

# EFEITO DO TEOR DE MOLIBDÊNIO NA MICROESTRUTURA DE JUNTAS SOLDADAS EM LIGAS FE-9CR-5MO<sup>1</sup>

Rodrigo Freitas Guimarães<sup>2</sup>

Víctor Moita Pinheiro<sup>3</sup>

Natasha Lopes Gomes<sup>4</sup>

Hélio Cordeiro de Miranda<sup>5</sup>

Hamilton Ferreira Gomes de Abreu<sup>5</sup>

## Resumo

Com o avanço tecnológico o uso de aços ferríticos vem crescendo, dentre eles destaca-se o aço 9Cr-1Mo. Com a adição de elementos de liga tem-se obtido aços com maior resistência e boa soldabilidade. O objetivo deste trabalho é estudar o efeito do teor de Mo nas alterações microestruturais, propriedades mecânicas e soldabilidade de uma nova liga 9Cr-5Mo. Com base na composição foram levantados diagramas para identificar as fases. Amostras da liga solubilizada foram caracterizadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura. As propriedades da liga foram determinadas por ensaios mecânicos. Corpos de prova da liga foram soldados sem e com adição de material pelo processo TIG e MIG. Foi feita análise de tamanho de grão da ZAC das ligas, caracterização microestrutural das regiões da solda, além de microdureza. Os resultados mostraram que a liga 9Cr-5Mo apresenta uma microestrutura ferrítica com grãos grandes e propriedades mecânicas superiores ao da liga 9Cr-1Mo. O teor de molibdênio favoreceu a um comportamento frágil a temperatura ambiente, contudo acima de 60°C, as ligas tendem a apresentar um comportamento dúctil. Além da microestrutura ferrítica, as ligas apresentaram a formação de carbonetos e de martensita após a realização das soldagens. A martensita formada na liga estudada não comprometeu a soldabilidade.

**Palavras-chave:** Molibdênio; Propriedades mecânicas; Soldagem.

## EFFECT OF MOLYBDENUM CONTENT ON JOINT WELDING MICROSTRUCTURE IN FE-9CR-5MO ALLOY

### Abstract

Use of ferritic steels grows up with technological advance. Among this steels stands out 9Cr-1Mo steel. With addition of alloy elements has been reach steels with bigger resistance and better weldability. The main of goal of this work is study effect of molybdenum content on microstructural changes, mechanical properties and weldability in a novel alloy 9Cr-5Mo. Was plot diagrams with elements presents to identify phases. A sample of solubilized alloy was taking to characterization by optical microscopy and scanning electron microscopy. The properties of alloy were determined by mechanical tests. Samples were welding without and with material addition by TIG and MIG process respectively. Analysis was made of grain size in HAZ's alloy, microstructural characterization on weld regions and microhardness. The results obtained showed that the alloy 9Cr-5Mo presents a grain ferritic microstructure large and superior mechanical properties of 9Cr-1Mo to alloy the molybdenum content of favored to a fragile behavior at room temperature, however above 60°C, the alloy show a brittle behavior. In addition to ferritic microstructure, this alloy present carbides formation and martensite after welding. The martensite no undermined weldability.

**Key words:** Molybdenum; Mechanical properties; Welding.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil

<sup>2</sup> Professor Doutor, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará, Brasil.

<sup>3</sup> Físico pela Universidade Federal do Ceará, Brasil.

<sup>4</sup> Graduanda, Tecnologia em Manutenção Industrial, IFCE, Brasil.

<sup>5</sup> Professor Doutor, Universidade Federal do Ceará, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Um dos problemas enfrentados pelas indústrias do setor petróleo e gás natural está relacionado ao fenômeno de corrosão e ao desempenho mecânico das ligas de aço empregadas. O processamento do petróleo impõe condições extremas aos materiais utilizados na refinaria. Os materiais utilizados nos dutos dos fornos, linhas de transferência e nas torres de destilação não tem apresentados rendimento satisfatório em condições extremas de altas temperaturas com fluidos em altas velocidades e turbulência,<sup>(1)</sup> condições essas que são favoráveis à corrosão naftênica e à taxa de deformação por fluência.

Uma das maneiras de melhorar as propriedades de ligas é através da adição de elementos que melhorem uma determinada propriedade.<sup>(2)</sup> No tocante a resistência à corrosão, podemos destacar o molibdênio (Mo) que vem sendo utilizado em aços inoxidáveis austeníticos para melhorar a sua resistência à corrosão.<sup>(3)</sup>

O Mo é um elemento alfacênio que promove aumento da resistência à corrosão por pites, corrosão naftênica<sup>(4)</sup> e por melhorar as propriedades mecânicas das ligas.<sup>(5-8)</sup>

Pensando nisso, foi desenvolvido uma nova liga de aço ferrítico com 5% Mo, que suporte as condições de operação de refino de óleos cada vez mais agressivos, a partir do aço ASTM A-213 T9 (9Cr-1Mo), com maior concentração de Mo.

A aplicação de ligas no setor petróleo e gás é feita na condição como soldada o que pode causar mudanças microestruturais devido alto teor de Mo combinado com altas temperaturas ocasionadas pelo processo de soldagem.

