



EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NA MICROESTRUTURA E NO DESEMPENHO DA SOLDA DE AÇOS RESISTENTES AO FOGO DURANTE E APÓS A EXPOSIÇÃO A TEMPERATURAS ELEVADAS

Cícero M. D. Starling

Prof. Assistente, Universidade Federal de Minas Gerais, Depto de Engenharia de Materiais e Construção. Rua Espírito Santo, 35, CEP 30.160-030, Belo Horizonte, MG, Brasil

E-mail: starling@demc.ufmg.br

Paulo J. Modenesi

Prof. Adjunto, Universidade Federal de Minas Gerais, Depto. de Engenharia Metalúrgica e Materiais. Rua Espírito Santo, 35, CEP 30.160-030, Belo Horizonte, MG, Brasil

E-mail: modenesi@demet.ufmg.br

***Resumo.** Aços resistentes ao fogo, capazes de resistir a temperaturas elevadas típicas de incêndios sem perda acentuada de sua resistência mecânica, têm sido desenvolvidos e estudados recentemente. Neste trabalho, avalia-se o efeito da composição química na microestrutura e propriedades mecânicas da zona fundida de suas soldas. Foram desenvolvidos três arames tubulares para a soldagem ao arco submerso, capazes de fornecer, no metal de solda, teores variáveis de Mn, Si, Cr, Cu e Mo (elemento normalmente usado neste aço para garantir características desejáveis de resistência a quente). Cordões de solda multipasses foram depositados com estes arames em corpos de prova de aço resistente ao fogo e amostras para análise metalográfica e ensaios mecânicos de tração foram retiradas da zona fundida. Realizou-se ensaios de tração a quente para temperaturas de até 600°C. Executou-se análises metalográficas e ensaios de tração à temperatura ambiente, para a condição como soldada, e após tratamentos térmicos a temperaturas de até 800°C em condições simulando um incêndio. Levantou-se a dureza, as propriedades de tração e os constituintes na região colunar das soldas por meio de metalografia quantitativa.*

***Palavras-chaves:** Aços resistentes ao fogo, Soldagem, Comportamento mecânico a quente*

1. INTRODUÇÃO

É fato bem conhecido que os aços estruturais sofrem reduções progressivas em sua resistência mecânica quando submetidos a condições de trabalho em temperaturas superiores à ambiente. Neste sentido, quando os membros estruturais principais de uma construção em aço são expostos a altas temperaturas, durante condições típicas de um incêndio, os mesmos podem ter a sua resistência mecânica reduzida a ponto de levar toda a construção a um colapso (Chijiwa *et al.*, 1993).

A legislação para construção civil de vários países estabelece exigências mínimas de

resistência ao fogo para os componentes estruturais. As normas Japonesas são mais conservadoras e estabelecem, como temperatura crítica para o aço, aquela que corresponde a um limite de escoamento igual a 2/3 do limite de escoamento à temperatura ambiente, o que corresponde, para aços estruturais comuns, a temperaturas entre 350 a 450°C (Assefpour-Dezfuly, Huggas & Brownrigg, 1990).

Para se aumentar o tempo necessário para que a temperatura crítica seja alcançada, ou seja, o tempo de resistência ao fogo, recorre-se, muitas vezes, à aplicação de materiais isolantes térmicos sobre a superfície dos componentes estruturais. Por outro lado, a utilização da camada de isolamento térmico pode onerar, em cerca de 20 a 30%, o custo total da construção, reduzindo a competitividade das estruturas em aço, além de representar um aumento no tempo total da obra e uma redução no espaço interior útil das construções (Lawson, 1990).

Os aços resistentes ao fogo são capazes de reter uma maior resistência mecânica em temperaturas elevadas do que os aços estruturais convencionais. A maior resistência a quente deste material é obtida através da adição de cerca de 1% de elementos de liga como Ni, Cr e Mo aos aços estruturais convencionais, além do controle das temperaturas e condições de resfriamento no processo de laminação. Segundo Fujino *et al.* (1993), estes aços apresentam soldabilidade e propriedades mecânicas à temperatura ambiente equivalentes às dos aços estruturais convencionais e, somente em torno de 600°C, atingem um limite de escoamento igual a 2/3 do seu valor à temperatura ambiente.

Apesar do seu custo um pouco superior aos aços estruturais convencionais, os aços resistentes ao fogo requerem menor espessura da parede de isolamento térmico que os aços comuns e, em alguns casos, dependendo do tipo de estrutura e local de aplicação, essa pode até mesmo ser eliminada. A espessura do material isolante, para alguns tipos de aços resistentes ao fogo, pode ser de, no máximo, 20% da espessura para os aços comuns (Faria *et al.*, 1996).

A estrutura metalográfica predominante dos aços resistentes ao fogo é composta de ferrita, perlita e bainita em proporções e formas dependentes da composição química e das condições de laminação envolvidas (Faria *et al.*, 1996). A resistência mecânica à alta temperatura depende fortemente da composição química e microestrutura do aço. Neste sentido, os principais elementos de liga presentes nos aços resistentes ao fogo são Cr, Ni, Mo, Nb e/ou V.

