

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DA MICROESTRUTURA DE LIGAS INTERMETÁLICAS BASEADAS NO Fe_3Al COM ATÉ 4,5%at. DE CROMO¹

ANTONIO AUGUSTO COUTO²
PAULO IRIS FERREIRA³

RESUMO

Ligas baseadas no Fe_3Al contendo 0,15%at. de zircônio, 0,2%at. de boro e até 4,5%at. de cromo foram elaboradas por fusão em forno de indução ao ar utilizando-se matéria-prima de pureza comercial. Após a homogeneização (1100°C/24h), os lingotes foram forjados e laminados a 1000°C até uma espessura de chapa de aproximadamente 1,5 mm. Amostras das chapas laminadas foram tratadas termicamente por 1 hora nas temperaturas de 500 a 1000°C. Os resultados de microdureza destas amostras mostraram ligeiro decréscimo para temperaturas de tratamento superiores a 500°C sem uma evidente mudança na microestrutura observada opticamente. Tratamentos térmicos das ligas como laminadas a 800°C/1h e 800°C/1h + 500°C/7d que induzem, respectivamente, a ordenação B2 e $D0_3$, provocam uma redução no limite de escoamento a temperatura ambiente, e mudança no modo de fratura de transgranular por clivagem nas ligas laminadas e tratadas termicamente a 800°C/1h (B2) para intergranular com o tratamento térmico a 500°C/7d ($D0_3$), mas sem alteração apreciável na ductilidade. A resistência mecânica na temperatura ambiente decresce com o aumento do teor de cromo da liga, independentemente do tratamento térmico utilizado. O limite de escoamento obtido em ensaios de tração a quente, apresentou um comportamento anômalo para temperaturas situadas entre a ambiente e 600°C e uma queda brusca acima de 600°C. Os valores de alongamento tornam-se relativamente altos em temperaturas acima de aproximadamente 500°C, com a mudança do mecanismo de fratura predominante de transgranular por clivagem para transgranular por coalescimento de microcavidades.

Palavras chave: Ligas Intermetálicas, Ordenação, Aluminetos de Ferro

(1) Trabalho a ser apresentado ao 50º Congresso Anual da ABM, Porto Alegre, R.S., 5 a 9 de Agosto 1996.

(2) Membro da ABM, MSci., Engenheiro Metalúrgico, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Comissão Nacional de Energia Nuclear / SP.

(3) Membro da ABM, PhD., Pesquisador Titular, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Comissão Nacional de Energia Nuclear / SP.

INTRODUÇÃO

O diagrama de fases do sistema Fe-Al apresentado na figura 1 [1,2] evidencia que em composições próximas ao Fe_3Al , uma fase com estrutura ordenada imperfeitamente B2 (FeAl) é estável para temperaturas superiores a 550°C . Em temperaturas inferiores a 550°C , a fase estável apresenta uma estrutura ordenada DO_3 (Fe_3Al). A transformação de fase de B2 para DO_3 é muito lenta, levando aproximadamente uma semana para a ordenação DO_3 ser completada no Fe_3Al puro a 500°C [3,4].

As ligas intermetálicas baseadas no Fe_3Al possuem boa resistência mecânica até 600°C e uma excelente resistência à oxidação e à sulfetação [5-8]. Além disto, as ligas Fe_3Al caracterizam-se por uma baixa densidade, boa fabricabilidade a quente, boa relação resistência mecânica/peso e baixo custo. Entretanto, estas ligas apresentam uma baixa ductilidade à temperatura ambiente e uma queda acentuada na resistência mecânica para temperaturas superiores a 600°C [9-11].

Esses aluminetos de ferro são geralmente resistentes à corrosão e à oxidação devido à facilidade para a formação de filmes superficiais de óxidos finos, compactos e aderentes que protegem o metal base de ataque excessivo [12], para teores de alumínio superiores a 15%at. A resistência do Fe_3Al à corrosão a quente por SO_2 , SO_3 , sulfetos e H_2S ocorre devido ao fato da camada protetora de Al_2O_3 ser suficiente para evitar a formação de fases de baixo ponto de fusão, como as observadas em ligas de níquel sulfetadas [13]. Portanto, uma corrosão a quente catastrófica não é esperada em aluminetos de ferro. A aplicação das ligas intermetálicas Fe_3Al em ambientes sulfetantes em temperaturas elevadas é prejudicada devido à baixa ductilidade a temperatura ambiente e à queda na resistência mecânica mencionadas acima.

