

UTILIZAÇÃO DE FERRAMENTA COMPUTACIONAL NO ESTUDO TERMODINÂMICO DO SISTEMA Fe-Cr-Mo ¹

Rodrigo Freitas Guimarães²
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu³
Hélio Cordeiro de Miranda³
Nathália Cândido Figueiredo⁴
Victor Moita Pinheiro⁵

Resumo

O objetivo deste estudo foi analisar a influência do teor de Mo no desenvolvimento de novas ligas Fe-Cr-Mo, utilizando um software computacional (Thermocalc). Utilizando o Thermocalc foram levantados diagramas para teores de Cr entre 9% e 17% e Mo de 5% a 9%, identificando as fases formadas. Para validar os resultados obtidos no Thermocalc foi realizada a caracterização microestrutural através de microscopia ótica e microdureza. Os resultados obtidos confirmam a importância do Thermocalc no desenvolvimento de novas ligas. A adição de Mo reduz o campo da região austenítica e aumenta a temperatura de solubilização. A redução do teor de Cr em ligas com alto teor de Mo pouco altera a temperatura de solubilização. A formação de fases intermetálicas durante tratamentos térmicos foi observada conforme previsto pelo software. A previsão das fases durante os processos de soldagem não foi totalmente evidenciada em decorrência da complexa cinética durante o resfriamento.

Palavras-chave: Molibdênio; Aços ferríticos; Diagrama de fases.

THERMODYNAMICS STUDY IN SYSTEM Fe-Cr-Mo

Abstract

The main purpose of this study was to evaluate the influence of Mo content in the development of Fe-Cr-Mo alloys using a thermodynamic software (Thermocalc). Phase diagrams for Cr content between 9% and 17% and Mo from 5% to 9% were calculated and the phases formed were identified. To validate the results obtained using Thermocalc, microstructural characterization was performed through optical microscopy (OM) and microhardness experiments. The results indicated that the Thermocalc is a good tool to foresee the phases in Fe-Cr-Mo alloys. The addition of Mo decreases the austenitic loop and increases the solubilization temperature. The precipitation of phases during welding process was not entirely clear due to the complex kinetics during cooling.

Key words: Molybdenum; Ferritic steels; Phase diagram.

¹ Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Doutorando do Departamento de Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.

³ Professor Doutor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.

⁴ Graduando do curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.

⁵ Graduando do curso de Física da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.

INTRODUÇÃO

A rápida deterioração de máquinas, equipamentos e centrais de processamento das indústrias petroquímicas é causada principalmente pela corrosão. A corrosão, como afirmam Zegenhagen e Lee⁽¹⁾ "... é responsável pela perda de mais de 3% do PIB mundial". A extração de petróleo tem papel de destaque na economia brasileira. Somente a principal empresa brasileira do setor é responsável por cerca de 6% do PIB brasileiro e por investimentos consideráveis no nosso mercado.

Atualmente, destaca-se dentre os principais problemas, a extração de petróleo com elevado índice de acidez, o que exige, dos diversos tipos de equipamentos, uma elevada resistência à corrosão naftênica (tendo em vista que o nafteno faz parte da composição química deste fluido). Particularmente, este problema é agravado pelo fato das unidades existentes terem sido projetadas para processar petróleos de baixo índice de acidez naftênica (IAT), mais abundantes há alguns anos atrás.

A realidade atual é que as novas jazidas de petróleo apresentam índices de acidez cada vez mais elevados e o processamento de petróleos de alta acidez é economicamente atrativo, o que torna fundamental a procura por novos materiais para fabricar componentes que suportem estes elevados índices de acidez na extração e processamento do petróleo.

De uma forma geral e em ordem crescente de resistência a corrosão naftênica, os materiais mais utilizados são:

- aço carbono para baixa severidade;
- aço ao cromo-molibdênio e aços inoxidáveis austeníticos sem adição de molibdênio para média severidade; e
- aços austeníticos com adição de molibdênio para grande severidade.

Baseados nestes materiais é que são fabricados praticamente todos os equipamentos de processo das refinarias de petróleo utilizados na presença de corrosão naftênica, contudo, existem componentes específicos que operam em condições extremamente severas e sofrem ataques pela corrosão naftênica. Exemplos destes componentes são os tubos de fornos de destilação de petróleo e os "linings" usados nas torres de destilação, muitas vezes empregados na condição como soldado, o que normalmente ocasiona alterações na microestrutura e propriedades destes aços.