Essas alterações microestruturais causadas pelo alto teor de Mo estão relacionadas à formação de precipitados intermetálicos, como as fases chi ( $\chi$ ), mu ( $\mu$ ) e sigma ( $\sigma$ )<sup>(1)</sup>, precipitação de carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  e  $M_6C$ <sup>(9)</sup> e tamanho de grão, fatores que estão diretamente relacionados ao endurecimento e às diversas propriedades.<sup>(5,7,10)</sup>

Desta forma, sendo a liga 9Cr-5Mo um aço experimental com alto teor de Mo, uma criteriosa avaliação a cerca de suas propriedades na condição como soldado deve ser realizada, pois pouco se conhece sobre as implicações da maior concentração de molibdênio em ligas ferríticas.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foi utilizado uma liga experimental, denominada Liga 1 (Tabela 1). A liga foi solubilizada e corpos de prova adequados foram confeccionados para os ensaios.

**Tabela 1.** Composição química típica da Liga 1 (% em massa)

Liga	Cr	Mo	C	Si	Mn	Fe
1	9,50	5,30	0,03	0,34	0,37	bal.

A solubilização das amostras foi realizada em um forno industrial tipo mufla. Através de simulação termodinâmica (Thermo-Calc<sup>®</sup>, TCFE6) foram levantados diagramas para previsão da temperatura de solubilização a partir da composição da Liga 1 (Tabela 1).

Após solubilização foi realizada a caracterização metalográfica (reagente Vilella)<sup>(11)</sup> para caracterizar o metal base apor microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV).

Após caracterização da liga na condição solubilizada foram confeccionados corpos de prova de dimensões 10 mm x 40 mm x 80 mm para verificar o efeito do aporte térmico sem adição de material através do processo TIG.

A soldagem TIG autógena, em único passe, foi executado na posição plana com eletrodo de tungstênio toriado de 2,4 mm de diâmetro, em corrente contínua eletrodo negativo (CCEN), usando como gás de proteção argônio (Ar), com vazão de 20L/min e distância entre a ponta do eletrodo e a peça (DPEP) de 4 mm.

Para formação dos cordões foram variados os parâmetros de velocidade de soldagem ( $V_s$ ) e corrente de soldagem ( $I_s$ ), o que resultou em diferentes níveis de energia de soldagem ( $E_s$ ) como está descrito na Tabela 2.

**Tabela 2.** Parâmetros de soldagem TIG

Condição	$V_s$ (cm/min)	$I_s$ (A)	$E_s$ (kJ/cm)
T1	34	200	6,0
T2	25,4		8,0
T3	20,4		10,0
T4	25,4	150	6,0
T2		200	8,0
T5		250	10,0

As análises dos cordões de solda formados foram feitas na seção transversal à soldagem através de MO, MEV e ensaios de microdureza.

Concluído os estudos na soldagem autógena, foi realizada a avaliação da soldagem com adição de material pelo processo MIG. Para tanto, foram usinados corpos de prova com base nas normas AWS B2.1:2005 e ASME IX: 2004, com 12 mm x 70 mm x 250 mm e chanfro meio-V.

Para deposição dos cordões de solda na soldagem MIG foi utilizado um arame de soldagem de 1,2mm de diâmetro (Tabela 3).

**Tabela 3.** Composição química do arame de soldagem segundo fabricante (% em massa)

Eletrodo	C	Si	Mn	$P_{máx}$	$S_{máx}$	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	Fe
AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625)	<0,03	0,2	0,2	0,015	0,015	22,0	>60,0	9,0	3,5	<0,20	<1,0

Os parâmetros empregados na soldagem MIG contaram ainda com a velocidade de alimentação ( $V_{alim}$ ) do arame de 7,5 m/min. A soldagem foi executada na posição plana, vazão de gás Ar em 20 L/min, U de 30 V e distância bico de contato peça (DBCP) de 20 mm. Os valores de  $V_s$ ,  $I_s$  e  $E_s$  estão apresentados na Tabela 4. Para o passe de raiz foi utilizada  $V_s$  de 60 cm/min,  $I_s$  de 210 A, resultando em uma energia de soldagem de 6,3 kJ/cm.

**Tabela 4.** Parâmetros de soldagem MIG

Condição	$V_s$ (cm/min)	$I_s$ (A)	$E_s$ (kJ/cm)
M1	38	210	10
M2	25		15
M3	19		20
M4	25	140	10
M2		210	15
M5		280	20

A caracterização da zona afetada pelo calor (ZAC) das amostras soldadas foi realizada, após ataque químico com reagente Vilella, por MO, MEV e microdureza Vickers. A microdureza Vickers das amostras foi realizada como perfil de acordo com a norma ASTM E384 – 89.

Foram confeccionados corpos de prova, usinados na direção de laminação, para a realização dos ensaios de impacto Charpy-V reduzido, a temperatura ambiente, com dimensão de 5 mm x 10 mm x 55 mm, de acordo com a norma NBR 6157 e ASTM E 23 – 96.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Estudo Termodinâmico

A Figura 1 mostra o diagrama de fases da liga estudada. Nela pode-se observar, além da ferrita ( $\alpha$ ), que a liga pode apresentar a formação de carbonetos do tipo  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$  e fases intermetálicas do tipo sigma ( $\sigma$ ), chi ( $\chi$ ) e mu ( $\mu$ ).

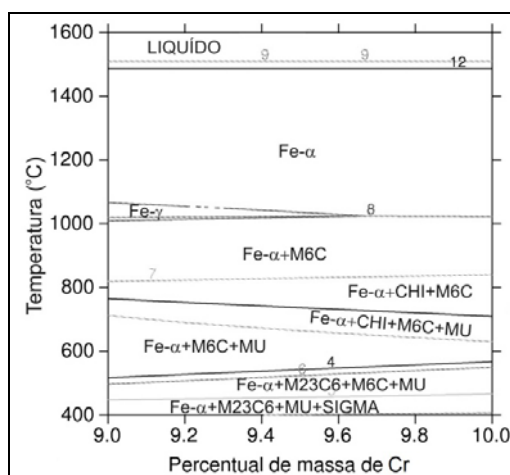


Figura 1. a) Diagrama da Liga 1 (Fe-9,5Cr-5,3Mo).

