UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

PAULO RICARDO SOARES AZEVEDO E SILVA

Estudo da difusão entre a fase intermetálica γ -TiAl e Fe / Aço.

Lorena

2015

PAULO RICARDO SOARES AZEVEDO E SILVA

Estudo da difusão entre a fase intermetálica γ -TiAl e Fe / Aço.

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais na área de materiais metálicos, cerâmicos e poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Angelo Nunes

Edição reimpressa e corrigida

Lorena

Setembro, 2015

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema Automatizado
da Escola de Engenharia de Lorena,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

Silva, Paulo Ricardo Soares Azevedo e
Estudo da difusão entre a fase intermetálica Y
TiAl e Fe / Aço. / Paulo Ricardo Soares Azevedo e
Silva; orientador Carlos Angelo Nunes - ed. reimp.,
corr. - Lorena, 2015.
125 p.

Dissertação (Mestrado em Ciências - Programa de Pós
Graduação em Engenharia de Materiais na Área de
Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) -
Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de
São Paulo. 2015
Orientador: Carlos Angelo Nunes

1. Y-tial. 2. Difusão. 3. Par de difusão. 4.
Ferro. 5. Aço. I. Título. II. Nunes, Carlos Angelo,
orient.

Dedico esse trabalho à minha mãe Inês Silva Soares Azevedo, ao meu pai Luís Carlos Azevedo e Silva e à minha irmã Renata Soares Azevedo e Silva que me ensinaram a importância e o valor da família para alcançar o maior sucesso que uma pessoa pode ter: a felicidade.

AGRADECIMENTOS

Ao CNPQ – Conselho Nacional de Pesquisa e Desenvolvimento Científico e Tecnológico pela bolsa de mestrado oferecida, processo: 134358/2013-9;

À Escola de Engenharia de Lorena – EEL/USP pela oportunidade de cursar minha graduação e mestrado; especialmente ao Departamento de Engenharia de Materiais DEMAR-EEL/USP pelo amadurecimento acadêmico, profissional e até mesmo pessoal;

A todos os professores e funcionários do DEMAR-EEL/USP e a memória do querido Geraldo Prado por toda ajuda, conselhos, e conhecimento prático compartilhado;

Ao Prof. Dr. Carlos Angelo Nunes e Prof. Dr. Gilberto Coelho por todo o conhecimento compartilhado, pela oportunidade e amizade;

Aos meus pais, irmã e namorada pelos incentivos, compreensão em todos os momentos e por todo amor compartilhado;

A todos meus amigos e colegas pelos incentivos e horas de descontração.

“Liberdade significa responsabilidade, é por
isso que a maioria das pessoas a teme.”

George Bernard Shaw

RESUMO

SILVA, P. R. S. A. **Estudo da difusão entre a fase intermetálica γ -TiAl e Fe / Aço**. 125p. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2015.

Compostos intermetálicos baseados em Aluminetos de Titânio são considerados promissores para aplicações estruturais em altas temperaturas. Eles apresentaram, principalmente, baixa massa específica ($3,2 - 4,2 \text{ g/cm}^3$), alto ponto de fusão ($1400 - 1500^\circ\text{C}$) e alta resistência mecânica entre 600 e 950°C . O estudo de difusão entre γ -TiAl e materiais ricos em ferro é importante para observar fenômenos e obter dados relevantes a junção desses materiais com o Aço – a liga metálica mais versátil conhecida. Componentes como turbocompressores automotivos serão beneficiados com o desenvolvimento e a aplicação das ligas TiAl, sendo um aspecto importante a junção do rotor de TiAl com o eixo de aço do componente. O presente trabalho foi executado em três etapas: obtenção do intermetálico monofásico γ -TiAl; estudo de pares de difusão γ -TiAl/Fe; e estudo de pares de difusão γ -TiAl/Aço. Ligas com composições $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ e $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ foram confeccionadas e caracterizadas por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e microanálise EDS, difratometria de raios-X e ensaios de dureza. As fases γ -TiAl e α_2 - Ti_3Al foram observadas em diversas microestruturas de acordo com a composição química e tratamento térmico da amostra. Os parâmetros de rede e as frações volumétricas das fases γ -TiAl e α_2 - Ti_3Al foram determinados por difração de raios-X através do refinamento pelo método de Rietveld. A dureza média encontrada nas amostras TiAl foi de 272 a 340 HV_{500} . A liga $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ tratada termicamente a 1200°C por 7 dias apresentou-se monofásica γ -TiAl e foi a escolhida para os estudos de pares de difusão. Caracterização microestrutural por MO e MEV/EDS, ensaio de dilatométrica, ensaios de dureza e análise química foram executados no Aço retirado de um eixo do turbocompressor automotivo. Os pares de difusão γ -TiAl/Fe e γ -TiAl/Aço foram confeccionados e tratados a 800 , 1000 e 1200°C por 24 horas e caracterizados microestruturalmente com auxílio de um MEV/EDS. Nos pares confeccionados com Ferro, menores temperaturas de tratamento térmicos possibilitaram maiores regiões de ligação dos materiais e observou-se menores quantidades de trincas, provavelmente relacionado a menores tensões internas no resfriamento. Já nos pares confeccionados com Aço, observou-se a formação de carbonetos ricos em Titânio que atuaram como barreira de difusão, reduzindo consideravelmente as regiões de ligação em comparado com os pares confeccionados com Ferro. Em todos os pares de difusão, diversas regiões reacionais na interface de difusão foram observadas e através de dados da literatura, sugeriu-se as prováveis fases presentes em cada região.

Palavras-chave: γ -TiAl. Difusão. Par de Difusão. Ferro. Aço.

ABSTRACT

SILVA, P. R. S. A. **Study of the diffusion between γ -TiAl intermetallic phase and Fe / Steel.** 125p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2015.

Intermetallic compounds based on titanium aluminides are considered promising for structural applications in high temperatures. They presented mainly low density (3.2 to 4.2 g/cm³), high melting point (1400 to 1500 °C) and high mechanical strength between 600 and 950 °C. The study of diffusion between γ -TiAl and Fe-rich materials is important to observe phenomena and obtain relevant data joining these materials with steel – the most versatile metal alloy known. Components such as automotive turbochargers will benefit from the development and application of TiAl alloys, and represents an important aspect the junction between TiAl wheel and steel shaft component. The work was performed in three steps: obtaining γ -TiAl intermetallic single-phase; investigation of γ -TiAl/Fe diffusion couples; and investigation of γ -TiAl/Steel diffusion couples. Alloys with Ti₅₀Al₅₀ and Ti₄₇Al₅₃ compositions were made and characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy and EDS microanalysis, X-rays diffraction and hardness tests. The γ -TiAl and α_2 -Ti₃Al phases were observed in several microstructures according to the chemical composition and the sample heat-treatment. The lattice parameters and volumetric fractions of γ -TiAl and α_2 -Ti₃Al phases was determined by X-ray diffraction by the Rietveld method. The average hardness found in TiAl samples was 272-340 HV₅₀₀. The Ti₄₇Al₅₃ alloy heat-treated at 1200 °C for 7 days showed γ -TiAl single-phase and it was chosen for diffusion couples investigations. Microstructural characterization, dilatometry tests, hardness tests, and chemical analysis was performed on a steel sample removed from the automotive turbocharger shaft. The γ -TiAl/Fe and γ -TiAl/Steel diffusion couples were made and heat-treated at 800, 1000, 1200 °C for 24 hours and were microstructurally characterized by SEM/EDS. In couples made of Iron, lower heat-treatment temperatures allowed the highest attachment regions of the material and smaller amounts of cracks was found, probably due to lower internal stress during cooling. In the couples made of steel, it was observed the formation of Ti-rich carbides that worked as diffusion barrier, reducing considerably the binding regions compared with Iron couples. In all diffusion couples samples, several reaction regions on the diffusion interface were observed and through the literature it was suggested the probable phases present in each region.

Keywords: γ -TiAl. Diffusion. Diffusion couple. Iron. Steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Turbocompressor modelo TD05 utilizado no automóvel Mitsubishi Lancer Evolution VI.	21
Figura 2 - Conjunto rotor TiAl e eixo de aço mostrando a região de junção em um turbocompressor automobilístico.	23
Figura 3 - Gráficos mostrando (a) módulo de Young específico e (b) resistência ao escoamento a tração específica da liga TiAl e de outros materiais estruturais versus temperatura.	25
Figura 4 - Turbina aeronáutica produzida pela General Electric modelo GEnx - 1B para o Boeing 787 Dreamliner. As palhetas dos dois últimos estágios de baixa pressão são feitas de TiAl, sendo a primeira turbina do mundo a utilizar ligas de TiAl.	27
Figura 5 - a) Rotor em γ -TiAl de um turbocompressor de automóvel obtido por fundição. b) Válvulas de exaustão automobilísticas confeccionadas também em TiAl.	27
Figura 6 - Microestrutura de uma liga γ -TiAl com composição Ti-47Al-3,7(Nb,Cr,Mn,Si)-0,5B (% at.): a) Microestrutura grosseira lamelar γ -TiAl + α_2 -Ti ₃ Al no estado bruto de fusão (MO); b,c,d) Microestrutura após extrusão e forjamento seguido de tratamento térmico a diferentes temperaturas (MEV modo elétrons retroespalhados): b) microestrutura equiaxial near- γ (1300 °C); c) microestrutura duplex (1340 °C); d) quase-lamelar (1360 °C).	29
Figura 7 – Diagrama parcial de fases de equilíbrio indicando as temperaturas de tratamento térmico para a formação das microestruturas na liga Ti-48Al.	30
Figura 8 - Comparação da capacidade de resposta de um turbocompressor com rotor TiAl e com rotor Inconel 713C.	31
Figura 9 - Comparação da velocidade periférica de ruptura de um turbocompressor de TiAl com superligas à base de níquel.	32
Figura 10 - Principais estruturas cristalinas do binário Ti-Al. (a) α_2 -Ti ₃ Al : Hexagonal (estrutura D0 ₁₉ , protótipo Ni ₃ Sn); (b) γ -TiAl : Tetragonal (L1 ₀ , protótipo AuCu); (c) Fase B2 : Cúbica de alta temperatura (B2, protótipo CsCl).	33
<i>Figura 11 - Diagrama de fases do sistema Ti-Al.</i>	<i>34</i>
Figura 12 - Diagrama de fase do sistema Ti-Al mostrando as reações de solidificação. Atenção o eixo de concentração está invertido em comparação com a Figura 11.	35
Figura 13 - Diagrama de fase do sistema Ti-Al mostrando as reações no estado sólido. Atenção o eixo de concentração está invertido em comparação com a Figura 11.	36
Figura 14 - Projeção liquidus do sistema Ti-Al-Fe.	39
Figura 15 - Seção isotérmica a 1200 °C do sistema Ti-Al-Fe.	40
Figura 16 - Seção isotérmica a 1000 °C do sistema Ti-Al-Fe.	41

Figura 17 - Seção isotérmica a 800 °C do sistema Ti-Al-Fe.	41
Figura 18 - Gráfico de Arrhenius do coeficiente de difusão D do elemento Fe em TiAl versus temperatura para policristais (pontos não-ligados) e monocristais (pontos ligados por linhas).	43
Figura 19 - Comparação com gráfico de Arrhenius da difusão dos elementos Fe, Ti e Ni em um monocristal de Y-TiAl.	44
Figura 20 - Resultado de MEV/EDS da interface de difusão de Y-TiAl e de um aço eutetóide ligados por difusão a 1000 °C por 1 hora.	45
Figura 21 - Coeficiente de expansão térmica linear de um monocristal de Y-Ti ₄₄ Al ₅₆ medido ao longo da direção [100] (a) e da direção [001] (b). A linha pontilhada separa a região de baixa temperatura (LT) e alta temperatura (HT). Cabe salientar que os dados obtidos para LT e HT utilizaram equipamentos diferentes.	46
Figura 22 - Deformação ($\Delta L/L_0$) em função da temperatura (K) para o Fe puro em 4 amostras.	47
Figura 23 - Fluxograma de atividades para a obtenção e análise das amostras monofásica da fase Y-TiAl.	50
Figura 24 - Botão da liga Ti-Al no estado bruto de fusão.	51
Figura 25 - Fluxograma de atividades para a obtenção, montagem e análise dos pares de difusão.	52
Figura 26 - Lingote Y-TiAl após o corte por eletroerosão a fio nas dimensões utilizadas no trabalho e material restante.	53
Figura 27 - Esquema de montagem de amostras de par de difusão Y-TiAl/Fe para o trabalho: (a) visão dos materiais antes da montagem; (b) dimensões das amostras; (c) amostra pronta para teste.	54
Figura 28 - Amostra do par de difusão Y-TiAl/Fe após montagem e corte pronta para o estudo de difusão.	55
Figura 29 - Capsula de quartzo com amostra de TiAl conforme utilizada no trabalho.	56
Figura 30 - Micrografias da amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ no estado bruto de fusão. Microestrutura obtida via microscopia ótica. Ataque Kroll. Aumentos: a) 100 X; b) 200 X; c) 1000 X; d) 1000 X.	59
Figura 31 - Micrografias da amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ no estado bruto de fusão. Microestrutura obtida via microscopia eletrônica de varredura. Aumentos: a) 500 X; b) 1000 X.	60
Figura 32 - Micrografia da amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ no estado bruto de fusão. Microestrutura obtida via microscopia eletrônica de varredura. Aumento de 2000 X.	60
Figura 33 - Difratoograma de raios-X da amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ no estado bruto de fusão. Representado em vermelho dados experimentais, em preto simulado pelo método Rietvelt,	

em verde ângulos 2θ de difração das fases γ -TiAl e α_2 -Ti ₃ Al e em azul diferença entre os dados experimentais e simulados.	62
Figura 34 - Micrografias da amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Microestrutura obtida via microscopia ótica. Ataque Kroll. Aumentos: a) 100 X; b) 200 X; c) 500 X; d) 500 X.	64
Figura 35 - Micrografias da amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Microestrutura obtida via microscopia eletrônica de varredura. Aumentos: a) 500 X; b) 1000 X.	65
Figura 36 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. a) região rica na fase γ -TiAl; b) região rica na fase α_2 -Ti ₃ Al. Cabe salientar que os valores apresentados são médias de seis medidas.	66
Figura 37 - Difratoograma de raios-X da amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Representado em vermelho dados experimentais, em preto simulado pelo método Rietvelt, em verde ângulos 2θ de difração das fases γ -TiAl e α_2 -Ti ₃ Al e em azul diferença entre os dados experimentais e simulados.	67
Figura 38 - Micrografias da amostra Ti ₄₇ Al ₅₃ no estado bruto de fusão. Microestrutura obtida via MEV. Detector elétrons retroespalhados. Aumentos: a) 100 X; b) 500 X; c) 1000 X; d) 5000 X.....	69
Figura 39 - Difratoograma de raios-X da amostra Ti ₄₇ Al ₅₃ no estado bruto de fusão. Representado em vermelho dados experimentais, em preto simulado pelo método Rietvelt, em verde ângulos 2θ de difração das fases γ -TiAl e α_2 -Ti ₃ Al e em azul diferença entre os dados experimentais e simulados.	71
Figura 40 - Micrografias da amostra Ti ₄₇ Al ₅₃ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Microestrutura obtida via MEV. Aumentos: a) 100 X; b) 500 X; c) 1000 X; d) 5000 X.....	73
Figura 41 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da fase localizada no contorno de grão da amostra Ti ₄₇ Al ₅₃ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Cabe salientar que os valores apresentados são uma média de três medidas.	74
Figura 42 - Difratoograma de raios-X da amostra Ti ₄₇ Al ₅₃ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Representado em vermelho dados experimentais, em preto simulado pelo método Rietvelt, em verde ângulos 2θ de difração da fase γ -TiAl e em azul diferença entre os dados experimentais e simulados.....	75
Figura 43 - Micrografias da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo. Imagens obtidas via microscopia ótica. Ataque Nital 2%. Aumentos: a) 100 X; b) 500 X.	79
Figura 44 - Micrografias da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo. Imagens obtidas via MEV. Aumento 5000 X.	80

Figura 45 - Dilatograma da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo. Aquecimento de 25 °C até 1300 °C com taxa de 10 °C/minuto. Padrão alumina.	81
Figura 46 - Dilatograma da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo. Mostrando as deformações esperadas nas temperaturas dos tratamentos térmicos utilizadas no trabalho.....	82
Figura 47 - Micrografias do par de difusão sem a execução de um tratamento térmico de difusão. Microestrutura obtida via MEV mostrando a interface de contato dos materiais. Aumentos: a) 50 X; b) 100 X; c) 200 X; d) 1000 X.....	83
Figura 48 - Micrografias do par de difusão Y-TiAl/Fe tratamento térmico a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a região de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 100 X; c) 200 X; d) 500 X.	84
Figura 49 - Pontos de análises de MEV/EDS entre o centro do material rico em Fe até o material TiAl plotados na seção isotérmica ternária a 1200 °C do sistema Ti-Al-Fe.	85
Figura 50 - Análise tipo 'line scan' MEV/EDS da interface de difusão Y-TiAl/Fe tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água.	86
Figura 51 - Micrografias da região rica em TiAl do par de difusão Y-TiAl/Fe com tratamento térmico a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água. a) região trifásica com gradiente composicional; b) filme dividindo duas regiões.	87
Figura 52 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da região rica em TiAl do par de difusão Y-TiAl/Fe tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água. a) Medida do microconstituente do filme de difusão próximo a interface. b) Medida do filme formado entre a região bifásica e Y-TiAl. c) Medida na fase clara da região bifásica.	88
Figura 53 - Micrografias da região rica em Fe do par de difusão Y-TiAl/Fe tratada a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água. a) Junção das regiões ricas em Fe com as ricas em TiAl; b) Região bifásica (provável); c) Aumento na fase minoritária da região bifásica.	89
Figura 54 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da região rica em Fe do par de difusão Y-TiAl/Fe tratado a 1200 °C por 24 horas. a) Medida próxima a junção rica TiAl; b) Medida em na região bifásica; c) Medida na fase minoritária na região bifásica.	90
Figura 55 - Micrografia com indicação das prováveis fases presentes a 1200 °C no par de difusão Y-TiAl/Fe tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água.	91

Figura 56 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Fe tratamento térmico a 1000 °C por 24 horas e resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a interface de difusão. Aumentos: a) 40 X; b) 100 X; c) 200 X; d) 500 X.....	92
Figura 57 - Pontos de análises de MEV/EDS entre o centro do material rico em Fe até o material TiAl plotados na seção isotérmica ternária a 1000 °C do sistema Ti-Al-Fe.	93
Figura 58 - Análise tipo 'line scan' MEV/EDS da interface de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água.	94
Figura 59 - Micrografias mostrando os filmes reacionais do par de difusão γ -TiAl/Fe tratada a 1000 °C por 24 horas e resfriamento em água. Aumentos: a) 1000 x, b) 2000 x; c) 2500 x.	95
Figura 60 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS nos filmes de reacionais do par de difusão γ -TiAl/Fe tratado a 1000 °C por 24 horas e resfriada em água. a) Análise no filme formado na região rica em TiAl; b) Análise na região de transição aparentemente bifásica; c) Análise próxima de uma região descolada da região rica em Fe.	96
Figura 61 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes a 1000 °C no par de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água.	97
Figura 62 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Fe após tratamento térmico a 800 °C por 24 horas e resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a interface de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 500 X; c) 1500 X.....	98
Figura 63 - Pontos de análises de MEV/EDS entre o centro do material rico em Fe até o material TiAl plotados na seção isotérmica ternária a 800 °C do sistema Ti-Al-Fe.	99
Figura 64 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes a 800 °C no par de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água.....	100
Figura 65 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Aço tratamento térmico a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a região de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 200 X; c) 500 X; d) 1000 X.....	101
Figura 66 - Análise de mapeamento de elementos químicos na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço tratamento térmico a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Ferro; c) Elemento Titânio; d) Elemento Alumínio.	102
Figura 67 - Análise de mapeamento do elemento químico carbono na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço com tratamento térmico de 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento carbono.	103

Figura 68 - Análise de composição química pela técnica MEV/EDS nos filmes de reacionais do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado a 1200 °C por 24 horas resfriada em água. a) Análise no filme de carbonetos; b) Análise da região fragmentada; c) Análise do filme formado na região rica em Ti e Al.	104
Figura 69 - Ponto de análise de MEV/EDS da região fragmentada do par de difusão TiAl/Aço a 1200 °C por 24 h plotado na seção isotérmica ternária do sistema Ti-Al-Fe.	105
Figura 70 - Análise de composição química pela técnica MEV/EDS da região rica em Fe do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado a 1200 °C por 24 horas resfriada em água.	106
Figura 71 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes a 1200 °C na junção do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água.	106
Figura 72 - Micrografias do par de difusão Y-TiAl/Aço tratamento térmico a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a região de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 500 X; c) 5000 X.	107
Figura 73 - Análise de mapeamento de elementos químicos na interface de difusão do par Y-TiAl/Aço tratamento térmico a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Ferro; c) Elemento Titânio; d) Elemento Alumínio.	108
Figura 74 - Análise de mapeamento do elemento químico carbono na interface de difusão do par Y-TiAl/Aço tratamento térmico a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Carbono.	109
Figura 75 - Análise de composição química pela técnica MEV/EDS nos filmes de reacionais do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado a 1000 °C por 24 horas resfriada em água. a) Análise no filme poroso; b) Análise do filme de carboneto; c) Análise do filme compacto claro.	110
Figura 76 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes a 1000 °C na junção do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água.	111
Figura 77 - Micrografias do par de difusão Y-TiAl/Aço tratamento térmico a 800 °C por 24 horas e resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a interface de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 200 X; c) 1000 X; d) 5000 X.	112
Figura 78 - Análise de mapeamento de elementos químicos na interface de difusão do par Y-TiAl/Aço tratamento térmico a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Ferro; c) Elemento Titânio; d) Elemento Alumínio.	113
Figura 79 - Análise de mapeamento do elemento químico carbono na interface de difusão do par Y-TiAl/Aço tratamento térmico a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água.	

Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Carbono.	114
Figura 80 - Análise de composição química pela técnica MEV/EDS nos filmes de reacionais do par de difusão γ -TiAl/Aço tratado a 800 °C por 24 horas resfriada em água. a) Análise do filme próximo a γ -TiAl; b) Análise do filme próximo ao Aço.	115
Figura 81 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes 'a 800 °C na junção do par de difusão γ -TiAl/Aço tratado termicamente a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água.	116

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades dos Aluminetos de Titânio em comparação com as ligas de titânio convencionais e as superligas a base de níquel.....	26
Tabela 2 - Dados cristalográficos das principais fases no sistema Ti-Al.	34
Tabela 3 - Dados cristalográficos das fases ternárias do sistema Ti-Al-Fe.....	38
Tabela 4 - Dados de autodifusão para as fases α_2 -Ti ₃ Al e γ -TiAl.	43
Tabela 5 - Composição química esperada para o material Titânio grau 2 utilizado no trabalho.....	49
Tabela 6 - Composição química do material alumínio padrão analítico utilizado no trabalho.	49
Tabela 7 - Composição química do material ferro comercialmente puro utilizado no trabalho.....	49
Tabela 8 - Identificação adotada para as amostras utilizadas na etapa de obtenção do material γ -TiAl monofásico.....	51
Tabela 9 - Nomenclaturas dos pares de difusão γ -TiAl/Fe e γ -TiAl/Aço: temperaturas e tempo.	55
Tabela 10 - Composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas e medidas pela técnica MEV/EDS na amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ no estado bruto de fusão.	61
Tabela 11 - Parâmetros de rede médios das fases encontradas na amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ no estado bruto de fusão.....	62
Tabela 12 - Porcentagem em peso das fases na amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ no estado bruto de fusão obtida através do método de Rietvelt.	63
Tabela 13 - Composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas e medidas pela técnica MEV/EDS na amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias.	66
Tabela 14 - Parâmetros de rede médios encontrados na amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias.	67
Tabela 15 - Porcentagem em peso das fases na amostra Ti ₅₀ Al ₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias obtida através do método de Rietvelt.	68
Tabela 16 - Composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas medidas pela técnica MEV/EDS na amostra Ti ₄₇ Al ₅₃ no estado bruto de fusão.	70
Tabela 17 - Parâmetros de rede médios encontrados nas fases da amostra Ti ₄₇ Al ₅₃ no estado bruto de fusão.....	71
Tabela 18 - Porcentagem em peso das fases na amostra Ti ₄₇ Al ₅₃ no estado bruto de fusão obtida através do método de Rietvelt.	72

Tabela 19 - Composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas e medidas pela técnica MEV/EDS na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias.	75
Tabela 20 - Parâmetros de rede médios da fase γ -TiAl encontrados na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico.	76
Tabela 21 - Porcentagem em peso das fases na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico obtida através do método de Rietvelt.	76
Tabela 22 - Dilatação esperada nas temperaturas utilizadas nos pares de difusão no trabalho para a fase γ -TiAl.....	77
Tabela 23 - Dilatação esperada nas temperaturas utilizadas nos pares de difusão no trabalho para o Fe comercialmente puro.....	78
Tabela 24 - Composição química da amostra de aço retirada do eixo do turbocompressor automotivo utilizada no trabalho.....	79
Tabela 25 - Dilatações esperadas nas temperaturas utilizadas nos pares de difusão no trabalho para o Aço. Dados obtidos através do dilatograma.	82

LISTA DE SIGLAS

ASM - Sociedade Americana de Metais - *American Society for Metals*

DRX - Difração de Raios-X

EDS - Espectrômetria de Energia Dispersiva - *Energy Dispersive Spectrometry*

HV - Dureza Vickers - *Hardness Vickers*

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MO - Microscopia Ótica

Sumário

1.	INTRODUÇÃO	21
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
2.1	LIGAS γ -TiAl: PROPRIEDADES, MICROESTRUTURA E APLICAÇÕES ..	24
2.1.1	O intermetálico γ -TiAl	24
2.1.2	Ligas comerciais baseadas no sistema γ -TiAl	28
2.1.3	Rotores de turbocompressor baseados em TiAl	30
2.2	DIAGRAMA DE FASES	33
2.2.1	Sistema Ti-Al	33
2.2.2	Sistema Ti-Al-Fe	37
2.3	DIFUSÃO.....	42
2.3.1	Difusão nas ligas TiAl	42
2.3.2	Coeficientes de dilatação linear	46
3.	MATERIAIS E MÉTODOS.....	49
3.1	MATÉRIAS-PRIMAS.....	49
3.2	AMOSTRAS PARA OBTENÇÃO DA FASE γ -TiAl MONOFÁSICA	50
3.3	AMOSTRAS DOS PARES DE DIFUSÃO γ -TiAl, Fe E AÇO	52
3.4	EQUIPAMENTOS E TÉCNICAS UTILIZADOS NO ESTUDO	55
3.4.1	Fusão a arco.....	55
3.4.2	Tratamentos Térmicos	56
3.4.3	Difratometria de Raios-X.....	57
3.4.4	Caracterização Microestrutural	57
3.4.5	Ensaio de Dureza	58
3.4.6	Análise Química.....	58
3.4.7	Ensaio de Dilatometria.....	58
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	59
4.1	OBTENÇÃO DA FASE γ -TiAl MONOFÁSICA	59
4.1.1	Amostra $Ti_{50}Al_{50}$	59

4.1.2	Amostra $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$	69
4.2	PAR DE DIFUSÃO	77
4.2.1	γ -TiAl.....	77
4.2.2	Fe comercialmente puro.....	77
4.2.3	Aço do eixo do turbocompressor automotivo.....	78
4.2.4	Par de difusão sem tratamento térmico	82
4.3	PARES DE DIFUSÃO γ -TiAl/Fe.....	84
4.3.1	Tratado a 1200 °C / 24 h	84
4.3.2	Tratado a 1000 °C / 24 h	92
4.3.1	Tratado a 800 °C / 24 h	98
4.4	PARES DE DIFUSÃO γ -TiAl/AÇO	101
4.4.1	Tratado a 1200 °C / 24 h	101
4.4.2	Tratado a 1000 °C / 24 h	107
4.4.3	Tratado a 800 °C / 24 h	112
5.	CONCLUSÕES	117
	REFERÊNCIAS	121

1. INTRODUÇÃO

Atualmente na indústria automobilística, com o maior rigor das legislações e a maior exigência dos consumidores, são necessárias melhorias no consumo de combustível, nas emissões e nos índices de ruídos, assim como a redução de peso dos motores a combustão. Para alcançar esses objetivos a indústria automobilística está investindo no *downsizing* dos motores e na melhoria da eficiência dos mesmos ¹. Uma tecnologia que tem seu uso cada vez mais pertinente para melhor eficiência é o turbocompressor. Esse componente tem como objetivo aproveitar a energia dos gases de escape, aumentando a pressão interna do motor e tornando a combustão mais eficiente e limpa ^{2;3}. Na Figura 1 é mostrado em corte um típico turbocompressor automobilístico.

Figura 1 - Turbocompressor modelo TD05 utilizado no automóvel Mitsubishi Lancer Evolution VI.

Fonte: Adaptado de TETSUI (2002) ².

Um dos principais itens de um turbocompressor corresponde ao rotor que recebe os gases quentes após combustão. Atualmente, os rotores quentes dos turbocompressores são confeccionados com superligas à base de níquel através da técnica de microfusão de precisão conhecida como *investment casting*. Esses materiais e processos são bem conhecidos e já são industrialmente maduros, porém a alta massa específica (por volta de 8 g/cm³) desses materiais é considerada indesejável para aplicações em partes móveis ⁴. Com a redução da massa específica nos turbocompressores seria proporcionado melhores tempos de resposta, maiores velocidades de rotação e menores vibrações dos

componentes ². Sendo assim, consideráveis esforços vêm sendo feitos para o desenvolvimento das ligas baseadas na fase intermetálica γ -TiAl. Esses materiais apresentam baixa massa específica ($3,8 \text{ g/cm}^3$) e boa resistência mecânica em altas temperaturas, apresentando, conseqüentemente, excelente resistência específica. Devido a essa característica os Aluminetos de Titânio apresentam um potencial significativo para aplicações em sistemas avançados de conversão de energia, substituindo ligas mais densas em temperaturas de operação moderadas da ordem de $600 - 950 \text{ }^\circ\text{C}$ ^{1; 2}.

Algumas propriedades importantes para aplicações em alta temperatura em que a fase intermetálica γ -TiAl apresenta vantagens em relação a diversos outros materiais, como ligas convencionais de titânio ou superligas à base de níquel, são: alto ponto de fusão; baixa massa específica; alta resistência mecânica específica; baixa difusividade; boa estabilidade estrutural; boa resistência a oxidação/corrosão; alta resistência a ignição, entre outras propriedades ^{5; 6; 7}. Sabe-se que a Mitsubishi já utiliza rotores de TiAl em turbocompressores do modelo Lancer Evolution VI em carros de competição e automóveis de série desde 1999. Já possuindo mais de 5000 unidades produzidas e sendo considerado uma das principais tecnologias do modelo de Rally ².

Porém, a substituição de rotores de turbocompressores automobilísticos confeccionados em superligas à base de níquel por ligas de TiAl apresentam dificuldades tecnológicas. As principais dificuldades são relacionadas a maior temperatura de fusão dessas ligas, dificultando o processamento; e a alta reatividade dos elementos Ti e Al em altas temperaturas, o que provoca uma dificuldade em relação aos materiais utilizados em contato com a liga no estado líquido (como por exemplo os refratários) e a atmosfera do processamento ⁸. Assim, processos bem estabelecidos da indústria de microfusão de precisão devem ser adaptados, revistos ou até mesmo substituídos para que sejam satisfatórios ⁹. Um outro aspecto diz respeito à junção do rotor de TiAl com o eixo de aço para conexão com a parte fria do componente. Sabe-se que a qualidade e sanidade da junta é essencial pelas altas tensões mecânicas e pela alta ciclagem térmica que esses componentes estão sujeitos em serviço. Como fator agravante pode-se apontar a grande diferença dos coeficientes de dilatação térmica entre o TiAl e o aço, dificultando o processamento, e contribuindo para deteriorar a qualidade da junta com os ciclos térmicos que caracterizam um turbocompressor em operação. Atualmente, a união desses componentes é realizada pelos processos de Brazagem e soldagem EBW (*Electron Beam Welding*), sendo processos caros e que necessitam de um controle de um grande número de parâmetros ^{1; 2}. Na Figura 2 é apresentado o conjunto rotor TiAl e eixo de aço mostrando a região de junção.

Figura 2 - Conjunto rotor TiAl e eixo de aço mostrando a região de junção em um turbocompressor automobilístico.

Fonte: Adaptado de TETSUI (2002) ².

O objetivo desse trabalho é através do estudo de difusão coletar informações fundamentais para a junção de componentes confeccionados em Aluminetos de Titânio e ligas de Ferro, como os Aços. Sendo este estudo importante para a compreensão dos mecanismos de junção autógena em processos em estado totalmente sólido ou na presença da fase líquida. Cabe salientar que esses novos materiais, ligas TiAl, apresentam grandes dificuldades de junção: por apresentarem baixa difusividade e uma grande diferença de coeficientes de dilatação linear com relação às ligas de Fe ^{1; 6; 10; 11; 12}. O estudo se dividiu em três etapas: a primeira etapa foi o desenvolvimento de uma liga monofásica γ -TiAl através de diferentes composições químicas e tratamentos térmicos; posteriormente foram confeccionados e analisados pares de difusão da fase γ -TiAl e o Ferro comercialmente puro; e na sequência pares de difusão entre a fase γ -TiAl e um Aço retirado do eixo de um turbocompressor automotivo comercial para o entendimento da influência dos elementos de liga na difusão/junção dos materiais. O estudo experimental utilizou de técnicas de caracterização microestrutural, como: Microscopia ótica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Microanálise Eletrônica em MEV (EDS) e Difractometria de Raios-X (DRX). Também, foram utilizados ensaios de dureza Vickers (HV) como caracterização mecânica em temperatura ambiente e de ensaios de dilatométrica linear para melhor entendimento e compreensão dos fenômenos envolvidos nos pares de difusão.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS γ -TiAl: PROPRIEDADES, MICROESTRUTURA E APLICAÇÕES

2.1.1 O intermetálico γ -TiAl

Compostos intermetálicos são conhecidos por apresentar diversas propriedades exóticas, muitas delas promissoras para aplicações não-estruturais, como propriedades elétricas, térmicas e magnéticas ¹³. Entretanto, após aproximadamente 40 anos de estudos, compostos intermetálicos também se apresentam promissores para substituir materiais estruturais tradicionais, especialmente em aplicações em altas temperaturas ¹⁴; ¹⁵; ¹⁶.

Atualmente, quatro classes de materiais intermetálicos são industrialmente maduros para competir com os materiais tradicionais em aplicações estruturais: TiAl, NiAl, FeAl e MoSi₂ ¹⁵; ¹⁶. Nos últimos anos, esforços consideráveis têm sido feitos no desenvolvimento de ligas baseadas no intermetálico γ -TiAl, visando aplicações estruturais em médias e altas temperaturas. Visto que a baixa densidade destes compostos, aliada à boa resistência mecânica e boa resistência à oxidação em altas temperaturas são fatores favoráveis e desejados para diversas aplicações aeroespaciais e automobilísticas ⁹. As principais propriedades que motivaram o desenvolvimento dessa classe de materiais em comparação com outros materiais aeroespaciais são:

- Alto ponto de fusão;
- Baixa massa específica (3,2 - 4,2 g/cm³);
- Alta resistência e módulo específico;
- Baixa difusividade;
- Boa estabilidade estrutural;
- Boa resistência à corrosão e oxidação ¹; ¹⁷.

Essas propriedades listadas são atribuídas, principalmente, a estrutura cristalina tetragonal fortemente ordenada; trazendo vantagens substanciais em sistemas de conversão de energia, melhorando o rendimento e reduzindo impactos ambientais. Aplicações como rotores quentes de turbocompressores e válvulas automobilísticas, palhetas e partes estruturais de turbinas aeronáuticas são aplicações promissoras das ligas γ -TiAl; em substituição às superligas à base de níquel, aços especiais e ligas de titânio ⁹.

Na Figura 3 são apresentados os dados de resistência ao escoamento específico e módulo de Young específico do composto TiAl em comparação com outros materiais estruturais aplicados em temperaturas elevadas, como as superligas e ligas de titânio. Os

dados indicam que as ligas de TiAl apresentam propriedades promissoras em comparação aos outros materiais listados entre as temperaturas de 600 à 950 °C, podendo ser amplamente aplicada em componentes dos motores automobilísticos e turbinas industriais

17.

Figura 3 - Gráficos mostrando (a) módulo de Young específico e (b) resistência ao escoamento a tração específica da liga TiAl e de outros materiais estruturais versus temperatura.

Fonte: Adaptado de DIMIDUK (1999) ¹⁷.

Na Tabela 1 são apresentadas diversas propriedades dos aluminetos de titânio (Ti_3Al e TiAl) comparado com as ligas convencionais de titânio e as superligas à base de níquel. Cabe salientar que os intermetálicos apresentam baixa massa específica e alto ponto de fusão com resistências mecânicas e de oxidação comparáveis aos concorrentes

18; 19; 20.

Tabela 1 - Propriedades dos Aluminetos de Titânio em comparação com as ligas de titânio convencionais e as superligas à base de níquel.

Propriedades	Ligas de Titânio	Intermetálico Ti₃Al	Intermetálico TiAl	Superligas à base de Ni
Massa específica, g/cm ³	4,5	4,1 - 4,7	3,7 - 3,9	7,5 - 8,3
Módulo de Young, GPa	96 - 117	100 - 145	160 - 176	180 - 206
Tensão de escoamento, MPa	380 - 1150	700 - 990	400 - 650	-
Tensão de ruptura, MPa	480 - 1200	800 - 1140	450 - 800	-
Limite de fluência, °C	600	760	1000	1090
Limite de Oxidação, °C	600	650	900	1090
Ductilidade - T _{amb} , %	20	2 - 10	1 - 4	3 - 5
Ductilidade - T _{elevada} , %	Alta	10 - 20	10 - 60	10 - 20
Ponto de fusão, °C	-	1600	1460	1400

Fonte: Adaptado de SANTOS (1996) ¹⁸; WELSCH, BOYER, COLLINGS (1993) ¹⁹.

Como ponto crítico, cabe salientar que os aluminetos de titânio possuem baixa ductilidade em temperatura ambiente devido à natureza intermetálica; sendo por volta de 1 % ^{1; 10}. Este fato, junto com a grande reatividade com o elemento oxigênio tornam o material difícil de se processar, exigindo-se uma profunda compreensão da metalurgia física envolvida, e consequentemente, dificultando a implementação em escala industrial ^{21; 22}. No entanto, existem trabalhos de pelo menos duas décadas sobre ligas do sistema TiAl, inclusive com resultados de sucesso em aplicação, como os avanços feitos pela empresa General Electric, utilizando esta liga no motor GEnx-1B representado na Figura 4 ¹.

Figura 4 - Turbina aeronáutica produzida pela General Electric modelo GEnx - 1B para o Boeing 787 Dreamliner. As palhetas dos dois últimos estágios de baixa pressão são feitas de TiAl, sendo a primeira turbina do mundo a utilizar ligas de TiAl.

Fonte: Adaptado de APPEL, PAUL, OEHRING (2011) ¹.

Porém, a indústria automobilística será provavelmente a primeira a adotar ligas de γ -TiAl em grande escala de produção, apesar de normalmente as indústrias aeronáutica e aeroespacial serem as pioneiras na aplicação de novos materiais estruturais em altas temperaturas ^{2; 23; 24}. Na Figura 5-a é apresentado um rotor confeccionado em γ -TiAl para um turbocompressor automobilístico ²⁵; já na Figura 5-b é apresentada uma válvula de exaustão automobilística, também, confeccionadas em γ -TiAl ²⁶. Ambos componentes são utilizados em motores de alto desempenho, como carros de Formula 1 e outros carros de competição.

Figura 5 - a) Rotor em γ -TiAl de um turbocompressor de automóvel obtido por fundição. b) Válvulas de exaustão automobilísticas confeccionadas também em TiAl.

Fonte: Adaptado de LORIA (2001) ²⁵; GEBAUER (2006) ²⁶.

2.1.2 Ligas comerciais baseadas no sistema γ -TiAl

As ligas comerciais e experimentais cujo teor de Al se encontram entre 35 e 65 % (em atômico) são normalmente divididas em duas categorias: ligas monofásicas ou bifásicas. As ligas bifásicas consistem numa mistura das fases γ -TiAl e α_2 -Ti₃Al enquanto que as monofásicas são compostas pela fase γ -TiAl ^{1; 19}. Ambas as fases dissolvem determinados elementos de liga que são adicionados para alterar determinadas propriedades ou promover determinadas microestruturas. Entretanto, cabe salientar que pequenas frações da fase β do titânio na sua forma ordenada designada por B2 podem estar presente, estabilizada pela adição de determinados elementos de ligas ¹¹.

Atualmente, os esforços de desenvolvimento se concentram nas ligas bifásicas γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al, visto que nestes materiais pode-se modular as propriedades desejadas através de diferentes microestruturas. Dentro dessa categoria, as ligas mais estudadas são chamadas na literatura como *near-gamma alloys* (ligas quase-gamma), visto que possuem uma grande fração volumétrica da fase γ -TiAl ^{18; 27}. Esses materiais são microligados com diversos componentes, normalmente seguindo Ti-(46-52)Al-(1-10)M₁-(1-10)M₂. Os elementos M₁ são normalmente V, Cr ou Mn utilizados com o intuito de aumentar a ductilidade, causar o endurecimento por solução sólida e reduzir o tamanho de grão. Já os elementos M₂ são os elementos Nb, Ta, W ou Mo adicionados com o intuito de aumentar a resistência a oxidação e promover o endurecimento por solução sólida na fase γ . Também, em alguns casos pode-se adicionar os elementos C ou B em baixos teores (0,1 a 1 %) com o intuito de melhorar algumas propriedades, principalmente a resistência à fluência ^{15; 20}.