Uma alternativa para solucionar este problema seria uma possível utilização de ligas Fe-Cr-Mo com maiores teores de molibdênio, uma vez que este elemento aumenta a resistência do material a atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão localizada e a resistência a altas temperaturas.⁽²⁻⁷⁾

A utilização de aços ligas Fe-Cr-Mo vem sendo implementada desde 1940, e juntamente com os aços inoxidáveis austeníticos e as ligas de níquel são mais comumente empregados em dispositivos que operam a altas temperaturas, todavia os aços ferríticos Cr-Mo têm destaque devido ao seu baixo coeficiente de dilatação térmica.⁽⁸⁾

Neste contexto, a partir de demandas provenientes de indústria de petróleo, o Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará desenvolveu novas ligas Fe-Cr-Mo com menores de cromo e maiores teores de molibdênio, haja vista que o percentual de molibdênio em aços melhora significativamente a resistência à corrosão naftênica e a redução do cromo, além de facilitar a conformação do material, dificulta a formação da fase α' , indesejável no

material, pois resulta em um aumento da dureza e queda da ductilidade, fenômeno conhecido por fragilização a 475 °C.⁽⁹⁻¹¹⁾

No entanto, este benéfico potencial do aumento do teor de molibdênio e redução do teor de cromo em aços inoxidáveis ferríticos foi pouco estudado e praticamente não existem informações técnicas para ligas similares considerando suas características metalúrgicas e a soldabilidade das mesmas.

Visando suprir essa escassez de informações acerca desta nova liga, o presente trabalho objetiva estudar e analisar o comportamento termodinâmico para previsão das fases presentes no material utilizando um “software” termodinâmico, Thermocalc, determinando ainda as condições de laminação e os tratamentos térmicos para obter as melhores combinações dos elementos de liga que favoreçam sua soldagem. Para validar os resultados obtidos no Thermocalc foi realizada a caracterização microestrutural através de microscopia ótica e microdureza.

MATERIAL E MÉTODOS

Foram utilizadas três ligas de aço com diferentes percentuais em peso de cromo e molibdênio, cuja composição química está apresentada na Tabela 1. Estas ligas, após sua confecção por forjamento, passaram por um processo de laminação a quente (temperatura de início de laminação de 1.000 °C).

Tabela 1. Composição química (% em massa) das ligas Fe-Cr

Liga	C	Mn	Si	Cr	Mo
A1	0,031	0,3	0,39	17,6	5,3
E1	0,030	0,37	0,34	9,5	5,3
E3	0,041	0,41	0,45	9,6	9,3

Utilizando um “software” termodinâmico, Thermocalc, foram levantados diagramas com base nos teores de cromo e molibdênio das ligas apresentadas na Tabela 1, que apresentam teores de cromo entre 9% e 17% e molibdênio de 5% a 9%, identificando as fases, determinando as condições de laminação e os tratamentos térmicos para obter as melhores combinações de cromo e molibdênio que favoreçam a sua soldagem. Através destes diagramas pretende-se analisar a influência do elemento molibdênio no sistema Fe-Cr e, assim, determinar as possíveis limitações da utilização de uma determinada composição de liga.

Após a análise dos diagramas, levantados com o auxílio do Thermocalc, com base nos valores das temperaturas de solubilização para cada liga (Tabela 1), foram realizados os tratamentos de solubilização para eliminar as possíveis fases precipitadas presentes nas ligas após a laminação a quente.

Amostras das ligas solubilizadas foram retiradas, para a caracterização do metal de base através de exames metalográficos, por microscopia ótica (MO).

Posteriormente à solubilização, foi realizada a soldagem autógena nas ligas A1, E1 e E3. A soldagem autógena pelo processo TIG teve como objetivo verificar os possíveis efeitos do aporte térmico na microestrutura das regiões de solda destas novas ligas sem adição de material (Tabela 1).

As soldagens na posição plana foram realizadas com eletrodo não consumível toriado de 1,6 mm de diâmetro em corrente contínua eletrodo negativo (CCEN), utilizando argônio (Ar) como gás de proteção (vazão de gás de 20 l/min), sobre chapas com dimensões de 10,00 mm x 40,00 mm x 80,00 mm. Na deposição dos cordões de solda foram empregados os parâmetros conforme apresentado na Tabela 2.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem empregados

VS (cm/min)	I (A)	U (V)	E (kJ/mm)
25,4	200	17	8,03

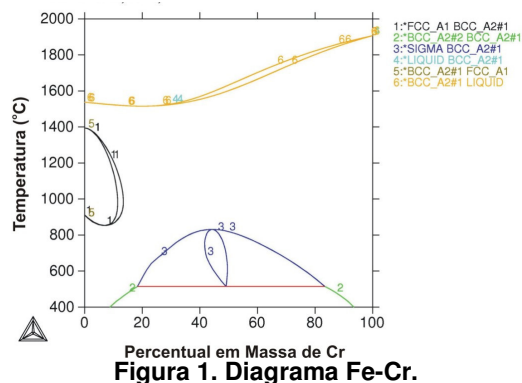
Após a realização das soldagens autógenas foram retiradas amostras dos corpos de prova soldados para a caracterização das regiões da solda e do metal de base através de exames metalográficos, por microscopia ótica (MO) e realização de ensaios de dureza e análise por difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

RESULTADOS E DISCUSSÃO

1.1 Estudo Termodinâmico do Sistema Fe-Cr-Mo

Os diagramas de equilíbrio das ligas Fe-Cr, para diferentes valores de molibdênio, obtidos através do “software” THERMOCALC são apresentados da Figura 1 à Figura 3.

