

Evolução microestrutural do revestimento de aço inoxidável martensítico 423Co submetido ao ensaio de fadiga térmica

Brandim. A. S^I; Magalhães Sousa, R.R^I; Rocha Paranhos. R.P^{II}; Bolfarini, C^{III}; Alcântara. N.G^{III}.

^I Laboratório de Caracterização Microestrutural - LCM/Campus Teresina Central/IFPI CP: 64000 – 040, Teresina-PI

e-mail: sabrandim@yahoo.com.br ; romulorms@gmail.com

^{II} Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Centro de Ciências Exatas e Tecnologia, Laboratório de Ciências dos Materiais Avançados. Av. Alberto Lamego, 2000 - CCT - LAMAV. Prédio das Oficinas Horto 28013-602 - Campos dos Goytacazes, RJ - Brasil

^{III} Universidade Federal de São Carlos, Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Departamento de Engenharia de Materiais. Rodovia Washington Luiz km 235 Monjolinho 13565-905 - São Carlos, SP - Brasil - Caixa-Postal: 676

Telefone: (16) 33518802 Fax: (16) 33518850

e-mail: cbolfa@power.ufscar.br ; nelson@power.ufscar.br

RESUMO

Este estudo avalia a evolução microestrutural do aço inoxidável martensítico 423Co, usado como revestimento de rolos de lingotamento contínuo – *RLC*, quando submetido ao ensaio de fadiga térmica. A evolução microestrutural foi investigada por meio de análises por microscopia ótica – M.O., microscopia eletrônica de varredura – MEV, microscopia eletrônica de transmissão – MET e por difração de Raios X – DRX. Os corpos de prova foram retirados da zona termicamente afetada, adjacente às áreas de intercordão dos revestimentos soldados transversalmente à direção de soldagem. Foi utilizado o processo de soldagem ao arco submerso com arame tubular para confecção desses corpos de prova. Os resultados foram interpretados de acordo com a evolução microestrutural do revestimento. Na condição de como soldado, a zona termicamente afetada, adjacente às áreas de intercordões, apresentou uma microestrutura de finas ripas martensíticas com finos carbeto. Durante a evolução do ensaio de fadiga térmica, essa microestrutura foi se degenerando, ocorrendo o revenimento das ripas martensíticas, observadas pelo aumento dessas, bem como crescimento dos carbeto até a falência do material pela sua ruptura durante a execução do ensaio.

Palavra-chaves: Microestrutura, fadiga térmica, aço inoxidável martensítico.

Microstructure evolution of 423Co martensitic stainless steel coatings under thermal fatigue tests

ABSTRACT

This study evaluates the microstructural evolution of the 423Co martensitic stainless steel used as continuous casting rolls coatings, when submitted to thermal fatigue tests. The microstructural evolution was investigated through analysis by optical microscopy – OM, scanning and transmission electron microscopies – SEM and TEM, and X ray diffraction – XRD. Specimens were extracted from the Heat Affected Zone close to the interbead areas of the welded cladding. Tubular wires in a Submerged Arc Welding Process were used in this study. The results were interpreted according to the microstructural evolution of the cladding. Initially in the as-welded condition, heat-affected-zones presented fine lath martensitic microstructure with fine carbides. With the thermal fatigue test evolution the microstructure progressively deteriorated due to the tempered lath martensite formation and carbides growth until the failure of the material.

Keywords: Microstructure; Thermal fatigue; Martensitic stainless steel.

1 INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, o desenvolvimento de novas ligas conhecidas como a nova geração, NG, utilizadas em revestimentos de rolos de lingotamento contínuo RLC tem sido o enfoque de trabalhos

científicos nessa área. Essa tendência se justifica pelos elevados investimentos de implementação nessas plantas. No Brasil, os investimentos no setor saíram de R\$ 4,8 bilhões para R\$ 16,7 bilhões, isso será refletido na capacidade instalada de produção de aço que sairá dos 36 milhões de toneladas/ano para 72 milhões de toneladas/ano nos próximos cinco anos. O impacto desses investimentos já está sendo verificado no Brasil, pois em 2005, foram produzidos 31,6 milhões de toneladas de aço, ocupando a 9ª posição no ranking dos maiores produtores. Em 2011, a produção de aço bruto até o mês de maio somou 32,76 milhões de toneladas, crescimento de 14,7 por cento que inclui a produção da Companhia Siderúrgica do Atlântico (CSA). Enquanto isso, no mundo, o total produzido foi de 129,86 milhões de toneladas, crescimento de 4,2 por cento. Segundo a WSA (World Steel Association), a produção de aço bruto acumulada de janeiro a maio de 2011 é de 14,753 milhões de toneladas, expansão de 9 por cento sobre o mesmo período de 2010 e salto de 71 por cento sobre os cinco primeiros meses do fraco ano de 2009. A produção mundial acumula 7,3 por cento contra 2010 e de 39,9 por cento sobre o mesmo período de 2009 (<http://exame.abril.com.br/economia/noticias/producao-de-aco-no-brasil-cresce-mais-que-no-mundo-em-maio>, [1]). A Tabela 1 apresenta os dados do mercado da produção de aço no Brasil referente ao ano 2010.

Tabela 1: Dados de mercado do setor siderúrgico do Brasil em 2010

Dados de mercado do setor siderúrgico do Brasil em 2010	
Parque produtor de aço	28 usinas, sendo 13 integradas (a partir do minério de ferro) e 15 semi-integradas (a partir do processo de ferro gusa com a sucata), administradas por 10 grupos empresariais.
Capacidade instalada	44,6 milhões de t/ano de aço bruto
Produção de Aço Bruto	32,9 milhões de t
Consumo Aparente	26,1 milhões de t
Número de Colaboradores	142.226
Saldo Comercial	US\$ 337 milhões - 1,7% do saldo comercial do país
7º Maior exportador líquido de aço (exp - imp)	3,1 milhões de t
Exportações indiretas (aço contido em bens):	2,7 milhões de t
Principais setores consumidores de aço:	Construção Civil; Automotivo; Bens de capital, Máquinas e Equipamentos (incluindo Agrícolas); Utilidades Domésticas e Comerciais.
Obs:	1 - 15º Exportador mundial de aço (exportações diretas); 2 - Exporta para mais de 100 países

Fonte: <http://www.acobrasil.org.br/site/portugues/numeros/numeros--mercado.asp> [2]

No processo de lingotamento contínuo, os rolos estão constantemente submetidos à expansão e contração térmica, gerando tensões térmicas devido a sua condição de restringido (MARKARIAN *et al.* [3]). Segundo LEE *et al.* [4], essa condição de operação propicia alterações na microestrutura do revestimento que resulta no desempenho do rolo, principalmente nas regiões de intercordões ou regiões de reaçoamento, em destaque na Figura 1.



Figura 1: Recuperação do rolo de lingotamento contínuo pelo processo de soldagem por arco submerso, utilizando dois cabeçotes oscilatórios (cortesia de Ronaldo Paranhos). Em destaque a região de reaquecimento.