Um exemplo típico de liga comercial amplamente estudada e utilizada que segue esse conceito é a 47-2-2, composta por Ti-47Al-2Cr-2Nb. Sabe-se que as adições de Cr e Nb se fazem necessário para uma melhor ductilidade e melhor resistência à corrosão, como citado anteriormente. Esse material é utilizado para a confecção de palhetas de turbina e rotores de turbocompressores automobilísticos e apresenta um ótimo balanço de propriedades ^{9; 15; 18; 28}.

Porém, cabe salientar que as ligas γ -TiAl são muito sensíveis às impurezas introduzidas durante a sua fabricação. Sabe-se, por exemplo, que o oxigênio, o carbono e o hidrogênio dissolvido intersticialmente tendem a reduzir a ductilidade do material, sendo crítico o controle dos teores dos mesmos ¹⁵.

O desenvolvimento das ligas γ -TiAl ocorreu através do conhecimento dos efeitos dos diversos elementos de liga. Portanto, diversas gerações de ligas foram desenvolvidas com o passar dos anos. As ligas de primeira geração, ex. Ti-45Al-1V-0,3C, foram elaboradas

com o intuito de melhorar a ductilidade e resistência à fluência das ligas binárias Ti-Al. Já a segunda geração, ex. Ti-48Al-2(Cr ou Mn)-2Nb, teve como propósito melhorar a resistência à oxidação. Já as ligas de terceira geração, ex. Ti-(45-49)Al-(0-3)(Cr, Mn, V)-(0-0,05)B-(0,05-0,3)Si, apresenta a pequena adição dos elementos B, C e Si com intuito de obter microestruturas mais finas ^{9; 15}.

Na Figura 6 são apresentadas algumas das principais microestruturas das ligas bifásicas γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al. Na Figura 6-a, observa-se uma estrutura lamelar grosseira γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al no estado bruto de fusão. A Figura 6-b mostra uma microestrutura equiaxial *near*- γ (quase que totalmente γ -TiAl), e as Figuras 6-c,d apresentam microestruturas duplex e lamelar, respectivamente ⁹.

*Figura 6 - Microestrutura de uma liga γ -TiAl com composição Ti-47Al-3,7(Nb,Cr,Mn,Si)-0,5B (% at.): a) Microestrutura grosseira lamelar γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al no estado bruto de fusão (MO); b,c,d) Microestrutura após extrusão e forjamento seguido de tratamento térmico a diferentes temperaturas (MEV modo elétrons retroespalhados): b) microestrutura equiaxial *near*- γ (1300 °C); c) microestrutura duplex (1340 °C); d) quase-lamelar (1360 °C).*

Fonte: Adaptado de APPEL et al. (2000) ⁹.

Na Figura 7 é apresentado o diagrama de fases do sistema Ti-Al, mostrando as microestruturas esperadas de acordo com a temperatura de tratamento térmico. Essas microestruturas são moduladas de acordo com a fração das fases γ -TiAl e α_2 -Ti₃Al existentes no material ¹⁴. Cabe salientar que a taxa de resfriamento também tem grande importância na microestrutura final do material.

Figura 7 – Diagrama parcial de fases de equilíbrio indicando as temperaturas de tratamento térmico para a formação das microestruturas na liga Ti-48Al.

Fonte: Adaptado de DJANARTHANY, VIALA, BOUIX (2001) ¹⁴.

2.1.3 Rotores de turbocompressor baseados em TiAl

Um turbocompressor é um dispositivo presente em motores automobilísticos modernos, em que a energia térmica e cinética dos gases de exaustão é parcialmente aproveitada através de um rotor e de um compressor conectados por um eixo, visando aumentar o fluxo de ar fornecido ao motor e assim melhorar a eficiência de combustão ^{2; 7}.

O aperfeiçoamento do turbocompressor é uma maneira eficaz de melhorar a eficiência dos veículos em geral. Uma das maneiras mais simples é aplicar materiais leves nas partes móveis do componente ²⁹. Entretanto, como os rotores são submetidos a altas temperaturas, por volta de 650 - 850 °C para motores a diesel e de 850 - 1000 °C para motores a gasolina, por longos períodos de tempo e envolvendo ciclos térmicos, a resistência mecânica em altas temperaturas é essencial para o material do rotor. Portanto,

materiais leves convencionais, como ligas de alumínio e de titânio, não podem ser usados para a produção destes componentes. Sendo assim, ligas ‘leves’ baseadas nos intermetálicos do sistema TiAl constituem materiais promissores a essas aplicações ^{7; 20}.

As principais vantagens dos turbocompressores automobilísticos confeccionados com ligas TiAl, em relação aos materiais convencionais (ex.: superligas à base de níquel), são: melhores tempos de resposta pela redução do momento inercial e maiores velocidades de rotação. E assim, consequentemente, melhor rendimento do componente e do conjunto mecânico ²³.

Na Figura 8 é apresentada as curvas de pressão *versus* tempo de turbocompressores com rotores confeccionados com TiAl e superligas à base de níquel (Inconel 713C). Observa-se que o turbocompressor TiAl atinge a pressão de sobrealimentação necessária de 50 kPa em 0,2 s antes que o componente convencional; mostrando uma melhor capacidade de resposta do componente. Este efeito é atribuído principalmente a redução do peso do rotor do turbocompressor, proporcionando um ganho de desempenho facilmente percebido pelo condutor do veículo ². Cabe salientar que com a redução no tempo de resposta ocorre uma redução no fenômeno de *turbo lag* (atraso na resposta do veículo pela inercia do turbocompressor), fenômeno que já causou diversos acidentes pela não-linearidade de resposta do veículo.

Figura 8 - Comparação da capacidade de resposta de um turbocompressor com rotor TiAl e com rotor Inconel 713C.

Fonte: Adaptado de TETSUI (2002) ².

Já na Figura 9 são apresentados os resultados dos testes de rotação à quente dos rotores na temperatura de 1000 °C. Os materiais utilizados para comparação com a liga de TiAl são as superligas Inconel 713C (amplamente utilizada em rotores de carros comerciais) e MAR-M247 (normalmente utilizado em rotores de carros de alto desempenho). Observa-se um aumento na velocidade periférica de ruptura para o turbocompressor TiAl em relação aos outros materiais, sendo um reflexo da excelente resistência específica das ligas TiAl. Este resultado indica que maiores diâmetros de rotores, maiores pressões aerodinâmicas e maiores velocidades de rotação são possíveis com a utilização das ligas TiAl. Sendo assim, é possível projetar turbocompressores e motores com maior eficiência em comparação com os materiais convencionais ².

Figura 9 - Comparação da velocidade periférica de ruptura de um turbocompressor de TiAl com superligas à base de níquel.

Fonte: Adaptado de TETSUI (2002) ².

Diversas empresas automobilísticas estão desenvolvendo turbocompressores com rotores de TiAl para se beneficiar da excelente capacidade de resposta destes componentes. Cabe salientar que em 2014, com a utilização do turbocompressor em motores da Formula 1, o desenvolvimento dessa tecnologia está em pleno foco. Visto que a Formula 1 é um dos principais 'laboratórios tecnológicos' para aperfeiçoamento das tecnologias automobilísticas presentes ³⁰.

2.2 DIAGRAMA DE FASES

2.2.1 Sistema Ti-Al

O sistema binário Ti-Al contém diversas fases intermetálicas e soluções sólidas que são consideradas promissoras para diversas aplicações especialmente pela baixa massa específica. Entretanto, apenas ligas baseadas na fase γ -TiAl (tetragonal $L1_0$) e α_2 -Ti₃Al (hexagonal $D0_{19}$) são consideradas promissoras como materiais estruturais para altas temperaturas. Especificamente, o interesse tem sido fortemente focado nas ligas de aluminetos de titânio γ com pequenas frações da fase α_2 . Na Figura 10 é apresentada as estruturas cristalinas das fases γ , α_2 e B2; e na Tabela 2 são apresentados os dados cristalográficos dessas fases. Cabe salientar que a fase B2 pode ser observada nas ligas de aluminetos de titânio e trata-se da fase β -Ti na forma ordenada. Ambas as fases podem se formar no resfriamento do material dependendo da composição química (altos teores de alumínio, cromo e nióbio) e das condições de processamento (resfriamento) ^{1; 15; 20}.

Figura 10 - Principais estruturas cristalinas do binário Ti-Al. (a) α_2 -Ti₃Al : Hexagonal (estrutura $D0_{19}$, protótipo Ni₃Sn); (b) γ -TiAl : Tetragonal ($L1_0$, protótipo AuCu); (c) Fase B2 : Cúbica de alta temperatura (B2, protótipo CsCl).

Fonte: Adaptado de APPEL, PAUL, OEHRING (2011) ¹.

Tabela 2 - Dados cristalográficos das principais fases no sistema Ti-Al.

Fase	Símbolo da estrutura	Estrutura cristalina	Grupo espacial	Notação de Pearson	Parâmetros de Rede (nm)	
					a	c
Ti (α)	A3	HC	P6 ₃ / mmc	hP2	0,29508	0,46885
Ti (β)	A2	CCC	Im3m	cI2	0,33132	-
Ti ₃ Al (α_2)	D0 ₁₉	Hexagonal (O)	P6 ₃ / mmc	hP8	0,5782	0,4629
TiAl (γ)	L1 ₀	Tetragonal de face centrada (O)	P4 / mmm	tP4	0,2829	0,4071
B2	B2	CCC (O)	— Pm3m	cP2	0,322	-

*(O) – Ordenada.

Fonte: Adaptado de GUEDES (2004) ¹⁵.

Na Figura 11 é apresentado o diagrama de fases do sistema Ti-Al atualmente aceito na literatura ³¹. Porém, versões com grandes discrepâncias foram publicadas devido a diversos fatores, tais como: a alta sensibilidade a impurezas não-metálicas, em particular o oxigênio, no equilíbrio de fases; discussões sobre as reações ligadas a solidificação (Equações 1 e 2) e a reação de transformação ordem-desordem $\alpha \rightarrow \alpha_2$ (Equações 3 e 4) ³².

Figura 11 - Diagrama de fases do sistema Ti-Al.

Fonte: ASM Internacional 2009 - n° 100048. Adaptado de SCHUSTER, PALM (2006) ³¹.

Cabe ressaltar que o intermetálico γ -TiAl apresenta uma estrutura cristalina ordenada tetragonal de faces centradas (Figura 10-b) e tem como composição química de 37 a 53% atômica de Ti dependendo da temperatura (Figura 11). A estrutura cristalina deste intermetálico se caracteriza por apresentar os planos (002) alternadamente constituídos por átomos de Ti e por átomos de Al ¹⁵.

Na Figura 12 é apresentado uma ampliação do diagrama de fases na região correspondente à maioria das ligas γ -TiAl com interesse tecnológico, normalmente entre 44 e 50% atômica de Al, mostrando as reações de solidificações desses materiais ^{1; 15}. Observa-se que as principais reações de solidificações desses materiais são peritéticas, representadas nas equações (1) e (2). Cabe salientar que uma discussão relevante a esse diagrama é a formação da fase γ -TiAl de maneira congruente ou através da reação peritética representada na equação (2). Nesse trabalho foi adotada a reação peritética para a formação da fase γ -TiAl para interpretação dos resultados.

Figura 12 - Diagrama de fase do sistema Ti-Al mostrando as reações de solidificação. Atenção o eixo de concentração está invertido em comparação com a Figura 11.

Fonte: Adaptado de GUEDES (2004) ¹⁵.

Na Figura 13 é apresentado o diagrama de fase do sistema Ti-Al mostrando as reações no estado sólido. Observa-se que as ligas com maior interesse tecnológico do sistema Ti-Al com composição ao redor de $Ti_{50}Al_{50}$ sofrem a reação eutetóide representada na equação (3), e uma transformação ordem-desordem com o máximo representado na equação (4).

Figura 13 - Diagrama de fase do sistema Ti-Al mostrando as reações no estado sólido. Atenção o eixo de concentração está invertido em comparação com a Figura 11.

Fonte: Adaptado de GUEDES (2004) ¹⁵.

Sendo assim, cabe salientar algumas características do sistema Ti-Al que devem ser observadas. Ligas de engenharia de 44 a 49% at. de Al, com base na fase γ -TiAl, normalmente se solidificam através da fase β (equação 1). Porém dependendo da composição da liga e das condições de processamento é possível que ocorram duas reações peritéticas (Equações 1 e 2). Sendo assim, pequenas diferenças de composição química podem resultar em grandes diferenças microestruturais de solidificação e texturas. Além disso, a existência de regiões de uma única fase (α) ou duas ($\beta + \alpha$) em altas

temperaturas é uma característica das ligas γ -TiAl. Semelhante aos aços, depois de tratamentos térmicos na região austenítica, uma variedade de diferentes transformações de fases e microestruturas podem ocorrer durante o resfriamento ou após tratamentos térmicos posteriores. Como exemplo, a Figura 6 mostra uma gama de diferentes microestruturas obtidas através de tratamentos térmicos nas ligas γ -TiAl. Assim, propriedades mecânicas podem ser moduladas através de processamentos metalúrgicos convencionais, como ajustes na composição química e tratamentos térmicos ^{1; 33}.

Já a reação eutetóide (Equação 3) ocorre em todas ligas γ -TiAl de engenharia. Essa reação, geralmente, apresenta um crescimento lamelar cooperativo entre as fases α_2 -Ti₃Al e γ -TiAl. E para manter o equilíbrio termodinâmico no resfriamento, a fração da fase γ tende a aumentar rapidamente após a temperatura de 1119 °C – temperatura de transformação eutetóide. Entretanto, as taxas de resfriamento geralmente utilizadas são demasiadamente altas para resultar no equilíbrio termodinâmico. Ou seja, menores frações da fase γ são esperadas em materiais no estado bruto de fusão do que no equilíbrio termodinâmico. Sendo, portanto, as microestruturas obtidas instáveis em altas temperaturas (temperatura de serviço), cerca de 600 - 900 °C. O que exige considerar tratamentos térmicos ou condições de resfriamentos controladas para controle e estabilização da microestrutura ^{1; 33}.

2.2.2 Sistema Ti-Al-Fe

O equilíbrio de fases do sistema ternário Ti-Al-Fe é de grande interesse por auxiliar na compreensão de mecanismos de transformações de fases de diversas classes de materiais tradicionais, e por apresentar fases promissoras para novas aplicações tecnológicas. Cabe salientar que tanto o titânio, como o alumínio e o ferro são elementos em que suas ligas tradicionais são amplamente utilizadas. Normalmente, os estudos desse sistema são executados para a compreensão da influência de impurezas e de elementos de ligas em ligas tradicionais, como em aços e ligas de titânio e alumínio. Entretanto, o desenvolvimento de ligas intermetálicas para aplicações estruturais em altas temperaturas e materiais resistentes à oxidação vêm sendo amplamente estudados nesse sistema ^{32; 34; 35}.

Recentemente, fases ternárias encontradas no sistema Ti-Al-Fe tiveram seus comportamentos mecânicos estudados. Na Tabela 3 é apresentado os dados cristalográficos das fases ternárias do sistema Ti-Al-Fe. A existência de duas fases intermetálicas é confirmada, sendo a fase τ_2 estável em uma ampla faixa de composição e

dependendo da composição apresenta dois protótipos diferentes. Entre $\text{Fe}_{24,5}\text{Al}_{24,6}\text{Ti}_{50,9}$ e $\text{Fe}_{21,4}\text{Al}_{47,8}\text{Ti}_{30,8}$ a fase tem uma estrutura cúbica complexa, enquanto que com menores teores de Ti, isto é, entre $\text{Fe}_{27,0}\text{Al}_{49,0}\text{Ti}_{24,0}$ e $\text{Fe}_{25,1}\text{Al}_{53,6}\text{Ti}_{28,6}$ a fase τ_2^* apresenta uma estrutura tetragonal primitiva. Já a fase τ_3 apresenta uma estrutura cúbica estável na composição entre $\text{Fe}_{7,5}\text{Al}_{63,9}\text{Ti}_{28,6}$ e $\text{Fe}_{7,6}\text{Al}_{66,6}\text{Ti}_{25,8}$ ³².

Tabela 3 - Dados cristalográficos das fases ternárias do sistema Ti-Al-Fe.

Fase	Grupo espacial	Estrutura cristalina	Notação de Pearson	Faixa de solubilidade (% at.)	Parâmetros de Rede (nm)
'Al ₂ FeTi" (τ_2)	$\overline{\text{Fm}}3\text{m}$	D8 _a	cF116	$\text{Fe}_{24,5}\text{Al}_{24,6}\text{Ti}_{50,9}$	$a_0 = 1,2110$
				$\text{Fe}_{21,4}\text{Al}_{47,8}\text{Ti}_{30,8}$	$a_0 = 1,2038$
τ_2^*			tP*	$\text{Fe}_{27,0}\text{Al}_{49,0}\text{Ti}_{24,0}$	$a_0 = 1,1973$
					$c_0 = 1,2768$
				$\text{Fe}_{25,1}\text{Al}_{53,6}\text{Ti}_{21,3}$	$a_0 = 0,3943$
'Al ₈ FeTi ₃ " (τ_3)	$\overline{\text{Pm}}3\text{m}$	L1 ₂	cP4	$\text{Fe}_{7,5}\text{Al}_{63,9}\text{Ti}_{28,6}$	$a_0 = 0,3943$
				$\text{Fe}_{7,6}\text{Al}_{66,6}\text{Ti}_{25,8}$	$a_0 = 0,3944$

Fonte: Adaptado de PALM, LACAZE (2006) ³².

As reações de formação dessas fases ternárias τ_2 , τ_2^* e τ_3 são reações de tipo III apresentadas nas equações (5), (6) e (7). Cabe salientar que a reação (5) é do tipo peritetóide, e as reações (6) e (7) são do tipo peritética ³².

A existência de outras fases ternárias como a fase Fe_2AlTi (τ_1) e $\text{Fe}_{25}\text{Al}_{69}\text{Ti}_6$ (X) foram desconsideradas; ambas por serem confundidas com uma grande solubilidade de fases binárias. Isto porquê uma das características do sistema Ti-Al-Fe é a grande solubilidade de Al nas fases binárias Ti-Fe. Mais três fases têm sido descritas na literatura

recentemente, embora os detalhes não são conhecidos o suficiente neste momento para decidir se são fases ternárias estáveis ^{32; 35}.

Cabe salientar que há poucas informações na literatura sobre o efeito da adição de ferro nas ligas TiAl para aplicações estruturais. Sendo esses dados essenciais para a junção de componentes confeccionados com ligas a base de ferro (aços) e componentes confeccionados com ligas TiAl ³⁶. Entretanto, sabe-se que a solubilidade do elemento Fe em todas as fases do sistema Ti-Al é muito limitada, variando de 1,0 a 2,5 % at. dependendo da fase ³².

Na Figura 14 é apresentada a projeção *liquidus* atualmente aceita do sistema T-Al-Fe ³⁷. Cabe salientar que a fase representada por $\text{TiFe}_{0,3}\text{Al}_{2,7}$ é a fase τ_3 , enquanto que $\text{Ti}_6\text{Fe}_7\text{Al}_{17}$ é a fase τ_2^* , ambas apresentadas anteriormente.

Figura 14 - Projeção *liquidus* do sistema Ti-Al-Fe.

Fonte: ASM Internacional 2006 - nº 1100091. Adaptado de GHOSH (1992) ³⁷.

Na Figura 15 é apresentada a seção isotérmica a 1200 °C do sistema Ti-Al-Fe. Cabe salientar que existem poucos dados na literatura na temperatura de 1200 °C, sendo utilizados dados em temperaturas próximas e extrapolados para traçar o diagrama ³².

Figura 15 - Seção isotérmica a 1200 °C do sistema Ti-Al-Fe.

Fonte: ASM Internacional 2010 - n° 204237. Adaptado de PALM, LACAZE (2006) ³².

Já nas temperaturas de 800 a 1000 °C, há um número considerável de estudos em equilíbrio de fases. Na Figura 16 é apresentado a seção isotérmica a 1000 °C do sistema Ti-Al-Fe, e na Figura 17 é apresentada a seção isotérmica a 800 °C ³². Cabe salientar que a região de estabilidade da fase τ_3 se mantém praticamente inalterado nessa faixa de temperatura; já a região de estabilidade da fase τ_2 tende a aumentar com a redução da temperatura.

Figura 16 - Seção isotérmica a 1000 °C do sistema Ti-Al-Fe.

Fonte: ASM Internacional 2009 - n° 200230. Adaptado de PALM, LACAZE (2006) ³².

Figura 17 - Seção isotérmica a 800 °C do sistema Ti-Al-Fe.

Fonte: ASM Internacional 2009 - n° 200229. Adaptado de PALM, LACAZE (2006) ³².