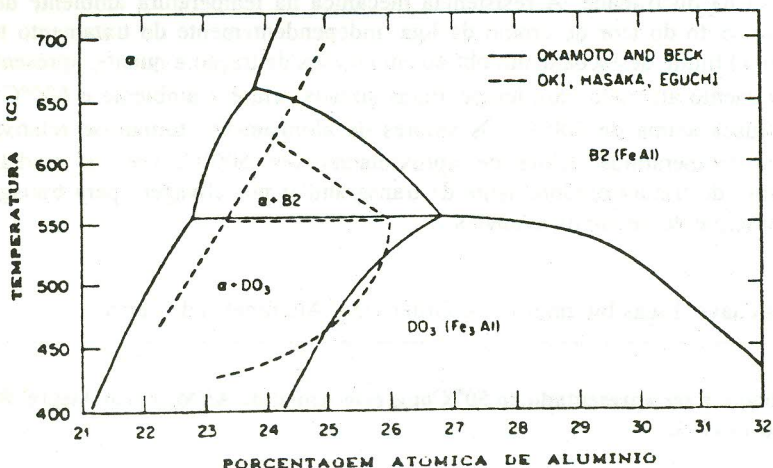


Figura 1: Diagrama de fases ferro-alumínio mostrando as fases de interesse próximas da composição estequiométrica Fe_3Al .

Os estudos mais recentes visando a melhoria das propriedades mecânicas destes materiais têm-se concentrado na investigação dos efeitos de adição de elementos de liga ao Fe₃Al (ligas ternárias e multicomponentes) e mudanças nos tratamentos mecano-térmicos. A ductilidade à temperatura ambiente tem sido aumentada com relativo sucesso por meio da adição de até 6%at. de cromo ao Fe₃Al e tratamentos mecano-térmicos adequados [11,12]. Por outro lado, a resistência mecânica em temperaturas elevadas pode ser principalmente aumentada com a adição de molibdênio, zircônio e nióbio [14]. Em alguns trabalhos tem sido adicionado também o boro nas ligas Fe₃Al com o intuito de propiciar a formação de boretos refinadores de grão e/ou melhoria da coesão dos contornos de grão [7,11].

Uma análise de fratura de corpos de prova submetidos a ensaios de tração [15] mostrou que a liga binária fratura por clivagem transgranular, enquanto que ligas contendo adições de certos elementos apresentam uma fratura mista contendo algum grau de fratura intergranular, que os autores associaram à presença de impurezas nos contornos de grão.

De um modo geral, a maioria das investigações mais recentes dos aluminetos de ferro têm sido realizadas em ligas fabricadas a partir de matérias-primas de alta pureza e processos de fundição mais elaborados, envolvendo tanto a fusão a arco como também a fusão em forno de indução ou resistivo, sob vácuo ou atmosfera inerte, com uma conseqüente influência no custo destes materiais. Diante disto, o objetivo principal deste trabalho foi investigar a viabilidade de utilização da técnica de fusão por indução ao ar juntamente com materiais de partida de pureza comercial para a elaboração de aluminetos de ferro contendo adições controladas de cromo, zircônio e boro.

PARTE EXPERIMENTAL

Quatro ligas Fe₃Al-0,15Zr-0,2B(%at.) com até 4,5%at. de cromo foram preparadas por fusão em forno a indução ao ar a partir de matérias-primas de pureza comercial. Na tabela I são apresentados os resultados de análise da composição química das ligas fabricadas, obtidos pela técnica de energia dispersiva (fluorescência) de raios-x. Os lingotes obtidos (\approx 5Kg) foram homogeneizados a 1000°C por 24 horas e subsequentemente forjados e laminados a 1000°C até uma espessura de 1,5 mm aproximadamente. Amostras retiradas das chapas laminadas a quente foram tratadas termicamente em temperaturas do intervalo de 500 - 1000°C por 1 hora para análise metalográfica e medidas de microdureza. Foram utilizados os procedimentos clássicos de lixamento e polimento, e revelação da microestrutura com o emprego da solução química constituída de 40 ml de HNO₃, 60 ml de CH₃COOH e 20 ml de HCl. As medidas de microdureza destas amostras foram executadas em um aparelho Otto-Wolpert com identador Vickers.

