

# ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO EM TEMPERATURAS ELEVADAS DE LIGAS INTERMETÁLICAS À BASE DE Fe<sub>3</sub>Al

Antonio Augusto Couto e Paulo Iris Ferreira  
Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - IPEN  
Comissão Nacional de Energia Nuclear – CNEN/SP  
C.P.: 11049, Cidade Universitária, 05422-970, São Paulo, SP

Fax: (011) 8169370 e-mail: [acouto@net.ipen.br](mailto:acouto@net.ipen.br)

## RESUMO

O limite de escoamento das ligas [Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-(0-4,5)Cr (%at.)], inicialmente forjadas e laminadas a quente (1000-1100 °C), quando submetidas a ensaios de tração em temperaturas na faixa compreendida entre a temperatura ambiente e 800 °C, apresenta um comportamento anômalo em temperaturas intermediárias (próximo da temperatura de transição D0<sub>3</sub>→B2). Ocorre uma redução na temperatura do pico anômalo associada a teores mais elevados de cromo nas ligas [Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-(0-4,5)Cr (%at.)]. A mudança no micromecanismo de fratura das ligas [Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-(0-4,5)Cr (%at.)] de clivagem, nos corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente, para coalescimento de microcavidades em temperaturas elevadas (> 700 °C), acompanhada por um aumento pronunciado na ductilidade das ligas, pode ser associado à ocorrência de recristalização dinâmica. A energia de ativação aparente, Q, e o expoente de sensibilidade à taxa de deformação, m, determinados para o processo de deformação plástica até o limite de resistência, das ligas [Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-(0-4,5)Cr (%at.)], em temperaturas e taxas de deformação pertencentes aos intervalos 600-800 °C e  $2,2 \times 10^{-5}$ - $8,8 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>, respectivamente, foram  $Q=(306 \pm 25)$  kJ.mol<sup>-1</sup> e  $m=(0,20 \pm 0,01)$ , indicando que o processo de deformação é controlado pela escalagem de discordâncias.

Palavras-chave: intermetálicos, aluminetos, ordenação

## ABSTRACT

The yield strength of initially hot worked Fe-30Al-0.15Zr-0.2B-(0-4.5)Cr (at. %) alloys, (1000-1100 °C), when tensile tested in temperatures near the D0<sub>3</sub>→B2 transition shows a reduction in the anomalous peak temperature with the increase in chromium content in the alloys. The change in fracture micromechanism of Fe-30Al-0.15Zr-0.2B-(0-4.5)Cr (at. %) alloys, from cleavage at room temperature to microvoids coalescence in temperatures above 700 °C, resulting in a pronounced increase in ductility, can be associated with the occurrence of dynamic recrystallization. The apparent activation energy, Q, and the strain rate sensitivity, m, determined for the plastic deformation process up to the ultimate strength of Fe-30Al-0.15Zr-0.2B-(0-4.5)Cr (at. %) alloys for temperatures and strain rates in the ranges 600-800 °C and  $2.2 \times 10^{-5}$  -  $8.8 \times 10^{-3}$ , respectively, were  $Q=(306 \pm 25)$  kJ.mol<sup>-1</sup> and  $m=(0.20 \pm 0.01)$ , indicating that the process is controlled by dislocation climb.

Key words: intermetallics, aluminides, ordering

## 1. INTRODUÇÃO

Intermetálicos baseados em aluminetos e silicetos apresentam muitas propriedades atraentes para aplicações em temperaturas elevadas, incluindo resistência à oxidação e à corrosão superiores, boa resistência mecânica em temperaturas elevadas e relativamente baixa densidade. Muitas das recentes pesquisas em intermetálicos são dirigidas pela necessidade de materiais que sejam mais resistentes à fluência, tenham menor densidade, maior resistência mecânica específica, assim como melhor resistência à oxidação e à corrosão. O sucesso nos esforços de pesquisa em intermetálicos ordenados tem encorajado seu desenvolvimento como uma nova classe de materiais, relacionada principalmente com aplicações estruturais em temperaturas elevadas.