Bases de dados para cálculos termodinâmicos tipo CALPHAD têm sido disponibilizadas para cada um dos binários e unários do sistema Ti-Al-Fe. A ação europeia COST 507 levou ao desenvolvimento de uma base de dados consistente para ligas de alumínio e titânio convencionais, sendo as avaliações limitadas a descrição de alguns sistemas binários e ternários relevante a esses materiais, porém o sistema Ti-Al-Fe não foi contemplado. Na verdade, nenhuma base de dados do sistema ternário Ti-Al-Fe está disponível considerando as fases ternárias até o momento ³².

2.3 DIFUSÃO

2.3.1 Difusão nas ligas TiAl

A fase intermetálica γ -TiAl tem atraído muita atenção como material estrutural pela baixa massa específica e propriedades mecânicas superiores em altas temperaturas. O conhecimento da difusão é essencial para o entendimento de tais propriedades e para aplicações que envolvem a junção do material ³⁸. Como em outros materiais, o coeficiente de difusão D das ligas TiAl é descrita pela equação (8), abaixo:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{\kappa T}\right) - \text{Equação de Arrhenius} \quad (8)$$

D_0 é o fator pré-exponencial, κ constante de Boltzmann e T a temperatura absoluta. Q é a energia para ativação da difusão ¹.

Na Tabela 4 são apresentados os dados de autodifusão dos elementos Ti e Al para as fases α_2 -Ti₃Al e γ -TiAl. Os coeficientes do elemento Ti foram determinados através do método de rádio detecção do isótopo ⁴⁴Ti, já os coeficientes do elemento Al foram estimados pela equação de Darken-Manning ³⁹. Observa-se que nas fases γ -TiAl e Ti₃Al a autodifusão dos átomos de Al é mais lenta que a do elemento Ti. Estudos apontam que a fase γ -TiAl apresenta uma anisotropia do coeficiente de difusão, sendo na direção perpendicular ao eixo [001] cerca de uma ordem de grandeza mais rápida do que na direção paralela ⁴⁰.

Tabela 4 - Dados de autodifusão para as fases α_2 -Ti₃Al e γ -TiAl.

γ-TiAl		α_2-Ti₃Al	
Ti-(53-56)Al		Ti-(25-35)Al	
Ti	Al	Ti	Al
$D_0 = 1,43 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ $Q = 2,59 \text{ eV}$	$D_0 = 2,11 \times 10^{-2} \text{ m}^2/\text{s}$ $Q = 3,71 \text{ eV}$	$D_0 = 2,24 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ $Q = 2,99 \text{ eV}$	$D_0 = 2,32 \times 10^{-1} \text{ m}^2/\text{s}$ $Q = 4,08 \text{ eV}$

Fonte: Adaptado de YOO; ZOU; FU (1995) ³⁹.

Na Figura 18 é apresentado um gráfico de Arrhenius para o coeficiente de difusão D do elemento Fe no intermetálico γ -TiAl em relação a temperatura para policristais e em monocristais ³⁸. Como a autodifusão do elemento Ti na estrutura γ -TiAl, o coeficiente de difusão D do Fe apresenta uma anisotropia entre as direções paralela e perpendicular à direção [001]. Entretanto, a difusão do elemento Fe a direção paralela a [001] é cerca de uma ordem de grandeza mais rápida que na direção perpendicular, de maneira inversa ao elemento Ti.

Figura 18 - Gráfico de Arrhenius do coeficiente de difusão D do elemento Fe em TiAl versus temperatura para policristais (pontos não-ligados) e monocristais (pontos ligados por linhas).

Fonte: Adaptado de TERASHITA (2003) ³⁸; IKEDA (2001) ⁴⁰.

Na Figura 19 é apresentada a comparação da difusão dos elementos Fe, Ti e Ni em um monocristal de γ -TiAl. Observa-se que o elemento Fe tende a difundir mais rapidamente do que o elemento Ti na estrutura γ -TiAl, porém dependendo da direção da difusão esse fenômeno pode se inverter. Isto porquê, como citado anteriormente, em ambos os casos existe uma anisotropia no coeficiente de difusão ³⁸.

Figura 19 - Comparação com gráfico de Arrhenius da difusão dos elementos Fe, Ti e Ni em um monocristal de γ -TiAl.

Fonte: Adaptado de TERASHITA (2003) ³⁸.

Já na Figura 20 é apresentado um resultado de MEV/EDS da interface de difusão de γ -TiAl e de um aço eutetóide ligados por difusão a 1000 °C por 1 hora. Na região de análise, linha branca entre A e B, observam-se camadas de reações marcadas por I a IV na microestrutura. Estas camadas possuem diferentes composições químicas e são constituídas, provavelmente, por diferentes microconstituintes (não identificados no

trabalho). Verificou-se uma dificuldade na difusão deste sistema: pela formação de barreiras de difusões de carbonetos e pela degeneração da junção em maiores tempos (por exemplo: 24 horas). Este fenômeno foi atribuído à propagação de microtrincas nas camadas de reação ⁴¹.

Figura 20 - Resultado de MEV/EDS da interface de difusão de γ -TiAl e de um aço eutetóide ligados por difusão a 1000 °C por 1 hora.

Fonte: Adaptado de MORIZONO (2004) ⁴¹.

2.3.2 Coeficientes de dilatação linear

A compreensão da dilatação térmica linear dos materiais de engenharia é essencial em aplicações em altas temperaturas para definição de critérios de projeto e compreensão de tensões internas ⁴². A equação que rege a dilatação térmica linear está representada abaixo:

$$d\left(\frac{\Delta L}{L_0}\right) = \alpha(T) dT \quad (9)$$

Sendo ΔL a variação de comprimento, L_0 o comprimento inicial, $\alpha(T)$ a equação de dilatação linear em K^{-1} , e T a temperatura em Kelvin ⁴².

A fase γ -TiAl do sistema Ti-Al apresenta anisotropia no coeficiente de dilatação térmica entre as direções [100] e [001] pela simetria tetragonal. Na Figura 21 é apresentado o coeficiente de expansão térmica linear medido ao longo das direções [100] e [001]. A linha pontilhada separa a região de baixa temperatura (LT) e alta temperatura (HT). Os dados acima de 300 K se comportam linearmente e podem ser representadas pelas equações (10) e (11) ^{1; 42}. Cabe salientar que não foram encontrados dados de expansão térmica para a fase γ -TiAl em temperaturas acima de 750 K.

Figura 21 - Coeficiente de expansão térmica linear de um monocristal de γ -Ti₄₄Al₅₆ medido ao longo da direção [100] (a) e da direção [001] (b). A linha pontilhada separa a região de baixa temperatura (LT) e alta temperatura (HT). Cabe salientar que os dados obtidos para LT e HT utilizaram equipamentos diferentes.

Fonte: Adaptado de HE (1997) ⁴².

$$\alpha_{TiAl [100]} = 9,77 \times 10^{-6} + 4,46 \times 10^{-9} T \quad p/ \quad 300 K < T < 750 K \quad (10)$$

$$\alpha_{TiAl [001]} = 9,26 \times 10^{-6} + 3,76 \times 10^{-9} T \quad p/ \quad 300 K < T < 750 K \quad (11)$$

Materiais sólidos que apresentam modificações estruturais, como transformações de fase, são acompanhados por uma mudança significativa no volume específico e na dilatação linear. O ferro puro é um material que sofre transformações de fases, como $\alpha \rightarrow \gamma$ na temperatura de aproximadamente 910 °C e $\gamma \rightarrow \delta$ na temperatura de aproximadamente 1400 °C; além da transição de ferromagnética $\rightarrow$ paramagnética com temperatura de Curie de aproximadamente de 762 °C. Na Figura 22 é apresentado a deformação ($\Delta L/L_0$) em função da temperatura para o Fe puro em 4 amostras. Observa-se que por volta de 1035 K existe uma pequena variação na diferença de comprimento relativo atribuída a transição de Curie; enquanto que por volta de 1180 K observa-se uma grande mudança na diferença de comprimento relativo atribuída a transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ ⁴³.

Figura 22 - Deformação ($\Delta L/L_0$) em função da temperatura (K) para o Fe puro em 4 amostras.

Fonte: Adaptado de MOHAPATRA, SOMMER, MITTEMEIJER (2007) ⁴³.

Os coeficientes de expansão térmico linear para o ferro puro são apresentadas nas equações abaixo. A equação (12) apresenta o coeficiente de dilatação térmica linear para a fase ferrita α ; enquanto que a equação (13) apresenta o coeficiente de dilatação térmica linear para a fase austenita γ ⁴³.

$$\begin{aligned}
\alpha_{ferrita} = & -4,61 \times 10^{-9} + 2,35 \times 10^{-8} T - 2,11 \times 10^{-11} T^2 \\
& + \left(1,57 \times 10^{-5} e^{-1,30 \frac{|T-1035|}{1035}} x \left(\frac{|T-1035|}{1035} \right)^{0,04} \right) se T < 1035 K \quad ou, \\
& + \left(1,45 \times 10^{-5} e^{+2,56 \frac{|T-1035|}{1035}} x \left(\frac{|T-1035|}{1035} \right)^{0,03} \right) se T > 1035 K \\
& p/ \quad 300 K < T < 1185 K \quad (12)
\end{aligned}$$

$$\alpha_{austenita} = 1,8 \times 10^{-5} + 4,6 \times 10^{-9} T \quad p/ \quad 1190 K < T < 1260 K \quad (13)$$

Na equação (12) os parâmetros representados na primeira linha são as contribuições não magnéticas do coeficiente de dilatação térmica. Enquanto que os parâmetros indicados na segunda e terceira linha são as contribuições magnéticas no coeficiente. A temperatura de 1035 K é a temperatura de Curie média encontrada no trabalho ⁴³.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATÉRIAS-PRIMAS

O trabalho foi executado com matérias-primas de alta pureza com as especificações listadas abaixo:

- **Titânio:** Grau 2 com teor mínimo de 99,6 % Ti (% em peso). Material na forma de retalhos de chapa. Na Tabela 5 é apresentado a composição química esperada para o titânio grau 2 utilizado no trabalho.

Tabela 5 - Composição química esperada para o material Titânio grau 2 utilizado no trabalho.

Elemento Químico	Nitrogênio (max.)	Carbono (max.)	Hidrogênio (max.)	Ferro (max.)	Oxigênio (max.)	Titânio
%	0,03	0,08	0,015	0,30	0,25	Bal.

Fonte: Autoria própria.

- **Alumínio:** Padrão analítico, teor mínimo de 99,6 % Al (% em peso). Material na forma de flocos metálicos, fornecido pela empresa LECO. Na Tabela 6 é apresentado a composição química do material alumínio utilizado no trabalho.

Tabela 6 - Composição química do material alumínio padrão analítico utilizado no trabalho.

Elemento Químico	Silício	Ferro	Cobre	Magnésio	Manganês	Zinco	Titânio	Alumínio
%	0,13	0,22	0,0077	0,0024	0,0039	0,0032	0,009	Bal.

Fonte: Fornecido pela empresa LECO.

- **Ferro:** Teor mínimo de 99,8 % (% em peso). Material em forma de barra com 30 mm de diâmetro, fornecido pela empresa Goodfellow.

Tabela 7 - Composição química do material ferro comercialmente puro utilizado no trabalho.

Elemento Químico	Manganês (max.)	Carbono (max.)	Fosforo (max.)	Enxofre (max.)	Ferro
%	0,08	0,02	0,02	0,015	Bal.

Fonte: Fornecido pela empresa Goodfellow.

- **Aço:** Proveniente de eixo de ligação entre a parte quente e a parte fria de um turbocompressor automotivo. O conjunto rotor-eixo era um conjunto padrão utilizado em um Audi RS8, confeccionado em superliga à base de níquel (rotor quente) e aço (eixo).

3.2 AMOSTRAS PARA OBTENÇÃO DA FASE γ -TiAl MONOFÁSICA

Para a obtenção do material γ -TiAl monofásico, para o posterior estudo da difusão entre γ -TiAl e Fe / Aço, utilizou-se a metodologia apresentada no fluxograma de atividades da Figura 23. Amostras no estado bruto de fusão foram analisadas, assim como amostras tratadas termicamente.

Figura 23 - Fluxograma de atividades para a obtenção e análise das amostras monofásica da fase γ -TiAl.

Fonte: Autoria própria.

Foram produzidas amostras Ti-Al de composições $Ti_{50}Al_{50}$ (em % atômica), composição química estequiométrica da fase γ -TiAl; e de $Ti_{47}Al_{53}$, composição química central da região monofásica γ -TiAl do diagrama de fases Ti-Al. As amostras foram pesadas em uma balança analítica, e apresentaram massas entre 10 e 15 gramas. As fusões das amostras foram realizadas em um forno a arco com eletrodo de tungstênio não consumível em atmosfera de argônio de alta pureza (min. 99,995%) em cadinho de cobre refrigerado por água. Na Figura 24 é apresentado um dos botões obtidos após a fusão.

Figura 24 - Botão da liga Ti-Al no estado bruto de fusão.

Fonte: Autoria própria.

Foram feitos cortes dos lingotes com uma cortadeira de baixa velocidade e disco de carbeto de silício (SiC) para possibilitar a caracterização microestrutural, ensaios de dureza, difratometrias de raios-X e tratamentos térmicos posteriores. Os tratamentos térmicos visaram o equilíbrio termodinâmico e a homogeneização e foram executados a 1200 °C por 7 dias para ambas as ligas. Na Tabela 8 é apresentada a identificação adotada para as amostras utilizadas na etapa de obtenção do material γ -TiAl monofásico.

Tabela 8 - Identificação adotada para as amostras utilizadas na etapa de obtenção do material γ -TiAl monofásico.

	Ti₅₀Al₅₀	Ti₄₇Al₅₃
Bruto de fusão	TA1	TA3
Tratado (1200 °C / 7 dias)	TA2	TA4

Fonte: Autoria própria.

3.3 AMOSTRAS DOS PARES DE DIFUSÃO γ -TiAl, Fe E AÇO

Para o estudo dos pares de difusão γ -TiAl/Fe e γ -TiAl/Aço utilizou-se a metodologia apresentada no fluxograma da Figura 25.

Figura 25 - Fluxograma de atividades para a obtenção, montagem e análise dos pares de difusão.

Fonte: Autoria própria.

Como primeira etapa, fundiu-se lingotes de 25 g com a composição $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ em um forno a arco. Após essa etapa, o material foi cortado pela técnica eletroerosão a fio. Na Figura 26 é apresentado um dos lingotes de TiAl após o corte. Observa-se o cilindro retirado da região central do lingote de 6 mm de diâmetro, que em seguida foi também vazado por eletroerosão através da retirada de um cilindro ainda menor, 2 mm de diâmetro. O cilindro vazado (tubo) foi utilizado para compor a parte γ -TiAl do par de difusão.

Figura 26 - Lingote Y-TiAl após o corte por eletroerosão a fio nas dimensões utilizadas no trabalho e material restante.

Fonte: Autoria própria.

Após o corte do material TiAl, tratou-se termicamente o cilindro vazado a 1200 °C por 7 dias para obtenção de um material monofásico e homogeneização. O tratamento foi realizado em um forno tubular com resistências de MoSi₂. Após essa etapa, executou-se uma decapagem química do cilindro vazado utilizando-se uma solução aquosa de 2,5 % de HNO₃ e 1,5 % em volume de HF (48 %) em temperatura ambiente por tempos variando de 5 a 10 minutos. Essa solução de decapagem ácida HNO₃/HF foi utilizada por se mostrar efetiva em diversas ligas de titânio e após testes, ser também efetiva em ligas baseadas no sistema Ti-Al.

Para preparação do material Ferro, utilizou-se um equipamento de forjamento rotativo de barras para redução do diâmetro inicial de 30 mm através de diversas reduções até o final de 8 mm a frio. Após essa etapa, utilizou-se um torno mecânico convencional para redução até diâmetro final de 2 mm. Lixas de granulometrias #240 e #400 foram utilizadas para melhor acabamento superficial do material.

Já para a preparação do material Aço, utilizou-se uma cortadeira de baixa velocidade com disco de SiC para retirada de uma amostra de aço do conjunto rotor quente – eixo do turbocompressor e através de um torno mecânico convencional reduziu-se o diâmetro até 2 mm. Lixas de granulometrias #240 e #400 foram utilizadas para melhor acabamento superficial do material.

Na Figura 27 é apresentado um esquema de montagem dos pares de difusão utilizando o cilindro vazado de Y-TiAl (tubo) e a barra de Ferro ou Aço. A Figura 27-a mostra os cilindros de Fe/Aço e Y-TiAl encaixados mecanicamente de forma justa. A Figura 27-b

mostra as dimensões das amostras. Já na Figura 27-c é apresentada uma das amostras para estudo da difusão com aproximadamente 5 mm de comprimento cortada por uma cortadeira de baixa velocidade com disco de carbeto de silício (SiC) após o encaixe.

Figura 27 - Esquema de montagem de amostras de par de difusão γ -TiAl/Fe para o trabalho: (a) visão dos materiais antes da montagem; (b) dimensões das amostras; (c) amostra pronta para teste.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 28 é apresentada uma amostra real de par de difusão γ -TiAl/Fe após montagem e corte. Cabe salientar que nas amostras existem uma interface íntima de contato entre a fase intermetálica γ -TiAl e o metal Fe ou Aço possibilitando o estudo de difusão através de tratamentos térmicos.

Figura 28 - Amostra do par de difusão γ -TiAl/Fe após montagem e corte pronta para o estudo de difusão.

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 9 são apresentadas as nomenclaturas e condições de tratamentos dos pares de difusão γ -TiAl/Fe e γ -TiAl/Aço do trabalho. Todos os tratamentos foram executados em um forno tubular com resistências de MoSi_2 e resfriados através de tempera em água.

Tabela 9 - Nomenclaturas dos pares de difusão γ -TiAl/Fe e γ -TiAl/Aço: temperaturas e tempo.

Temperaturas / Tempo	1200 °C	1000 °C	800 °C
24 h - γ -TiAl/Fe	P1200q	P1000q	P800q
24 h - γ -TiAl/Aço	A1200q	A1000q	A800q

Fonte: Autoria própria.

3.4 EQUIPAMENTOS E TÉCNICAS UTILIZADOS NO ESTUDO

3.4.1 Fusão a arco

A fusão de todos os materiais do trabalho, ligas Ti-Al, foram executadas utilizando um forno a arco com cadinho de cobre eletrolítico refrigerado a água sob atmosfera de argônio, eletrodo não consumível de tungstênio e *getter* de titânio (capturador de O_2 , N_2 e H_2O na atmosfera do forno). Antes das fusões foram feitas limpezas da câmara do forno pelo estabelecimento de vácuo mecânico seguido de injeção de argônio – ‘purgas’. As ligas/lingotes foram submetidas a pelo menos 5 etapas de fusão para garantir que sua composição química final fosse homogênea. As massas dos materiais pós-fusão foram

checadas e a variação de massa foi menor que 0,5 % em peso para todas as amostras. Os materiais que tiveram variação de massas maiores que 0,5% foram descartados.

3.4.2 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados em atmosfera controlada de argônio, através do encapsulamento em tubo de quartzo e limpeza da atmosfera das capsulas através do estabelecimento de vácuo mecânico seguido de injeção de argônio – ‘purgas’. As amostras foram ‘embrulhadas’ em folha de nióbio antes do encapsulamento, visto que o material em estudo reage com o quartzo da capsula. Na Figura 29 é apresentada uma das capsulas de quartzo utilizadas no trabalho.

Figura 29 - Capsula de quartzo com amostra de TiAl conforme utilizada no trabalho.

Fonte: Autoria própria.

Utilizou-se um forno tubular com elemento resistivo de disiliceto de molibdênio (MoSi_2) nos estudos – Lindberg Blue. Todas as temperaturas foram medidas/checadas com um termopar tipo K instantes antes de cada tratamento térmico na mesma posição em que a amostra iria ser colocada no forno para um bom controle de temperatura das amostras.

Cabe salientar que foram realizados tratamentos térmicos com duas finalidades neste trabalho:

-Homogeneização visando equilíbrio termodinâmico: Tratamentos térmicos como objetivo de obter uma microestrutura monofásica γ -TiAl. Os tratamentos foram executados em amostras no estado bruto de fusão e foram realizados por longos tempos e temperaturas suficientes para que a condição de equilíbrio termodinâmico fosse atingida.

-Estudo de difusão a partir de par de difusão: Tratamentos térmicos em amostras com uma interface íntima da fase intermetálica γ -TiAl com o metal Fe ou o material Aço

foram realizados para que fosse possível a difusão dos elementos químicos e a formação da camada de reação dos materiais.

3.4.3 Difratometria de Raios-X

Foram realizadas análises de difratometria de Raios-X nas amostras de Ti-Al no estado bruto de fusão e tratadas termicamente. O objetivo da análise foi identificar as fases presentes e verificar se o material era monofásico após tratamento térmico. O equipamento utilizado foi o PANalytical Empyrean com radiação $\text{CuK}\alpha$. As amostras foram transformadas em pó através da pulverização em almofariz e pistilo de ágata até granulometria máxima de 44 μm , garantido pela passagem total do material em peneira 325 *mesh*. Como parâmetros do difratometro utilizou-se 2θ de 20° a 100° com passo angular de 0,005° e tempo de contagem de 100 ms.