#### 3.2 Caracterização Microestrutural da Liga Solubilizada

A Figura 2 mostra a microestrutura da Liga 1 após solubilização, onde é observada uma microestrutura completamente ferrítica. Contudo, ainda é possível observar pequenos pontos pretos em sua microestrutura julgados como possíveis carbonetos, devido a presença de carbono e dos maiores teores de Cr e Mo<sup>(9)</sup>. A Figura 3b ilustra melhor esta precipitação destes carbonetos na matriz da Liga 1.

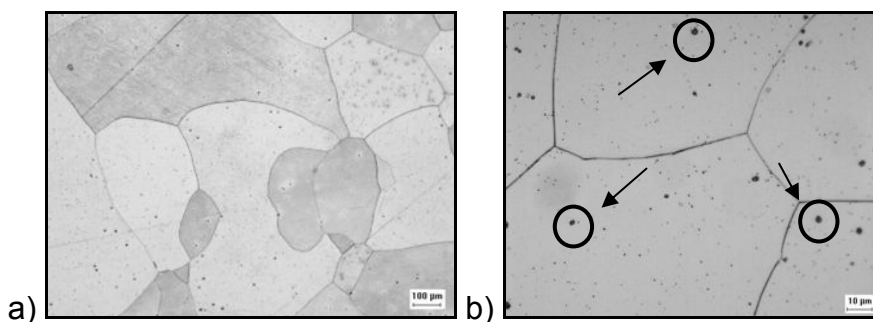


Figura 2. Microestrutura da Liga 1 após tratamento térmico de solubilização. Ataque: Vilella. a) Aumento: 100X. b) Aumento: 1.000X.

A medição do tamanho de grão, feita através do método ASTM (técnica dos interceptos), indicou que a Liga 1 apresenta tamanho de grão grande na condição solubilizada com um valor de 1,0. Pardal *et al.* (2008),<sup>(14)</sup> estudando a influência do tamanho de grão (TG) na precipitação de fases deletérias em um aço inoxidável superduplex, verificou que o aumento do TG reduziu a cinética de decomposição da ferrita em fases deletérias, o que pode ter favorecido a pequena quantidade de precipitados observados na Liga 1 na condição solubilizada.

Apesar de a medição mostrar que a Liga 1 tem TG grande é possível observar heterogeneidade das dimensões dos grãos. A não uniformização no TG da Liga 1 deve-se a falta de elementos estabilizadores do grão. A introdução de elementos como alumínio e titânio pode favorecer a diminuição dos grãos em ligas ferríticas.<sup>(15)</sup>

### 3.3 Propriedades Mecânicas da Liga

#### 3.3.1 Microdureza

A amostra da Liga 1 (9Cr-5Mo) foi submetida a ensaios de microdureza Vickers na condição solubilizada onde foi obtido valor médio de 196 HV, valor superior ao apresentado pela liga T9 (9Cr-1Mo), de 178 HV<sup>(16)</sup>, entretanto esta dureza pode chegar a valores superiores a 350 HV<sup>(17)</sup> devido sua temperabilidade<sup>(18)</sup>. O valor de dureza superior da Liga 1 deve-se ao maior teor de Mo.<sup>(5,7,10)</sup>

#### 3.3.2 Ensaios de impacto Charpy-V

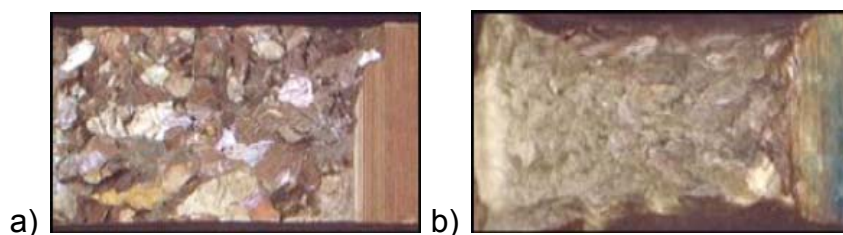
Os ensaios de impacto Charpy-V realizados na temperatura de 22°C mostraram que a liga estudada apresenta uma baixa capacidade de absorver energia, tendo média de 4,0 J.

A análise das fraturas e os valores de energia absorvida indicam um comportamento frágil da liga, onde é possível verificar um aspecto brilhoso na fratura (Figura 4a). Este resultado era esperado, uma vez que o Mo aumenta a dureza da liga o que justifica a fragilidade da mesma<sup>(19)</sup>.

Ao comparar a energia absorvida pela Liga 1 com a da liga T9 (10,0 J)<sup>(20,21)</sup> é possível constatar o efeito endurecedor do Mo, o que resultou em uma menor capacidade de absorver energia.

Visto que a fratura a temperatura de 22°C mostrou-se do tipo frágil optou-se por fazer ensaios de impacto Charpy-V a uma temperatura superior a 22°C, tomando como base os ensaios realizados por Guimarães<sup>(22)</sup>. Foi verificado que acima de 60°C a liga estuda tende a apresentar comportamento dúctil<sup>(22)</sup>.

O valor médio de energia absorvida para os ensaios na temperatura de 60°C foi de 74,7 J, compatível com a imagem da Figura 3b que mostra uma fratura com aspecto dúctil de aparência fosca e redução na área da seção da fratura de 90%, enquanto que no ensaio realizado 22°C foi obtido uma redução de 25%, medição feita com base na norma ASTM E 23.