Segundo Assefpour-Dezfuly, Huggas & Brownrigg (1990), uma microestrutura do tipo acicular (mistura de ferrita acicular, bainita, martensita e ferrita poligonal), combinada com endurecimento secundário por precipitação (resultante da presença de V e/ou Nb), é necessária para garantir propriedades mecânicas superiores a altas temperaturas. A ocorrência de recuperação e recristalização à temperaturas acima de 700°C, combinada a um crescimento dos precipitados, seria um fator limitante para a retenção da resistência mecânica acima desta temperatura.

Chijiwa *et al.* (1993, 1994 e 1996) estudaram o efeito do Mo e Nb na resistência mecânica de aços resistentes ao fogo. A avaliação da resistência mecânica foi realizada por meio de testes de tração à temperatura ambiente e a 600°C. Segundo os autores, as adições de Nb, Mo ou de ambos conjuntamente, aumentam os valores do limite de escoamento e de resistência tanto a quente como à temperatura ambiente. Entretanto, ao contrário do que ocorre para adições de Nb, para adições de Mo, o aumento do limite de escoamento a quente é bem maior do que o aumento desta propriedade à temperatura ambiente. Também observaram que, para as adições conjuntas de Nb e Mo, o aumento no limite de escoamento a quente é maior do que o decorrente da soma dos efeitos isolados de cada elemento. As mesmas tendências foram observadas para o limite de resistência. Desta forma, a adição combinada de Nb e Mo é altamente eficaz para se alcançar as propriedades mecânicas desejáveis em aços

resistentes ao fogo. Testes de dureza realizados em grãos de ferrita indicaram que adições de Mo e, em particular, adições conjuntas de Nb e Mo, suprimem o amaciamento deste constituinte após tratamento de envelhecimento.

Os aços resistentes ao fogo têm uma soldabilidade similar à de aços estruturais convencionais. Entretanto, recomenda-se a utilização de consumíveis especiais também resistentes ao fogo, para a execução de construções metálicas por meio de soldagem.

As microestruturas de soldas tendem a diferir marcadamente da microestrutura do metal de base devido a diversos fatores, particularmente, a exposição a elevadas temperaturas, a elevada velocidade de resfriamento, a população resultante de inclusões e o desenvolvimento de deformações plásticas. Assim, as microestruturas de soldas tendem a apresentar uma granulação final muito fina desenvolvida sobre uma microestrutura prévia de austenita grosseira. Tende a ocorrer, ainda, uma elevada densidade de discordâncias, precipitados finos, solubilização de elementos de liga, além do desenvolvimento de constituintes pouco usuais no metal de base. Desta forma, o comportamento da solda, tanto da zona fundida (*ZF*) como da zona afetada pelo calor (*ZAC*), pode diferir marcadamente do comportamento do metal de base durante ou após um incêndio. Apesar dos dados da literatura indicarem que os aços resistentes ao fogo têm uma boa soldabilidade, comparável aos aços estruturais convencionais, parece haver uma relativa escassez de informações referentes ao comportamento da junta soldada. Neste sentido, o presente trabalho pretende contribuir para o entendimento do comportamento da mesma durante e após as condições típicas de um incêndio.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foram desenvolvidos, em parceria com um fabricante nacional de consumíveis para soldagem, três arames tubulares para soldagem pelo processo de arco submerso, utilizando-se um fluxo não ativo semi-básico. Utilizou-se, como metal de base, um aço resistente ao fogo com classe de resistência a tração de 490 MPa e 16mm de espessura, desenvolvido por uma indústria siderúrgica nacional. Os parâmetros de soldagem foram mantidos fixos durante todo o trabalho, resultando em um aporte térmico constante de 2kJ/mm para cada passe. Utilizou-se corrente de 400A, tensão do arco de 30V, velocidade de soldagem de 35cm/min, temperatura interpasse de 150⁰C e um esquema de deposição de 03 e 02 passes por camada, respectivamente, no último passe e nos passes intermediários. Visando uma diluição mínima, para cada cupom soldado, utilizou-se um chanfro em “V” com ângulo de 10⁰ e abertura de raiz com 16mm. Cada cupom soldado possuía um comprimento em torno de 0,5m. Para uma devida caracterização microestrutural e mecânica das soldas, produziu-se 03 ou 04 cupons soldados para cada arame utilizado. A Tabela 1 mostra os valores médios das composições químicas do metal de base e do metal depositado pelos três arames utilizados neste trabalho.

A caracterização de cada condição avaliada foi realizada extraindo-se corpos de prova transversais ao cordão de solda para análise microestrutural e corpos de prova de tração longitudinais ao mesmo. A caracterização microestrutural consistiu na realização de exames ao microscópio ótico e eletrônico de varredura e de testes de dureza Vickers na zona fundida (*ZF*). No caso dos testes de dureza, utilizou-se uma carga de 10kg e um número de 08 a 10 medidas para cada condição avaliada. De forma a se evitar a influência de vários ciclos térmicos de soldagem, a caracterização na *ZF* ocorreu em seu último passe. Os corpos de prova de tração utilizados na caracterização mecânica possuíam uma seção nominal útil de 10mm e foram usinados de forma que esta seção coincidissem com a região central do chanfro.