Na Figura 1 tem-se o diagrama de equilíbrio Fe-Cr sem a adição de molibdênio, onde é possível observar, dependendo dos teores de cromo e da temperatura, a presença do campo austenítico, a possibilidade da formação da fase sigma (σ) e, ainda, a estrutura ferrítica características destes materiais. Para teores de cromo maiores que 13,5% somente a fase ferrítica existe. De acordo com Chiaverini,⁽⁹⁾ a solubilidade do cromo no ferro alfa, estrutura cúbica de corpo centrado (CFC), é de 12,8%, mostrando que o valor obtido no diagrama da Figura 1 está coerente com o observado na literatura.



Ao adicionar molibdênio nestas ligas o diagrama Fe-Cr é alterado, como está mostrado nas Figura 2 e 3, reduzindo e até suprimindo a região da austenita. Este comportamento já era esperado uma vez que o molibdênio é um elemento alfa-gênio (ferritizante). O campo austenítico, de acordo com os diagramas plotados, é totalmente eliminado para teores de molibdênio superiores a 2,4% (Figura 2a e b).

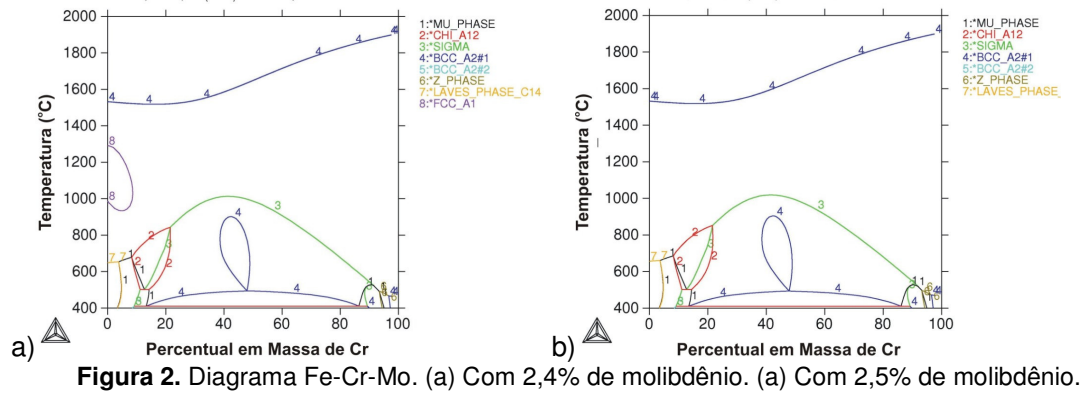


Figura 2. Diagrama Fe-Cr-Mo. (a) Com 2,4% de molibdênio. (a) Com 2,5% de molibdênio.

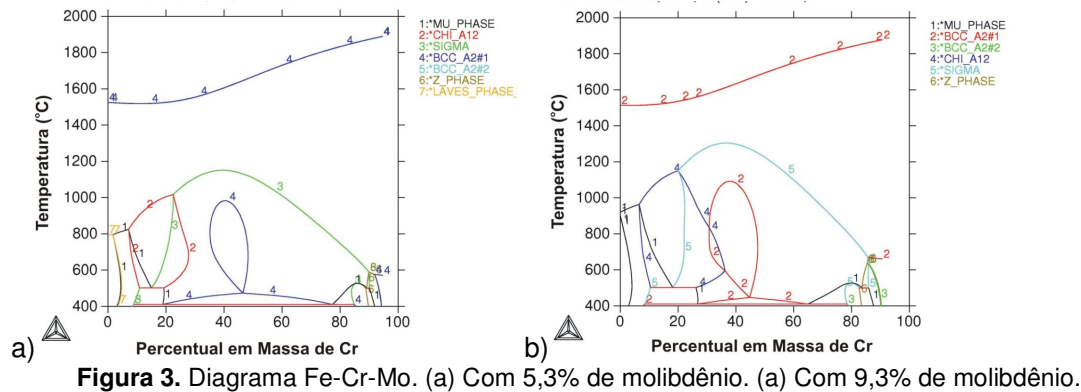


Figura 3. Diagrama Fe-Cr-Mo. (a) Com 5,3% de molibdênio. (a) Com 9,3% de molibdênio.

O efeito do aumento do teor de molibdênio no campo da austenita para as ligas Fe-Cr é mostrado na Tabela 3 e na Figura 4, obtidos a partir dos diagramas de fase plotados no THERMOCALC (Figura 1 à Figura 3).

O aumento do teor de molibdênio causa a redução no campo da austenita, onde se verifica o aumento do limite inferior e a diminuição do limite superior da austenita e da solubilidade do cromo na mesma até um percentual de 2,4 % de molibdênio (Tabela 3), quando o campo austenítico não existe mais.

Tabela 3. Efeito do teor de molibdênio na solubilidade do cromo na austenita

Massa de Mo (%)	Limite inferior da fase austenítica (° C)	Limite superior da fase austenítica (° C)	Solubilidade do Cr na fase austenítica (%)
0	853	1394	13,5
1	880	1356	11,5
2	916	1311	9,5
2,4	934	1290	8,6
2,5	(1)	(1)	(1)
5,3	(1)	(1)	(1)
7,3	(1)	(1)	(1)
9,3	-	(1)	(1)

(1) – não formação do campo austenítico.