Outro aspecto importante, que está de acordo com ATARMET [5], é sobre as áreas de ocorrência das precipitações dos carbeto que se situam nas áreas com menor teor de Cr e, conseqüentemente, que estão sujeitas ao ataque corrosivo (região sensibilizada), essas regiões de estudo nesse trabalho serão submetidas à fadiga térmica. Na prática, essas áreas sensibilizadas são visíveis na superfície do rolo, como ilustra a Figura 1, principalmente depois de usinada, pois seguem o contorno do cordão de solda, ou seja, as regiões de intercordões, facilitando a ocorrência de trincas nessas regiões. Portanto, o entendimento sistemático da evolução microestrutural nessas ligas NG, em conseqüência do fenômeno de fadiga térmica é essencial.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

• *Corpos de prova*

Os corpos de prova foram obtidos do revestimento depositado por soldagem por arco submerso com arame tubular sobre uma placa de aço carbono do tipo ABNT 1015, conforme mostra a Figura 2. Como consumível de soldagem, foi utilizado o arame tubular de aço inoxidável modificado da série AISI 420 usado para revestimento de *RLC*, denominado comercialmente como 423Co de diâmetro igual a 3,2mm, cuja composição química é apresentada na Tabela 2.

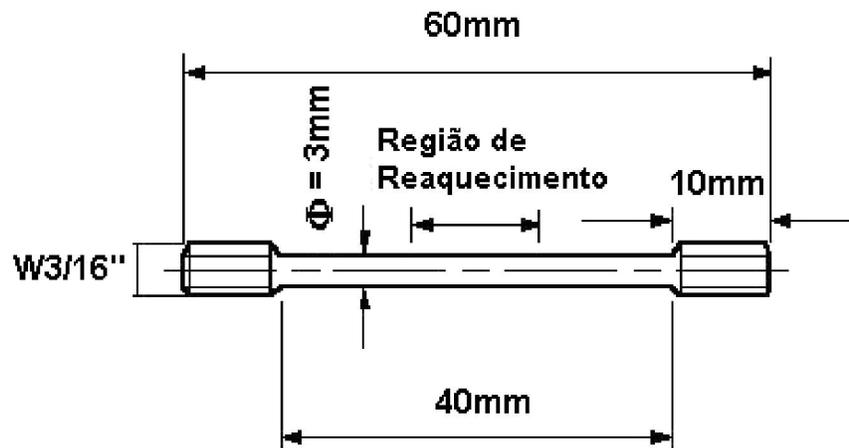


Figura 2: Geometria e dimensões do corpo de prova

Tabela 2: Composição química (% em peso) dos revestimento

Composição química do revestimento 423Co (%)			
C	0,1302	Mo	1,2
Cr	13,46	V	0,15
Ni	2,6	Co	2,77
Mn	1,25	Nb	0,18
Si	0,48	N	Não determinado
Cr _{eq} ^a	15,47	Ni _{eq} ^b	7,13
Fe	Remanescente		

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

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

Fonte (a) e (b): MODENESI, Paulo J. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. São Paulo, SENAI-SP, 2001. 100p. il. (Coleção Tecnologia da Soldagem Vol. 1)

• **Ensaio de Fadiga Térmica**

Os ensaios de fadiga térmica foram realizados variando a temperatura do ensaio entre um valor máximo e um valor mínimo. A faixa de temperatura máxima utilizada foi de 600 a 700 °C, alcançada por meio da ação de dois maçaricos de aquecimentos, e a temperatura mínima foi mantida entre 20 e 50 °C pela ação de água corrente (HERNANDEZ [6]). Ambas as temperaturas se encontram próximas às condições de serviço dos rolos de lingotamento contínuo. As alterações das tensões térmicas foram monitoradas pela inclusão de uma célula de carga e captadas por um sistema de aquisição com auxílio de um computador, BRANDIM [7] e BRANDIM *et al.*[8]. Os corpos de prova, como ilustra a Figura 2, foram submetidos à fadiga térmica até alcançarem a ruptura. Os ensaios foram interrompidos a cada 150 ciclos até um total de 600 ciclos para acompanhamento da evolução microestrutural e das trincas desenvolvidas.

• **Observação microestrutural**

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

Para a identificação dos precipitados, foi realizada a extração de precipitados pelo método químico utilizando a solução de Berzelius (320 g de $CuCl_2 \cdot 2H_2O$, 280 g de KCl, 20 g de ácido tartárico, 150 ml de HCl e 1,85 l de água destilada). Para tanto, foi necessário de 5 a 8 g de material. A duração da dissolução foi de 12 a 24 horas, sob agitação constante.

3 RESULTADOS

A Figura 3 apresenta o corpo de prova na condição de soldado e submetidos à fadiga térmica, identificando a região de rea aquecimento onde aconteceu a ação dos ciclos térmicos.

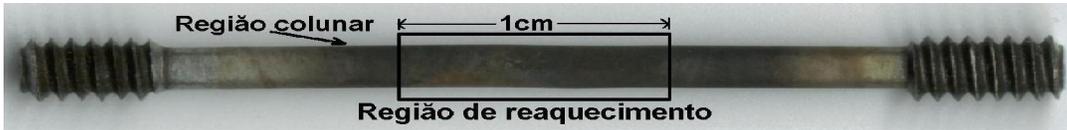
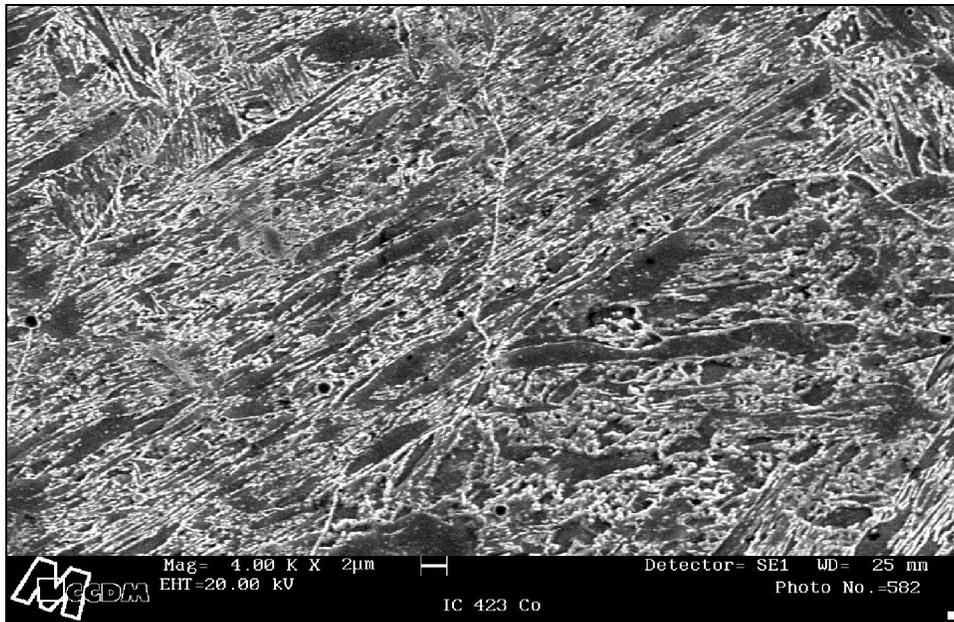
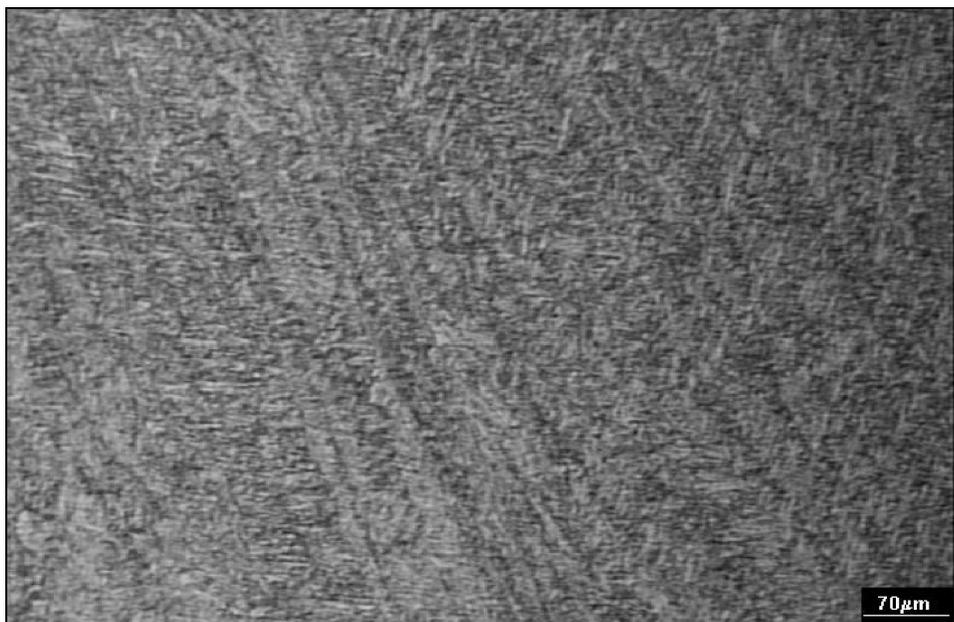