O método de refinamento de Rietvelt foi aplicado para tratar os dados obtidos pelas análises de difratometria de raios-X. O *software* utilizado foi o FullProf⁴⁴. Como principal resultado, determinou-se as frações das fases presentes e os parâmetros de rede da fase γ -TiAl nas amostras analisadas. Os dados cristalográficos das fases foram encontrados na literatura^{1; 45}.

3.4.4 Caracterização Microestrutural

Para caracterização microestrutural, as amostras foram preparadas utilizando técnicas convencionais de preparação metalográfica: embutimento a quente em resina fenólica; lixamento em uma sequência de lixas à base de carbetto de silício (SiC) com granulometria de #240, #320, #600, #800, #1200 e #2400; e polimento em suspensão de sílica coloidal de 0,05 μm .

Para a microscopia ótica, utilizou-se o ataque químico Kroll (solução aquosa com 15 % HNO_3 e 2 % HF em volume) por tempos de 10 a 20 minutos. Esse ataque químico foi escolhido após testes com os principais reagentes para ligas de titânio. O equipamento utilizado foi o microscópio ótico Leica modelo DM IRM sob luz polarizada com câmera digital acoplada. Utilizou-se a técnica de microscopia ótica nas amostras Ti-Al no estado bruto de fusão.

Já a microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada nas caracterizações microestruturais relativas à obtenção do intermetálico γ -TiAl e no estudo de difusão entre γ -TiAl e Fe / Aço. A técnica de Microanálise Eletrônica EDS foi utilizada para determinação da composição química de maneira semi-quantitativa e no auxílio na identificação de fases.

A técnica EDS foi essencial na caracterização da camada reacional da interface de difusão γ -TiAl/Fe e γ -TiAl/Aço. O equipamento utilizado foi o microscópio modelo Hitachi TM-3000 com filamento de tungstênio e microsonda de análise química EDS modelo Oxford SwiftED3000.

3.4.5 Ensaios de Dureza

Realizou-se medidas de durezas nas ligas Ti-Al no estado bruto de fusão e após tratamentos térmicos e nas amostras de Fe puro e de Aço. Utilizou-se a escala Vickers com carga de 500 gf e tempo 30 segundos de carregamento e 20 medidas aleatórias, de acordo com a norma ASTM E 384 ⁴⁶. O equipamento utilizado foi um microdurômetro Buehler modelo Micromet 2004.

3.4.6 Análise Química

Análises de composição química foram realizadas na amostra de Aço retirada do eixo de um turbocompressor comercial. O intuito foi determinar a composição química do material utilizado nos pares de difusão γ -TiAl/Aço. As análises foram realizadas via espectrômetro de emissão ótica por centelhamento e via analisador de C e S pelo método de combustão direta por infravermelho. Os elementos analisados foram C, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu, Al, Ti, P, S e Ni.

3.4.7 Ensaio de Dilatometria

Medidas de dilatometria foram realizadas para determinar a dilatação linear do material Aço retirado do eixo do turbocompressor comercial. Esta avaliação é importante para avaliação da dilatação dos materiais nos pares de difusão γ -TiAl/Aço, e consequentemente, a validação do contato das superfícies dos materiais em alta temperatura no tratamento térmico de difusão. Também foi possível determinar a temperatura de transformação de fases γ -Fe $\rightarrow$ α -Fe + Fe₃C no aço em questão através dos pontos de desvio de linearidade das curvas de dilatação. Para tanto, foram usinadas amostras cilíndricas com 5 mm de diâmetro e 20 mm de comprimento. As medidas foram realizadas em um dilatômetro da marca Linseis, modelo L75 Platinum instalado no DEMAR-EEL/USP. As amostras foram aquecidas da temperatura ambiente de 25 °C até 1300 °C com taxa de aquecimento de 10 °C/minuto. Os ensaios foram realizados em fluxo de argônio e correção de dilatação do sistema foi realizada com um padrão de Al₂O₃.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 OBTENÇÃO DA FASE γ -TiAl MONOFÁSICA

4.1.1 Amostra $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$

4.1.1.1 Estado bruto de fusão

Na Figura 30 são apresentadas as microestruturas do material $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ no estado bruto de fusão obtidas via microscopia ótica. Observa-se uma microestrutura γ -TiAl + α_2 - Ti_3Al em diversas morfologias, sendo as regiões claras correspondentes a fase γ -TiAl e as regiões escuras correspondentes a fase α_2 - Ti_3Al ⁹. Na Figura 30-a observa-se uma grande heterogeneidade de microestruturas no material; sendo na Figura 30-b uma região de placas de α_2 - Ti_3Al em uma matriz de γ -TiAl; já na Figura 30-c observa-se uma microestrutura lamelar; enquanto que na Figura 30-d observa-se uma microestrutura quase-lamelar. A grande heterogeneidade de microestruturas no material é atribuída às diferentes condições de solidificação e de resfriamento ao longo do material durante a preparação no forno a arco com cadinho de cobre refrigerado à água.

Figura 30 - Micrografias da amostra $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ no estado bruto de fusão. Microestrutura obtida via microscopia ótica. Ataque Kroll. Aumentos: a) 100 X; b) 200 X; c) 1000 X; d) 1000 X.

Fonte: Autoria própria.

Nas Figuras 31 e 32 são apresentadas microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão. Observa-se na Figura 31 uma microestrutura lamelar e quase-lamelar. Já na Figura 32 observa-se as lamelas fragmentadas de α_2-Ti_3Al e $\gamma-TiAl$.

Figura 31 - Micrografias da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão. Microestrutura obtida via microscopia eletrônica de varredura. Aumentos: a) 500 X; b) 1000 X.

Fonte: Autoria própria.

Figura 32 - Micrografia da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão. Microestrutura obtida via microscopia eletrônica de varredura. Aumento de 2000 X.

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 10 é apresentada a composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas medidas pela técnica MEV/EDS. Esperava-se valores bem próximos de 50 % at. de Ti e de Al, visto que o material foi preparado com matérias-primas de alta pureza. Porém, existe uma diferença importante entre a composição medida e composição nominal da liga. Essa diferença pode ser atribuída à evaporação do elemento alumínio no momento da fusão, visto que a diferença dos pontos de fusão dos elementos é de mais de 1000 °C. Essa hipótese está de acordo com todas as micrografias apresentadas da amostra $Ti_{50}Al_{50}$; visto que com o empobrecimento de Al na liga, o material encontra-se em uma região bifásica de γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al, como observado nas microestruturas.

Tabela 10 - Composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas e medidas pela técnica MEV/EDS na amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	51,71
Al	48,29

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 33 é apresentado o difratograma de raios-X da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão. A representação dos dados experimentais encontra-se em vermelho, em preto a simulação pelo método Rietvelt, em verde os ângulos 2θ de difração das fases γ -TiAl e α_2 -Ti₃Al e em azul a diferença entre os dados experimentais e simulados. Na Tabela 11 são mostrados os parâmetros de redes médios encontrados. Observou-se que a simulação pelo método Rietvelt representa os dados experimentais de maneira satisfatória, a medida de correlação X^2 da simulação é de 5,2.

Figura 33 - Difratoograma de raios-X da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão. Representado em vermelho dados experimentais, em preto simulado pelo método Rietvelt, em verde ângulos 2θ de difração das fases γ -TiAl e α_2 -Ti₃Al e em azul diferença entre os dados experimentais e simulados.

Fonte: Autoria própria.

Tabela 11 - Parâmetros de rede médios das fases encontradas na amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão.

	γ -TiAl	α_2 -Ti ₃ Al
a (nm) =	0,2825	0,5869
c (nm) =	0,4078	0,4403

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 12 é apresentada a porcentagem em peso das fases presentes na amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão através do método de Rietvelt. Observa-se que a porcentagem de aproximadamente 4,0 % em peso da fase α_2 -Ti₃Al é condizente com as microestruturas apresentadas em que a fração volumétrica da fase γ -TiAl é muito maior que a da fase α_2 -Ti₃Al. Entretanto, o material nesta condição não se encontra monofásico.

Tabela 12 - Porcentagem em peso das fases na amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão obtida através do método de Rietvelt.

Fase	Porcentagem em peso (%)
γ -TiAl	96,0
α_2 -Ti ₃ Al	4,0

Fonte: Autoria própria.

A dureza média encontrada na amostra de composição $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão foi de 325 ± 9 HV.

4.1.1.2 Após tratamento térmico (1200 °C / 7 dias)

Na Figura 34 são apresentadas as microestruturas obtidas via microscopia ótica da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Observa-se na Figura 34-a que o material encontra-se com uma microestrutura homogênea, diferente do material no estado bruto de fusão (Figura 30-a, por exemplo). Porém, na Figura 34-b observa-se que o material apresenta mais de uma fase, sendo provavelmente as fases γ -TiAl e α_2 -Ti₃Al. Na Figura 34-c,d é possível observar a morfologia das fases: a fase α_2 -Ti₃Al encontra-se em forma de agulhas em uma matriz de γ -TiAl. Os diferentes tons de cinza observados nas microestruturas podem ser atribuídos a diferentes orientações cristalográficas da fase γ -TiAl.

Figura 34 - Micrografias da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Microestrutura obtida via microscopia ótica. Ataque Kroll. Aumentos: a) 100 X; b) 200 X; c) 500 X; d) 500 X.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 35 é apresentada a microestrutura obtida por microscopia eletrônica de varredura da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Observa-se partículas da fase α_2 -Ti₃Al em uma matriz da fase γ -TiAl. A provável explicação para essa

microestrutura é que na temperatura de 1200 °C as fases γ -TiAl e α -Ti estavam presentes. Pelo longo tempo de tratamento a fase α -Ti coalesceu (morfologia agulhada) e no resfriamento se transformou em α_2 -Ti₃Al. Já pequenas partículas da fase α_2 -Ti₃Al se formaram dentro dos grãos γ -TiAl pela redução da solubilidade do elemento Ti na fase γ -TiAl com a redução da temperatura.

Figura 35 - Micrografias da amostra Ti₅₀Al₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Microestrutura obtida via microscopia eletrônica de varredura. Aumentos: a) 500 X; b) 1000 X.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 36 apresenta-se a composição química média medida por MEV/EDS de seis regiões em locais ricos das fases γ -TiAl (a) e α_2 -Ti₃Al (b). Observa-se que na região de γ -TiAl, Figura 36-a, a composição química se encontra muito próxima da nominal, 50 % atômico de Ti e Al. Já na região de α_2 -Ti₃Al, Figura 36-b, observa-se maiores teores do elemento Ti; estas composições químicas estão compatíveis com o diagrama de fases.

Figura 36 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. a) região rica na fase γ -TiAl; b) região rica na fase α_2 -Ti₃Al. Cabe salientar que os valores apresentados são médias de seis medidas.

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 13 encontra-se a composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas medidas pela técnica MEV/EDS na amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico. Como apresentado na Tabela 7, existe uma diferença considerável entre a composição medida e a composição nominal da liga. Cabe salientar que o tratamento térmico não provocou alteração da composição química global da liga, visto que encontrou-se uma diferença de 0,6 % at. entre a amostra bruta de fusão e a tratada nas análises de MEV/EDS, sendo essa variação intrínseca da técnica utilizada. Porém, com a perda de massa do elemento Al associada à fusão do material, a liga pode se encontrar em uma região bifásica γ -TiAl + α -Ti na temperatura de tratamento térmico de 1200 °C possibilitando a formação da fase α_2 -Ti₃Al no resfriamento do material.

Tabela 13 - Composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas e medidas pela técnica MEV/EDS na amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	51,11
Al	48,89

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 37 é apresentado o difratograma de raios-X da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico. Observa-se a presença das fases γ -TiAl e α_2 -Ti₃Al, como apresentado nas micrografias. Na Tabela 14 são mostrados os parâmetros de redes médios encontrados, resultados muito parecidos com os encontrados no material no estado bruto de fusão. A medida de correlação X^2 da simulação Rietvelt é de 2,1.

Figura 37 - Difratograma de raios-X da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Representado em vermelho dados experimentais, em preto simulado pelo método Rietvelt, em verde ângulos 2θ de difração das fases γ -TiAl e α_2 -Ti₃Al e em azul diferença entre os dados experimentais e simulados.

Fonte: Autoria própria.

Tabela 14 - Parâmetros de rede médios encontrados na amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias.

	γ -TiAl	α_2 -Ti ₃ Al
a (nm) =	0,2826	0,6074
c (nm) =	0,4074	0,4049

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 15 é apresentada a porcentagem em peso das fases presentes na amostra $Ti_{50}Al_{50}$ após tratamento térmico com base em resultados de refinamento através do

método de Rietvelt. Observa-se a percentagem de aproximadamente 5,2 % em peso da fase α_2 -Ti₃Al, condizente com as microestruturas apresentadas e parecida com a fração apresentada no estado bruto de fusão (4,0 %). Entretanto, o material nesta condição não se encontra monofásico, como desejado para estudo dos pares de difusão.

Tabela 15 - Percentagem em peso das fases na amostra Ti₅₀Al₅₀ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias obtida através do método de Rietvelt.

Fase	Percentagem em peso (%)
γ -TiAl	94,8
α_2 -Ti ₃ Al	5,2

Fonte: Autoria própria.

A dureza média encontrada na amostra Ti₅₀Al₅₀ após tratamento térmico foi de 272 ± 9 HV. Valor 53 HV menor que a do material no estado bruto de fusão. Este amolecimento está associado a modificações microestruturais como o coalescimento das partículas das fase α_2 -Ti₃Al, como mudança da morfologia, tamanho e das frações volumétricas das fases.

4.1.2 Amostra $Ti_{47}Al_{53}$

4.1.2.1 Estado bruto de fusão

Na Figura 38 são apresentadas as micrografias obtidas via MEV do material $Ti_{47}Al_{53}$ no estado bruto de fusão. Observa-se uma microestrutura com dois microconstituintes, a matriz e os precipitados (Figura 38-b,c). Isto porque na solidificação a primeira fase formada a partir do líquido é a fase α , seguido de uma reação peritética (Equação 2) com formação da fase γ - matriz. Com o resfriamento a fase α sofre uma reação eutetóide (Equação 3) e transforma-se em $\gamma + \alpha_2$. Na Figura 38-d observa-se que o em forma de partículas são formados por duas fases em uma microestrutura quase-lamelar, confirmando a rota de solidificação e resfriamento explicada.

Figura 38 - Micrografias da amostra $Ti_{47}Al_{53}$ no estado bruto de fusão. Microestrutura obtida via MEV. Detector elétrons retroespalhados. Aumentos: a) 100 X; b) 500 X; c) 1000 X; d) 5000 X.

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 16 encontra-se a composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas medidas pela técnica MEV/EDS na amostra $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ no estado bruto de fusão. Os resultados encontram-se coerentes com a composição nominal da liga. Cabe salientar que a técnica EDS é uma técnica semi-quantitativa, ou seja, o erro associado à medida é relativamente grande, por volta de 0,5 % at..

Tabela 16 - Composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas medidas pela técnica MEV/EDS na amostra $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ no estado bruto de fusão.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	46,51
Al	53,49

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 39 é apresentado o difratograma de raios-X da amostra da amostra $\text{Ti}_{53}\text{Al}_{47}$ no estado bruto de fusão. As fases presentes são γ -TiAl e α_2 - Ti_3Al . Na Tabela 17 são mostrados os parâmetros de redes médios das fases encontradas, muito parecidos com os resultados encontrados na liga $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$. A medida de correlação X^2 da simulação Rietvelt é de 4,6.

Figura 39 - Difratoograma de raios-X da amostra $Ti_{47}Al_{53}$ no estado bruto de fusão. Representado em vermelho dados experimentais, em preto simulado pelo método Rietvelt, em verde ângulos 2θ de difração das fases γ -TiAl e α_2 - Ti_3Al e em azul diferença entre os dados experimentais e simulados.

Fonte: Autoria própria.

Tabela 17 - Parâmetros de rede médios encontrados nas fases da amostra $Ti_{47}Al_{53}$ no estado bruto de fusão.

	γ -TiAl	α_2 - Ti_3Al
a (nm) =	0,2820	0,5908
c (nm) =	0,4080	0,4264

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 18 é apresentada a porcentagem em peso das fases presentes na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ no estado bruto de fusão obtidos com base em resultados de refinamento através do método de Rietvelt. Observa-se a porcentagem de aproximadamente 1,84 % em peso da fase α_2 - Ti_3Al , condizente com as microestruturas apresentadas. A fração da fase α_2 - Ti_3Al apresentada é um pouco menor do que na liga $Ti_{50}Al_{50}$ (por volta de 4 - 5 %).

Tabela 18 - Porcentagem em peso das fases na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ no estado bruto de fusão obtida através do método de Rietvelt.

Fase	Porcentagem em peso (%)
γ -TiAl	98,16
α_2 - Ti_3Al	1,84

Fonte: Autoria própria.

A dureza média encontrada na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ no estado bruto de fusão foi de 340 ± 12 HV, valor muito próximo da amostra $Ti_{50}Al_{50}$ no estado bruto de fusão (325 ± 9 HV).

4.1.2.2 Após tratamento térmico (1200 °C / 7 dias)

Na Figura 40 são apresentadas as micrografias obtidas via MEV do material $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias.

Figura 40 - Micrografias da amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Microestrutura obtida via MEV. Aumentos: a) 100 X; b) 500 X; c) 1000 X; d) 5000 X.

Fonte: Autoria própria.

Observa-se na Figura 40-a que o material encontra-se homogêneo e aparentemente monofásico com grãos grosseiros e equiaxiais. Uma alta porosidade é observada (Figura 40-b) e pode ser associada pela condensação de lacunas em alta temperatura ou pelo efeito Kirkendall – diferentes velocidades de difusão dos átomos nas diferentes fases e direções cristalográficas do material podendo levar a formação de vazios. Já nos contornos de grãos (Figura 40-c,d) observa-se a presença de uma segunda fase em pequena fração volumétrica. Na Figura 41 são apresentadas medidas de MEV/EDS da fase em questão.

Figura 41 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da fase localizada no contorno de grão da amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Cabe salientar que os valores apresentados são uma média de três medidas.

Fonte: Autoria própria.

Na análise de MEV/EDS do microconstituente observa-se elevados teores de titânio (54,6 % at.) em relação a matriz (47,0 % at.). Lembrando que análises em regiões pequenas, como a apresentada, têm grande influência da matriz, ou seja, provavelmente os teores reais de Ti são maiores que os medidos. Observando o espectro de radiação não existe evidência de outro elemento que não seja os esperados, Ti e Al. Ou seja, provavelmente, o precipitado trata-se do intermetálico α_2-Ti_3Al . Cabe salientar que na composição química e na condição de tratamento da amostra não é esperada a formação dessa fase no equilíbrio termodinâmico. A localização dos precipitados, nos contornos de grãos, sugere que eles podem ter sido formados no resfriamento do material.

Na Tabela 19 apresenta-se a composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas medidas pela técnica MEV/EDS na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico. Os resultados estão coerentes com a composição nominal da liga e as medidas na amostra no estado bruto de fusão.

Tabela 19 - Composição química média de três regiões aleatoriamente escolhidas e medidas pela técnica MEV/EDS na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	47,02
Al	52,98

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 42 é apresentado o difratograma de raios-X da amostra $Ti_{53}Al_{47}$ após tratamento térmico.

Figura 42 - Difratograma de raios-X da amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias. Representado em vermelho dados experimentais, em preto simulado pelo método Rietvelt, em verde ângulos 2θ de difração da fase γ -TiAl e em azul diferença entre os dados experimentais e simulados.

Fonte: Autoria própria.

A única fase encontrada através dos dados de Difração de Raios-X é a γ -TiAl. Não foi encontrada nenhuma evidência de outras fases, nem mesmo a α_2 - Ti_3Al . Isto porquê, se a fase α_2 - Ti_3Al está presente (como discutido nas micrografias), está em uma fração volumétrica muito pequena – não identificável pela técnica. A medida de correlação X^2 da

simulação Rietvelt é de 1,9. Na Tabela 20 são mostrados os parâmetros de redes médios encontrados na liga $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico. A diferença entre os parâmetros de rede médios encontrados para a fase γ -TiAl com os encontrados para as amostras apresentadas anteriormente estão dentro da margem de erro da técnica, ou seja, não é possível determinar alguma diferença entre eles.

Tabela 20 - Parâmetros de rede médios da fase γ -TiAl encontrados na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico.

γ-TiAl	
a (nm) =	0,2821
c (nm) =	0,4080

Fonte: Autoria própria.

Na Tabela 21 é apresentada a porcentagem em peso das fases presentes na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico obtidas através do método de Rietvelt. Observa-se que 100 % do material é constituído pela fase γ -TiAl.

Tabela 21 - Porcentagem em peso das fases na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico obtida através do método de Rietvelt.

Fase	Porcentagem em peso (%)
γ -TiAl	100,0
α_2 - Ti_3Al	Não detectado

Fonte: Autoria própria.