Outro fator a ser considerado é a decomposição espinoidal, onde se tem que com o aumento do teor de molibdênio há uma redução na temperatura da decomposição espinoidal (Tabela 4).

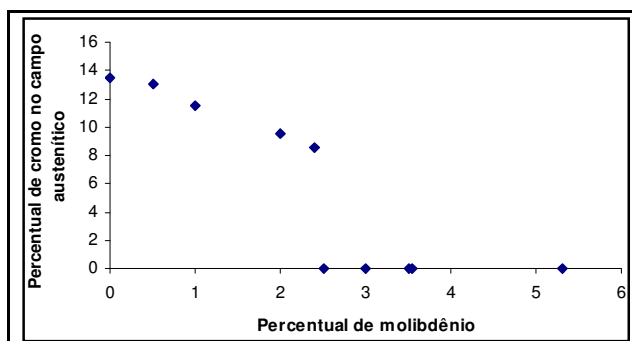


Figura 4. Redução do percentual de cromo no campo de existência da austenita com o aumento do teor de molibdênio.

Tabela 4. Efeito do teor de molibdênio na temperatura de decomposição espinoidal da ferrita

Massa de Mo (%)	Temperatura de decomposição espinoidal da ferrita (°C)
0,0	514
1,0	506
2,0	498
2,4	494
2,5	494
5,3	489
7,3	473
9,3	458

Se por um lado o aumento do teor de molibdênio reduz o campo austenítico chegando a tornar a liga totalmente ferrítica, por outro este aumento favorece a formação de novas fases precipitadas μ , σ , χ e Laves, conforme se verifica nos diagramas da Figura 1 à Figura 3.

Estas fases são altamente prejudiciais uma vez que a precipitação destas fases é acompanhada por um aumento de dureza e intensa perda de ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão, especialmente quando estas são medidas à temperatura ambiente.⁽¹²⁻¹⁶⁾

A formação de fases intermetálicas (μ , σ , χ , laves) fragilizam os aços, devendo ser, na medida do possível, evitadas.^(17,18) Tratamentos termomecânicos podem ser realizados para atingir uma condição de meta-estabilidade, visto que estas fases se formam por difusão e esta é função da temperatura e do tempo. Assim resfriamentos bruscos podem tornar a difusividade tão baixa que o estado de equilíbrio nunca, ou quase nunca, seja atingido, conseguido através da realização de um tratamento de solubilização. Porém, para aplicações a altas temperaturas, onde os efeitos da difusão não podem mais ser negligenciados, a utilização de aços que apresentem tais fases estáveis deve ser evitada.

A determinação das temperaturas de laminação a quente e de solubilização foram obtidas através dos diagramas com a fração de massa das fases presentes em função da temperatura apresentados nas Figura 5 a Figura 7.

As temperaturas de solubilização das ligas estudadas são mostradas na Tabela 5. Tanto nesta tabela quanto nas figuras verifica-se que a liga com maior teor de cromo e menor teor de molibdênio (A1) apresenta uma temperatura de solubilização em torno de 990°C, enquanto a liga com menor teor de cromo e maior teor de molibdênio possui maior temperatura de solubilização (1.040°C), indicando que o molibdênio possui um efeito mais significativo na temperatura de solubilização

que o cromo. Pode-se constatar que o aumento dos teores de cromo e molibdênio aumentam a temperatura de solubilização da liga.

Tabela 5. Temperatura de solubilização (°C) das ligas Fe-Cr-Mo

Liga	%Cr	%Mo	$T_{sol}^{(1)}$
A1	17,6	5,3	990
E1	9,5	5,3	880
E3	9,6	9,3	1040

(1) T_{sol} – Temperatura de solubilização.

(2)

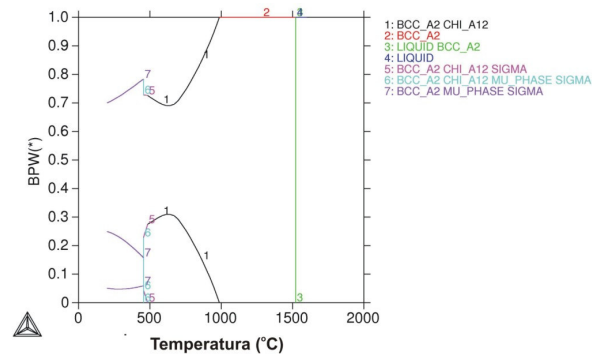


Figura 5. Diagrama da liga 17,6 Cr - 5,3 Mo com a fração de massa das fases (BPW) presentes em função da temperatura.

