



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO - UFPE

CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS – CTG

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEM

NATÁLIA LOPES DO VALE

**Caracterização de revestimentos depositados por atrito da liga de Ti-6Al-4V e
do titânio grau 1 sobre substrato de Ti-6Al-4V**

Recife

2017

NATÁLIA LOPES DO VALE

**Caracterização de revestimentos depositados por atrito da liga de Ti-6Al-4V e
do titânio grau 1 sobre substrato de Ti-6Al-4V**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga
Filho

RECIFE

2017

Catálogo na fonte
Bibliotecária Valdicéa Alves, CRB-4 / 1260

V141c Vale, Natália Lopes do.
Caracterização de revestimentos depositados por atrito da liga de Ti-6Al-4V e do titânio grau 1 sobre substrato de Ti-6Al-4V / Natália Lopes do Vale 2017.
108folhas; Ilus.; Tabs.; Abr. e Sigl.

Orientador: Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2017.
Inclui Referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Deposição por atrito. 3. Titânio. 4. Geometria do revestimento. 5. Microestrutura. 6. Propriedades mecânicas. I. Urtiga Filho, Severino Leopoldino (Orientador). II. Título.

UFPE
621 CDD (22. ed.) BCTG/2017 - 161

23 de fevereiro de 2017

“CARACTERIZAÇÃO DE REVESTIMENTOS DEPOSITADOS POR ATRITO DA LIGA DE TI-6AL-4V E DO TITÂNIO GRAU 1 SOBRE SUBSTRATO DE TI-6AL-4V”

NATÁLIA LOPES DO VALE

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO
TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: ENGENHARIA DE MATERIAIS E FABRICAÇÃO

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE

Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO
ORIENTADOR/PRESIDENTE

Prof. Dr. CEZAR HENRIQUE GONZALEZ
COORDENADOR DO PROGRAMA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO (UFPE)

Prof. Dr. TIAGO FELIPE DE ABREU SANTOS (UFPE)

Profª Drª MAGDA ROSÂNGELA SANTOS VIEIRA (UFPE)

AGRADECIMENTOS

A toda minha família, especialmente meus pais, Diógenes e Lúcia do Vale, e minhas irmãs, Daniela e Manuela do Vale, que são uma parte de mim e me apoiaram durante todo o tempo.

Ao meu namorado, Gilberto Cortez, que durante todos esses anos de graduação e mestrado sempre esteve ao meu lado me apoiando nas minhas decisões.

Ao meu orientador e professor Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho que sempre me deu apoio e orientação ao longo deste trabalho e durante a minha graduação.

Ao Professor Dr. Jorge F. dos Santos que tornou possível minhas idas ao Instituto de Pesquisa HZG na Alemanha para a confecção desse trabalho e que sempre me recebeu da melhor forma e com melhor auxílio possível.

À Dr.-Ing. Stefanie Hanke e Dipl. Ing. Viktoria Fitseva, por me orientarem e me auxiliarem durante a execução deste trabalho de forma inestimável.

Aos amigos que fiz na Universidade Federal de Pernambuco e que tornaram todos esses anos de dedicação mais amenos.

A todo pessoal do COMPOLAB e ao pessoal do HZG que de alguma forma me ajudaram no desenvolvimento deste trabalho.

À UFPE pela oportunidade de poder realizar este trabalho.

Ao fomento a pesquisa através de bolsa de mestrado oferecida pelo CNPQ.

Ao Funktional Projekt por tornar viável financeiramente a ida à Alemanha.

Às instituições FINEP e Petrobras.

À Deus pela oportunidade de poder concluir mais essa etapa da minha vida.

RESUMO

O processo de Deposição de Revestimentos por Atrito, ou mais comumente conhecido do inglês por *Friction Surfacing*, foi utilizado para a deposição de dois materiais consumíveis, a liga de Ti-6Al-4V e do titânio comercialmente puro grau 1, em barras redondas com diâmetro de 20 mm, sobre um substrato de 2 mm de espessura de Ti-6Al-4V. Foi avaliada a influência da velocidade de deposição e da velocidade de rotação do pino consumível na geometria do revestimento e nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos depósitos. Para a deposição foram realizados experimentos utilizando um equipamento de confecção própria pertencente ao Instituto HZG/WMP, com capacidade de aplicar força axial de 8 KN e torque de 60Nm. A qualidade dos revestimentos depositados foi avaliada através de uma caracterização da geometria do revestimento (espessura e largura) e da zona termicamente afetada por meio de macrografias através de microscopia ótica das seções transversais e micrografias em microscópio ótico, microscópio a laser e em microscópio eletrônico de varredura. As propriedades mecânicas foram avaliadas através de perfis de microdureza Vickers, ensaio de dobramento para avaliação da aderência do revestimento ao substrato e análise térmica. Os resultados indicaram que ambos os consumíveis podem ser depositados com sucesso sobre um substrato de Ti-6Al-4V utilizando diferentes valores de velocidades de deposição e de rotação, e que a espessura e a largura dos revestimentos, assim como a profundidade da zona termicamente afetada, são fortemente influenciadas por esses parâmetros. Para maiores velocidades de deposição e rotação os revestimentos apresentaram superfície mais homogênea, sem formação de defeitos na interface, além de uma boa aderência ao substrato. Os revestimentos exibiram uma microestrutura recristalizada dinamicamente, ultrapassando a temperatura de transição da fase β , e um aumento de dureza em relação ao metal de base foi notado.

Palavras-chave: Deposição por atrito. Titânio. Geometria do revestimento. Microestrutura. Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The Friction Surfacing process was used for the deposition of two consumable materials, Ti-6Al-4V alloy and commercially pure titanium grade 1, in rounded bars with a diameter of 20 mm, on a 2 mm thick Ti-6Al-4V substrate. The influence of the deposition speed and rotational speed of the consumable rod on the coating geometry and on the mechanical and metallurgical properties of the coatings were evaluated. The experiments were carried out using a self - made equipment belonging to the HZG / WMP Institute, capable of applying axial force of 8 KN and torque of 60Nm. The quality of the deposited coatings was evaluated through a characterization of the coating geometry (thickness and width) and the heat affected zone by macrographs through optical microscopy of the cross sections and micrographs by optical microscope, laser microscope and scanning electron microscope. The mechanical properties were evaluated by Vickers microhardness profiles, bending test to evaluate the adhesion of the coating to the substrate and thermal analysis. The results indicated that both consumables can be deposited successfully on a Ti-6Al-4V substrate using different values of deposition and rotation speeds. Further, the thickness and width of the coatings, as well as the heat affected zone, were highly influenced by these parameters. For higher deposition and rotational speeds, the coatings presented a homogenous surface, without defect in the interface, besides a good adhesion to the substrate. The deposits showed a dynamic recrystallized microstructure, reaching the β -transus temperature, and a increase in the hardness in relation to the base metal is noticed.

Keywords: Friction surfacing. Titanium. Coating Geometry. Microstructure. Mechanical Properties.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 - Desenho esquemático do processo de revestimento depositado por atrito	23
Figura 2.2 - Desenho esquemático do modelo termo mecânico para o processo de deposição de revestimento por atrito	24
Figura 2.3 - Modelo físico do pino consumível no processo de deposição superficial por fricção mostrando a camada quase líquida entre o consumível e o depósito.....	25
Figura 2.4 - Principais parâmetros do processo: velocidade de deposição, velocidade de rotação e força axial	27
Figura 2.5 - Parâmetros do processo e variáveis que influenciam na deposição de revestimentos por atrito	28
Figura 2.6 - Algumas típicas áreas de aplicação para alta performance de titânio. (a) offshore. (b) equipamento subaquático. (c) aeronave. (d) componentes marítimos e para operações de processamento químico	39
Figura 2.7 - Aparência da estrutura cristalina do titânio a nível atômico. (a) hexagonal compacta. (b) cúbica de corpo centrado	39
Figura 2.8 - Alguns tipos de ligas de titânio e suas principais características de acordo com o tipo de liga	40
Figura 2.9 - Parte do diagrama de fase de uma liga de titânio de Ti-Al-V com 4 w/o V	44
Figura 2.10 - Microestruturas obtidas em várias temperaturas intermediárias através de um resfriamento lento de acima da temperatura de transição beta. A microestrutura final consiste de placas da fase alfa (branco) separadas pela fase beta (escuro).....	47
Figura 3.1 - Fluxograma utilizado no desenvolvimento da pesquisa	48
Figura 3.2 - (a) Equipamento para aplicação de revestimentos depositados por atrito, (b) equipamento típico utilizado no processo de deposição por atrito e (c) sistema de fixação do substrato e do consumível ao equipamento	51
Figura 3.3 - Figura esquemática da localização dos dois termopares na interface entre o revestimento e o substrato	53
Figura 3.4 - Esquema da localização na chapa onde foram realizados os furos para posicionamento dos termopares	54

Figura 3.5 - Máquina de microdureza Zwick/Roell ZHV	56
Figura 3.6 - Representação das linhas de indentação para ensaio de microdureza no a) substrato e no (b) consumível	57
Figura 3.7 - Máquina de teste universal Zwick/Roell utilizada no ensaio de dobramento	58
Figura 3.8 - Esquema do teste de dobramento de três pontos de acordo com a ASTM	58
Figura 4.1 - Evolução típica da força gerada durante o processo de soldagem de deposição por atrito para o a) Ti-6Al-4V e b) Ti grau 1	59
Figura 4.2 - Evolução típica do torque aplicado durante o processo de soldagem de deposição por atrito para o a) Ti-6Al-4V e b) Ti grau 1	60
Figura 4.3 - Variação do torque e da força em função da velocidade de deposição para a deposição do a) Ti-6Al-4V e do b) Ti grau 1.....	61
Figura 4.4 - Variação do torque e da força em função velocidade de rotação para a deposição do a) Ti-6Al-4V e do b) Ti grau 1.....	62
Figura 4.5 - Imagens da superfície dos revestimentos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1 depositados com velocidade de deposição de 16 mm/s e velocidades de rotação de a) 2000 rpm, b) 3000 rpm e c) 4000 rpm.....	64
Figura 4.6 - Imagens da superfície dos revestimentos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1 depositados com velocidade de rotação de 3000 rpm e velocidades de deposição de a) 8mm/s, b) 16 mm/s e c) 24 mm/s.....	64
Figura 4.7 - Aparência dos pinos após a deposição para a) 4000 rpm e 16 mm/s, b) 2000 rpm e 16 mm/s, c) 3000 rpm e 16 mm/s, d) 3000 rpm e 24 mm/s e e) 3000 rpm e 8 mm/s	67
Figura 4.8 - a) Diâmetro e b) altura da rebarba no pino consumível para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau com relação à velocidade de deposição.....	68
Figura 4.9 - a) Diâmetro e b) altura da rebarba no pino consumível para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau com relação à velocidade de rotação	69
Figura 4.10 - Seção transversal dos revestimentos com velocidade de deposição constante de 16 mm/s e velocidade de rotação de a) 2000 rpm, b) 3000 rpm e c) 4000 rpm	71
Figura 4.11 - Seção transversal dos revestimentos com velocidade de rotação constante de 3000 rpm e velocidade de deposição de a) 8 mm/s, b) 16 mm/s e c) 24 mm/s.....	71

Figura 4.12 - Macrografias das seções transversais dos pinos consumíveis de a) Ti-6Al-4V e b) Ti grau 1, após o processo de deposição por atrito	72
Figura 4.13 - Variação da espessura do revestimento de acordo com os parâmetros de processo: a) velocidade de deposição e b) velocidade de rotação do pino consumível	75
Figura 4.14 - Variação das larguras nominal e efetiva de acordo com os parâmetros de processo: a) velocidade de deposição e b) velocidade de rotação do pino consumível	75
Figura 4.15 - Ciclo térmico do revestimento de Ti-6Al-4V depositado com 3000 rpm e 16 mm/s	78
Figura 4.16 - Distorção nas curvas de resfriamento térmico que demonstram o início da transformação martensítica para diferentes velocidades de deposição do Ti-6Al-4V (800°C).....	79
Figura 4.17 - Distorção leve nas curvas de resfriamento térmico que demonstram a mudança de forma da fase α para diferentes velocidades de deposição do Ti grau 1 (800°C).....	79
Figura 4.18 - Temperaturas máximas atingidas durante o processo de deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1 com a) a velocidade de deposição e b) a velocidade de rotação, com a marcação das temperaturas de transição da fase β	80
Figura 4.19 - a) Seção transversal mostrando a localização precisa de um termopar na interface substrato/revestimento de Ti-6Al-4V e b) sua imagem com maior magnificação	82
Figura 4.20 - Seção transversal mostrando a localização precisa de um termopar na interface substrato/revestimento de Ti grau 1 e b) sua imagem com maior magnificação	82
Figura 4.21 - Micrografia em MO da microestrutura do pino de a) Ti-6Al-4V e b) Ti grau 1	84
Figura 4.22 - Evolução microestrutural do pino consumível de Ti-6Al-4V após o processo de deposição por atrito	85
Figura 4.23 - Evolução microestrutural do pino consumível de Ti grau 1 após o processo de deposição por atrito	85

Figura 4.24 - Evolução microestrutural no revestimento de Ti-6Al-4V com 24 mm/s. a) vista global do LR por MO, b) revestimento por MEV, c) substrato não afetado e d) ZTA por ML.	87
Figura 4.25 - Evolução microestrutural no revestimento de Ti grau 1 com 16 mm/s. a) vista global do LR por ML, b) revestimento por MEV, c) interface por MEV e d) interface por ML.....	87
Figura 4.26 - Micrografias obtidas por ML mostrando a (a) interface bem ligada, (b) solda fria no LA e (c) solda fria no LR, para a deposição do Ti-6Al-4V (3000 rpm e 8 mm/s)	89
Figura 4.27 - Micrografias obtidas por ML mostrando a (a) interface bem ligada, (b) solda fria no LA e (c) a região bem ligada no LR, para a deposição do Ti grau 1 (3000 rpm e 8 mm/s)	89
Figura 4.28 - Largura ligada dos revestimentos descentralizada em relação à largura nominal (Ti-6Al-4V com 3000 rpm e 24 mm/s)	90
Figura 4.29 - Micrografias dos revestimentos mostram que não houve alteração significativa no comprimento dos grãos aciculares martensíticos	91
Figura 4.30 - Mistura entre os materiais do pino consumível e do substrato para a deposição do Ti grau 1 com velocidade de deposição de 8 mm/s	92
Figura 4.31 - Grãos equiaxiais presentes no revestimento após o processo de deposição por atrito, juntamente com a comum formação de grãos aciculares (Ti-6Al-4V).....	93
Figura 4.32 - Grãos equiaxiais presentes no revestimento após o processo de deposição por atrito, juntamente com a comum formação de grãos aciculares (Ti grau 1).....	93
Figura 4.33 - Valores médios de dureza obtidos para ambos os pinos consumíveis de acordo com a) velocidade de deposição e b) velocidade de rotação	95
Figura 4.34 - Perfil de microdureza na direção perpendicular à interface revestimento/substrato para a deposição do Ti-6Al-4V (3000 rpm, 24 mm/s)	96
Figura 4.35 - Perfil de microdureza na direção perpendicular à interface revestimento/substrato para a deposição do Ti grau 1 (3000 rpm, 16 mm/s)	96

Figura 4.36 - Mapa de microdureza Vickers para o revestimento depositado com 4000 rpm e 16 mm/s de Ti-6Al-4V.....	97
Figura 4.37 - Comportamento global da dureza ao longo do substrato e do pino consumível de Ti-6Al-4V	98
Figura 4.38 - Dobramento de chapas de Ti-6Al-4V sem a presença de trincas ou defeitos superficiais.....	99
Figura 4.39 -Dobramento para diferentes condições de soldagem na deposição de (a) Ti-6Al-4V e (b) Ti grau 1.....	99
Figura 4.40 - Aderência do revestimento ao substrato após ensaio de dobramento até o rompimento (3000 rpm e 16 mm/s)	100

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química dos consumíveis e do substrato (% em peso)	49
Tabela 3.2 - Valores utilizados para os parâmetros de soldagem para analisar os efeitos da velocidade de deposição (velocidade de rotação constante)	52
Tabela 3.3- Valores utilizados para os parâmetros de soldagem para analisar os efeitos da velocidade de rotação (velocidade de deposição constante)	52
Tabela 3.4 - Procedimento utilizado para preparação das amostras para a análise metalográfica de acordo com a norma ASTM E3-01.....	55
Tabela 4.1 - Medições da profundidade da ZTA para todos os parâmetros do processo utilizados em substrato de 2 mm de espessura.....	73
Tabela 4.2 - Composição química de diferentes regiões do revestimento depositado com 8 mm/s de Ti grau 1 através de EDS.....	92
Tabela 4.3 - Composição química dos grãos equiaxiais presentes no revestimento de Ti-6Al-4V obtida através de EDS.....	93

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARB	Acumulativa ligação rolo
ASTM	American Society for Testing and Materials
AT	Aporte térmico [J.mm-1]
AWS	American Welding Society
C	Carbono
CFC	Cúbico de face centrada
CP	Comercialmente puro
DRX	Recristalização dinâmica (DRX)
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados
ECAP	Igual canal angular pressionando
EDS	Espectroscopia por dispersão de energia de raios X
Fe	Ferro
FSW	Friction Stir Welding
GTAW	Soldagem a arco com eletrodo de tungstênio
H	Hidrogênio
HCP	Hexagonal compacta
HE	Extrusão hidrostática
HPT	Torção de alta pressão
HV	Dureza Vickers [HV]
HZG	Helmholtz Zentrum Geesthacht
LA	Lado de avanço
LR	Lado de recuo
MB	Metal base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MIG/MAG	Soldagem a arco com proteção gasosa

ML	Microscópio a laser
MO	Microscópio ótico
N	Nitrogênio
O	Oxigênio
SAPNC	Soldagem por Atrito com Pino Não Consumível
SPD	Deformação plástica severa
SRX	Recristalização estática
T	Torque Médio [N.m]
Ti	Titânio
TIG	Soldagem a arco com eletrodo de tungstênio
ZTA	Zona termicamente afetada

Letras Gregas

α	Fase alfa
β	Fase beta
μ	Coeficiente de atrito
Ω	Velocidade de rotação do consumível [rpm]
v	Velocidade de deposição [mm.min ⁻¹]

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
1.1	Considerações Iniciais	17
1.2	Justificativa e Relevância	18
1.3	Estrutura da Dissertação	19
1.4	Objetivos	20
1.4.1	Objetivo Geral	20
1.4.2	Objetivos Específicos	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1	Revestimento Depositado por Atrito	21
2.1.1	Histórico	21
2.1.2	Princípio do Processo	22
2.1.3	Vantagens e Limitações do Processo	26
2.1.4	Influência dos Parâmetros do Processo	27
2.1.5	Energia de Soldagem	31
2.1.6	Aplicações do Revestimento Depositado por Atrito	32
2.2	Deformação Plástica no Processo de Deposição por Atrito	34
2.2.1	Deformação Plástica Severa (SPD)	34
2.2.2	Recristalização Dinâmica	35
2.3	Titânio: Histórico, Características e Aplicações	36
2.3.1	Titânio Comercialmente Puro Grau 1	41
2.3.2	Ti-6Al-4V	42
2.3.3	Microestrutura do titânio	43
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	48
3.1	Materiais	49
3.2	Máquina para Deposição de Revestimentos por Atrito	50
3.3	Definição dos parâmetros de soldagem	51
3.4	Ensaio para caracterização dos revestimentos	52
3.4.1	Medição de Temperatura	53
3.4.2	Análise Metalográfica	54
3.4.3	Ensaio de Microdureza	56
3.4.4	Ensaio de Dobramento	57

4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
4.1	Análise do Processo de Deposição	59
4.2	Aspecto Superficial	64
<i>4.2.1</i>	<i>Revestimento Depositado.....</i>	<i>64</i>
<i>4.2.2</i>	<i>Pino Consumível.....</i>	<i>67</i>
4.3	Geometria do Revestimento	70
4.4	Ciclo Térmico	78
4.5	Análise Macroestrutural	83
<i>4.5.1</i>	<i>Microestrutura do pino consumível.....</i>	<i>83</i>
<i>4.5.2</i>	<i>Evolução microestrutural do revestimento.....</i>	<i>86</i>
4.6	Dureza por microindentação	94
4.7	Ensaio de Dobramento.....	98
5	CONCLUSÕES	101
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	104
	REFERÊNCIAS.....	105

1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Iniciais

O estudo dos fenômenos que ocorrem na superfície dos materiais, como corrosão e desgaste, que podem ter como consequência a falha de componentes e até mesmo de estruturas, têm se tornado alvo de diversas pesquisas nos últimos anos. A busca por uma maneira de reparar componentes danificados ou de prevenir a ocorrência desses fenômenos e, conseqüentemente, aumentar a vida útil de ferramentas e equipamentos, levou ao desenvolvimento de várias técnicas de recobrimento de superfície, que vêm sendo cada vez mais utilizadas nas indústrias.

Existem diversos métodos que podem ser utilizados para a deposição de revestimentos, realizando a recuperação superficial de componentes, como: deposição química de vapor (CVD), deposição física de vapor (PAPVD), eletrodeposição, imersão à quente, processos de soldagem por fusão, cladeamento, aspersão térmica (MACEDO, 2011; LIMA; TREVISAN, 2007) e a deposição por atrito, objeto deste estudo. Dentre estas técnicas, a que apresentou maior evolução nos últimos anos foi a aplicação de revestimentos por aspersão térmica, que pode ocorrer através do aquecimento por combustão ou aquecimento elétrico. Desta forma, a escolha do processo a ser utilizado é dependente de diversos fatores, como: qual o tipo de reparo superficial, a extensão do reparo, o local onde o reparo vai ser realizado, o custo/benefício do processo, entre outros (MACEDO, 2011).

Entre os processos baseados na soldagem por fusão que possibilitam a aplicação de revestimentos podemos citar: soldagem à arco submerso, soldagem a arco com eletrodo de tungstênio (TIG), soldagem à arco por eletrodo revestido, soldagem a arco com eletrodo tubular, soldagem por eletroescória, soldagem a arco com proteção gasosa (MIG/MAG), entre vários outros (FERREIRA, 2010; RAFI et al., 2011; MACEDO, 2011). Entretanto, como nesses processos ocorre a fusão do material, algumas desvantagens podem ser apontadas, como: altos níveis de dissolução do recobrimento no substrato, microestrutura com grãos grosseiros, problemas de trinca a quente, porosidade e formação de carbonetos, nitretos e fases intermetálicas frágeis (FERREIRA, 2010; RAFI et al., 2010a).

A deposição de revestimentos por atrito surge como uma alternativa para aplicação de recobrimentos superficiais resistentes ao desgaste e à corrosão, sem os comuns defeitos inerentes aos processos de soldagem por fusão. Essa técnica

deriva dos processos de soldagem por fricção, sendo um processo que ocorre no estado sólido, isto é, onde a temperatura de fusão dos materiais não é atingida, conforme classificado pela *American Welding Society (AWS)*. Sendo assim, a deposição de revestimentos por atrito é capaz de evitar diversos problemas intrínsecos aos processos convencionais de soldagem, como as porosidades, inclusões de escória e diluição, fumos, entre outros (MACEDO, 2011). Essa técnica é considerada nova quando se trata de aplicação em escala industrial, embora tenha sido desenvolvida e patenteada em 1941 pelos pesquisadores Klopstock e Neelands. Desta forma, ainda é necessário que se compreenda mais sobre as características e a relevância dos parâmetros do processo.

Nessa pesquisa foi estudada a influência da velocidade de deposição e da velocidade de rotação do pino consumível, através da deposição de revestimentos por atrito. Como substrato foram selecionadas chapas da liga de titânio Ti-6Al-4V e como consumíveis foram utilizados pinos dessa mesma liga e de titânio comercialmente puro grau 1. Os revestimentos foram então caracterizados através da medição da geometria dos depósitos e da zona termicamente afetada no substrato e no pino, análise macroestrutural por microscopia ótica, microscopia a laser e microscopia eletrônica de varredura, além de análise dos perfis de microdureza, ensaios de dobramento e estudo do ciclo térmico de soldagem.

1.2 Justificativa e Relevância

O estudo do processo de deposição de revestimentos por atrito tem se mostrado de suma importância principalmente visto que, como este é um processo de soldagem por fricção, consegue-se evitar diversos problemas conhecidos, como vazios e porosidades, que são inerentes aos métodos de soldagem onde ocorre a fusão dos materiais. A deposição de por atrito serve tanto como um método de reparação de componentes já desgastados, através da recuperação de uma determinada região com a deposição do mesmo material ou de outro que possua propriedades melhores que o substrato, quanto como um método preventivo contra ações de corrosão e desgaste. Ainda, através da utilização desse processo nas indústrias, diminui-se o número de paradas de equipamentos para manutenção, bem como o tempo de duração da mesma (FERREIRA, 2010).

Essa técnica de recobrimento de superfícies tem sua relevância conhecida por sua capacidade de depositar com sucesso uma ampla gama de materiais sobre diferentes substratos, similares ou dissimilares (RAO et al., 2013), com diferentes geometrias e destinados para diversas aplicações. Dentre as distintas aplicações pode-se citar o recobrimento superficial em sede de válvulas com stellite, no reparo e na produção de peças utilizadas na indústria de turbina a gás, especialmente com relação às suas lâminas, além de ferramentas para usinagem de vários tipos, tais como punções e brocas (FERREIRA, 2010; RAFI et al, 2010a; RAFI et al, 2010b). Essa técnica ainda apresenta um grande potencial para aplicações tecnológicas, como por exemplo, revestimento do topo de filetes de bombas multifásicas, sujeitas à erosão e corrosão (RAFI et al, 2010a).

A escolha do titânio foi baseada no fato de se terem poucos estudos em relação a este material, especialmente devido ao seu elevado custo de aquisição. Entretanto este material possui diversas propriedades interessantes para uso industrial, como uma menor densidade, se comparado ao aço, uma resistência mecânica à tração comparável à de muitos aços ligados e uma excelente resistência à corrosão. Desta forma, busca-se compreender mais sobre esse material, pois a deposição com sucesso deste pode ser utilizada em diversas aplicações como em lâminas de turbinas, trilhos e implantes médicos (FITSEVA et al., 2015).

1.3 Estrutura da Dissertação

O primeiro capítulo aborda as considerações iniciais sobre o tema do estudo, motivações e os objetivos geral e específicos desse trabalho.

O segundo capítulo apresenta a revisão bibliográfica do tema, destacando o processo de deposição por atrito e uma revisão sobre as ligas de titânio.

No capítulo 3 estão descritos os materiais utilizados, a metodologia e ensaios utilizados para a caracterização mecânica, metalúrgica e análise térmica.

Os resultados e a discussão da pesquisa são apresentados no capítulo 4.

Por fim, o capítulo 5 apresenta as conclusões da dissertação, o sexto traz sugestões para trabalhos futuros e o sétimo as referências bibliográficas utilizadas durante o estudo.

1.4 Objetivos

1.4.1 Objetivo Geral

A pesquisa teve como objetivo geral a caracterização de revestimentos depositados por atrito com pinos consumíveis da liga de Ti-6Al-4V e do titânio comercialmente puro de grau 1 sobre um substrato da mesma liga de Ti-6Al-4V.

1.4.2 Objetivos Específicos

- Mostrar que a liga de Ti-6Al-4V pode ser depositada sobre um substrato de mesmo material para diferentes velocidades de deposição (8, 16 e 24 mm/s) e de rotação do pino consumível (2000, 3000 e 4000 rpm);
- Avaliar a possibilidade de aplicação de revestimentos de titânio de grau 1 em um substrato de Ti-6Al-4V;
- Analisar a influência dos parâmetros do processo nos revestimentos depositados;
- Avaliar as forças aplicadas e o torque gerado durante a soldagem;
- Realizar medição da geometria dos depósitos e da zona termicamente afetada, relacionando-os com os parâmetros do processo (velocidade de deposição e velocidade de rotação do pino consumível);
- Realizar a análise macroestrutural dos depósitos e do substrato através de microscopia ótica, microscopia a laser e microscopia eletrônica de varredura;
- Avaliar os perfis de microdureza desde o revestimento até a base do substrato e ao longo da largura do revestimento;
- Analisar os resultados de ensaio de dobramento quanto a ductilidade do revestimento e aderência do mesmo ao substrato;
- Avaliar o ciclo térmico do processo para compreender as fases geradas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Revestimento Depositado por Atrito

2.1.1 Histórico

O processo de Revestimento Depositado por Atrito, ou mais comumente conhecido pelo termo inglês *Friction Surfacing*, faz parte dos processos de soldagem por fricção no estado sólido, como indica a classificação da AWS (PAPRITAN, 1991). Essa tecnologia foi inventada e primeiramente patenteada como um processo de revestimento de metais em 1941 por Klopstock e Neelands, na Inglaterra, sendo esta a terceira patente realizada com relação aos processos de soldagem por fricção em geral (MACEDO, 2011).

As pesquisas em processos de soldagem por fricção e, mais especificamente, em revestimentos depositados por atrito, foram lideradas nos anos 50 e 60 por cientistas da ex-União Soviética e da ex-Tchecoslováquia, mas permaneceram relativamente inativas nos anos seguintes, de forma que na década de 70 poucos trabalhos nesta área foram relatados. Na década de 80 pesquisadores ingleses retomaram as pesquisas sobre deposição através da fricção, mas apenas a partir do ano de 1986 que esse processo vem sendo estudado com mais frequência e utilizado em escala industrial (MACEDO, 2011; GANDRA et al., 2014; FITSEVA et al., 2015).

Nos últimos anos a quantidade de trabalhos realizados utilizando essa técnica de deposição de revestimento superficial tem aumentado consideravelmente visto que este processo pode ser utilizado para a deposição de diversos tipos de materiais e, ainda, para diversas aplicações industriais. Apesar de atualmente existirem vários estudos (RAFI et al, 2010a; GANDRA et al., 2013a; KUMAR; REDDY; MOHANDAS et al., 2015) para a deposição de revestimentos utilizando esta tecnologia, estes focam em sua maioria na deposição de aços e ligas de alumínio. O titânio, embora possua um custo mais elevado em comparação com o aço e o alumínio, tem um papel importante na indústria, principalmente na área de aeronáutica e médica, devido a diversas de suas propriedades, como uma baixa densidade acoplada a uma boa resistência mecânica e excelente resistência a corrosão.

Poucos trabalhos foram encontrados até o momento (CHANDRASEKARAN; BATCHELOR; JANA, 2012; RAO et al, 2013; FITSEVA et al., 2015) com relatos

sobre a deposição de revestimentos por atrito utilizando titânio como substrato e/ou pino consumível. Basicamente os resultados obtidos não foram satisfatórios: no trabalho desenvolvido por Rao et al (2013) não foi possível realizar a deposição de titânio em nenhum material utilizado como substrato na pesquisa e no estudo de Chandrasekaran, Batchelor e Jana (2012) foi constatado que a deposição por atrito do titânio em um substrato de aço doce não foi possível devido ao alto grau de plasticidade exibido, espremendo o material de forma a obter um fluxo de material para fora da interface. Entretanto, mais recentemente, o estudo desenvolvido por Fitseva et al. (2015) mostrou a possibilidade de depositar com sucesso a liga de Ti-6Al-4V em um substrato do mesmo material utilizando uma vasta gama de velocidades de rotação.

2.1.2 Princípio do Processo

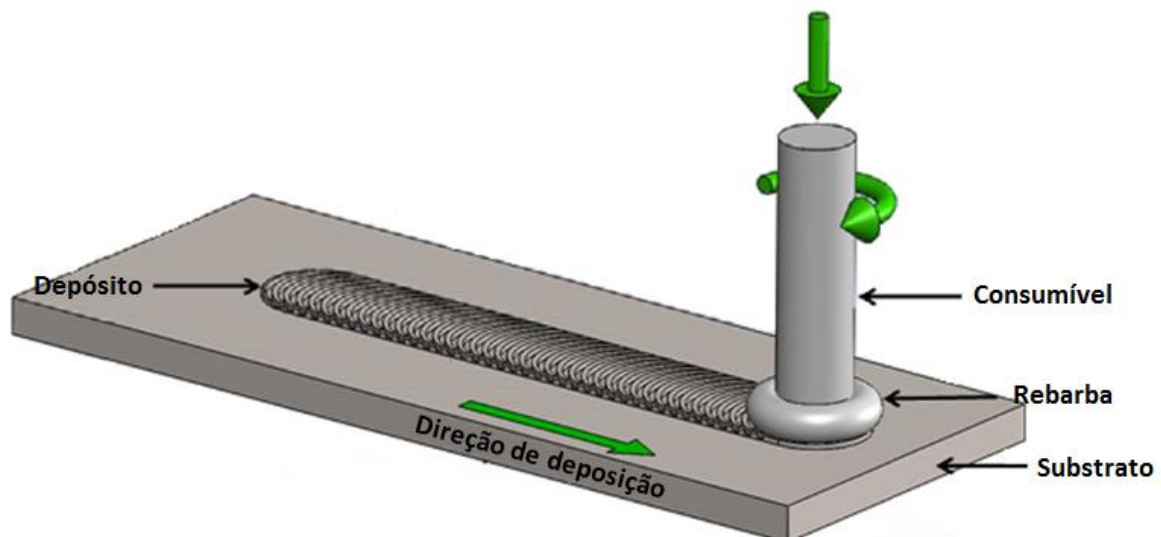
O processo de deposição de revestimentos por atrito foi desenvolvido como uma técnica alternativa para recobrimentos superficiais resistentes ao desgaste e/ou corrosão, atuando tanto como um método de reparo de componentes desgastados quanto de prevenção. Essa técnica consiste em um processo de soldagem que ocorre no estado sólido, isto é, onde não há fusão dos materiais.

O princípio básico desse processo envolve um pino rotativo consumível que é pressionado contra um substrato sob a aplicação de uma carga axial. O movimento relativo entre a ponta do pino e o substrato resulta na geração de um calor friccional na interface entre eles, permitindo a deformação plástica na superfície de contato do pino consumível. As condições de pressão e temperatura levam à adesão do material plastificado ao substrato (VITANOV; JAVAID; STEPHENSON, 2010) e o deslocamento do substrato provoca a deposição de um revestimento contínuo. A Figura 2.1 ilustra o processo de revestimento depositado por atrito.