Corpos de prova para ensaios de tração, com seção reduzida de 38x6x1,5 mm, foram usinados em equipamento de corte a laser. Os ensaios de tração foram executados numa máquina universal de ensaios mecânicos, em temperaturas compreendidas entre a temperatura ambiente e 800°C, empregando-se uma taxa de deformação de $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Os corpos de prova para os ensaios de tração a temperatura ambiente foram previamente tratados termicamente em duas condições: (1) 800°C/1h ; e (2) 800°C/1h + 500°C/7dias. Os ensaios de tração em temperaturas acima da ambiente somente foram executados para os corpos de prova tratados a 800°C/1h.

Tabela I: Composição química das ligas investigadas em porcentagem atômica (%at.).

| LIGA | Al | Cr | Zr | B (Nominal) | Fe |
|------|------|-----|------|-------------|---------|
| M-1 | 26 | -- | 0,15 | 0,2 | Balanço |
| M-2 | 29 | 1,6 | 0,14 | 0,2 | Balanço |
| M-3 | 30,5 | 2,4 | 0,13 | 0,2 | Balanço |
| M-4 | 30,5 | 4,3 | 0,13 | 0,2 | Balanço |

As superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados foram examinadas num microscópio eletrônico de varredura Philips XL-30. A análise das fases presentes no material nas várias condições de tratamento térmico foi feita a partir de difratogramas de raios-x obtidos num difratômetro Rigaku Dmax, utilizando-se radiação K α do ferro.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na figura 2 são apresentados os resultados de microdureza Vickers em função da temperatura de tratamento térmico para amostras inicialmente laminadas a quente e submetidas a tratamentos térmicos de 1 hora. Nota-se uma ausência de variação na microdureza em função da temperatura de tratamento térmico até a temperatura de 500°C; para temperaturas superiores, verifica-se um ligeiro decréscimo da microdureza nas ligas contendo cromo. O decréscimo observado é tanto maior quanto maior for o teor de cromo da liga. Por outro lado, valores ligeiramente menores de microdureza são observados, para uma mesma condição, quando o teor de cromo da liga é aumentado. Os tratamentos térmicos até 1000°C por 1 hora também não provocaram grandes modificações na microestrutura presente nas ligas, pelo menos ao nível de metalografia (óptica) utilizado. O tamanho médio de grão medido nas amostras das ligas na condição laminada a quente foi da ordem de 80 μ m, permanecendo inalterado mesmo depois do tratamento térmico a 1000°C por 1 hora. Micrografia típica das amostras tratadas nestas condições é mostrada na figura 3.

Os resultados de microdureza parecem indicar que a adição de cromo tende a provocar um amolecimento do material. Além disto, se admitir-se que o decréscimo na microdureza observado para temperaturas de tratamento térmico superiores a 500 °C pode estar associado a uma recristalização não completada ao término da laminação a quente ou a ordenação do material, os dados indicam uma clara ação do cromo nestes fenômenos. Uma avaliação mais detalhada deste ponto deverá ser feita a partir de uma análise por microscopia eletrônica de transmissão das amostras tratadas termicamente.

Na tabela II são apresentados os resultados de ensaios de tração a temperatura ambiente das ligas como laminadas e nas condições 1 (800°C/1h) e 2 (800°C/1h + 500°C/7d). De modo a melhor ilustrar o que ocorre, os dados de limite de escoamento em função do teor de cromo na liga, são mostrados no gráfico da figura 4. Coerentemente com o observado com as medidas de microdureza, o limite de escoamento decresce sensivelmente com o aumento do teor de cromo da liga, para as três condições investigadas. Além disso, nota-se um decréscimo nos valores de limite de escoamento quando as ligas na condição laminada são tratadas termicamente nas condições 1 e 2. Este decréscimo mostrou-se mais acentuado para as ligas tratadas na

condição 2. As ligas tratadas termicamente na condição 1 apresentam uma estrutura cristalina ordenada imperfeitamente do tipo B2, enquanto que as ligas na condição 2 são caracterizadas pela estrutura cristalina do tipo D0₃. Isto indica que a fase B2 é mais resistente do que a fase D0₃. Resultados similares a estes já foram observados pelos presentes autores em trabalhos anteriores [16,17] em ligas baseadas no Fe-24%at.Al. Contudo, a diminuição nos valores de limite de escoamento, induzida pelos tratamentos térmicos, não foi acompanhada por mudança apreciável na ductilidade das ligas investigadas.