A caracterização microestrutural foi realizada antes e após a execução de tratamentos térmicos nos corpos de prova. Os tratamentos térmicos envolveram o aquecimento dos corpos

de prova para temperaturas de até 800⁰C, manutenção nesta temperatura por um período de 30 minutos, seguido de resfriamento ao ar. O objetivo destes tratamentos térmicos foi o de submeter a junta soldada à temperaturas típicas de um incêndio em um período usualmente requerido de resistência ao fogo. Este procedimento possibilitará inferências quanto a possibilidade de reaproveitamento dos metais de solda estudados após a ocorrência de um incêndio.

Tabela 1. Composições químicas (valores médios da percentagem em peso) do metal de base utilizado e do metal depositado no chanfro por cada um dos arames produzidos. *CEN* - carbono equivalente de Yurioka (Yurioka, Suzuki & Ohshita, 1983).

Elemento	Aço resistente ao fogo (%)	Arame 01 (%)	Arame 02 (%)	Arame 03 (%)
C	0,11	0,047	0,057	0,056
Mn	1,02	0,79	1,24	1,30
Si	0,21	0,23	0,27	0,38
P	0,028	0,026	0,019	0,018
S	0,010	0,013	0,010	0,016
Al (solução)	0,024	0,007	0,008	0,011
Al (intersticial)	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002
Cu	0,30	0,32	0,54	0,34
Cr	0,47	0,61	0,73	0,59
V	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Ti	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
N (total)	0,0033	0,0044	0,0059	0,0066
O (total)	0,0018	0,058	0,057	0,055
Nb	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Mo	0,50	0,39	0,35	0,08
CEN	0,3866	0,2376	0,3095	0,2645

A caracterização mecânica envolveu a realização de ensaios de tração a quente para temperaturas de até 600⁰C, visando a avaliação do comportamento a alta temperatura dos metais de solda estudados, e à temperatura ambiente, após a execução de tratamentos térmicos como descritos anteriormente. Realizou-se dois ensaios de tração para cada condição avaliada a quente e à temperatura ambiente.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 mostra, para as soldas produzidas com cada arame, a evolução da dureza no último passe da zona fundida e a dos limites de escoamento e de resistência em função da temperatura dos tratamentos térmicos. A Figura 2 mostra a evolução das propriedades de tração em função da temperatura do ensaio. A Figura 3 mostra as microestruturas típicas, observadas ao microscópio ótico (*MO*), no último passe da zona fundida das soldas. As microestruturas são relativas às condições como soldada e após tratamento térmico à temperatura de 600⁰C.

A Tabela 2 mostra, para a condição como soldada, os resultados da metalografia quantitativa realizada no último passe da zona fundida das soldas. Foi utilizada a técnica de contagem de pontos baseada no documento IX-1533-88 do IIW (“International Institute of Welding”). Para cada zona fundida, foram realizadas 150 aplicações com malha de 25 pontos,

resultando em total de 3750 contagens para cada metal depositado. As contagens foram realizadas para um aumento de 500X. Para simplificar, a ferrita com segunda fase alinhada *FS(A)* e a com segunda fase não alinhada *FS(NA)* foram tratadas como um único constituinte (ferrita com segunda fase *FS*). A Tabela 2 mostra, ainda, para a condição como soldada, os valores obtidos para a fração recristalizada de cada depositado, ou seja, a relação entre a área não colunar e a área total da zona fundida.

Um aumento no valor do carbono equivalente resulta em uma maior temperabilidade do metal de solda e um maior grau de endurecimento por solução sólida. Adicionalmente, a presença de elementos com forte afinidade pelo carbono, como o Cr, Mo e Nb, também poderiam causar endurecimento secundário quando o metal de solda é submetido a temperaturas suficientemente altas. Levando em conta que os parâmetros de soldagem foram mantidos constantes, é de se esperar condições de resfriamento parecidas em todas as soldas. Observando-se a Tabela 2 verifica-se, ainda, que as frações recristalizadas na zona fundida dos três arames estão muito próximas. Dessa forma, eventuais diferenças a nível de microestrutura e comportamento mecânico devem decorrer das variações na composição química do metal depositado pelos arames estudados.