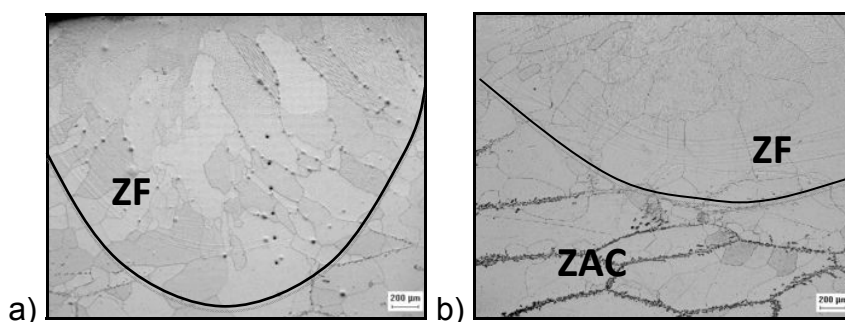
**Figura 3.** Aspecto da fratura dos corpos de prova Charpy-V. a) Temperatura de 22°C. b) Temperatura de 60°C.



### 3.4 Soldagem Autógena

#### 3.4.1 Caracterização microestrutural

A análise microscópica da zona fundida (ZF) da Liga 1 pós soldagem TIG pode ser visualizada na Figura 4 em duas das cinco condições de soldagem. As demais condições apresentaram resultados semelhantes. Em todas as condições é característica a formação de grãos colunares e equiaxiais na ZF.<sup>(23,24)</sup>



**Figura 4.** Micrografias da ZF da Liga 1. Aumento 50X. Ataque: Vilella. a) Condição T1. b) Condição T2.

Foi analisado o TG da ZAC após variação da técnica de energia (TE) empregada (Tabela 5). Pode-se verificar que tanto a variação da  $I_s$  (TE tipo I) quanto a variação da  $V_s$  (TE tipo V) não resultam em uma diminuição do TG. Para algumas condições, os valores de TG assumem valores superiores ao da Liga 1 na condição solubilizada.

Também foi possível observar grãos de diferentes tamanhos na ZAC. Esta diferença no TG da ZAC pode representar queda na tenacidade, uma vez que a liga na condição como solubilizada apresentou baixa tenacidade. Faria<sup>(25)</sup>, verificou uma queda na tenacidade da ZAC de ligas de aço com a presença de Cr e Mo associado ao tamanho de grão grande, devido a uma menor energia de contorno de grão, favorecendo a maior propagação de trincas. Uma possível solução seria empregar energias mais baixas ou adicionar elementos estabilizadores do grão como níquel, nióbio, titânio e alumínio<sup>(26,27)</sup>.

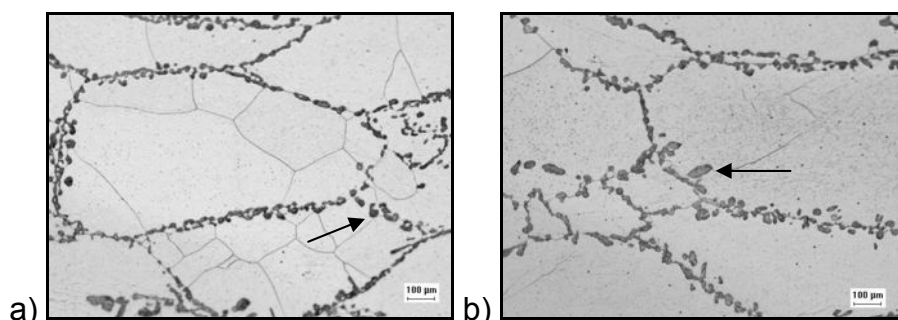
Um dos problemas da soldagem destes tipos de aço é a perda de ductilidade das regiões soldadas associada ao crescimento de grão. O aumento do teor de Mo favorece ao aumento do grão na ZAC das ligas ferríticas.<sup>(10,25,27)</sup>

**Tabela 5.** Efeito da TE e Es no TG da ZAC da Liga 1

Liga	TE	Es (kJ/cm)	TG ASTM da ZAC
1	V	6,0	0,5
		8,0	1,3
		10,0	0,7
	I	6,0	0,4
		8,0	1,3
		10,0	0,8

Além da fase ferrítica já observada na liga solubilizada (Figura 3a e 3b), houve a formação de outra fase. Analisando o diagrama da Figura 2 vê-se que há apenas a possibilidade de formação das fases  $\mu$  ( $\mu$ ),  $\sigma$  ( $\sigma$ ) e  $\chi$  ( $\chi$ ), todas difusionais. De acordo com Kim e Kwon (1999)<sup>(29)</sup> esta fase tem morfologia semelhante a fase  $\chi$ . As soldagens foram realizadas de forma que houvesse um resfriamento rápido,

dificultando a possibilidade de formação de fases difusionais. A Figura 5 mostra as microestruturas da ZAC da Liga 1 após soldagem em duas das cinco condições. As demais condições foram semelhantes.



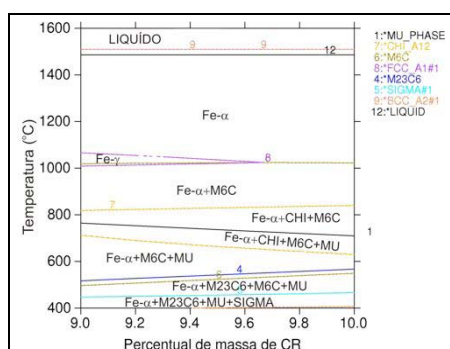
**Figura 5.** Micrografias das ZAC's da Liga 1. Aumento: 100X. Ataque: Vilella. a) Condição T3. b) Condição T4.

