

LEONARDO HARUO NOZAKI

**Influência dos tratamentos de *shot peening* e 3IP na resistência
à fadiga da liga Ti-6Al-4V**

Leonardo Haruo Nozaki

**Influência dos tratamentos de *shot peening* e 3IP na resistência
à fadiga da liga Ti-6Al-4V**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientadora: Prof^ª. Dr^a. Verônica Mara de Oliveira Velloso

Coorientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Guaratinguetá - SP
2018

N961i	Nozaki, Leonardo Haruo Influência dos tratamentos de shot peening e 3IP na resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V / Leonardo Haruo Nozaki. – Guaratinguetá, 2018. 71 f : il. Bibliografia: f. 66 Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2018. Orientador: Profª. Drª. Verônica Mara de Oliveira Velloso Coorientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald 1. Aço - Fadiga. 2. Implantação iônica. 3. Ligas de titânio. I. Título CDU: 669.14
-------	---

Pâmella Benevides Gonçalves
Bibliotecária/CRB-8/9203

LEONARDO HARUO NOZAKI

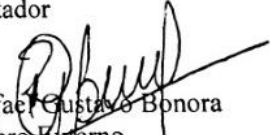
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"ENGENHARIA MECÂNICA"

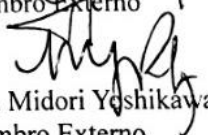
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA.


Prof. Dr. Marcelo Sampaio Martins
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Profa. Dra. Verônica Mara de Oliveira Velloso
Orientador


Prof. Dr. Rafael Gustavo Bonora
Membro Externo


Profa. Dra. Midori Yoshikawa Pitanga
Membro Externo

Novembro, 2018

DADOS CURRICULARES

LEONARDO HARUO NOZAKI

NASCIMENTO	27.02.1996 – São Paulo / SP
FILIAÇÃO	Rildo Massakazu Nozaki Esther Naomi Nozaki
2014/2018	Engenharia Mecânica Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá - UNESP

dedico este trabalho
de modo especial, à minha família

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus, fonte da vida e da graça. Agradeço pela minha vida, minha inteligência, minha família e meus amigos;

ao meu orientador, *Profa. Dra. Verônica Mara de Oliveira Velloso* e co-orientador, *Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald* que jamais deixaram de me incentivar. Sem a sua orientação, dedicação e auxílio, o estudo aqui apresentado seria praticamente impossível;

ao *Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein* pelo auxílio técnico na realização das atividades;

ao pesquisador *Marcel Yuzo Kondo* pelo apoio nas atividades desenvolvidas;

aos meus pais *Rildo Massakazu Nozaki e Esther Naomi Nozaki*, que apesar das dificuldades enfrentadas, sempre incentivaram meus estudos;

às funcionárias da Biblioteca do Campus de Guaratinguetá pela dedicação, presteza e principalmente pela vontade de ajudar;

aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá pela dedicação e alegria no atendimento.

à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) – número do processo 2016/18500-8 – pelo apoio financeiro.

“Só sabemos com exatidão quando sabemos pouco; à medida que vamos adquirindo conhecimento, instala-se a dúvida.”

Goethe

RESUMO

O setor aeronáutico exige, cada vez mais, a otimização e redução de custos envolvidos na produção de peças submetidas a carregamentos estáticos e dinâmicos, e expostas à ambientes desfavoráveis. A liga Ti-6Al-4V vem sendo utilizada nesse setor em virtude das suas propriedades mecânicas apropriadas para esse tipo de aplicação. O principal objetivo deste trabalho é o estudo do comportamento em fadiga da liga Ti-6Al-4V submetida aos tratamentos superficiais de *shot peening* e 3IP.

Primeiramente, as amostras foram submetidas ao tratamento superficial de *shot peening* e, posteriormente ao tratamento de implantação de nitrogênio por 3IP. Para a análise do comportamento em fadiga, foram realizados ensaios de fadiga axial. De modo a complementar o trabalho, foram feitas análises microestruturais das amostras com e sem tratamento utilizando-se as técnicas de difração de raios X, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e medidas de microdureza.

As amostras tratadas por *shot peening* obtiveram maiores valores de resistência à fadiga e rugosidade em comparação às demais condições (sem tratamento, tratada por 3IP, tratada por SP + 3IP). Portanto, conclui-se que, em relação ao comportamento em fadiga do material, as tensões residuais de natureza compressiva induzidas pelo tratamento de *shot peening* tiveram maior impacto do que o aumento da rugosidade.