A dureza encontrada na amostra $Ti_{47}Al_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias foi de 275 ± 9 HV, valor 65 HV menor que da amostra no estado bruto de fusão (340 ± 12 HV). Porém, estes resultados são similares àqueles das amostras $Ti_{50}Al_{50}$ (tratada), mostrando que a condição de processamento é fator preponderante em comparação com a variação da composição química.

4.2 PAR DE DIFUSÃO

4.2.1 γ -TiAl

Baseado nos resultados apresentados anteriormente, o material com a composição química $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias foi o material escolhido para os estudos de pares de difusão γ -TiAl/Fe e γ -TiAl/Aço. Visto que as micrografias (Figura 40) e os dados de Difração de Raios-X (Figura 42 e Tabela 18) apontam que o material é praticamente 'monofásico' γ -TiAl. Os pequenos precipitados encontrados de uma segunda fase (Figura 41) não deveriam interferir no estudo dos pares de difusão pela pequena fração volumétrica apresentada.

Na Tabela 22 são apresentadas as dilatações lineares esperadas da fase γ -TiAl para as temperaturas de tratamento dos pares de difusão do trabalho. Utilizou-se os dados de dilatação térmica linear encontrados na literatura ⁴². Observa-se que na geometria de estudo (raio de 1 mm) a dilatação linear do material é de aproximadamente 0,015 μm , independentemente da temperatura, ou seja, a dilatação linear esperada nas temperaturas para esse material é virtualmente nula.

Tabela 22 - Dilatação esperada nas temperaturas utilizadas nos pares de difusão no trabalho para a fase γ -TiAl.

Temperatura (°C)	Dilatação esperada ($\mu\text{m}/\text{mm}$)
800	0,014
1000	0,015
1200	0,016

Fonte: Autoria própria. Utilizando os dados de dilatação térmica linear de HE et al. (1997) ⁴².

4.2.2 Fe comercialmente puro

Após conformação mecânica do Fe comercialmente puro foram feitas medidas de dureza com resultados de 227 ± 6 HV confirmando que o material encontrava-se no estado encruado (alta concentração de defeitos lineares - discordâncias), visto que o Fe puro tem dureza de pôr volta 100 HV. Já durante os tratamentos térmicos espera-se que o material sofra os fenômenos de recuperação/recristalização e transformações de fases. Em tratamentos térmicos até cerca de 400 °C o fenômeno da recuperação prevalece, espera-se durezas entre 190 a 210 HV para o Fe puro; já em tratamentos térmicos acima de 600

°C em que o fenômeno da recristalização prevalece espera-se durezas entre 120 e 130 HV⁴⁷. Visto que os tratamentos térmicos do trabalho foram executados entre 800 e 1200 °C, certamente, o fenômeno da recristalização prevaleceu perante a recuperação até a temperatura de transformação de fases $\alpha \rightarrow \gamma$ de 910 °C.

Na Tabela 23 são apresentadas as dilatações lineares esperadas do Fe puro para as temperaturas de tratamento dos pares de difusão do trabalho. Utilizou-se os dados de dilatação térmica linear encontrados na literatura⁴³. Observa-se que na geometria de estudo (raio de 1 mm) a dilatação linear esperada do material é de aproximadamente 10 μm . Esses valores são por volta de 3 ordens de grandeza maiores que a dilatação esperada da fase γ -TiAl. Cabe salientar que na temperatura de 800 °C o material será formado pela fase α , já nas temperaturas de 1000 °C e de 1200 °C o material estará na fase γ . A contração observada das dilatações esperadas entre a temperatura de 800 °C e de 1000 °C é fruto da transformação de fases $\alpha \rightarrow \gamma$ que o Fe sofre na temperatura de 910 °C.

Tabela 23 - Dilatação esperada nas temperaturas utilizadas nos pares de difusão no trabalho para o Fe comercialmente puro.

Temperatura (°C)	Dilatação esperada ($\mu\text{m}/\text{mm}$)
800	10
1000	8
1200	11

Fonte: Autoria própria. Utilizando os dados de dilatação linear de MOHAPATRA, SOMMER, MITTEMEIJER (2007)⁴³.

4.2.3 Aço do eixo do turbocompressor automotivo

Eixos de ligação entre a parte quente dos turbocompressores automotivos e a parte fria foram seccionadas em uma região próxima ao rotor da parte quente, porém em uma distância segura para não observar modificações microestruturais devido ao método de junção entre o eixo e o rotor quente. Os conjuntos rotor-eixo seccionados eram conjuntos padrões utilizados em automóveis, fabricados em larga escala, e confeccionados em superliga à base de níquel (rotor quente) e aço (eixo). Na Tabela 24 é apresentada a composição química da amostra retirada do eixo em questão. Observa-se que o aço é um aço médio carbono (0,43%) com a presença de Mn, Cr, Ni e Mo como elementos de liga.

Tabela 24 - Composição química da amostra de aço retirada do eixo do turbocompressor automotivo utilizada no trabalho.

Elemento	Concentração em peso
C	0,43%
Si	0,25%
Mn	0,78%
Cr	1,06%
Ni	0,41%
Mo	0,25%
Cu	0,085%
Al	0,028%
Ti	0,0025%
P	80 ppm
S	20 ppm
Ni	93 ppm

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 43 são apresentadas micrografias obtidas por microscopia ótica do aço. Já na Figura 44 é apresentada uma micrografia obtida por micrografia eletrônica de varredura. Observa-se uma microestrutura homogênea classificada como martensita revenida, típico de um aço temperado e revenido. A dureza do material é de 405 ± 7 HV, o equivalente a 41 HRC, apontando para um material de alta resistência mecânica confirmando a microestrutura de martensita revenida e sugerindo uma elevada temperatura de revenimento para alívio de tensões internas.

Figura 43 - Micrografias da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo. Imagens obtidas via microscopia ótica. Ataque Nital 2%. Aumentos: a) 100 X; b) 500 X.

Fonte: Autoria própria.

Figura 44 - Micrografias da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo. Imagens obtidas via MEV. Aumento 5000 X.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 45 é apresentado o dilatograma da amostra de aço no aquecimento da temperatura ambiente de 25 °C até 1300 °C com taxa de aquecimento de 10 °C/minuto. Os eixos do gráfico foram representados da seguinte maneira: eixo x - temperatura da medida; e eixo y - diferença de comprimento da amostra na temperatura da medida em relação a temperatura ambiente dividido pelo comprimento inicial da amostra ($\Delta L/L_0$). Observa-se que o início da transformação de fases $\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ (temperatura A_1) foi observada como uma contração no aquecimento na temperatura de 745 °C, condizente com a temperatura de 727 °C da transformação eutetóide de fases no diagrama de fases Fe-Fe₃C⁴⁵. Essa pequena diferença pode ser atribuída à presença dos elementos de liga no aço. Já a temperatura do final da transformação (temperatura A_3) é de 803 °C, condizente com o teor de 0,43 % de C encontrado na análise química do aço.

Figura 45 - Dilatograma da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo. Aquecimento de 25 °C até 1300 °C com taxa de 10 °C/minuto. Padrão alumina.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 46 é apresentado o dilatograma da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo com as marcações das temperaturas dos tratamentos térmicos utilizados no trabalho para pares de difusão. Diferentemente do Fe puro, nas três temperaturas do trabalho o material é composto pela fase γ . Na Tabela 25 são apresentados os valores das dilatações. Esses valores são da mesma ordem de grandeza que encontrados para o ferro puro e são de aproximadamente 13 μm .

Figura 46 - Dilatograma da amostra retirada do aço do eixo do turbocompressor automotivo. Mostrando as deformações esperadas nas temperaturas dos tratamentos térmicos utilizadas no trabalho.

Fonte: Autoria própria.

Tabela 25 - Dilatações esperadas nas temperaturas utilizadas nos pares de difusão no trabalho para o Aço. Dados obtidos através do dilatograma.

Temperatura (°C)	Dilatação esperada (μm/mm)
800	9
1000	13
1200	16

Fonte: Autoria própria.

4.2.4 Par de difusão sem tratamento térmico

Na Figura 47 são apresentadas as micrografias do par de difusão montado porém sem a execução de um tratamento térmico. Essa caracterização foi feita com o objetivo de analisar a qualidade superficial da interface e a distância inicial entre as superfícies.

Figura 47 - Micrografias do par de difusão sem a execução de um tratamento térmico de difusão. Microestrutura obtida via MEV mostrando a interface de contato dos materiais. Aumentos: a) 50 X; b) 100 X; c) 200 X; d) 1000 X.

Fonte: Autoria própria.

Observa-se que o material constituído por TiAl (material externo) apresenta uma alta rugosidade oriunda da decapagem química realizada no material para retirada da camada de óxido formada pelo corte por eletroerosão a fio. Já o Fe ou Aço (material interno) apresentam baixa rugosidade. A distância entre as superfícies dos materiais é de 10 à 100 μ m. Com essa distância e com as dilatações lineares apresentadas nas Tabelas 22, 23 e 25 são esperados pontos de contato entre os materiais nos pares de difusão.

Cabe salientar que a preparação metalográfica do par de difusão, especificamente o embutimento em resina a quente, pode adicionar materiais (resina) em regiões vazias na interface analisada. Porém a diferenciação entre esses materiais e a interface é de fácil interpretação.

4.3 PARES DE DIFUSÃO γ -TiAl/Fe

4.3.1 Tratado a 1200 °C / 24 h

Na Figura 48 são apresentadas as micrografias da região de difusão do par γ -TiAl/Fe tratado térmico a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Cabe salientar que o material interno (cinza claro) inicialmente tratava-se de Ferro, enquanto que o material externo (cinza escuro) de γ -TiAl. A interface original entre os materiais não pode ser identificada com precisão, visto que com o fluxo de material, a interface pode se movimentar com o tempo.

Figura 48 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Fe tratamento térmico a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a região de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 100 X; c) 200 X; d) 500 X.

Fonte: Autoria própria.

Observa-se na Figura 48-a que a junção entre os materiais não foi perfeita, porém haviam grandes regiões com bom contato permitindo o estudo de difusão. Trincas radiais

e perimetrais são observadas em todo material rico em Ferro, provavelmente causadas por tensões internas e pelo descolamento dos materiais no resfriamento. Já nas Figuras 48-b,c,d observa-se que existem regiões compostas por diversos microconstituintes tanto na região rica em Fe tanto na região rica em TiAl.

Na Figura 49 são apresentados os pontos de análises de MEV/EDS entre o centro do material rico em Fe até o material TiAl plotados na seção isotérmica ternária a 1200 °C do sistema Ti-Al-Fe ³². Considerando que cada região analisada encontra-se em equilíbrio local termodinâmico, é possível determinar a ordem lógica das regiões e as fases presentes. Na região rica em Fe espera-se que boa parte do material seja formada pela fase α -Fe, sendo formado também um filme de TiFe_2 e uma região bifásica entre essas regiões. Já na região rica em TiAl espera-se que boa parte do material seja composta pela fase γ -TiAl, sendo formada a fase β -Ti e uma região bifásica entre essas regiões. Existe uma região de indefinição nessa análise/raciocínio entre a região TiFe_2 e β -Ti.

Figura 49 - Pontos de análises de MEV/EDS entre o centro do material rico em Fe até o material TiAl plotados na seção isotérmica ternária a 1200 °C do sistema Ti-Al-Fe.

Fonte: ASM Internacional 2010 - n° 204237. Adaptado de PALM, LACAZE (2006) ³².

Observou-se nos pontos de análises MEV/EDS que os elementos Al e Ti difundiram até o centro do material Fe (1 mm) com teores aproximados de 10,0 e 5,1 % at., respectivamente; formando provavelmente a fase α -Fe de acordo com a seção isotérmica a 1200 °C ³². Já o elemento Fe difundiu até cerca de 1,5 mm no material TiAl.

Na Figura 50 é apresentada a análise MEV/EDS em linha ('line scan') da interface de difusão Y-TiAl/Fe tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas. Cabe salientar que os dados apresentados não são quantitativos em termo de concentração dos elementos. Observa-se que o elemento ferro difunde em menor quantidade no Y-TiAl que o Ti,Al na matriz de Fe. Observa-se que na região matriz de Fe existe um filme mais rico em Ti que em Al e outro mais rico em Al que em Ti. Assim como, na região matriz TiAl existe uma região rica em Ti.

Figura 50 - Análise tipo 'line scan' MEV/EDS da interface de difusão Y-TiAl/Fe tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 51 é apresentada as micrografias da interface na região rica em TiAl do par de difusão tratado a 1200 °C por 24 horas. Na Figura 51-a, apresenta-se uma região

em que o gradiente composicional é observado através das diferentes frações volumétricas das fases apresentadas. Na Figura 51-b observa-se um filme fino dividindo a região bifásica apresentada da região composta por γ -TiAl.

Figura 51 - Micrografias da região rica em TiAl do par de difusão γ -TiAl/Fe com tratamento térmico a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água. a) região trifásica com gradiente composicional; b) filme dividindo duas regiões.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 52 são apresentadas medidas de composição química através da técnica MEV/EDS na região apresentada anteriormente. Na Figura 52-a medidas na fase cinza escuro apontam a fase γ -TiAl; já medidas na região do filme fino, Figura 52-b, apontam a fase β -Ti, visto que a fase γ -TiAl não admite teores de 8 % de Fe. Cabe salientar que a formação da fase agulhada na matriz com tonalidade clara apontam transformações de fases a partir da fase β -Ti durante o resfriamento, visto que medidas nessa região (Figura 52-c) apontam esta fase.

As análises de composição química através da técnica MEV/EDS da Figura 52-a apontam para uma solubilidade de 4 % de Fe na estrutura de γ -TiAl a 1200 °C, muito próximo do mencionado pela literatura, por volta de 3 - 3,5 % ³².

Figura 52 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da região rica em TiAl do par de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água. a) Medida do microconstituente do filme de difusão próximo a interface. b) Medida do filme formado entre a região bifásica e γ -TiAl. c) Medida na fase clara da região bifásica.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	53,97
Al	42,07
Fe	3,96

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	51,69
Al	40,07
Fe	8,24

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	51,53
Al	40,32
Fe	8,15

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 53 as micrografias da região rica em Fe do par de difusão são apresentadas. A junção das regiões ricas em Fe com a rica em TiAl é observada na Figura 53-a. Já na Figura 53-b observa-se uma região provavelmente bifásica em que o gradiente composicional é observado através das diferentes frações volumétricas das fases. Na Figura 53-c observa-se a fase minoritária da provável região bifásica.

Figura 53 - Micrografias da região rica em Fe do par de difusão γ -TiAl/Fe tratada a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água. a) Junção das regiões ricas em Fe com as ricas em TiAl; b) Região bifásica (provável); c) Aumento na fase minoritária da região bifásica.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 54 é mostrada as medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da região rica em Fe do par de difusão γ -TiAl/Fe tratado a 1200 °C por 24 horas. Medidas na região próxima à região rica em TiAl apontam uma composição (Figura 54-a) que pode ser atribuída à fase TiFe_2 . Já na Figura 54-b medidas em uma região bifásica mais interna apontam as fases $\text{TiFe}_2 + \alpha\text{-Fe}$. Já na Figura 54-c é analisado a fase minoritária presente na região bifásica, a composição química sugere a fase $\beta\text{-Ti}$. Lembrando que as suposições foram feitas considerando equilíbrio termodinâmico a 1200 °C utilizando a seção isotérmica ³².

Figura 54 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS da região rica em Fe do par de difusão γ -TiAl/Fe tratado a 1200 °C por 24 horas. a) Medida próxima a junção rica TiAl; b) Medida em na região bifásica; c) Medida na fase minoritária na região bifásica.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	31,15
Al	30,61
Fe	38,24

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	15,82
Al	23,20
Fe	60,98

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	68,64
Al	13,50
Fe	17,86

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 55 é apresentada a micrografia com a indicação das prováveis fases presentes nas regiões do par de difusão tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. As fases sugeridas foram baseadas nas análises de MEV/EDS, nas micrografias e na seção isotérmica a 1200 °C³². As fases presentes em cada região a 1200 °C são: α -Fe / α -Fe + TiFe₂ / TiFe₂ / γ -TiAl + β -Ti* / β -Ti / γ -TiAl. A fase representada por β -Ti* representa a fase presente em alta temperatura (1200 °C), visto que é observado na microestrutura uma fase agulhada em uma matriz, apontando uma transformação de fases no resfriamento.

Figura 55 - Micrografia com indicação das prováveis fases presentes a 1200 °C no par de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água.

Fonte: Autoria própria.

4.3.2 Tratado a 1000 °C / 24 h

Na Figura 56 são apresentadas as micrografias da região de difusão do par γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Na Figura 56-a observa-se que a junção entre os materiais não foi perfeita, porém uma maior área de ligação está presente em comparação com a do experimento a 1200 °C. Provavelmente, essa característica deve-se a menor contração térmica sofrida pelo material no resfriamento. Não foram observadas macrotrincas causadas por tensões internas como no caso da amostra resfriada em água a partir de 1200 °C. Já regiões compostas por diferentes microconstituintes tanto na região rica em Fe quanto na região rica em TiAl estão presentes, observados na Figura 56-d.

Figura 56 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Fe tratamento térmico a 1000 °C por 24 horas e resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a interface de difusão. Aumentos: a) 40 X; b) 100 X; c) 200 X; d) 500 X.

Fonte: Autoria própria.

Já na Figura 57 são apresentados os pontos de análises de MEV/EDS plotados na seção isotérmica a 1000 °C. Observa-se que na região rica em Fe a fase α -Fe é esperada, assim como os intermetálicos TiFe_2 e TiFe . Já as fases γ - TiAl , TiFe são esperadas na região rica em Ti e Al. É importante salientar que o material não encontra-se em equilíbrio termodinâmico, visto que existe uma grande gradiente de composição química, ou seja, as fases mencionadas são apenas suposições coerentes com a composição química encontrada e dados na literatura compilados na seção isotérmica a 1000 °C ³².

Figura 57 - Pontos de análises de MEV/EDS entre o centro do material rico em Fe até o material TiAl plotados na seção isotérmica ternária a 1000 °C do sistema Ti-Al-Fe.

Fonte: ASM Internacional 2009 - n° 200230. Adaptado de PALM, LACAZE (2006) ³².

Observou-se nos pontos de análises MEV/EDS que os elementos Al e Ti difundiram até o centro do material Fe com teores aproximados de 2,9 e 0,9 % at., respectivamente; sendo provável que os elementos Al e Ti estão em solução sólida na fase α -Fe a 1000 °C

de acordo com a seção isotérmica ³². Estes teores são de 4 a 5 vezes menores que os observados no par tratado a 1200 °C. Já o elemento Fe difundiu até cerca de 0,9 mm no material TiAl.

Na Figura 58 é apresentada a análise MEV/EDS tipo linha (*'line scan'*) da interface de difusão do par tratado a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Observa-se a formação de um filme rico em Ti na região TiAl. Já na região rica em Fe, observa-se a predominância do elemento Al em comparação com o elemento Ti. Novamente, observou-se que o elemento Fe difunde em menor quantidade no γ -TiAl do que os elementos Ti, Al na matriz de Fe. Cabe salientar que os dados apresentados não são quantitativos em termos de concentração dos elementos.

Figura 58 - Análise tipo *'line scan'* MEV/EDS da interface de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água.

Fonte: Autoria própria.

Nas Figuras 59 são apresentadas as micrografias dos filmes reacionais do par de difusão γ -TiAl/Fe tratada a 1000 °C por 24 horas e resfriamento em água. Observa-se, na Figura 59-a, que existe um filme poroso na região rica de TiAl. Já na região rica em Fe,

Figuras 59-b,c, observa-se uma região aparentemente bifásica que sofreu descolamento. O descolamento provavelmente aconteceu pela contração térmica que o material sofreu no resfriamento após o tratamento térmico.

Figura 59 - Micrografias mostrando os filmes reacionais do par de difusão γ -TiAl/Fe tratada a 1000 °C por 24 horas e resfriamento em água. Aumentos: a) 1000 x, b) 2000 x; c) 2500 x.

Fonte: Autoria própria.

Medidas de composição química por MEV/EDS nos filmes reacionais do par de difusão tratado a 1000 °C são apresentados na Figura 60. O filme poroso na região rica de TiAl apresentado na Figura 60-a, apresenta altos teores de Ti frente a Al e Fe. A provável fase nessa região é a TiFe, visto que a fase γ -TiAl não admite teores de Fe de 7 %. Já a Figura 60-b apresenta medidas na região bifásica entre as regiões ricas em TiAl e Fe. Altos teores de Ti e Fe são encontrados, sugerindo as fases TiFe e TiFe₂. Enquanto que na Figura 60-c é apresentada uma análise perto da região descolada, altos teores de Fe com teores moderados de Ti e Al são encontrados, sugerindo a fase TiFe₂. Lembrando que as

sugestões de fases foi realizada considerando o equilíbrio termodinâmico em cada região analisada e dados da literatura, como a seção isotérmica a 1000 °C ³².