Nestas condições uma possível explicação para o aparecimento desta outra fase seria por transformação não-difusional, que é o modo de formação da martensita. A condição para que haja formação de martensita é a presença de austenita, que não está presente no diagrama da Figura 2.

Desta forma, os diagramas de equilíbrio foram plotados novamente considerando, desta vez, os elementos carbono (C), silício (Si) e manganês (Mn), componentes não acrescentados no diagrama da Figura 2.

Uma vez considerados os elementos C, Si e Mn, foram observados, além das fases obtidas na Figura 2, uma estreita área de austenita (Fe- $\gamma$ ), o que reforça a hipótese de martensita. A Figura 6 mostra o diagrama de equilíbrio da Liga 1 com a composição química presente na Tabela 1.

Silva<sup>(30)</sup> verificou a formação de martensita, com morfologia semelhante à apresentada na Figura 8, no aço ferrítico AISI 410S submetido à soldagem com eletrodo revestido empregando diferentes níveis de energia.



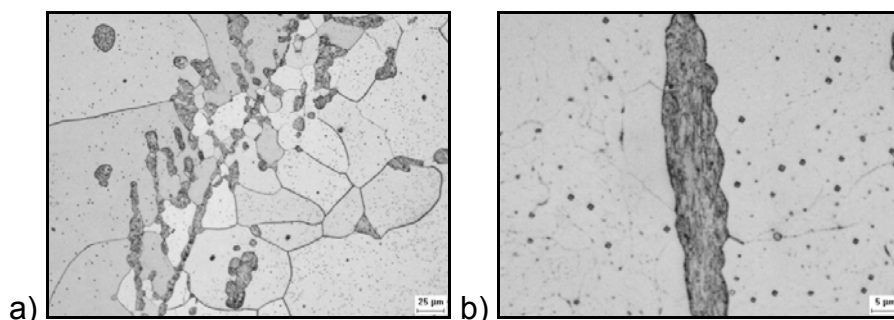
**Figura 6.** Diagrama de equilíbrio da Liga 1 conforme Tabela 1.

Para confirmação dos resultados previstos pelo Thermo-Calc® uma análise feita por EBSD foi realizada na ZAC da Liga 1. A Tabela 6 mostra os dados da análise onde é verificado que 18 % da microestrutura é formada por martensita.

**Tabela 6.** Percentual de fases identificadas através do EBSD da Figura 11.

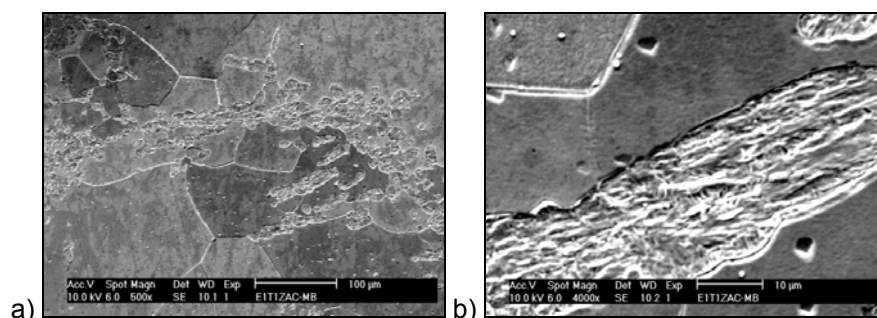
Fase	%
Não Identificada	3,2
Ferro Alfa	78,6
Martensita	18,2

Ainda na tentativa de evidenciar a presença de martensita na Liga 1 foi submetida a um ataque químico específico para revelar martensita. O reagente utilizado foi o Rigsbee and Vander Arend.<sup>(11)</sup> O resultado do ataque pode ser observado na Figura 8.

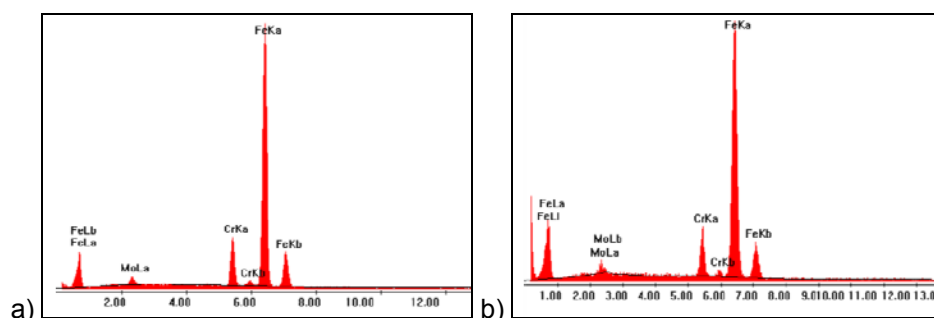


**Figura 7.** Microscopia ótica da martensita observada na Liga 1. Ataque: Rigsbee and Vander Arend. a) Aumento 200X. b) Aumento 1.000X.

Foram realizadas análises por MEV e EDX tanto nos precipitados quanto na matriz da Liga 1 (Figura 8 e Figura 9 respectivamente). Como pode ser visto na Figura 8 observa-se uma microestrutura típica da martensita em placas. O EDX apresentado na Figura 9 mostra que não há diferença na composição química entre o precipitado observado e a matriz do material, fortalecendo a hipótese da martensita.



**Figura 8.** Microestrutura dos precipitados observados nas regiões após a solda da Liga 1. a) Aumento de 500X. b) Aumento de 4.000X.



**Figura 9.** Análise de composição química das regiões após o metal de solda da Liga 1. a) Precipitado (Figura 10a). b) Matriz da Liga 1.