Já no caso das amostras submetidas ao tratamento combinado de SP + 3IP, os resultados de resistência à fadiga obtidos foram inferiores aos resultados da condição do material sem tratamento, o que indica que a temperatura na qual as amostras foram submetidas durante o tratamento de 3IP pode ter fragilizado o material, prejudicando seu desempenho em fadiga.

PALAVRAS-CHAVE: Fadiga. *Shot peening*. Implantação iônica por imersão em plasma. Liga Ti-6Al-4V.

ABSTRACT

Aeronautical field demands, even more, costs optimization and reducing related to components production subjected to static and dynamic loading, and exposed to hostile environments. Ti-6Al-4V alloy is used in this area due to its mechanical properties. The main objective of this research is to analyze Ti-6Al-4V alloy fatigue behavior subjected to *shot peening* and PIII.

First, the samples have been superficially treated by *shot peening* followed by nitrogen implantation via PIII. For the fatigue behavior study, axial fatigue tests were carried out. In order to complement the research, microstructural analysis were made in samples with and without treatment using X-ray diffraction, optical microscopy, scanning electron microscopy and microhardness measurements.

Samples treated by *shot peening* obtained higher values of fatigue resistance and roughness compared to the other conditions (without treatment, treated by PIII, treated by SP + PIII). Therefore, it was concluded that, considering fatigue behavior, the compressive residual stresses induced by the *shot peening* treatment had a greater impact than roughness increase.

In the case of samples submitted to the combined treatment of SP + PIII, the results of fatigue resistance obtained were lower than the results of the untreated condition, indicating that the temperature which the samples were submitted during the PIII treatment have damaged its fatigue performance.

KEYWORDS: Fatigue. *Shot peening*. Plasma immersion ion implantation. Ti-6Al-4V alloy.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Corpo de prova utilizado no ensaio de fadiga axial.	24
Figura 2 – Ti-6Al-4V sem tratamento: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 1000x	25
Figura 3 – Ti-6Al-4V sem tratamento: (a) 5000x; (b) 10000x.....	26
Figura 4 – Ti-6Al-4V sem tratamento: análise da proporção de fase.....	26
Figura 5 – DRX da liga Ti-6Al-4V sem tratamento superficial.	28
Figura 6 – Topografia do Ti-6Al-4V sem tratamento.	29
Figura 7 – Ti-Al-4V + SP: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 1000x	30
Figura 8 – Ti-6Al-4V + SP: (a) 1000x; (b) 5000x.....	31
Figura 9 – Ti-6Al-4V + SP: 5000x ampliação (camada superficial).....	31
Figura 10 – Ti-6Al-4V + SP: análise da proporção de fase.....	32
Figura 11 – DRX do Ti-6Al-4V + SP.	34
Figura 12 – Topografia do Ti-6Al-4V + SP.	35
Figura 13 – Ti-6Al-4V + 3IP: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 1000x	36
Figura 14 – Ti-6Al-4V + 3IP – 50x ampliação (camada superficial).....	36
Figura 15 – Ti-6Al-4V + 3IP – 100x ampliação (camada superficial).....	37
Figura 16 – Ti-6Al-4V + 3IP: (a) 5000x; (b) 10000x	37
Figura 17 – Ti-6Al-4V + 3IP – 5000x ampliação (camada superficial).....	38
Figura 18 – Ti-6Al-4V + 3IP: análise da proporção de fase	38
Figura 19 – DRX do Ti-6Al-4V + 3IP.	40
Figura 20 – Topografia do Ti-6Al-4V + 3IP.	41
Figura 21 – Gráfico Tensão x Deformação do material tratado por 3IP.	42
Figura 22 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 1000x.....	43
Figura 23 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP – 500x ampliação (camada superficial).	43
Figura 24 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP – 1000x ampliação (camada superficial).	44
Figura 25 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP: (a) 5000x; (b) 10000x	44
Figura 26 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP – 5000x ampliação (camada superficial).	45
Figura 27 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP: análise da proporção de fase	45
Figura 28 – DRX do Ti-6Al-4V com SP + 3IP.	47
Figura 29 – Topografia do Ti-6Al-4V com SP + 3IP.....	48
Figura 30 – Curva S x N do Ti-6Al-4V sem tratamento	51
Figura 31 – Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V sem tratamento a 975 MPa: a) geral (35x); b) nucleação da trinca (2000x).....	52