Figura 3: Corpo de prova após ensaio de fadiga térmica destacando as regiões colunar e de reaquecimento.

As Figuras 4(a) e 4(b) apresentam a micrografia da região de reaquecimento do revestimento 423Co, antes de ser submetida aos ensaios de fadiga térmica pela microscopia ótica 4(a) e por microscopia eletrônica de varredura 4(b).

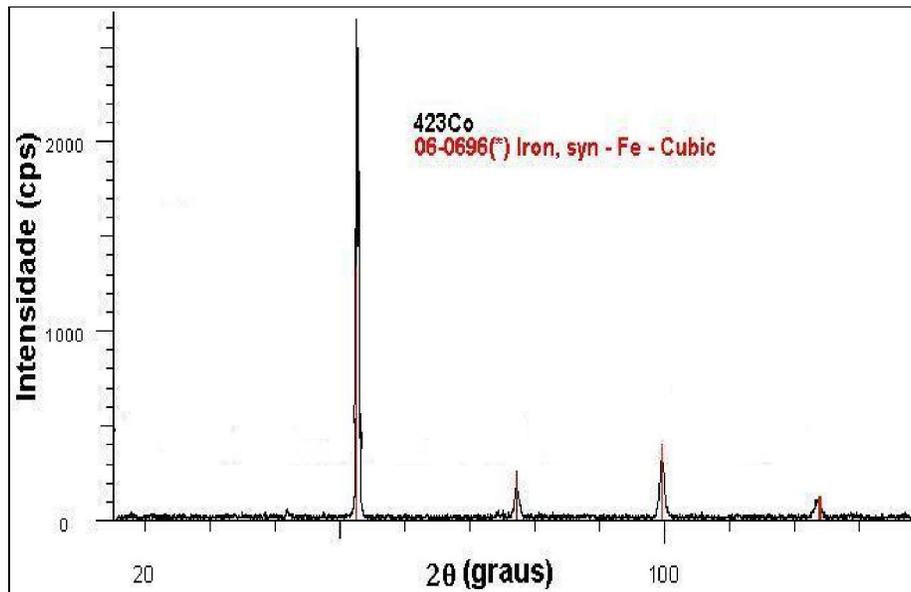


Micrografia via M.O. da região de reaquecimento do revestimento 423Co

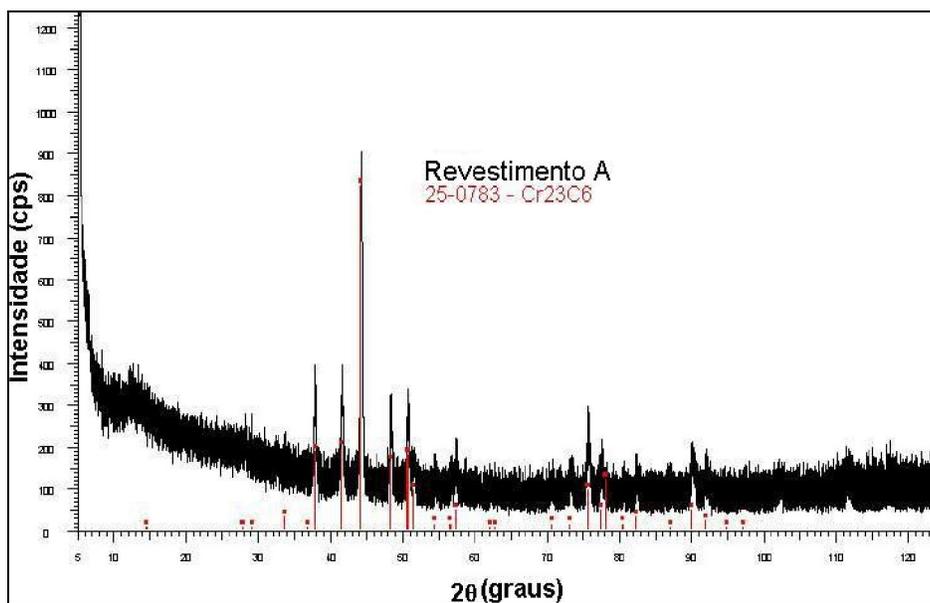


(b) Micrografia via MEV da região de reaquecimento do revestimento 423Co

Figura 4: (a) Micrografia via M.O., e (b) Micrografia via M.E.V. Na condição de como soldado.



(a)



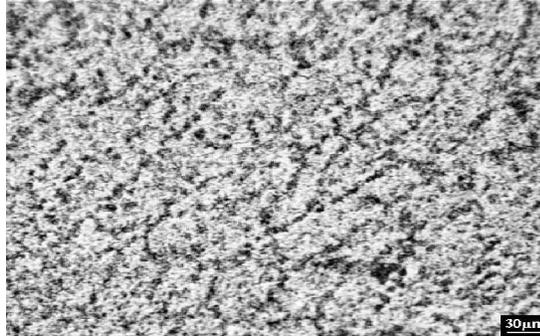
(b)

Figura 5: (a) Difratoograma referente à região de reaquecimento 423Co de solda; (b) Difratoograma das partículas extraídas da zona de reaquecimento.