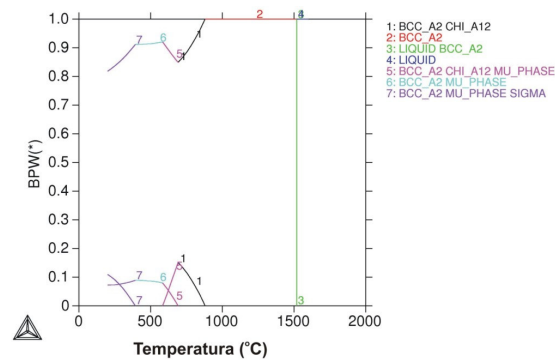


Figura 6. Diagrama da liga 9,5 Cr - 5,3 Mo com a fração de massa das fases (BPW) presentes em função da temperatura.

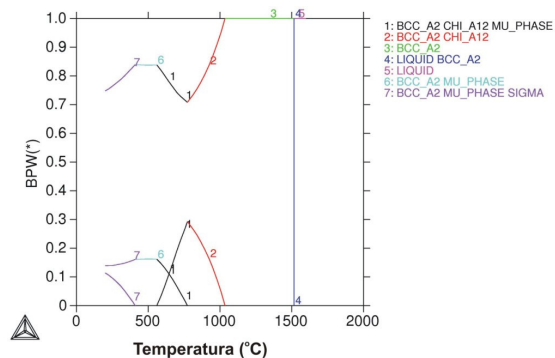


Figura 7. Diagrama da liga 9,6 Cr - 9,3 Mo com a fração de massa das fases (BPW) presentes em função da temperatura.

1.2 Caracterização Microestrutural das Ligas Laminadas a Quente e Solubilizadas

Na Figura 8, são apresentadas a microscopia ótica da seção transversal das chapas, correspondentes as ligas A1, E1 e E3, após a realização das laminações a quente e solubilização de acordo com as temperaturas apresentadas na Tabela 6.

Como pode ser verificado na Figura 8, têm-se uma microestrutura característica destas ligas, do tipo ferrítica e, ainda, a presença de alguns pequenos precipitados. A microestrutura obtida após as solubilizações confirma os resultados dos diagramas levantados com o uso do Thermocalc, que indicou que a microestrutura, para os teores de cromo e molibdênio das ligas estudadas, deveria apresentar uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e ainda a possibilidade de fases precipitadas. Dentre as fases precipitadas que poderiam ter sido formadas, têm-se as fases sigma, chi e laves, contudo, como foi observado na Figura 8, após a solubilização nenhum indício da formação destas fases foi verificado, indicando a importância do *software* no auxílio da previsão e prevenção destas fases.

Observa-se na Figura 8c que a liga E3 apresenta um maior tamanho de grão do que as ligas A1 (Figura 8a) e E1 (Figura 8b), e a liga A1 têm um maior tamanho de grão que a liga E1. Ressalta-se que a liga E3 apresenta o maior teor de molibdênio e a liga A1 o maior teor de cromo, onde o aumento do teor destes elementos aumenta a temperatura de solubilização das ligas e conseqüentemente o tamanho de grão. Na Tabela 5 verifica-se que a liga E3 tem a maior temperatura de solubilização, seguida de A1 e E1. Deve-se destacar que o aumento no tamanho de grão é um dos fatores responsáveis pelo aumento da temperatura de transição dúctil-frágil das ligas ferríticas.⁽¹⁵⁾

A medição do tamanho de grão das ligas A1, E1 e E3 foi feita através da técnica dos interceptos com o auxílio do software Image Pro-Plus onde se obteve os seguintes valores: 6,34, 8,76 e 4,81, respectivamente.

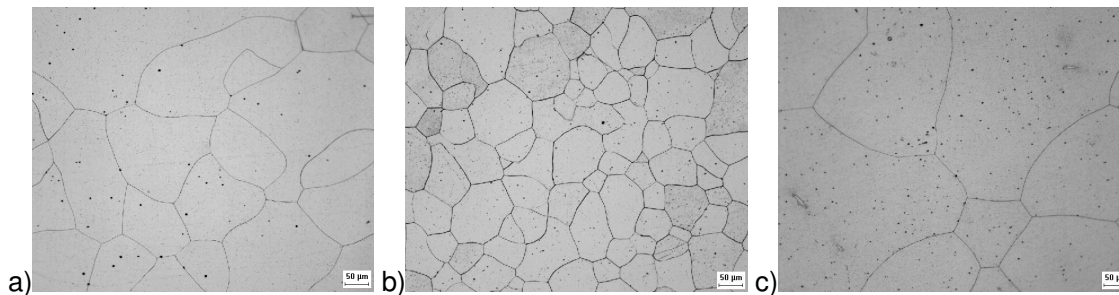


Figura 8. Micrografia dos três tipos de ligas após laminação a quente e solubilização. Ataque: Vilella. Aumento: 200X. a) Liga A1. b) Liga E1. c) Liga E3.

1.3 Ensaio de Soldagem

Após a análise do comportamento das ligas A1, E1 e E3 laminadas a quente e solubilizadas, estas ligas foram soldadas sem adição de material. A microestruturas das regiões da solda destas ligas estão mostradas nas micrografias da Figura 9, Figura 10 e Figura 13.