O processo se inicia com a rotação do pino consumível, enquanto o substrato se mantém fixo no equipamento. Em seguida ocorre uma fase de pré-aquecimento, onde o pino rotativo é pressionado com uma elevada força axial contra o substrato a ser revestido, iniciando assim o atrito entre ambos. O atrito entre as superfícies do consumível e do substrato causa o aquecimento de ambos até que seja atingida uma temperatura na qual o material do consumível se plastifica e começa a fluir. A energia utilizada durante o processo é a dissipada do calor gerado pela fricção entre

as duas superfícies, não havendo necessidade de uma fonte externa de calor, de forma que o processo depende diretamente da conversão da energia mecânica em energia térmica para promover a deposição do revestimento. Após ocorrer a deformação plástica na ponta do pino, inicia-se o deslocamento do substrato na direção de deposição, de forma que uma parte do material amolecido na ponta do consumível é transferida para o substrato, formando um revestimento contínuo com uma largura semelhante ao diâmetro do pino. A outra parte de material amolecido é espremida para fora da região revestida formando uma rebarba que ascende no pino consumível, sendo esta uma característica típica do processo.

Figura 2.1 - Desenho esquemático do processo de revestimento depositado por atrito



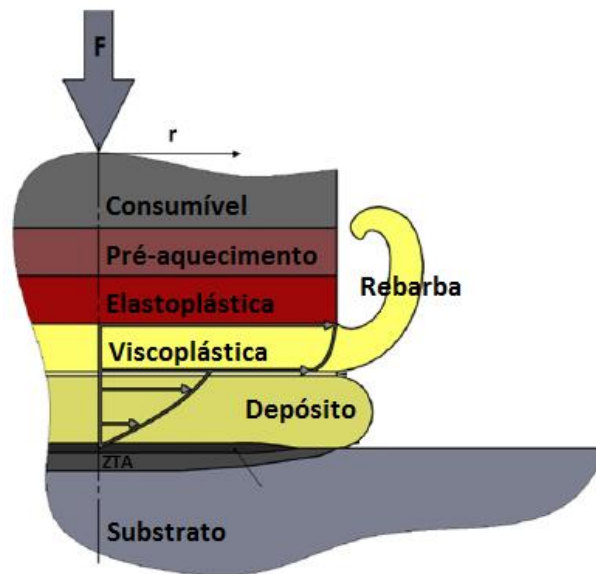
Fonte: Adaptado de Fitseva et al. (2015)

As condições de pressão e temperatura atingidas durante o processo levam a uma condição de difusão atômica nas interfaces de contato e, portanto, em um curto período de tempo é produzida uma grande quantidade de calor por fricção (MACEDO, 2011). Esse calor gerado não é capaz de se dissipar totalmente, fazendo com que a energia se concentre em um espaço muito pequeno, provocando uma elevação rápida da temperatura e resultando em um grande gradiente de temperatura. Esse elevado gradiente é o responsável pela adesão do depósito, resultando em uma forte ligação metálica entre o material plastificado e o substrato.

Recentemente, Gandra, Miranda e Vilaça (2012) propuseram um modelo para descrever o processo de deposição de revestimentos por atrito, mostrado na Figura

2.2, introduzindo o conceito de camada limite. A diferença de velocidade entre o material viscoplástico, que está rotacionando juntamente com o pino a V_{xy} , e o material efetivamente ligado ao substrato ($V_{xy} = 0$), faz com que o depósito se desprenda do consumível. O atrito de cisalhamento entre o depósito e o consumível é a principal fonte de calor gerada durante o processo. A camada depositada se consolida próximo à interface revestimento/substrato de forma que uma interface de cisalhamento viscoplástica é formada entre a ponta do consumível e a camada depositada, sendo que essa ligação ao substrato ocorre em uma camada muito fina de inter-difusão que muitas vezes não é detectada, no entanto, existem estudos relatando que esta camada tem espessuras de até 10 μm (MACEDO, 2011; GANDRA; MIRANDA; VILAÇA, 2012).

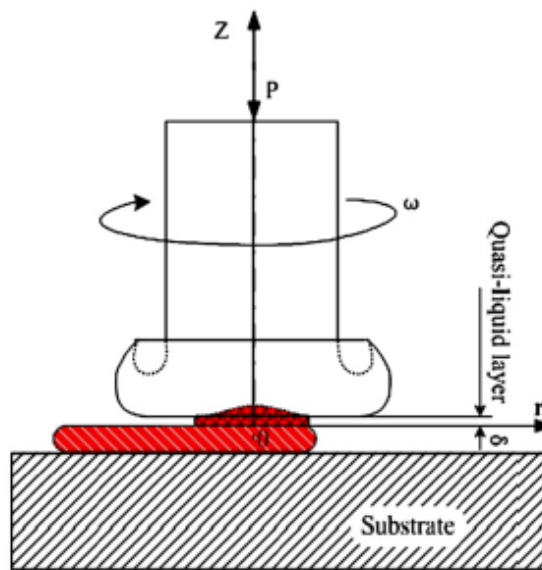
Figura 2.2 - Desenho esquemático do modelo termo mecânico para o processo de deposição de revestimento por atrito



Fonte: Adaptado de Gandra, Miranda e Vilaça (2012)

Assim, o movimento relativo entre o pino e o substrato não ocorre na interface entre eles, mas na camada cisalhada amolecida do material do consumível, que é referida como camada quase líquida (*quasi-liquid layer*) (LIU et al., 2008), mostrada na Figura 2.3. A camada depositada caracteriza-se por uma microestrutura refinada, devido ao processo de recristalização dinâmica, excelente adesão metalúrgica, devido à difusão, adesão mecânica e ausência de defeitos comuns em processos de soldagem por fusão como vazios, porosidades e inclusões.

Figura 2.3 - Modelo físico do pino consumível no processo de deposição superficial por fricção mostrando a camada quase líquida entre o consumível e o depósito



Fonte: Liu et al. (2008)

Como o material termicamente amolecido nas periferias do pino é pressionado sem confinamento lateral ele flui para fora do diâmetro do consumível, resultando em uma rebarba (*flash*) ao redor do pino (vide Figura 2.2) e regiões não ligadas nas bordas do depósito. A condição ideal é que esta rebarba, que tem uma característica geométrica única descrita como um formato típico de “cogumelo” (HANKE, 2014; FITSEVA et al., 2015), aumente ao redor da ponta do pino deixando o revestimento sem rebarbas. Essa quantidade de perda de material na formação de rebarba, que em geral ascende no pino ou que pode vir a ser formada no revestimento, tem o potencial de limitar o comprimento da camada de revestimento por reduzir a disponibilidade de material do pino. A falta de ligação em uma pequena região nas bordas do depósito é conhecida por solda fria (*undercut*), e é uma característica inerente ao processo de deposição por atrito. Em geral este fenômeno é encontrado em ambos os lados do depósito: no lado de avanço (LA), onde a direção da velocidade de rotação do pino é a mesma da velocidade de deposição, e no lado de recuo (LR), em que o vetor entre essas velocidades é contrário. Comumente, o tamanho desta região é menor que 10% do tamanho da largura do depósito (RAFI et al., 2010b). A rebarba que ascende no pino e a solda fria são importantes condições de contorno para temperatura e pressão no processo de união.

2.1.3 Vantagens e Limitações do Processo

De maneira semelhante a outras tecnologias baseadas em fricção e no estado sólido, os revestimentos produzidos pela deposição por atrito possuem uma série de vantagens, principalmente quando diz respeito a evitar os defeitos metalúrgicos inerentes dos processos convencionais de soldagem, baseados na fusão dos materiais. Entretanto, como todos os processos de fabricação, este processo também apresenta algumas limitações.

Comparando com os processos de soldagem onde ocorre fusão do metal de base, o processo de deposição por atrito apresenta diversas vantagens, dentre tantas podemos citar algumas:

- É considerado ambientalmente limpo, pois não há desprendimento de fumos tóxicos e respingos, além de não emitir radiações eletromagnéticas nocivas;
- A diluição é considerada como desprezível;
- A zona termicamente afetada é estreita;
- É isento de defeitos comuns em processos de soldagem por fusão como vazios, porosidades e inclusões;
- O aproveitamento da energia é eficiente e o calor gerado é utilizado somente aonde é necessário;
- Há viabilidade de automação e não há trinca a quente (FERREIRA, 2010).
- O impacto no substrato é limitado devido à baixa energia de soldagem gerada, reduzindo o risco de trincas e perdas (HANKE, 2014; FITSEVA et al., 2015);
- Permite a combinação de materiais dissimilares, devido à geração de uma elevada tensão e contato íntimo entre o material do revestimento e o substrato, o que inicia a adesão em estado sólido entre o revestimento e o substrato (GANDRA et al., 2013b).
- Capaz de reduzir a distorção do substrato e a perda de propriedades do material (VILAÇA; GANDRA; VIDAL, 2012).

Embora a deposição por atrito venha se expandindo nos últimos anos, deixando de ser uma técnica de laboratório para ser um processo comercial em grande escala, alguns questionamentos continuam em aberto. Podem ser citados como limitações do processo o desconhecimento de uma faixa de parâmetros que sejam apropriados para a soldagem de diferentes materiais, assim como o não

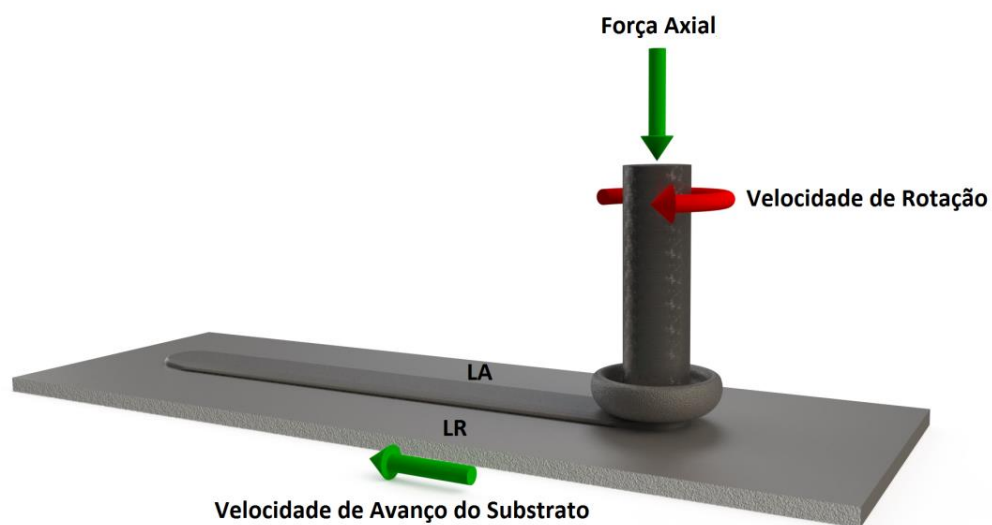
conhecimento da possibilidade de realizar múltiplos passes, paralelos ou acima um do outro. As limitações do processo estão sendo reduzidas com o passar do tempo, estando dentre as principais limitações do processo (HANKE, 2014): grandes dificuldades de fixação do pino consumível no caso de revestimentos extensos, pois o comprimento do depósito está diretamente ligado ao comprimento da vareta; necessidade do uso de chapa de apoio (*backing plate*); e altos investimentos com equipamentos.

2.1.4 Influência dos Parâmetros do Processo

Os parâmetros do processo para deposição de revestimentos por atrito têm um papel fundamental na obtenção de depósitos com propriedades metalúrgicas e mecânicas desejáveis.

Os parâmetros com o maior impacto para a qualidade dos revestimentos depositados, como mostrados na Figura 2.4, são: velocidade de deposição, que corresponde à velocidade de avanço do substrato, velocidade de rotação do pino consumível e força axial aplicada no pino. Cabe observar que a velocidade de deposição do processo corresponde à direção inversa da velocidade de avanço do substrato.

Figura 2.4 – Principais parâmetros do processo: velocidade de deposição, velocidade de rotação e força axial

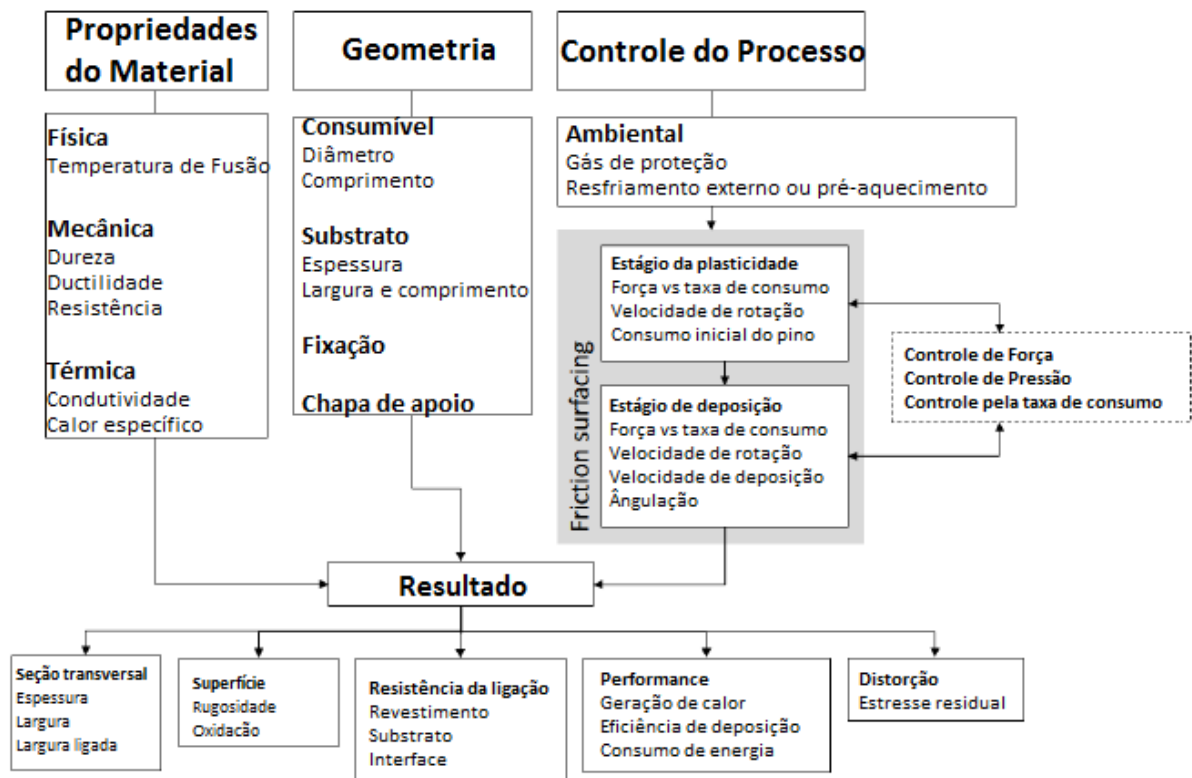


Fonte: Adaptado de Fitseva et al. (2016)

Esses fatores são responsáveis pelo controle de características importantes do revestimento depositado sendo capazes de influenciar significativamente nas dimensões do depósito, isto é, na espessura e largura do revestimento, assim como na aderência do revestimento ao substrato (FERREIRA, 2010; MACEDO, 2011).

Outros fatores também podem influenciar significativamente o resultado do processo, como: o diâmetro e o comprimento do pino consumível, a temperatura do local onde o processo está sendo realizado, se há resfriamento ou aquecimento (HANKE, 2014), a condutividade térmica do material do substrato, a configuração da junta (similar ou dissimilar), entre outros. No trabalho desenvolvido por Macedo (MACEDO, 2011), por exemplo, foi concluído que, apesar de praticamente não ser encontrado na literatura, existe ainda uma influência das propriedades físicas (condutividade térmica, densidade em massa, capacidade de calor específico, entre outros) e do coeficiente de atrito dos materiais envolvidos. A Figura 2.5 resume os diversos parâmetros e variáveis que são capazes de influenciar as características dos revestimentos e suas propriedades (RAFI et al., 2011; PEREIRA, 2012; RAO et al., 2012a).

Figura 2.5 – Parâmetros do processo e variáveis que influenciam na deposição de revestimentos por atrito



Fonte: Adaptado de Pereira (2012)

Diante de tantos fatores passíveis de influência, os efeitos dos parâmetros do processo nos revestimentos depositados são complexos e longe de serem lineares. Como as condições e os parâmetros utilizados em cada trabalho são distintos, não é tão simples chegar a um consenso da influência dos parâmetros relacionados ao processo. Entretanto, através de alguns estudos reportados na literatura é possível prever os efeitos dos principais parâmetros na espessura, largura e a na aderência do revestimento.

A velocidade de deposição tem uma grande influência nas características dos revestimentos. Segundo Vitanov, Voutchkov e Bedford (2000, 2001), um aumento na velocidade de deposição provoca uma diminuição tanto da largura quanto da espessura do revestimento, assim como uma redução na profundidade da zona termicamente afetada (ZTA), uma maior solda fria (falta de adesão do material nas bordas do depósito) e um aumento da eficiência do pino, isto é, um menor consumo do mesmo. Nessas pesquisas esses fenômenos foram explicados como decorrentes do fato de que para um aumento na velocidade de deposição tem-se um menor tempo de aplicação do revestimento e, conseqüentemente, um menor tempo de contato do pino ao substrato, diminuindo assim a energia de soldagem gerada durante o processo, isto é, o calor gerado, e as forças atuantes para confinar o material plastificado. Ainda, segundo Rafi et al. (2010a), a diminuição da espessura do depósito com o aumento na velocidade de deposição é significativa, mas leve quanto à sua largura. Com a geração de uma menor espessura obtém-se ainda uma melhor adesão de ligação do revestimento ao substrato.

Com relação à velocidade de rotação do pino consumível, no estudo desenvolvido por Shinoda et al. (1998), foi demonstrado que a taxa de energia total de soldagem é pouco influenciada pela velocidade de rotação, entretanto, a taxa de energia de soldagem no revestimento aumenta com o aumento da mesma. Nesse mesmo estudo também foi observado que a profundidade da ZTA do substrato, isto é, da região do substrato que foi afetada pelo calor, diminui com o aumento da rotação. Isso pode ser explicado pelo fato da área de contato entre o substrato e o revestimento diminuir com o aumento da velocidade de rotação, e que a transferência de calor friccional para o substrato é reduzida. Ainda, outros estudos (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000; RAFI et al., 2010b) indicaram que um aumento na velocidade de rotação do pino leva a uma redução da dureza do depósito e da eficiência do depósito, além de uma redução da largura e da

espessura dos depósitos. No entanto, no estudo desenvolvido por Fitseva et al. (2015), para deposição da liga Ti-6Al-4V, um aumento na velocidade de rotação provocou um aumento na espessura do depósito e uma diminuição em sua largura. A diferença na característica de espessura do depósito pode ser explicada como decorrente do fato desse último estudo ter utilizado o modo de controle através de uma taxa de consumo do pino constante, fornecendo uma mesma quantidade de material ao longo de toda a deposição e variando as forças atuantes no processo, ao invés do controle pela força axial constante, como na maioria dos estudos.

Shinoda et al. (1998) e Vitanov, Voutchkov e Bedford (2000) explicaram que essas tendências de diminuição de espessura e da largura ocorrem devido a um fenômeno conhecido como *“real rotational contact plane”*, isto é, o plano real de contato de rotação. Esse plano real de contato se refere ao contato instantâneo entre o pino consumível e o substrato e é através dele que a transferência de metal ocorre. A área de contato do pino no substrato se mostrou reduzir com o aumento da velocidade de rotação do pino. Desta forma, para maiores velocidades de rotação, a transferência de metal é restrita a um menor plano de contato, levando a revestimentos mais estreitos (RAFI et al., 2010b).

Com relação à força aplicada durante o processo, segundo Vitanov, Voutchkov e Bedford (2000), um aumento na força provoca um aumento proporcional na resistência à adesão do depósito ao substrato e, conseqüentemente, ocorre uma diminuição da área da solda fria. Esse mesmo estudo e o de Shinoda et al. (1998) mostram que um aumento nessa força proporcionam uma diminuição da espessura e um aumento da largura do depósito. Ainda, segundo Li e Shinoda (2000), provoca-se uma diminuição da eficiência do depósito em decorrência da formação de um volume maior de rebarba (*flash*).

Dentre os outros fatores que também influenciam na formação e qualidade dos revestimentos depositados por atrito podemos descrever ainda alguns impactos que podem ser previstos. O diâmetro do pino consumível, por exemplo, é dito como responsável por determinar a largura do depósito, pois quanto maior o diâmetro mais largo será o depósito. Entretanto, ao aumentar o diâmetro do pino, maior terá de ser a potência do equipamento para deposição do revestimento e, desta forma, o diâmetro será limitado pela potência do equipamento utilizado para a deposição (MACEDO, 2011). Pode-se citar também o ambiente atmosférico, pois a pressão necessária, por exemplo, para uma adesão suficiente pode ser reduzida através da

soldagem no vácuo. Em estudos onde a soldagem foi realizada abaixo d'água, foram encontrados depósitos com uma menor espessura e maior largura, com aumento na eficiência e pouca influência dos parâmetros do processo (HANKE, 2014).

2.1.5 Energia de Soldagem

Existe uma vasta gama de estudos que buscam descrever a maneira como o calor é gerado e transferido durante os processos de soldagem por fricção em geral. Esses processos são bastante complexos visto que se constituem de um conjunto de fenômenos de interações como: calor intenso localizado na superfície de fricção, formação contínua de ligação metálica entre as superfícies envolvidas e a rápida destruição das mesmas devido ao movimento relativo contínuo destas superfícies, aquecimento instantâneo e resfriamento rápido de pequenos volumes de metal sobre altas pressões localizadas, entre outros tantos fenômenos (MACEDO, 2011). No entanto, com relação ao processo de deposição de revestimentos por atrito, poucos são os estudos encontrados na literatura que tratam da energia de soldagem, visto que durante o escoamento uma parcela do material é direcionada para o revestimento e outra se perde na rebarba gerada no pino consumível, tornando o processo bastante complexo. Desta forma, não há um modelo próprio para determinar a energia de soldagem para o processo de deposição por atrito.

Durante o processo de deposição por atrito o material depositado não está confinado como no caso do processo de Soldagem por Atrito com Pino Não Consumível (SAPNC ou *Friction Stir Welding - FSW*). Entretanto, de forma a tornar a análise da geração de energia possível, considera-se que o calor gerado durante o processo de revestimento depositado por atrito ocorre de maneira semelhante ao da SAPNC. Para a SAPNC é sabido que a energia de soldagem durante o processo de revestimento por atrito é puramente mecânica e, portanto, está relacionada com a força, fricção e rotação do consumível. O calor produzido em decorrência da intensa fricção durante a soldagem é basicamente dissipado por condução através do substrato, mas uma parte também o é pelo consumível e pela chapa de apoio (*backing plate*).

Em geral, o maior problema encontrado nos estudos relativos à geração de calor dos processos por fricção é que a sua maioria é dependente do coeficiente de atrito (μ) do material, que é função da temperatura e varia dependendo do estado da

plasticidade do material amolecido. O coeficiente de atrito consiste da razão entre a força de fricção e a carga normal, onde a força conhecida como de fricção ou atrito pode ser definida como a resistência por um corpo de se mover sobre outro corpo, tanto de movimentos de rolamento quanto de deslizamento. Então é necessária uma força tangencial para que o corpo possa se deslocar sobre a parte estacionária.

No estudo realizado por Khandkar et al. (2003) foi proposto um modelo de geração de energia durante o processo de SAPNC, onde o calor gerado era diretamente relacionado ao torque medido experimentalmente pela máquina de soldagem. Essa correlação se torna possível pela suposição de que a resistência ao cisalhamento da interface entre a peça de trabalho e a ferramenta é constante, média e interfacial e, portanto, não se faz mais necessária a utilização do coeficiente de atrito para determinar a energia de soldagem. Para utilizar esse modelo de geração de energia não é necessário o conhecimento das condições precisas na interface da peça/ferramenta, visto que para os cálculos é utilizado o torque que é medido continuamente pela máquina de soldagem. É então calculado o torque médio do experimento, de forma que a energia de soldagem é determinada por:

$$\text{Energia de soldagem} = \frac{2 * \pi * T * \Omega}{v} \quad [\text{J/mm}] \quad \text{Equação 2.1}$$

Onde T é o torque médio gerado em cada experimento [Nm], Ω é a velocidade rotacional do consumível [rev/min] e v é a velocidade de deposição [mm/min]. A Equação 2.1 foi desenvolvida para determinar a energia que é gerada durante o processo de SAPNC, mas pode ser usada para ter uma base da energia gerada no processo de deposição por atrito (FITSEVA et al., 2015).

2.1.6 Aplicações do Revestimento Depositado por Atrito

Atualmente, os processos de soldagem por atrito em geral, especialmente a soldagem por atrito com pino não consumível (SAPNC ou FSW – *Friction Stir Welding*), devido a sua versatilidade e eficiência, são largamente utilizados em diversas indústrias como: metal/mecânica, automobilística, aeroespacial e de equipamentos agrícolas. Isto porque esses processos tornam possível a união de componentes de diversas geometrias, tamanhos e diferentes tipos de materiais.

As características únicas do revestimento depositado por atrito podem fornecer soluções e benefícios que tem aplicações em escala industrial, tendo sido

utilizado com sucesso principalmente na reparação de componentes desgastados ou com defeitos superficiais e como um método preventivo quando aplicados no caso de componentes sujeitos ao desgaste e a corrosão. Dessa forma, em geral, os revestimentos por atrito são utilizados para aumentar a resistência ao desgaste de uma estrutura, assim como para protegê-la contra corrosão e obter propriedades condutoras térmicas e elétricas desejáveis e reparos homogêneos para componentes de elevado custo.

Dentre as diversas aplicações deste tipo de revestimento, Macedo (2011) cita em sua tese diversos trabalhos que continham várias aplicações práticas. Dentre elas podemos destacar:

- Recuperação de eixos, de buchas de mancais deslizantes, de palhetas de turbinas desgastadas, de defeitos superficiais e em pontos gastos em trilhos ferroviários;
- Deposição de camada dura para aumento da resistência ao desgaste em equipamentos de gás e óleo;
- Reparo em componentes de aço ligado com aço baixo carbono; deposição para proteção contra corrosão de aço inoxidável AISI 316 e liga à base de níquel (Inconel 625) em componentes de aço baixo carbono e aço inoxidável AISI 316;
- Depósitos resistentes ao desgaste utilizando ligas à base de cobalto (Stellite 6 e 12) e à base de níquel (Hastelloy CW-12M-1) em componentes de aço inoxidável AISI 316;
- Reparo de componentes em liga de alumínio (liga com 4%de Cu) utilizando o mesmo material para reparo; reparo de componente em liga de titânio (Ti-6Al-4V) utilizando o mesmo material para reparo; depósitos de aços ferramentas (AISI D2 e H13) em substratos de aço médio carbono;
- Deposição de camada de material duro em lâminas para patins de hockey no gelo; deposição de camada dura com ligas à base de cobalto (Stellite) em sede de válvulas e deposição em partes de bombas sujeita ao desgaste com aço inoxidável AISI 431, com ligas à base de cobalto (Stellite) e ligas à base de níquel (Inconel 625); entre tantas outras.

Desta forma, as camadas depositadas por esse processo podem ser usadas em diversas indústrias, inclusive para implantes médicos onde o titânio tem tanta

importância, sendo capaz de estender a vida de diversos componentes, reduzindo o desgaste e melhorando as propriedades contra a corrosão.

2.2 Deformação Plástica no Processo de Deposição por Atrito

O processo de deposição de revestimento por atrito ocorre no estado sólido, de forma que não atinge a temperatura de fusão dos materiais. Mas, como o material do depósito é deformado sob altas temperaturas e sob uma determinada pressão, ocorre o fenômeno conhecido por deformação plástica severa (*Severe Plastic Deformation* - SPD) seguida por um gradiente considerável de resfriamento.

Quando um material é submetido à deformação, primeiramente ocorre um aumento no número de discordâncias do material provocando o que chamamos de encruamento, ou trabalho a frio. Quando esta deformação plástica atinge um nível considerado crítico e se é aplicada a uma determinada faixa de temperatura, ocorre o que chamamos de recristalização dinâmica (*Dynamic Recrystallization* - DRX). Nesta etapa, para a minimização da energia do sistema, as discordâncias se reorganizam formando novas fronteiras de grãos, tendo como resultado o refino microestrutural.

2.2.1 Deformação Plástica Severa (SPD)

Processos SPD são definidos como processos de formação de metal em que uma deformação plástica muito grande é imposta, a fim de se obter um metal com granulação ultrafina. O processo ocorre sob a aplicação de uma pressão hidrostática e sem alterar significativamente as dimensões gerais da amostra ou a introdução de defeitos (trincas, vazios). O objetivo dos processos SPD é, portanto, refinar a estrutura dos grãos para grãos ultrafinos ou nanométricos, visando utilizar as vantagens que essas finas estruturas possuem, como uma mais alta resistência e melhora no comportamento de fadiga. Alguns processos SPD que podem ser considerados típicos são: torção de alta pressão (HPT), igual canal angular pressionando (ECAP), acumulativa ligação rolo (ARB) e extrusão hidrostática (HE) (HANKE, 2014).

Para análise do processo de deformação plástica durante o processo de revestimento depositado por atrito são realizadas duas considerações: é assumido que o material do pino sofre várias rotações antes de ser transferido para o substrato

e que a espessura da camada plastificada é comparável com a espessura do revestimento.

A característica que os processos SPD têm em comum, que é a causa para alcançar o refinamento dos grãos, é que os processos de restauração dinâmica ocorrem na microestrutura em elevados graus de deformação sob uma pressão hidrostática, e particularmente submetidos a temperaturas elevadas. Estes processos são geralmente resumidos sob o termo *recristalização dinâmica* (DRX) (SAKAI, 2014). Assim, a deformação plástica severa de cisalhamento e o ciclo térmico imposta pelo processo alteram a microestrutura original da vareta consumível, levando a *recristalização*, e refinamento de grão e, dependendo do material processado, transições de fase (FITSEVA et al., 2015; KUMAR; REDDY; MOHANDAS, 2015).

2.2.2 Recristalização Dinâmica

A DRX tem se mostrado o mecanismo mais dominante para formação de grãos ultrafinos através da deformação plástica severa em ligas ferrosas. Desta forma, nos últimos anos diversos estudos têm sido realizados em busca do entendimento desse mecanismo, especificamente quanto a DRX em ligas de titânio, como pode ser encontrado nos trabalhos realizados por Furuhashi et al. (2007) e Tan e Zhu (2006).

Ao contrário da *recristalização estática* (SRX), que ocorre após a deformação plástica do material estar completa, a DRX é considerada como parte de um tratamento térmico separado, visto que ocorre durante o processo de deformação plástica. DRX é um mecanismo de amolecimento que envolve a nucleação e o crescimento de novos grãos dentro de uma microestrutura deformada a temperaturas de processamento consideravelmente elevadas. O estudo realizado por Tan e Zhu (2006) mostrou que a *recristalização dinâmica* realmente ocorreu em temperaturas elevadas, acima de 600 °C, nas ligas de titânio, e que, ainda, além de diminuir o tamanho médio dos grãos da liga, também aumentou o ângulo de orientação dos contornos de grão.

No trabalho realizado por Sakai et al. (2014) são descritos os dois principais tipos de distinção da DRX: *recristalização dinâmica descontínua* e *contínua*. A *recristalização descontínua* ocorre em duas etapas: formação de núcleos por

acumulação deslocamento (recuperação), seguida pela migração de contornos de grão no material deformado circundante. A recristalização contínua, por outro lado, é realmente uma forma de recuperação de material forte, que não requer uma fase de incubação e ocorre de forma homogênea por todo o material tensionado (HANKE, 2014).

No trabalho desenvolvido por Furuhashi et al. (2007), que tratou da recristalização dinâmica em ligas de titânio, ocorreu a DRX parcialmente ao longo dos limites de grão β . Nos casos em que são deformadas as ligas de duas fases ($\alpha + \beta$) com grandes frações de volume da segunda fase, a recristalização contínua ocorre e as estruturas micro duplex ($\alpha + \beta$) contendo limites de alto ângulo foram formados depois de certas quantidades de deformação. Tal aplicação de DRX e manipulação das estruturas de limite do grão são importantes e úteis em ligas de titânio, bem como outras ligas duplas para diminuir tensões de fluxo, melhorando a sua superplasticidade e na obtenção de estruturas com granulação ultrafinas.

Um parâmetro importante na DRX é o ponto crítico para o seu início: quando a energia acumulada atinge o máximo no material, um armazenamento adicional de deslocamentos não é possível e, a uma temperatura adequada, a recristalização começa. Nos processos SPD, que permitem o monitoramento dos parâmetros durante o processo, o aparecimento de DRX pode ser determinada por uma queda no torque ou na força, necessárias para conseguir a deformação contínua. Para além do aparecimento, a cinética de DRX também é importante para as propriedades mecânicas finais e sua microestrutura.

Em amostras que foram submetidas à recristalização dinâmica durante a deformação, os grãos já existentes somente irão sofrer um endurecimento limitado. Mecanismos encontrados durante o tratamento térmico posterior de tais materiais são dominados por processos de recuperação, principalmente redistribuição e aniquilação de deslocamentos, levando a um aumento de falta de orientação dos contornos de grão (SAKAI et al., 2014).

2.3 Titânio: Histórico, Características e Aplicações

A palavra titânio deriva do latim titans, que na mitologia grega significa os primeiros filhos da Terra. Foi descoberto em 1791 por William Gregor (reverendo e geólogo amador inglês) e batizado alguns anos depois, em 1795, pelo químico

alemão Martin Heinrich Klaproth, que encontrou esse elemento no minério rutilo e denominou-o titânio. Sendo um metal muito reativo, o titânio na forma pura era de difícil obtenção a partir do minério rutilo. De forma impura, também foi obtido por Nilson e Pettersson em 1887 e continuou sem ser purificado até o início dos anos 1900, quando em 1910 o metal puro (99,9%) foi preparado por Matthew A Hunter, através do aquecimento (de 700°C a 800°C) do cloreto com sódio. Ainda assim, basicamente não havia sido encontrada nenhuma utilidade prática até a segunda metade do século XX quando, em 1946, William J Kroll (metalurgista luxemburguês) desenvolveu o processo de refino, demonstrando que poderia ser produzido comercialmente pela redução do tetracloreto de titânio com magnésio, sendo esse processo ainda bastante usado nos dias atuais.