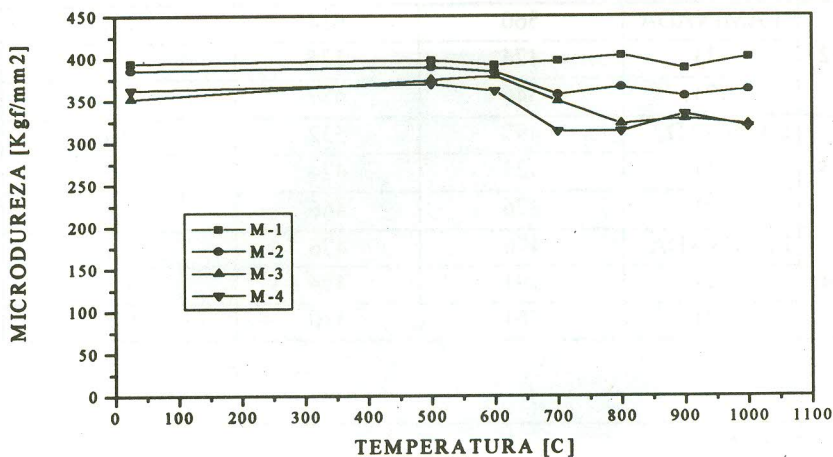


Figura 2: Medidas de microdureza Vickers em função da temperatura em tratamento térmico por 1 hora das ligas inicialmente laminadas a quente.

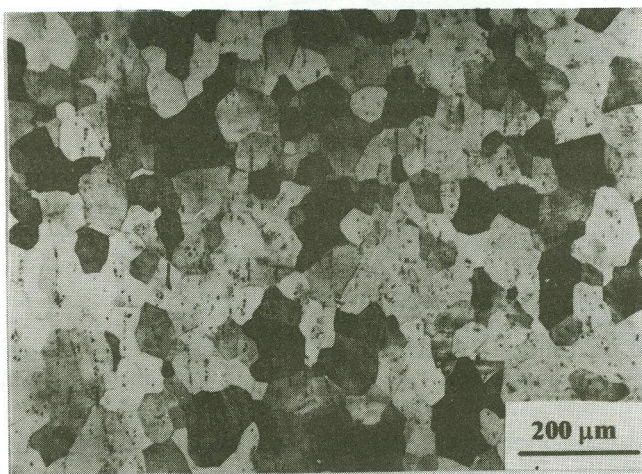


Figura 3: Micrografia típica das amostras tratadas até 1000°C por 1 hora.

Tabela II: Resultados dos ensaios de tração a temperatura ambiente das ligas como laminadas e nas condições 1 e 2.

| LIGA | CONDIÇÃO | LIMITE DE ESCOAMENTO [MPa] | LIMITE DE RESISTÊNCIA [MPa] | ALONGAMENTO [%] |
|------|----------|----------------------------|-----------------------------|-----------------|
| M-1 | LAMINADA | 621 | 654 | 0,4 |
| | (1) | 506 | 606 | 0,9 |
| | (2) | 478 | 536 | 0,5 |
| M-2 | LAMINADA | 560 | 614 | 0,5 |
| | (1) | 474 | 576 | 1,1 |
| | (2) | 346 | 457 | 1,3 |
| M-3 | LAMINADA | 497 | 532 | 0,4 |
| | (1) | 424 | 424 | 0,2 |
| | (2) | 376 | 466 | 0,8 |
| M-4 | LAMINADA | 476 | 476 | 0,1 |
| | (1) | 391 | 454 | 1,0 |
| | (2) | 361 | 410 | 0,8 |

