

Resistência mecânica e alongamento de ligas intermetálicas à base de Fe-24%at.Al

Antonio Augusto Couto
Jean Carlo Camasmie de Paola
Paulo Iris Ferreira

As ligas intermetálicas à base de Fe₃Al apresentam boa resistência mecânica até 600°C e excelente resistência à corrosão, embora a baixa ductilidade tenha limitado sua aplicação. Nos últimos anos, vários estudos têm alcançado sucesso na melhoria da ductilidade de ligas de Fe-28%at.Al. Contudo, estas ligas apresentam baixos valores de resistência mecânica. Neste trabalho foram estudados os efeitos de adições de 2% a 6%at. de cromo e de tratamentos térmicos nas propriedades mecânicas à temperatura ambiente da liga Fe-24%at.Al laminada a quente (1.000°C-800°C). Os resultados mostraram-se promissores com a obtenção de valores de alongamento da ordem de 8% e tensão de escoamento significativamente maior do que os obtidos em ligas com 28%at.Al.

CONTRIBUIÇÃO TÉCNICA Nº 2358

apresentada no 47º Congresso Anual da ABM. Belo Horizonte (MG), agosto 1992.

INTRODUÇÃO

As ligas intermetálicas formam uma classe de materiais que apresenta um arranjo atômico distinto do convencional. Abaixo do ponto de fusão ou da temperatura crítica de transição ordem-desordem, as várias espécies atômicas nestas ligas tendem a ocupar sítios específicos no reticulado cristalino. Os aluminetos de ferro baseados no Fe₃Al (aproximadamente entre 18,5 e 35%at.Al) são ligas intermetálicas com boa resistência mecânica até 600°C e uma excelente resistência à corrosão e à oxidação, constituindo-se em candidatos a aplicações estruturais em ambientes agressivos.

As ligas Fe₃Al são, em geral, menos onerosas quando comparadas com ligas à base de níquel devido ao menor custo do ferro e do alumínio e ao uso limitado de elementos de liga estratégicos. Entretanto, a limitada ductilidade à temperatura ambiente e a queda acentuada de resistência mecânica acima de 600°C são obstáculos para seu emprego como material estrutural em temperaturas mais altas. Os melhores resultados de ductilidade de ligas Fe₃Al a partir da década de 30 são mostrados na Tabela I. Num período de 50 anos, a melhoria de alongamento alcançada foi de somente 9%.

Na última década, os maiores avanços em propriedades de aluminetos de ferro têm sido conseguidos por três laboratórios: Pratt and Whitney (P&W); TRW, Inc.; e

Tabela I - Progresso tecnológico na melhoria da ductilidade à temperatura ambiente de aluminetos de ferro baseados no Fe₃Al

Data	Referência	Máxima Ductilidade (%)
1934	Sykes & Brampfylde	nenhuma
1950	Nachman & Buehler	1 a 2
1957	Kayser	~1
1957	Justusson, Zackay & Morgan	2 a 5
1963	Davies & Stoloff	nenhuma
1964	Stoloff & Davies	nenhuma
1967	Leamy	2 a 5
1969	Leamy & Kayser	compressão
1975	Marcinkowski, Taylor & Kayser	3
1982	Ehlers & Mendiratta	compressão
1982	Chatterjee, Mendiratta, Ehlers & Lipsitt	compressão
1982-84	Mendiratta, Mah & Ehlers	8
1984	Inouye	nenhuma
1984	Horton, Liu & Koch	~1
1986	Hook, Johnson & Erfort	6 a 9

Oak Ridge National Laboratory (ORNL). Os desenvolvimentos feitos por P&W e TRW são baseados em aluminetos de ferro obtidos pela consolidação de pós da

Antonio Augusto Couto, Membro da ABM, MSc., eng. metalúrgico da Coord. de Eng. e Ciência dos Materiais, IPEN-CNEN/SP.

Jean Carlo Camasmie de Paola, eng. metalúrgico, Mestrado do IPEN-CNEN/SP.

Paulo Iris Ferreira, Membro da ABM, MSc., PhD., chefe do Depto. de Combustível Nuclear, IPEN-CNEN/SP.