O elemento químico Titânio de símbolo Ti, possui número atômico 22 (22 prótons e 22 elétrons) e massa atômica 47,90 u, situando-se no 4º grupo da Tabela Periódica, e sendo classificado como um metal de transição. O titânio é um metal relativamente novo para diversas aplicações e, com o passar dos anos, o titânio e suas ligas tem encontrado sua importância em diversas indústrias, com aplicações distintas, devido às suas excelentes propriedades e abundância, sendo o quarto metal mais prevalente na terra. Dentre as principais vantagens que o titânio apresenta podemos citar:

- Baixa densidade: da ordem de 4,5 g/cm³, cerca de 60% das ligas de aço ou à base de níquel;
- Boa resistência mecânica à tração (pode ser aumentada pela adição de elementos de liga e execução de tratamentos térmicos ou termomecânicos): entre 200 e 1370 MPa, comparável à de muitos aços ligados;
- Excelente resistência à corrosão: garantida pela formação de uma camada de óxido passivada de TiO₂, que é aderente e protetora.
- Elevado ponto de fusão: é 1724 °C (titânio puro), superior ao do ferro (cerca de 1520 °C) e muito superior ao do alumínio (660 °C).
- Baixa condutividade térmica: corresponde a apenas 93 % da condutividade térmica do aço inoxidável e a 12,5 % da condutividade térmica do alumínio.
- Baixo coeficiente de expansão térmica linear: da ordem de 64 % do coeficiente de expansão térmica linear do aço e 39 % do alumínio.

- Não é um bom condutor de energia elétrica: tem uma condutividade elétrica da ordem de 3,1 % da condutividade elétrica do cobre, enquanto no aço esse valor chega a 3,5 % e no alumínio 30%.

Com relação a outros materiais, pode-se dizer que a maior vantagem do titânio, portanto, é que a sua resistência mecânica é comparável à do aço, mas possui um peso 45% inferior. Já quanto ao alumínio, o titânio é 60% mais pesado, mas possui o dobro da resistência. A principal desvantagem, que dificulta a utilização industrial deste metal e de suas ligas, é o seu elevado custo de extração e preparação.

As principais aplicações do titânio e suas ligas na indústria atualmente estão concentradas em componentes para a indústria aeronáutica, implantes cirúrgicos dentais e ortopédicos e até mesmo em tubos do tipo catenárias para extração de petróleo. O titânio é muito utilizado na indústria aeronáutica e aeroespacial especialmente devido a sua leveza e ainda possui a vantagem de suportar altas temperaturas, o que é ideal para mísseis e naves espaciais. A aplicação de titânio em implantes dentários e próteses ósseas também é explicada pela leveza do material que garante conforto ao paciente e por apresentar uma excelente biocompatibilidade. Outra vantagem do titânio e suas ligas, para esse tipo de aplicação, é o menor módulo de elasticidade (rigidez), mais próximo do osso humano do que o do aço inoxidável. Outro tipo de aplicação interessante para as ligas de titânio está na fabricação de trocadores de calor, devido à sua boa resistência à corrosão causada pela maioria dos agentes corrosivos atuantes neste tipo de aplicação, seja em tubos ou placas. Na indústria do petróleo é aproveitada a excelente resistência à corrosão do titânio e de suas ligas para a fabricação de componentes que entram em contato com a água do mar, que, além de cloretos, também contém gás sulfídrico (H_2S). Também são usadas na fabricação de equipamentos usados no resfriamento de gás e óleo. Na indústria química as ligas de titânio são usadas em equipamentos para a fabricação de cloro, cloretos, cloratos, hipocloritos, sais, gases e produtos orgânicos, devido à sua excelente resistência à corrosão. De um modo geral, o titânio e suas ligas podem ser usados em tubos, trocadores de calor, bombas, válvulas e vasos usados na fabricação de diversos produtos orgânicos, como ácido acético, benzoico, málico e aminas etilênicas. Na Figura 2.6 estão apresentadas algumas aplicações típicas do titânio.

O titânio é um elemento alotrópico, isto significa que existe em mais de uma forma cristalográfica. Dessa forma, têm seus arranjos cristalinos nas formas (Figura 2.7):

- hexagonal compacta (HC): mais comumente conhecida por fase alfa (α)
- cúbica de corpo centrado (CCC): ou fase beta (β)
- mistura das duas grades de α e β .

Figura 2.6 - Algumas típicas áreas de aplicação para alta performance de titânio. (a) offshore. (b) equipamento subaquático. (c) aeronave. (d) componentes marítimos e para operações de processamento químico



(a)



(b)



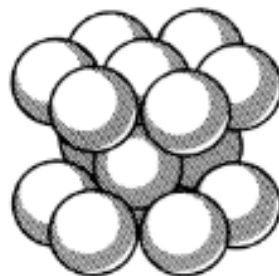
(c)



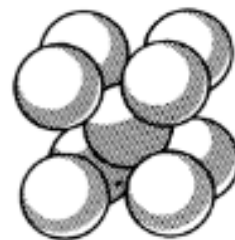
(d)

Fonte: Donachie (2000)

Figura 2.7 - Aparência da estrutura cristalina do titânio a nível atômico. (a) hexagonal compacta. (b) cúbica de corpo centrado



(a)

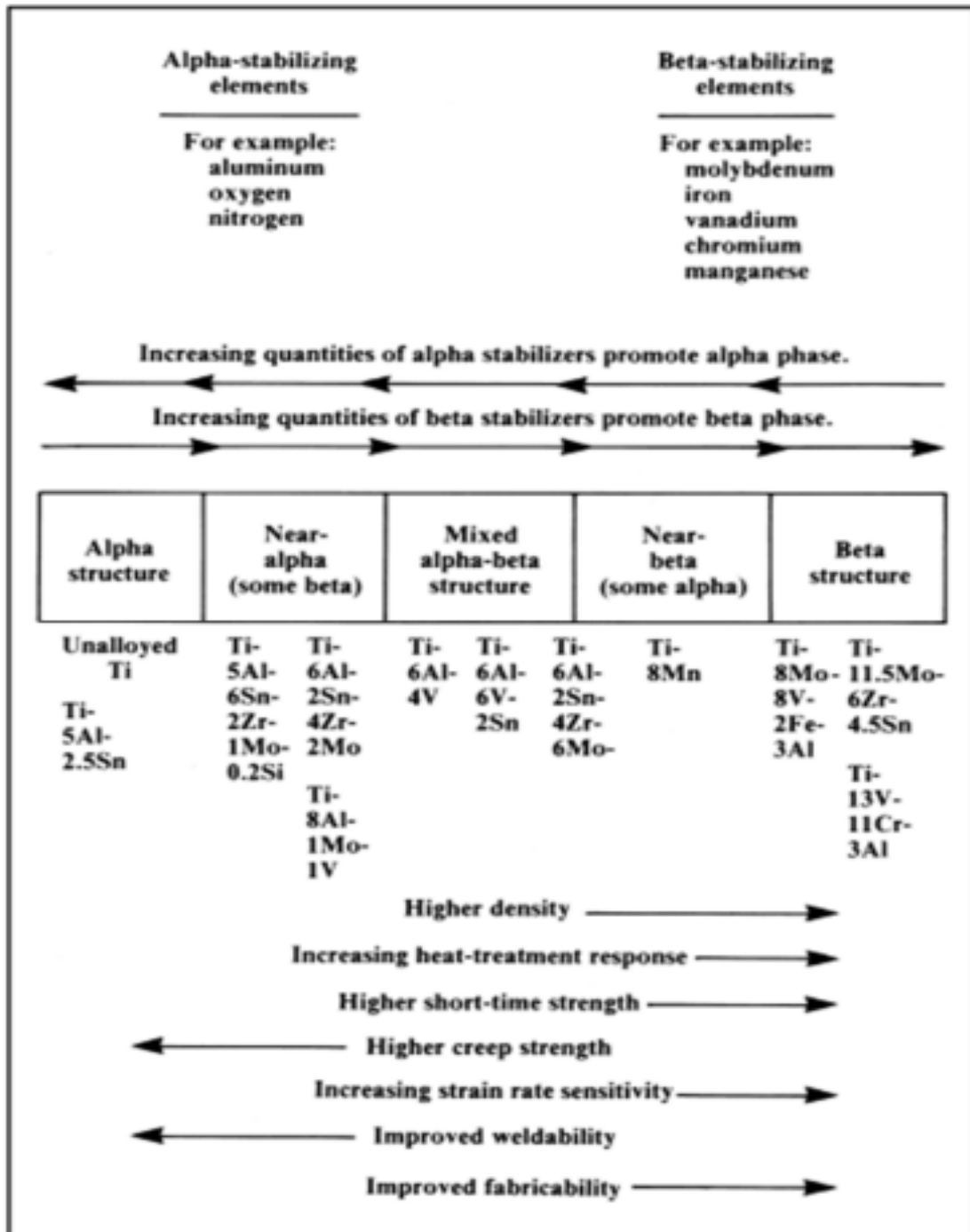


(b)

Fonte: Donachie (2000)

As estruturas alfa e beta são a base para a determinação das quatro classes que são geralmente aceitas quanto às ligas de titânio: alfa, próximo à alfa, próximo à beta, beta e alfa-beta. Na Figura 2.8 são mostradas algumas características de ligas de titânio de acordo com as classes em que estas se enquadram.

Figura 2.8 - Alguns tipos de ligas de titânio e suas principais características de acordo com o tipo de liga



Fonte: Donachie (2000)

2.3.1 Titânio Comercialmente Puro Grau 1

O titânio comercialmente puro (cp) apresenta teores de pureza de 98 a 99,5%, isto é, basicamente não possui elementos de liga em sua composição. O titânio cp está disponível em quatro diferentes graus ASTM, classificados pelo seu grau de impurezas e o resultante efeito na resistência e ductilidade. Suas propriedades físicas e características mecânicas são basicamente determinadas pela quantidade na inclusão de impurezas como "elementos intersticiais", tais como: oxigênio (O), nitrogênio (N), hidrogênio (H), carbono (C) e ferro (Fe). Apesar da pequena quantidade desses elementos no titânio cp, consideráveis mudanças irão ocorrer, principalmente quando se trata do O e do Fe. Isso ocorre porque os elementos intersticiais ocupam áreas dentro do reticulado cristalino normal (interstícios) e causam desalojamento parcial dos átomos de titânio. Esta tensão leva a um acréscimo na dureza e resistência a tração e a um decréscimo na ductilidade e resistência à corrosão (proporcional ao aumento de tais elementos).

O titânio cp grau 1 é o primeiro dos quatro graus de titânio comercialmente puros e, dentre esses, é o mais macio e o que tem maior ductilidade, porém possui uma mais baixa resistência à tração. Esse grau é o que possui maior pureza, menor resistência e melhor ductilidade e formabilidade à temperatura ambiente. Ainda, possui uma excelente resistência à corrosão e alta resistência ao impacto. Esse material deve ser utilizado em situações onde um baixo teor de ferro e de elementos intersticiais possam aumentar a sua resistência a corrosão. O Ti cp grau 1 pode ser utilizado em serviços contínuos até 425°C e em serviços termittentes até 540°C. Como consequência de suas propriedades ele raramente é especificado para tubulações ou construção de vasos de pressão em titânio sólido. Todavia, é usado em revestimentos por explosão (*clad titanium*) em aços devido exatamente à necessidade de ductilidade na execução desse processo. Em construções que utilizam o revestimento de titânio, a resistência do material de revestimento normalmente não entra em considerações de projeto. Desta forma, o Ti cp grau 1 é o material escolhido para qualquer aplicação onde é requisitado uma máxima formabilidade e está normalmente disponível em chapas e tubos de titânio. Isso inclui: processamento químico, produção de clorato, ânodo dimensionalmente estável, dessalinização, arquitetura, indústria médica, indústria marítima, peças automotivas e de estrutura da fuselagem.

2.3.2 Ti-6Al-4V

Atualmente, o Ti-6Al-4V é a liga de titânio mais comumente encontrada e utilizada devido às suas excelentes propriedades mecânicas, contabilizando em torno de 50% do titânio total ao redor do mundo. Essa liga é um tipo alfa-beta ($\alpha + \beta$) de liga de titânio à temperatura ambiente, que é composta de aproximadamente 6wt% de alumínio e 4wt% de vanádio, com possível ajuste da quantidade dos seus elementos de acordo com a aplicação. A melhora nas propriedades dessa liga de titânio se deve ao fato dela conter um alto percentual de alumínio, para estabilizar a fase alfa, e o vanádio, como estabilizador da fase beta, estabilizando a fase beta em baixas temperaturas. As ligas alfa-beta são conhecidas por terem uma excelente combinação de resistência e ductilidade. Essas são mais resistentes que as ligas alfa ou beta individualmente. Este tipo de liga é único, pois combina propriedades atraentes, como a excelente combinação de força e resistência, juntamente com excelente resistência à corrosão e com trabalhabilidade inerente. A experiência de produção e sua disponibilidade comercial levam ao uso confiável e econômico. Além disso, a liga de Ti 6Al-4V pode ser tratada termicamente para aumentar a sua resistência.

As ligas de titânio são utilizadas para diversos tipos de aplicações. Embora possuam menor resistência em altas temperaturas do que as superligas de níquel, componentes (discos, palhetas, etc) de ligas de titânio podem ser usados em temperaturas menos elevadas, em turbinas de jatos, apresentando melhor correlação resistência mecânica/peso, além de seu baixo coeficiente de expansão térmica em comparação com outros tipos de ligas metálicas. A liga de Ti-6Al-4V é normalmente utilizada para aplicações que requerem maior resistência e alguns de seus usos mais comuns são: aplicações aeroespaciais, vasos de pressão, discos de turbina a gás de aeronaves, lâminas de compressor e implantes cirúrgicos. Ainda, essas ligas podem ser utilizadas em componentes como dutos de ar condicionado, eliminadores de gelo, suportes de asas, suportes de motores e diversos tipos de prendedores. Também podem ser usadas na fabricação de componentes navais como: palhetas de turbinas a vapor, conectores, eixos de transmissão, molas em motores de alto desempenho, braços de suspensão e barras de torção, devido a sua levada resistência à corrosão causada pela água do mar. Na faixa de temperaturas de 150 a 500 °C as ligas de titânio são os materiais mais adequados.

2.3.3 Microestrutura do titânio

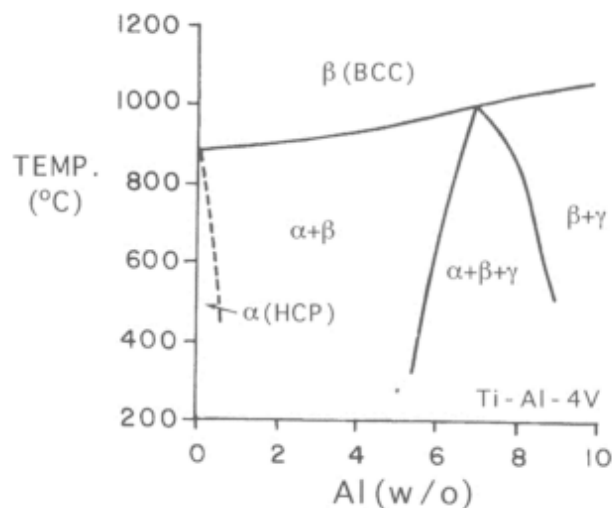
À temperatura ambiente o titânio puro apresenta uma estrutura cristalina com reticulado do tipo hexagonal compacto (HCP), que é conhecida por fase alfa (α), que permanece estável do ponto de vista termodinâmico até a temperatura de 882 °C. A partir desta temperatura a fase α se transforma numa estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), conhecida como fase beta (β), que se mantém estável até ser atingida a temperatura de fusão do titânio (aproximadamente 1600 °C). Quando resfriado, o titânio retorna a sua estrutura cristalográfica original.

Durante o resfriamento, a cinética de transformação de fase β para fase α tem o potencial de influenciar as propriedades do titânio e de suas ligas e, a depender dessas condições de transformação, podem surgir à temperatura ambiente fases metaestáveis. Do mesmo modo, a adição de elementos de liga a partir de certos níveis de teores faz com que a fase β possa ser estável à temperatura ambiente, podendo coexistir com a fase α ou até mesmo predominar ou ser a única fase estável, dependendo dos teores de determinados elementos que favorecem a formação da fase β . Além da adição de elementos de liga, as propriedades do titânio e de suas ligas são bastante afetadas pela presença de elementos intersticiais como hidrogênio (H), oxigênio (O), nitrogênio (N) e carbono (C), responsáveis por definir os diferentes graus do titânio cp. Ao contrário do H, do O e do N, que apresentam solubilidade relativamente elevada no titânio, o C não é solúvel, tendendo a formar carbonetos. Uma propriedade típica do titânio é sua elevada ductilidade, que se deve à facilidade de formar maclas em vários planos cristalográficos. Entretanto, ao contrário de outros metais com estrutura cristalina tipo HCP, o titânio também apresenta deslizamento de discordâncias em outros planos diferentes do plano basal, devido à baixa razão c/a (parâmetros do reticulado HCP).

De maneira simplificada, as ligas de titânio podem basicamente ser classificadas em três grupos, a depender das fases presentes à temperatura ambiente: a) ligas alfa (α); b) ligas alfa + beta ($\alpha + \beta$); c) ligas beta (β). As ligas de titânio do tipo α são formadas pelo titânio cp e ligas contendo elementos-estabilizadores, o que inclui o Ti grau 1, as quais exibem apenas a fase α à temperatura ambiente. As ligas do tipo $\alpha + \beta$ incluem ligas com teor suficiente de elementos α e β estabilizadores que permitem expandir o campo $\alpha + \beta$ até a temperatura ambiente, como é o caso da liga Ti-6Al-4V. A temperatura em que

essas fases são transformadas em 100% β é conhecida como temperatura de transição da fase β . Essa temperatura de transformação para o Ti grau 1 é de aproximadamente 882°C, a qual pode ser aumentada ou diminuída pela adição de elementos de liga, conforme mostrado na Figura 2.9. Nesta figura é possível observar que para uma liga com 4% de vanádio, estabilizador da fase β , ocorre um aumento da temperatura de transição com o aumento do percentual de alumínio, estabilizador da fase α . Desta maneira, a temperatura de transição para fase β para a liga Ti-6Al-4V ocorre a aproximadamente 995 °C.

Figura 2.9 - Parte do diagrama de fase de uma liga de titânio de Ti-Al-V com 4 w/o V



Fonte: Donachie (2000)

As transformações de fase podem ser controladas por difusão moderadamente rápidas ou podem ocorrer sem difusão (sem mudança na composição) e de forma bastante rápida. As transformações sem difusão são aquelas que geralmente levam a fases não equilibradas e, assim como para o aço, é possível observar que fases martensíticas não equilibradas estão presentes em algumas ligas de titânio (DONACHIE, 2000). Desta forma, a decomposição da fase β em ligas de titânio pode ocorrer por transformações martensíticas, o que frequentemente ocorre em ligas $\alpha + \beta$. A transição de β para martensita é responsável por uma estrutura acicular (tipo placa) em ligas resfriadas ou resfriadas e envelhecidas de titânio. Entretanto, outra estrutura acicular ou lenticular também pode aparecer em ligas de titânio sem que haja a formação da martensita. São placas tipo α formadas pelo resfriamento mais lento desde a região β . Como as estruturas tipo placa, ou aciculares, podem ser α ou martensita, é necessário

caracterizar completamente o comportamento da liga. Entretanto, pode ser difícil reconhecer a diferença entre martensita transformada a partir da fase β e uma fase acicular α formada também através de β , sendo necessário um conhecimento prévio da química e do processamento do material.

O Ti grau 1 é um titânio do tipo α monofásico e, tal como acontece com qualquer liga monofásica, não exibem fases metaestáveis obtidas através do resfriamento rápido (DONACHIE, 2000), de forma que o emprego de tratamentos térmicos não produz variações significativas em termos microestruturais e de propriedades mecânicas. Desta forma, a sua microestrutura, incluindo o tamanho de grão, e as suas consequentes propriedades mecânicas, só podem ser modificadas por sequências de encruamento e recozimento. A mudança microestrutural é limitada ao refinamento de grão e, possivelmente, mudança no formato dos grãos em titânio cp e ligas α . A microestrutura do titânio não ligado recozido é α acicular e a presença desta microestrutura indica que o material foi aquecido a temperatura acima da temperatura onde tem-se 100% β (DONACHIE, 2000).

Outro mecanismo de endurecimento nestas ligas é o endurecimento por solução sólida. O alumínio e o estanho, por exemplo, estabilizam a fase α . Entretanto, o teor de alumínio não deve ser superior a 7 %, uma vez que acima desse nível torna-se difícil o trabalho a quente e ocorre fragilização em baixa temperatura, devido à formação da fase Ti_3Al . Uma característica deste tipo de liga é a transformação martensítica que ocorre devido ao resfriamento rápido, e a martensita resultante é conhecida como fase α linha. Entretanto, o endurecimento e a formação de fase Ti_3Al reduzem a resistência à corrosão sob tensão.

O Ti-6Al-4V é uma liga do tipo $\alpha+\beta$ que possui um teor suficiente de elementos α (6% de alumínio) e β (4% de vanádio) estabilizadores que permitem expandir o campo $\alpha+\beta$ até a temperatura ambiente. Nesse tipo de liga, a combinação das fases α e β leva à obtenção de um ótimo balanço de propriedades, como por exemplo a presença da fase β que favorece um aumento de resistência mecânica ao coexistir com a fase α , sendo essas propriedades obtidas através do controle das frações volumétricas das mesmas e também de suas distribuições a partir de tratamentos térmicos e termo-mecânicos (DONACHIE, 2000). Tal procedimento resulta em uma variedade significativa de microestruturas, principalmente quando se compara com as microestruturas das ligas do tipo α .

O resfriamento rápido a partir de uma temperatura elevada na qual exista somente a fase β , produz martensita. Entretanto, se os teores de elementos betágenos (que estabilizam a fase β) forem muito elevados, pode se formar uma certa fração de fase β retida após o resfriamento rápido, reduzindo a resistência mecânica de modo similar ao que ocorre nos aços martensíticos nos quais se forma austenita retida. As propriedades desta liga são desenvolvidas confiando no refinamento dos grãos após o resfriamento da região β e posterior envelhecimento em baixa temperatura para decompor a martensita formada. Quando esta liga é arrefecida lentamente da região β , a fase α começa a se formar abaixo da temperatura de transição da fase β , que é de cerca de 995°C . A fase α se forma em placas, com uma relação cristalográfica com a fase β em que se forma. As placas α se formam com seu plano basal (compactado) paralelo a um plano especial na fase β . Com o resfriamento lento um núcleo da fase α se forma e, devido a sua compatibilidade atômica ao longo deste plano comum, a fase α cresce de forma relativamente lenta na direção perpendicular a este plano, mas cresce mais rapidamente ao longo do plano. É desenvolvida então uma microestrutura conhecida como Widmanstätten. O seu processo de formação é mostrado esquematicamente na Figura 2.10.

Através de uma seção do diagrama de fase da liga de titânio com composição constante de 6% de Al ilustra-se a formação de α por arrefecimento na Figura 2.10. As regiões sombreadas são a fase β deixada entre as placas α que se formaram. A microestrutura consiste em placas paralelas de α delineadas pela fase β entre elas e dentro de um grão formado pela anterior fase β . Quando placas α formadas paralelamente a um plano específico de β encontram placas α formadas em outro plano, existe um limite de grão de alto ângulo entre os cristais α e são reveladas linhas que as separam. A morfologia microestrutural, consistindo em conjuntos de placas paralelas que se formaram com uma relação cristalográfica com a fase a partir da qual se formaram, é chamada de estrutura de Widmanstätten.

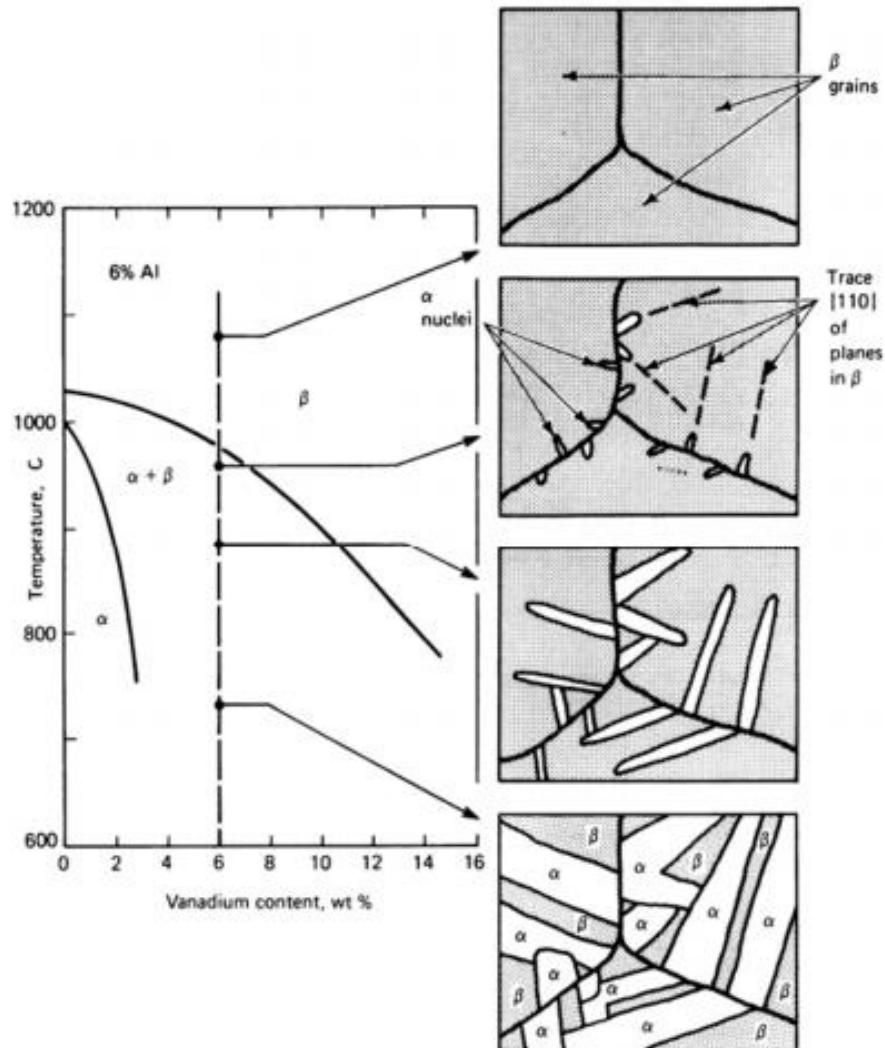
Depois de arrefecer rapidamente, a fase β pode se decompor por uma reação martensítica, semelhante à do titânio puro, e formar um padrão Widmanstätten. A estrutura presente depende da temperatura de recozimento. A fase β pode se transformar em diversas variantes com diferentes orientações, podendo essa transformação ocorrer de maneira martensítica ou por nucleação e crescimento

controlado por difusão. Existem vários tipos de martensitas formadas no titânio, mas as duas principais são:

- martensita α' (*alpha prime*): aparece como uma fase acicular com estrutura hexagonal compacta, mas similar na aparência microestrutural da alfa acicular.
- martensita α'' (*alpha double prime*): supersaturada fase ortorrômbica.

Ambas são formadas pelo resfriamento e se decompõe em envelhecimento sucessivos em fases α e β . A taxa de resfriamento tem um papel importante na criação de fases martensíticas.

Figura 2.10 - Microestruturas obtidas em várias temperaturas intermediárias através de um resfriamento lento de acima da temperatura de transição beta. A microestrutura final consiste de placas da fase alfa (branco) separadas pela fase beta (escuro)

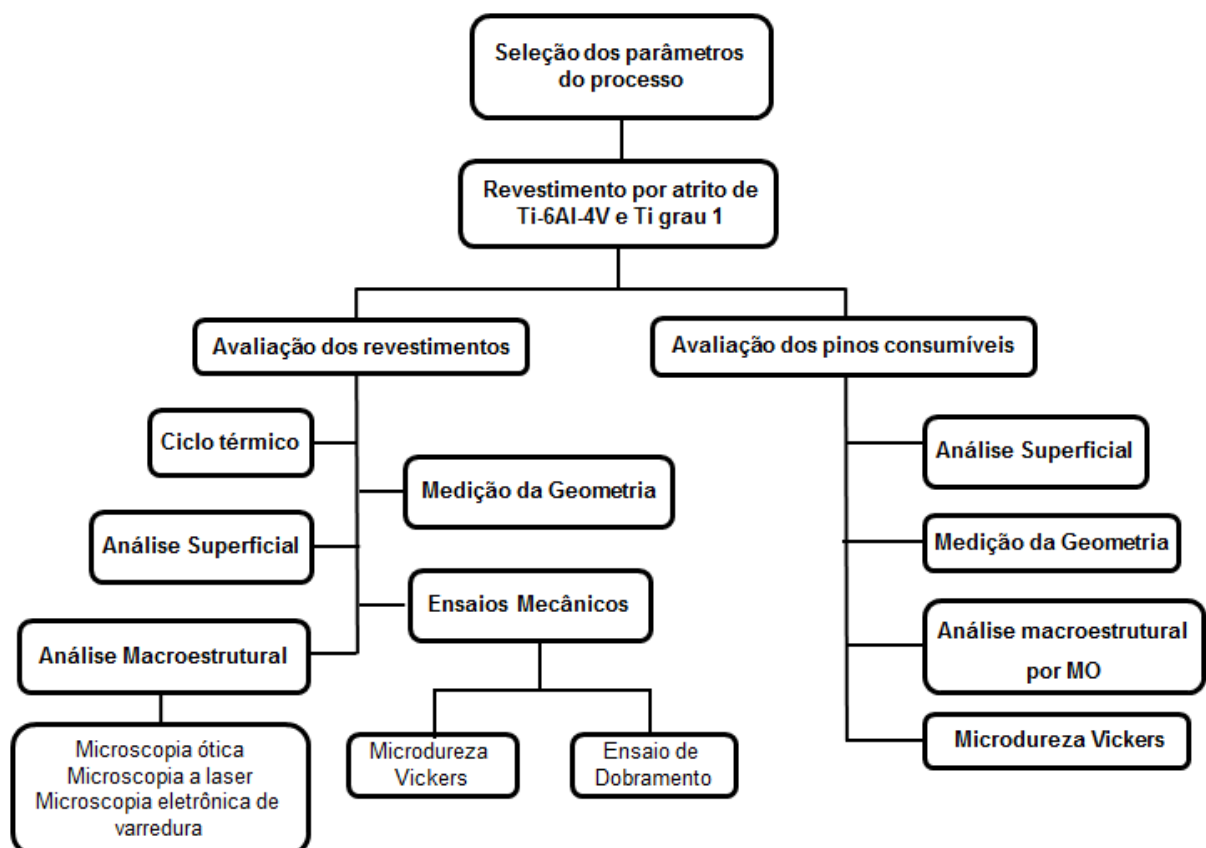


Fonte: Donachie (2000)

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental utilizado para o desenvolvimento dessa pesquisa é apresentado no fluxograma contido na Figura 3.1. Primeiramente foram selecionados os parâmetros a serem utilizados na pesquisa, e em seguida estes foram utilizados para a deposição por atrito dos revestimentos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1, ambos sobre substratos de 2 mm de espessura de Ti-6Al-4V. Em seguida foram feitas avaliações tanto dos revestimentos quanto dos pinos consumíveis. Para os revestimentos foi feita a análise do ciclo térmico, a análise da superfície, a medição da geometria, análise macroestrutural e ensaios mecânicos de microdureza e dobramento. Para os pinos consumíveis foram feitas análises superficiais, medição da geometria, análise da macroestrutura e ensaio de microdureza.

Figura 3.1 – Fluxograma utilizado no desenvolvimento da pesquisa



3.1 Materiais

Como pinos consumíveis foram utilizados dois materiais em barras redondas de 20 mm de diâmetro: a liga de titânio Ti-6Al-4V e o titânio comercialmente puro grau 1. Como substrato para todas as deposições foi utilizada a liga Ti-6Al-4V em chapas finas com dimensões de 300 x 100 x 2 mm. Em cada chapa foram realizados dois revestimentos de comprimento de 130 mm cada e aplicados em uma mesma posição em relação ao início da chapa, tendo sido utilizado um pino para cada deposição.

Para fins de simplificação na leitura, ao longo de todo o texto sempre será utilizada a expressão “Ti grau 1” para referenciar o titânio comercialmente puro grau 1. A composição química dos materiais utilizados nos experimentos, como previsto pelo fornecedor, é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química dos consumíveis e do substrato (% em peso)

	Material	Fe	C	N	H	O	Al	V	Ti
Consumível	Ti-6Al-4V	0,11	0,03	0,023	0,0039	0,15	6,6	3,5	Bal.
Consumível	Ti grau 1	0,28	0,01	0,0047	0,0011	0,089	0,26	0,03	Bal.
Substrato	Ti-6Al-4V	0,11	0,02	0,007	0,0049	0,049	6,2	3,9	Bal.

Como o Ti grau 1 é um dos quatro graus dos titânios comercialmente puros, isto é, titânio considerado não ligado, através do balanço pode-se observar a presença de aproximadamente 99,3252% do elemento titânio, com pequenos teores de elementos intersticiais e elementos de liga.

Para a liga Ti-6Al-4V, como o próprio nome indica, tem-se a presença de aproximadamente 6% de alumínio e 4% de vanádio como elementos de liga, como mostrado na Tabela 3.1, tanto para a composição química do consumível quanto do substrato utilizados.

3.2 Máquina para Deposição de Revestimentos por Atrito

A máquina utilizada para a deposição de revestimentos por atrito é chamada de FlexiStir (Figura 3.2(a)), sendo este um equipamento para soldagem por fricção personalizado, de confecção própria e de propriedade do Instituto de pesquisa alemão Helmholtz Zentrum Geesthacht (HZG). Por ser um equipamento de pequeno porte, sua região de soldagem não permite o revestimento de componentes grandes, de geometrias complexas e de chapas grossas. Não foi possível acoplar um sistema para implementar gás de proteção, portanto este não foi utilizado nos experimentos.

Esse equipamento tem a capacidade de operar até 8 kN de força axial e torque máximo de 60 N.m por meio de um eixo comandado eletricamente. Ainda, é equipado com sensores para o monitoramento simultâneo e gravação das forças nas três direções do espaço, além de um sensor de torque implementado no motor. Desta forma, as condições de operação como força axial, torque, taxa de consumo do pino, posição e velocidade de deposição são monitorados em tempo real através de um sistema acoplado.

Esta máquina pode ser operada através de dois modos de controle: de força e de taxa de consumo do pino. Para esses experimentos foi escolhido o modo de controle através da taxa de consumo do pino consumível, pois este se mostrou eficaz durante o estudo de Fitseva et al. (2015) para a deposição do Ti-6Al-4V, de forma que a mesma quantidade de material era alimentada ao longo de toda a deposição.

É possível observar que o FlexiStir não é um equipamento convencional, observando-se uma estrutura de característica inclinada. Essa máquina é portátil, de forma que ela é transportada para um laboratório onde é realizada a análise de difração de raios-x, que requer essa inclinação. Na Figura 3.2 (b) tem-se uma máquina típica de deposição de revestimentos por atrito. Através da comparação entre as características dos revestimentos depositados por ambas as máquinas pôde-se comprovar que a inclinação de deposição não afeta consideravelmente as propriedades do depósito.