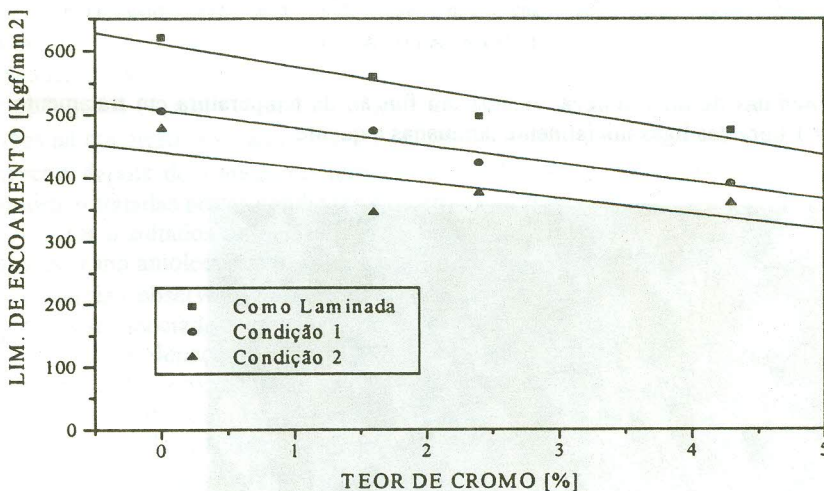
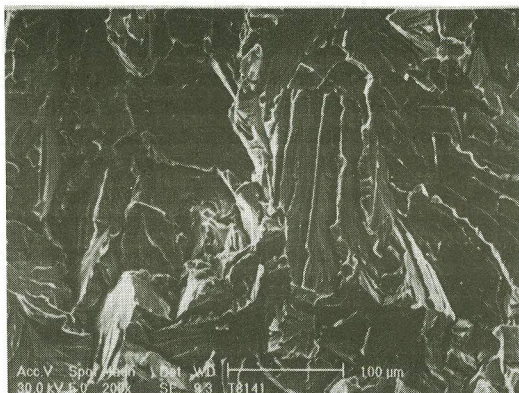


Figura 4: Limite de escoamento em função do teor de cromo nas três condições investigadas: como laminada; condição 1-800°C/1h e condição 2-800°C/1h+500°C/7d.

Micrografias típicas da superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados nestas condições podem ser observadas na figura 5. Nas ligas ensaiadas nas condições como laminada e tratada termicamente a 800°C/1h (condição 1), o modo de fratura

observada foi a transgranular por clivagem, como pode ser observado na figura 5(A). Por outro lado, a figura 5(B) mostra uma fratura intergranular das ligas tratadas termicamente a $800^{\circ}\text{C}/1\text{h} + 500^{\circ}\text{C}/7\text{d}$ (condição 2). Diante destas observações, pode-se notar que a mudança na estrutura cristalina da condição 1 (B2) para a condição 2 (D0_3) provoca não só uma redução na resistência mecânica destes materiais como também uma alteração no micromecanismo de fratura. Esta mudança no modo de fratura devido à modificação na estrutura cristalina, entretanto, não acarreta diferenças notáveis na ductilidade das ligas.



(A)



(B)

Figura 5: Micrografias típicas das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em tração a temperatura ambiente após serem tratados nas condições: (A) $800^{\circ}\text{C}/1\text{h}$ e (B) $800^{\circ}\text{C}/1\text{h} + 500^{\circ}\text{C}/7\text{d}$.

Na figura 6, o limite de escoamento das ligas tratadas termicamente a 800°C/1h é apresentado em função da temperatura de ensaio para as quatro composições estudadas. Estão incluídos nesta figura os resultados obtidos por McKamey e outros [10] para a liga Fe-30%at.Al e dados do aço inoxidável tipo 316. Nota-se um comportamento similar entre as curvas obtidas neste trabalho com as de McKamey. O limite de escoamento de todas as ligas Fe-Al da figura 6 sofre um decréscimo nos seus valores até temperaturas na faixa de 250-400°C. A partir destas temperaturas, o limite de escoamento volta a aumentar até temperaturas na faixa de 500-600°C (atingindo um valor de pico). Acima de 600°C ocorre uma queda brusca no limite de escoamento com o aumento da temperatura de ensaio. Este comportamento anômalo nos valores de limite de escoamento já havia sido observado por outros autores [10,11]. Esta figura também mostra claramente que, de um modo geral, o limite de escoamento dos aluminetos de ferro é sempre maior do que o do aço inoxidável tipo 316 até a temperatura de aproximadamente 760°C, ilustrando o alto potencial destes materiais.

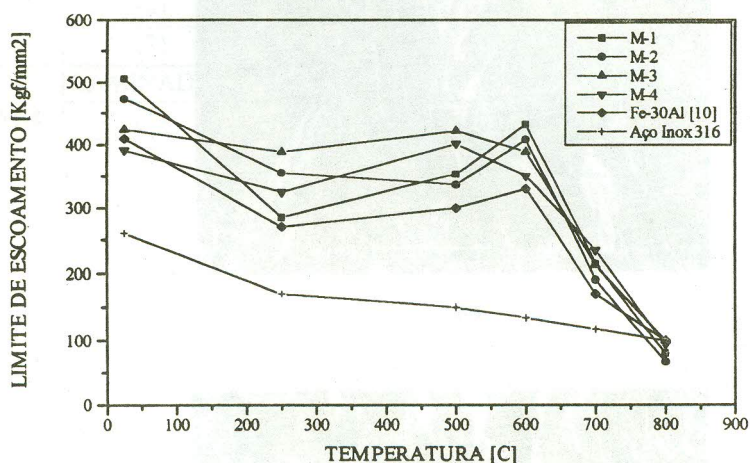


Figura 6: Limite de escoamento em função da temperatura de ensaio de tração.