Tabela II - Efeito dos tratamentos mecano-térmicos no alongamento (A) e no limite de escoamento (σ_y) de ligas Fe-24Al e Fe-24Al-(2-6)Cr (%at.) ensaiadas à temperatura ambiente e ao ar

Condição	Fe-24Al		Fe-24Al-2Cr		Fe-24Al-4Cr		Fe-24Al-6Cr	
	A (%)	σ_y (MPa)	A (%)	σ_y (MPa)	A (%)	σ_y (MPa)	A (%)	σ_y (MPa)
LQ	2,4	832	2,4	840	1,6	853	1,1	945
(1)	6,2	646	7,8	641	3,3	525	5,2	550
(2)	3,8	386	4,6	368	2,2	302	0,8	304

LQ- Laminado a quente / 1.000°C-800°C
 (1)-LQ + 800°C/1h
 (2)-LQ + 800°C/1h + 500°C/9d

liga gerados por solidificação rápida[1-3], num enfoque diferente da presente investigação. Por outro lado, os estudos desenvolvidos no ORNL em ligas Fe₃Al[4-11], elaboradas por meio de processos de metalurgia convencional, são similares aos conduzidos nesta pesquisa.

O diagrama de fases do sistema Fe-Al nas proximidades da composição estequiométrica Fe₃Al é mostrado na *Figura 1*. Em temperaturas elevadas, acima de aproximadamente 750°C até 1.540°C (T_F), as ligas Fe₃Al se caracterizam pela presença de uma fase desordenada σ , com estrutura cúbica de corpo centrado. Abaixo desta temperatura, a liga Fe₃Al adquire uma estrutura ordenada B2 (baseada na cúbica simples) até 550°C aproximadamente. Abaixo de 550°C, ocorre a formação de uma outra fase, com estrutura ordenada DO₃ (baseada na estrutura cúbica de faces centradas). As estruturas B2 e DO₃ são representadas esquematicamente na *Figura 2*[12-17].

Na liga Fe-28%at.Al ocorre o melhor compromisso de resistência mecânica com ductilidade[5]. Isto motivou a grande maioria dos autores, principalmente do ORNL, a concentrar seus estudos em ligas à base do Fe-28%at.Al.

A liga Fe-28%at.Al possui um alongamento de 4% com um valor de limite de escoamento da ordem de 400 MPa na condição laminada a quente (1.000°C-600°C), recozida a 850°C por 1 h e ordenada DO₃ a 500°C por 7 dias. A liga Fe-24%at.Al apresenta um alongamento de apenas 1%, mas com valores de limite de escoamento acima de 800 MPa. Devido à excelente ductilidade a quente dos alimentos de ferro, não existe dificuldade na fabricação destas ligas. Os aluminetos de ferro também possuem limites de escoamento superiores aos apresentados por aços inoxidáveis do tipo AISI-Série 300 até temperaturas próximas de 760°C.

Nos últimos anos diversas investigações em ligas intermetálicas ordenadas têm sido concentradas no entendimento das causas da fragilidade e na busca da melhoria da ductilidade. Em estudos desenvolvidos no ORNL[18-21], verificou-se que os aluminetos de ferro são dúcteis (\approx 20% de alongamento) quando ensaiados numa atmosfera de oxigênio seco ou vácuo à temperatura ambiente. Admite-se que a baixa ductilidade obtida nos ensaios ao ar (fragilidade ambiental) é resultante da presença de hidrogênio gerado da reação de átomos de alumínio da liga com o vapor d'água atmosférico. Esta reação, que ocorre preferencialmente na ponta de trincas presentes em ligas Fe₃Al, permite que o hidrogênio atômico liberado difunda-se no interior do metal, provocando a propagação instável da trinca.

As ligas ternárias e multicomponentes baseadas no Fe₃Al passaram a ser estudadas mais intensivamente a partir da constatação de que uma melhoria da ductilidade destas ligas poderia ser obtida por meio de adições de elementos de liga. De acordo com resultados de investigações realizadas no ORNL, somente as adições de 2% a 6%at. de cromo na liga Fe-28%at.Al mostraram-se promissoras na melhoria da ductilidade, com o alongamento subindo acima dos 10% com tratamento termo-mecânicos adequados. Contudo, a adição de cromo conduziu a um leve decréscimo no limite de escoamento. A adição de outros elementos de liga provocaram ligeira melhoria na ductilidade da liga, não merecendo estudos posteriores. A adição de cromo ao Fe-28%at.Al afeta adversa-