Na Figura 9a e b tem-se a ZAC e o metal de solda da liga A1, onde se percebe, para a ZAC, a presença de alguns precipitados, os quais podem ser melhor observados na Figura 9c. Uma vez que esta liga apresenta alto teor de cromo e

molibdênio, estes podem ser precipitados podem ter sido favorecidos pela presença destes elementos.

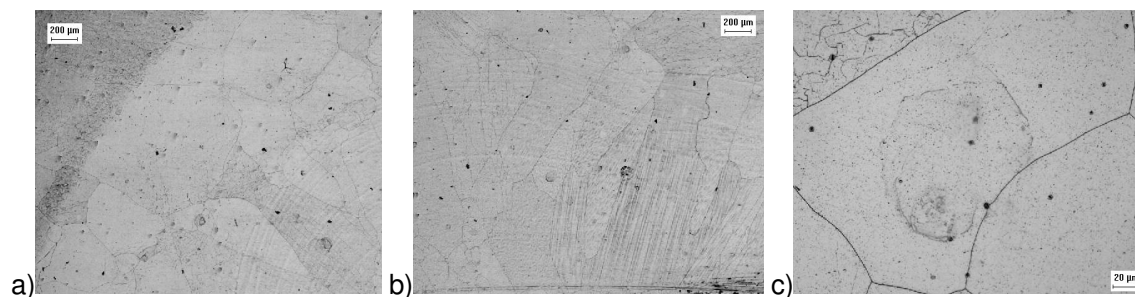


Figura 9. Micrografia da liga A1 após soldagem autógena. Ataque: Vilella. a) Zona afetada pelo calor da solda (ZAC), aumento: 50X. b) Metal de solda (MS), aumento: 50X. c) Precipitados observados nas regiões da ZAC, aumento: 500X.

Na Figura 10a e b tem-se a ZAC e o metal de solda da liga E1, onde se percebe, para a ZAC, além da microestrutura ferrítica, característica deste material, a presença de regiões escuras formadas ao longo dos contornos de grão. O aspecto destes contornos podem ser melhor observados na Figura 10c, a morfologia destas regiões são semelhantes a morfologia da fase chi, conforme foi observado no trabalho de Kim e Kwon.⁽¹⁷⁾ Contudo, a presença da fase chi não pôde ser confirmada. A formação desta fase é favorecida pelo aumento nos teores de cromo e molibdênio e também pela difusividade desta fase.

A ocorrência destes precipitados na liga E1, e não nas demais, deve estar associado à cinética de precipitação e ao fato de E1 ter um menor tamanho de grão (maior quantidade de contornos) que tende a favorecer a nucleação.

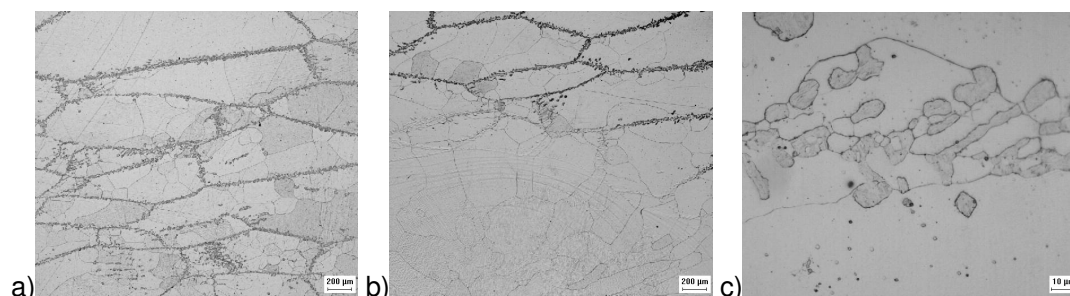


Figura 10. Micrografia da liga E1 após soldagem autógena. Ataque: Vilella. a) Zona afetada pelo calor da solda (ZAC), aumento: 50X. b) Metal de solda (MS), aumento: 50X. c) Regiões escuras formadas nas regiões da ZAC, aumento: 500X.

Na tentativa de identificar estes precipitados foi levantado o diagrama de fases específico para a liga E1 (Figura 11). Na Figura 11 pode-se verificar que, além da fase chi, também há a possibilidade da formação das fases precipitadas do tipo sigma e mu. A partir daí foram realizadas as análises por difração de elétrons retroespalhados (EBSD) na amostras soldada da liga E1 como está mostrado na Figura 12 e na Tabela 6. Através do EBSD da Figura 12a é possível verificar a presença da fase chi e sigma nos precipitados observados na solda da liga E1. Além destas fases observa-se ainda, a ocorrência de uma região não identificada no EBSD (Figura 12 e Tabela 6). Tem-se que o percentual de fase não identificado foi maior que o das fases chi e sigma (Tabela 6). A partir daí foi feito novamente o EBSD com um aumento de 4000 vezes (Figura 12b e Tabela 6) para melhor analisar

as regiões dos precipitados, e da mesma forma verifica-se a ocorrência da mesmas fases observadas na Figura 12a. Uma vez que esta liga apresenta altos teores de Cr e Mo poderíamos ter a formação de fases intermetálicas com a presença de Fe, Cr e Mo, contudo nenhuma das fases presentes no banco de dados para a realização do EBSD, além das já identificadas, foi observada na região não identificada.