Os resultados de alongamento das ligas investigadas em função da temperatura de ensaio são apresentados na figura 7. Verifica-se novamente um comportamento similar entre as curvas obtidas neste trabalho com as de McKamey. As ligas do presente trabalho começam a apresentar valores de ductilidade relativamente altos somente acima de 500°C, o que explica a boa trabalhabilidade a quente destes materiais. Apesar dos bons resultados de limite de escoamento obtidos, a ductilidade abaixo de 400°C necessita ainda ser substancialmente melhorada.

O exame das superfícies de fratura dos corpos de prova de tração mostrou detalhes semelhantes para as várias ligas ensaiadas numa mesma temperatura. Micrografias típicas das superfícies de fratura características de corpos de prova ensaiados a 600 e 700°C são mostrados na figura 8. A comparação da figura 8, com a figura 5(A), permite verificar a ocorrência de uma mudança no modo de fratura de clivagem transgranular nos corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente (figura

5(A)) para fratura por coalescimento de microcavidades no corpo de prova ensaiado em temperaturas acima de 700°C (figura 8(B)). Nos ensaios em temperaturas intermediárias ocorre um modo de fratura misto (clivagem e coalescimento de microcavidades), como pode ser observado na figura 8(A). A ductilidade das ligas estudadas mostrou uma forte dependência da temperatura e conseqüentemente dos micromecanismos de fratura atuantes, sendo que os maiores valores de alongamento foram obtidos quando a fratura por coalescimento de microcavidades estava predominando.

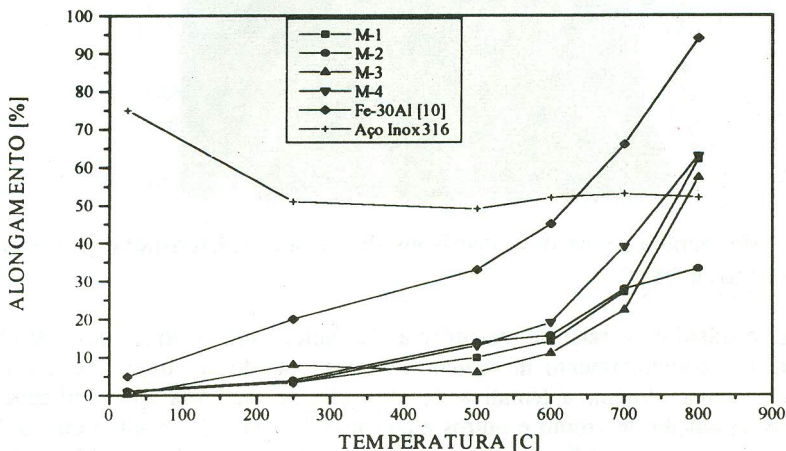


Figura 7: Alongamento em função da temperatura de ensaio de tração.

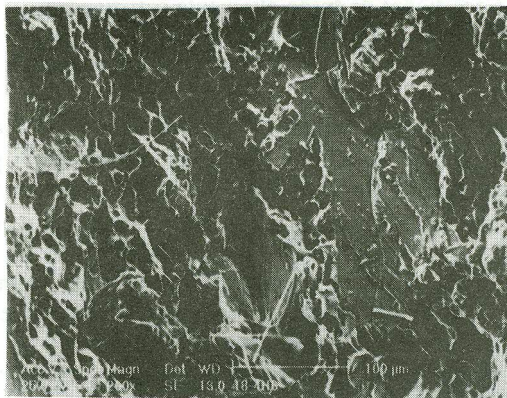


Figura 8: Micrografia típica das superfícies de fratura características de corpos de prova ensaiados a 600°C.