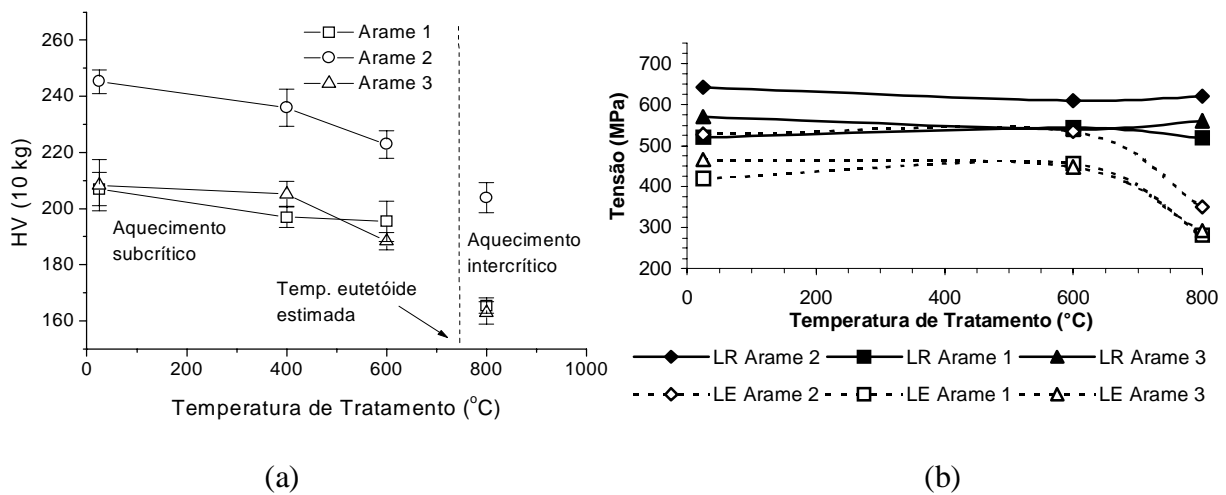


Figura 1- Faixas de variação (média \pm desvio padrão) dos valores de dureza obtidos no último passe da zona fundida (a) e evolução do limite de resistência *LR* e de escoamento *LE* (b) em função da temperatura dos tratamentos térmicos.

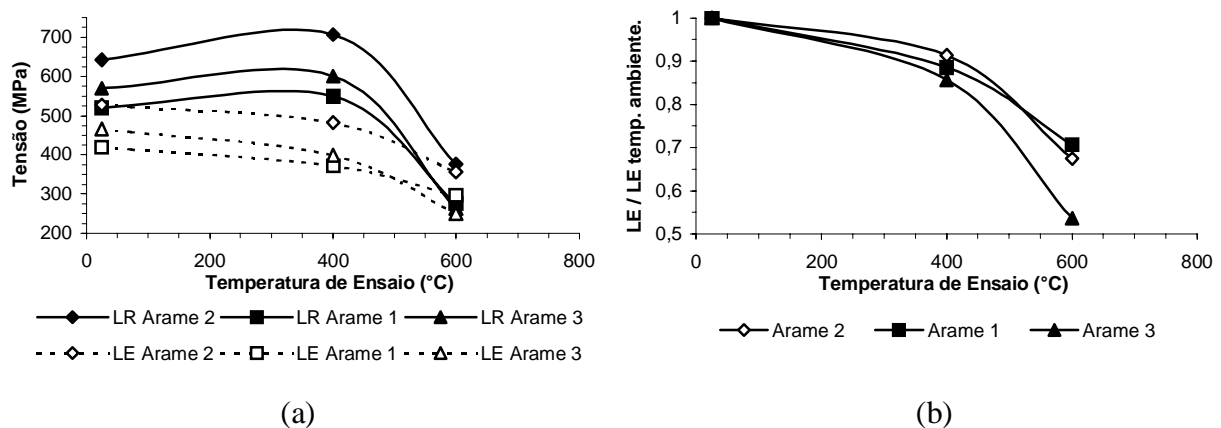


Figura 2- Evolução do limite de resistência (*LR*) e de escoamento (*LE*) (a) e da razão entre o limite de escoamento a alta temperatura e à temperatura ambiente (b) em função da temperatura dos ensaios.