Aluminetos de ferro têm se constituído em materiais de interesse desde os anos 30, quando sua excelente resistência à oxidação foi notada pela primeira vez [1, 2]. Recentemente, dentre as várias ligas intermetálicas ordenadas do sistema Fe-Al, as ligas Fe<sub>3</sub>Al (18,5 a 35 %at.Al) têm sido mais recentemente investigadas. Estas ligas possuem baixo custo de matéria-prima, permitem a conservação de elementos estratégicos e apresentam menor densidade do que a dos aços inoxidáveis (com potencialmente uma melhor razão resistência mecânica-peso). Contudo, a limitada ductilidade a temperatura ambiente e a queda acentuada na resistência mecânica acima de 600 °C têm sido os maiores obstáculos para a sua aceitação. As ligas intermetálicas à base de Fe<sub>3</sub>Al, pelas propriedades que apresentam, são naturalmente candidatas a aplicações estruturais em ambientes agressivos (temperaturas elevadas e atmosferas oxidantes / sulfetantes), e o seu estudo é muito importante, tanto do ponto de vista tecnológico como fundamental.

O presente trabalho pretende dar uma contribuição ao entendimento de alguns pontos em aberto com relação ao comportamento mecânico de algumas ligas Fe<sub>3</sub>Al, tais como: o efeito do cromo nas propriedades mecânicas em temperaturas elevadas das ligas à base de Fe-30 %at. Al e a possibilidade de sugerir algum mecanismo de deformação destas ligas em temperaturas elevadas.

## 2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Ligas Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-XCr (%at.), com X variando de zero a 4,5 % at., foram preparadas por fusão em forno a indução ao ar a partir de matérias-primas de pureza

comercial. Os lingotes assim obtidos, com seção quadrada de (100x100) cm<sup>2</sup> e massa de aproximadamente 5 Kg, foram inicialmente homogeneizados a 1000 °C por 5 dias e subsequentemente forjados e laminados a 1000 °C até uma espessura de 1,5 mm aproximadamente. Amostras foram retiradas dos materiais laminados para a execução da análise química e para confecção de corpos de prova para os ensaios de tração. Na tabela I são apresentados os resultados de análise da composição química das ligas fabricadas, obtidos por fluorescência de raios-x. O teor de carbono apresentado nestas ligas foi de 0,058 % em peso.

Tabela I: Composição química das ligas investigadas à base de Fe-30 % at. Al em %at.

LIGA	Al	Cr	Zr	B (Nominal)	Fe	Mn	Cu
M-1	29,5	---	0,15	0,2	Balanço	0,32	0,13
M-2	30,5	1,6	0,14	0,2	Balanço	0,63	0,09
M-3	30,5	2,4	0,13	0,2	Balanço	0,66	0,11
M-4	30,5	4,5	0,13	0,2	Balanço	0,72	0,10

Corpos de prova destas ligas para os ensaios de tração, com seção reduzida de (6x0,8) mm<sup>2</sup> e comprimento útil de 31 mm foram confeccionados em equipamento de corte a laser, a partir dos materiais laminados. Pelo menos dois corpos de prova de cada condição de tratamento mecanotérmico foram preparados para serem ensaiados em tração. Os ensaios de tração foram conduzidos numa máquina universal de ensaios mecânicos marca Instron, modelo 1115, em temperaturas compreendidas entre a temperatura ambiente e 800 °C, empregando-se taxas nominais de deformação variando de  $2,2 \times 10^{-5}$  a  $8,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Durante os ensaios, utilizou-se atmosfera de argônio para evitar a oxidação dos componentes da máquina de ensaios. As superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados foram examinadas num microscópio eletrônico de varredura, marca Philips, modelo XL-30.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na figura 1, o limite de escoamento das ligas tratadas termicamente a 800 °C / 1 h é apresentado em função da temperatura de ensaio, com taxa de deformação utilizada de  $2,2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , para as quatro composições estudadas. Estão incluídos nesta figura os resultados obtidos por McKamey e outros [3, 4], para a liga Fe-30%at.Al e dados do aço inoxidável tipo AISI 316. O limite de escoamento de todas as ligas Fe-Al da figura 1 sofre um decréscimo nos seus valores até temperaturas na faixa de 250-400 °C. A partir destas temperaturas, o

limite de escoamento aumenta 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. Os resultados de alongamento das ligas investigadas em função da temperatura de ensaio são apresentados na figura 2. As ligas do presente trabalho começam a apresentar valores de ductilidade relativamente altos somente acima de 500 °C.

