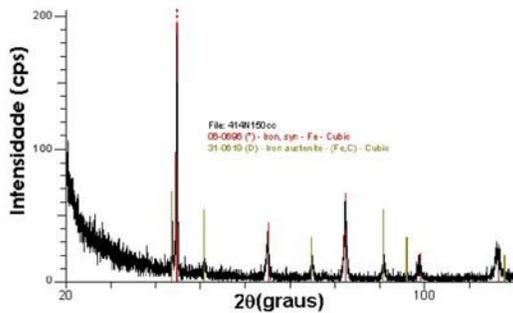


414N (450 ciclos)

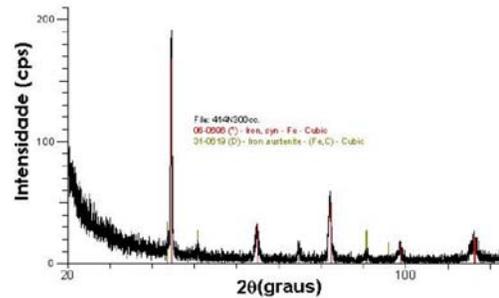


414N (600 ciclos)

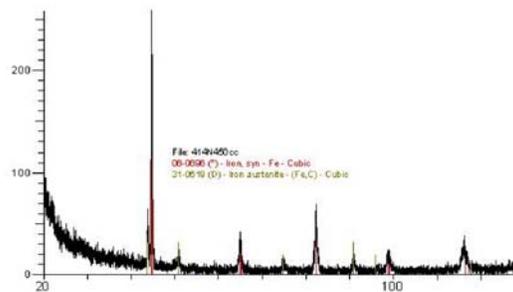
Figura 3 Microestrutura da região de aquecimento do revestimento 414N, após etapas do ensaio de fadiga térmica.



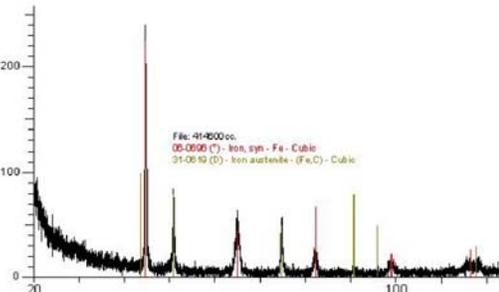
414N (150 ciclos)



414N (300 Ciclos)

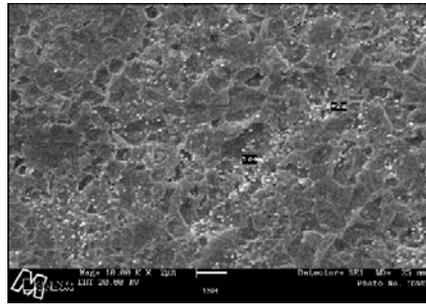


414N (450 ciclos)

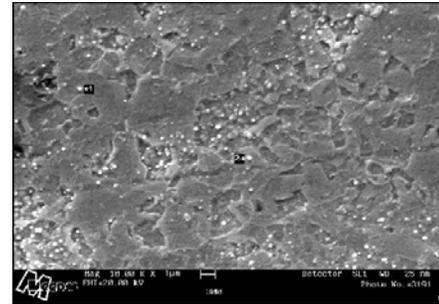


414N (600 ciclos)

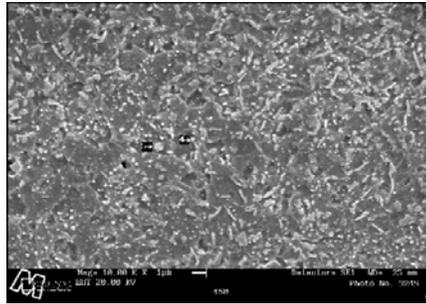
Figura 4 Difractogramas da região de aquecimento do revestimento 414N, após cada etapa do ensaio de fadiga térmica.