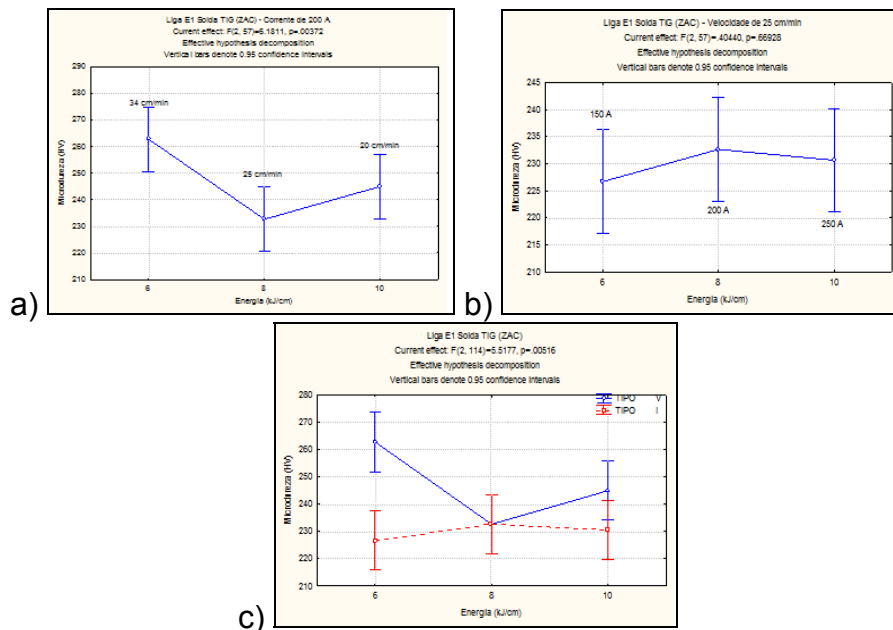
### 3.4.2 Caracterização da microdureza

As imagens da Figura 10 mostram a análise de variância considerando o nível de significância ( $p$ ) da Liga 1 para os diversos parâmetros de soldagem da ZAC para o processo TIG autógeno.

Aparentemente o único parâmetro empregado que afetou de maneira significativa a microdureza da Liga 1 foi a Is. Isto ocorreu, possivelmente, pelo fato da Is ser a



responsável pela transferência de calor à peça, causando assim alterações mecânicas mais contundentes.



**Figura 10.** Análise de variância considerando o nível de significância (p) da Liga 1 após soldagem TIG autógena. a) Influência da Vs no gráfico Microdureza versus Es. b) Influência da Is no gráfico Microdureza versus Es. c) Influência da TE no gráfico Microdureza versus Es.

### 3.5 Soldagem com Adição de Material

#### 35.1 Caracterização microestrutural

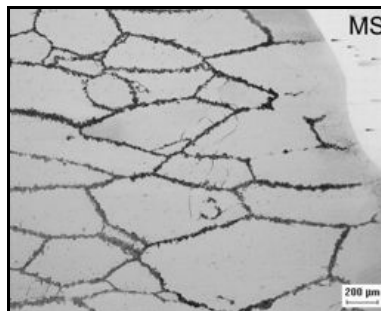
A Tabela 7 mostra o TG ASTM da ZAC. O TG médio da ZAC após soldagem MIG em cinco diferentes condições apresentaram-se grandes.

**Tabela 7.** Efeito da TE e da Es no TG da ZAC da Liga 1 após soldagem MIG

Liga	TE	Es (kJ/cm)	TG ASTM da ZAC
1	V	10,0	1,2
		15,0	1,3
		20,0	0,9
	I	10,0	1,3
		15,0	2,0
		20,0	2,0

A ZAC da Liga 1 é apresentada na Figura 11 onde se percebe, além da microestrutura ferrítica característica desta liga, a presença de regiões escuras ao longo de todo o contorno de alguns grãos.

O aspecto destas regiões escuras formadas ao longo dos grãos da ZAC da Liga 1 após a soldagem MIG já foi verificado na soldagem autógena desta mesma liga (Figura 5). As análises realizadas indicam que esta fase, observada na Liga 1 somente na condição como soldado, é martensita.



**Figura 11.** Micrografia da solda com adição de material da Liga 1, parâmetro M1. Aumento 50 X. Ataque: Vilella. a) MS-ZAC.

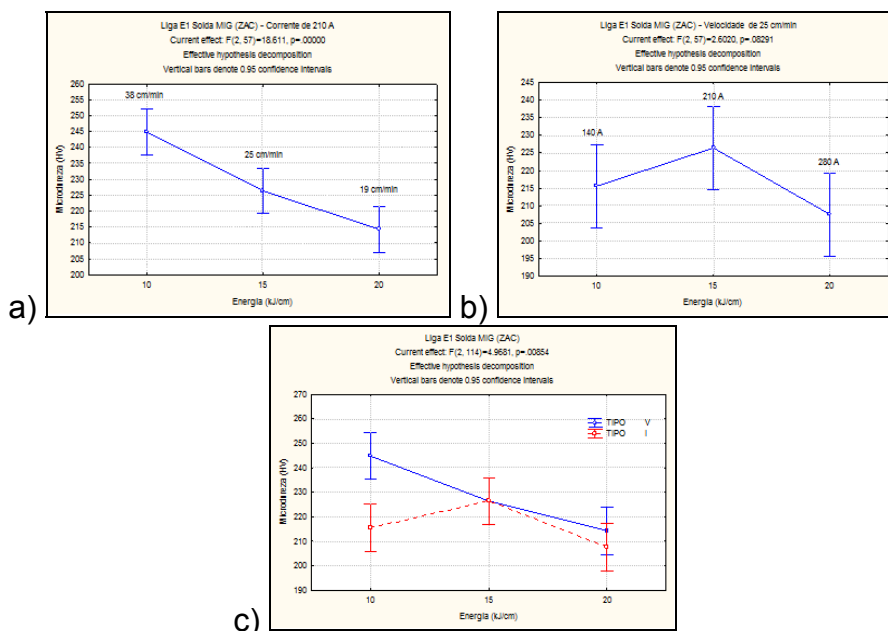
Com exceção da presença de precipitados não foi constatado nenhum outro tipo de defeito, como trincas, em nenhum dos parâmetros avaliados.