Os resultados de ensaios de tração a quente das ligas Fe-30Al mostraram claramente que, de um modo geral, o limite de escoamento destes aluminetos de ferro é sempre maior do que o do aço inoxidável tipo AISI 316 até a temperatura de aproximadamente 760 °C, ilustrando o alto potencial destes materiais. Nota-se também um comportamento similar entre as curvas de limite de escoamento e alongamento em função da temperatura de ensaio de tração obtidas neste trabalho com as de McKamey [3, 4]. As ligas do presente trabalho começaram a apresentar valores de ductilidade relativamente altos somente acima de 500 °C, o que explica a boa habilidade de conformação a quente destes materiais. Entretanto, apesar dos bons resultados de limite de escoamento obtidos até aproximadamente 600 °C, a ductilidade abaixo de 400 °C necessita ainda ser substancialmente melhorada.

O exame das superfícies de fratura dos corpos de prova de tração mostrou aspectos semelhantes para as várias ligas ensaiadas numa mesma temperatura. Até temperaturas de ensaio de 500 °C, as ligas apresentaram uma superfície de fratura completamente transgranular por clivagem, com aspecto similar à observada na ensaiada em tração à temperatura ambiente, mostrada na figura 3. A micrografia da superfície de fratura típica dos corpos de prova ensaiados a 600 °C é mostrada na figuras 4. Nota-se que o modo de fratura apresentado pelas ligas ensaiadas a 600 °C foi misto de clivagem e coalescimento de microcavidades. A 700 °C e acima, os materiais já apresentam um modo de fratura totalmente por coalescimento de microcavidades.

A comparação da figuras 4 com a figura 3 permite verificar a ocorrência de uma mudança no modo de fratura de clivagem, nos corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente para fratura por coalescimento de microcavidades no corpo de prova ensaiado em temperaturas acima de 600 °C. A ductilidade das ligas estudadas mostrou uma forte dependência com a temperatura de ensaio e conseqüentemente com os micromecanismos de fratura atuantes, sendo que os maiores valores de alongamento foram obtidos quando a fratura por coalescimento de microcavidades predomina. Estes resultados são similares aos obtidos por Mendiratta e outros [6] e Knibloe e outros [5] para ligas Fe<sub>3</sub>Al binárias e contendo cromo.

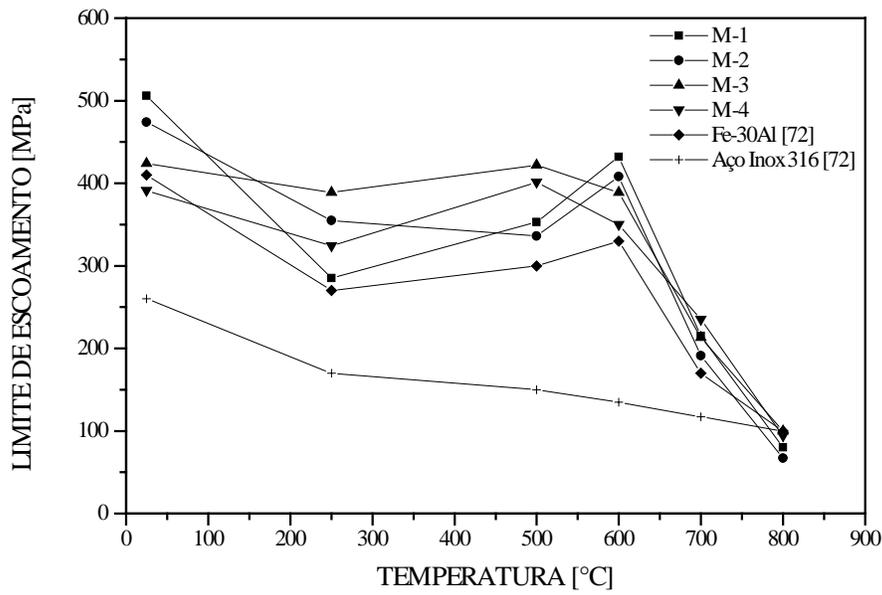


Figura 1: Limite de escoamento das ligas Fe<sub>3</sub>Al em função da temperatura de ensaio de tração.