Para fixação do substrato no equipamento, a chapa a ser revestida de Ti-6Al-4V foi colocada sobre uma chapa de apoio de cobre de 2 mm de espessura e foi fixada como mostrado na Figura 3.2(c). Os consumíveis tinham aproximadamente 15 cm de comprimento e foram fixados manualmente, como mostrado na mesma figura.

Figura 3.2 - (a) Equipamento para aplicação de revestimentos depositados por atrito, (b) equipamento típico utilizado no processo de deposição por atrito e (c) sistema de fixação do substrato e do consumível ao equipamento



Fonte: (a) e (c) elaborados pela autora e (b) adaptado de Fitseva et al. (2015)

3.3 Definição dos parâmetros de soldagem

O equipamento foi operado através do modo de controle pela taxa de consumo do pino, de forma que as forças variavam ao longo do processo, visando manter uma mesma quantidade de material sendo fornecida para a deposição pelo pino.

Os parâmetros definidos para o processo foram: a velocidade de deposição, a velocidade de rotação do pino consumível e a taxa de consumo do pino. Foram utilizadas duas janelas de parâmetros buscando avaliar tanto os efeitos da velocidade de deposição quanto da velocidade de rotação. As Tabelas 3.2 e 3.3 mostram os parâmetros de soldagem selecionados para a realização desse estudo.

Tabela 3.2- Valores utilizados para os parâmetros de soldagem para analisar os efeitos da velocidade de deposição (velocidade de rotação constante)

Velocidade de rotação (rpm)	Velocidade de deposição (mm/s)	Taxa de consumo do pino (mm/s)
	8	
3000	16	1,8
	24	

Fonte: Elaborado pela autora

Tabela 3.3- Valores utilizados para os parâmetros de soldagem para analisar os efeitos da velocidade de rotação (velocidade de deposição constante)

Velocidade de rotação (rpm)	Velocidade de deposição (mm/s)	Taxa de consumo do pino (mm/s)
2000		
3000	16	1,8
4000		

Fonte: Elaborado pela autora

Os valores foram escolhidos com base em estudo desenvolvido por Fitseva et al. (2015). A taxa de consumo do pino foi constante para todos os experimentos, com valor de 1,8 mm/s. Cinco deposições foram realizadas para cada tipo de pino consumível, com diferentes combinações de parâmetros, visto que a condição com 3000 rpm e 16 mm/s se encontra nas duas janelas.

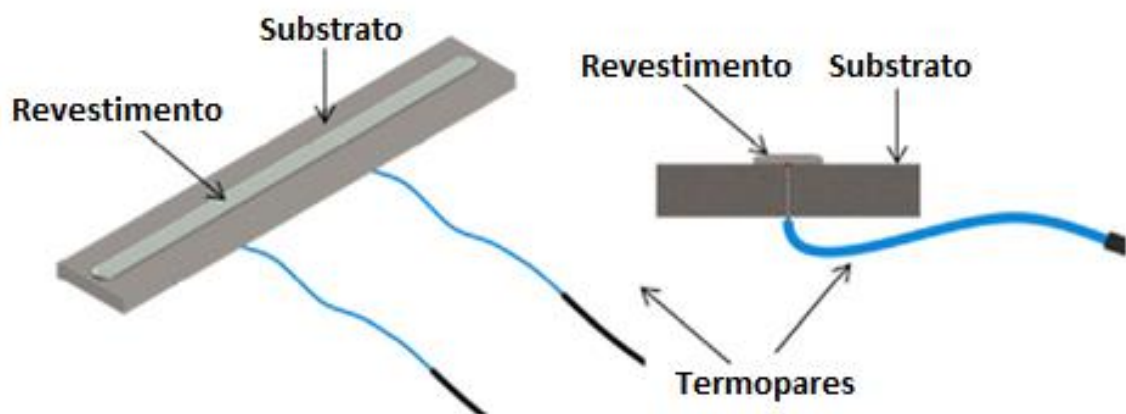
3.4 Ensaios para caracterização dos revestimentos

Os revestimentos foram caracterizados, inicialmente, através da medição de temperatura para avaliação do ciclo térmico, visando analisar as fases geradas na deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1. Em seguida foi feita a análise metalográfica buscando realizar a medição da geometria dos revestimentos e da zona termicamente afetada, além de uma análise macroestrutural dos depósitos. Por fim, foram realizados ensaios de microdureza, para avaliar a dureza do revestimento e do substrato após o processo, e de dobramento, visando analisar a ductilidade e a aderência do revestimento ao substrato.

3.4.1 Medição de Temperatura

As medições de temperatura foram realizadas usando um sistema composto por dois termopares tipo K (Níquel-Cromo/Níquel-Alumínio) com 0,5 mm de diâmetro, localizados na interface revestimento/substrato. Os termopares foram conectados a um sistema de aquisição de dados, com um amplificador externo e integrado a um conversor AD. O software utilizado foi o Labview, que permite a avaliação em tempo real com uma taxa de aquisição de 10 kHz. A frequência utilizada para a medição de temperatura consistiu em 50 medições por segundo (Hz). Para a localização dos termopares na interface revestimento/substrato foram realizados furos de 0,7 mm de diâmetro e através de toda a espessura do substrato (2 mm de espessura), como mostrado esquematicamente na Figura 3.3.

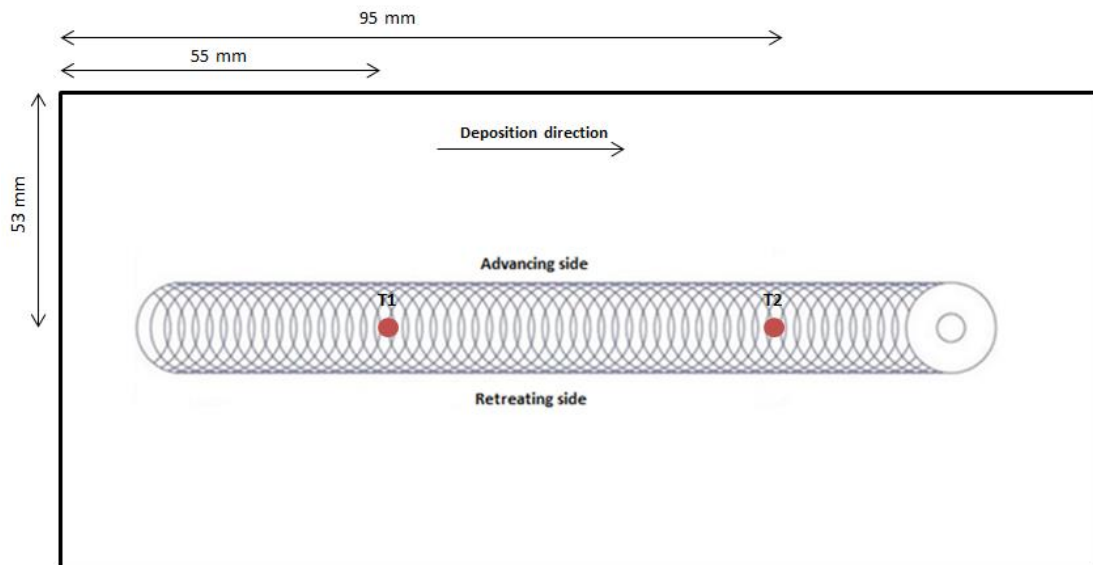
Figura 3.3 - Figura esquemática da localização dos dois termopares na interface entre o revestimento e o substrato



Fonte: Adaptado de Fitseva et al. (2015)

A chapa de apoio também foi furada para permitir a fixação do termopar a partir da base do substrato. Os furos na chapa de apoio de cobre foram de 2,5 mm de diâmetros, a fim de tornar mais fácil o acesso do termopar ao furo do substrato. Os furos para inserção dos termopares foram realizados a 53 mm da quina esquerda na largura da chapa, em decorrência de um pequeno deslocamento da fixação do substrato no equipamento, e a 55 mm e 95 mm ao longo do comprimento da chapa, para o primeiro e o segundo termopar, respectivamente (Figura 3.4).

Figura 3.4 - Esquema da localização na chapa onde foram realizados os furos para posicionamento dos termopares



Fonte: Elaborado pela autora

3.4.2 Análise Metalográfica

Primeiramente, foi realizada uma análise visual tanto da superfície dos revestimentos quanto das características do pino consumível. Esta teve a finalidade de averiguar se houve formação de rebarbas no revestimento ou se esta ascendeu no pino, oxidação das superfícies, além de outras possíveis imperfeições no depósito, relacionando aos parâmetros utilizados no processo. Foi avaliada a geometria do pino consumível em relação às velocidades de deposição e de rotação utilizadas, isto é, a característica da rebarba que ascendeu no pino. Essa medição da geometria do pino foi realizada por meio de um paquímetro, medindo a largura nominal da rebarba e a altura com que esta ascende no pino. Através de análises macroscópicas foi verificada a presença de defeitos internos, especificamente na interface depósito/substrato, além de ter sido realizada a medição da geometria (largura e espessura) dos revestimentos depositados e a microestrutura formada devido ao ciclo térmico a que o processo foi submetido.

As deposições foram realizadas em duplicata, de forma que todas as amostras para análise foram extraídas de uma seção transversal à direção de soldagem, a 100 mm do início da chapa. A análise metalográfica foi realizada de acordo com a norma ASTM E3-01 "*Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens*", seguindo o procedimento apresentado na Tabela 3.4.

Tabela 3.4- Procedimento utilizado para preparação das amostras para a análise metalográfica de acordo com a norma ASTM E3-01

Corte das amostras	Amostras das soldas cortadas com o seguinte tamanho: 30mm x 5mm x 2 mm (2mm de espessura)
Lixamento / Polimento	Lixamento realizado com papel abrasivo com granulação de 320 até 2400. Polimento realizado com uma solução abrasiva com um mínimo tamanho de grão de 0.05 µm.
Gravura	Amostras atacadas para visualizar a macroestrutura utilizando o reagente Kroll: 96 ml H ₂ O + 6 ml HNO ₃ + 2 ml HF (Kroll)

Fonte: Elaborado pela autora

As chapas soldadas foram cortadas por discos abrasivos específicos para titânio numa máquina automática Struers Discotom-6, enquanto as pequenas amostras para análise da seção transversal dos pinos consumíveis foram cortadas usando a Struers Secotom 50. As amostras foram então embutidas em resina de montagem fria (DEMOTEC 30), seguida por lixamento e polimento pela máquina de polimento Buehler Phoenix 4000, e baseado nas normas para técnicas metalográficas mostradas. Algumas amostras polidas também foram preparadas para serem utilizadas no MEV e, para isso, foi utilizada uma máquina vibratória de polimento da Buehler, com uma amplitude de 30 % de vibração.

A caracterização metalúrgica foi realizada com o propósito de revelar e caracterizar as zonas formadas e a qualidade dos revestimentos depositados por atrito. As imagens macro e microscópicas foram documentadas através do microscópio ótico (MO) Leica DM IRM, equipado com o software Leica Application Suite 3.5 e do microscópio a laser (ML) Keyence VK-9700 equipado com o software VK-Analyzer 2.5.0.1. O microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado foi o Quanta 650 FEG (Field Emission Gun). Esse MEV é caracterizado por uma alta resolução de emissão schottky, três modos de vácuo (alto, baixo e estendido), tensão de aceleração de 200 V a 30 kV, tem desaceleração do feixe, câmera de navegação, carregador rápido e limpador de plasma. Foram realizadas a espectroscopia por dispersão de energia de raios X (EDS) e a difração de elétrons retroespalhados (*Electron BackScatter Diffraction* - EBSD) nesse equipamento.

3.4.3 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado a fim de se verificar a dureza do revestimento depositado e sua influência no substrato, além de averiguar indiretamente as transformações microestruturais que ocorreram como consequência do processo de deposição. O procedimento de teste é muito semelhante ao do teste padrão Vickers, exceto que é feito numa escala microscópica, tendo sido utilizado o equipamento Zwick/Roell ZHV (Figura 3.5) por ser um instrumento de precisão mais alta.

Ainda, para uma melhor avaliação do perfil de microdureza ao longo de todo o revestimento e do substrato, foi obtido um mapa de dureza. A máquina utilizada é automática, de forma que o usuário apenas informa o material utilizado e a distância entre as identificações. Nela não é possível a obtenção de mapa de microdureza de materiais dissimilares, de forma que o mesmo só foi realizado para a deposição do Ti-6Al-4V.

Figura 3.5 - Máquina de microdureza Zwick/Roell ZHV

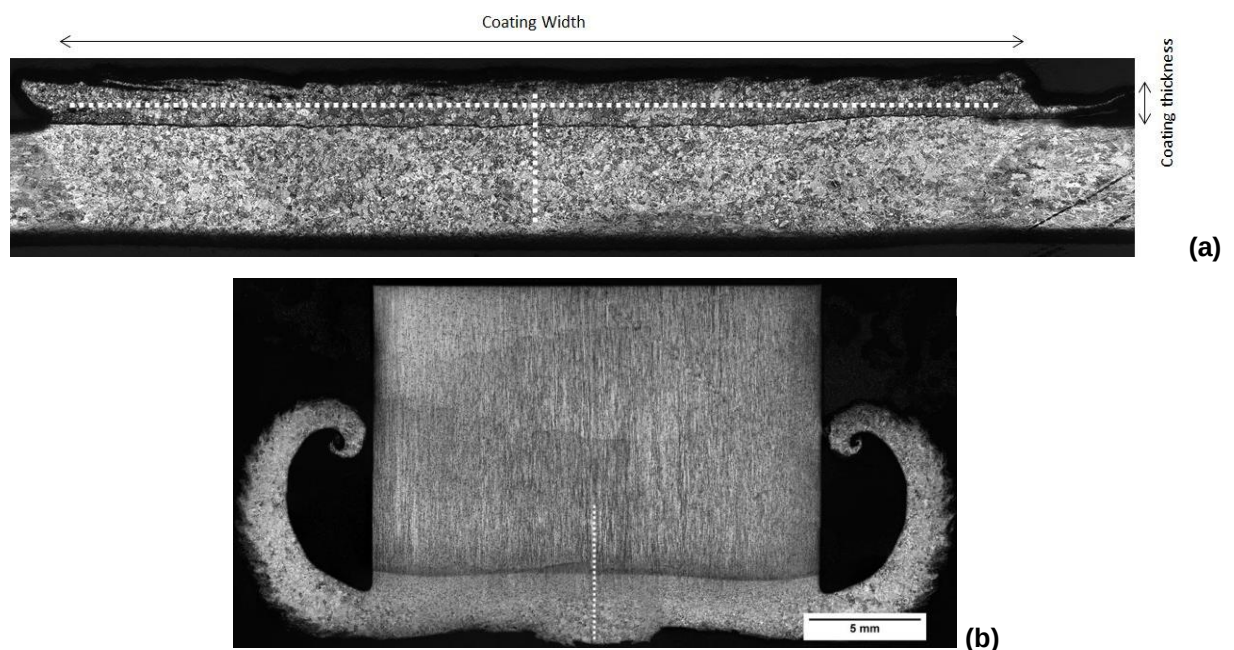


Fonte: HZG

Para obtenção dos perfis de microdureza Vickers, as medidas foram executadas utilizando uma carga de 0.2 kgf durante 10s de acordo com a norma ASTM Standard E 384-99 – “*Standard test method for microindentation hardness of materials*”. Para cada amostra uma linha de identificação foi realizada ao longo da largura do revestimento, aproximadamente a uma mesma distância da interface revestimento/substrato, e uma linha foi feita verticalmente, no centro da largura

nominal do revestimento, a fim de avaliar a dureza ao longo do revestimento e do substrato (Figura 3.6 (a)). A dureza do pino consumível após o processo também foi medida ao centro do seu diâmetro, como pode se notar na Figura 3.6 (b). A distância entre cada indentação na linha horizontal foi de 0,3 mm e 0,2 mm na linha vertical. Esta última distância foi menor pela necessidade de se obter mais resultados, devido à pequena espessura do substrato, como consequência de um forte gradiente de temperatura.

Figura 3.6 - Representação das linhas de indentação para ensaio de microdureza no a) substrato e no (b) consumível



Fonte: Elaborado pela autora

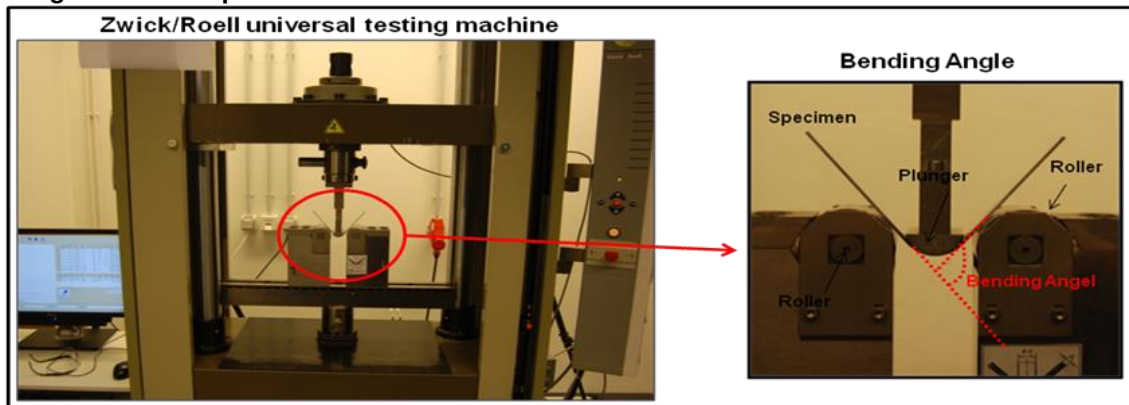
3.4.4 Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento das amostras foi realizado utilizando a máquina de testes universal Zwick/Roell, como mostrado na Figura 3.7. Este ensaio foi utilizado para caracterizar os revestimentos aplicados através da deposição por atrito, avaliando a integridade da ligação (aderência) e a ductilidade do revestimento como evidência da sua habilidade a resistir a trincas, fratura e descolamento durante o dobramento.

As soldas foram submetidas ao teste de flexão de três pontos, de acordo com a norma ASTM E190 -92 – “*Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds*”. O corpo de prova foi retirado de forma a conter todo o comprimento do

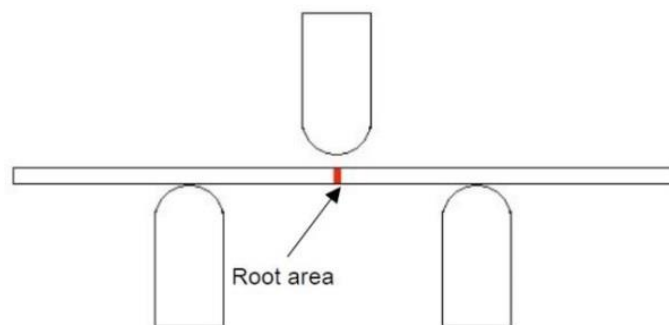
revestimento, com dimensões de 152 mm de comprimento e 38 mm de largura. A distância entre os dois apoios da amostra foram de aproximadamente 15,4 mm, enquanto que o pistão tinha 8 mm de largura e, portanto, um raio de 4 mm. O teste foi realizado com uma velocidade constante de 10 mm/min, até a aplicação de uma força que promovesse uma queda de 50% da resistência do material. A Figura 3.8 apresenta um esboço do teste, com uma atenção especial para a área da raiz.

Figura 3.7 - Máquina de teste universal Zwick/Roell utilizada no ensaio de dobramento



Fonte: HZG

Figura 3.8 - Esquema do teste de dobramento de três pontos de acordo com a ASTM



Fonte: ASTM E190 -92

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Análise do Processo de Deposição

Primeiramente, antes de analisarmos as características e propriedades dos revestimentos, é interessante entender como o processo de deposição por atrito funciona. Como para a realização dos experimentos foi utilizada a taxa de consumo do pino como modo de controle do processo, ao invés do controle da força, a força variou durante a deposição visando manter uma mesma quantidade de material sendo fornecida para a deposição pelo pino.

O processo de revestimento depositado por atrito pode ser dividido em dois estágios (VITANOV; JAVAID, 2010): (i) um período inicial de deformação plástica do pino consumível e (ii) a deposição propriamente dita. Durante o processo, as forças aplicadas e o torque gerado são monitorados continuamente por um sistema acoplado ao equipamento de soldagem. As Figuras 4.1 e 4.2 mostram a evolução característica da força e do torque, respectivamente, com o tempo, para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1, sendo estas consideradas representativas das demais.

Em comparação com outros materiais (RAFI et al., 2010), os revestimentos de Ti-6Al-4V e de Ti grau 1 podem ser depositados com forças relativamente baixas, especialmente para a deposição deste último, sendo que é possível utilizar uma vasta gama de parâmetros do processo para sua deposição.

Figura 4.1 - Evolução típica da força gerada durante o processo de soldagem de deposição por atrito para o a) Ti-6Al-4V e b) Ti grau 1

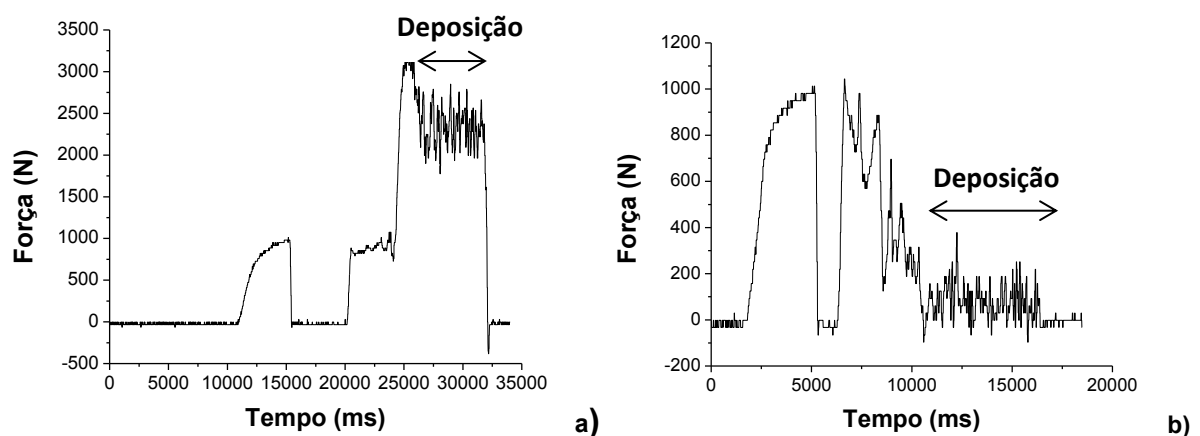
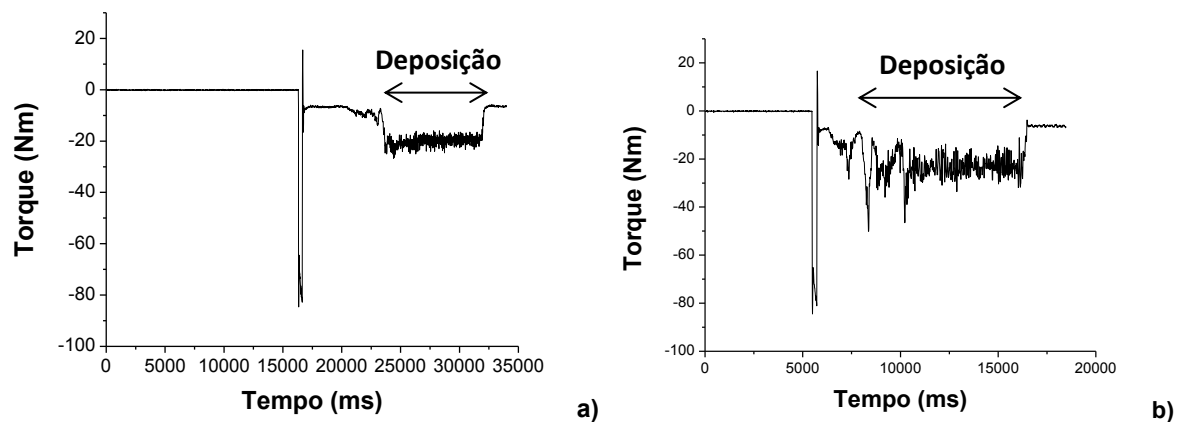


Figura 4.2 - Evolução típica do torque aplicado durante o processo de soldagem de deposição por atrito para o a) Ti-6Al-4V e b) Ti grau 1



Através das figuras apresentadas podemos perceber que, inicialmente, o pino consumível faz apenas um reconhecimento da sua distância ao substrato, e é pressionado contra ele até que seja atingida uma força axial de 1 kN, previamente determinada em função do calor de fricção necessário para plastificar o material do consumível. Neste momento, o pino é retraído para iniciar o processo de deposição por atrito em si, onde o mesmo se submete a um movimento de rotação e em seguida se move axialmente em direção ao substrato a uma taxa de velocidade vertical constante, permanecendo em contato com o substrato com a força de 1 kN até que haja o encurtamento de 0,2 mm do consumível. Esse encurtamento do comprimento do pino é medido diretamente pelo equipamento e seu valor foi determinado através de ensaios preliminares, sendo que neste momento é finalizado o estágio de deformação plástica inicial.

Nesse estágio inicial, o calor decorrente da fricção faz com que o processo atinja uma temperatura que é suficiente para promover o amolecimento do material do pino consumível e gerar uma camada viscoplástica na ponta do pino. As condições de pressão e temperatura na interface levam a um processo de difusão resultando em uma ligação entre o material plastificado e o substrato (VITANOV; JAVAID, 2010; GANDRA, 2013). A condução de calor ao substrato permite a consolidação da camada próxima à interface e, desta forma, o plano de cisalhamento viscoplástico se afasta da superfície do substrato, aumentando a espessura do depósito.

A partir deste momento inicia-se a fase da deposição em si. Ocorre o movimento de avanço do substrato, sendo a deposição caracterizada por uma

região com pequenas variações da força e do torque, decorrente do deslocamento da mesa de soldagem na direção contrária à deposição, como delimitado nas Figuras 4.1 e 4.2. Nesse estágio, o material viscoplástico na interface de fricção é depositado na superfície do substrato em um processo contínuo.

Ao final, tanto a força quanto o torque tem uma rápida queda em seus valores, até zero, indicando que o consumível foi retraído e que o processo de deposição foi finalizado. Após a deformação inicial a principal fonte geradora de calor passa de fricção interfacial para deformação plástica (GANDRA, 2013).

Os valores médios da força e do torque aplicados durante o processo foram determinados utilizando a região de deposição em si e foram plotados nas Figuras 4.3 e 4.4.

Figura 4.3 – Variação do torque e da força em função da velocidade de deposição para a deposição do a) Ti-6Al-4V e do b) Ti grau 1

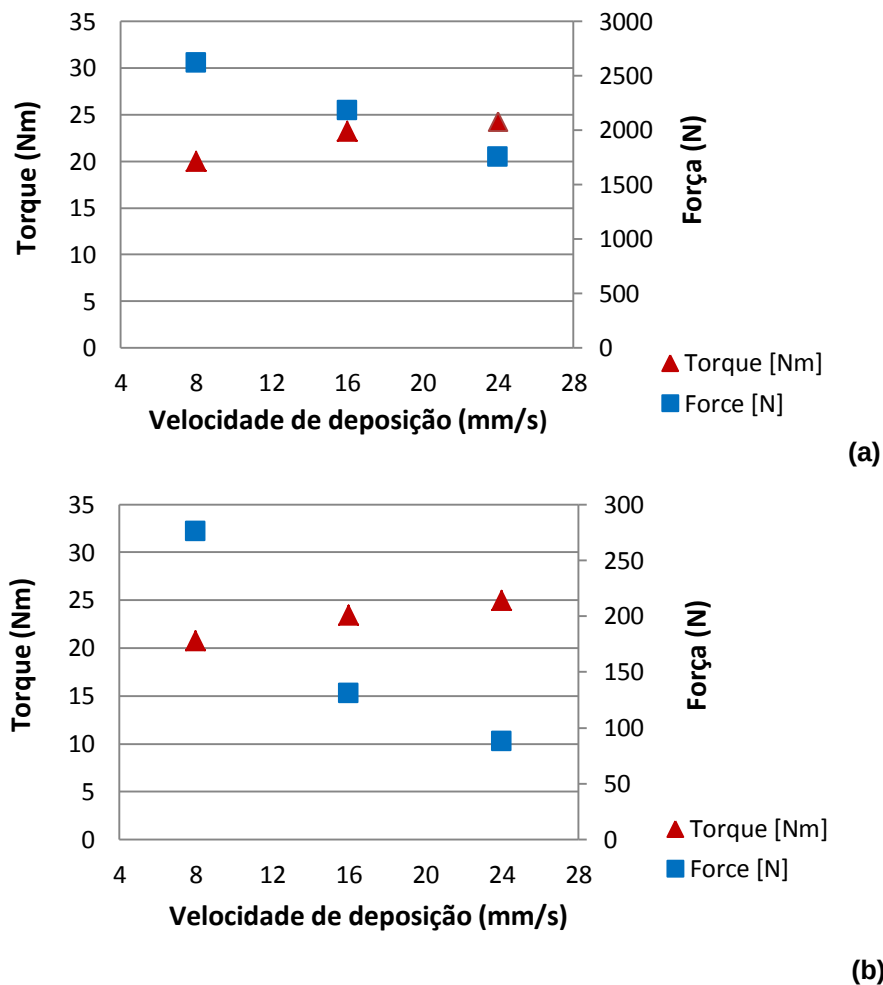
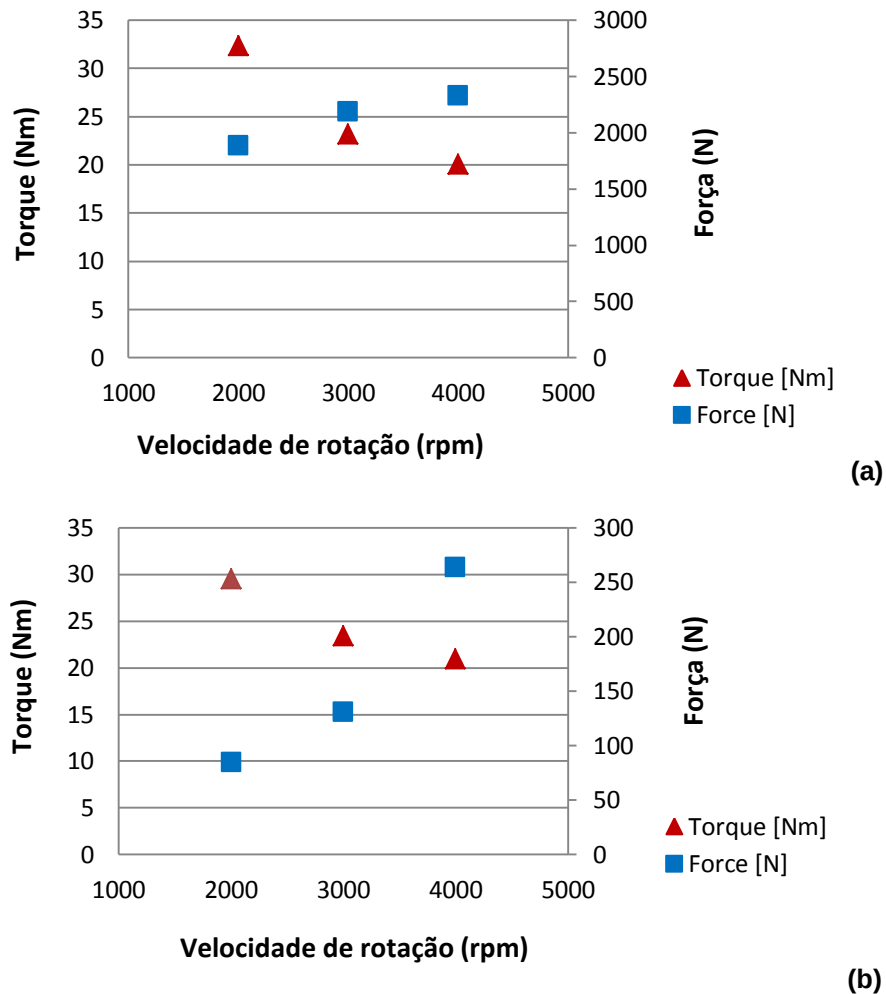


Figura 4.4 - Variação do torque e da força em função velocidade de rotação para a deposição do a) Ti-6Al-4V e do b) Ti grau 1



É possível perceber que os valores de torque médio durante a soldagem são bastante semelhantes para ambos os materiais, quando utilizados os mesmos parâmetros do processo. Ainda, um leve aumento do torque com o aumento da velocidade de deposição e uma clara redução do mesmo com o aumento da velocidade de rotação do pino consumível podem ser observados. Para maiores velocidades de rotação o torque decai mais lentamente, pois o material plastificado alcança uma condição de baixa viscosidade, devido às tensões de cisalhamento muito baixas, limitando a geração de calor e promovendo um estado estacionário na temperatura (FITSEVA, 2016).

Observa-se que os valores de torque para todas as condições são relativamente próximos, de forma que este não pode ser facilmente previsto com relação aos parâmetros do processo, pois é dependente do fluxo de material, que está relacionado com a temperatura e a recristalização dinâmica do material. Desta

maneira, a temperatura do processo alcança o seu máximo e não pode mais ser aumentada com o aumento da energia de soldagem (FITSEVA, 2016). Portanto, pode se assumir que os valores de torque relativamente próximos estão relacionados com as tensões de cisalhamento que atuam na camada de cisalhamento de deformação, sendo mais fortemente influenciados pela temperatura do material do que pela velocidade de deposição.

Com relação às forças geradas, estas são muito mais elevadas durante a deposição do Ti-6Al-4V do que para o Ti grau 1. As baixas forças obtidas durante a deposição do Ti grau 1 ocorrem como consequência da ausência de elementos de liga neste material, reduzindo a sua resistência e levando a temperaturas mais elevadas do que as do Ti-6Al-4V (FITSEVA, 2016), de forma que menores forças são aplicadas durante o processamento.

Pode ser observado que, para a deposição de ambos os materiais, existe uma tendência de diminuir a força aplicada com o aumento da velocidade de deposição e desta aumentar com o aumento da velocidade de rotação, sendo que estas variam mais significativamente durante a deposição do Ti grau 1.