Figura 1 - Diagrama de fases Fe-Al mostrando as fases de interesse próximas da composição estequiométrica Fe₃Al

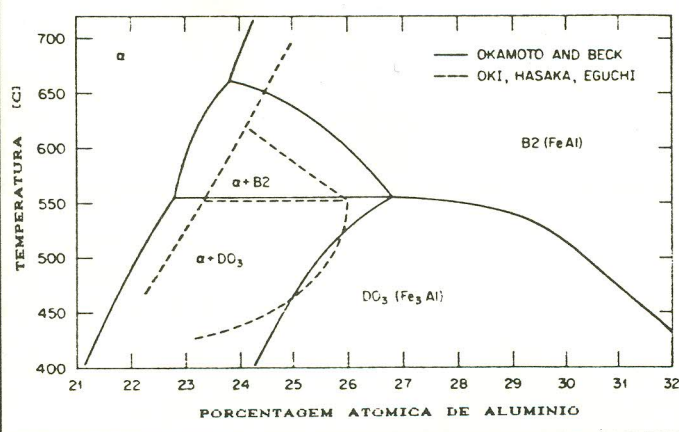
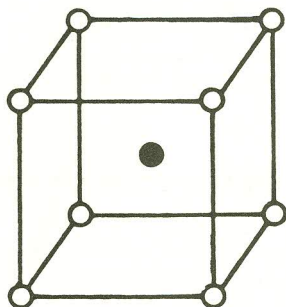


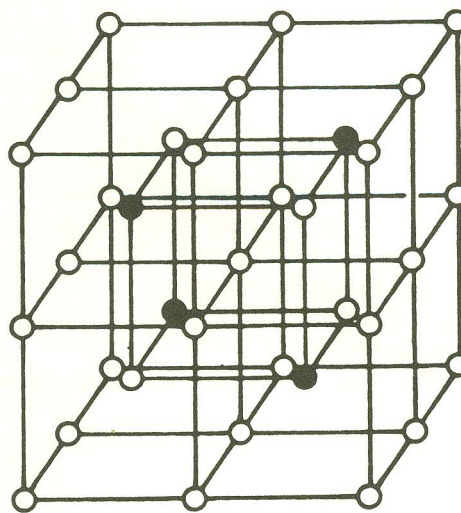
Figura 2 - Representação esquemática das estruturas ordenadas B2 e DO₃ em ligas Fe-Al

B2



FeAl

DO₃



● Al
○ Fe

Fe₃Al

mente a resistência à corrosão pela mistura H₂S-H₂-H₂O para concentrações de cromo acima de 2%at.[22]. Porém, a adição de cromo melhora a resistência à corrosão em presença de solução aquosa de ácido clorídrico e em sais fundidos. Outras informações mais detalhadas sobre ligas Fe₃Al podem ser obtidas do trabalho de revisão publicado anteriormente por estes autores[23].

Na liga Fe-28%at.Al - apesar de apresentar valores de ductilidade acima de 10% obtidos com adições de cromo os valores de limite de escoamento à temperatura ambiente tornam-se relativamente baixos. Em decorrência deste fato, a escolha de um alumínico de ferro com teor de alumínio mais baixo seria mais conveniente. Pois, partindo-se de um material que já possua limite de escoamento elevado e conseguindo-se ductilizá-lo, as propriedades mecânicas seriam superiores às obtidas nas ligas baseadas no Fe-28%at.Al. Portanto, neste trabalho são investigadas as propriedades em tração à temperatura ambiente e a microestrutura de ligas Fe-24%at.Al com adições de até 6%at.Cr, laminadas a quente e submetidas a diferentes tratamentos térmicos, buscando a obtenção de um material capaz de ser utilizado em determinadas aplicações estruturais em temperaturas mais altas.