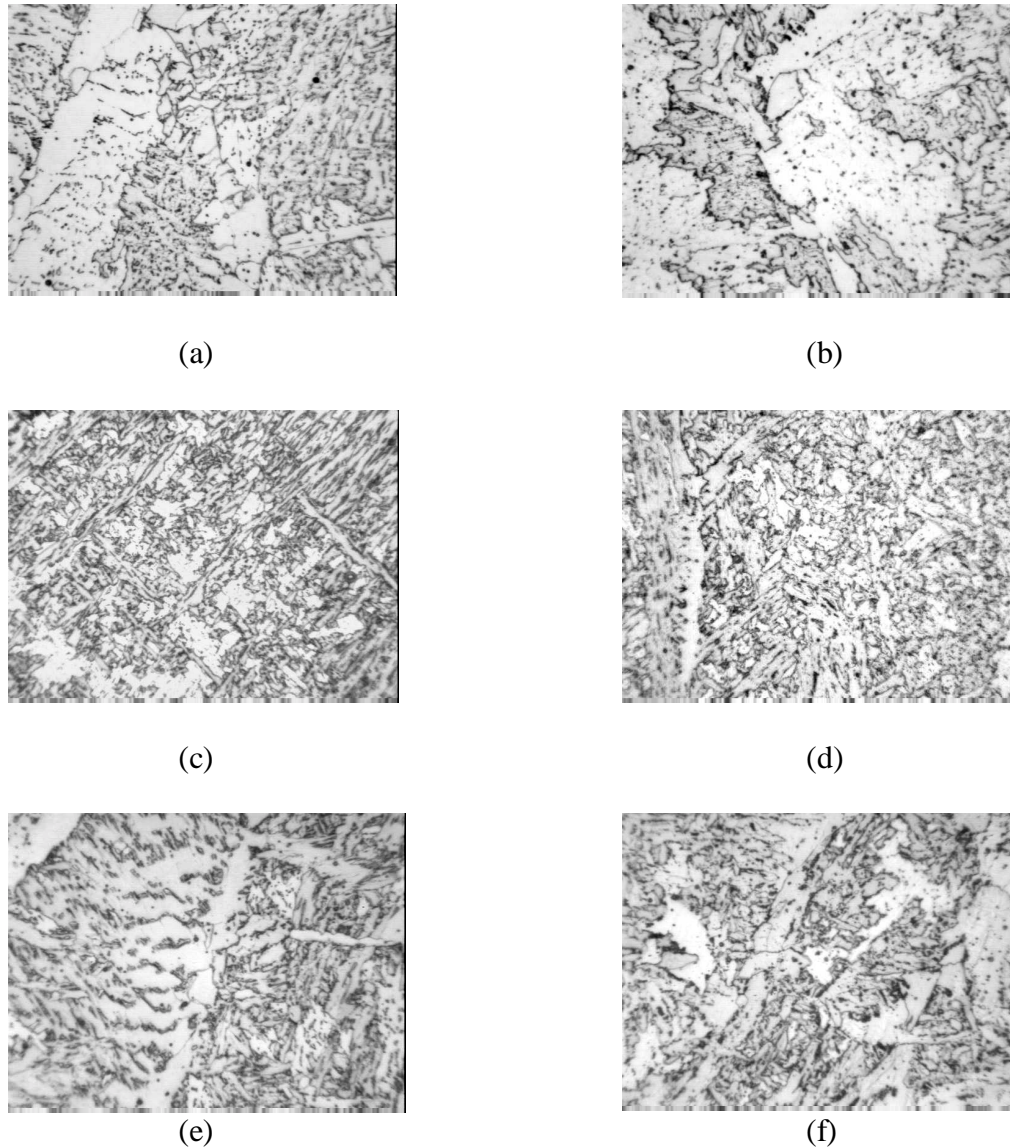


Figura 3- Microestruturas ao *MO* para o último passe da zona fundida das soldas: Condição como soldada: Arames 01 (a), 02 (c) e 03 (e). Após tratamento à 600⁰C: Arames 01 (b), 02(d) e 03 (f). Nital 2%, 1000X.

Tabela 2. Fração volumétrica dos constituintes avaliada no último passe da zona fundida e fração recristalizada na zona fundida. *PF(G)* – ferrita primária de contorno de grão, *PF(I)* – ferrita primária intergranular, *AF* – ferrita acicular, *FS(NA)* – ferrita com segunda fase não alinhada, *FS(A)* – ferrita com segunda fase alinhada. Intervalo de confiança: 95%.

Constituinte	Arame 01	Arame 02	Arame 03
PF(G)	13,77 ± 1,44 %	1,99 ± 0,56 %	14,31 ± 1,93 %
PF(I)	0,31 ± 0,20 %	0,97 ± 0,33 %	0,11 ± 0,10 %
AF	14,93 ± 1,65 %	33,77 ± 3,04 %	30,41 ± 2,71 %
FS(NA)	44,63 ± 2,72 %	46,96 ± 3,03 %	39,88 ± 2,44 %
FS(A)	26,36 ± 2,55 %	16,31 ± 2,01 %	15,29 ± 2,23 %
Fração Recristalizada	34,16 %	33,70 %	36,24 %

Fração Recristalizada = [área não colunar/(área colunar + área não colunar)].100%

Encontrou-se, na literatura, vários trabalhos que avaliam o efeito de elementos de liga na microestrutura e propriedades mecânicas à temperatura ambiente da zona fundida, utilizando o processo de soldagem por eletrodos revestidos com menor aporte térmico que o deste trabalho. Os elementos estudados incluem o Mn (Evans, 1977 e Zhang & Farrar, 1997), Mo (Evans, 1988), Cr (Evans, 1989) e Cu (Es-Souni, Beaven & Evans, 1991). De acordo com estes trabalhos, maiores teores destes elementos aumentam, em maior ou menor grau, o limite de escoamento e de resistência da zona fundida. É de se esperar um efeito semelhante do Si já que este elemento, como os demais, também aumenta o valor do carbono equivalente e, assim, a temperabilidade do metal de solda. Os trabalhos também indicam que:

- . $PF(G)$ diminui com o Mo, Cr, Mn e Cu (para teores acima de 0,35% Cu);
- . AF aumenta com o Mn, Mo (para até 0,5% Mo), Cr (para até 1,0% Cr) e Cu (para teores acima de 0,35% Cu);
- . FS não é afetada pelo Mo (para até 0,5% Mo) e pelo Cr (para até 1,0% Cr) e aumenta com o Cu (para teores até 0,66% Cu).