Figura 60 - Medidas de composição química pela técnica MEV/EDS nos filmes de reacionais do par de difusão γ -TiAl/Fe tratado a 1000 °C por 24 horas e resfriada em água. a) Análise no filme formado na região rica em TiAl; b) Análise na região de transição aparentemente bifásica; c) Análise próxima de uma região descolada da região rica em Fe.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	60,22
Al	32,74
Fe	7,04

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	45,81
Al	17,33
Fe	36,86

Elemento	Composição Química (% atômica)
Ti	12,29
Al	20,52
Fe	67,19

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 61 é apresentada a micrografia com as prováveis fases presentes nas regiões do par de difusão tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas. Considerando que cada região analisada encontra-se em equilíbrio local termodinâmico, as fases encontradas nas regiões a 1000 °C são: α -Fe / TiFe₂ / TiFe + TiFe₂ / TiFe / γ -TiAl.

Figura 61 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes a 1000 °C no par de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água.

Fonte: Autoria própria.

4.3.1 Tratado a 800 °C / 24 h

Na Figura 62 são apresentadas as micrografias da região de difusão do par γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água. Na Figura 62-a observa-se a maior área de junção em comparação com as temperaturas de 1000 °C e de 1200 °C, isso deve-se a menor contração térmica sofrida pelo material no resfriamento. Não foram observadas trincas como as observadas na amostra tratada a 1200 °C (Figura 62-b,c). Na Figura 62-c é possível identificar um filme espesso com aparência monofásica na região rica em Ti e Al, observa-se também a presença de outros dois microconstituintes no ponto de ligação.

Figura 62 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Fe após tratamento térmico a 800 °C por 24 horas e resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a interface de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 500 X; c) 1500 X.

Fonte: Autoria própria.

Já na Figura 63 são apresentados os pontos de análises de MEV/EDS plotados na seção isotérmica a 800 °C. Observa-se que na região rica em Fe a fase α -Fe é esperada,

assim como os intermetálicos TiFe_2 e TiFe . Já as fases $\gamma\text{-TiAl}$, TiFe são esperadas na região rica em Ti e Al. Cabe salientar que apenas nessa temperatura no trabalho (800 °C) a fase $\alpha\text{-Fe}$ estava presente na interface de difusão no ferro comercialmente puro; nas outras temperaturas (1200 °C e 1000 °C) a fase $\gamma\text{-Fe}$ é a fase presente na interface. Como dito anteriormente, o material não encontra-se em equilíbrio termodinâmico, ou seja, as fases mencionadas são apenas suposições coerentes com a composição química encontrada e dados da literatura compilados na seção isotérmica a 800 °C ³².

Figura 63 - Pontos de análises de MEV/EDS entre o centro do material rico em Fe até o material TiAl plotados na seção isotérmica ternária a 800 °C do sistema Ti-Al-Fe.

Fonte: ASM Internacional 2009 - n° 200229. Adaptado de PALM, LACAZE (2006) ³².

Observou-se nos pontos de análises MEV/EDS que o elemento Al difundiu até o centro do material Fe com teor aproximado de 1,4 % at., enquanto que o elemento Ti difundiu até cerca de 0,6 mm na matriz Fe, possibilitando a formação dos intermetálicos TiFe_2 e TiFe . Já o elemento Fe difundiu até cerca de 0,4 mm no material TiAl . Valores de

difusão inferiores aos apresentados nas outras temperaturas do estudo; por exemplo: o elemento Al no centro da matriz Fe se apresentou com teores de 10,0 % at. no tratamento a 1200 °C e de 2,9 % at. no tratamento a 1000 °C.

Na Figura 65 é apresentada a micrografia com as prováveis fases presentes nas regiões do par de difusão tratado termicamente a 800 °C por 24 horas e resfriado em água. Considerando que cada região analisada encontra-se em equilíbrio local termodinâmico, as fases encontradas nas regiões a 800 °C são: α -Fe / α -Fe + TiFe_2 + TiFe / Ti_3Al / γ -TiAl.

Figura 64 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes a 800 °C no par de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água.

Fonte: Autoria própria.

4.4 PARES DE DIFUSÃO γ -TiAl/AÇO

4.4.1 Tratado a 1200 °C / 24 h

Na Figura 65 são apresentadas as micrografias da região de difusão do par γ -TiAl/Aço tratado térmico a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Diferentemente do par de difusão na mesma temperatura confeccionado com ferro comercialmente puro, não é observado macrotrincas na região rica Fe e sim uma macrotrinca na região rica Ti e Al. Provavelmente, isso ocorreu pela maior resistência mecânica do Aço do que do ferro na dilatação linear no aquecimento do conjunto. Com o aumento da temperatura e dilatação, a trinca no material TiAl propagou para alívio de tensões. Felizmente, houve contato entre as superfícies suficiente dos materiais para o estudo da difusão.

Figura 65 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Aço tratamento térmico a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a região de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 200 X; c) 500 X; d) 1000 X.

Fonte: Autoria própria.

Observa-se na Figura 65-c,d a formação de três filmes na região de junção do material: um filme compacto e multifásico na região rica em Fe, um filme totalmente fragmentado na provável região de ligação e uma região com algumas microtrincas na região rica em Ti e Al. Na Figura 66 é apresentada a análise de mapeamento por MEV/EDS dos elementos químicos na interface de difusão do par Y-TiAl/Aço. Observa-se que no filme compacto o elemento Ti é o elemento majoritário. Já no filme fragmentado os três elementos (Fe, Ti, Al) são encontrados de forma significativa. Observa-se que o elemento Al se difunde em maior quantidade do que o elemento Ti na matriz de Aço e o elemento Fe na matriz Y-TiAl.

Figura 66 - Análise de mapeamento de elementos químicos na interface de difusão do par Y-TiAl/Aço tratamento térmico a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Ferro; c) Elemento Titânio; d) Elemento Alumínio.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 67 é apresentada a análise de mapeamento do elemento químico carbono por MEV/EDS na interface de difusão do par Y-TiAl/Aço tratado a 1200 °C por 24

h. Observa-se que o filme compacto e multifásico apresentado anteriormente é rico em carbono. Cabe salientar que a matriz Aço tem concentração de 0,43% em peso de carbono (Tabela 21) e na temperatura de 1200 °C o elemento encontra-se com grande mobilidade na fase γ -austenita por se encontrar em solução sólida. Esse teor de carbono representa algo entorno de 2 % at. considerando apenas a matriz Fe e o elemento C, visto que o elemento carbono é um elemento com baixa massa atômica. Portanto, conclui-se que com a difusão do elemento Ti na matriz Aço (elemento formador de carboneto), e com a mobilidade e disponibilidade do elemento carbono, ocorreu a formação de um filme compacto de carbonetos rico em Ti.

Figura 67 - Análise de mapeamento do elemento químico carbono na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço com tratamento térmico de 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento carbono.

Fonte: Autoria própria.

Observou-se nos pontos de análises MEV/EDS que o elemento Al difundiu até o centro do material Aço com teor de 1,6 % at. aproximadamente. Já o elemento Ti difundiu significativamente apenas 50 µm na matriz Aço, estando quase todo ele combinado com o elemento carbono. Já o elemento Fe difundiu apenas 0,1 mm no material TiAl. Comparando os resultados com o par de difusão γ -TiAl/Fe também tratado a 1200 °C observa-se uma redução significativa nos teores e distancias difundidas. Provavelmente, o filme compacto de carboneto agiu como uma barreira de difusão, mostrando que o elemento carbono e a formação de carbonetos são fatores relevantes na junção de ligas TiAl e Aço.

Na Figura 68 são apresentadas as análises de composição química pela técnica MEV/EDS dos filmes formados no par γ -TiAl/Aço tratado térmico a 1200 °C por 24 horas e resfriamento em água. Na Figura 68-a é apresentado o resultado no filme de carboneto, e

como esperado, o filme apresenta uma grande quantidade do elemento Ti (38 % at.) e do elemento C. Já na Figura 68-b é apresentada o resultado da região fragmentada em que os elementos Fe, Ti e Al se apresentam em teores maiores de 10 % at. E na Figura 68-c é apresentada a composição química do filme formado na região rica de Ti e Al, observa-se que existe um empobrecimento de Al na neste filme, e altos teores de Ti, sugerindo a fase β -Ti, como encontrada na mesma condição no par de difusão γ -TiAl/Fe.

Figura 68 - Análise de composição química pela técnica MEV/EDS nos filmes de reacionais do par de difusão γ -TiAl/Aço tratado a 1200 °C por 24 horas resfriada em água. a) Análise no filme de carbonetos; b) Análise da região fragmentada; c) Análise do filme formado na região rica em Ti e Al.

Elemento	Composição Química (% atômica)
C	59,24
Al	0,97
Ti	38,39
Fe	1,40

Elemento	Composição Química (% atômica)
Al	10,09
Si	1,18
Ti	66,25
Fe	22,48

Elemento	Composição Química (% atômica)
Al	34,76
Si	8,84
Ti	55,32
Fe	1,08

Fonte: Autoria própria.

Já na Figura 69 é apresentado o ponto de análise química de MEV/EDS da região fragmentada do par de difusão γ -TiAl/Aço plotado na seção isotérmica ternária Ti-Al-Fe ³². Observa-se que na composição indicada as fases esperadas são β -Ti + líquido no sistema Ti-Al-Fe em equilíbrio termodinâmico, sendo um indicativo que a fragmentação observada provavelmente é fruto da formação de uma fração volumétrica da fase líquida durante o tratamento térmico a 1200 °C. Cabe salientar que essa análise é apenas uma aproximação, visto que estão presentes outros elementos químicos em menores teores e o sistema não se encontra em equilíbrio termodinâmico.

Figura 69 - Ponto de análise de MEV/EDS da região fragmentada do par de difusão TiAl/Aço a 1200 °C por 24 h plotado na seção isotérmica ternária do sistema Ti-Al-Fe.

Fonte: ASM Internacional 2010 - n° 204237. Adaptado de PALM, LACAZE (2006) ³².

Na Figura 70 é apresentada a região logo após o filme de carbonetos com precipitados na matriz aço. A análise química pela técnica MEV/EDS também é apresentada. Observa-se um alto teor químico de do elemento Al por volta de 10% at. em uma matriz de Fe. Observando a microestrutura de pequenos precipitados, pode-se tratar de uma precipitação de uma segunda fase no resfriamento do material ou o material estar realmente num campo bifásico.

Figura 70 - Análise de composição química pela técnica MEV/EDS da região rica em Fe do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado a 1200 °C por 24 horas resfriada em água.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Al	9,25
Si	1,26
Ti	0,91
Cr	1,09
Fe	87,49

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 71 é apresentada a micrografia mostrando as prováveis fases presentes nas regiões do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água. As fases sugeridas a 1200 °C em cada região são: α ou Y-Fe + Precipitados / Carbonetos ricos em Ti / β -Ti + Líquido / β -Ti / Y-TiAl.

Figura 71 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes a 1200 °C na junção do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água.

Fonte: Autoria própria.

4.4.2 Tratado a 1000 °C / 24 h

Na Figura 72 são apresentadas as micrografias da região de difusão do par γ -TiAl/Aço tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Não observou-se nenhuma macrotrinca no par de difusão. Na Figura 72-c,d observa-se a formação de diversas regiões na junção do material: próximo da matriz Aço observa-se microtrincas entre a matriz e um filme compacto e multifásico formado. Juntamente com o filme compacto existe um filme com microtrincas com tonalidade mais clara. Já na região rica de Ti e Al um filme com alta porosidade é observado.

Figura 72 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Aço tratamento térmico a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a região de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 500 X; c) 5000 X.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 73 é apresentada a análise de mapeamento por MEV/EDS dos elementos químicos na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço a 1000 °C. Observa-se que no filme

compacto e multifásico o elemento Ti é o elemento majoritário. No filme mais claro perto do filme compacto encontramos os elementos Ti, Al e Fe. Já no filme com alta porosidade os elementos Ti e Al são os majoritários.

Figura 73 - Análise de mapeamento de elementos químicos na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço tratamento térmico a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Ferro; c) Elemento Titânio; d) Elemento Alumínio.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 74 é apresentada a análise de mapeamento do elemento químico carbono por MEV/EDS na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço tratado a 1000 °C. Observa-se que o filme compacto e multifásico rico em Ti apresentado anteriormente (Figura 73-c) também é rico em carbono. Ou seja, o filme trata-se de um carboneto rico em Ti, assim como o observado no par de difusão tratado a 1200 °C. No filme poroso observa-se uma grande quantidade de carbono também, porém nessa região o carbono medido é proveniente da preparação metalográfica em que a resina do embutimento a quente preencheu a porosidade da região.

Figura 74 - Análise de mapeamento do elemento químico carbono na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço tratado térmico a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Carbono.

Fonte: Autoria própria.

Observou-se nos pontos de análises MEV/EDS que o elemento Al difundiu até o centro do material Aço com teor de 1,6 % at. aproximadamente. Já o elemento Ti difundiu significativamente apenas 100 µm na matriz Aço, estando quase todo ele combinado com o elemento carbono. Já o elemento Fe difundiu apenas 0,1 mm no material TiAl. Os resultados encontrados foram muito parecidos com os do par de difusão tratado a 1200 °C, comprovando que o filme de carboneto agiu como uma barreira de difusão.

Na Figura 75 são apresentadas as análises de composição química pela técnica MEV/EDS dos filmes formados no par γ -TiAl/Aço tratado térmico a 1000 °C. Na Figura 75-a é apresentado o resultado do filme poroso, observa-se os elementos Ti e Al em proporções que sugerem a fase Ti_3Al . Já na Figura 75-b apresenta-se a análise do filme de carboneto rico em Ti. E na Figura 75-c é apresentada a composição química do filme formado entre o filme poroso e de carbonetos, observa-se teores muito parecidos dos elementos Ti, Al e Fe, sugerindo a fase $TiFe_2$ segundo a seção isotérmica do diagrama de fases a 1000 °C ³².

Figura 75 - Análise de composição química pela técnica MEV/EDS nos filmes de reacionais do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado a 1000 °C por 24 horas resfriada em água. a) Análise no filme poroso; b) Análise do filme de carboneto; c) Análise do filme compacto claro.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Al	32,25
Ti	67,75

Elemento	Composição Química (% atômica)
C	41,13
Al	18,28
Ti	40,59

Elemento	Composição Química (% atômica)
Al	33,95
Ti	36,66
Fe	29,39

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 76 é apresentada a micrografia mostrando as prováveis fases presentes nas regiões do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas. As fases sugeridas em cada região a 1000 °C, do material aço para o material Y-TiAl, são: α ou Y-Fe / Carbonetos ricos em Ti / $TiFe_2$ / Ti_3Al / Y-TiAl.

Figura 76 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes a 1000 °C na junção do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água.

Fonte: Autoria própria.

4.4.3 Tratado a 800 °C / 24 h

Na Figura 77 são apresentadas as micrografias da região de difusão do par γ -TiAl/Aço tratado termicamente a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água. Observa-se que a junção entre os materiais não foi perfeita, porém foi o tratamento que apresentou a maior área de ligação entre os pares de difusão γ -TiAl/Aço. Na Figura 77-b observa-se uma trinca de cerca de 1 mm na região γ -TiAl. Já na Figura 77-c,d observam-se a formação de dois filmes na junção dos materiais: próximo a região rica em Ti e Al observa-se um filme com espessura de 20 a 40 μm ; já na região rica em Fe observa-se um filme com espessura de aproximadamente 5 μm . Cabe salientar que entre as camadas, em algumas regiões como na Figura 77-b, observa-se a resina utilizada no embutimento do material.

Figura 77 - Micrografias do par de difusão γ -TiAl/Aço tratamento térmico a 800 °C por 24 horas e resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV mostrando a interface de difusão. Aumentos: a) 50 X; b) 200 X; c) 1000 X; d) 5000 X.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 78 é apresentada a análise de mapeamento por MEV/EDS dos elementos químicos na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço a 800 °C. Observa-se que no filme próximo a γ -TiAl possui os mesmos elementos Ti e Al como majoritários na composição química. Já na região rica em Fe observa-se a formação de dois filmes, e não apenas um como observado na Figura 77. Existe um filme próximo a região de junção rico em Ti e um filme mais interno rico nos elementos Al e Fe.

Figura 78 - Análise de mapeamento de elementos químicos na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço tratamento térmico a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Ferro; c) Elemento Titânio; d) Elemento Alumínio.

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 79 é apresentada a análise de mapeamento do elemento químico carbono por MEV/EDS na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço tratado a 800 °C por 24 h. Observa-se que o pequeno filme rico em Ti observado em rico em carbono também. Evidenciando um filme de carboneto rico em Ti, como observado nos pares nas

temperaturas de 1200 °C e de 1000 °C, porém dessa vez com espessura de poucos micrometros.

Figura 79 - Análise de mapeamento do elemento químico carbono na interface de difusão do par γ -TiAl/Aço tratado térmico a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água. Microestrutura obtida via MEV, técnica EDS. a) Imagem da região analisada; b) Elemento Carbono.

Fonte: Autoria própria.

Nos pontos de análises MEV/EDS, observou-se que o elemento Al difundiu até o centro do material Aço com teor de 1,7 % at. aproximadamente. Já o elemento Ti difundiu significativamente apenas 10 µm na matriz Aço. Já o elemento Fe difundiu apenas 0,1 mm no material TiAl. Os resultados foram similares aos encontrados nos do pares de difusão tratado a 1200 °C e 1000 °C. Mesmo com a pequena espessura do filme de carbonetos a 800 °C o filme de carboneto agiu como uma barreira de difusão.

Na Figura 80 são apresentadas as composições químicas dos filmes formados no par γ -TiAl/Aço tratado térmico a 800 °C por 24 horas e resfriamento em água. Na Figura 80-a é apresentado o resultado do filme próximo a matriz γ -TiAl, observa-se os elementos Ti e Al em proporções que sugerem a fase Ti_3Al . Já na Figura 80-b, apresenta-se a composição química do filme formado próximo a matriz Aço com teores de Ti, Al e Fe, sugerindo a fase $TiFe_2$ segundo a seção isotérmica do diagrama de fases a 800 °C ³². Cabe salientar que não foi possível analisar o filme de carbonetos por MEV/EDS pela pequena espessura do mesmo.

Figura 80 - Análise de composição química pela técnica MEV/EDS nos filmes de reacionais do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado a 800 °C por 24 horas resfriada em água. a) Análise do filme próximo a Y-TiAl; b) Análise do filme próximo ao Aço.

Elemento	Composição Química (% atômica)
Al	35,74
Ti	63,52
Fe	0,74

Elemento	Composição Química (% atômica)
Al	7,80
Ti	1,36
Cr	1,04
Mn	0,67
Fe	89,13

Fonte: Autoria própria.

Na Figura 81 é apresentada a micrografia mostrando as prováveis fases presentes nas regiões do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 800 °C por 24 horas. As fases sugeridas em cada região a 800 °C, do material aço para o Y-TiAl, são: α ou Y-Fe / TiFe₂ / Carbonetos ricos em Ti / Ti₃Al / Y-TiAl.

Figura 81 - Micrografia mostrando as prováveis fases presentes 'a 800 °C na junção do par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água.

Fonte: Autoria própria.

5. CONCLUSÕES

Das ligas Ti-Al, conclui-se:

1. A liga com composição $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ no estado bruto de fusão apresentou as fases γ -TiAl e α_2 - Ti_3Al com microestrutura heterogênea do tipo lamelar, quase-lamelar e em placas. A porcentagem da fase α_2 - Ti_3Al presente no material foi de aproximadamente 4,0 % em peso obtido com base em resultados de refinamento de dados de Difração de Raios-X através do método de Rietvelt;
2. A liga $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias apresentou uma microestrutura homogênea com a fase α_2 - Ti_3Al em forma de agulhas coalescidas em uma matriz de γ -TiAl. Em maiores aumentos foi observado precipitados finos de α_2 - Ti_3Al na matriz de γ -TiAl, provavelmente formadas no resfriamento do material. A porcentagem da fase α_2 - Ti_3Al presente no material foi de aproximadamente 5,2 % em peso obtido com base em resultados de refinamento de dados de Difração de Raios-X através do método de Rietvelt;
3. A dureza média encontrada na amostra de composição $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ no estado bruto de fusão foi de 325 ± 9 HV. Já no material tratado a 1200 °C por 7 dias foi de 272 ± 9 HV, valor 53 HV menor que no estado bruto de fusão;
4. Na liga $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$ uma diferença de 1,7 % at. entre a composição química medida por MEV/EDS e a composição nominal da liga foi encontrada. Essa diferença é associada a perda de massa de Al na fusão da liga. Já na liga $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ não foi observada uma diferença significativa. Cabe salientar que os tratamentos térmicos não provocaram alteração da composição química global das ligas;
5. A liga $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ no estado bruto de fusão apresentou uma microestrutura formada por uma matriz da fase γ -TiAl e precipitados constituídos pelas fases γ -TiAl e α_2 - Ti_3Al (quase-lamelar). A porcentagem da fase α_2 - Ti_3Al presente no material foi de aproximadamente 1,8 % em peso obtidas com base em resultados de refinamento de dados de Difração de Raios-X através do método de Rietvelt;
6. A liga $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias apresentou uma microestrutura monofásica homogênea com grãos grosseiros e equiaxiais. Nos contornos de grão observou-se a presença de uma segunda fase em pequena fração volumétrica. Porém, a única fase encontrada através dos dados de Difração de Raios-X é a γ -TiAl, pela pequena fração volumétrica da segunda fase;
7. A dureza média encontrada na amostra $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ no estado bruto de fusão foi de 340 ± 12 HV, já após tratamento térmico a 1200 °C por 7 dias a dureza foi de 275 ± 9 HV, valor 65 HV menor do que o apresentado no estado bruto de fusão. Os

resultados são similares àqueles da liga $\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50}$, mostrando que a condição de processamento e microestrutura são fatores preponderantes em comparação com a variação da composição química;

8. Os parâmetros de redes médios encontrados para a fase $\gamma\text{-TiAl}$ via Difração de Raios-X foram $a = 0,2823 \text{ nm}$ e $c = 0,4078 \text{ nm}$, dados muito similares com a literatura ¹. Os parâmetros da fase $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ não foram medidos com precisão pela pequena fração volumétrica da fase nas amostras. Cabe mencionar que os parâmetros não variaram significativamente nas ligas e condições do trabalho;
9. O material com a composição química $\text{Ti}_{47}\text{Al}_{53}$ após tratamento térmico a 1200°C por 7 dias foi o material escolhido para os estudos de pares de difusão $\gamma\text{-TiAl/Fe}$ e $\gamma\text{-TiAl/Aço}$. Visto que as micrografias e os dados de Difração de Raios-X apontaram que o material é praticamente 'monofásico' $\gamma\text{-TiAl}$.