PARTE EXPERIMENTAL

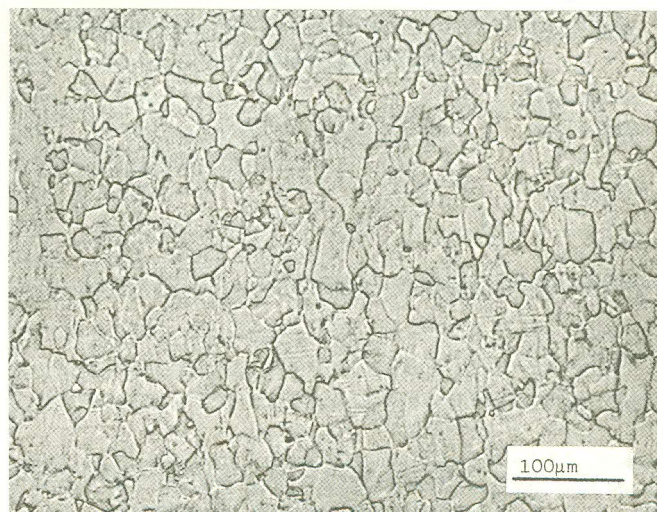
Ligas Fe-24Al e Fe-24Al-2 a 6Cr(%at.) foram preparadas por fusão em forno resistivo sob atmosfera de argônio, usando ferro e alumínio comercialmente puros. Os lingotes obtidos foram laminados a quente na faixa de temperaturas de 1.000°C a 800°C até uma espessura de 0,8 mm aproximadamente. Corpos-de-prova para ensaios de tração, com seção reduzida de 31 mm x 6 mm x 0,8 mm, foram usinados com disco de rebolo abrasivo. As amostras foram tratadas termicamente em duas dife-

rentes condições: (1) 1 h/800°C ao ar e resfriamento em água; e (2) 1 h/800°C + 9 d/500°C ao ar e resfriamento em água.

A liga Fe-24Al-2Cr(%at.) foi também tratada termicamente por 1 h na faixa de temperaturas variando entre 750°C e 900°C ao ar e resfriamento em água.

A análise metalográfica foi feita utilizando os procedimentos clássicos de lixamento e polimento e revelação da microestrutura com o uso da solução química: 40 ml de HNO₃, 60 ml de CH₃COOH e 20 ml de HCl. Os ensaios de tração foram feitos numa máquina universal de ensaios mecânicos, ao ar e a temperatura ambiente, usando uma taxa de deformação de 10⁻⁴s⁻¹. Pelo menos dois corpos-de-prova foram testados em cada condição.

Figura 3 - Micrografia típica de uma amostra de Fe-24%at.Al tratada termicamente a 800°C por 1 h



As superfícies de fratura foram examinadas em um microscópio eletrônico de varredura. A análise das fases presentes no material nas várias condições de tratamento térmico foi feita a partir de difratogramas de raios-X obtidos com a radiação CrK α .

RESULTADO E DISCUSSÃO

A Tabela II mostra os resultados dos ensaios de tração à temperatura ambiente para as ligas Fe-24Al, Fe-24Al-2Cr, Fe-24Al-4Cr e Fe-24Al-6Cr(%at.) para as várias condições de tratamento térmico empregadas. Uma micrografia óptica é apresentada na Figura 3 para ilustrar a microestrutura típica da amostra Fe-24%at.Al tratada termicamente a 800°C/1 h. O material no estado como laminado já se encontrava totalmente recristalizado e não houve mudança no tamanho de grão em decorrência dos tratamentos térmicos. O tamanho médio de grão das amostras das ligas Fe-24Al, Fe-24Al-2Cr, Fe-24Al-4Cr e Fe-24Al-6Cr (%at.), medido segundo ASTM E114, apresentou valores de 34, 26, 83 e 43 μ m, respectivamente. A liga com 4%at. de cromo mostrou tamanho de grão significativamente maior devido a problemas no processamento. Apesar destas diferenças no tamanho médio de grão entre as diversas composições, esta não parece ser a variável mais determinante na ductilidade das ligas.

Os resultados de difração de raios-X mostraram que o tratamento térmico na condição[1] induziu ao material uma estrutura α + B2, enquanto que o tratamento térmico na condição[2] induziu uma estrutura ordenada DO₃. O material como laminado apresentou uma estrutura mista α + DO₃. Porém, ainda não foi possível determinar quantitativamente os parâmetros de ordem das amostras devido à textura presente nas ligas. Um estudo mais detalhado visando determinar quantitativamente os teores das fases presentes considerando o efeito da textura será feito oportunamente.