O diagrama da Figura 11 indica que a região não identificada pelo EBSD seria a fase mu, contudo a não existência no banco de dados do software utilizado para a realização do EBSD impossibilitou a confirmação da região não identificada como sendo a fase mu.

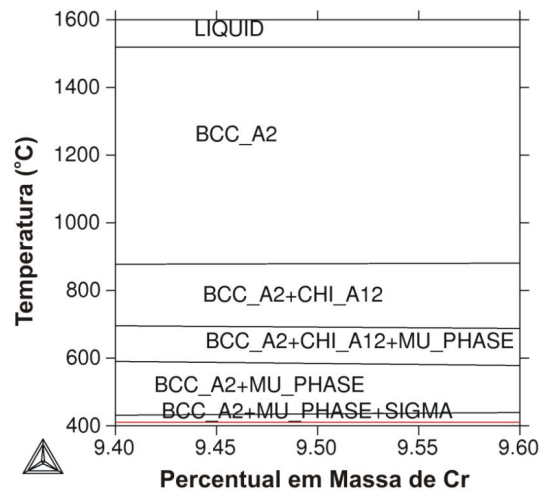


Figura 11. Diagrama de fases Liga E1.

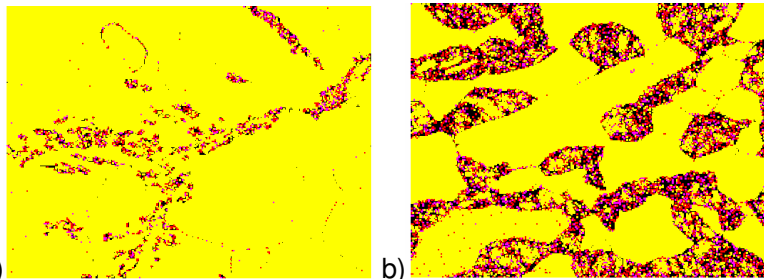


Figura 12. EBSD da liga E1. (a) Aumento de 500 x. (b) Aumento de 4000 x

Tabela 6. Percentual das fases identificadas através do EBSD

Fase (EBSD Figura 12a)	%	Fase (EBSD Figura 12b)	%
Não Identificada	4,3	Não Identificada	22.6
Ferro alfa	92,9	Ferro alfa	66.6
Cr6Fe18Mo5 (chi)	1,0	Cr6Fe18Mo5 (chi)	3.6
CrFe (sigma)	1,9	CrFe (sigma)	7.2

Na Figura 13a e b tem-se a ZAC e o metal de solda da liga E3, onde se percebe uma microestrutura ferrítica de grãos grandes na ZAC e a presença de alguns precipitados na mesma. O aspecto destes contornos pode ser melhor observado na Figura 13c. Diferente da liga E1, não houve a formação de precipitados nos contornos de grão nesta liga.



Figura 13. Micrografia da liga E3 após soldagem autógena. Ataque: Vilella. a) Zona afetada pelo calor da solda (ZAC), aumento: 50X. b) Metal de solda (MS), aumento: 50X. c) Precipitados formados nas regiões da ZAC, aumento: 500X.

A microdureza Vickers das ligas A1, E1 e E3 laminadas quente e solubilizadas, após a soldagem, medidas a partir do metal de solda até o metal de base é apresentada na Figura 14a.

Pela observação da Figura 14a verifica-se que a liga E3, com maior teor de molibdênio, apresenta um maior valor de dureza. Já as ligas A1 e E1 apresentaram valores de dureza semelhantes após a realização das soldagens.

Foram feitas medidas de dureza nas regiões que apresentaram a presença de precipitados da Liga E1 e os valores de dureza obtidos são elevados como pode ser verificado na Figura 14b, chegando a atingir valores superiores a 340 HV.

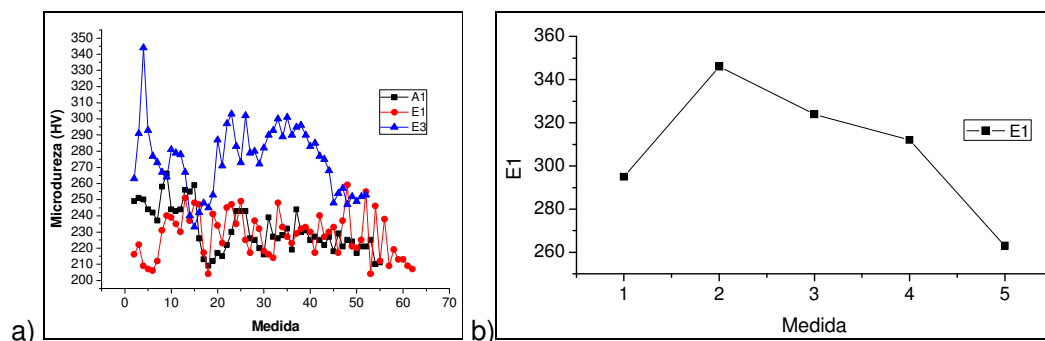


Figura 14. (a) Dureza das ligas A1, E1 e E3 medida a partir do metal de solda até a região do material não afetada pelo calor da solda. (b) Dureza das regiões escuras da liga E1 após a soldagem autógena.