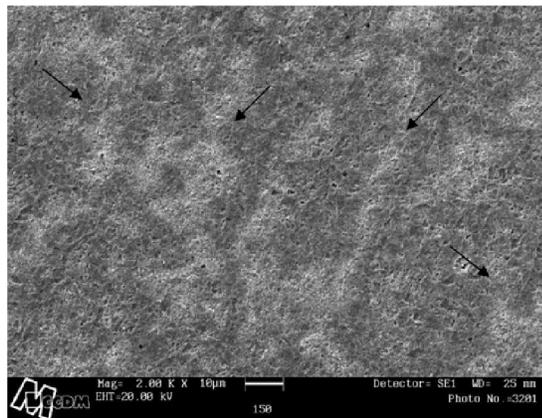
3.1 Alteração Microestrutural pela ação da Fadiga Térmica

a) 150 Ciclos de Fadiga Térmica

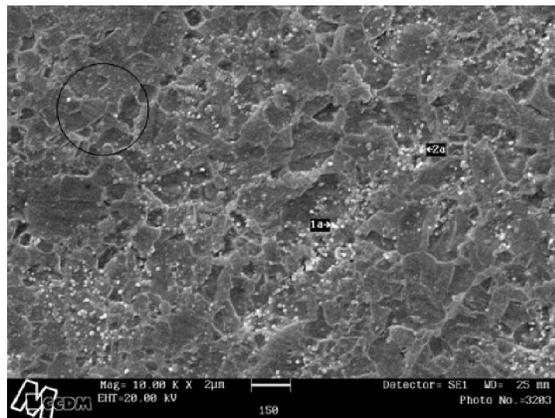
Após 30 minutos de ensaio de fadiga térmica, que equivalem a 150 ciclos, o material apresentou-se conforme mostra a Figura 6(a) M.O. e (b) M.E.V.



(a) Micrografia via M.O. da região de reaquecimento após a 150 ciclos de fadiga.



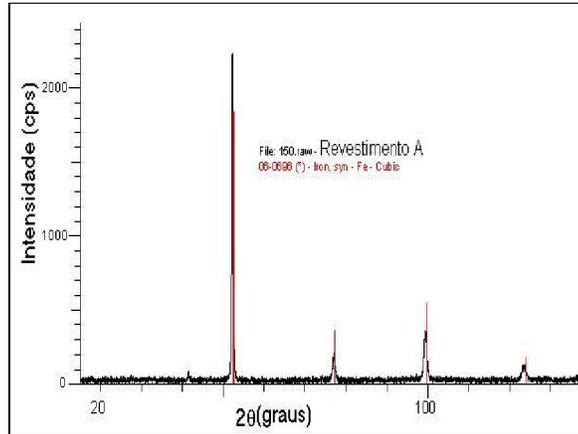
(b) Micrografia via MEV da região de reaquecimento após 150 ciclos de fadiga. As setas destacam as regiões esbranquiçadas, que são regiões preferenciais para coalescimento e crescimentos dos carbetos.



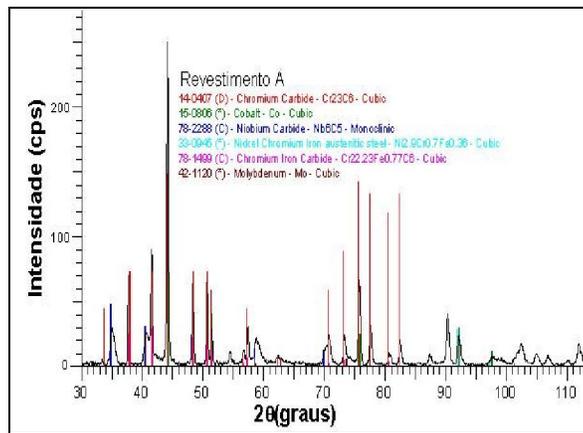
(c) Micrografia via MEV destacando uma dessas regiões esbranquiçadas. Nessa observa-se a mudança da forma da matriz em destaque no círculo, como também os carbetos.

Figura 6: (a) M.O. (b) M.E.V. e (c) M.E.V. - Regiões de reaquecimento; aço 423Co submetido a 150 ciclos de fadiga térmica

As Figuras 7(a) e 7(b) apresentam o difratograma referente à região de reaquecimento após 150 ciclos de fadiga térmica.



(a) DRX da região de reaquecimento após 150 ciclos de fadiga térmica, indicando que a mesma continua martensítica



(b) DRX dos precipitados

Figura 7: (a) Difratoograma da matriz da região de reaquecimento do revestimento; aço 423Co após ser submetido a 150 ciclos de fadiga térmica e (b) Difratoograma identificando os tipos de carbeto presentes na região de reaquecimento após 150 ciclos de fadiga.

A Figura 8 mostra o resultado da microanálise (EDS) realizada na região de reaquecimento após 150 ciclos de fadiga térmica.

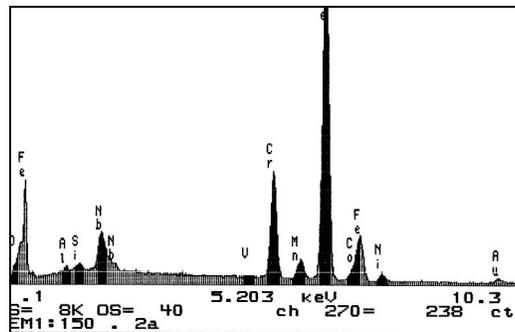
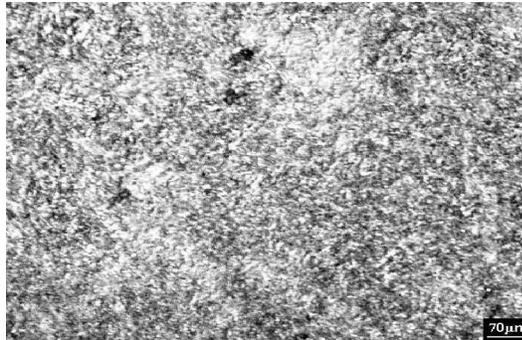


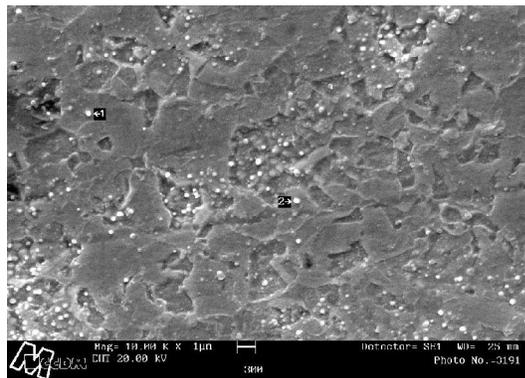
Figura 8: Microanálise (EDS) realizada sobre os precipitados da amostra; aço 423Co após ser submetido a 150 ciclos de fadiga térmica.

b) 300 Ciclos de Fadiga Térmica

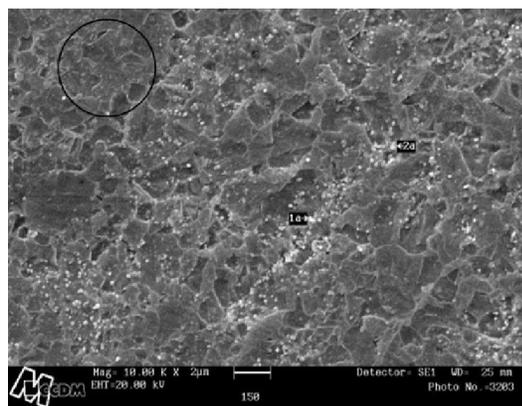
As Figuras 9 (a) e 9(b) apresentam a micrografia da região de reaquecimento após 300 ciclos de fadiga térmica via M.O e MEV, respectivamente, e a Figura 9 (c) mostra a micrografia da região de reaquecimento após 150 ciclos de fadiga térmica.