Os resultados acima indicam que as ligas Fe-24Al com uma estrutura mista α + B2 apresentam valores maiores de alongamento quando comparados com os outros tipos de estruturas obtidos. Há uma deteriorização das propriedades mecânicas destas ligas em decorrência da formação da estrutura DO₃. Isto mostra que o comportamento das ligas com 24%at.Al é distinto das ligas com 28%at.Al, investigadas por Mckamey e outros[4-10], onde a ordenação DO₃ parece favorecer uma melhoria da ductilidade. O elevado limite de escoamento dos materiais como laminados pode ser devido a uma combinação de estruturas α e DO₃. Segundo Inouye[24], as ligas Fe-24%at.Al podem ser endurecidas pela precipitação da fase α em DO₃.

O aumento no teor de cromo de 0 a 6%at. parece acarretar um aumento no limite de escoamento e um decréscimo no alongamento nas ligas Fe-24%at.Al laminadas a quente. As ligas Fe-24%at.Al contendo até 2%at.Cr, laminadas a quente e recozidas a 800°C por 1 h, apresentaram os maiores valores de alongamento sem

Figura 4 - Alongamento à temperatura ambiente versus temperatura para 1 h de tratamento térmico da liga Fe-24Al-2Cr(%at.)

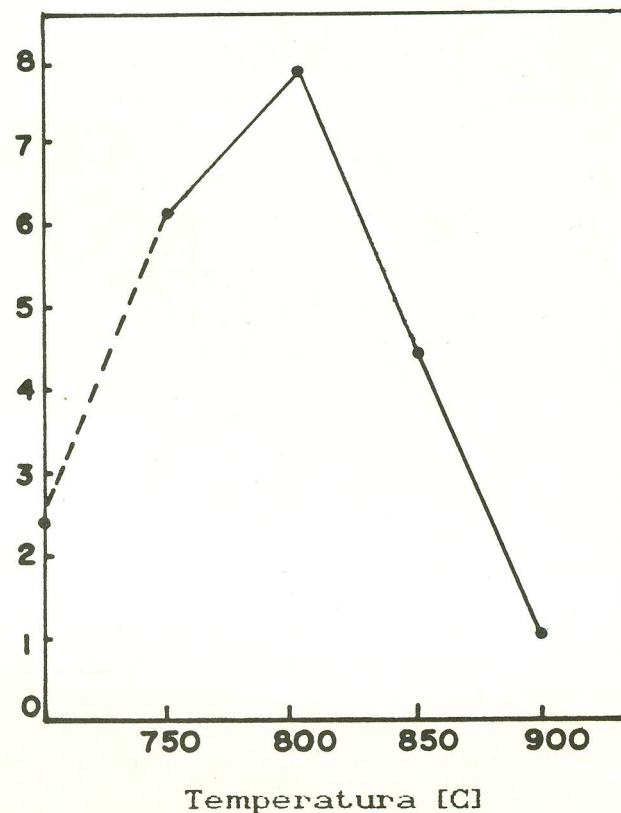


Figura 5 - Limite de escoamento à temperatura ambiente versus temperatura para 1 h de tratamento térmico da liga Fe-24Al-2Cr(%at.)