Do estudo de difusão entre $\gamma\text{-TiAl/Fe}$, conclui-se:

1. O par de difusão $\gamma\text{-TiAl/Fe}$ tratado termicamente a 1200°C por 24 horas com resfriamento em água apresentou uma junção com trincas radiais e perimetrais em todo material rico em Ferro. Nas análises MEV/EDS, observou-se que os elementos Al e Ti difundiram até o centro do material Ferro com teores aproximados de 10,0 e 5,1 % at., respectivamente; formando provavelmente a fase $\alpha\text{-Fe}$ a 1200°C . Já o elemento Fe difundiu até cerca de 1,5 mm na fase $\gamma\text{-TiAl}$. Na interface de difusão, diversas regiões reacionais com diversas fases foram observadas na caracterização microestrutural. Considerando que cada região analisada encontra-se em equilíbrio local termodinâmico, obteve-se as prováveis fases nas regiões reacionais a 1200°C , sendo: $\alpha\text{-Fe} / \alpha\text{-Fe} + \text{TiFe}_2 / \text{TiFe}_2 / \gamma\text{-TiAl} + \beta\text{-Ti}^* / \beta\text{-Ti} / \gamma\text{-TiAl}$. A fase representada por $\beta\text{-Ti}^*$ representa a fase presente em alta temperatura (1200°C), visto que é observado na microestrutura uma fase agulhada em uma matriz, apontando uma transformação de fases no resfriamento;
2. O par de difusão $\gamma\text{-TiAl/Fe}$ tratado termicamente a 1000°C por 24 horas com resfriamento em água apresentou uma junção sem a presença de trincas, porém um descolamento entre os materiais por contração térmica no resfriamento foi observado. Análises por MEV/EDS mostram que os elementos Al e Ti difundem até o centro do material Fe com teores aproximados de 2,9 e 0,9 % at., respectivamente; sendo provável que os elementos Al e Ti estão em solução sólida na fase $\alpha\text{-Fe}$ a 1000°C . Já o elemento Fe difundiu até cerca de 0,9 mm no

material TiAl. Considerando que cada região analisada encontra-se em equilíbrio local termodinâmico, as prováveis fases encontradas nas regiões reacionais a 1000 °C são: α -Fe / TiFe₂ / TiFe + TiFe₂ / TiFe / γ -TiAl.

3. O par de difusão γ -TiAl/Fe tratado termicamente a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água apresentou uma junção sem a presença de trincas e a maior área de ligação entre as temperaturas ensaiadas. Provavelmente, essa maior área de ligação é consequência da menor contração linear no resfriamento e menores tensões internas na região de ligação do par. Observou-se nos pontos de análises por MEV/EDS que o elemento Al difundiu até o centro do material Ferro com teor aproximado de 1,4% at., enquanto que o elemento Ti difundiu até cerca de 0,6 mm na matriz Fe, possibilitando a formação dos intermetálicos TiFe₂ e TiFe. Já o elemento Fe difundiu até cerca de 0,4 mm no material γ -TiAl. Como esperado, os valores de difusão foram menores que nos pares tratados em temperaturas superiores. Considerando que cada região analisada encontra-se em equilíbrio local termodinâmico, as prováveis fases encontradas nas regiões reacionais a 800 °C são: α -Fe / α -Fe + TiFe₂ + TiFe / Ti₃Al / γ -TiAl.

Do estudo de difusão entre γ -TiAl/Aço retirado de um eixo de turbocompressor automotivo comercial, conclui-se:

1. O par de difusão γ -TiAl/Aço tratado termicamente a 1200 °C por 24 horas com resfriamento em água apresentou uma macrotrinca na região rica em Ti e Al. Diferentemente do par de difusão na mesma temperatura confeccionado com Fe puro não foi observado trincas radiais e perimetrais no material próximo ao Aço. Observou-se a formação de três filmes na região de junção do material: um filme compacto e multifásico na região rica em Fe - carboneto rico em Ti, um filme totalmente fragmentado - provavelmente fases β -Ti + líquido a 1200 °C, formação de uma região com algumas microtrincas na região rica em TiAl - β -Ti. As fases sugeridas a 1200 °C em cada região são: α ou γ -Fe + Precipitados / Carbonetos ricos em Ti / β -Ti + Líquido / β -Ti / γ -TiAl;
2. O par de difusão γ -TiAl/Aço tratado termicamente a 1000 °C por 24 horas com resfriamento em água apresentou um descolamento acentuado entre a região rica em Fe e a região rica em Ti e Al. Observou-se a formação de três regiões na junção do material: filme compacto e multifásico de carbonetos rico em Ti próximo da matriz Aço, filme com microtrincas provavelmente composto pela fase TiFe₂ e uma região

fragmentada/descolada provavelmente composta pela fase Ti_3Al . As fases sugeridas em cada região a 1000 °C, do material aço para o material Y-TiAl, são: α ou Y-Fe / Carbonetos ricos em Ti / $TiFe_2$ / Ti_3Al / Y-TiAl;

3. O par de difusão Y-TiAl/Aço tratado termicamente a 800 °C por 24 horas com resfriamento em água apresentou a maior área de ligação entre os pares de difusão confeccionados com aço. Os pares de difusão confeccionados com Ferro puro apresentaram melhor junção a 800 °C também. Isso, provavelmente, está associado a menor contração linear e tensões internas no resfriamento do material. Observou-se a formação de dois filmes na junção dos materiais: próximo a região rica em Ti e Al observa-se um filme com espessura de 20 a 40 μm – Ti_3Al ; já na região rica em Fe observa-se um filme com espessura de aproximadamente 5 μm – $TiFe_2$, e através das análises de MEV/EDS por mapeamento de elementos foi possível identificar o filme de carbonetos rico em Ti. As fases sugeridas em cada região a 800 °C, do material aço para o Y-TiAl, são: α ou Y-Fe / $TiFe_2$ / Carbonetos ricos em Ti / Ti_3Al / Y-TiAl;
4. Os pares de difusão Y-TiAl/Aço em todas as condições do trabalho apresentaram junção e difusão em menores teores e profundidades do que os pares confeccionados com ferro puro. Também, observou-se que os valores de difusão nas três condições testadas nos pares Y-TiAl/Aço, apresentaram valores muito próximos: o elemento Al difundiu até o centro do material Aço com teores de 1,6 a 1,7 % at. aproximadamente; já o elemento Ti difundiu significativamente apenas 10 a 100 μm na matriz Aço; e o elemento Fe difundiu apenas 0,1 mm no material TiAl. Ou seja, provavelmente, o filme compacto de carboneto agiu como uma barreira de difusão, dificultando a junção do Aço com a fase Y-TiAl. Portanto, esse resultado indica que o elemento carbono e a formação de carbonetos são fatores relevantes na junção de ligas de Aluminetos de Titânio com Aço.

REFERÊNCIAS

- 1 APPEL, F.; PAUL, J. D. H.; OEHRING, M. **Gamma titanium aluminide alloys: science and technology**. Editora: Wiley, 2011. ISBN 9783527636211. Disponível em: < <http://books.google.com.br/books?id=dJU4rdN41cC> >. Acesso em: 25 de Janeiro de 2013.

- 2 TETSUI, T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles. **Materials Science and Engineering: A**, v. 329–331, p. 582-588, 2002. ISSN 0921-5093. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301015842> >. Acesso em: 25 de Junho de 2013.

- 3 HARTMAN, J. **Turbocharging performance handbook**. Editora: Motorbooks, 2007. ISBN 9780760328057. Disponível em: < <http://books.google.com.br/books?id=SvG0gg4DxecC> >. Acesso em: 13 de Dezembro de 2013.

- 4 REED, R. C. **The Superalloys: fundamentals and applications**. Editora: Cambridge University Press, 2008. ISBN 9780521070119. Disponível em: < <http://books.google.com.br/books?id=SgFiPwAACAAJ> >. Acesso em: 22 de Janeiro de 2014.

- 5 DIMIDUK, D. M. Systems engineering of gamma titanium aluminides: impact of fundamentals on development strategy. **Intermetallics**, v. 6, n. 7–8, p. 613-621, 1998. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979598000387> >. Acesso em: 14 de Agosto de 2014.

- 6 WANG, X.-f. et al. Diffusion bonding of γ -TiAl alloy to Ti-6Al-4V alloy under hot pressure. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 16, n. 5, p. 1059-1063, 2006. ISSN 1003-6326. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1003632606603774> >. Acesso em: 02 de Dezembro de 2014.

- 7 PINT, B. A.; HAYNES, J. A.; ARMSTRONG, B. L. Performance of advanced turbocharger alloys and coatings at 850-950 °C in air with water vapor. **Surface and Coatings Technology**, v. 215, n. 0, p. 90-95, 2013. ISSN 0257-8972. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897212011073> >. Acesso em: 06 de Maio de 2013.

- 8 THOMAS, M.; BACOS, M.-P. Processing and characterization of TiAl-based alloys: towards an industrial scale. **Journal AerospaceLab**, v. 3, 2011.

- 9 APPEL, F. et al. Recent progress in the development of gamma titanium aluminide alloys. **Advanced Engineering Materials**, v. 2, n. 11, p. 699-720, 2000. Disponível em: < [http://dx.doi.org/10.1002/1527-2648\(200011\)2:11<699::AID-ADEM699>3.0.CO](http://dx.doi.org/10.1002/1527-2648(200011)2:11<699::AID-ADEM699>3.0.CO) >. Acesso em: 01 de Outubro de 2013.

- 10 MIRSKI, Z.; RÓŻAŃSKI, M. Diffusion brazing of titanium aluminide alloy based on TiAl (γ). **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 13, n. 4, p. 415-421, 2013. ISSN 1644-9665. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S164496651300054X> >. Acesso em: 06 de Fevereiro de 2015.
- 11 GUEDES, A. et al. Joining Ti-47Al-2Cr-2Nb with a Ti/(Cu,Ni)/Ti clad-laminated braze alloy. **Journal of Materials Science**, v. 38, n. 11, p. 2409-2414, 2003. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1023/A%3A1023948917115> >. Acesso em: 11 de Setembro de 2011.
- 12 TAKAHASHI, T.; Minamino, Y. Ternary diffusion and thermodynamic interaction in the β solid solutions of Ti-Al-Fe alloys at 1423 K. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 545, p. 168-175, 2012. ISSN 0925-8388. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838812013345> >. Acesso em: 04 de Outubro de 2014.
- 13 HUANG, S. C.; CHESNUTT, J. C. Gamma TiAl and its alloys. In: FLEISCHER, R.L. **Intermetallic Compounds**. Editora: Westbrook, 1995.
- 14 DJANARTHANY, S.; VIALA, J. C.; BOUIX, J. An overview of monolithic titanium aluminides based on Ti_3Al and TiAl. **Materials Chemistry and Physics**, v. 72, n. 3, p. 301-319, 2001. ISSN 0254-0584. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0254058401003285> >. Acesso em: 14 de Maio de 2014.
- 15 GUEDES, A. J. R. **Ligação de uma liga γ -TiAl por brasagem por difusão**. 2004. Tese (Doutorado). Universidade do Minho, 2004.
- 16 HEMKER, K. J. et al. Structural intermetallics. **INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON STRUCTURAL INTERMETALLICS 2001** TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2001. ISBN 9780873395113. Disponível em: < <http://books.google.com.br/books?id=teMeAQAAIAAJ> >. Acesso em: 25 de Maio de 2014.
- 17 DIMIDUK, D. M. Gamma titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials. **Materials Science and Engineering: A**, v. 263, n. 2, p. 281-288, 1999. ISSN 0921-5093. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509398011587> >. Acesso em: 22 de Janeiro de 2013.
- 18 SANTOS, M. A. A. F. Seminário: **Aluminetos de titânio**. Porto. Universidade do Porto: 1996. Disponível em: < <http://hdl.handle.net/10216/60960> >. Acesso em: 12 de Novembro de 2013.
- 19 WELSCH, G.; BOYER, R.; COLLINGS, E. W. **Materials properties handbook: Titanium alloys**. Local: ASM International, 1993. ISBN 9780871704818. Disponível em: < <http://books.google.com.br/books?id=x3rToHWOCd8C> >. Acesso em: 15 de Setembro de 2014.

- 20 LAPIN, J. **TiAl-based alloys: present status and future perspectives.** METAL 2009. 2009.
- 21 LAPIN, J.; GABALCOVÁ, Z.; PELACHOVÁ, T. Effect of Y₂O₃ crucible on contamination of directionally solidified intermetallic Ti–46Al–8Nb alloy. **Intermetallics**, v. 19, n. 3, p. 396-403, 2011. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979510004589> >. Acesso em: 19 de Janeiro de 2013.
- 22 WU, X. Review of alloy and process development of TiAl alloys. **Intermetallics**, v. 14, n. 10–11, p. 1114-1122, 2006. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979506000823> >. Acesso em: 12 de Maio de 2015.
- 23 SUNG, S.-Y.; Kim, Y.-J. Economic net-shape forming of TiAl alloys for automotive parts. **Intermetallics**, v. 14, n. 10–11, p. 1163-1167, 2006. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979506000896> >. Acesso em: 05 de Janeiro de 2013.
- 24 NODA, T. Application of cast gamma TiAl for automobiles. **Intermetallics**, v. 6, n. 7–8, p. 709-713, 1998. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979598000600> >. Acesso em: 02 de Julho de 2013.
- 25 LORIA, E. A. Quo vadis gamma titanium aluminide. **Intermetallics**, v. 9, n. 12, p. 997-1001, 2001. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979501000644> >. Acesso em: 22 de Abril de 2013.
- 26 GEBAUER, K. Performance, tolerance and cost of TiAl passenger car valves. **Intermetallics**, v. 14, n. 4, p. 355-360, 2006. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979505002232> >. Acesso em: 11 de Junho de 2013.
- 27 KUANG, J. P.; HARDING, R. A.; CAMPBELL, J. Microstructures and properties of investment castings of γ-titanium aluminide. **Materials Science and Engineering: A**, v. 329–331, p. 31-37, 2002. ISSN 0921-5093. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301015398> >. Acesso em: 15 de Dezembro de 2012.
- 28 FU, P. X. et al. Centrifugal casting of TiAl exhaust valves. **Intermetallics**, v. 16, n. 2, p. 130-138, 2008. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979507001768> >. Acesso em: 16 de Agosto de 2014.

- 29 JOVANOVIĆ, M. T. et al. Microstructure and mechanical properties of precision cast TiAl turbocharger wheel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 167, n. 1, p. 14-21, 2005. ISSN 0924-0136. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013605005054> >. Acesso em: 03 de Novembro de 2012.
- 30 LIMITED, F. O. W. C. **Formule 1**: Technical regulations 2013-2014. Disponível em: < http://www.formula1.com/inside_f1/rules_and_regulations/technical_regulations/ >. Acesso em: 10 de Abril de 2013.
- 31 SCHUSTER, J.; PALM, M. Reassessment of the binary Aluminum-Titanium phase diagram. **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 27, n. 3, p. 255-277, 2006. ISSN 1547-7037. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1361/154770306X109809> >. Acesso em: 14 de Outubro de 2013.
- 32 PALM, M.; LACAZE, J. Assessment of the Al-Fe-Ti system. **Intermetallics**, v. 14, n. 10-11, p. 1291-1303, 2006. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979506001154> >. Acesso em: 01 de Junho de 2014.
- 33 CIACH, R. **Advanced light alloys and composites**. Editora: Springer, 1998. ISBN 9780792352228. Disponível em: < <http://books.google.com.br/books?id=zWKggquzmSUC> >. Acesso em: 01 de Janeiro de 2014.
- 34 ZWICKER, U.; BREME, J. Investigations of the friction behaviour of oxidized Ti-5%Al-2.5%Fe surface layers on implant material. **Journal of the Less Common Metals**, v. 100, p. 371-375, 1984. ISSN 0022-5088. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022508884900766> >. Acesso em: 26 de Agosto de 2011.
- 35 GERTSMAN, V. Y.; DREMAILOVA, O. Transmission electron microscopy identification of a new Ti-Al-Fe intermetallic compound. **Journal of Materials Science**, v. 41, n. 14, p. 4490-4504, 2006. ISSN 0022-2461. Disponível em: < <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-006-0082-z> >. Acesso em: 01 de Janeiro de 2015.
- 36 DUARTE, L. I. et al. Experimental study of the FeAl-NiAl-TiAl section. **Intermetallics**, v. 23, p. 80-90, 2012. ISSN 0966-9795. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979511003852> >. Acesso em: 10 de Maio de 2014.
- 37 GHOSH, G. Aluminium-Iron-Titanium. **Ternary Alloys**. v. 5, p. 456-469, 1992.
- 38 TERASHITA, N. et al. Diffusion of ⁵⁹Fe in γ-TiAl single crystals. **Materials Letters**, v. 57, n. 22-23, p. 3357-3360, 2003. ISSN 0167-577X. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X03000740> >. Acesso em: 15 de Junho de 2014.

- 39 YOO, M. H.; ZOU, J.; FU, C. L. Mechanistic modeling of deformation and fracture behavior in TiAl and Ti₃Al. **Materials Science and Engineering: A**, v. 192–193, Part 1, p. 14-23, 1995. ISSN 0921-5093. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0921509394032068> >. Acesso em: 05 de Maio de 2013.
- 40 IKEDA, T. et al. Tracer-diffusion of ⁴⁴Ti in TiAl single crystal. **Materials Science and Engineering: A**, v. 312, n. 1–2, p. 155-159, 2001. ISSN 0921-5093. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509300018712> >. Acesso em: 15 de Setembro de 2014.
- 41 MORIZONO, Y. et al. Diffusion bonding of TiAl alloy to eutectoid steel and its interfacial self-destruction behavior. **MATERIALS TRANSACTIONS**, v. 45, n. 2, p. 527-531, 2004.
- 42 HE, Y. et al. Elastic constants and thermal expansion of single crystal γ -TiAl from 300 to 750 K. **Materials Science and Engineering: A**, v. 239–240, p. 157-163, 1997. ISSN 0921-5093. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509397005753> >. Acesso em: 02 de Janeiro de 2014.
- 43 MOHAPATRA, G.; SOMMER, F.; MITTEMEIJER, E. J. Calibration of a quenching and deformation differential dilatometer upon heating and cooling: Thermal expansion of Fe and Fe–Ni alloys. **Thermochimica Acta**, v. 453, n. 1, p. 31-41, 2007. ISSN 0040-6031. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0040603106005594> >. Acesso em: 05 de Outubro de 2014.
- 44 RODRÍGUEZ-CARVAJAL, J. Recent advances in magnetic structure determination by neutron powder diffraction. **Physica B: Condensed Matter**, v. 192, n. 1–2, p. 55-69, 1993. ISSN 0921-4526. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0921452693901081> >. Acesso em: 15 de Abril de 2014.
- 45 ASTM. E384 - 11E1 - **Standard test method for knoop and vickers hardness of materials**, 2011.
- 46 PALIS, R. L. N. **Influência do recozimento isotérmico na resistividade elétrica e na dureza do ferro comercialmente puro. 2013.** 58p. Monografia (Trabalho de graduação em engenharia de materiais) - Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.
- 47 MASSALSKI, T. B. Phase Diagrams. In: VEYSSIÈRE, K. H. J. B. W. C. C. F. I. J. K. M. (Ed.). **Encyclopedia of Materials: Science and technology** (2nd ed.). Oxford: Elsevier, 2001. p.6842-6851. ISBN 978-0-08-043152-9.