(a) Micrografia por M.O. da região de reaquecimento após 300 ciclos de fadiga térmica.



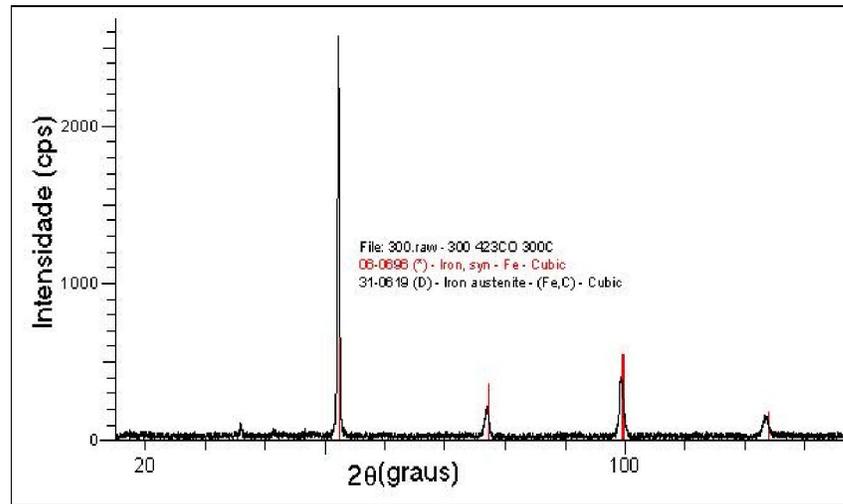
(b) Micrografia por MEV da região de reaquecimento após 300 ciclos de fadiga térmica.



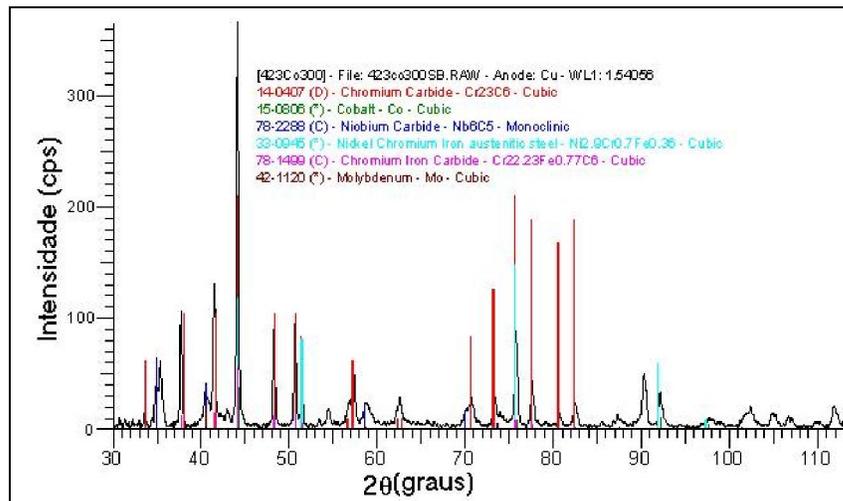
(c) Micrografia por MEV da região de reaquecimento após 150 ciclos de fadiga térmica.

Figura 9: (a) M.O, (b) e (c) M.E.V. - Regiões de reaquecimento; aço 423Co submetido à fadiga térmica 300 e 150 ciclos, respectivamente

A Figura 10 (a) apresenta o difratograma da região de reaquecimento após 300 ciclos de fadiga térmica e a Figura 10 (b) o difratograma dos precipitados extraídos da região de reaquecimento após 300 ciclos de fadiga térmica.



(a) DRX da região de reaquecimento após 300 ciclos de fadiga térmica. Nessa condição, além do pico característico da martensita foi identificada a presença da austenita.

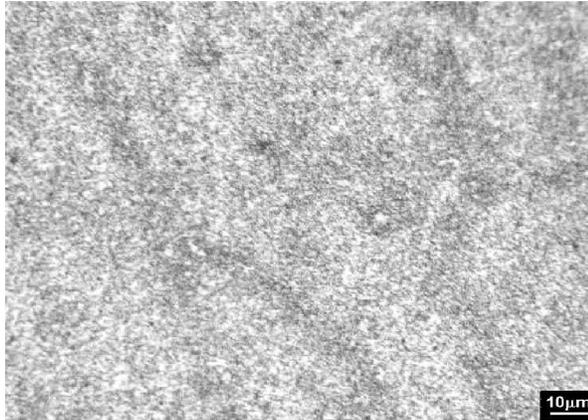


(b) DRX dos precipitados.

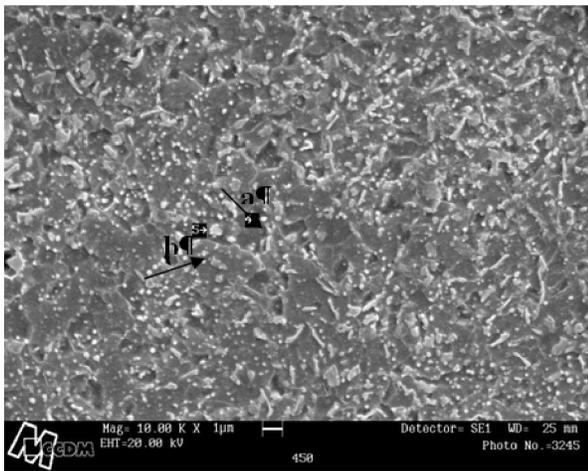
Figura 10: (a) Difratograma da matriz da região de reaquecimento do revestimento 423Co, e (b) Difratograma identificando os tipos de carbeto presente na região de reaquecimento após 300 ciclos de fadiga térmica.

c) 450 Ciclos de Fadiga Térmica

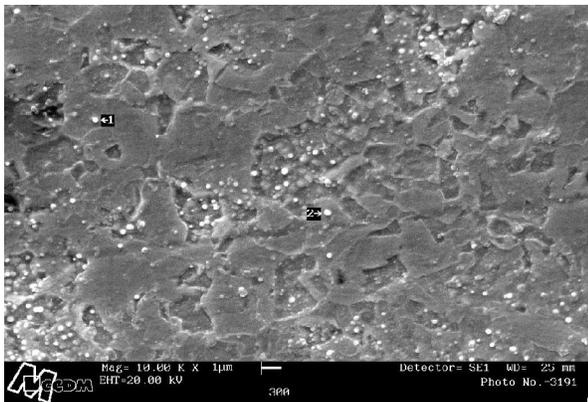
A Figura 11(a) mostra por M.O. a região de reaquecimento após 450 ciclos de fadiga térmica. E a Figura 9 (b) mostra a mesma região, porém obtida por MEV. A Figura 12(a) apresenta o difratograma da mesma região de reaquecimento após os 450 ciclos de fadiga térmica e a Figura 12(b) mostra o difratograma dos precipitados extraídos dessa mesma região de reaquecimento na mesma condição de fadiga térmica.