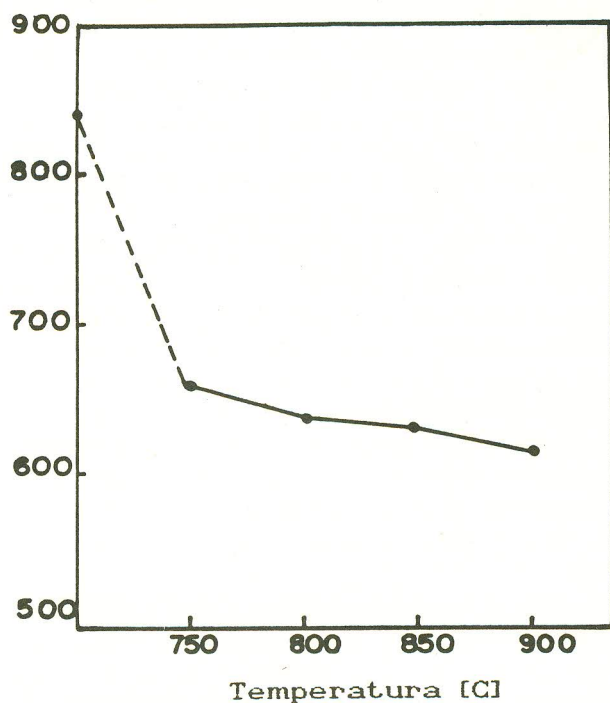
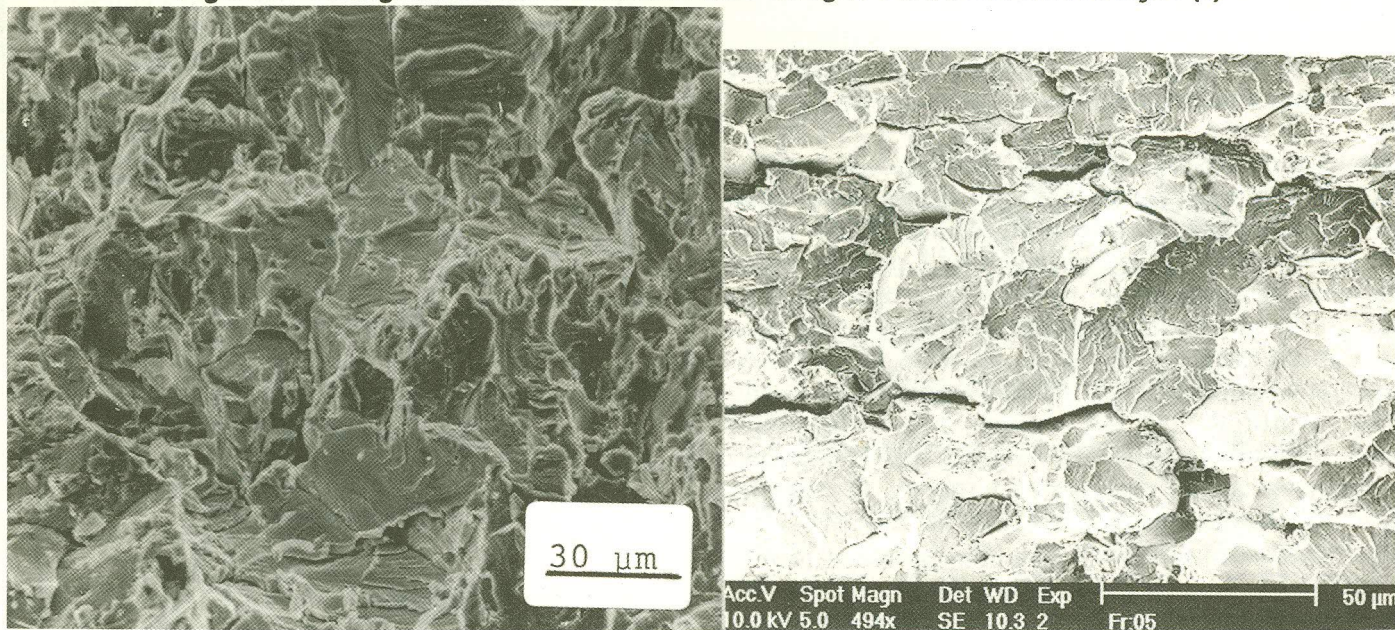


Figura 6 - Fratografias observadas num MEV da liga Fe-24Al-2Cr na condição (1)



um decréscimo acentuado do limite de escoamento. Tratamentos térmicos na faixa de temperaturas entre 750° e 900°C por 1 h e resfriamento em água foram feitos a fim de averiguar o efeito da temperatura de tratamento térmico nas propriedades em tração à temperatura ambiente.

A variação do alongamento e do limite de escoamento como uma função da temperatura para 1 h de tratamento térmico são apresentados nas Figuras 4 e 5. Verifica-se que o máximo valor de alongamento é obtido em temperaturas próximas a 800°C. Os valores de limite de escoamento variaram muito pouco entre si, permanecendo na faixa de 658 a 616 MPa. O tamanho de grão determinado na amostra tratada a 900°C por 1 h foi de aproximadamente do tamanho de grão não seja tão pronunciado, pois com valores próximos de tamanho de grão entre as amostras tratadas a 800°C a 900°C, houve uma grande diferença nos valores de alongamento de, aproximadamente, 8% para 1%, respectivamente.

Portanto, a diferença na ductilidade destas ligas deve estar relacionada com a quantidade das fases presentes nas ligas e possivelmente com algum efeito de textura de grãos. Mckamey e outros[6] observaram uma elevada ductilidade na liga com uma estrutura parcialmente recristalizada (20%) e com grãos alongados na direção de laminação, provavelmente devido à diminuição da quantidade de hidrogênio que consiga penetrar no material e se difundir para a ponta de trincas, em decorrência da menor quantidade de contornos de grão nesta condição.