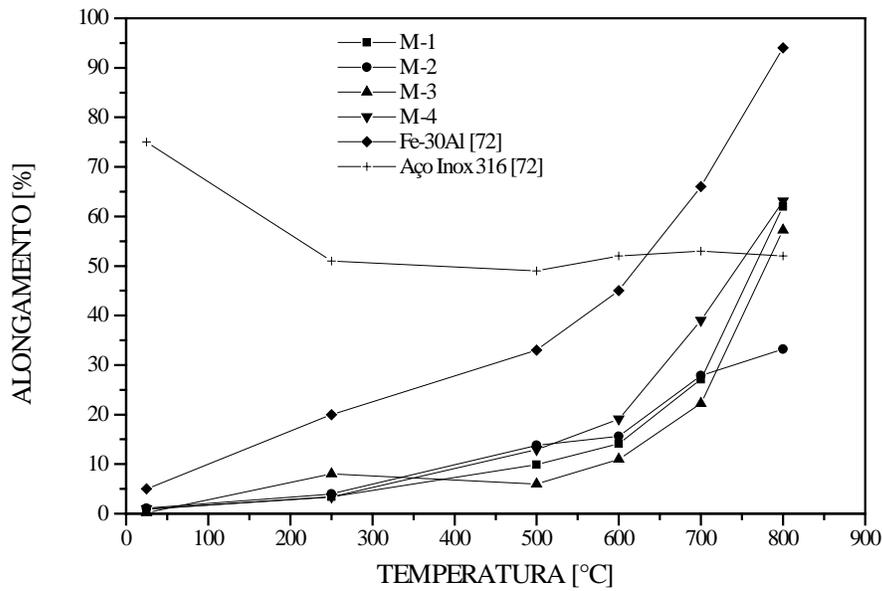


Figura 2: Alongamento das ligas Fe<sub>3</sub>Al em função da temperatura de ensaio de tração.

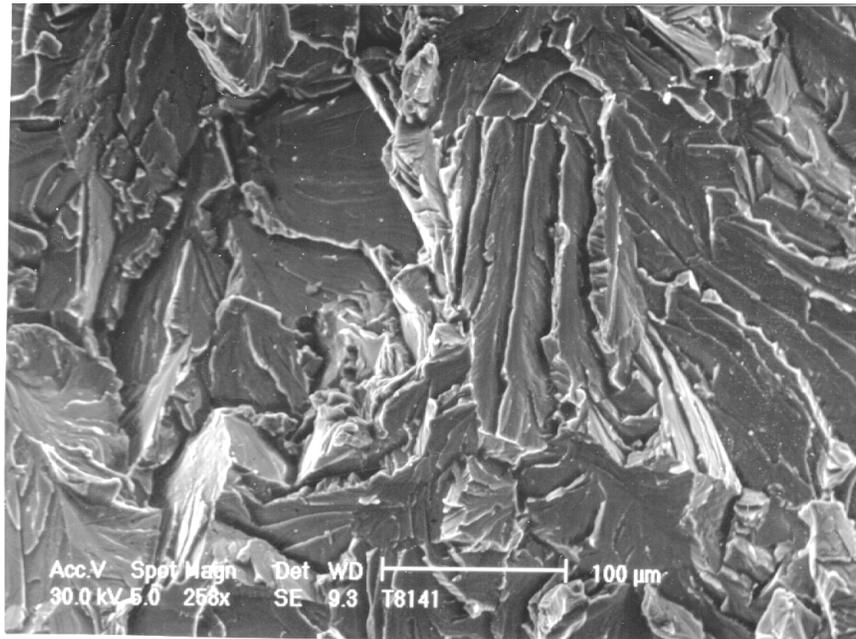


Figura 3: Micrografia típica da superfície de fratura dos corpos de prova ensaiados em tração a temperatura ambiente das ligas Fe-30Al-0,15Zr-0,2B(0-4,5)Cr (%at.)