(a) Micrografia por M.O. da região de aquecimento após 450 Ciclos de fadiga térmica.

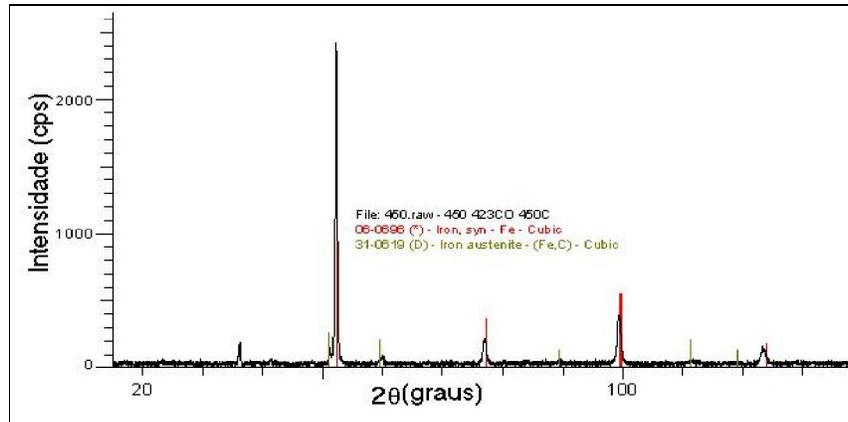


(b) Micrografia por MEV da região de aquecimento após 450 ciclos de fadiga térmica.

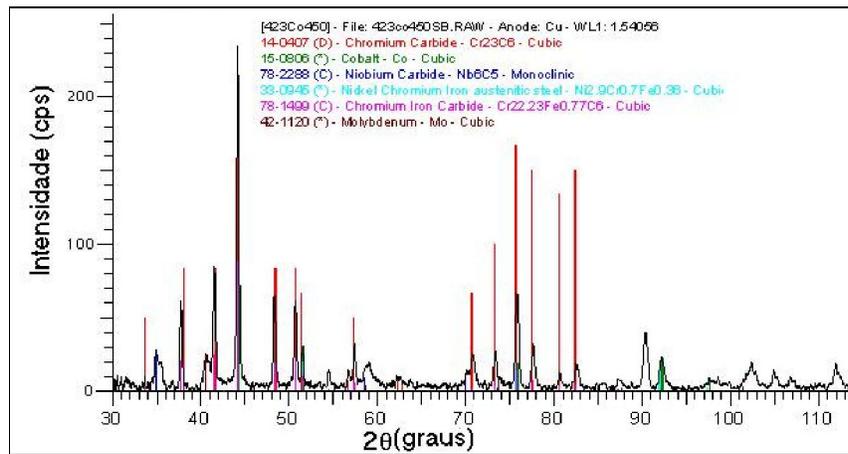


(c) Micrografia por MEV da região de aquecimento após 300 ciclos de fadiga térmica.

Figura 11: (a) Região de aquecimento após 450 ciclos de ensaio de fadiga térmica, apresentando o processo de degeneração da martensita; (b) Destaque a alteração da morfologia dos precipitados, bem como da sua distribuição pela matriz e quantidade; (c) Microestrutura após 300 ciclos de fadiga térmica.



(a) DRX da região de reaquecimento após 450 ciclos de fadiga térmica. Nessa condição, além do pico característico da martensita foi identificada a presença da austenita.

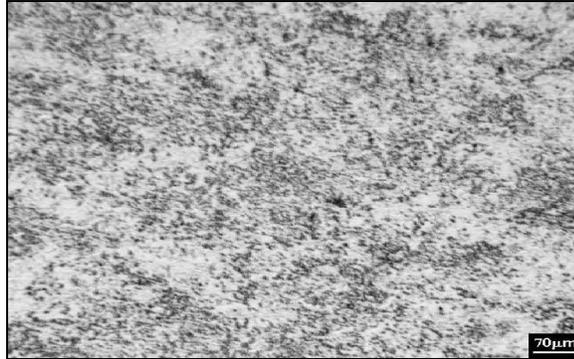


(b) DRX dos precipitados.

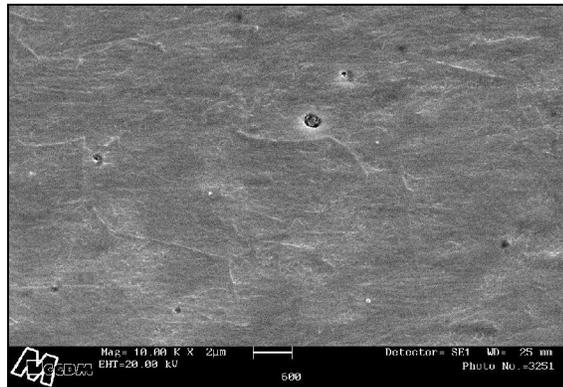
Figura 12: (a) Difratoograma da região de reaquecimento após 450 ciclos de fadiga térmica e (b) Difratoograma identificando os precipitados após 450 ciclos de fadiga térmica.

d) 600 Ciclos de Fadiga Térmica

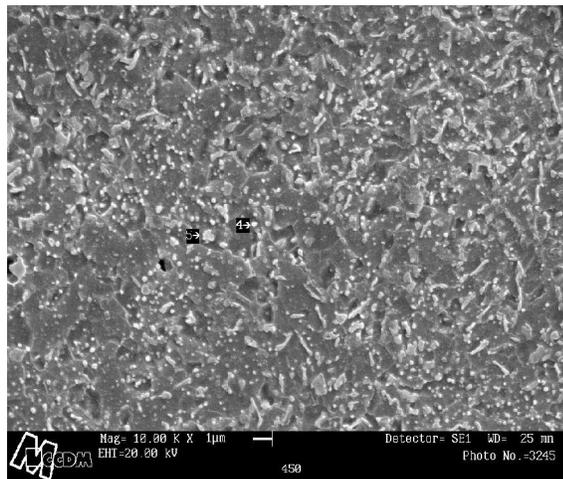
A Figura 13 (a) mostra a micrografia via M.O. da região de reaquecimento após 600 ciclos de fadiga térmica e a Figura 13 (b) mostra a mesma região, porém via MEV.



(a) Micrografia por M.O. da região de reaquecimento após 600 ciclos de fadiga térmica.