Mesmo com o alto teor de molibdênio favorecendo a formação das fases  $\sigma$ ,  $\chi$ ,  $\mu$ ,  $M_{23}C_6$  e  $M_6C^{(31-33)}$  estas são pouco observadas, sendo a precipitação mais efetiva a martensita.

### 3.5.2 Caracterização da microdureza

As imagens da Figura 12 mostram a análise de variância considerando o nível de significância (p) da Liga 1 para os diversos parâmetros de soldagem da ZAC para o processo MIG.

Aparentemente o único parâmetro empregado que afetou de maneira significativa a microdureza da Liga 1 foi a Is. Isto ocorreu, possivelmente, pelo fato da Is ser a responsável pela transferência de calor à peça, causando assim alterações mecânicas mais contundentes.



**Figura 12.** Análise de variância considerando o nível de significância (p) da Liga 1 após soldagem MIG. a) Influência da Vs no gráfico Microdureza versus Es. b) Influência da Is no gráfico Microdureza versus Es. c) Influência da TE no gráfico Microdureza versus Es.

## 4 CONCLUSÕES

- O programa termodinâmico mostrou-se uma ferramenta interessante na previsão das possíveis fases formadas para ligas Fe-Cr-Mo estudadas,

possibilitando tomar medidas preventivas para evitar a formação de fases indesejáveis em uma dada condição.

- Através do Thermocalc foi possível estimar a temperatura para realização do tratamento de solubilização.
- Apesar do alto teor de molibdênio favorecer a formação de fases precipitadas que são prejudiciais as propriedades destas ligas, a adequada análise dos resultados do estudo termodinâmico permitiu a correta seleção da condição para a realização do tratamento de solubilização da liga experimental, de forma que fosse possível obter uma microestrutura ferrítica para a liga estudada.
- Não foi possível obter uma microestrutura ferrítica isenta de precipitados. Contudo, os mesmos apareceram em pequena quantidade.
- O alto teor de molibdênio combinado com o cromo e a ausência de elementos estabilizadores do grão resultou em ligas com grãos extremamente grandes.
- A dureza da liga estudada foi superior ao da liga comercial semelhante, com microestrutura ferrítica, 9Cr-1Mo.
- A temperatura ambiente (22°C) a liga apresentou baixos valores de energia absorvida e um comportamento do tipo frágil.
- A Liga 1 apresentou um comportamento do tipo dúctil para temperaturas acima de 60°C.
- A Liga 1 apresentou um comportamento completamente frágil à temperatura ambiente.
- De uma forma geral a ZF da Liga 1, após soldagem autógena, apresentou morfologia semelhantes para as energias empregadas.
- As velocidades de soldagem empregadas não afetaram a morfologia da ZF na soldagem autógena.
- A corrente de soldagem apresentou um efeito mais significativo, tanto na ZF quanto na ZAC das ligas soldadas pelo processo TIG autógeno, do que a velocidade de soldagem.
- A Liga 1 apresentou ao longo da ZAC, da solda sem e com adição de material, a presença de alguns precipitados, com altos valores de dureza, identificados como sendo martensita, formados nos contornos de grão.
- A dureza da martensita observada na Liga 1 não foi superior a 400 HV, possivelmente associada ao baixo teor de carbono presente.
- As soldagens realizadas com os diferentes parâmetros empregados não resultaram em mudanças prejudiciais, tanto na microestrutura quanto na dureza da Liga 1.
- Além da martensita também foram identificados a presença de outras fases caracterizadas por altos teores de cromo, ferro e ou molibdênio, identificadas como sendo carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  e  $M_6C$  e fase sigma e mu, prejudiciais. Contudo estas fases são formadas de forma dispersa na ZAC e no MB da Liga 1, não influenciando, a princípio, de forma negativa na soldagem das mesmas.
- O alto teor de molibdênio e o comportamento frágil da Liga 1 a temperatura ambiente indica que esta liga seria de difícil soldabilidade. Contudo, os resultados obtidos mostraram que a realização das soldagens desta liga, tanto sem quanto com adição de material, de uma forma geral, foi realizada com sucesso.

## Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) e ao Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) da Universidade Federal do Ceará pela realização dos experimentos, ao Grupo de Inspeção e Análise de Falhas (GIAF) do IFCE Campus Maracanaú pelo suporte técnico, além do CNPQ e Petrobras pelo suporte financeiro.