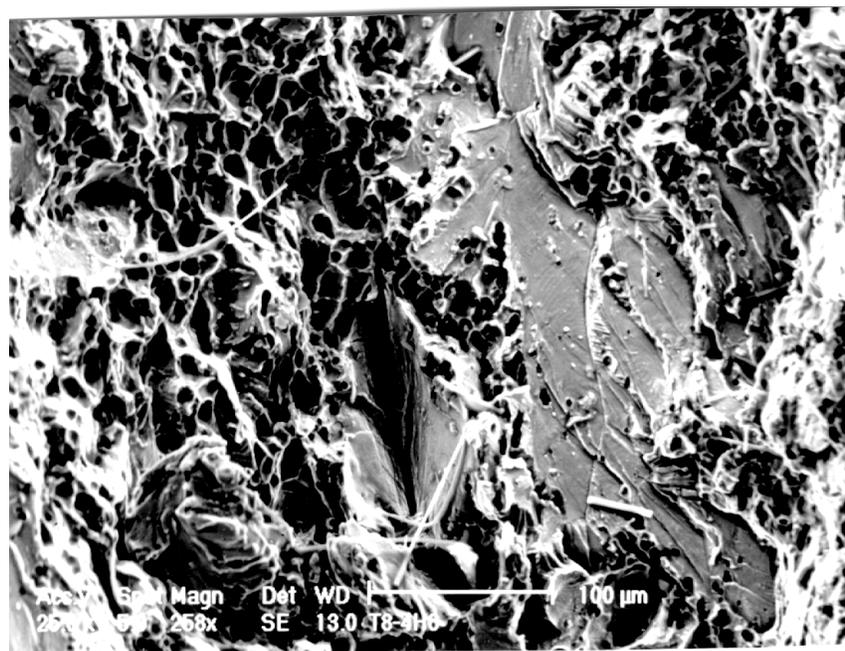


Figura 4: Micrografia típica das superfícies de fratura características de corpos de prova ensaiados a 600 °C das ligas Fe-30Al-0,15Zr-0,2B(0-4,5)Cr (%at.).

O limite de escoamento (0,2 % de deformação plástica) e a tensão para 2 % de deformação plástica (notada  $\sigma_{2\%}$ ) foram selecionados como tensões representativas de cada curva de tração a quente. Os valores de  $\sigma_E$  e  $\sigma_{2\%}$  determinados das curvas experimentais, obtidos em ensaios de tração a 600, 700 e 800 °C, utilizando as taxas de deformação de  $2,2 \times 10^{-5}$ ;  $8,8 \times 10^{-5}$ ;  $2,2 \times 10^{-3}$ ;  $4,4 \times 10^{-3}$  e  $8,8 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , são apresentados na tabela II.

Tabela II: Valores de limite de escoamento ( $\sigma_E$ ) e tensão para 2 % de deformação plástica ( $\sigma_{2\%}$ ) determinados de todas as curvas experimentais, obtidas em ensaios de tração de corpos de prova das ligas Fe-30Al-0,15Zr-0,2B(0-4,5)Cr (% at.).

Temp. de Ensaio [°C]	Liga	$9 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$		$2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$		$4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$		$9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	
		$\sigma_E$	$\sigma_{2\%}$	$\sigma_E$	$\sigma_{2\%}$	$\sigma_E$	$\sigma_{2\%}$	$\sigma_E$	$\sigma_{2\%}$
600	M1	184	184	426	437	416	435	539	539
	M2	156	164	384	397	385	385	488	512
	M3	138	161	434	493	467	515	507	604
	M4	173	191	350	452	446	524	482	576
700	M1	125	140	152	152	257	270	310	329
	M2	85	90	142	145	155	155	269	286
	M3	71	86	232	244	226	241	246	277
	M4	143	143	235	273	249	258	340	370
800	M1	34	36	70	74	78	80	82	104
	M2	28	30	65	66	64	64	95	102
	M3	33	40	94	104	85	89	97	104
	M4	39	45	94	99	107	91	152	171

Os processos de deformação ocorrendo para tensões entre o limite de escoamento e a tensão máxima num ensaio de tração a quente têm sua similaridades com aquele que ocorre durante um ensaio de fluência. Uma única correlação entre deformação, taxa de deformação, tensão e temperatura é esperada dos ensaios de tração e de fluência executados sob as mesmas condições experimentais (mesmo conjunto de valores de  $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$ ,  $\sigma$ , T). Em geral, a relação entre a tensão real  $\sigma$  e a deformação real  $\epsilon$ , em materiais metálicos, depende da taxa de deformação

e da temperatura, segundo uma equação geral:  $\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$  e o parâmetro de sensibilidade à taxa de deformação  $m = \frac{1}{n}$ . Na tentativa feita para correlacionar o limite de escoamento e a tensão para 2 % de deformação plástica ( $\sigma_{2\%}$ ) com a taxa de deformação ( $\log \sigma \times \log \dot{\epsilon}$ ) e a temperatura de teste ( $\log \sigma \times 1/T$ ) para cada liga independentemente, os valores do parâmetro de sensibilidade à taxa de deformação,  $m$ , e da energia de ativação aparente,  $Q$ , obtidos foram  $m=0,20 \pm 0,01$  e  $Q=(306 \pm 25) \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ .