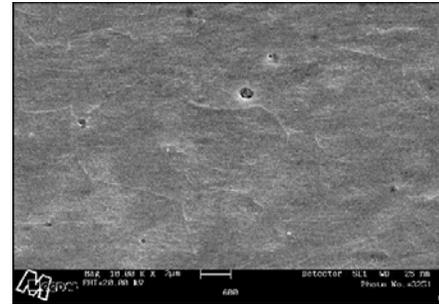
423Co (150 ciclos)



423Co (300 Ciclos)

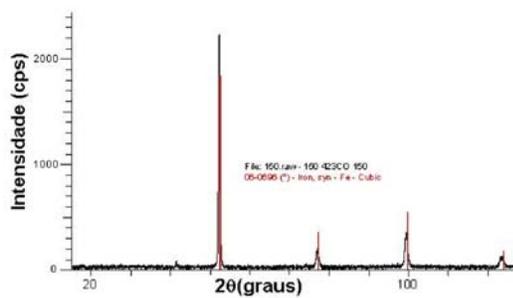


423Co (450 ciclos)

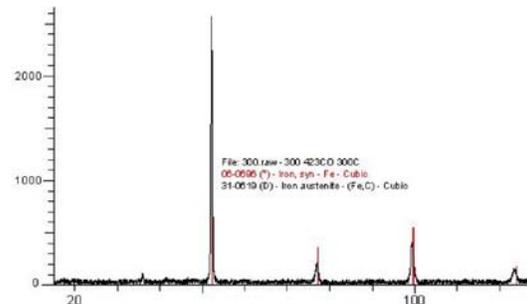


423Co (600 ciclos)

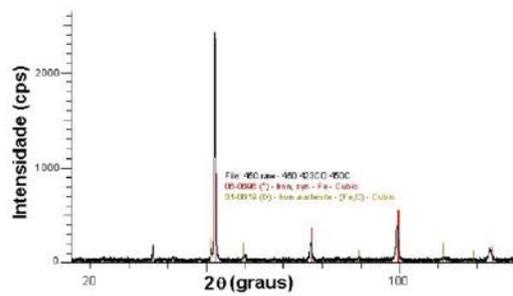
Figura 5 Microestrutura da região de rea aquecimento do revestimento 423Co, após as etapas do ensaio de fadiga térmica.



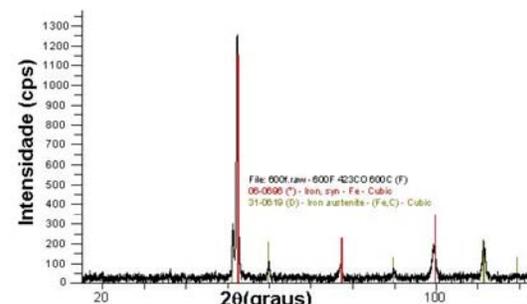
423Co (150 ciclos)



423Co (300 Ciclos)



423Co (450 ciclos)



423Co (600 ciclos)

Figura 6 Difractogramas da região de rea aquecimento do revestimento 423Co, após cada etapa do ensaio de fadiga térmica.

Observa-se que a região de reaquecimento desses revestimentos foi submetida a um contínuo revenimento, que promoveu uma degeneração da estrutura martensítica, acompanhada da formação de austenita finamente distribuída ao longo das ripas martensíticas. Esse comportamento pode ser observado pelos difratogramas apresentados nas Figuras 4 e 6.

As amostras analisadas apresentam uma intensa precipitação por toda a superfície e nos contornos das ripas martensíticas. A precipitação observada, em quantidade inferior à amostra não fadigada, deve-se ao efeito térmico que propicia o coalescimento das partículas, como também a transformação desses em carbeto do tipo  $M_3C$  que começam a se formar em baixas temperaturas e mudam a sua morfologia para uma forma esferoidal, principalmente no revestimento 414N. Além disso, ocorre a precipitação de complexos carbeto de cromo entre os contornos intermartensíticos. Esses resultados estão de acordo com Hauser [11], que conseguiu identificar o carbeto de Cr via MET, e constatou que a porcentagem de Cr nessas partículas varia entre 30 a 50%, promovendo diminuição do teor de Cr na matriz, favorecendo então o fenômeno de sensibilização do material.