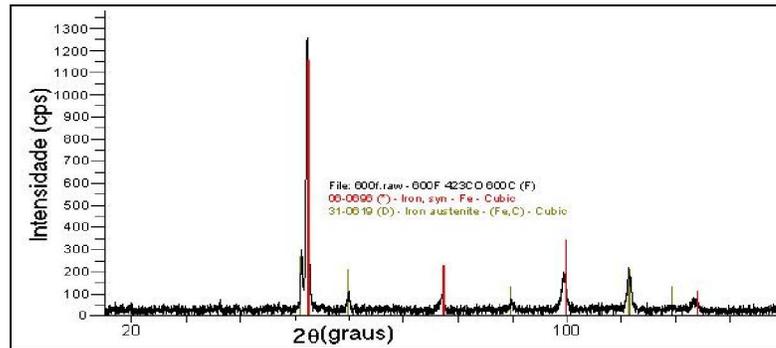
(b) Micrografia por MEV da região de reaquecimento após 600 ciclos de fadiga térmica.



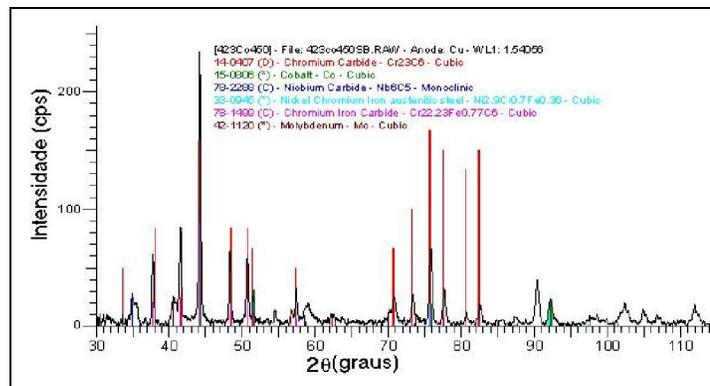
(c) Micrografia por MEV da região de reaquecimento após 450 ciclos de fadiga térmica.

Figura 13: Região de reaquecimento após 600 ciclos de fadiga térmica. (a) via microscopia ótica, (b) Via microscopia eletrônica de varredura. (c) Micrografia por MEV da região de reaquecimento após 450 ciclos de fadiga térmica.

A Figura 14(a) apresenta o DRX da região de reaquecimento após 600 ciclos de fadiga térmica e a Figura 14(b) apresenta o DRX dos precipitados extraídos dessa região na condição de 600 ciclos de fadiga térmica.



(a) DRX da região de reaquecimento após 600 ciclos de fadiga térmica. Nessa condição, além do pico característico da martensita foi identificada a presença da austenita.



(b) DRX dos precipitados

Figura 14: (a) Difractograma da região de reaquecimento após 600 ciclos de fadiga térmica e (b) Difractograma identificando os precipitados após 600 ciclos de fadiga térmica.

4 DISCUSSÃO

O ensaio de fadiga térmica foi realizado na região de reaquecimento do revestimento do cordão de solda como mostra a Figura 3. Isso por que essa é exatamente a região de sobreposição dos cordões que é a mais propícia a apresentar os defeitos de trinca térmica e de corrosão nos *RLC*. Essa região de reaquecimento foi obtida da deposição do aço inoxidável martensítico AISI 423Co que é constituída de uma matriz martensítica, conforme apresentado na Figura 4(a), com a presença de carbetos do tipo $M_{23}C_6$, Figura 4(b). Tanto a matriz martensítica como os carbetos acima citados foram identificados pelos ensaios de difração de raios X, conforme apresentado na Figura 5(a) e (b). Esses resultados estão de acordo com ARMAS *et al.* [9] e IRVINE *et al.* [10]. CLAUSS [11] afirmou que durante a soldagem desses revestimentos deve-se utilizar uma alta temperatura de preaquecimento e de interpasse, em torno de 350 °C, para que se forme a martensita no lugar da ferrita. Segundo ATAMERT [12] para se alcançar a total transformação martensítica, é necessário mudar a taxa de resfriamento do metal de solda. Ambos os autores corroboram com o resultado da matriz obtida.

Essas regiões de reaquecimento foram submetidas ao ensaio de fadiga térmica durante 150, 300, 450 e 600 ciclos para acompanhar a evolução microestrutural e, posteriormente, o comportamento mecânico a ser discutido em futuros trabalhos. Esses resultados estão progressivamente apresentados nas Figuras: 6(a), 6(b) e 6(c), 9(a) e 9(b), 11(a) e 11(b) e 13(a) e 13(b). Nessas figuras, foi observado que a martensita foi sendo revenida devido aos contínuos ciclos de fadiga térmica. Essa microestrutura martensítica vai se degenerando da morfologia do tipo escorregada para o tipo maclada, que é uma característica típica dos aços de médio carbono, tal comportamento está de acordo com PINEDO [13]. ARMAS *et al.* [9] também descreveram a evolução microestrutural do aço inoxidável martensítico com 12% de cromo como uma morfologia de martensita revenida passando por uma fase intermediária de expansão das ripas, para finalmente transformar-se em pequenos subgrãos, localizados próximos ao contorno de grãos austeníticos. Esse

comportamento do revenimento da martensita foi acompanhado também pelo ensaio de difração de raios X, como apresentado nas Figuras 5(a), 7(a), 10(a), 12(a) e 14(a). Nessas figuras, pode-se observar que ocorre um pequeno deslocamento e alargamento da base do pico característico da fase martensítica, indicando a degeneração ou o revenimento da mesma.

Também pela ação dos ciclos de fadiga térmica, a partir dos 300 ciclos, foi observada a evolução inicialmente discreta do pico da austenita na Figura 10(a). Esse pico foi se intensificando na condição de 450 ciclos, Figura 12(a), e ficou bem caracterizado na condição de 600 ciclos, como mostra a Figura 14(a). A presença da austenita pode ser explicada, segundo NOVIKOV [14] e HONEYCOMBE [15], pela decomposição estrutural da martensita, caso se produzam regiões com diferentes teores de carbono. Nas regiões em que a concentração de carbono se eleva, ocorre a precipitação de partículas, empobrecendo-a. Em consequência, o grau de tetragonalidade é menor que nas regiões onde não sofreram a decomposição. Segundo NOVIKOV [14], discutindo sobre a formação da austenita nessas condições, ela pode ser explicada a partir da martensita, sendo possível apenas nas condições em que se impede a redistribuição difusional dos componentes na rede martensítica. Para que isto aconteça, a temperatura para transformação inversa martensita – austenita, T_o não deve ser alta e o material deve ser aquecido rapidamente. No caso em estudo, pode-se considerar que a diminuição de T_o se deve adição dos elementos de liga na liga 423Co e aos ciclos térmicos ocorridos durante os ensaios de fadiga térmica, que serviram como força motriz para que ocorresse a reversibilidade da martensita em austenita. Portanto, a presença da austenita pode ser justificada pela associação do tempo de permanência da amostra submetida aos sucessivos ciclos térmicos com o processo da reversibilidade da transformação martensítica e pela presença dos elementos de liga no material estudado, baseando-se nos autores NOVIKOV [14] e HONEYCOMBE [15].