O parâmetro de sensibilidade à taxa de deformação,  $m$ , obtido de ensaios de tração a quente, pode ser relacionado ao parâmetro de sensibilidade à tensão,  $n$ , usualmente obtido nos ensaios de fluência em faixas intermediárias de tensões pela relação  $m=1/n$ . O valor obtido para o parâmetro de sensibilidade da taxa de deformação,  $m=0,20$ , na presente investigação foi da mesma ordem dos valores 0,14-0,22 obtidos por Knibloe e outros [5], para ligas Fe<sub>3</sub>Al contendo 2 e 5 % de cromo, elaborados por metalurgia do pó; e por Rabin e Wright [7], para o Fe<sub>3</sub>Al contendo 5 % de cromo, obtido por intermédio da síntese por combustão.

O valor do parâmetro de sensibilidade da taxa de deformação de 0,20 permite dizer que, apesar dos valores elevados de alongamento nas ligas ensaiadas a 800 °C (> 100 %), não ocorre deformação superplástica. O parâmetro de sensibilidade da taxa de deformação mínimo normalmente encontrado no comportamento superplástico é de 0,5, indicando uma deformação por deslizamento dos contornos de grãos. A outra condição para comportamento superplástico é um tamanho de grão reduzido, abaixo de 10 µm. As ligas Fe-30Al investigadas neste estudo têm um tamanho médio de grão maior (> 40 µm).

O valor equivalente  $n=5$ , deduzido dos valores de  $m$  obtidos neste trabalho, pertence ao intervalo de valores de  $n$  entre 3,5 e 7,7 obtidos por McKamey e outros [8], e entre 4,6 e 6,0 obtidos por Lawley e outros [9], em estudos de fluência executados para o Fe-28Al. Contudo, o valor de  $n=5$  difere do valor obtido de 3,7 por Sastry e Sudar [10]. Nestes casos, o mecanismo de deformação em temperaturas elevadas são determinados pela natureza das discordâncias no reticulado ordenado e pelo estado de ordem. Um valor de  $n=5$  é normalmente associado com o mecanismo de escalagem de discordâncias em fluência em temperaturas elevadas [8].

A energia de ativação aparente determinada neste estudo,  $(306 \pm 25) \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ , é comparável aos valores obtidos para o processo de fluência por McKamey e outros [8] para o Fe28Al ( $347 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ) e para o Fe28Al2Mo e Fe28Al1(Zr/Nb) ( $334 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ); por Davies [11]

para o Fe<sub>20</sub>Al (305 kJ.mol<sup>-1</sup>); por Lawley e outros [9] para o Fe<sub>27,8</sub>Al (276 a 305 kJ.mol<sup>-1</sup>); e por Sustray e Sundar [10] para o Fe<sub>26</sub>Al<sub>0,1</sub>C (305 kJ.mol<sup>-1</sup>), Fe<sub>28</sub>Al<sub>2</sub>Cr (325 kJ.mol<sup>-1</sup>), Fe<sub>28</sub>Al<sub>2</sub>Cr<sub>0,04</sub>B (304 kJ.mol<sup>-1</sup>) e Fe<sub>28</sub>Al<sub>4</sub>Mn (302 kJ.mol<sup>-1</sup>). A energia de ativação para a difusão nas ligas ordenadas Fe<sub>30</sub>Al tem sido determinada por diversos autores [12], e seus valores pertencem a faixa de 260 a 290 kJ.mol<sup>-1</sup>. A energia de ativação aparente determinada nesta investigação é consistente com estes valores, indicando que a difusão controla o caráter do comportamento mecânico em temperaturas elevadas destas ligas.