Nesses revestimentos, a martensita temperada, característica da condição como soldada, quando aquecida muda a razão dos seus parâmetros  $c/a$  e aproxima-se da unidade, sendo denominada como martensita revenida. Esta mudança da tetragonalidade da martensita foi atribuída à dissolução do carbono, portanto, a sua alteração pode ser explicada pela precipitação de carbono da solução. Esta fase rica em carbono está formada por lâminas finas de carbeto, unidas coerentemente por solução sólida, sendo que este carbeto pode ser do tipo  $M_3C$  e/ou  $M_{23}C_6$  e apresentam-se em forma não isolada, isto é, formando uma precipitação contínua no contorno de grão.

Quando esta martensita continua a ser aquecida, a austenita residual se transforma numa mistura heterogênea de martensita revenida e carbeto, ocorrendo também uma transformação de martensita em perlita (ferrita + cementita). Para temperaturas acima de  $400^\circ C$  se produz a coagulação (coalescência e globulização) das partículas de carbeto, sendo este o estágio conclusivo da formação de carbeto. Para temperaturas acima de  $600^\circ C$ , ocorre a formação de precipitados do tipo  $M_2X$ , para o revestimento 414N, podendo ser  $Cr_2N$ , devido à presença de nitrogênio na amostra. Com relação a martensita, esta poderá se decompor devido ao tempo de exposição à alta temperatura e aos sucessivos choques térmicos.

A presença da ferrita pode ser explicada pelo efeito dos ciclos térmicos, que favorece a diminuição da temperatura de transformação de fase. Na condição como soldado, o revestimento 423Co muda de martensítico para ferrítico entre  $700$  e  $750^\circ C$ , mas fadigada termicamente, essa temperatura de transformação tende a diminuir [12]. Assim, a presença da austenita, no caso do revestimento 423Co, pode ser explicada pela presença da própria austenita retida, como também pela possível reversibilidade da transformação martensítica, que segundo NOVIKOV [13], a formação da austenita a partir da martensita é possível apenas nas condições em que se impede a redistribuição difusional dos componentes na rede da martensita. Para isso é necessário atingir um determinado grau de superaquecimento e determinada força motriz.

Com respeito ao revestimento 414N, a Figura 4(a), (b), (c) e (d) mostra que os picos de austenita foram apresentando maior intensidade e alargamento, conforme foi aumentando o número de ciclos de fadiga térmica, conseqüentemente aumentando a quantidade de austenita e uma reestruturação da rede cristalina da martensita, alterando os parâmetros  $c/a$  e aproximando-se da unidade. Esta

mudança da tetragonalidade da martensita é devido 'à dissolução do carbono, portanto, a sua alteração pode ser explicada pela precipitação de carbono da solução.

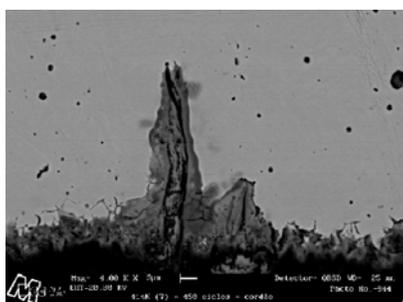
### 3.2 Trincas térmicas

À medida que o ensaio de fadiga térmica se desenvolve, aumenta-se o número de ciclos térmicos propiciando o empobrecimento da solução sólida em carbono, devido à precipitação de carbeto, provocando revenimento da martensita, em consequência o amolecimento dos revestimentos. Com o aumento do tempo de ensaio, intensifica-se o amolecimento atribuído às seguintes causas: 1) diminuição da concentração de carbono em solução; 2) destruição da coerência no contorno carbeto-matriz e eliminação das microtensões elásticas e 3) coalescimento dos carbeto e aumento da distância entre as partículas.

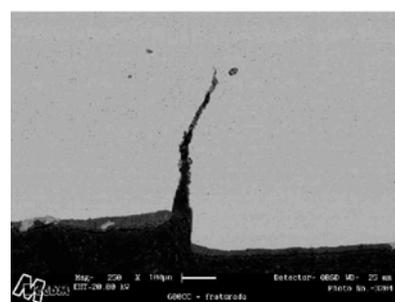
Associados a esses fenômenos estruturais, simultaneamente, estão os contínuos esforços de tração e de compressão oriundos da fadiga térmica que propiciam o desenvolvimento das trincas térmicas como mostra a Figura 7.