Assim como no estudo desenvolvido por Fitseva (2016), a diminuição da velocidade de deposição leva a um aumento da força axial aplicada, pois o material a uma constante velocidade de rotação está sujeito a um alto número de rotações (tensão mais alta) por unidade de comprimento quando utilizadas menores velocidades de deposição. Por conseguinte, a tensão de fluxo do material pode aumentar, resultando em forças mais elevadas. A uma velocidade de deposição mais baixa, o tempo de deformação plástica prolongado provoca a formação de um grande volume de material plastificado (RAFI et al., 2010a). Este prolongado tempo de deformação plástica resulta em uma maior quantidade de material sendo depositada no substrato e, conseqüentemente, revestimentos mais largos e espessos são aplicados.

Como a temperatura, como será apresentado em seção posterior, não tende a aumentar para elevadas velocidades de rotação, o aumento de força axial para maiores velocidades de rotação é devido à elevada tensão aplicada por unidade de distância (FITSEVA, 2016). Com o aumento desta velocidade mais calor é gerado, promovendo uma maior quantidade de material plastificado e, portanto, maiores forças são necessárias. Isto é, as forças geradas são relacionadas, sobretudo, à taxa de consumo do material que é depositada sobre o substrato.

4.2 Aspecto Superficial

4.2.1 Revestimento Depositado

As Figuras 4.5 e 4.6 apresentam as imagens superficiais dos revestimentos de Ti-6Al-4V e de Ti grau 1 como depositados, para as duas janelas de parâmetros estudadas.

Figura 4.5 - Imagens da superfície dos revestimentos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1 depositados com velocidade de deposição de 16 mm/s e velocidades de rotação de a) 2000 rpm, b) 3000 rpm e c) 4000 rpm

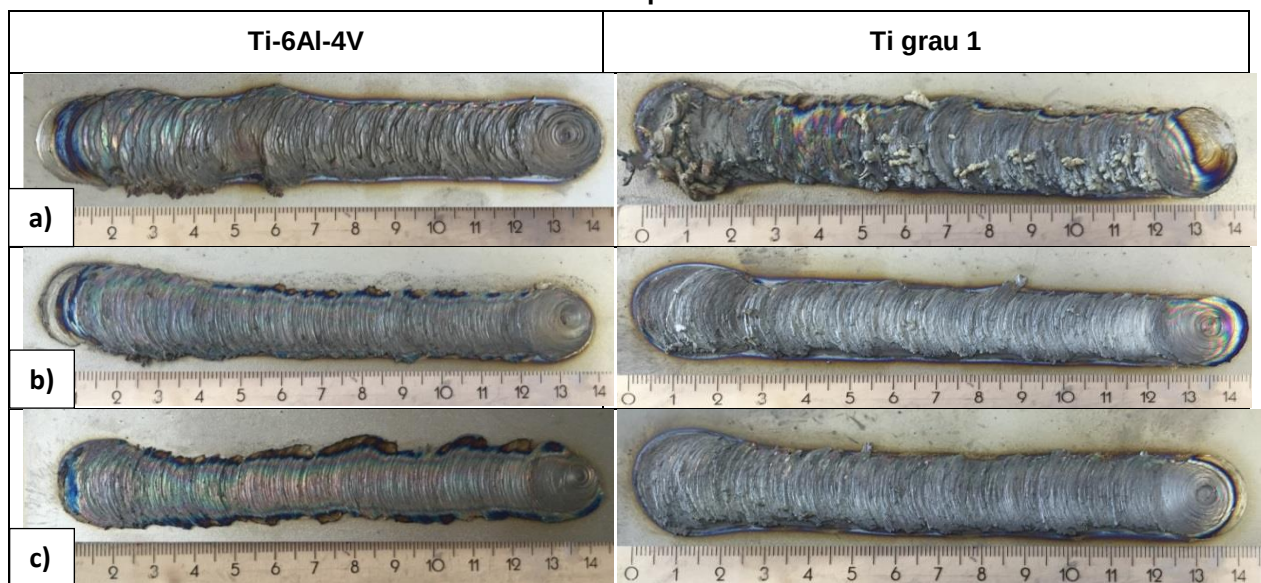
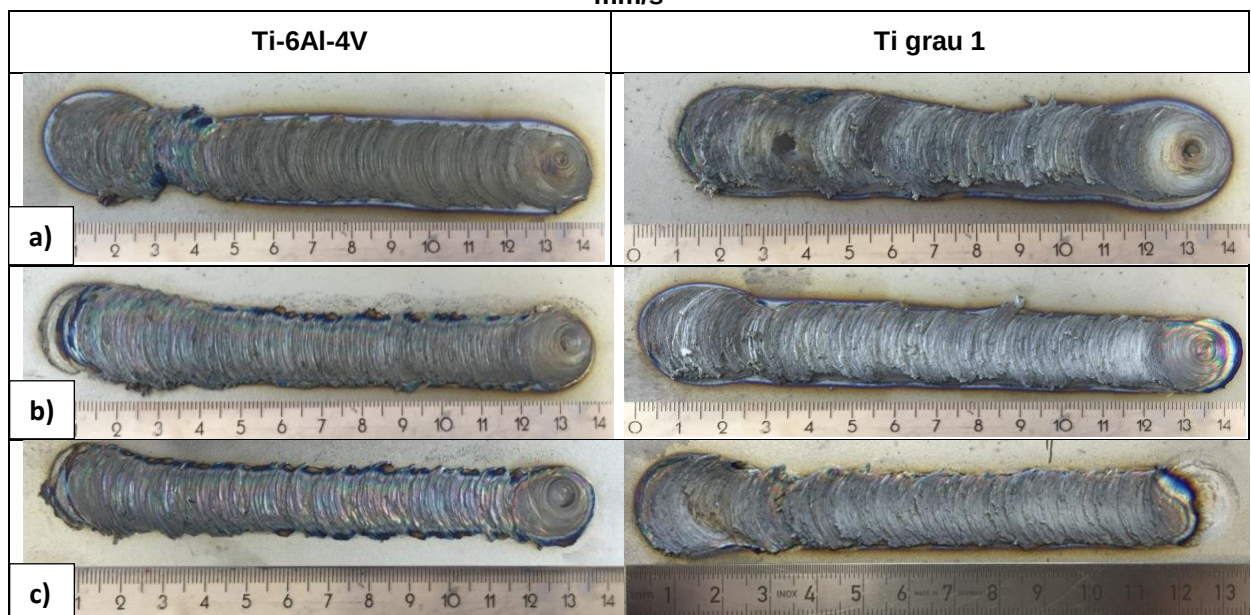


Figura 4.6 - Imagens da superfície dos revestimentos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1 depositados com velocidade de rotação de 3000 rpm e velocidades de deposição de a) 8mm/s, b) 16 mm/s e c) 24 mm/s



A aparência superficial do cordão de revestimento é caracterizada pela presença de ondulações regularmente espaçadas, que é uma característica inerente ao processo de deposição de revestimentos por atrito (RAFI et al., 2010b). A formação dessas ondulações está relacionada à natureza da transferência de material do pino ao substrato. O material plastificado da ponta do consumível é transferido em camadas discretas com formato elíptico e cada camada é depositada sucessivamente com um pequeno deslocamento devido ao movimento de avanço contínuo do substrato (CHANDRASEKARAN; BATCHELOR; JANA, 1997; RAFI et al., 2010; FERREIRA, 2010). Essa frequência na transferência de material em camadas é responsável por determinar a suavidade ou a rugosidade da superfície do revestimento.

A maioria dos parâmetros selecionados permitiu a obtenção de revestimentos com uma boa aparência superficial, praticamente sem perda de material em formação de rebarba no revestimento e apresentando uma camada uniforme em ambos os lados do depósito, sendo as camadas depositadas regularmente espaçadas.

Para as deposições com menor velocidade de rotação (2000 rpm), especialmente para a deposição de Ti grau 1, foram obtidos revestimentos com uma camada não homogênea, apresentando uma considerável quantidade de material sendo depositada de forma irregular ao longo do lado de retrocesso. A incidência de formação de rebarba nos revestimentos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1 sobre um substrato de Ti-6Al-4V também ocorreu no estudo desenvolvido por Fitseva (2016), sendo que para o primeiro esta incidiu numa faixa de 300-1000 rpm e para o segundo entre 300-2000 rpm. Essa maior extensão de formação de rebarba durante a deposição do Ti grau 1 pode estar relacionada com a falta de elementos de liga em sua composição e, conseqüentemente, a uma menor resistência, levando a temperaturas mais altas durante o processamento. Quando foram utilizadas maiores velocidades de rotação (3000 e 4000 rpm) os revestimentos apresentaram uma espessura semelhante para toda a camada, sendo homogênea em ambos os lados dos depósitos (LA e LR).

A formação de rebarba nos revestimentos não havia sido encontrada em nenhum periódico, para nenhum tipo de material processado, até a publicação do trabalho realizado por Fitseva et al. (2015), que consistiu da deposição por atrito do Ti-6Al-4V sobre um substrato de mesmo material. Em seu estudo, a vasta gama de

velocidades de rotação (abaixo de 600 rpm e acima de 3000 rpm) permitiu a observação da formação de rebarba no lado de retrocesso quando utilizada baixas velocidades de rotação (abaixo de 600 rpm). Já os revestimentos que foram depositados em altas velocidades (acima de 3000 rpm), assim como no estudo em questão, exibiram uma superfície homogênea para todo o revestimento.

Desta forma, pode ser esperado que ao reduzirmos a velocidade de rotação abaixo de 2000 rpm haverá uma maior formação de rebarba no lado de retrocesso dos revestimentos, proporcionando uma maior perda de material, sendo esta mais significativa para a deposição do Ti grau 1. Apesar dessa tendência de acumulação de material no lado de retrocesso para a deposição com 2000 rpm, em todos os experimentos realizados a rebarba sempre foi formada ascendendo no pino consumível, como será mostrado na seção a seguir.

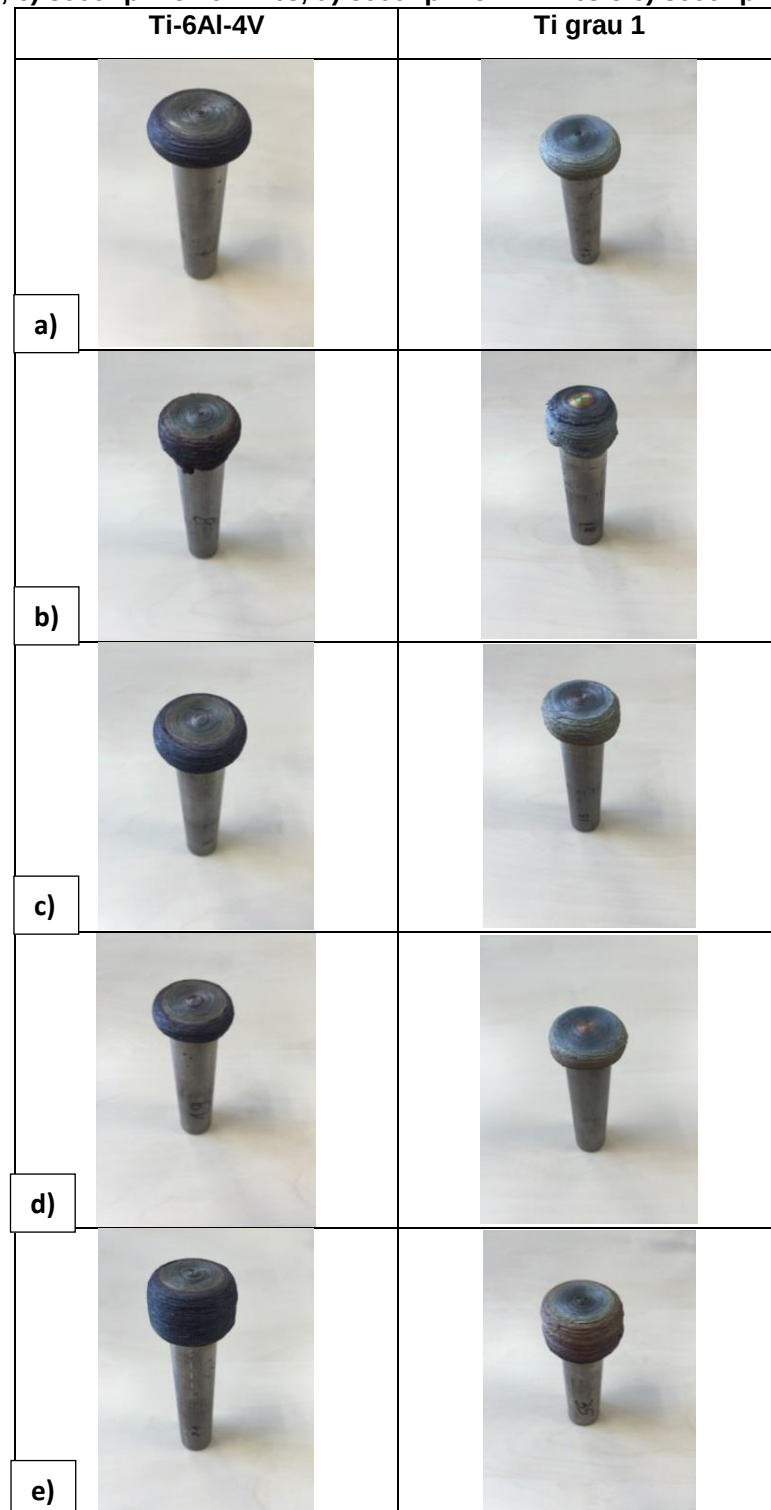
Para a deposição de ambos os consumíveis foram observadas pequenas irregularidades no início dos revestimentos para a condição com menor velocidade de deposição (8mm/s), enquanto o processo ainda não se encontrava estabilizado, como consequência de uma grande quantidade de material sendo plastificada e das maiores forças que são aplicadas. Para as condições com 16 mm/s e 24 mm/s os revestimentos apresentaram uma camada homogênea, exceto para a deposição do Ti grau 1 com 24 mm/s, em que pôde ser observado, devido às baixas forças aplicadas durante o processo, uma falta de deposição de material no início do processo.

Para a realização desses experimentos não foi possível utilizar nenhum tipo de gás de proteção no processo e, dessa forma, observou-se que houve uma considerável oxidação na camada superficial dos revestimentos. Para a deposição do Ti-6Al-4V ocorre uma mudança de coloração nas superfícies, o que indica a presença de finas camadas de oxidação sobre o revestimento. Entretanto, para a deposição do Ti grau 1 a oxidação é tão acentuada que promove a obtenção de uma grossa camada de óxido caracterizada pela cor cinza. Para a deposição do Ti grau 1 é possível perceber, especialmente para a condição com 2000 rpm, que ocorre uma transição de uma fina camada de óxido colorida no lado de avanço para uma grossa camada de óxido cinza no lado de retrocesso.

4.2.2 Pino Consumível

Na Figura 4.7 estão apresentados os pinos consumíveis, após o processo de deposição por atrito, para todas as condições de parâmetros utilizadas.

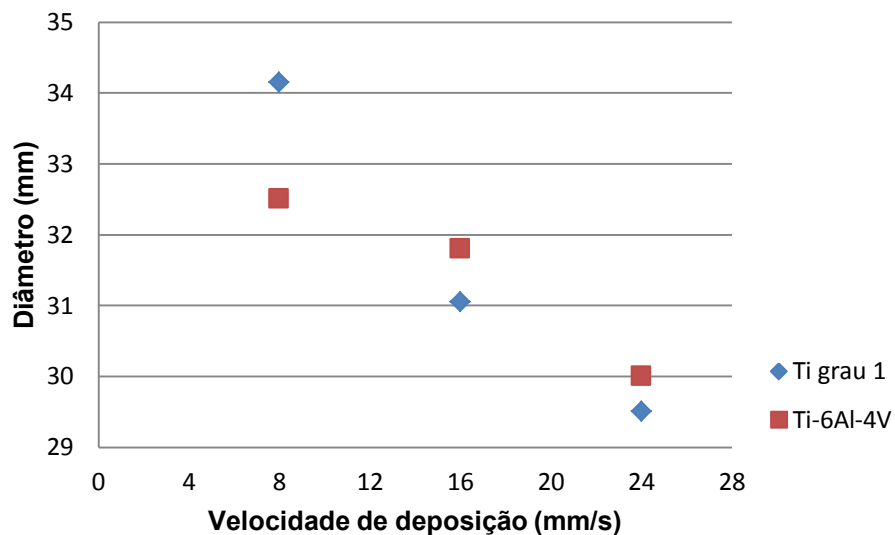
Figura 4.7 - Aparência dos pinos após a deposição para a) 4000 rpm e 16 mm/s, b) 2000 rpm e 16 mm/s, c) 3000 rpm e 16 mm/s, d) 3000 rpm e 24 mm/s e e) 3000 rpm e 8 mm/s



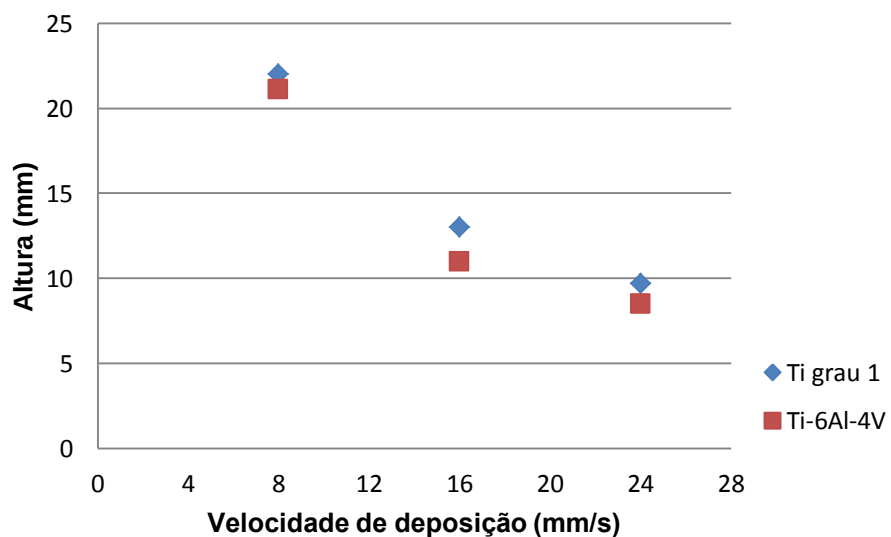
Como pode ser observado, mesmo para a condição onde houve a formação de rebarba no revestimento (2000 rpm), para todos os parâmetros utilizados na pesquisa a rebarba ascendeu no pino consumível. Como comentado na revisão da literatura, a rebarba no pino promove uma característica geométrica única, com um formato típico de “cogumelo” (HANKE, 2014; FITSEVA et al., 2015).

A geometria do consumível após a deposição é bastante semelhante para os mesmos parâmetros de processo. O diâmetro e a altura da rebarba no consumível, que ascende no pino, foram medidos e seus valores são mostrados nas Figuras 4.8 e 4.9, com relação aos parâmetros de processo.

Figura 4.8 – a) Diâmetro e b) altura da rebarba no pino consumível para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1 com relação à velocidade de deposição

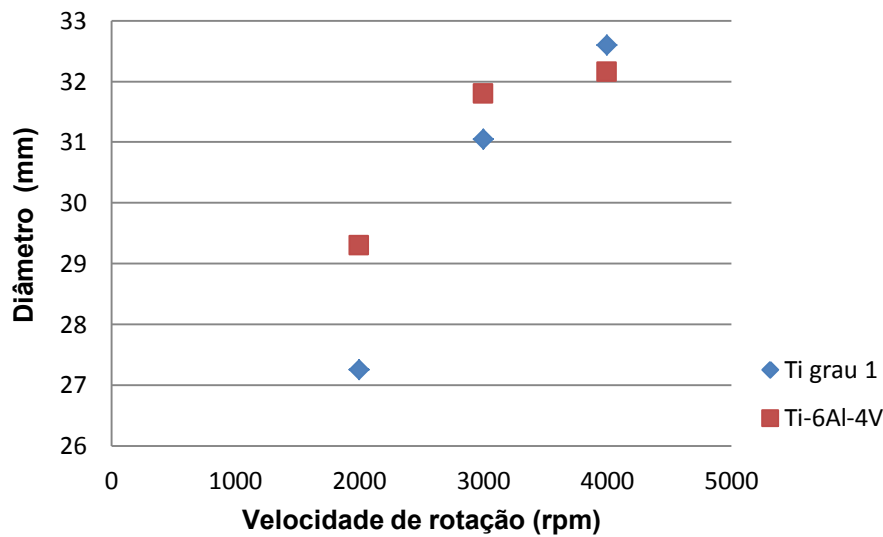


(a)

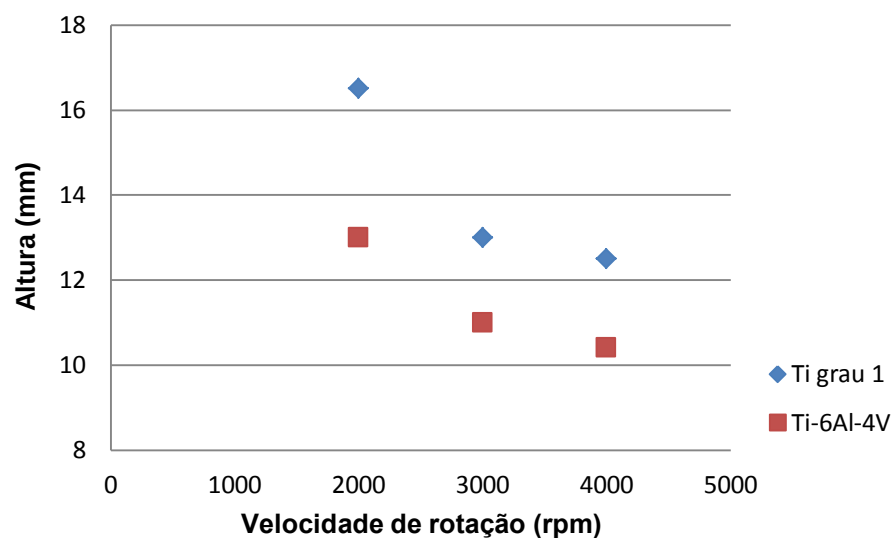


(b)

Figura 4.9 - a) Diâmetro e b) altura da rebarba no pino consumível para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau com relação à velocidade de rotação



(a)



(b)

Nenhum estudo foi encontrado até o momento dando enfoque às características superficiais e geométricas dos pinos consumíveis após o processo de deposição. Entretanto, através dos gráficos mostrados pode-se observar que há uma clara tendência do diâmetro da rebarba diminuir com o aumento da velocidade de deposição e de aumentar com o aumento da velocidade de rotação. Quanto à altura da rebarba que ascende no pino, esta tende a diminuir tanto com o aumento da velocidade de rotação quanto com o da velocidade de deposição.

A quantidade de rebarba que ascende no pino consumível é proporcional à sua velocidade de descida, isto é, do quanto que foi consumido durante o processo

de deposição. Desta forma, como a taxa de consumo do pino é sempre constante (1,8 mm/s), para um comprimento de revestimento de 130 mm, quanto menor for a velocidade de deposição do processo, maior vai ser o deslocamento vertical do pino por unidade de comprimento, isto é, uma maior quantidade de material vai ser plastificado para a deposição. Sendo assim, pode-se observar que há uma tendência de tanto o diâmetro da rebarba quanto a altura de diminuir com o aumento da velocidade de deposição, para ambos os materiais. Isso ocorre porque quanto mais material plastificado, mais alta a rebarba e mais ela tende a se deformar sob o efeito das forças centrífugas, promovendo um maior diâmetro. É possível observar ainda que as alturas obtidas para a rebarba de Ti grau 1 foram sempre superiores às do Ti-6Al-4V, como consequência das maiores temperaturas sendo atingidas na deposição do primeiro, provocando maior quantidade de material plastificado.

É possível observar ainda que ao aumentar a velocidade de rotação do pino consumível tem-se um aumento no diâmetro da rebarba do consumível, embora haja uma diminuição da altura da rebarba que ascende no pino. Este fenômeno pode ser explicado com base no diâmetro ser dependente das forças centrífugas que atuam no processo, de forma que quanto maior for essa velocidade de rotação maior será a força atuante no processo. Com relação à altura, embora uma maior rotação do pino promova uma maior quantidade de material plastificado, sua leve diminuição pode ser atribuída à curvatura das rebarbas, de forma que quanto menor for essa curvatura maior será a sua altura, que está intimamente relacionada com a força centrífuga.

4.3 Geometria do Revestimento

Nas Figuras 4.10 e 4.11 são mostradas as macrografias obtidas através de microscopia ótica (MO) das seções transversais dos depósitos, retiradas de uma mesma distância do início da chapa (a 100 mm) para todos os parâmetros de processo. À esquerda das imagens se encontra o lado de recuo (LR) e à direita o lado de avanço (LA).

Figura 4.10 – Seção transversal dos revestimentos com velocidade de deposição constante de 16 mm/s e velocidade de rotação de a) 2000 rpm, b) 3000 rpm e c) 4000 rpm

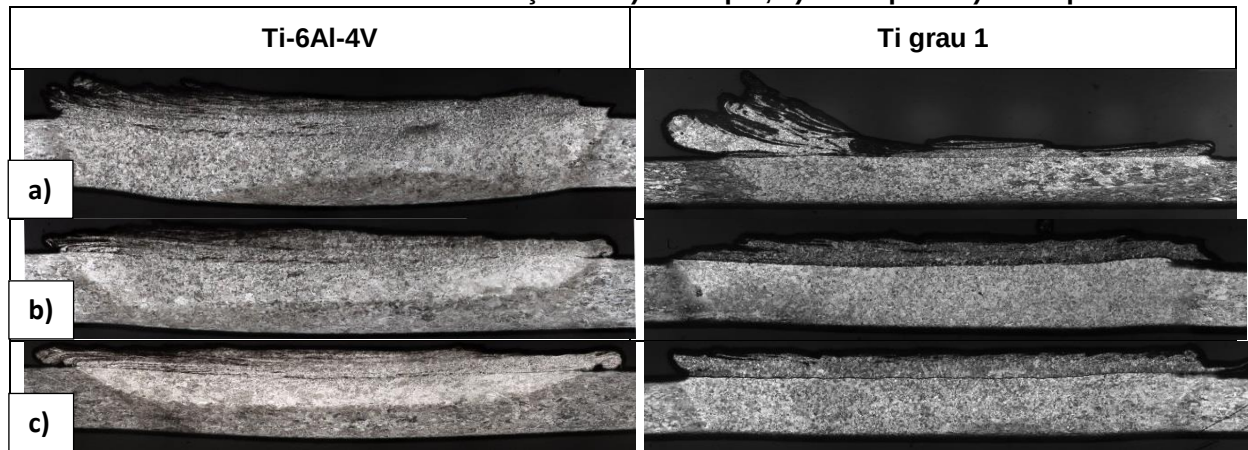
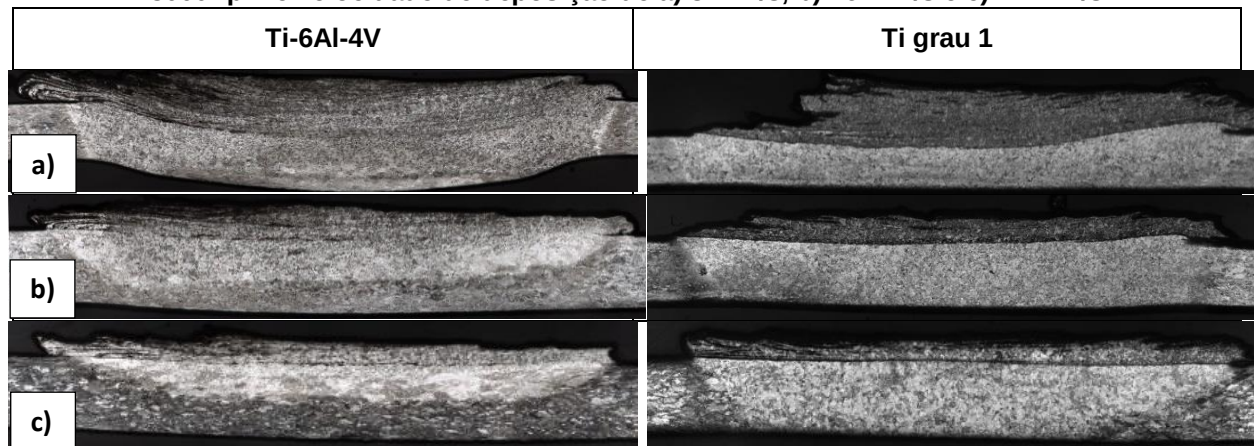


Figura 4.11 - Seção transversal dos revestimentos com velocidade de rotação constante de 3000 rpm e velocidade de deposição de a) 8 mm/s, b) 16 mm/s e c) 24 mm/s



Para a deposição do Ti-6Al-4V a superfície inferior do substrato sofre uma acentuada deformação, especialmente para os revestimentos aplicados com menores velocidades de deposição (8mm/s) e velocidades de rotação (2000 rpm). Essa deformação do substrato não é encontrada durante a deposição do Ti grau 1, sendo possível observar que a base do substrato permanece praticamente plana e não apresentando uma distorção significativa para nenhuma das condições utilizadas.

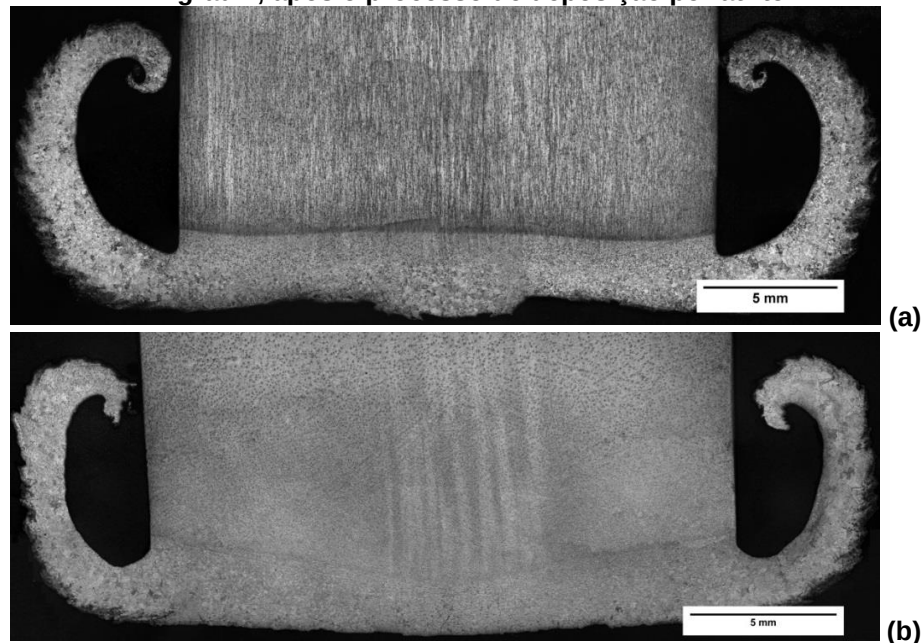
A deformação presente durante a deposição do Ti-6Al-4V pode ser entendida como decorrente das mais altas forças geradas durante a sua deposição em relação ao Ti grau 1, devido à presença de elementos de liga em sua composição. Ainda, esta ocorreu para esses parâmetros (8 mm/s e 2000 rpm) devido à grande quantidade de material que foi plastificada e depositada, além de uma distribuição irregular das forças, provocando revestimentos não homogêneos.

Após a deposição três regiões são facilmente distinguidas para a deposição de ambos os consumíveis: o metal de base (MB) não afetado do substrato, a zona termicamente afetada (ZTA) no substrato e o revestimento depositado.

Logo abaixo da região de deposição do revestimento é possível observar que ocorre a formação de uma zona termicamente afetada (ZTA) no substrato. Esta zona é originada devido ao calor que é produzido durante o processo ser basicamente dissipado por condução através do substrato, alterando a sua microestrutura em relação ao metal base (MB) que não foi afetado. Uma parcela desse calor, provocado pela fricção entre o substrato e o pino consumível, também é dissipada por condução pelo pino e pela chapa de apoio (de cobre) (PEREIRA, 2012).

Na Figura 4.12 pode-se notar, através das seções transversais dos pinos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1, uma mudança na microestrutura do pino próximo à sua ponta, onde as temperaturas atingidas são as mais elevadas (FITSEVA et al., 2016), após o processo de soldagem, sendo esta distinção mais facilmente observada para o pino de Ti-6Al-4V. Essa característica se mostrou presente para todos os pinos.

Figura 4.12 – Macrografias das seções transversais dos pinos consumíveis de a) Ti-6Al-4V e b) Ti grau 1, após o processo de deposição por atrito



Segundo o trabalho desenvolvido por Macedo (2011), a condição ideal de transferência do calor que é gerado na fricção entre o consumível e o substrato é quando este é contido dentro de uma fina camada na ponta do pino em contato com o substrato.

Geralmente as ZTAs no substrato apresentam como característica típica um formato semi-elíptico, sendo a sua maior profundidade ao centro da largura do depósito diminuindo progressivamente em direção as bordas do depósito (MACEDO, 2011). Entretanto, como pôde ser observado nas macrografias apresentadas nas Figuras 4.10 e 4.11, no estudo em questão nem todas as ZTAs seguiram essa tendência. Sua profundidade variou com a quantidade de material que foi plastificada e depositada irregularmente nos lados do depósito.

A ZTA no substrato foi medida na região onde esta se apresentou mais profunda para cada revestimento e seus valores são apresentados de forma aproximada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Medições da profundidade da ZTA para todos os parâmetros do processo utilizados em substrato de 2 mm de espessura

Depósito	ZTA
Vel.Rot/Vel.Dep.	(mm)
(rpm / mm/s)	
Ti-6Al-4V	
3000/8	2,0
Ti-6Al-4V	
3000/16	1,5
Ti-6Al-4V	
3000/24	1,0
Ti-6Al-4V	
2000/16	2,0
Ti-6Al-4V	
4000/16	1,0
Ti grau 1	
3000/8	2,0
Ti grau 1	
3000/16	2,0
Ti grau 1	
3000/24	2,0
Ti grau 1	
2000/16	2,0
Ti grau 1	
4000/16	2,0

Para a deposição do Ti grau 1 notou-se que, abaixo do depósito, a profundidade da ZTA atingiu toda a espessura do substrato, sendo a única exceção a condição com 2000 rpm, visto que esta praticamente não apresentou deposição de material no lado de avanço, de forma que uma menor espessura do substrato foi afetada termicamente deste lado. Já para a deposição do Ti-6Al-4V, foi possível observar que a profundidade da ZTA variou de acordo com os parâmetros do processo: a ZTA aumentou com a diminuição de ambas as velocidades de deposição e de rotação.