Comparando-se a composição química das soldas (Tabela 1) com os resultados obtidos (Fig. 1-3, Tabela 2 e valores do alongamento percentual AP não apresentados neste trabalho), podem ser observados vários efeitos na microestrutura e nas características mecânicas.

Quando se passa da composição química do arame 03 para a resultante do arame 01 pode-se avaliar o efeito do Mo em uma situação em que o carbono equivalente diminui (aumento no Mo e redução no Mn e Si, com os demais elementos aproximadamente constantes). Neste caso, observa-se que à temperatura ambiente na condição como soldada ocorreu manutenção do teor de $PF(G)$ (indicando que o aumento no Mo foi compensado pela redução no Mn) e redução no teor de AF (indicando que a redução no Mn é, neste caso, mais importante que o aumento de Mo) às custas do aumento do teor de FS . Ocorreu, ainda, uma pequena redução em LR e LE (indicando que a redução no Mn e Si foram mais importantes que o aumento de Mo) e manutenção do alongamento percentual (AP) e da dureza na ZF . À temperatura ambiente na condição tratada à 600^oC verificou-se manutenção em LR , LE e AP , além de um pequeno aumento na dureza da ZF . À temperatura ambiente na condição tratada à 800^oC ocorreu uma pequena redução em LR , manutenção em LE e na dureza da ZF , além de aumento em AP . À temperatura de 400^oC notou-se uma pequena redução em LR e LE , manutenção em AP , além de um ligeiro aumento na razão entre LE à 400^oC e LE à temperatura ambiente. À temperatura de 600^oC ocorreu manutenção em LR , aumento em LE , ligeira redução em AP , além de grande aumento na razão entre LE à 600^oC e LE à temperatura ambiente.

Quando se passa da composição química do arame 03 para a resultante do arame 02 pode-se avaliar o efeito do Mo em uma situação em que o carbono equivalente aumenta (aumento no Mo, Cu e Cr e redução no Si, com os demais elementos aproximadamente constantes). Neste caso, observa-se que à temperatura ambiente na condição como soldada ocorreu manutenção do teor de AF (indicando que os aumentos no Mo, Cu e Cr não foram fortes o suficiente e/ou que a redução no Si tem um forte efeito de redução do teor deste constituinte) e redução do teor de $PF(G)$ (o que está de acordo com os resultados da literatura para um aumento nos teores de Mo, Cu e Cr) às custas de aumento do teor de FS . Ocorreu, ainda, aumento em LR e LE (indicando que os aumentos no Mo, Cu e Cr foram mais importantes que a redução do Si), aumento na dureza da ZF e redução em AP . À temperatura ambiente nas condições tratadas à 600^oC e à 800^oC verificou-se um aumento em LR , LE e na dureza da ZF , além de uma redução em AP . À temperatura de 400^oC notou-se um aumento em LR e LE , redução em AP , além de aumento na razão entre LE à 400^oC e LE à temperatura ambiente. À temperatura de 600^oC ocorreu um aumento em LR e LE , uma ligeira redução em AP , além de um grande aumento na razão entre LE à 600^oC e LE à temperatura ambiente.

Quando se passa da composição química do arame 01 para a resultante do arame 02

pode-se avaliar o efeito do carbono equivalente em uma situação em que o Mo mantém-se aproximadamente constante (aumento no Mn, Cu e Cr, com os demais elementos aproximadamente constantes). Neste caso, observa-se que à temperatura ambiente na condição como soldada ocorreu um aumento do teor de *AF* às custas da redução dos teores de *PF(G)* e *FS* (o que está de acordo com os resultados da literatura para um aumento nos teores de Mn, Cu e Cr). Ocorreu, ainda, aumento em *LR* e *LE* (o que está de acordo com os resultados da literatura), aumento na dureza da *ZF* e redução em *AP*. À temperatura ambiente nas condições tratadas à 600⁰C e à 800⁰C verificou-se um aumento em *LR*, *LE* e na dureza da *ZF*, além de uma redução em *AP*. À temperatura de 400⁰C notou-se um aumento em *LR* e *LE*, uma redução em *AP*, além de um ligeiro aumento na razão entre *LE* à 400⁰C e *LE* à temperatura ambiente. À temperatura de 600⁰C ocorreu um aumento em *LR* e *LE*, manutenção em *AP*, além de uma ligeira redução na razão entre *LE* à 600⁰C e *LE* à temperatura ambiente.