A Figura 8 mostra a fratura dos revestimentos na região de aquecimento devido ao ensaio de Fadiga Térmica após 450 ciclos para o revestimento 414N e após 600 ciclos para o revestimento 423Co.

Para todas as amostras analisadas foi verificada a presença de uma forte oxidação superficial e o desenvolvimento de trincas a partir desta oxidação, o que leva a sugerir que as trincas estão associadas não apenas com a fadiga térmica, mas também por processo de corrosão. Já o crescimento destas trincas foi atribuído ao efeito das tensões cíclicas provocadas devido aos efeitos dos ciclos térmicos. Isto se baseia no fato que a extremidade da trinca não apresenta oxidação, indicando que quando a amostra é aquecida esta é submetida a esforço de compressão, fechando a trinca, não permitindo a ação da chama na ponta da mesma, portanto, diminuindo o efeito da oxidação. Quando a amostra é resfriada, os esforços mudam para tração, abrindo a trinca, e permitindo a sua propagação por efeito das tensões cíclicas.



(a) 414N - 450 ciclos

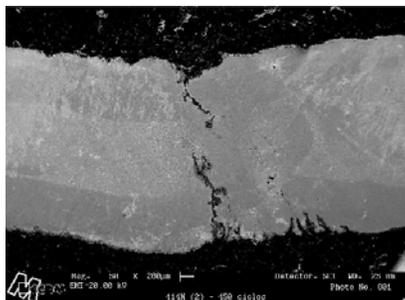


(b) 423Co – 600 ciclos

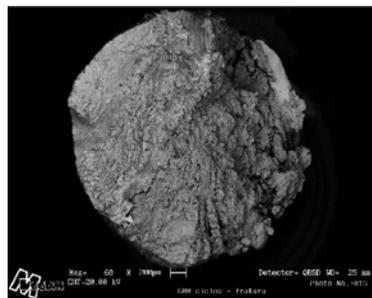
Figura 7 Trincas Térmicas

Outro fato importante é o tipo de fratura que ocorre na amostra durante a fadiga térmica. Os resultados sugerem que o início da trinca na superfície da amostra seja provocado pela forte oxidação que ocorre preferencialmente no contorno do grão durante a carga de compressão, deixando este enfraquecido. Durante o resfriamento, quando os esforços mudam para tração, o contorno de grão oxidado torna-se propenso à fratura, com um ângulo aproximado de 45° com relação ao eixo das tensões. Portanto, o início da trinca ocorre de forma intergranular. Para

tempos maiores de ensaio muda a direção de propagação da trinca, tornando-se esta perpendicular às tensões de tração aplicadas, e o processo de oxidação passa a ter um efeito secundário, tornando-se importante a presença de vazios na amostra, o que provoca a mudança do tipo de fratura, obtendo-se então uma fratura dúctil com a presença de “dimples” esféricos na superfície de fratura.



(c) 414N - 450 ciclos



(d) 423Co – 600 ciclos

Figura 8 Trincas térmicas (a)

#### 4. CONCLUSÕES

Como resultado do da realização dos ensaios de fadiga térmica para avaliação do comportamento microestrutural de soldas de revestimentos aplicadas em rolos de lingotamento contínuo, pode-se extrair as seguintes conclusões:

- ✓ A fadiga térmica torna o material susceptível a uma intensa precipitação, bem como diminui a temperatura para transformação de fase.
- ✓ O revestimento foi submetido a refinamento da matriz e/ou das partículas, em diferentes intensidades conforme o desenvolvimento do ensaio de fadiga térmica.
- ✓ Ocorre uma mudança na forma dos precipitados durante o ensaio de fadiga térmica, sendo estes mais arredondados e mostrando tendência ao coalescimento.
- ✓ A matriz da região de reaquecimento, constituída de martensita revenida, transforma-se para ferrita mais austenita ao final do ensaio de fadiga térmica. Isso se deve pela diminuição da temperatura de transformação de fase provocado pelo ensaio de fadiga térmica.
- ✓ As trincas térmicas se desenvolvem a partir dos carregamentos cíclicos, decorrentes do ensaio de Fadiga Térmica;
- ✓ As trincas térmicas se iniciam a partir do produto de corrosão, presente na superfície dos corpos-de-prova e crescem devido ao carregamento térmico cíclico característico do ensaio de fadiga térmica;

#### 5. AGRADECIMENTOS

Os autores desse trabalho agradecem o apoio do CNPq e FAPESP pelo apoio financeiro, a SOUDAGE pelos serviços industriais e ao CEFET-PI pela liberação para o doutoramento.