O fenômeno de aumento da ZTA para menores velocidades de deposição foi discutido no trabalho de Rafi et al. (2010a), no qual foi observado que para velocidades de deposição mais baixas, longos tempos de exposição propagam mais calor ao substrato resultando em uma maior profundidade da zona afetada pelo calor. Por outro lado, embora um aumento na velocidade de rotação promova uma maior energia de soldagem, a profundidade da ZTA no substrato diminuiu com o aumento dessa velocidade. Uma possível explicação para esse comportamento seria a condução de calor pelo pino consumível ser mais expressiva para maiores velocidades de rotação, entretanto mais análises precisam ser realizadas, visto que essa tendência não foi encontrada em nenhum experimento até o momento.

É possível visualizar ainda que ocorrem mudanças significativas nas características dos depósitos, especialmente quanto a sua geometria, isto é, a largura e a espessura dos revestimentos depositados, de acordo com os parâmetros de processo utilizados e com o material utilizado como pino consumível para a deposição.

Foram medidas a espessura, a largura nominal e a largura efetiva dos revestimentos depositados e relacionadas com as velocidades de deposição e de rotação do pino utilizadas, estando os resultados das medições apresentados nas Figuras 4.13 e 4.14, para a espessura e a largura, respectivamente. A espessura dos revestimentos foi medida no centro da largura nominal do depósito. A largura nominal é o valor da largura total do depósito, enquanto que a largura efetiva é a medida da largura nominal menos as soldas frias (regiões não ligadas) de ambos os lados dos depósitos.

Figura 4.13 - Variação da espessura do revestimento de acordo com os parâmetros de processo: a) velocidade de deposição e b) velocidade de rotação do pino consumível

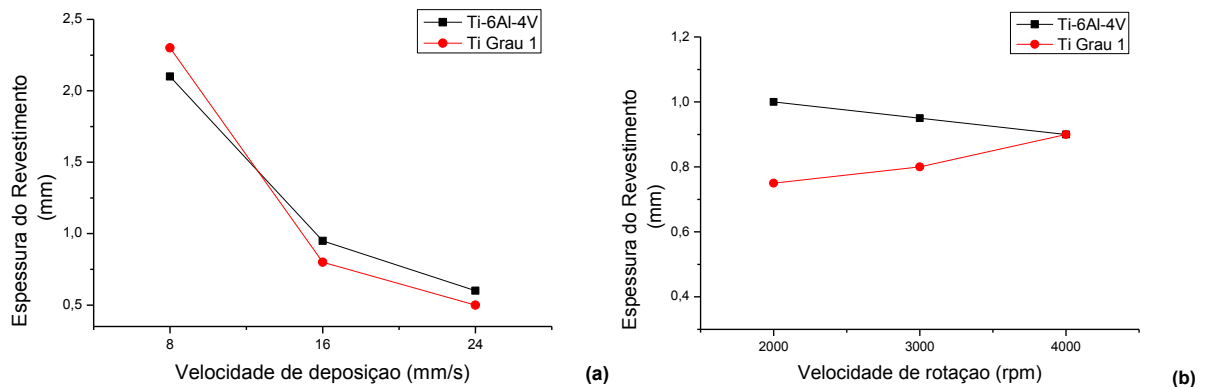
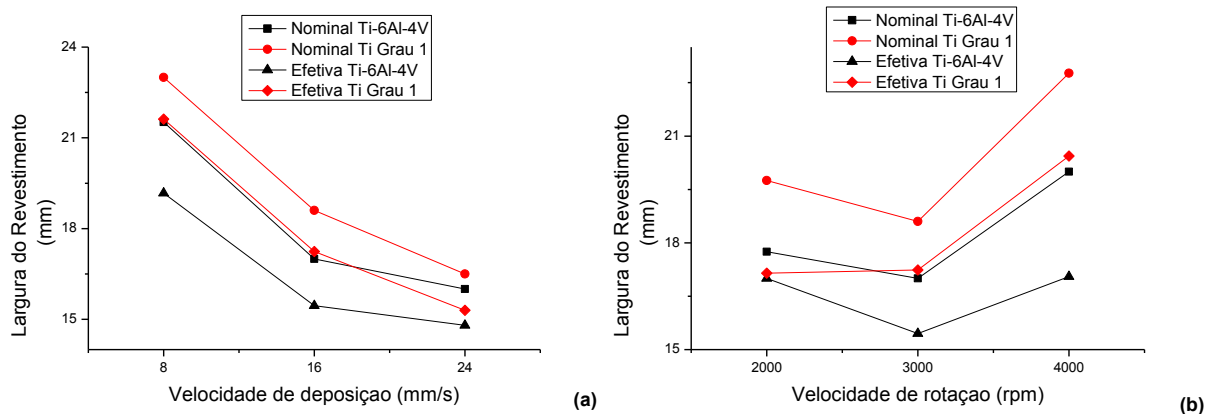


Figura 4.14 - Variação das larguras nominal e efetiva de acordo com os parâmetros de processo: a) velocidade de deposição e b) velocidade de rotação do pino consumível



É claramente perceptível que as dimensões dos depósitos são fortemente influenciadas pelos parâmetros de deposição, isto é, pelas velocidades de deposição e de rotação do pino consumível, sendo que algumas considerações podem ser realizadas a respeito.

Há uma tendência clara de que um aumento na velocidade de deposição proporciona uma diminuição tanto da espessura quanto da largura dos revestimentos, sendo estas significativamente influenciadas por esta velocidade. Esse fenômeno ocorre para a deposição de ambos os materiais e pode ser explicado em decorrência de que quanto menor for a velocidade de deposição, uma menor quantidade de material será deformada plasticamente, sendo submetida a uma distribuição mais eficiente, assistido de uma menor força e um menor tempo de deposição.

Diversos resultados semelhantes apresentando estas mesmas tendências, de redução de espessura e largura com aumento da velocidade de deposição, foram

encontrados na literatura (SHINODA et al.,1998; VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000, 2001; RAFI et al., 2010a; MACEDO, 2011). No estudo desenvolvido por Rafi et al. (2010a), embora tanto a espessura quanto a largura tenham diminuído com o aumento na velocidade de deposição, a espessura foi mais fortemente influenciada, enquanto o efeito na largura foi marginal quando comparado com a espessura.

É possível observar ainda que quanto menor a velocidade de deposição mais fortemente influenciada será a espessura e a largura dos revestimentos por essa velocidade. Desta forma, o aumento de velocidade de 8 para 16 mm/s proporciona uma diminuição de mais de 1 mm na espessura do revestimento, enquanto que um aumento de 16 para 24 mm/s apenas repercute em um decréscimo de em torno de 0,5 mm. Esse aumento na espessura e largura para baixas velocidades de deposição pode não ser conveniente a depender da aplicação do revestimento, além de que para velocidades de deposição muito baixas um revestimento regular em toda sua extensão não é obtido, devido à impossibilidade de uma contínua distribuição da plasticidade do metal (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2001; FERREIRA, 2010; RAFI et al., 2010a).

Comparando os depósitos de Ti-6Al-4V com os de Ti grau 1 para as diferentes velocidades de deposição utilizadas, é possível notar ainda que em geral os revestimentos deste último apresentaram-se um pouco menos espessos, com uma distribuição da camada mais regular, e mais largos, quando comparados aos primeiros.

Com relação à variação na velocidade de rotação do pino consumível, a espessura dos revestimentos apresentou um comportamento diferente de acordo com o tipo de consumível utilizado. Para a deposição do Ti grau 1, ocorreu um aumento da espessura do depósito, assim como encontrado no estudo desenvolvido por Fitseva et al. (2015). Esse fenômeno pode ser entendido como consequência de uma maior quantidade de material plastificado para maiores velocidades de rotação, aumentando a espessura do depósito. No entanto, durante a deposição do Ti-6Al-4V, com o aumento da velocidade de 2000 para 3000 rpm ocorreu uma diminuição da espessura, entretanto esta aumentou levemente com o aumento para 4000 rpm.

Com relação à largura, ambos os consumíveis apresentaram um comportamento semelhante: um aumento na velocidade de rotação de 2000 para 3000 rpm provocou uma leve diminuição da largura, enquanto que um subsequente

aumento para 4000 rpm levou a uma largura consideravelmente maior. Essa diferença de tendência com o encontrado na literatura pode ser relacionada ao fato de que na maioria dos estudos o pino é alimentado no processo a uma força axial constante, enquanto que no estudo em questão o pino foi alimentado a uma taxa de consumo do mesmo constante. Desta forma, para esses experimentos sempre foi alimentada a mesma quantidade de material, independentemente do seu comportamento de deformação plástica.

Segundo diversos estudos (VITANOV; VOUTCHKOV; BEDFORD, 2000, 2001; FERREIRA, 2010; RAFI et al., 2010b; RAFI et al., 2011; GANDRA et al., 2013) quanto maior for a velocidade de rotação do pino consumível menores serão as espessuras e larguras das camadas depositadas. Diferentemente da maioria dos trabalhos publicados, Fitseva et al. (2015), realizaram uma pesquisa em que foi utilizado o modo de controle pela taxa de consumo do pino consumível, sendo obtidos revestimentos mais espessos e mais estreitos com o aumento da velocidade de rotação. Entretanto, no estudo em questão nenhuma correlação pôde ser realizada quanto a esses fenômenos para ambos os materiais.

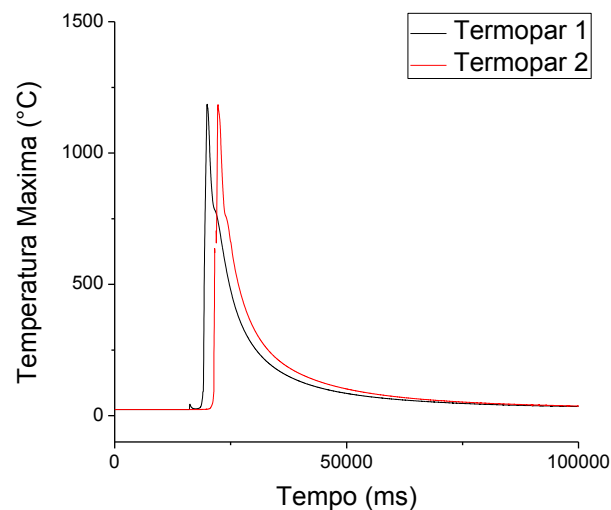
Podemos concluir que com o aumento nas velocidades de deposição e de rotação é possível observar um revestimento com perfil mais homogêneo e com menos defeitos, sendo que em geral ocorre uma diminuição da espessura e da largura com o aumento da velocidade de deposição e um aumento de ambos com um aumento na velocidade de rotação do consumível.

Para uma análise mais detalhada as características físicas dos materiais devem ser consideradas, principalmente sua condutividade térmica, o que não foi realizado nessa pesquisa. Com uma maior condutividade térmica tende o material do pino a aquecer mais rápido e com isso aumenta a área de contato plastificada com o substrato e, conseqüentemente, aumenta a área de deposição. Entretanto a condutividade térmica diminui com o aumento da temperatura e, portanto, a influência da condutividade térmica do material ainda não é bem explicada, pois dependerá muito dos parâmetros de deposição, das propriedades de fricção dos materiais envolvidos (tanto do pino consumível como do substrato) e do material utilizado no substrato (MACEDO, 2011).

4.4 Ciclo Térmico

A microestrutura de uma junta soldada é fortemente influenciada pelo ciclo térmico da soldagem. A Figura 4.15 mostra o gráfico de temperatura *versus* tempo obtida para os dois termopares durante a deposição do Ti-6Al-4V, onde as temperaturas máximas e as taxas de resfriamento podem ser observadas. A história térmica para a deposição do Ti grau 1 apresenta comportamento semelhante ao do Ti-6Al-4V.

Figura 4.15 – Ciclo térmico do revestimento de Ti-6Al-4V depositado com 3000 rpm e 16 mm/s



Embora na Figura 4.15 as temperaturas máximas atingidas pelos dois termopares tenham sido bastante próximas, isso não ocorreu para todos os experimentos. Em algumas situações a temperatura máxima ocorreu no primeiro termopar e em outras no segundo. Entretanto, notou-se que a diferença entre as temperaturas máximas obtidas nos dois termopares não excedeu 10%, podendo-se considerar que a temperatura máxima, para pequenos comprimentos, não varia significativamente.

Durante o resfriamento dos revestimentos de Ti-6Al-4V e do Ti grau 1 é possível observar a presença de uma distorção na curva a aproximadamente 800 °C, como apresentado nas Figuras 4.16 e 4.17.

Figura 4.16 – Distorção nas curvas de resfriamento térmico que demonstram o início da transformação martensítica para diferentes velocidades de deposição do Ti-6Al-4V (800°C)

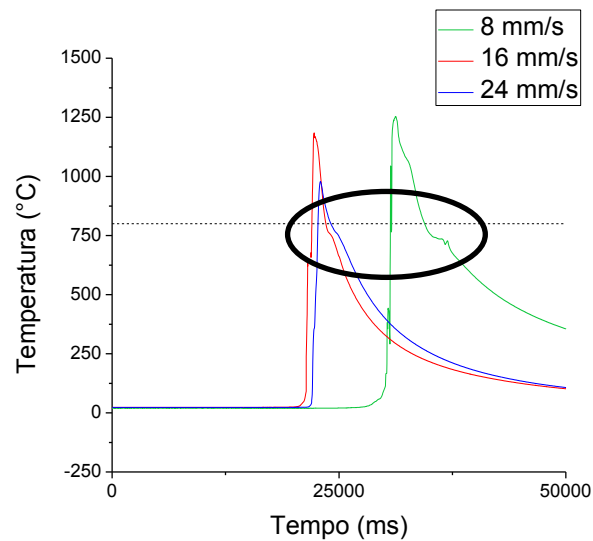
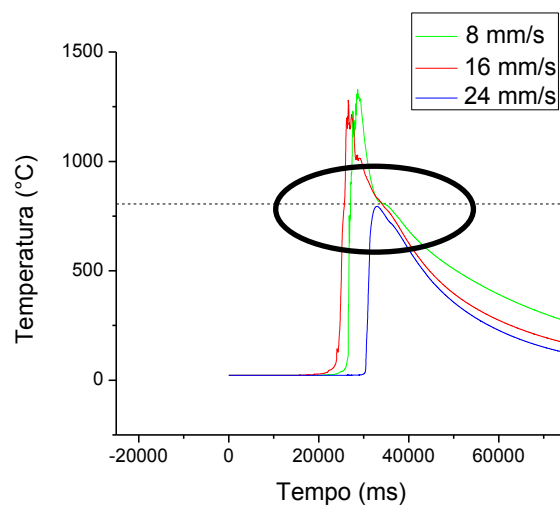


Figura 4.17 – Distorção leve nas curvas de resfriamento térmico que demonstram a mudança de forma da fase α para diferentes velocidades de deposição do Ti grau 1 (800°C)



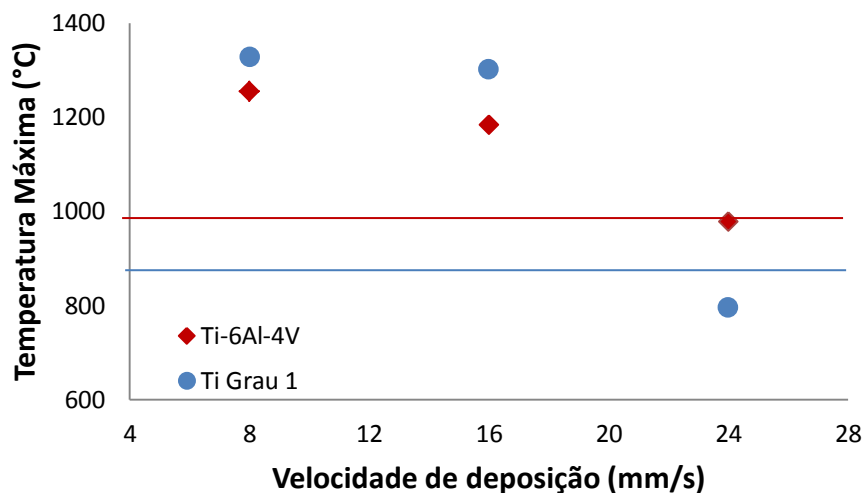
Essa distorção presente nas curvas de resfriamento térmico correspondem, para a deposição do Ti-6Al-4V, à temperatura de início da transformação martensítica, que geralmente ocorre nas ligas $\alpha + \beta$ de titânio, a aproximadamente 800°C (FITSEVA et al., 2016; PETERS; LEYENS, 2003). Já para a deposição do Ti grau 1, essa pequena distorção é consequência de uma mudança de forma da fase α .

Como o Ti-6Al-4V é uma liga de titânio alfa-beta ($\alpha + \beta$), a sua composição permite uma completa transformação em β quando aquecido acima de uma determinada temperatura. Essa temperatura de transformação é conhecida como temperatura de transição da fase β , que para essa liga ocorre a aproximadamente

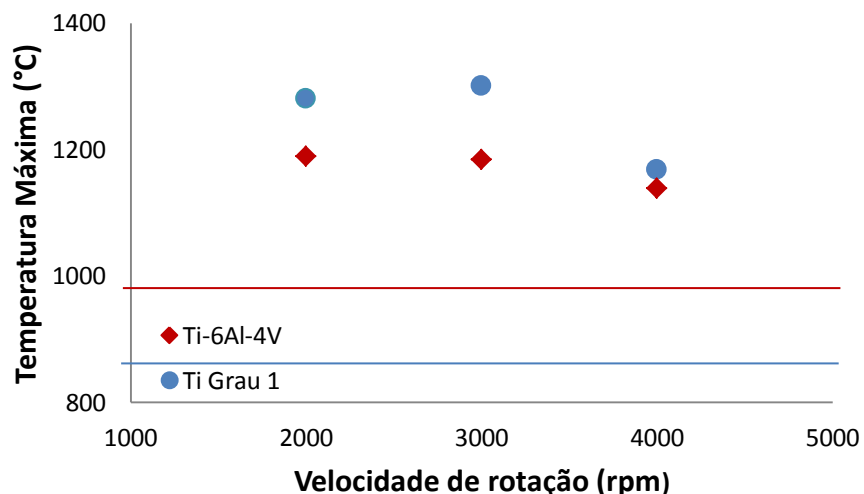
995°C. Já o Ti grau 1 é considerado comercialmente puro, sendo um material alotrópico. Dessa forma, sua estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), fase α , sofre uma transformação alotrópica e se modifica para uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), fase β , em torno de 882°C, sendo que esta última estrutura permanece até a temperatura de fusão do titânio.

As temperaturas máximas atingidas durante o processo foram determinadas e o valor de um dos termopares foi plotado para cada condição soldada na Figura 4.18, com relação às velocidades de deposição e de rotação do pino consumível. A linha vermelha indica a temperatura de transição da fase β para o Ti-6Al-4V e a azul para o Ti grau 1.

Figura 4.18 – Temperaturas máximas atingidas durante o processo de deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1 com a) a velocidade de deposição e b) a velocidade de rotação, com a marcação das temperaturas de transição da fase β



(a)



(b)

É claramente perceptível que a temperatura é inversamente proporcional à velocidade de deposição, ou seja, quanto mais rápida for a deposição do revestimento, uma menor temperatura máxima será atingida durante o processo (Figura 4.18 (a)). Esse fenômeno ocorre visto que para maiores velocidades de deposição há um menor tempo de exposição do substrato ao calor gerado pela fricção, sendo esta redução mais expressiva quando utilizada maiores velocidades de deposição (24 mm/s). A variação de temperaturas máximas de acordo com a velocidade de deposição foi significativa, variando entre 978,3 °C – 1254 °C para a deposição do Ti-6Al-4V e entre 794,3 °C – 1328,2 °C para o Ti grau 1.

Em relação às diferentes velocidades de rotação utilizadas nesse estudo a temperatura máxima praticamente não foi influenciada. Para diferentes velocidades de rotação as temperaturas de pico variaram entre 1138,9 °C - 1188,7 °C para a deposição do Ti-6Al-4V e entre 1168,1 °C - 1300,1 °C para o Ti grau 1. Essa mesma tendência foi encontrada no estudo desenvolvido por Fitseva et al. (2015), em que pôde-se assumir que a partir de uma determinada velocidade de rotação, seu aumento não apresenta variação significativa na temperatura. Esse fenômeno ocorre como consequência de que, a partir de uma determinada velocidade de rotação, tão maior será a espessura do revestimento que, embora a temperatura fosse maior na zona de atrito, a sua distância à interface não influenciaria significativamente a medição (FITSEVA, 2016).

É possível observar ainda que as temperaturas máximas atingidas durante a deposição do Ti grau 1 geralmente foram um pouco mais elevadas que as deposições do Ti-6Al-4V, quando comparados os mesmos parâmetros de deposição. Isso pode ser relacionado à falta de elementos de liga em sua composição e, portanto, tem-se uma mais baixa resistência do Ti grau 1, que leva a temperaturas de pico mais altas durante o processamento (FITSEVA, 2016).

Cabe destacar que a maior temperatura obtida na deposição do Ti-6Al-4V (1254 °C) e do Ti grau 1 (1328,2 °C) são consideravelmente inferiores ao ponto de fusão do titânio (1668 °C), visto que esse processo ocorre no estado sólido.

Para a deposição de ambos os pinos as medições dos termopares apresentaram temperaturas máximas superiores à temperatura de transição da fase β , exceto para a condição com maior velocidade de deposição (24 mm/s). Para examinar a posição exata dos termopares após a deposição, suas seções transversais foram preparadas e estão apresentadas nas Figuras 4.19 e 4.20.

Figura 4.19 – a) Seção transversal mostrando a localização precisa de um termopar na interface substrato/revestimento de Ti-6Al-4V e b) sua imagem com maior magnificação

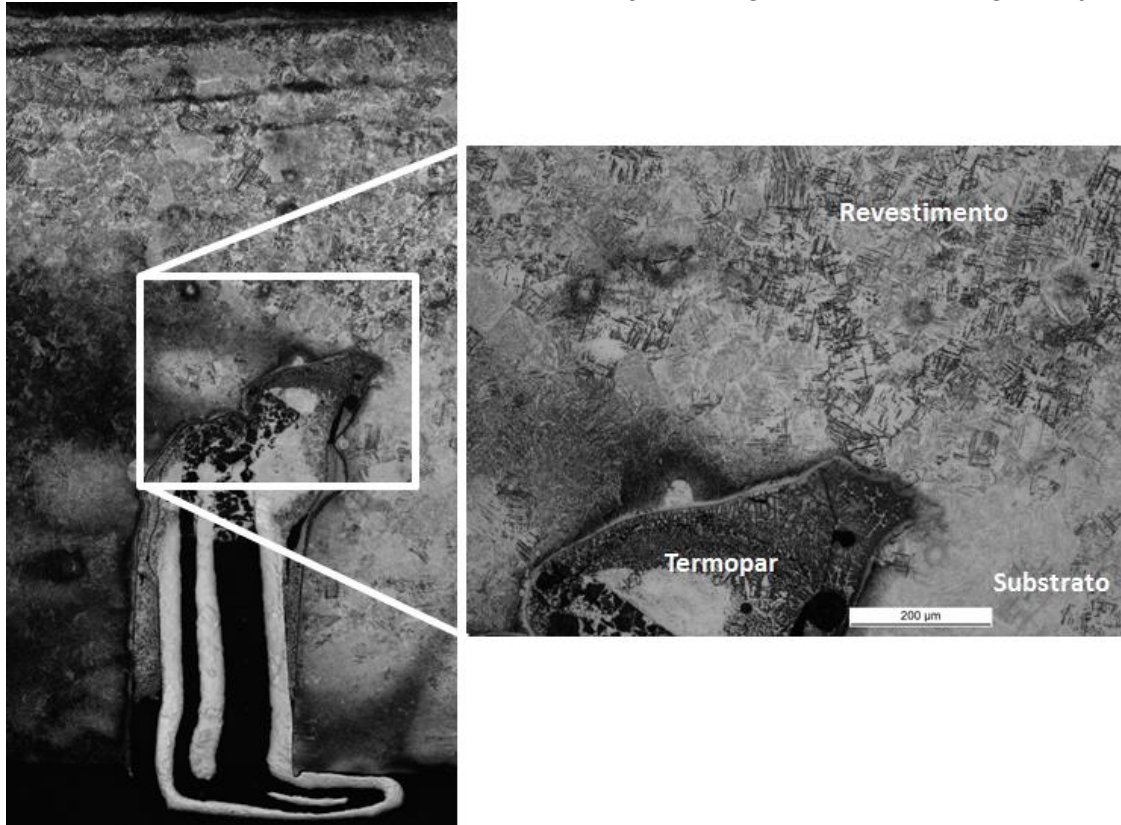
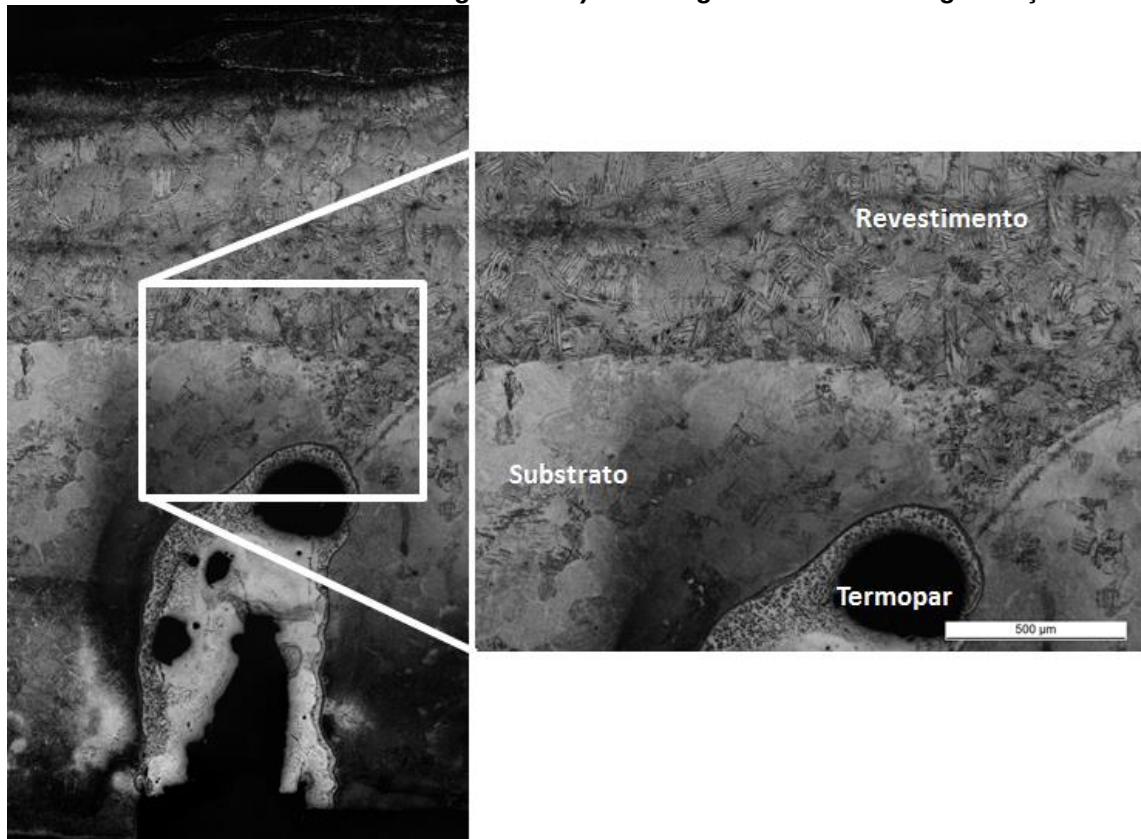


Figura 4.20 - Seção transversal mostrando a localização precisa de um termopar na interface substrato/revestimento de Ti grau 1 e b) sua imagem com maior magnificação



Observa-se que a real posição dos termopares após o processo de deposição não é mais na interface entre o revestimento e o substrato, estando localizado ligeiramente abaixo do revestimento. Esta tendência é mais facilmente observada para a deposição do Ti grau 1, por ser dissimilar. Esse mesmo fenômeno foi descrito na tese de Fitseva (2016) para a deposição do Ti grau 1. Para evitar essa imprecisão de medição através do termopar poderia se utilizar uma câmera de infravermelho, que obtêm as temperaturas de toda a região de soldagem.

O que ocorre é que durante a deposição, o termopar é empurrado em direção ao substrato aquecido, de maneira que a localização exata da medição de temperatura na deposição é desconhecida. Assim, foi medida uma temperatura na ZTA do substrato e não na interface com o revestimento depositado e, portanto, foi obtido um valor inferior ao que seria obtido no revestimento, podendo se assumir que temperatura durante a deposição de todos os revestimentos tenha superado a temperatura de transição da fase β .

4.5 Análise Macroestrutural

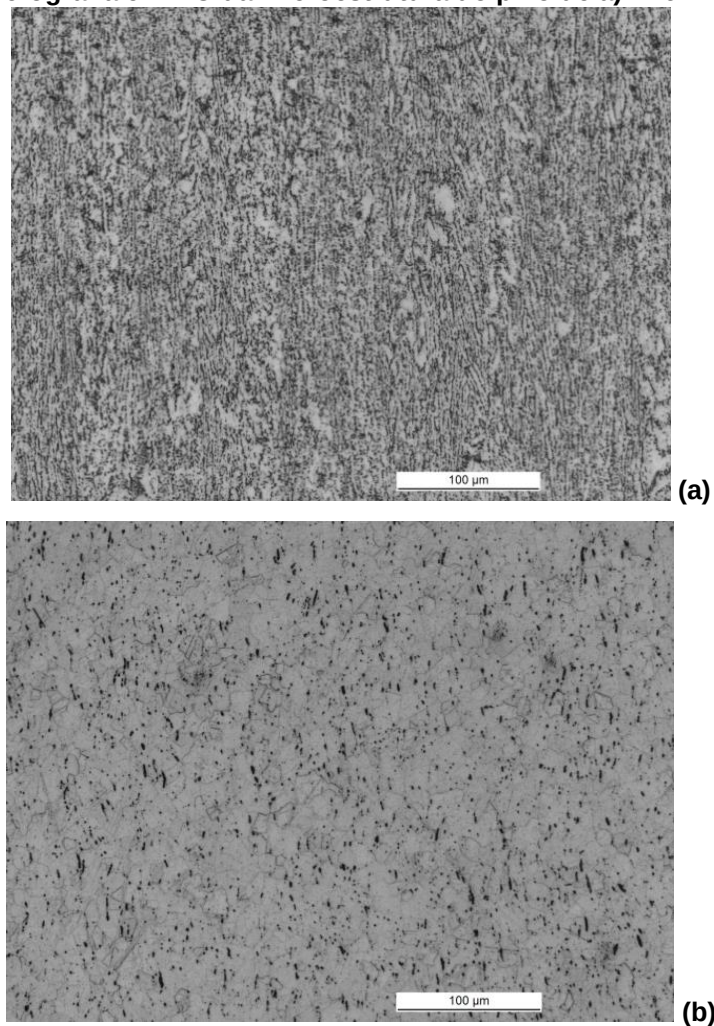
É importante entender as transformações de fase que ocorrem durante o resfriamento na soldagem visto que estes são responsáveis por determinar as propriedades do titânio como revestimentos depositados.

Neste item serão descritos os resultados das análises das macroestruturas dos materiais dos pinos consumíveis antes e após a deposição, e na condição como depositado, além das alterações macroestruturais que ocorrem no substrato com a deposição.

4.5.1 Microestrutura do pino consumível

A Figuras 4.21 mostra as micrografias obtidas em microscópio ótico (MO) das microestruturas originais de regiões dos pinos consumíveis de Ti-6Al-4V e Ti grau 1, respectivamente.

Figura 4.21 – Micrografia em MO da microestrutura do pino de a) Ti-6Al-4V e b) Ti grau 1



A microestrutura do material base do pino consumível de Ti-6Al-4V é formada por duas fases, apresentando uma estrutura alfa-beta à temperatura ambiente, que exhibe grãos α equiaxiais e grãos β intergranulares. Já a microestrutura do Ti grau 1, que consiste em uma estrutura α hexagonal compacta (HC), apresenta grãos α equiaxiais.

As transformações graduais sofridas pelo pino como consequência da deposição, para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1, respectivamente, são mostradas nas Figuras 4.22 e 4.23.

O trabalho à quente na ponta do pino consumível e o depósito geram calor que é conduzido ao longo do consumível, pré-aquecendo o material e permitindo a sua deformação plástica. Assim, o calor conduzido para o consumível não é considerado como uma perda de energia, uma vez que pré-aquece o material consumível que vai ser transformado em revestimento (GANDRA et al., 2012).