Verifica-se, assim, que o aumento do teor de Mo pode ter efeitos diferentes na microestrutura e características mecânicas, dependendo se o mesmo for acompanhado por um aumento ou redução no nível do carbono equivalente. Entretanto, a presença do Mo resultou em uma maior retenção no nível de resistência mecânica a quente, particularmente para temperaturas maiores do que 400⁰C (Fig. 2b). Um aumento no carbono equivalente, sem um aumento correspondente no teor de Mo, não teve grande influência na retenção da resistência mecânica a quente. Isto indica o forte papel deste elemento na resistência a quente do metal depositado de forma similar à indicada na literatura para o metal de base (Chijiwa *et al.*, 1993, 1994 e 1996). O aumento do teor de Mo simultaneamente ao aumento do carbono equivalente foi mais interessante do ponto de vista de ganho de resistência mecânica à temperatura ambiente, antes e após os tratamentos de simulação de incêndio, e nas condições ensaiadas a quente. Por outro lado, houve um efeito indesejável de redução na ductilidade. Apesar de não representar ganhos do ponto de vista de acréscimos na resistência mecânica, tanto à temperatura ambiente como a quente, o aumento no teor de Mo, juntamente com redução no valor do carbono equivalente, representou um comportamento desejável em termos de ductilidade. Assim, um aumento no teor de Mo aliado a uma variação adequada no carbono equivalente pode resultar em um balanço favorável entre a resistência mecânica e a ductilidade para as várias condições de serviço.

Observando-se as microestruturas na condição como soldada, Fig. 3 (a), (c) e (e), nota-se que a zona fundida resultante do arame 02 era mais refinada que as demais. Verificou-se, também, que, para esse arame, as regiões com ferrita acicular (*AF*) e ferrita com segunda fase (*FS*), apesar de numerosas, eram pouco extensas, ou seja, estes constituintes estavam distribuídos de forma mais homogênea na microestrutura. O maior valor do carbono equivalente desse caso (Tabela 1) levaria à formação da microestrutura mais refinada e acicular, com supressão do constituinte pró-eutetoide (ferrita primária de contorno de grão), como pode ser visto na Tabela 2.

Após os tratamentos térmicos subcríticos a temperaturas de 400 e 600⁰C, as mudanças microestruturais referem-se, em geral à morfologia e distribuição das segundas fases presentes. Isto decorre de uma série de fenômenos que podem ocorrer isolada ou conjuntamente nesta faixa de temperaturas, por exemplo, dissolução de carbonetos metaestáveis, precipitação de carbonetos estáveis, crescimento e esferoidização de precipitados, poligonização entre outros (Honeycombe, 1981). Após o tratamento a 600⁰C, as modificações na microestrutura já são acentuadas, como pode ser visto na Fig. 3 (b), (d) e (f). Notou-se, após este tratamento, a formação de precipitados no interior das placas de ferrita e dos veios de ferrita que envolviam os contornos de grãos autênticos prévios como pode ser visto, por exemplo, no campo apresentados na Fig. 3(b). Em termos gerais, a microestrutura mais refinada da zona fundida resultante da solda com o arame 02 foi menos sensível ao tratamento térmico realizado a 600⁰C.

Na prática, para a maioria dos elementos com forte afinidade pelo carbono, as temperaturas requeridas para a ocorrência do endurecimento secundário situam-se entre 500 e 600^oC (Honeycombe, 1981). Dessa forma, espera-se que o aquecimento à 600^oC da zona fundida resulte na formação de precipitados muito finos (identificáveis somente por microscopia eletrônica de transmissão) e dispersos na estrutura, que podem causar um aumento da dureza. Por outro lado, não se constatou, nesta faixa de temperaturas, aumento da dureza e dos valores do limite de escoamento e de resistência da zona fundida da solda produzida pelos três arames, como mostra a Fig. 1. Uma explicação seria a ausência de Nb no metal depositado pelos três arames (Tabela 1), elemento que, neste caso, poderia ser o principal responsável pelo endurecimento secundário. Em outro trabalho (Araújo & Silva, 1996), onde realizou-se testes de tração à temperatura ambiente de aços resistentes ao fogo contendo Nb somente a nível residual, obteve-se resultados semelhantes.

Em decorrência do tratamento intercrítico à 800^oC, espera-se, além dos fenômenos citados anteriormente (dissolução de carbonetos metaestáveis, precipitação de carbonetos estáveis, crescimento e esferoidização de precipitados, poligonização), outros, como, por exemplo, recristalização da ferrita, crescimento de grãos e reaustenização parcial. A austenita formada deve possuir um teor de carbono superior ao teor médio do aço resultando, durante o resfriamento ao ar, em constituintes de baixa temperatura de transformação. Como estes constituintes estão inclusos em áreas macias de grande extensão, o efeito global observado foi de uma maior queda da dureza na zona fundida dos três arames, Fig. 1(a). Estes efeitos também resultaram em uma queda no limite de escoamento da zona fundida das soldas, Fig. 1b. O limite de resistência manteve-se aproximadamente constante nos três casos.

4. CONCLUSÕES

A presença do Mo no metal depositado resulta em uma maior retenção no nível de resistência mecânica a quente, particularmente para temperaturas maiores do que 400^oC. Um aumento isolado no carbono equivalente, sem um aumento correspondente no teor de Mo, não resulta em grandes efeitos neste sentido, indicando o forte papel deste elemento na resistência a quente do metal depositado.