Observou-se (figura 1) um anomalia no comportamento do limite de escoamento das ligas Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-(0-4,5)Cr (%at.), caracterizada pela presença de um pico nos valores de limite de escoamento que ocorre numa determinada faixa de temperaturas. Este pico anômalo nas ligas Fe<sub>3</sub>Al é bem conhecido na literatura [13-15]. Apesar das intensas pesquisas conduzidas neste tópico, os mecanismos responsáveis pela ocorrência deste pico de tensão são ainda pobremente compreendidos. Não foi intenção deste trabalho um aprofundamento da questão referente à movimentação e imobilização de discordâncias em temperaturas elevadas. Contudo, o valor de n=5, obtido neste trabalho, indicou que o mecanismo de deformação atuante em temperaturas elevadas (600-800 °C) é a escalagem de discordâncias. Assim sendo, o mecanismo de imobilização das discordâncias pode ser associado, numa primeira análise, ao bloqueio desta escalagem de discordâncias.

Outra análise que pode ser feita é com relação a posição em temperatura dos picos nas ligas com diferentes teores de cromo. Enquanto que as ligas com até 1,6 %at. de cromo têm picos de limite de escoamento melhor definidos e em temperaturas mais elevadas, próximas a 600 °C, nas ligas com 2,4 e 4,5 %at. de cromo os valores de limite de escoamento já começam a diminuir ao redor de 500 °C. Pode-se observar aqui o efeito do cromo em reduzir a temperatura do pico anômalo. Esta diminuição da temperatura do pico anômalo com o aumento do teor de cromo fornece mais um indício de que o mecanismo de endurecimento anômalo não parece estar relacionado à transição D0<sub>3</sub>→B2. Isto pode ser notado pelo efeito do cromo em aumentar a temperatura de transição D0<sub>3</sub>→B2 [16, 17] e ao mesmo tempo, diminuir a temperatura do pico anômalo. O efeito da adição de cromo na temperatura do pico anômalo nas ligas Fe<sub>3</sub>Al estaria relacionado, numa associação com o mecanismo proposto por Morris [11], à maior facilidade na dissociação das superdiscordâncias em temperaturas inferiores e a subsequente imobilização (bloqueio) destas discordâncias dissociadas.

## CONCLUSÕES

- (1) O limite de escoamento das ligas Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-(0-4,5)Cr (%at.), quando submetidas a ensaios de tração em temperaturas na faixa T. A. - 800 °C, apresenta um comportamento anômalo (valor de pico) em temperaturas próximas à temperatura de transição D0<sub>3</sub>→B2. A adição de cromo em teores acima de 2 %at, provoca diminuição da temperatura do pico anômalo, provavelmente pelo favorecimento da dissociação das superdiscordâncias em temperaturas mais baixas e o subsequente bloqueio da escalagem das discordâncias dissociadas.
- (2) Verificou-se uma mudança no modo de fratura das ligas Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-(0-4,5)Cr (%at.) de clivagem nos corpos de prova ensaiados a temperatura ambiente para fratura por coalescimento de microcavidades nos corpos de prova ensaiados em temperaturas acima de 700 °C. Esta mudança no modo de fratura é acompanhada por um aumento acentuado da ductilidade das ligas, associado à ocorrência de recristalização dinâmica.
- (3) A energia de ativação aparente, Q, e o expoente de sensibilidade à taxa de deformação, m, determinados para o processo de deformação plástica até o limite de resistência, das ligas Fe-30Al-0,15Zr-0,2B-(0-4,5)Cr (%at.), em temperaturas e taxas de deformação pertencentes aos intervalos 600-800 °C e  $2,2 \times 10^{-5}$ - $8,8 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>, respectivamente, foram  $Q=(306 \pm 25)$  kJ.mol<sup>-1</sup> e  $m=(0,20 \pm 0,01)$ , indicando que o processo é controlado pela escalagem de discordâncias.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ZIEGLER, N. *AIME Trans.*, v. 100, p.267, 1932 apud McKAMEY, C.G.; DeVAN, J.H.; TORTORELLI, P.F. & SIKKA, V.K. A review of recent developments in Fe<sub>3</sub>Al-based alloys. *J. Mater. Res.*, v.6, p.1779-1805, 1991.