Figura 4.22 – Evolução microestrutural do pino consumível de Ti-6Al-4V após o processo de deposição por atrito

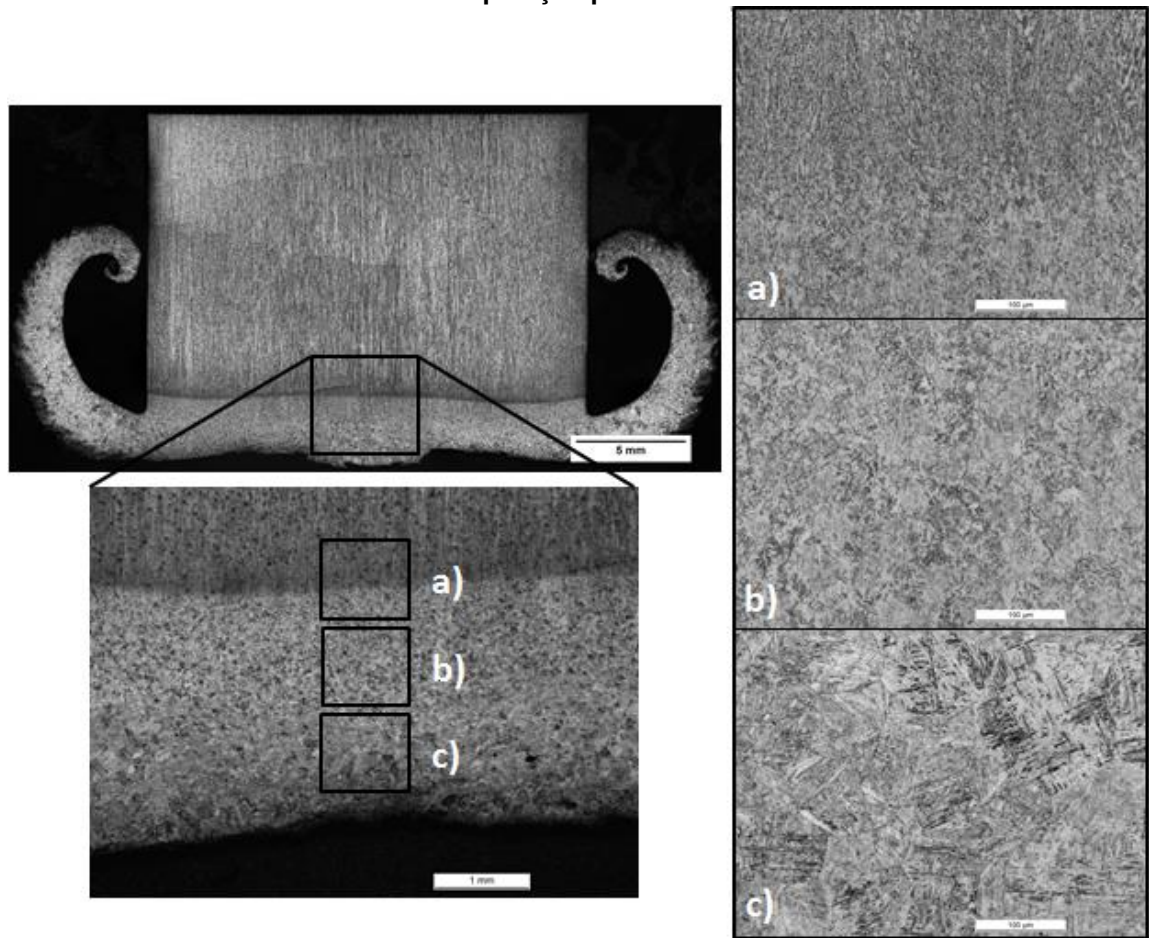
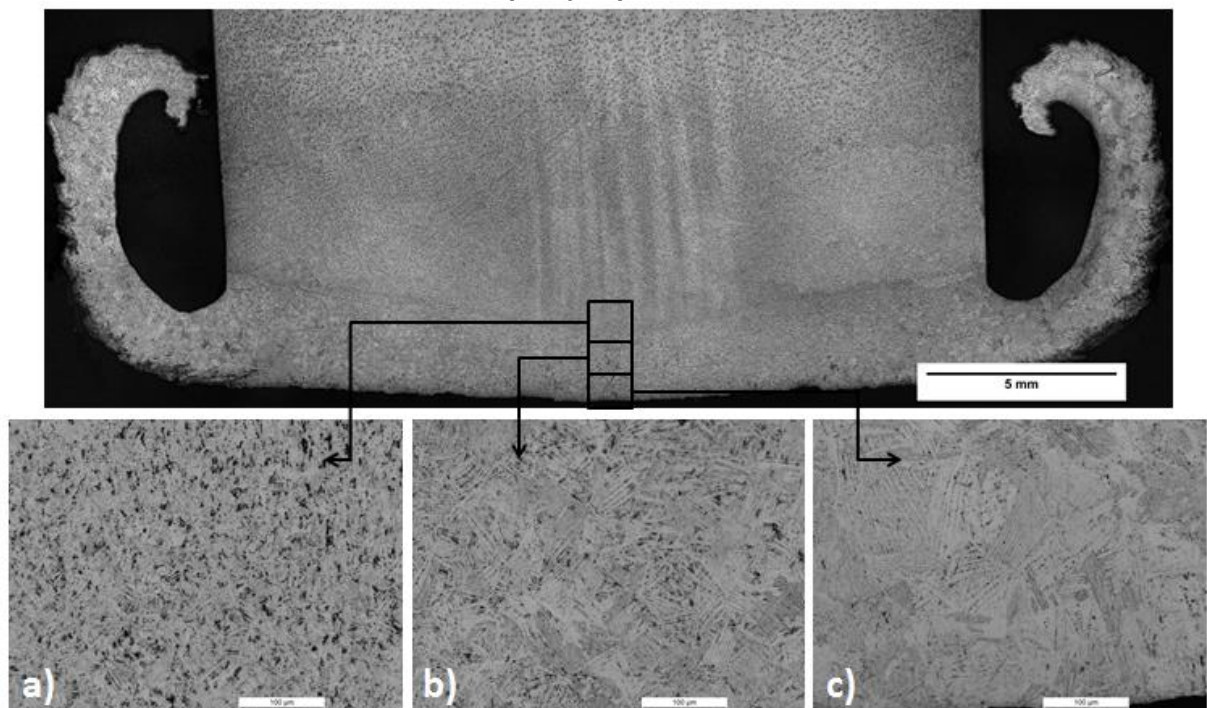


Figura 4.23 - Evolução microestrutural do pino consumível de Ti grau 1 após o processo de deposição por atrito



As Figuras 4.22 (a) e 4.23 (a) mostram a zona de transição entre o material do pino que não foi afetado pelo processo de soldagem e a zona afetada pelo calor (ZTA) do pino, para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1, respectivamente, promovendo alterações em sua microestrutura, devido ao aumento considerável da temperatura através da promoção de difusão. As Figuras 4.22 (b) e (c) e 4.23 (b) e (c) evidenciam a evolução microestrutural na ponta do consumível onde ocorreu a transição para grãos aciculares α após o resfriamento, e com um aumento dos tamanhos de grãos β anteriores até a ponta do pino.

Devido à deformação plástica que ocorre do material do pino consumível durante o processo de deposição de revestimento por atrito, tem-se o amolecimento e a extrusão do material pelas camadas mais frias que estão acima desta. A combinação de deformação plástica e de geração de calor resultam na recristalização dinâmica do titânio (GANDRA et al., 2012).

4.5.2 Evolução microestrutural do revestimento

Para a análise da evolução da microestrutura nos revestimentos foram obtidas imagens através de três tipos de microscópio: microscópio ótico (MO), microscópio a laser (ML) ou microscópio eletrônico de varredura (MEV). As imagens foram retiradas das seções transversais dos revestimentos e foram selecionadas para análise de acordo com a qualidade da imagem obtida em cada microscópio. As Figuras 4.24 e 4.25 apresentam essa evolução de microestrutura, desde o revestimento até o substrato não afetado, para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1, respectivamente.

Para a deposição de revestimentos por atrito, para ambos os pinos consumíveis, são reconhecidas três regiões que apresentam diferentes microestruturas após o processo de deposição: o revestimento depositado pelo pino consumível, a zona termicamente afetada (ZTA) no substrato e a região do substrato que não foi afetada pelo processo de soldagem. Essas regiões são facilmente distinguidas, como pode ser observado nas Figuras 4.24 (a) e 4.25 (a), para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1, respectivamente.

Figura 4.24 – Evolução microestrutural no revestimento de Ti-6Al-4V com 24 mm/s. a) vista global do LR por MO, b) revestimento por MEV, c) substrato não afetado e d) ZTA por ML.

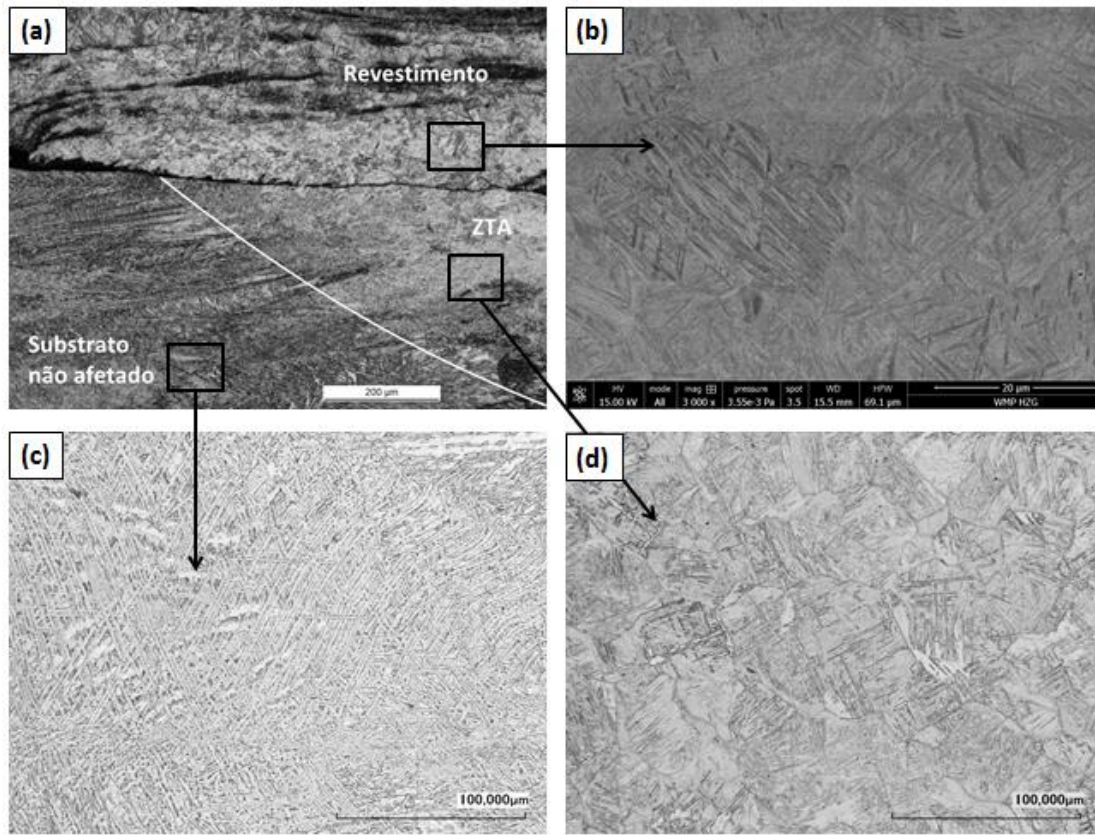
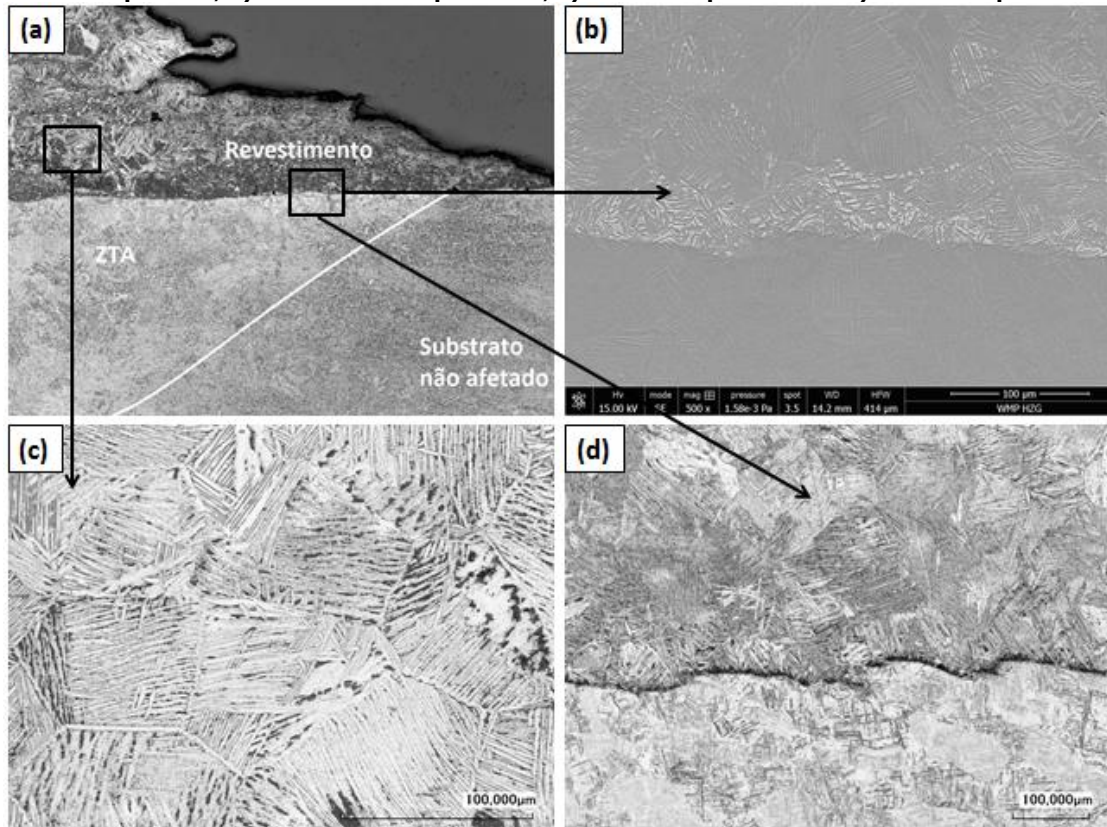


Figura 4.25 - Evolução microestrutural no revestimento de Ti grau 1 com 16 mm/s. a) vista global do LR por ML, b) revestimento por MEV, c) interface por MEV e d) interface por ML.



Para a deposição do Ti-6Al4V, na Figura 4.24 (b) nota-se que no interior dos revestimentos não é possível se distinguir facilmente os contornos de grãos, que é um resultando semelhante ao encontrado no estudo de Fitseva et al. (2016) para a deposição desse mesmo material. É observada uma típica microestrutura Widmanstätten, onde as linhas finas escuras representam a fase β após o resfriamento, e as placas brancas aciculares representam a fase α que se formou na matriz β . Na transformação da fase β (CCC) para α (HC), durante o resfriamento das ligas de titânio temperadas ou/e temperadas e envelhecidas, o mecanismo de cisalhamento introduz altas deformações no reticulado, sem mudança na composição e sendo os movimentos atômicos que ocorrem durante esta inferiores a uma distância interatômica (DONACHIE, 2000), causando uma mudança na estrutura da região transformada para uma morfologia de placas finas, aciculares, que correspondem à estrutura martensítica e que normalmente apresenta maior dureza (FITSEVA et al., 2016). Desta forma, a microestrutura nos revestimentos se mostrou dinamicamente recristalizada e ocorreu a transformação martensítica, que frequentemente ocorre nas ligas alfa + beta de titânio.

Já para a deposição do Ti grau 1, observa-se que estes apresentam contornos de grãos bem definidos nos revestimentos (Figura 4.25 (c)), que são delimitados pelos anteriores grãos β que com o resfriamento retornaram à fase α . A microestrutura mostra uma típica formação Widmanstätten, com grandes grãos aciculares α -Ti. Para essa situação não ocorreu a transformação martensítica, sendo a presença de grãos aciculares uma outra forma da fase α .

A zona de transição entre a microestrutura formada na ZTA e no substrato não afetado pode ser claramente identificada para a deposição de ambos os consumíveis. Cabe salientar que, diferentemente do substrato não afetado (Figura 4.24 (c)), os grãos são recristalizados e refinados na ZTA do Ti-6Al-4V (Figura 4.24 (d)), assim como encontrado na pesquisa desenvolvida por Fitseva et al. (2016).

As interfaces entre os revestimentos e os substratos para uma das condições utilizadas, representativa das demais, e as regiões não ligadas nas bordas dos revestimentos, para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1, estão apresentadas nas Figuras 4.26 e 4.27, respectivamente.

Figura 4.26 – Micrografias obtidas por ML mostrando a (a) interface bem ligada, (b) solda fria no LA e (c) solda fria no LR, para a deposição do Ti-6Al-4V (3000 rpm e 8 mm/s)

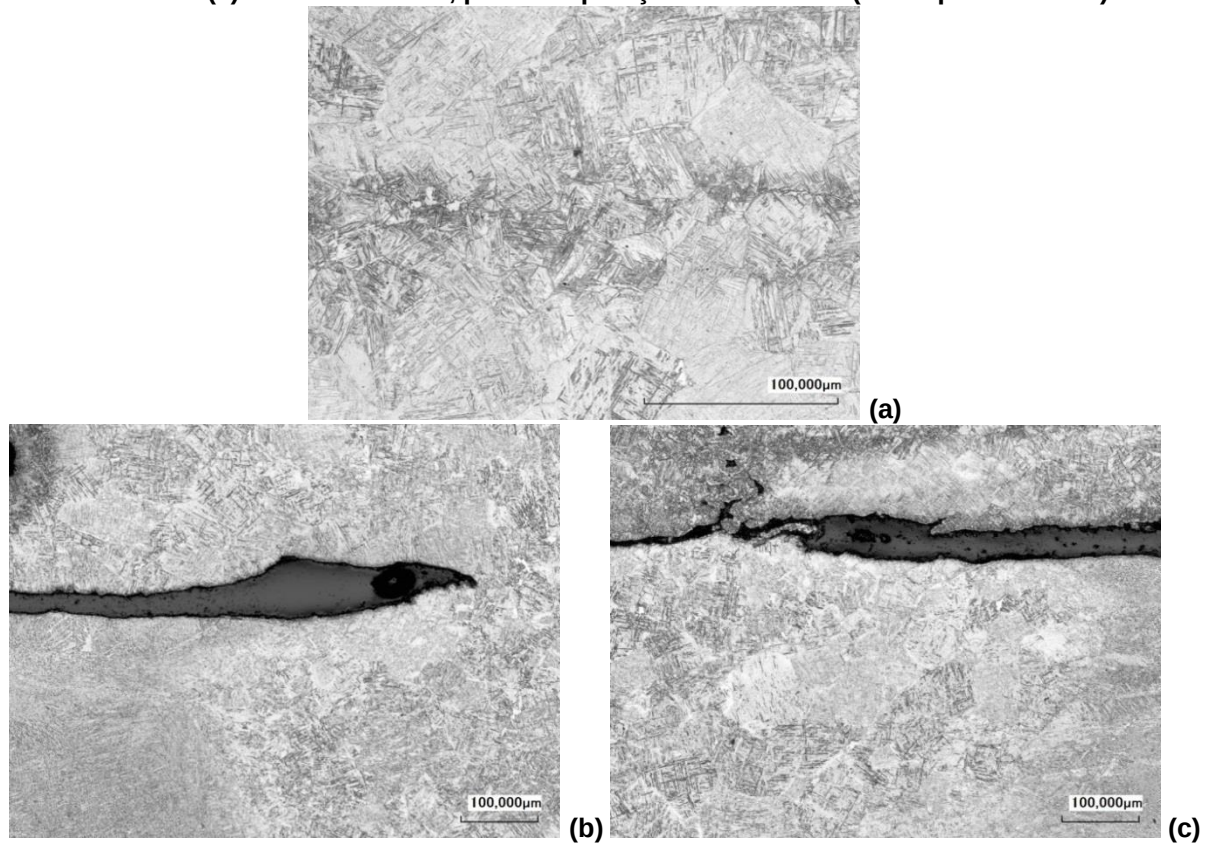
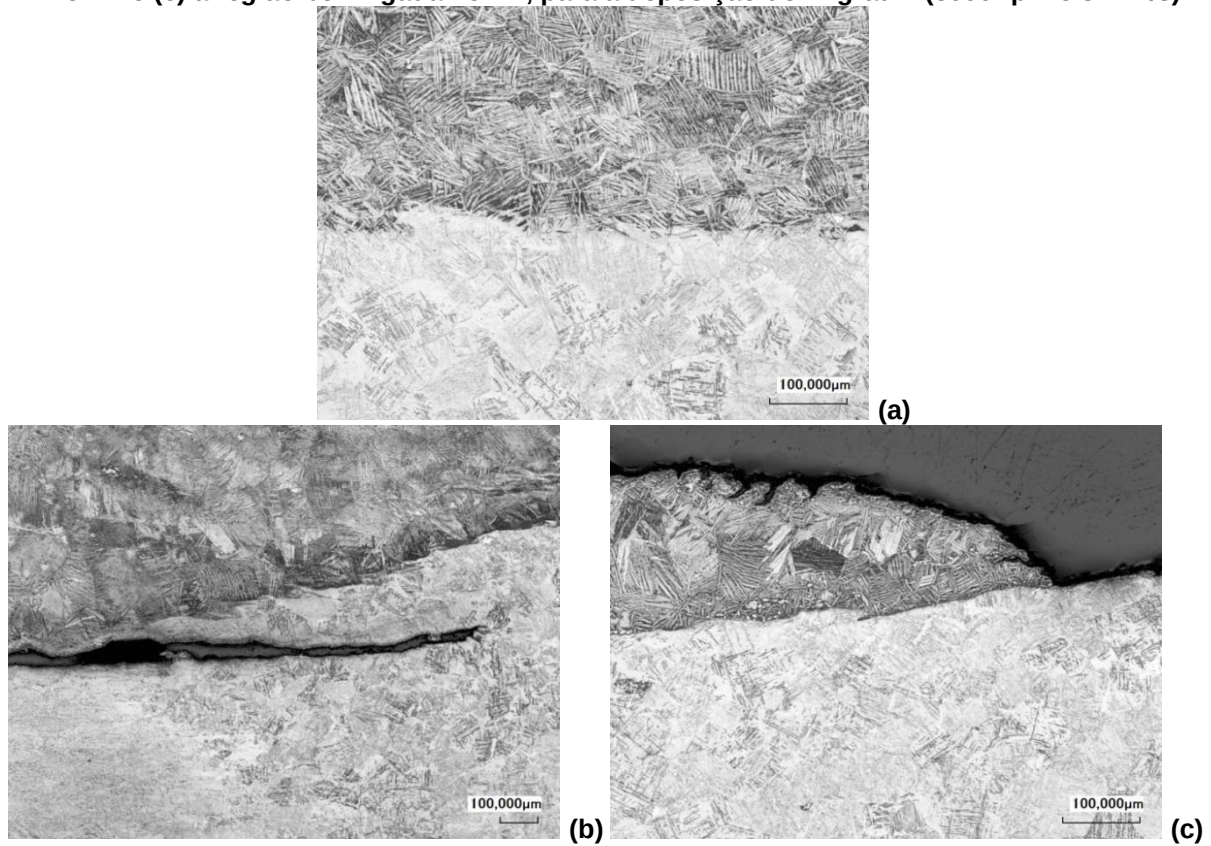


Figura 4.27 – Micrografias obtidas por ML mostrando a (a) interface bem ligada, (b) solda fria no LA e (c) a região bem ligada no LR, para a deposição do Ti grau 1 (3000 rpm e 8 mm/s)



Tanto os revestimentos de Ti-6Al-4V quanto de Ti grau 1, não apresentaram defeitos ou vazios na interface em sua maior extensão, se mostrando bem ligada (Figura 4.26 (a) e Figura 4.27 (a)). Nas bordas dos depósitos, isto é, nos lados de avanço (LA) e de recuo (LR), onde não há aderência do revestimento ao substrato por falta de confinamento lateral, ocorre o fenômeno conhecido por solda fria, que pôde ser observado na deposição de todos os revestimentos. Este fenômeno vem sendo estudado na maioria dos trabalhos de deposição por atrito (FERREIRA, 2010; MACEDO, 2011; GANDRA et al., 2012; FITSEVA et al., 2015;), mas, embora seja uma característica típica do processo, seu comportamento não pode ser previsto facilmente.

Para a deposição do Ti-6Al-4V os revestimentos apresentaram a solda fria em ambos os lados do depósito (Figura 4.26 (b) e (c)), com exceção da deposição com 2000 rpm, que apresentou uma região não ligada apenas no LR, onde houve uma maior quantidade de material depositada. Já para a deposição do Ti grau 1, a falta de ligação entre o revestimento e o substrato foi encontrada apenas no LA (Figura 4.27 (b)), estando o LR bem ligado, como pode ser observado na Figura 4.27 (c).

Segundo os estudos de Vitanov, Voutchkov (2005) e de Rafi et al. (2010b) essa região tem geralmente uma largura, somados ambos os lados do depósito, inferior a 10% da sua largura nominal. Essa tendência pôde ser observada para a maioria das deposições, exceto para a deposição de Ti-6Al-4V com 4000 rpm, em que apresentou a solda fria consistindo em 15% da largura nominal, e para a deposição de Ti grau 1 com 2000 rpm, que consistiu em 13% da largura nominal.

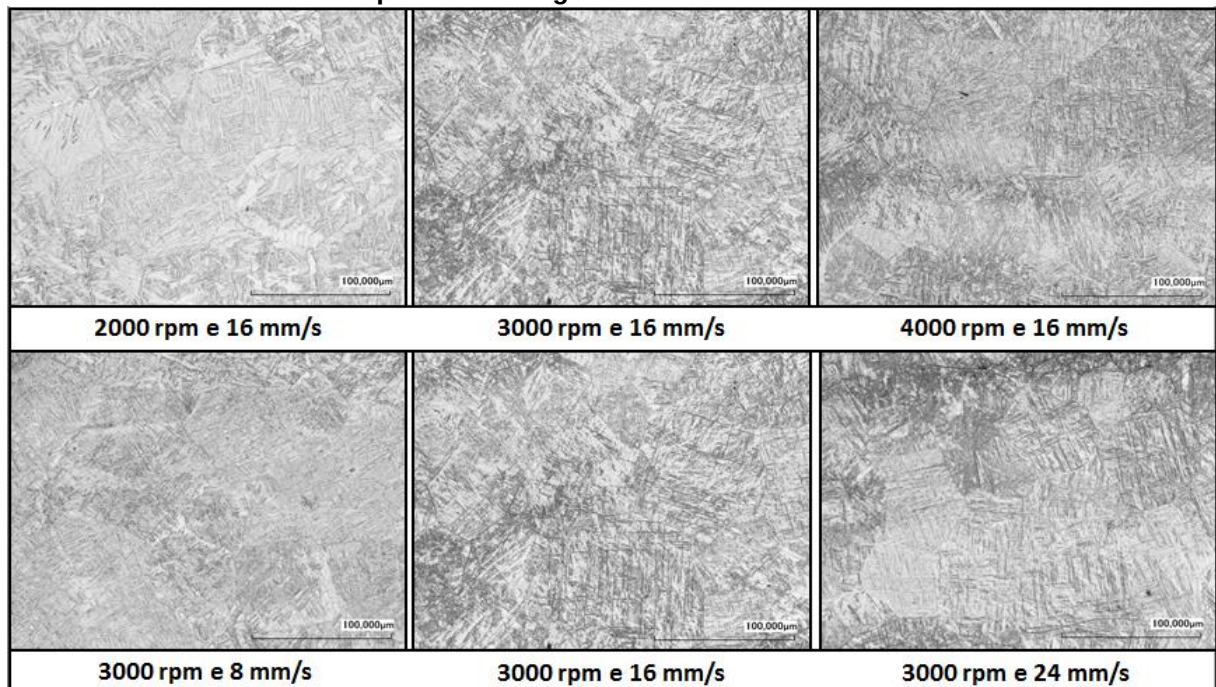
Pôde ser observada ainda que a largura ligada não está centrada com a largura nominal do revestimento (Figura 4.28), assim como no estudo desenvolvido por Gandra et al. (2013a). Nenhum consenso foi encontrado com relação à em qual borda a solda fria foi mais acentuada.

Figura 4.28 – Largura ligada dos revestimentos descentralizada em relação à largura nominal (Ti-6Al-4V com 3000 rpm e 24 mm/s)



No estudo desenvolvido por Fitseva et al. (2016) foi constatado que os anteriores grãos β (antes do resfriamento), atual matriz β , não puderam ser identificados para baixas velocidades de rotação, mas foi possível notar a mudança no tamanho dos grãos através da observação de diferentes comprimentos das lamelas martensíticas. Nesse trabalho, entretanto, devido à proximidade dos valores de parâmetros de rotação e de deposição utilizados, não foi encontrada nenhuma diferença significativa entre esses comprimentos para a deposição do Ti-6Al-4V (Figura 4.29).

Figura 4.29 – Micrografias dos revestimentos mostram que não houve alteração significativa no comprimento dos grãos aciculares martensíticos



Para tempos prolongados de deposição (8 mm/s), pôde ser observado que, para a deposição do Ti grau 1, a grande quantidade de material plastificado e as maiores forças, levou a uma mistura de ambos os materiais em uma região próxima à interface. A mistura apresentou uma aparência de ondas como consequência do movimento de transferência metálica (Figura 4.30). Para investigar a composição química nas diferentes regiões apresentadas a EDS foi realizada nas três posições mostradas na Figura 4.30 (b) e seus resultados estão apresentados na Tabela 4.2.

Figura 4.30 – Mistura entre os materiais do pino consumível e do substrato para a deposição do Ti grau 1 com velocidade de deposição de 8 mm/s

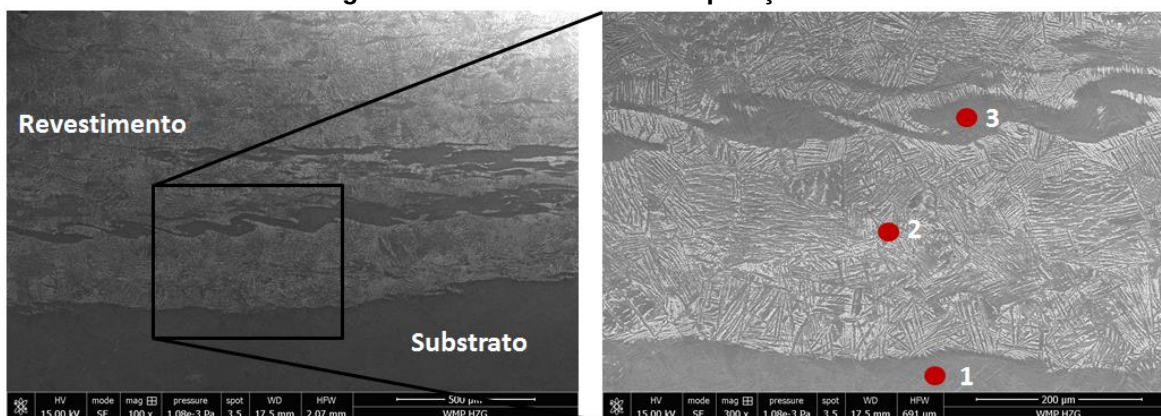


Tabela 4.2 – Composição química de diferentes regiões do revestimento depositado com 8 mm/s de Ti grau 1 através de EDS

Posição	Peso (%)		
	Al	Ti	V
1	6,48	90,27	3,25
2	0,47	98,25	1,28
3	3,97	93,5	2,53

A análise na posição 1 apresentou aproximadamente 6% de alumínio e 4% de vanádio, como esperado, correspondendo ao substrato de Ti-6Al-4V. A posição 2 apresentou valores bastante pequenos de alumínio e vanádio, sendo este praticamente composto de titânio, com aproximadamente 98%, indicando a região do revestimento do titânio comercialmente puro grau 1, que é o material do pino consumível utilizado. Já a posição 3, que não é típica do processo visto que a mistura não é característica da deposição por atrito, apresenta uma aparência microestrutural similar à posição 1, e através do EDS é possível observar que ocorre uma pequena mistura com o Ti grau 1, visto que há uma redução no percentual de alumínio e de vanádio, aumentando a proporção do titânio.

Ainda, foi observada a presença de pequenos grãos equiaxiais nos revestimentos depositados por Ti-6Al-4V e Ti grau 1. Na Figura 4.31 e 4.32 é possível observar a presença desses grãos nos revestimentos depositados de Ti-6Al-4V e Ti grau 1, respectivamente, para a condição com 24 mm/s. Esses grãos só puderam ser observados através do MEV e correspondem à uma outra forma de fase α .

Figura 4.31 – Grãos equiaxiais presentes no revestimento após o processo de deposição por atrito, juntamente com a comum formação de grãos aciculares (Ti-6Al-4V)

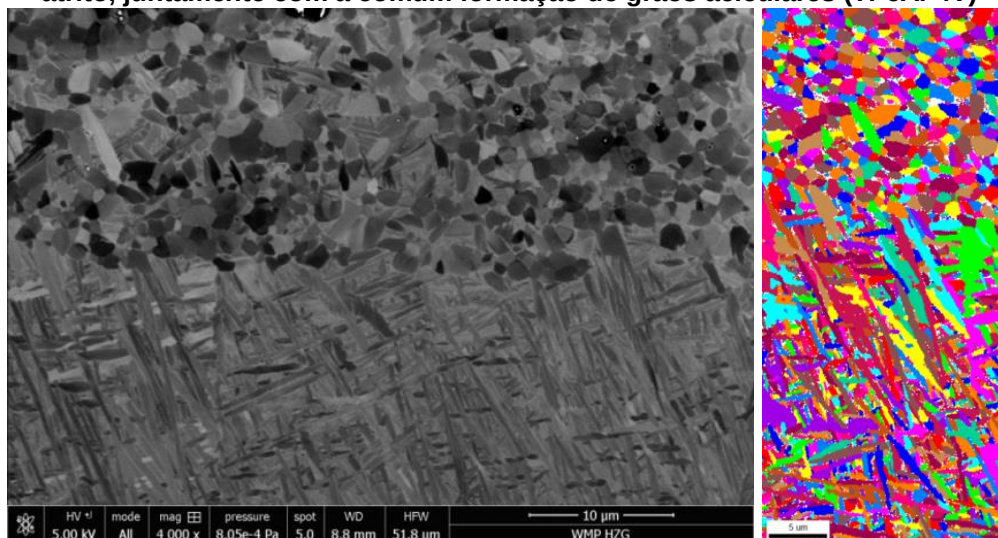
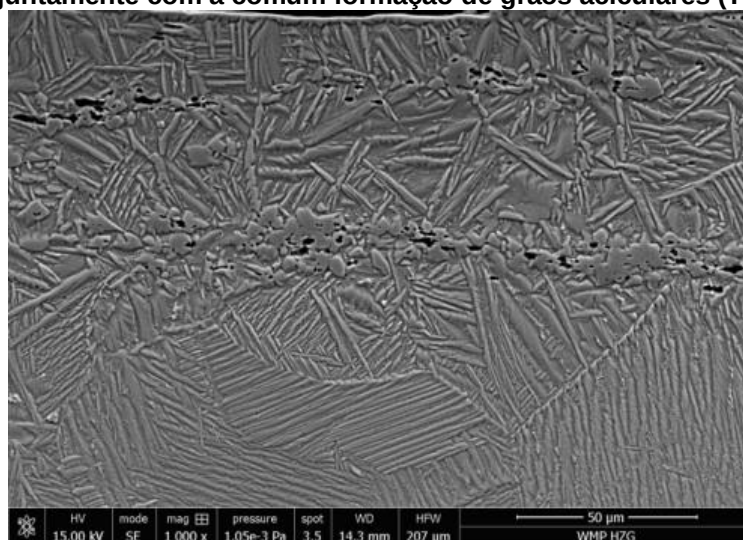


Figura 4.32 – Grãos equiaxiais presentes no revestimento após o processo de deposição por atrito, juntamente com a comum formação de grãos aciculares (Ti grau 1)



A análise por EDS foi realizada no interior desses grãos para a deposição do Ti-6Al-4V e os resultados dos elementos presentes e seus percentuais são apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Composição química dos grãos equiaxiais presentes no revestimento de Ti-6Al-4V obtida através de EDS

Elemento	Peso (%)	Peso atômico (%)
Al	6.01	10.21
Ti	91.78	87.8
V	2.21	1.99

Constatou-se que esses grãos eram uma outra forma de fase α , visto que nenhuma outra fase foi encontrada e nenhum elemento de liga foi adicionado em sua composição, tanto para a deposição do Ti-6Al-4V e do Ti grau 1, formados após o resfriamento do depósito até a temperatura ambiente.