Mantido um nível otimizado de Mo no metal depositado, os teores de outros elementos de liga podem ser ajustados para se alcançar os níveis de resistência mecânica e ductilidade desejados à temperatura ambiente e à temperaturas elevadas.

Após o tratamento térmico à 600^oC os depósitos com ou sem Mo mantiveram, aproximadamente, os mesmos níveis de resistência mecânica e de ductilidade que possuíam na condição como soldada. Isto indica que juntas soldadas com estes consumíveis possam ser reaproveitadas após a ocorrência de incêndios, desde que aquela temperatura não seja ultrapassada e não sofram colapso ou distorções consideráveis durante os mesmos.

Agradecimentos

Os autores agradecem a todos que contribuíram para a realização deste trabalho. Em particular à FAPEMIG pelo auxílio financeiro concedido, à ESAB pelo fornecimento das análises químicas e desenvolvimento dos consumíveis de soldagem utilizados e à USIMINAS pelo fornecimento do aço resistente ao fogo e realização dos ensaios de tração a quente.

REFERÊNCIAS

Araújo, C. S. & Silva, L. C., 1996, Estudo da soldabilidade do aço USI-FIRE-400, Relatório final PPCA0128 (comunicação privada), Centro de Pesquisas da Usiminas, 130pp.

- Assefpour-Dezfuly, M., Hugaas, B. and Brownrigg, A., 1990, Fire resistant high strength low alloy steels, *Materials Science and Technology*, vol. 6, pp. 1210-1214.
- Chijiwa, R. *et al.*, 1993, Development and practical application of fire-resistant steel for buildings, *Nippon Steel Technical Report*, vol. July, n. 58, pp. 47-55.
- Chijiwa, R. *et al.*, 1994, AP-FIM study on the effect of Mo addition on microstructure in Ti-Nb steel, *Applied Surface Science*, n. 76/77, pp.255-260.
- Chijiwa, R., Uemori, R. and Tamehiro, H., 1996, AP-FIM analysis of ultrafine carbonitrides in fire-resistant steel for building construction, *Nippon Steel Technical Report*, vol. April, n. 69, pp. 23-28.
- Es-Souni, M., Beaven, P. A. and Evans, G. M., 1991, Microstructure and mechanical properties of Cu-bearing shielded metal arc C-Mn weld metal, *Welding Journal*, vol. 70, n. 3, pp. 80s-90s.
- Evans, G. M., 1977, Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld-metal deposits, *International Institute of Welding*, doc. n. II-A-432-77, 16 pp.
- Evans, G. M., 1988, Effect of molybdenum on microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits, *Joining & Materials*, vol. 1, n. 5, pp. 239-246.
- Evans, G. M., 1989, The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits, *Welding & Metal Fabrication*, vol. 57, n. 7, pp. 346-358.
- Faria, A. V. *et al.*, 1996, Desenvolvimento de aço resistente ao fogo, *Metalurgia e Materiais*, vol. março, pp. 196-201.
- Fujino, H. *et al.*, 1993, Fire-resistant steel for building structures, *Kawasaki Steel Technical Report*, vol. November, n. 29, pp. 89-93.
- Honeycombe, R. W. K., 1981, *Steels Microstructure and Properties*, Edward Arnold Ltd., London.
- Lawson, R. M., 1990, Behavior of steel beam-to-column connections in fire, *The Structural Engineer*, vol. 68, n. 14, pp. 263-271.
- Yurioka, N., Suzuki, H. and Ohshita, S., 1983, Determination of necessary preheating temperature in steel welding, *Welding Journal*, vol. 6, n. 62, pp. 147s-153s.
- Zhang, Z. & Farrar, R. A., 1997, Influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of C-Mn-Ni weld metals, *Welding Journal*, vol. 76, n. 5, pp. 183s-196s.

EFFECT OF CHEMICAL COMPOSITION ON THE MICROSTRUCTURE AND PERFORMANCE OF FIRE RESISTANT STEEL WELDMENTS DURING AND AFTER HIGH TEMPERATURE EXPOSITION

Abstract. Fire resistant steels, capable of resisting to typical temperatures of fire blazes without great loss of mechanical resistance, have been developed and studied recently. The present work evaluates the effect of chemical composition on the microstructure and mechanical properties of weld metals developed to be used with this steel. Multi pass submerged arc welding was performed with three metal cored wires resulting in different levels of Mn, Si, Cr, Cu and Mo in the weld metal. Samples were taken from the weld bead for metallographic examination, hardness and tension testing. Elevated temperature tension tests were performed at temperatures up to 600⁰C. Metallographic examinations and tension tests were carried out at room temperature for the as-deposited weld metal and after being exposed to temperatures up to 800⁰C simulating typical fire conditions. Quantitative metallography was done in columnar regions of the as-deposited weld metal.

Key words: Fire resistant steels, Welding, High temperature mechanical behavior