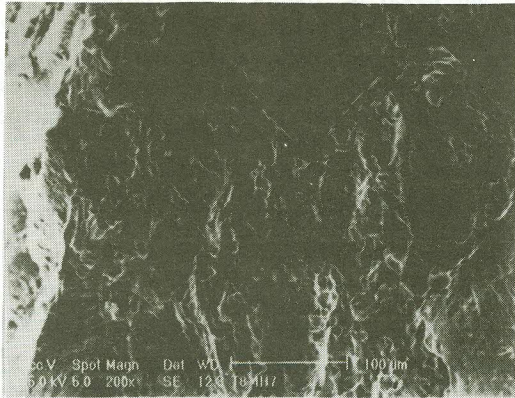


Figura 9: Micrografia típica das superfícies de fratura características de corpos de prova ensaiados a 700°C.

Os resultados gerais de resistência mecânica das quatro ligas estudadas mostraram um comportamento mecânico similar ao obtido em trabalhos anteriores, como visto acima. Porém, a tentativa de obtenção de melhoria da ductilidade por intermédio da adição de cromo e outros elementos de liga, não resultou em sucesso. Isto pode ser, em parte, explicado pelo fato dos materiais utilizados na elaboração das presentes ligas terem pureza comercial e a fusão ter sido realizada em atmosfera normal. Contudo, quando pretende-se utilizar um processo mais econômico e de maior apelo comercial, a tentativa não foi de todo inválida, se considerar-se que a resistência mecânica das ligas estudadas atingiu pelo menos o mesmo nível da obtida em outros trabalhos, onde a elaboração das ligas foi feita utilizando-se metais de alta pureza como matéria-prima e condições de fusão altamente sofisticadas.

CONCLUSÕES

Ligas baseadas no Fe_3Al , contendo adições de cromo (zero a 4,3% at.), zircônio ($\cong 0,15\%$ at.) e boro ($\cong 0,20\%$ at.), foram elaboradas a partir de matérias-primas comercialmente puras e fundição em forno de indução sob atmosfera normal. Os lingotes obtidos, uma vez homogeneizados, foram laminados a quente (1000°C) até uma espessura de 1,5 mm. A trabalhabilidade a quente das ligas foi relativamente boa, não tendo sido notada a ocorrência de trincas ou outros defeitos durante a conformação plástica do material. Ensaios de tração e medidas de microdureza executados em amostras submetidas a tratamentos térmicos permitiu verificar:

- Tratamentos térmicos de uma hora em temperaturas de até 1000°C, realizados no material como laminado, não provocaram mudanças consideráveis na microestrutura de grãos observada ao microscópio óptico, contudo evidenciaram ligeiras variações na microdureza para temperaturas superiores a 500°C.

- Os tratamentos térmicos a 800°C/1h e 800°C/1h + 500°C/7d, que induzem as fases ordenadas B2 e D0₃, respectivamente, acarretaram uma diminuição no limite de escoamento das ligas inicialmente laminadas a quente.

- O limite de escoamento a temperatura ambiente decresce sensivelmente com o teor de cromo da liga, para as três condições analisadas.

- O modo de fratura das ligas nas condições como laminada e tratada termicamente a 800°C/1h (B2 imperfeito) foi transgranular por clivagem, mudando para intergranular com o tratamento térmico a 500°C/7d (D0₃), mas sem alteração apreciável na ductilidade das ligas.

- O limite de escoamento das ligas mostrou um comportamento anômalo (com um valor mínimo de vale e um valor máximo de pico) com o aumento da temperatura de ensaio, em temperaturas compreendidas entre a ambiente e 600°C, e um rápido decréscimo para temperaturas de ensaio superiores a de 600°C.

- Os valores de alongamento tornam-se relativamente altos em temperaturas acima de aproximadamente 500°C, com a mudança no modo de fratura predominante de transgranular por clivagem para transgranular por coalescimento de microcavidades.