CONCLUSÃO

Avaliando os resultados obtidos foi possível concluir que:

- através dos diagramas gerados no Thermocalc foi possível estimar as temperaturas de solubilização;
- além de fornecer a temperatura dos tratamentos, o Thermocalc mostrou-se uma ferramenta interessante na previsão das possíveis fases formadas para ligas Fe-Cr-Mo estudadas;
- apesar dos altos teores de molibdênio favorecerem a formação de precipitados que podem prejudicar as propriedades destes aços, através do Thermocalc foi possível determinar as medidas preventivas para evitar a formação de fases indesejáveis em uma dada condição e, desta forma, foi possível obter uma microestrutura completamente ferrítica.
- os altos teores de molibdênio podem prejudicar a soldabilidade destas ligas, contudo os resultados mostram que sua soldagem não foi comprometida;

- na análise microestrutural das ligas soldadas foi verificada o surgimento de fases desconhecidas na ZAC da liga E1;
- a possível formação destas fases no material soldado pode causar uma queda nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão;
- a previsão das fases durante os processos de soldagem não foi totalmente evidenciada em decorrência da complexa cinética durante o resfriamento.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Caracterização de Materiais e ao Laboratório de Engenharia de Soldagem da Universidade Federal do Ceará pela realização dos experimentos, além da Funcap e Capes e Petrobrás pelo suporte financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 ZEGENHAGEN, J., LEE, T.-L. Nature: Initial corrosion observed on the atomic scale. 2006.
- 2 ASM HANDBOOK – Casting, “Nickel and Nickel Alloys”, Vol. 15, 10. Ed.ASM Metals Park, Ohio 1993b.
- 3 ASM HANDBOOK – Welding, Brazing and Soldering, “Selection of Nickel, Nickel-Copper, Nickel-Chromium, and Nickel-Chromium-Iron Alloys”, Vol. 6, 10. Ed. ASM Metals Park, Ohio, 1993c.
- 4 HIGGINS, R. A. Propriedades e estruturas dos materiais em engenharia. Difel, 1982.
- 5 SOUZA, S. A., “Composição Química dos Aços”. São Paulo, Edgard Blücher, 1989.
- 6 LAFFLER, B., “Stainless – Stainless Steel and their Properties”. pp.1-44, 1999.
- 7 EDSTRÖM, H. J., LJUNDBERG, L., Rost- und säurebeständige Chrom-Nickel- Stähle mit max. 0,030% Kohlenstoff als Konstruktionsmaterial für die chemische Industrie. Werkst. u. Korrosion 15, 743-753 (1964).
- 8 CUNHA, B. R. M. da. “Soldabilidade Da Nova Geração De Aços Ferríticos Cr-W Resistentes A Altas Temperaturas”. Universidade Federal do Rio de Janeiro – COPPE, Rio de Janeiro – RJ, 2006.
- 9 CHIAVERINI, V., Aços e ferros fundidos, 6 ed., São Paulo: ABM, 1988.
- 10 FONTANA, M. G. Corrosion Engineering. Cingapura: McGraw-Hill. 1986.
- 11 STREICHER, M. A. Austenitic and ferritic stainless steels. In: REVIE, R. W. (Org.). Uhlig’s Corrosion Handbook. Nova Iorque: John Wiley & Sons. 2000.
- 12 BRANDI, S. D.; “Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W. Nr 1.4462 (UNS S31803)”. Tese (Doutorado), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1992.
- 13 PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. Handbook of stainless steels, New York, McGraw-Hill, p.5-5 a 5-7, 1977.
- 14 RAYNOR, G. V. RIVLIN, V. G. Phase equilibria in iron ternary alloys. The Institute of Metals, London, p.316-32, 1985.
- 15 SEDRICKS A.J.: Corrosion of Stainless Steels. Wiley-Interscience Publications, second edition, New York, USA, 1996.
- 16 VOORT G.F.V., JAMES H, MILLS M. K., DAVIS J.R., DESTEFANI J. D., DIETERICH D. A., CRANKOVIC G. M., FRISSELL M.J. (Eds.). ASM Handbook: “Metallography and Microstructures”. Vol, 9, USA: ASM International, p. 284, 1992.
- 17 KIM, J. S., KWON, H.-S. “Effects of Tungsten on Corrosion and Kinetics of Sigma Phase Formation of 25% Chromium Duplex Stainless Steels”. Corrosion, v. 55, n. 5, pp. 512-521, 1999.
- 18 RAVINDRANATH, K. MALHOTRA, S.N. “The influence of aging on the intergranular corrosion of 22-chromium 5-nickel duplex stainless steel”. Corrosion Science, Vol. 37, No. 1, pp. 121-132, 1995.