Na região de reaquecimento, também foram observados a presença de carbeto do tipo $M_{23}C_6$, na condição de como-soldado, conforme mostrado no difratograma da Figura 5(a). Esses carbeto não foram visualizados pela microscopia ótica, mas somente na microscopia eletrônica, por isso optou-se pela técnica de extração de precipitados para realmente comprovar a existência dessas partículas. Assim, após cada ciclo de fadiga térmica, 150, 300, 450 e 600 ciclos, foi realizada a extração de precipitados para acompanhar a presença e/ou evolução desses carbeto.

Verificou-se que, na condição de soldado, o carbeto identificado foi o $Cr_{23}C_6$, conforme mostra a Figura 5(b). Já nas condições de 150, 300, 450 e 600 ciclos, foram identificados $Cr_{23}C_6$, Nb_6C_5 , $Cr_{22,23}Fe_{0,77}C_6$, como mostram as Figuras 7(b), 10(b), 12(b) e 14(b), respectivamente. Esses resultados estão de acordo com KUO [16], segundo o qual, no sistema Fe-C-Cr, podem ser formados carbeto complexos ligados ao cromo. O cromo pode ser dissolvido na cementita formando o carbeto $(Fe,Cr)_3C$ ou M_3C ou formar mais dois tipos de carbeto de cromo com novas estequiometrias, dissolvendo ferro simultaneamente, como $(Cr,Fe)_7C_3$ e $(Cr,Fe)_7C_3$ ou $M_{23}C_6$ e M_7C_3 . A manutenção do carbeto do tipo $M_{23}C_6$ se dá pela sua estabilidade termodinâmica, como previsto por HAUSER [17].

Também foi observada a alteração tanto na distribuição dos carbeto como no seu tamanho. Inicialmente na condição de como soldado, Figura 4(b), pode-se observar que os carbeto estão distribuídos por toda a matriz e no entorno das martensitas, porém essa condição muda de maneira significativa após os 150 e 300 ciclos de fadiga térmica, observa-se nas micrografias da Figura 6(b) e 6(c) que os precipitados se dispõem em áreas preferenciais e na condição de 300 ciclos os carbeto se apresentam maiores que na condição de 150 ciclos. Porém, na condição de 450 ciclos volta a ocorrer distribuição por toda a matriz, porém os carbeto se apresentam maiores que nas condições anteriores. Na condição de 600 ciclos, observa-se que os carbeto se dispõem em áreas preferenciais.

A modificação das partículas está de acordo com HAUSER [17] que afirma que quando as partículas $M_{23}C_6$ e M_7C_3 permanecem expostas a uma dada temperatura, os carbeto M_7C_3 dissolvem-se, enquanto os carbeto do tipo $M_{23}C_6$ continuam nucleando e crescendo. Como na condição anterior, afirmou-se que as possíveis partículas presentes eram somente do tipo $M_{23}C_6$, essas permanecem em contínuo processo de crescimento e/ou coalescimento, resultante do contínuo processo de degeneração da presente estrutura da região de reaquecimento.

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados da evolução microestrutural do material durante o ensaio de fadiga térmica pode-se concluir:

- a) A matriz sofreu um severo refinamento consequente dos intensos ciclos térmicos oriundos do ensaio de fadiga térmica. Os precipitados, assim como a matriz também, foram refinados, fatos que certamente terão forte influência sobre as propriedades mecânicas deste material;
- b) Não houve alteração quanto ao tipo de precipitado de cromo durante todo o ensaio de fadiga térmica.

6 AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq, CAPES, FAPEPI e a FAPESP pelo apoio financeiro e ao IFPI.

7 BIBLIOGRAFIA

- [1] <http://exame.abril.com.br/economia/noticias/producao-de-aco-no-brasil-cresce-mais-que-no-mundo-em-maio>, acessado em 22 de junho de 2011.
- [2] <http://www.acobrasil.org.br/site/portugues/numeros/numeros--mercado.asp>, acessado em 21 de junho de 2011.
- [3] MARKARIAN, K. M., RUMLER, A. J. EMLING, W. H. “Improvement of Roll Life In - A Continuous Slab Caster.” *Iron And Steelmaker*, pp. 43-51, November, 1991.
- [4] 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*, v. 28A, December, pp. 2595-2608, 1997.
- [5] ATAMERT, S., “Cladding mould foot rolls and top zone rolls using nitrogen open arc technology. world class welding.” *Welding Alloys Limited*, Jul. 1998.
- [6] HERNÁNDEZ SARRIA, O., J., *Desenvolvimento de um equipamento para ensaio de fadiga térmica*. Tese de D. Sc., PPG-CEM, Engenharia de Materiais, UFSCar., Abril, pp.179, 2001
- [7] BRANDIM, A., *Efeito da fadiga térmica sobre as microestruturas e propriedades mecânicas de revestimentos de aços inoxidáveis martensítico*, Tese de D. Sc., DEMA – UFSCar, pp.187, São Carlos, SP, Brasil, Outubro, 2002.
- [8] BRANDIM, A. S.; SOUSA, R. R. M.; ALVES, Jr. C., “Desenvolvimento de um equipamento para ensaio de fadiga térmica”, *Revista Matéria*, v. 14, n. 1, pp 749-758, 2009.
- [9] ARMAS, A. & ARMAS, A. F. & PETERSEN, C. “Thermal Fatigue of a 12% Chromium Martensitic Stainless Steel”, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 17, n. 6, pp. 671-681, 1994.
- [10] IRVINE, K. J. & CROWE, D. J. & PICKERING, F. B. “The physical metallurgy of 12% of chromium steel”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, pp.43-62, Agosto, 1960.
- [11] CLAUSS, F. J., *Engineer’s guide to high-temperature materials*, Editor: Addison-Wesley Publishing Company, 1 ed., pp. 346-357, 1969.
- [12] ATARMET, S & STEKLY, J. J. K., “Recent developments in roll cladding materials and techniques by arc welding”, *Steel World*, v. 1, n. 2, pp. 52 – 70, 1997.
- [13] PINEDO, C.E., “Tratamento térmico superficial do aço inoxidável martensítico aisi 420 destinado a moldes para injeção de polímeros parte I – Tratamento térmico”, In: *2º Encontro da Cadeia de Ferramentas, Moldes e Matrizes – ABM*, 21 a 23 de Setembro, São Paulo-SP, pp. 261-291, 2004.
- [14] NOVIKOV, I., *Teoria dos tratamentos térmicos dos metais*, 4ª ed., Editora UFRJ, pp. 568, 1994.
- [15] HONEYCOMBE, R. W. K., “The effect of alloying elements on iron-carbon alloys”, In: *Steels Microstructures and Properties* Ed. Edward Arnold Ltda, Cap. 4., pp. 55-75, 1981.
- [16] KUO, K., “Carbides” In: *Chromium, Molybdenum and Tungsten Steels*, J.I.S.I 173(4), pp. 363-375, 1953
- [17] HAUSER J. J, CAPENOS. J. M & BANERJEE. B. R., “Submicroscopic structures in tempering 410 stainless steel”, *Transactions of the ASM*, v. 54, pp. 514 – 525, 1961.