No estudo desenvolvido por Fitseva et al. (2016) esses grãos arredondados também foram formados, mas em uma menor proporção. Uma possível explicação para a presença desses grãos no revestimento é o fato de que durante a deposição no equipamento em questão nenhum gás de proteção foi utilizado, enquanto que no de Fitseva et al. (2016) foi utilizado Argônio (Ar) como gás protetor. Outra possibilidade é que durante a deposição por atrito camadas de cisalhamento são formadas e que, portanto, estes estarão sempre presentes. Futuras investigações necessitam ser realizadas para compreender as características dessa formação.

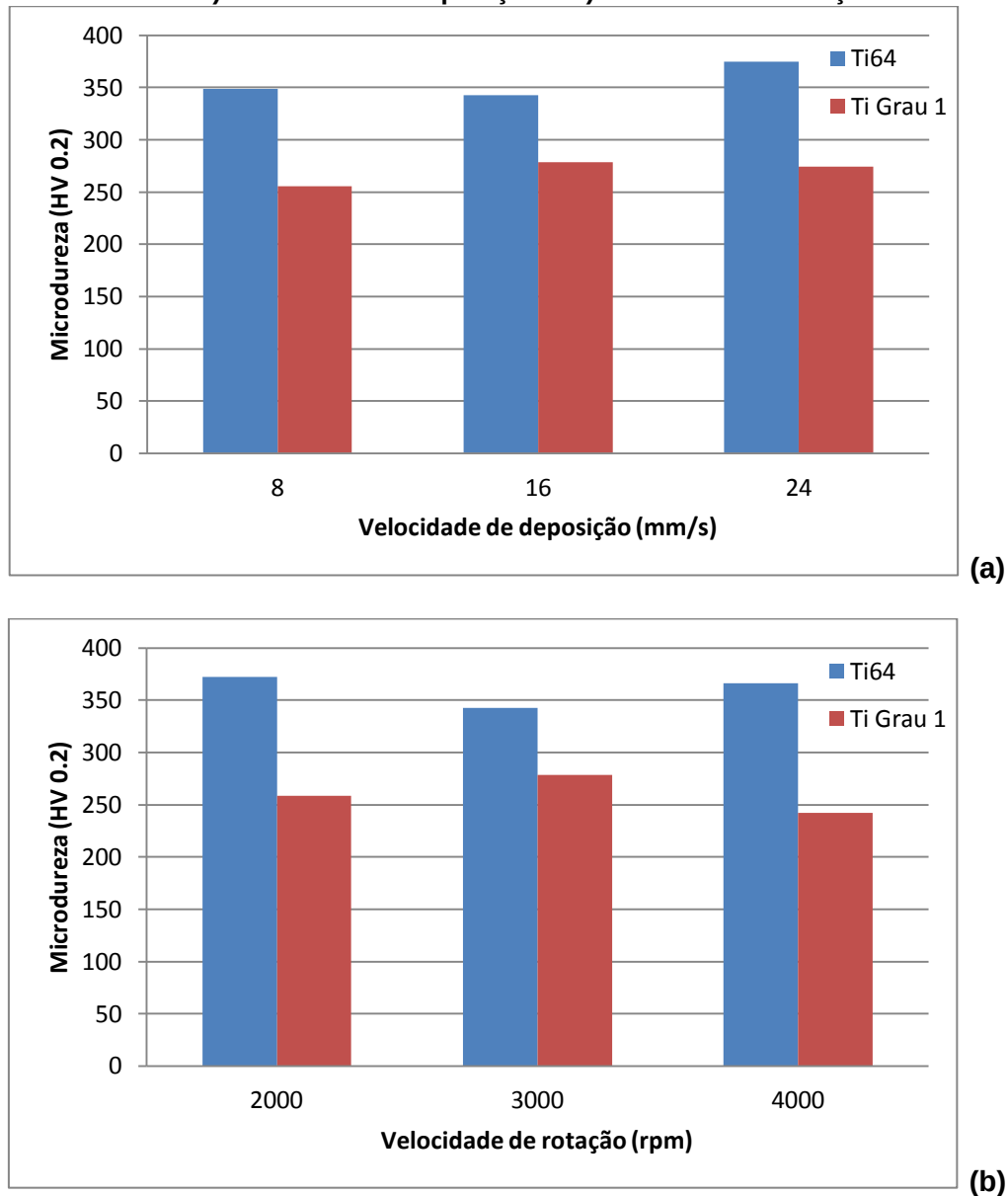
4.6 Dureza por microindentação

Os perfis de microdureza para os revestimentos depositados por atrito de Ti-6Al-4V e Ti grau 1 sobre um substrato de Ti-6Al-4V foram obtidos através das suas seções transversais para investigar as propriedades dos revestimentos.

O ensaio de dureza por microindentação do metal de base foi realizado nas seções transversais dos pinos consumíveis. A dureza encontrada para o consumível de Ti-6Al-4V foi de $302,74 \pm 9,55$ HV 0.2 e para o de Ti grau 1 foi de $191,61 \pm 8,15$ HV 0.2.

A dureza foi medida horizontalmente, ao longo de toda a largura dos revestimentos, e no centro de sua espessura. A Figura 4.33 apresenta os valores médios de dureza dos revestimentos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1 para as diferentes velocidades de deposição e de rotação utilizadas. Pode ser observado que, comparado ao metal de base, no revestimento há um aumento de em torno de 19% na dureza para a deposição do Ti-6Al-4V e de aproximadamente 39% para o Ti grau 1. Ainda, é possível notar que nenhuma correlação pôde ser estabelecida entre os valores de dureza obtidos ao longo da largura do revestimento depositado com as velocidades de deposição e de rotação do pino consumível. Resultado semelhante também foi obtido no trabalho desenvolvido por Fitseva et al. (2015).

Figura 4.33 – Valores médios de dureza obtidos para ambos os pinos consumíveis de acordo com a) velocidade de deposição e b) velocidade de rotação



Ainda, os perfis de dureza foram obtidos verticalmente, isto é, perpendicular à interface revestimento/substrato, desde a superfície dos revestimentos depositados até a base inferior do substrato, para avaliar o gradiente de dureza. Nas Figuras 4.34 e 4.35 é possível observar esses perfis para uma das condições de parâmetros de processo utilizadas.

Figura 4.34 – Perfil de microdureza na direção perpendicular à interface revestimento/substrato para a deposição do Ti-6Al-4V (3000 rpm, 24 mm/s)

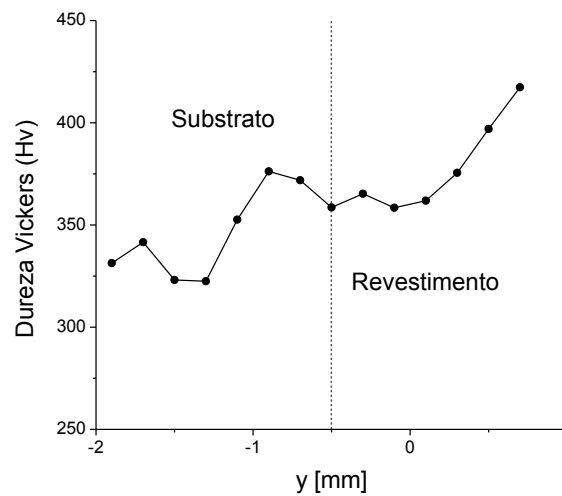
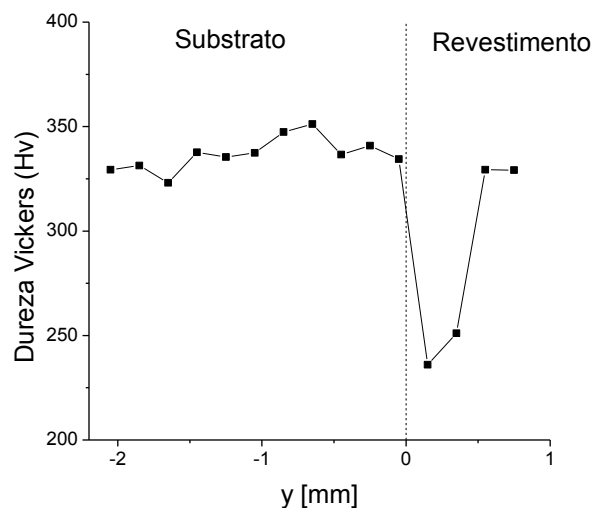


Figura 4.35 - Perfil de microdureza na direção perpendicular à interface revestimento/substrato para a deposição do Ti grau 1 (3000 rpm, 16 mm/s)



Para a deposição de Ti-6Al-4V pode ser observado que há uma tendência do perfil de microdureza evoluir de forma crescente desde o substrato até o revestimento. A estrutura martensítica formada nas ligas de titânio é mais mole que a martensita obtida nas ligas ferro-carbono (FITSEVA et al., 2016). O carbono e o nitrogênio nas ligas Fe-C provocam uma severa distorção tetragonal na estrutura cúbica de corpo centrado na martensita ferrosa, o que leva a um aumento significativo na dureza. Em contraposição, os átomos de oxigênio intersticiais na martensita do titânio provocam apenas uma pequena distorção elástica na estrutura hexagonal, com pequeno efeito na dureza (PETERS; LEYENS, 2003). Desta forma,

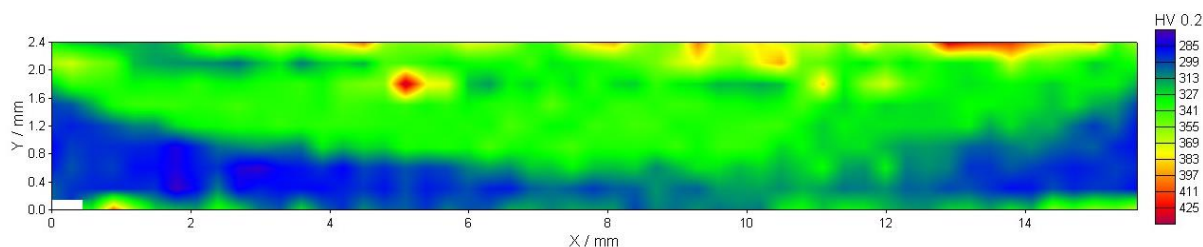
esse fenômeno de aumento de dureza no revestimento de Ti-6Al-4V pode ser relacionado às transformações martensíticas que ocorrem durante a decomposição da fase beta nas ligas de titânio, mas também como consequência de fatores de recristalização e pela presença de bandas de cisalhamento no revestimento devido às elevadas tensões e taxas de deformação envolvidas no processo.

Em relação à deposição do Ti grau 1 é possível observar que na região do revestimento houve uma queda significativa no valor de dureza em comparação com o substrato, visto que a dureza do Ti grau 1 é inferior à da liga Ti-6Al-4V. Entretanto, ao longo do revestimento também foi possível observar uma tendência de aumento nos valores de dureza com a proximidade à superfície do mesmo.

Na ZTA, para ambos materiais depositados, foi encontrada uma dureza inferior à do revestimento, mas mais elevada que a do metal de base. Segundo estudo desenvolvido por Fitseva (2016), esse aumento de dureza na ZTA pode estar relacionada com a alteração da microestrutura durante a deformação na zona afetada pelo calor, como um resultado do calor friccional gerado e deformação plástica. Para a deposição do Ti grau 1, os valores de dureza ao longo do substrato (Ti-6Al-4V) foram bastante próximos, visto que toda a espessura do substrato foi afetada pelo calor, correspondendo à ZTA.

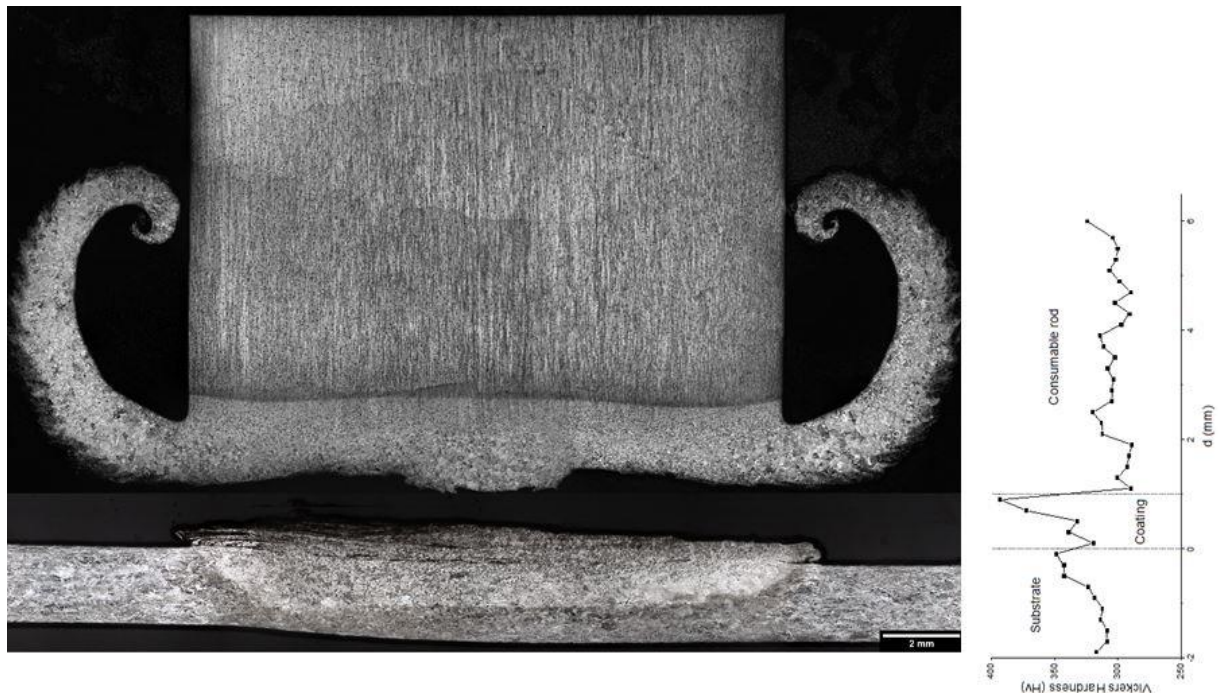
A Figura 4.36 mostra um mapa de microdureza para a deposição do Ti-6Al-4V para melhor visualizar essa evolução de dureza e é possível observar que há um decréscimo de dureza desde o revestimento até o metal não afetado no substrato.

Figura 4.36 – Mapa de microdureza Vickers para o revestimento depositado com 4000 rpm e 16 mm/s de Ti-6Al-4V



A fim de visualizar de forma global como o perfil de microdureza se comportou ao longo do substrato e do pino consumível a Figura 4.37 foi elaborada para a deposição do Ti-6Al-4V.

Figura 4.37 – Comportamento global da dureza ao longo do substrato e do pino consumível de Ti-6Al-4V

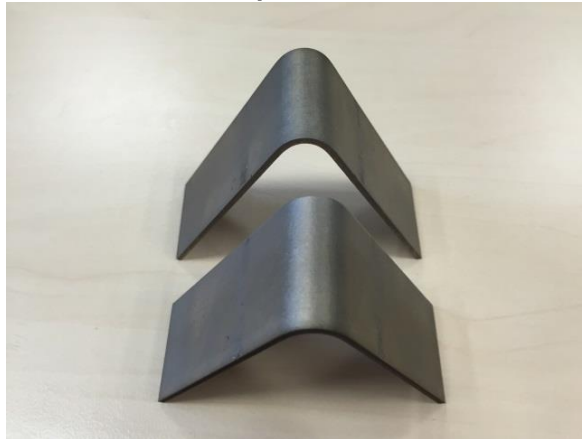


Pode-se notar que ao longo do substrato há um aumento da dureza na região onde este foi termicamente afetado. Ao atingir o revestimento observa-se que há ao longo deste a dureza aumenta consideravelmente, sendo o maior valor encontrado próximo a superfície do revestimento. No pino consumível, de Ti-6Al-4V, houve uma redução da dureza na ponta do pino, próxima à interface, como consequência de um aumento no tamanho dos grãos dessa região. No restante do pino praticamente não houve alteração na dureza encontrada, correspondente à dureza do Ti-6Al-4V.

4.7 Ensaio de Dobramento

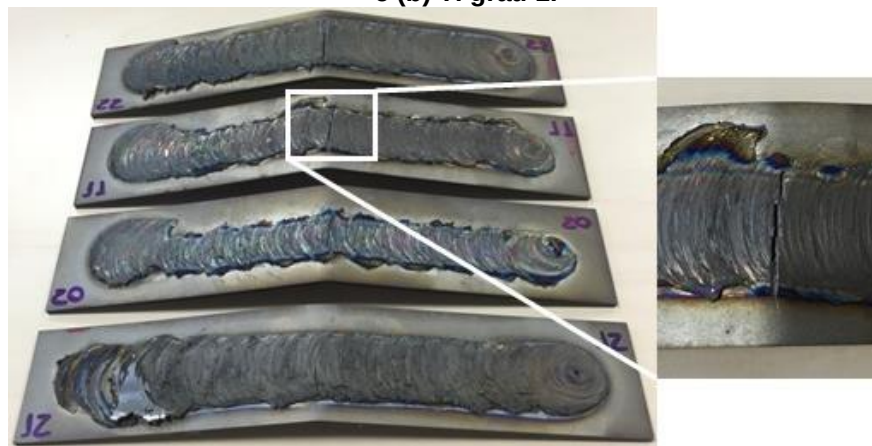
O ensaio de dobramento foi realizado a fim de evidenciar a ductilidade do revestimento depositado e a aderência do mesmo ao substrato. Como o titânio é um material bastante dúctil, pode ser observado, na Figura 4.38, através do ensaio de duas amostras do material base do substrato (Ti-6Al-4V), um alto ângulo de dobramento sem presença de trincas ou defeitos superficiais, até que fosse atingido um pré-determinado valor de força para o ensaio.

Figura 4.38 – Dobramento de chapas de Ti-6Al-4V sem a presença de trincas ou defeitos superficiais



A Figura 4.39 apresenta as amostras com os revestimentos depositados, para a deposição do Ti-6Al-4V e Ti grau 1, que foram testadas sem remoção das regiões não ligadas. Sem a remoção dessas regiões, assim como no estudo desenvolvido por Pereira (2012), em que foi realizado a deposição de alumínio, as trincas se iniciam facilmente, para pequenos ângulos de dobramento.

Figura 4.39 –Dobramento para diferentes condições de soldagem na deposição de (a) Ti-6Al-4V e (b) Ti grau 1.



(a)



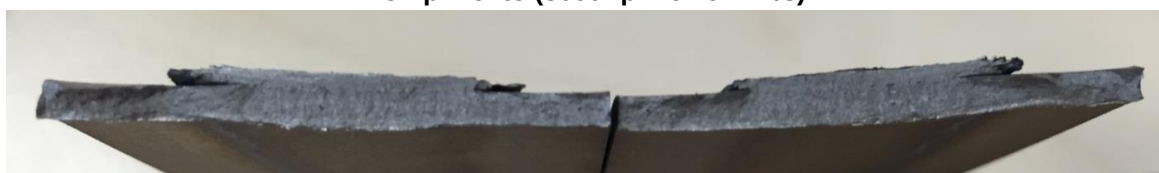
(b)

Como explicado anteriormente, a decomposição da fase beta (β) nas ligas de titânio, como por exemplo para a liga de Ti-6Al-4V, ocorrem através de transformações martensíticas, e elas, juntamente com os fatores de recristalização e bandas de cisalhamento, aumentam a dureza do revestimento e, conseqüentemente, diminuem a ductilidade do mesmo (Figura 4.39 (a)). Para o caso do Ti grau 1 a transformação martensítica não está presente, mas são formadas no revestimento grãos α lamelares, que também são responsáveis por provocar uma redução na ductilidade do revestimento (Figura 4.39 (b)).

Em geral as deposições, tanto de Ti-6Al-4V quanto de Ti grau 1, apresentaram trincas apenas ao longo da largura do revestimento. A única exceção foi para a deposição do Ti grau 1 com 3000 rpm e 24 mm/s, onde a trinca também se expandiu ao longo do substrato, quando submetido às mesmas condições de dobramento.

Para demonstrar a aderência do revestimento ao substrato foi realizado o dobramento de uma amostra de Ti-6Al-4V até atingido o rompimento da mesma, se tornando possível observar que não houve qualquer descolamento do revestimento ao substrato (Figura 4.39). É claramente perceptível a solda fria em ambos os lados do depósito, mas esta não é suficiente para provocar o descolamento do revestimento.

Figura 4.40 – Aderência do revestimento ao substrato após ensaio de dobramento até o rompimento (3000 rpm e 16 mm/s)



5 CONCLUSÕES

- Os resultados mostraram que é possível obter revestimentos de Ti-6Al-4V e Ti grau 1 em substratos de Ti-6Al-4V com qualidade satisfatória, a depender dos parâmetros do processo utilizados.
- Embora os revestimentos de titânio possam ser depositados com forças relativamente baixas, em relação a outros materiais, a deposição do Ti-6Al-4V gerou forças consideravelmente mais elevadas que as do Ti grau 1.
- Os revestimentos apresentaram superfícies homogêneas e sem defeitos na interface revestimento/substrato, apresentando os melhores resultados para maiores velocidades de rotação (3000 e 4000 rpm) e maiores velocidades de deposição (16 e 24 mm/s), sendo sua escolha dependendo da aplicação.
- As características do pino consumível e do material desperdiçado em sua rebarba são dependentes dos parâmetros do processo: um aumento na velocidade de deposição provoca uma diminuição tanto da espessura quanto do diâmetro da rebarba que ascende no pino, como consequência de uma menor força aplicada; já um aumento na velocidade de rotação gerou um aumento no diâmetro, mas uma redução na espessura devido à um aumento na força aplicada.
- Os revestimentos apresentaram uma boa adesão dos materiais na interface. Contudo, foi constatado o aparecimento da solda fria quando visto em seção transversal, que é uma pequena região, localizada nas bordas, de revestimento não ligado, inerente aos processos de revestimentos por atrito. Para a deposição do Ti-6Al-4V a solda fria foi encontrada em ambos os lados dos depósitos e correspondeu a menos de 15% da largura nominal, enquanto que para o Ti grau esta se apresentou apenas no lado de avanço e correspondeu a menos de 13% das larguras.
- As variáveis, velocidade de avanço e velocidade de rotação, devem ser escolhidas cuidadosamente, a depender da exigência de aplicação do material. A geometria do revestimento se mostrou mais significativamente dependente da velocidade de deposição: seu aumento gerou revestimentos mais estreitos e finos, devido a uma menor força aplicada, havendo menos material sendo plastificado e um menor tempo de deposição. Com relação à velocidade de rotação o seu comportamento não pôde ser facilmente previsto, visto que seu aumento provocou um aumento da espessura para o Ti grau 1, mas levou a um redução para o Ti-6Al-

4V. Com relação à largura, ambos se comportaram de maneira semelhante: houve uma redução da largura com o aumento da rotação de 2000 para 3000 rpm, e um aumento considerável com o aumento da rotação para 4000 rpm.

- Pode-se observar que pelos resultados das medições dos depósitos, há uma influência das propriedades físicas e de atrito dos materiais envolvidos. Observou-se que com os mesmos parâmetros de soldagem a deposição de Ti-6Al-4V gerou revestimentos com espessuras superiores às do Ti grau 1, sendo estas equivalentes apenas para a condição com 24 mm/s, e a deposição do Ti grau 1 gerou revestimentos mais largos que as do Ti-6Al-4V.

- Os parâmetros do processo também influenciam na profundidade da ZTA, de forma que para o Ti-6Al-4V houve um aumento dessa profundidade com a redução da velocidade de deposição e da velocidade de rotação do pino. Além disso, também se relacionam com as temperaturas máximas atingidas no processo, de forma que para maiores velocidades de deposição e de rotação do pino consumível tem-se menores temperaturas, sendo que estas variaram mais significativamente com a velocidade de deposição.

- A diferença entre as temperaturas máximas nos dois termopares de cada revestimento depositado não excedeu 10%, de forma que pode-se considerar que a temperatura máxima no processo, para pequenos comprimentos de revestimento, não varia significativamente.

- As medições de temperatura mostraram que ambos os revestimentos foram deformados na fase β e que a decomposição na fase β para a liga de titânio Ti-6Al-4V ocorre através de transformações martensíticas, com formação de uma estrutura Widmanstätten. Para o Ti grau 1 a microestrutura mostra uma típica formação Widmanstätten também, com grandes grãos aciculares α -Ti. Para este último não ocorreu a transformação martensítica, sendo a presença de grãos aciculares uma outra forma da fase α .

- Quanto aos perfis de microdureza, no estado como depositado, pode-se observar que os gráficos apresentaram 3 regiões distintas: região do depósito, da ZTA e do substrato sem ser afetado pela temperatura, sendo que a transição de uma região pra outra apresentou-se de forma abrupta. Foi observado um aumento na dureza do revestimento em relação à ZTA e ao metal de base.

- A alta dureza da ZTA comparada à do metal base é devido às alterações da microestrutura.
- Em todos os depósitos analisados não foram observados a presença de vazios na interface depósito/substrato, os quais poderiam diminuir consideravelmente a resistência a adesão do depósito ao substrato.
- Os revestimentos apresentaram uma baixa ductilidade, mas uma boa integridade de ligação.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar um planejamento para otimização dos experimentos,
- Utilizar uma maior faixa de parâmetros do processo (velocidades de deposição e de rotação).
- Realizar deposições com múltiplos passes e avaliação mecânica/metalúrgica destes depósitos.
- Realizar um estudo mais detalhado das microestruturas presentes e correlacionar com as propriedades dos depósitos.
- Realizar ensaios de desgaste, fadiga e corrosão em depósitos nestas condições e parâmetros de deposição.
- Fazer estudo da energia de soldagem gerada durante o processo, pois os modelos utilizados atualmente tem muitas simplificações, além de serem basicamente baseados na energia gerada durante a SAPNC.
- Usar uma diferente liga de titânio para evitar grãos lamelares visando melhorar as propriedades dos revestimentos.
- Avaliar a eficiência da deposição.

REFERÊNCIAS

ASTM E3 - 01. “Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimen”, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2008, www.astm.org.

ASTM E190 - 92. “Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds”, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011, www.astm.org.

ASTM E384 – 10. “Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials”, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010, www.astm.org.

BAUER, J. R.; LOGUERCIO, A. D.; REIS, A.; RODRIGUES FILHO, L. E. Microhardness of Ni-Cr alloys under different casting conditions. **Brazilian Oral Research**, v. 20, n. 1, 2006.

CHANDRASEKARAN, M.; BATCHELOR, A. W.; JANA, S. Friction surfacing of metal coatings on steel and aluminum substrate. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 72, p. 446–452, 1997.

DONACHIE JR, M. J. **TITANIUM: A Technical Guide**. Second Edition. Ohio: ASM International, 2000.

FERREIRA, M. **Caracterização Mecano Tribológica e Comportamento em Corrosão de Revestimentos Depositados por Atrito**. 2010. 77 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2010.

FITSEVA, V.; KROHN, H.; HANKE, S.; DOS SANTOS, J. F. Friction surfacing of Ti-6Al-4V: process characteristics and deposition behaviour at various rotational speeds. **Surface and Coatings Technology**, v. 278, p.56-63, 2015.

FITSEVA, V.; HANKE, S.; DOS SANTOS, J. F.; GLEISING, B. The role of process temperature and rotational speed in the microstructure evolution of Ti-6Al-4V friction surfacing coatings. **Materials and Design**, v. 110, p.112–123, 2016.

FURUHARA, T.; POORGANJI, B.; ABE, H.; MAKI, T. Dynamic Recovery and Recrystallization in Titanium Alloys by Hot Deformation. **JOM: Journal of the Minerals, Metals & Materials Society**, v.59, n. 1, p. 64 - 67, 2007.

GANDRA, J.; MIRANDA, R. M.; VILAÇA, P. Performance analysis of friction surfacing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p.1676 – 1686, 2012.

GANDRA J. PEREIRA, D.; MIRANDA, R. M.; SILVA, R. J. C.; VILAÇA, P. Deposition of AA6082-T6 over AA2024-T3 by friction surfacing – mechanical and wear characterization. **Surface and Coatings Technology**, v. 223, p.32 – 40, 2013a.

GANDRA, J.; PEREIRA, D.; MIRANDA, R. M.; VILAÇA, P. Influence of process parameters in the friction surfacing of AA 6082-T6 over AA 2024-T3. **Procedia CIRP**, v. 7, p. 341 – 346, 2013b.

GANDRA J.; KROHN, H.; MIRANDA, R. M.; VILAÇA, P.; QUINTINO, L.; DOS SANTOS, J. F. Friction surfacing – A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, p.1062 – 1093, 2014.

HANKE, S. **Microstructural Alterations of Commercial Metallic Alloys by Friction Surfacing**. 2014. 114 f. Tese (Doutorado em Engenharia), Universität Duisburg-Essen, Essen, 2014.

KHANDKAR, M. Z. H.; KHAN, J. A.; REYNOLDS, A. P. Prediction of temperature distribution and thermal history during friction stir welding: input torque based model. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 8, n. 3, p. 165 - 174, 2003.

KUMAR, B.V.; REDDY, G. M.; MOHANDAS, T. Influence of process parameters on physical dimensions of AA6063 aluminium alloy coating on mild steel in friction surfacing. **Defence Technology**, v. xx, p. 1-7, 2015.

LI, J.Q.; SHINODA, T. Underwater Friction Surfacing. **Surface Engineering**, v. 16, n.1, p.31 – 35, 2000.

LIMA, C.C.; TREVISAN, R.E. *Aspersão Térmica – Fundamentos e Aplicações*, Artliber Editora, São Paulo, 2007.

LIU, X. M.; ZOU, Z. D.; ZHANG, Y. H. QU, S. Y.; WANG, X. H. Transferring mechanism of the coating rod in friction surfacing. **Surface & Coatings Technology**, v. 202, p.1889 – 1894, 2008.

MACEDO, M. **Caracterização de depósitos realizados pelo processo de deposição por fricção em chapas de aço de alto carbono**. 2011. 148 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

PAPRITAN, J.C. Friction Welding. *Welding Handbook*, vol. 2, chapter 23, 8th edition, p. 739-764, 1991.

PEREIRA, D. O. A. **Friction Surfacing of Aluminium Alloys**. 2012. 129 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Faculdade de Ciências e Tecnologia, 2012.

PETERS, C.L.a.M., *Titanium and Titanium Alloys*. 2003.

RAFI, H. K.; RAM, G. D. J.; PHANIKUMAR, G.; RAO, K. P. Friction Surfacing of Austenitic Stainless Steel on Low Carbon Steel: Studies on the Effects of Traverse Speed. **Proceedings of the World Congress on Engineering**, v. 2, 2010a.

RAFI, H. K.; RAM, G. D. J.; PHANIKUMAR, G.; RAO, K. P. Friction surfaced tool steel (H13) coatings on low carbon steel: A study on the effects of process parameters on coating characteristics and integrity. **Surface & Coatings Technology**, v. 205, p. 232 – 242, 2010b.

RAFI, H. K.; RAM, G. D. J.; PHANIKUMAR, G.; RAO, K. P. Microstructural evolution during friction surfacing of tool steel H13. **Materials and Design**, v. 32, p.82 – 87, 2011.

RAO, K. P.; SREENU, A. V.; RAFI, H. K.; LIBIN, M. N.; BALASUBRAMANIAM, K. Tool steel and copper coatings by friction surfacing – A thermography study. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, p. 402– 407, 2012a.

RAO, K. P.; DAMODARAM, R.; RAFI, H. K.; RAM, G. D. J.; REDDY, G. M.; NAGALAKSHMI, R. Friction surfaced Stellite6 coatings. **Materials Characterization**, v. 70, p. 111 – 116, 2012b.

RAO, K. P.; SANKAR, A.; RAFI, H. K.; RAM, G. D. J.; REDDY, G. M. Friction surfacing on nonferrous substrates: a feasibility study, **Int J Adv Manuf Technol**, v. 65, p.755 – 762, 2013.

SAKAI, T.; BELYAKOV, A.; KAIBYSHEV, R.; MIURA, H.; JONAS, J. J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. **Progress in Materials Science**, v. 60, p. 130 – 207, 2014.

SHINODA, T.; LI, J. Q.; KATOH, Y.; YASHIRO, T. Effect of Process Parameters During Friction Coating on Properties of Non-Dilution Coating Layers. **Surface Engineering**, v. 14, n. 3, p. 211 -216, 1998.

SUGANDHI, V.; RAVISHANKAR, V. Optimization of Friction Surfacing Process Parameters for AA1100 Aluminum Alloy Coating with Mild Steel Substrate Using Response Surface Methodology (RSM) Technique. **Modern Applied Science**, v. 6, n. 2, p. 69 – 80, 2012.

TAN, M. J.; ZHU, X. J. Dynamic recrystallization in commercially pure titanium. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 18, p. 183 – 186, 2006.

VILAÇA, P.; GANDRA, J.; VIDAL, C. Linear Friction Based Processing Technologies for Aluminum Alloys: Surfacing, Stir Welding and Stir Channeling, in: *Aluminium Alloys - New Trends in Fabrication and Applications* InTech. 2012. DOI: 10.5772/52026.

VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I.; BEDFORD, G. M. Decision support system to optimise the Frictec (friction surfacing) process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 107, p.236 – 242, 2000.

VITANOV, V. I.; VOUTCHKOV, I. I.; BEDFORD, G. M. Neurofuzzy approach to process parameter selection for friction surfacing applications. **Surface and Coatings Technology**, v. 140, p. 256 -262, 2001.

VITANOV, V. I.; VOUTUCHKOV, I. I. Process parameters selection for friction surfacing applications using intelligent decision support. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 159, p. 27 – 32, 2005.

VITANOV, V. I.; JAVAID, N. Investigation of the thermal field in micro friction surfacing. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, p. 2624 – 2631, 2010.

VITANOV, V. I.; JAVAID, N.; STEPHENSON, D. J. Application of response surface methodology for the optimisation of micro friction surfacing process. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, p. 3501 – 3508, 2010.

VOUTCHKOV, I.; JAWORSKI, B. VITANOV, V. I.; BEDFORD, G. M. An integrated approach to friction surfacing process optimization. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 141, p. 26 – 33, 2001.