Embora o material obtido neste trabalho via fusão por indução ao ar utilizando matéria-prima de pureza comercial apresente um nível de resistência mecânica semelhante ao encontrado na literatura para ligas fabricadas por processos mais elaborados e matéria-prima de alta pureza, não se obteve melhoria apreciável na ductilidade em temperaturas próximas da temperatura ambiente.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Instituto Tecnológico Mackenzie pelo apoio na fusão das ligas, ao Dr. Marcelo Gonçalves do Instituto de Pesquisas Tecnológicas pela assistência na conformação mecânica das ligas, ao Eng. Ricardo Clodoaldo Glória pela preparação dos corpos de prova de tração e aos colegas Mariano Castagnet, Celso Vieira de Moraes e Dileusa A. S. Galissi pela colaboração na caracterização das ligas. Os autores também agradecem o suporte financeiro recebido da FINEP, processo 54.94.0003.00.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Okamoto, H. & Beck, P.A.; Metall. Trans., 2(1971)p.569.
2. Oki, K.; Hasaka, M. & Eguchi; Jpn. Appl. Phys., 12(1973)p.1522.
3. Sun, Z.; Huang, Y., Yang, W. & Chen, G.; Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 288(1993)p.885.
4. Mao, W. & Sun, Z.; Scripta Metall., 29(1993)p.217.
5. Patnaik, P.C. & Smeltzer, W.W.; J. Electrochem. Soc., 132(1985)p.266.
6. Tomaszewicz, P. & Wallwork, G.R.; Rev. High-Temp. Mater., 4(1978)p.75.
7. McKamey, C.G.; Liu, C.T.; Cathcart, J.V.; David, S.A. & Lee, E.H.; ORNL/TM-10125, Sept. 1986.
8. McKamey, C.G. & Liu, C.T.; ORNL/SGMP-86/2, Sept. 1986.
9. Inouye, H.; Liu, C.T. & Horton, J.A.; Physical Metallurgy and Mechanical Properties of Iron Aluminides, final report for Office of Naval Research, Department of the Navy, Arlington, by Oak Ridge National Laboratory, Nov. 1982-Sept. 1984.

10. McKamey, C.G.; Horton, J.A. & Liu, C.T.; Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 81(1987)p.321.
11. McKamey, C.G.; Liu, C.T.; David, S.A.; Horton, J.A.; Pierce, D.H. & Campbell, J.J.; ORNL/TM-10793, Jul. 1988.
12. Sikka, V.K.; McKamey, C.G.; Howell, C.R. & Baldwin, R.H.; ORNL/TM-11465; Mar. 1990.
13. Cathcart, J.V.; Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 39(1985)p.155.
14. McKamey, C.G.; in Proceedings of the Fourth Annual Conference on Fossil Energy Materials, ORNL/FMP-90/1, P.197.
15. Horton, J.A.; Liu, C.T. & Koch, C.C.; in High-Temperature Alloys; Theory and Design, edited by J.O. Stiegler (TMS, Warrendale, PA, 1984)p.309.
16. Couto, A.A.; Paola, J.C.C. & Ferreira, P.I.; Metalurgia e Materiais (ABM), 50(1994)p.68.
17. Ferreira, P.I.; Couto, A.A. & Paola, J.C.C.; Materials Science and Engineering, A192/193 (1995)p.165.

EVALUATION OF MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF Fe₃Al BASED INTERMETALLIC ALLOYS CONTAINING UP TO 4.5at.%CHROMIUM

ABSTRACT

Fe₃Al - based intermetallic alloys containing 0.15 at.% zirconium, 0.2 at.% boron and up to 4,5 at.% chromium were fabricated by induction melting in air using commercial pure materials. The 5 kg ingots were initially homogenized at 1100°C/24 h and then hot worked (forging and rolling) at 1000° C to plates of 1.5 mm in thickness. Specimens from the rolled plates were submitted to one hour heat treatments in temperatures in the range 500° - 1000° C. Microhardness measurements performed on these specimens showed a slight decrease above 500°C without any noticeable variation on the optical microstructure. Heat treatments at 800°C/1h and 800°C/1h plus 500°C/7 days, to induce B2 and D0₃ ordering respectively, caused a decrease on the room temperature yield strength with a change in the fracture mode from transgranular cleavage (hot rolled and heat treated at 800°C/1h specimens) to intergranular (specimens heat treated at 500°C/7d), without any important variation on the materials ductility. The room temperature strength is shown to decrease when the amount of chromium present in the alloy is increased. The yield strength obtained on high temperature tensile tested specimens initially heat treated at 800°C/1h, exhibited an anomalous behavior (valley and peak values) for temperatures in the range RT-600°C. For temperatures above 600°C there occurs a rapid decrease on the yield strength. The alloys ductility increases with increasing temperature: between room temperature and 500°C the ductility increase is slight, while above 500° C the increase in elongation is very strong reaching up to 65% at 800°C. At ≈500°C the fracture mode changed from brittle (transgranular cleavage) to ductile rupture (dimple-type).

Key Words: Intermetallic Alloys, Ordering, Iron Aluminides.