A fraturagem mostrada na Figura 6(a) representa uma superfície de fratura típica dos corpos-de-prova ensaiados. Em geral, o modo de fratura em todas as composições das ligas é predominantemente transgranular por

clivagem em todas as condições de tratamentos térmicos investigadas. Estes resultados concordam com a maioria dos trabalhos onde o Fe_3Al , com baixos teores de impurezas, falham por clivagem transgranular[25-27]. As observações de fratura intergranular em estudos mais antigos[28] eram provavelmente devidas às impurezas presentes nas ligas.

Segundo Mckamey e outro[29], a adição de até 6%at.Cr na liga Fe-28at.Al produz uma mudança no modo de fratura de 100% clivagem transgranular para mista (50-50) de clivagem transgranular e intergranular. Em alguns corpos-de-prova foram observados um modo misto de fratura, com uma pequena contribuição (5-10%) de falha intergranular. Contudo, não foi possível encontrar qualquer correlação entre este modo de fratura e a ductilidade, a composição ou a condição de tratamento térmico das ligas. Em outras áreas da superfície de fratura nota-se claramente a existência de trincas em contornos de grão que provavelmente já estavam presentes no material antes do ensaio de tração, não significando uma possível fratura intergranular, como mostrado na Figura 6b. Portanto, não há ainda evidências de que o cromo modifique o tipo de fratura nas ligas Fe-24%at.Al.

Estes resultados preliminares obtidos nas ligas Fe-24%at.Al com pequenas adições de cromo são muito significativos quando comparados com os obtidos em ligas Fe-24%at.Al. Os melhores resultados de ductilidade, obtidos por Mckamey e outros[6] em ligas Fe-24Al, estão levemente acima dos alcançados neste trabalho. Contudo, o limite de escoamento obtido nas ligas com 24%at. de alumínio foi significativamente superior.

Um outro aspecto a considerar foi o processamento

pelo qual as ligas foram elaboradas. Enquanto as ligas Fe-28Al obtidas após seis fusões sob atmosfera de argônio a partir de uma matéria-prima extremamente pura, neste trabalho as ligas foram fundidas apenas uma vez a partir de ferro, alumínio e cromo comercialmente puros. Além disto, McKamey e outros obtiveram uma estrutura parcialmente recristalizada após a laminação a quente e em seguida otimizaram as propriedades mecânicas da liga por meio de tratamentos térmicos adequados, variando a porcentagem recristalizada e criando uma textura de grãos alongados. Este procedimento não foi possível fazer neste trabalho devido à presença de uma estrutura já completamente recristalizada após a laminação.

CONCLUSÕES

- A ductilidade de ligas à base de Fe-24%at,Al pode

ser aumentada, mantendo-se níveis relativamente elevados de tensão de escoamento.

- Os melhores resultados de ductilidade obtidos em ligas à base de Fe-24%at,Al laminadas a quente foram decorrentes de tratamentos térmicos a 800°C por 1 h, onde induz-se uma estrutura $\alpha + B2$.

- A adição de cromo provocou o aumento do limite de escoamento das ligas Fe-24%at,Al laminadas a quente.

- O modo de fratura encontrado nas ligas Fe-24%at,Al foi predominantemente transgranular por clivagem.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Dr. Marcelo Gonçalves, do Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT/SP), pela colaboração na conformação mecânica das ligas e ao colega MSci. Osvaldo Júlio Jr. pelo apoio na fusão das ligas. □