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. USIMINAS. Disponível em <<http://www.usiminas.com.br>>. Consultado em 15/12/03.
2. TECCO, D. G. & STEKLY, J. J. K. – Avanços e Perspectivas para o Revestimento por Soldagem de Rolos para Lingotamento Contínuo e Laminação a Quente. **2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais**. 1996.16 – 32p.
3. OPARIN, L. I & MALIKIN, V. L & GLADKII, P. V. – Hardfacing Rolls of Continuous slab Casting Installations. **Paton Welding Journal**. 3(4): Mar. 1991.306 – 309p.
4. 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 – 70p.
5. HORN, B. Continuous Caster Rolls: Design, Function and Performance. **Iron and Steel Engineer**. Jul. 1996.49 – 54p.
6. MARKARIAN, K. M.; RUMLER, A. J. EMLING, W. H. Improvement of roll life in a continuous slab caster. In: **74<sup>th</sup> Steelmaking Conference**. ISS. Washington: Iron and Steelmaker, November, 1991.43 – 51p.
7. CHUDZICKI, J., HORN, B., TSAI, C. – Mechanisms of surface deterioration – clad rolls for continuous slab casting – Phase I. In: **36<sup>th</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proc.**, ISS – AIME. v. XXXII. 1995.67 – 77p.
8. WERONSKI A.; HEJWOWSKI, T. **Thermal Fatigue of Metals**. 1. ed. Editor: Pergamon Press. 1991. 366p.
9. COFFIN, L.F.; SCHENECTADY, N.Y. A study of Effects of Cyclic Thermal Stress on a Ductile Metal. L.F. Coffins & JR., Schenectady, N.Y. **Transactions of the ASME**. August, 1954.931-950p.
10. COFFIN, L. F.; SCHENECTADY, N. Y. Design Aspects of high-Temperature Fatigue With Particular Reference to Thermal Stresses. **Transactions of the ASME**. April, 1956.527-532p.
11. HAUSER. J. J, CAPENOS. J. M & BANERJEE. B. R. - Submicroscopic Structures in Tempering 410 Stainless Steel. **Transactions of the ASM**. Vol. 54. 1961.514 – 525p.
12. BRANDIM, A. “Efeito da Fadiga Térmica Sobre As Microestruturas e Propriedades Mecânicas de Revestimentos de Aços Inoxidáveis Martensíticos”. Tese de Doutorado. DEMA – UFSCar. 2002. 187p.
13. NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais**. 4.ed. Rio de Janeiro: UFRJ, 1994. 568p.

# EFFECT OF THERMAL FATIGUE ON THE MICROSTRUCTURE OF THE REHEATED REGION OF STAINLESS SURFACING

*Ayrton de Sá Brandim  
Nelson Guedes de Alcântara  
Claudemiro Bolfarini  
Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos*

## **Resumo**

This work presents the effect of thermal fatigue over the microstructure of the reheated zone of stainless surfacing of the 400 series, with the objective to define the main microstructural modifications based on the interest of steel manufacturers companies, users of continuous casting rolls surfaced by welding. A microstructural study was carried out at two types of martensitic stainless surfacing alloys, one with the addition of nitrogen (414N) and other with cobalt addition (423L), at the as-welded condition and after thermal fatigue testing. The results show that the cyclic and continuous temperature variation promotes an intense microstructure modification at the weld reheated zone, becoming them susceptible to work failure. The microstructural modifications are caused due to the successive softening that, associated to the tractive and compressive effect imposed by the thermal fatigue testing, arising the development and propagation of thermal cracks, causing the rupture of specimens after 600 thermal cycles. The microstructural evolution was made by optical microscopy (OM) and scanning electronic microscopy (SEM).

**Key-words:** Thermal fatigue; Microstructure; Martensitic stainless steel.