## REFERÊNCIAS

- 1 GUIMARÃES, R. F.; **EFEITO DO TEOR DE MOLIBDÊNIO NA MICROESTRUTURA DE JUNTAS SOLDADAS EM LIGAS Fe-Cr-Mo**. Tese de Doutorado, UFC, 2011.
- 2 ASM SPECIALTY HANDBOOK, **Stainless Steels**, first edition, Materials Park, 1994.
- 3 WU, X. Q.; JING, H. M.; ZHENG, Z.M.; YAO, W.Ke. Resistance of Mo-bearing stainless-steel coating to naphthenic acid corrosion and erosion-corrosion. **Corrosion Science** 46, p1013-1032, 2004.
- 4 SOUZA, S. A., **Composição Química dos Aços**. São Paulo, Edgard Blücher, 1989.
- 5 ASM HANDBOOK – Casting, Nickel and Nickel Alloys, Vol. 15, 10th Edition, **ASM Metals Park**, Ohio 1993b.
- 6 HIGGINS, R. A. **PROPRIEDADES E ESTRUTURAS DOS MATERIAIS EM ENGENHARIA**. ED. DIFEL, 1982.
- 7 LAFFLER, B., “Stainless – Stainless Steel and their Properties”. pp.1-44, 1999.
- 8 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).
- 9 COSTA E SILVA, A. L., MEI, P. R. **Aços e ligas Especiais**. 6<sup>a</sup> ed., Edgar Blucher, São Paulo, 2006.
- 10 SEDRICKS A.J.: **Corrosion of Stainless Steels**. Wiley-Interscience Publications, second edition, New York, USA, 1996.
- 11 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.
- 12 ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS **NBR 6157**: Materiais metálicos - Determinação da resistência ao impacto em corpos de prova entalhados simplesmente apoiados. Dezembro de 1980.
- 13 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 23 – 96**: Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials. USA, 2004.
- 14 PARDAL, J.M., TAVARES, S. S. M., CINDA FONSECA, M., de SOUZA, J. A., CÔRTE, R. R. A., ABREU, H. F. G. Influence of the grain size on deleterious phase precipitation in superduplex stainless steel UNS S322750. **Materials Characterization**, 2008.
- 15 VILLAFUERTE, J.C.; PARDO, E.; KERR, H.W. Metall. Trans. A 21A, 2009-2019, 1990.
- 16 MUNGOLE, M. N., SAHOO, G., BHARGAVA, S., BALASUBRAMANIAM, R. Recrystallised grain morphology in 9Cr 1Mo ferritic steel. **Materials Science and Engineering**, 476, pp. 140-145, 2007.
- 17 PÉREZ, G. J. A. **Caracterização das Fases Presentes em Depósito de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço de 9Cr 1Mo Usados em Fornos de Refinária de Petróleo**. 2005. 129p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.
- 18 PIMENTA J.S., RIBEIRO H. O., BOHORQUEZ C. E. N, BUSCHINELLI A. J. A. Análise da Soldagem de Reparo do Aço 9Cr-1Mo Grau P9, 57<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM – Internacional, pag 2174-2182, 2002.
- 19 PEREZ, N. *Electrochemistry and Corrosion Science*, vol. 1, pp. 304 e 335, 2004.



- 20 ALAMO, A., BERTIN, J.L., SHAMARDIN, V. K., WIDENT, P. Mechanical properties of 9Cr martensitic steels and ODS-FeCr alloys after neutron irradiation at 325 oC up to 42 dpa. **Journal of Nuclear Materials**, pp. 54 - 59, 2007.
- 21 LEE, W. H., SHIUE, R. K., CHEN, C. Mechanical properties of modified 9Cr-1Mo steels welds with notches. **Materials Science and Engineering**, A356, pp. 153-161, 2003.
- 22 GUIMARÃES, R. F.; **AVALIAÇÃO COMPARATIVA DOS LININGS DOS AÇOS AISI 444 E AISI 316L PARA APLICAÇÃO EM TORRES DE DESTILAÇÃO DE PETRÓLEO**. Dissertação de Mestrado, UFC, 2005.
- 23 LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. John Wiley & Sons. USA, New Jersey, 2005.
- 24 KOU, S., *Welding metallurgy*, 2nd Ed., John Wiley & Sons. USA, New Jersey, 2003.
- 25 FARIA, R. A., BRANDI, S. D., Efeito dos Teores de Cr e Mo na Tenacidade de ligas Inoxidáveis Ferríticas Estabilizadas Soldadas pelo Processo MIG, XXVII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Campinas- SP, 2001.
- 26 FOLKARD, E., in: *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, Springer, Vienna, 1988.
- 27 BUSSINGER, ENG. E. R., *Soldagem dos Aços Inoxidáveis*, Petrobras, Petróleo Brasileiro S/A, SEPES-DIVEN-SEN-RIO, 1978.
- 28 GROBNER, P. J.; The 885°F (475°C) embrittlement of ferritic stainless steels. **Metallurgical Transactions**, vol. 4, p. 251-260, 1973.
- 29 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.
- 30 SILVA, C. C., NETO, J.C.A, SANT'ANA, H. B., FARIAS, J. P. Alterações Microestruturais na ZAC do aço inoxidável ferrítico 410S - Efeitos sobre a resistência à corrosão. *Soldagem & Inspeção* 11, 2006.
- 31 XU, W., SAN MARTIN, D., RIVERA DÍAZ DEL CASTILLO, P. E. J., VAN DER ZWAAG, S. Modelling and characterization of chi-phase grain boundary precipitation during of Fe-Cr-Ni-Mo stainless steel. **Materials Science and Engineering**, A467, pp. 24 - 32, 2007.
- 32 DE LIMA, C. R., PINTO, A. L., FURTADO, H. C., DE ALMEIDA, L. H., DE SOUZA, M. F. P., LE MAY, I. Quantitative observations of precipitation in 2,25Cr-1Mo steel exposed to different creep conditions in a power station. **Engineering Failure Analysis**, 2008.
- 33 JOUBERT, J. M., DUPIN, N. Mixed site occupancies in mu phase. **Intermetallics**, 12, pp. 1373 - 1380, 2004.