Bibliografia

- [1] BORDEAU, R. G.; Development of Iron Aluminides, AFWAL-TR-87-4009 (Air Force Wright Aeronautical Laboratories, Wright Patterson Air Force Base, OH, 1987).
- [2] CULBERTSON, G. & KORTOVICH, C. S.; Development of Iron Aluminides, AFWAL-TR-85-4155 (Air Force Wright Aeronautical Laboratories, Wright Patterson Air Force Base, OH, 1987).
- [3] SLAUGHTER, E. R. & DAS, S. K.; in Rapid Solidification Processing: Principles and Technologies, II, edited by R. Mehrabian, B. H. Kear and M. Cohen (Claitor's Pub. Div., Baton Rouge, LA, 1980) p. 354.
- [4] McKAMEY, C. G.; LIU, C. T.; CATHCART, J. V.; DAVID, S. A. & LEE, E. H.; ORNL/TM-10125, 1986.
- [5] McKAMEY, C. G. & LIU, C. T.; ORNL/SGPM-86/2, 1986.
- [6] SIKKA, V. K.; McKAMEY, C. G.; HOWELL, C. R. & BALDWIN, R. H.; Fabrication and Mechanical Properties of Fe₃Al-Based Aluminides, ORNL/TM-11465 (Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN, 1990).
- [7] McKAMEY, C. G.; in Proceedings of the Fourth Annual Conference on Fossil Energy Materials, ORNL/FMP-90/1 (U.S. Department of Energy, Oak Ridge, TN, 1990) p. 197.
- [8] McKAMEY, C. G.; HORTON, J. A. & LIU, C. T.; Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 81 (1987) p. 321.
- [9] McKAMEY, C. G.; LIU, C. T.; DAVID, S. A.; HORTON, J. A.; PIERCE, D. H. & CAMPBELL, J. J.; Development of Iron Aluminides for Coal Conversion Systems, ORNL/TM-10793 (Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN, 1988).
- [10] McKAMEY, C. G.; SIKKA, V. K.; ZACHARIA, T.; DAVID, S. A. & ALEXANDER, D. J.; in Fossil energy Advanced Research and Technology Development Materials Program Seminannual Progress Report for the Period Ending September 30, 1990, ORNL/FMP-90/2 (U.S. Department of Energy, Oak Ridge, TN, 1990) p. 235.
- [11] JUDKINS, R. R. & BRASKI, D. N.; Proceedings of the Fourth Annual Conference on Fossil Energy Materials. ORNL/FMP-90/1 (U.S. Department of Energy, Oak Ridge, TN, 1990).
- [12] OKAMOTO, H. & BECK, P. A.; Metall. Trans., 2(1971) p. 569.
- [13] OKI, K.; HASAKA, M. & EGUCHI, T.; Jpn. Appl. Phys., 12(1973) p. 1522.
- [14] ALLEN, S. M. & CAHN, J. W.; Acta Metall., 23(1975) p. 1017.
- [15] ALLEN, S. M. & CAHN, J. W.; Scr. Metall., 10(1969) p. 451.
- [16] ALLEN, S. M. & CAHN, J. W.; Acta Metall., 24(1976) p. 425.
- [17] ALLEN, S. M.; Philos. Mag., 36(1977) p. 81.
- [18] LIU, C. T.; LEE, E. H. & McKAMEY, C. G.; Scr. Metall., 23(1989) p. 875.
- [19] LIU, C. T.; McKAMEY, C. G. & LEE, E. H.; Scr. Metall., 24(1990) p. 385.
- [20] LIU, C. T. & GEORGE, E. P.; Scr. Metall., 24(1990) p. 1285.
- [21] McKAMEY, C. G. & LIU, C. T.; Scr. Metall., 24(1990) p. 2119.
- [22] DeVAN, J. H.; in Oxidation of High Temperature Intermetallics, edited by T. Grobstein and J. Doychak (TSM, Warrendale, PA, 1989), p. 107.
- [23] COUTO, A. A. & FERREIRA, P. I.; 46^o Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais (ABM), setembro de 1991, São Paulo, SP, vol. 4, p. 89.
- [24] INOUE, H.; in High Temperature Ordered Intermetallic Alloys, edited by C. C. Koch, C. T. Liu, and N. S. Stoloff (Mater. Res. Soc. Symp. Proc., Pittsburgh, PA), 39(1985) p. 255.
- [25] MENDIRATTA, M. G.; EHLERS, S. K.; CHATTERJEE, D. K. & LIPSITT, H. A.; Metall. Trans., 18(1987) p. 233.
- [26] HORTON, J. A.; LIU, C. T. & KOCH, C. C.; Proceedings of High Temperature Alloys: Theory and Design, Bethesda, MD, 1984, p. 309.
- [27] KERR, W. R.; Metall. trans., 17(1986) p. 2298.
- [28] MARCINKOVSKI, M. J. & BROWN, N.; J. Appl. Phys., 33(1962) p. 537.
- [29] McKAMEY, C. G.; HORTON, J. A. & LIU, C. T.; J. Mater. Res., 4(1989) p. 1156.