2. SYKES, C. & BAMPFYLDE, J. *J. Iron and Steel Inst.*, v. 130, p.389, 1934 apud McKAMEY, C.G.; DeVAN, J.H.; TORTORELLI, P.F. & SIKKA, V.K. A review of recent developments in Fe<sub>3</sub>Al-based alloys. *J. Mater. Res.*, v.6, p.1779-1805, 1991.
3. McKAMEY, C.G.; LIU, C.T.; CATHCART, J.V.; DAVID, S.A. & LEE, E.H. *ORNL*, TM-10125, 1986.
4. McKAMEY, C.G. & LIU, C.T. Development of Iron Aluminides. *ORNL/SGPM*, v.2, 1986.
4. KNIBLOE, J. R.; WRIGHT, R. N.; SIKKA, V. K.; BALDWIN, R. H. & HOWELL, C. R. Elevated temperature behavior of Fe<sub>3</sub>Al with chromium additions. *Mater. Sci. and Eng.*, v. A153, p.382, 1993.
5. MENDIRATTA, M.G. & EHLERS, S.K. *Metall. Trans.*, v. 14, p.2435, 1983.
6. RABIN, B. H. & WRIGHT, R. N. *Metall. Trans. A*, v. 23, p.35, 1992 apud KNIBLOE, J. R.; WRIGHT, R. N.; SIKKA, V. K.; BALDWIN, R. H. & HOWELL, C. R. Elevated temperature behavior of Fe<sub>3</sub>Al with chromium additions. *Mater. Sci. and Eng.*, v. A153, p.382, 1993.
7. MCKAMEY, C. G.; MAZIASZ, P. J. & JONES, J. W. Effect of Addition of Molybdenum or Niobium on Creep-Rupture Properties of Fe<sub>3</sub>Al. *J. Mater. Res.*, v. 7, n. 8, p.2089-2106, 1992.
8. LAWLEY, A.; COLL, J.A. & CAHN, J.W. *TMS-AIME*, v. 218, p.166, 1960 apud SASTRY, D. H. & SUNDAR, R. S. Effect of alloying Elements on High-Temperature Creep of Nickel and Iron Aluminides. *Proceedings from Materials Week '96*. p.123-144, 1996.
9. SASTRY, D. H. & SUNDAR, R. S. Effect of alloying Elements on High-Temperature Creep of Nickel and Iron Aluminides. *Proceedings from Materials Week '96*. p.123-144, 1996.

10. DAVIES, R. G. *Trans. AIME*, v. 227, p.22, 1963 apud SASTRY, D. H. & SUNDAR, R. S. Effect of alloying Elements on High-Temperature Creep of Nickel and Iron Aluminides. *Proceedings from Materials Week '96*. p.123-144, 1996.
11. MORRIS, D. G. & GUNTHER, S. Room and high temperature mechanical behavior of a Fe<sub>3</sub>Al-based alloy with  $\alpha$ - $\alpha'$  microstructure. *Acta Mater.*, v. 45, p.811, 1997.
12. STOLOFF, N.S. & DAVIES, R.G. *Acta Metall.*, v. 12, p.473, 1964 apud McKAMEY, C.G.; DeVAN, J.H.; TORTORELLI, P.F. & SIKKA, V.K. A review of recent developments in Fe<sub>3</sub>Al-based alloys. *J. Mater. Res.*, v.6, p.1779-1805, 1991.
13. DAVIES, R.G. *TMS-AIME*, v. 230, p.903, 1964 apud SASTRY, D. H. & SUNDAR, R. S. Effect of alloying Elements on High-Temperature Creep of Nickel and Iron Aluminides. *Proceedings from Materials Week '96*. p.123-144, 1996.
14. MORRIS, D. G. & GUNTHER, S. *Phil. Mag.*, p.1281, 1995 apud MORRIS, D.G. Overview of iron-aluminide research in Europe: organization and examples. *Proceedings from Materials Week '96*. p.73-94, 1996.
15. SCHOER, W., MECKING, H. & HARTIG, C. in Proc. Int. Symp. On Intermetallic Compounds - Structure and Mechanical Properties - JIMIS-69, The Japan Institute of Metals, Sendai, 1991, p.567 apud MORRIS, D.G. Overview of iron-aluminide research in Europe: organization and examples. *Proceedings from Materials Week '96*. p.73-94, 1996.
16. FORTNUM, R.T. & MIKKOLA, D.E. Effects of molibdenum, titanium and silicon additions on the D0<sub>3</sub>→B2 transition temperature for alloys near Fe<sub>3</sub>Al. *Mater. Sci. Eng.*, v.91, p.223-231, 1997.
17. KRAL, F.; SCHWANDER, P. & KOSTORZ, G. Superdislocations and antiphase boundary energies in deformed Fe<sub>3</sub>Al single crystals with chromium. *Acta Mater.*, v.45, p.675-682, 1997.