Figura 32 – Curva S x N do Ti-6Al-4V tratado por SP.....	53
Figura 33 – Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por SP a 975 MPa: a) geral (28x); b) nucleação da trinca (200x).....	54
Figura 34 – Curva S x N do Ti-6Al-4V tratado por 3IP.....	55
Figura 35 – Ti-6Al-4V: (a) e (c) com controle de temperatura; (b) e (d) sem controle de temperatura	56
Figura 36 – Gráfico de Dureza x Profundidade: (a) Amostra com controle de temperatura; (b) Amostra sem controle de temperatura	58
Figura 37 – Ensaio de tração: material sem tratamento e material tratado por 3IP sem controle de temperatura.	59
Figura 38 – Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por 3IP sem controle de temperatura a 250 MPa: a) geral (37x); b) região do final da fratura (500x).	59
Figura 39 – Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por 3IP sem controle de temperatura a 975 MPa: a) geral (37x); b) região do final da fratura (500x).	60
Figura 40 – Curva S x N do Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP.	61
Figura 41 – Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP a 400 MPa: a) geral (35x); b) nucleação da trinca (100x).....	62
Figura 42 – Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP a 875 MPa: a) geral (30x); b) final da fratura (500x).....	62

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Proporção de fases do Ti-6Al-4V sem tratamento.	27
Tabela 2 - Microdureza Vickers: Ti-6Al-4V sem tratamento.	27
Tabela 3 - Proporção de fase Ti-6Al-4V + SP.	32
Tabela 4: Microdureza Vickers: Ti-6Al-4V + SP.	33
Tabela 5 - Proporção de fase Ti-6Al-4V + 3IP.	39
Tabela 6 - Microdureza Vickers: Ti-6Al-4V + 3IP.	39
Tabela 7 - Parâmetros do material tratado por 3IP.	42
Tabela 8 - Proporção de fase Ti-6Al-4V com SP + 3IP.	46
Tabela 9 - Microdureza Vickers: Ti-6Al-4V com SP + 3IP.	46
Tabela 10 - Dados experimentais do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V sem tratamento. ...	49
Tabela 11 - Distribuição de <i>Weibull</i> para as tensões de 950, 975 e 1000 MPa do Ti-6Al-4V sem tratamento.	50
Tabela 12 - Dados experimentais do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V tratado por SP.	52
Tabela 13 - Distribuição <i>Weibull</i> para as tensões de 925 e 975 MPa do Ti-6Al-4V tratado por SP.	53
Tabela 14 - Dados experimentais do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V tratado por 3IP. ...	55
Tabela 15 - Nanodureza: 3IP com controle de temperatura e sem controle de temperatura ...	57
Tabela 16 - Dados experimentais do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP.	60
Tabela 17 - Microdureza Vickers na superfície da liga Ti-6Al-4V.	63
Tabela 18 - Rugosidade Média da liga Ti-6Al-4V.	63
Tabela 19 - Resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V para 10^7 ciclos.	63

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	ASPECTOS GERAIS	14
1.2	LIGA TI-6AL-4V	15
1.3	FADIGA	16
1.4	IMPLANTAÇÃO IÔNICA POR IMERSÃO EM PLASMA (3IP)	17
1.5	<i>SHOT PEENING</i>	18
1.6	MODELOS MATEMÁTICOS PARA ANÁLISE DOS RESULTADOS DE FADIGA	19
2	OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS	21
3	MATERIAIS E MÉTODOS	22
3.1	LIGA TI-AL-4V	22
3.2	TRATAMENTO SUPERFICIAL POR <i>SHOT PEENING</i>	22
3.3	TRATAMENTO SUPERFICIAL POR 3IP	22
3.4	CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA	23
3.4.1	Medidas de Microdureza Vickers	23
3.4.2	Caracterização por Difratometria de Raios – X	23
3.4.3	Perfilometria Óptica	23
3.5	ENSAIOS DE TRAÇÃO	24
3.6	ENSAIOS DE FADIGA AXIAL	24
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	25
4.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	25
4.1.1	Ti-6Al-4V sem tratamento	25
4.1.1.1	Microscopia Óptica (MO)	25
4.1.1.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	25
4.1.1.3	Análise da Proporção de Fases	26
4.1.1.4	Medidas de Microdureza Vickers	27
4.1.1.5	Difratometria de Raios – X	27
4.1.1.6	Perfilometria	28
4.1.2	Ti-6Al-4V tratado com <i>shot peening</i> (SP)	29
4.1.2.1	Microscopia Óptica (MO)	29
4.1.2.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	30
4.1.2.3	Análise da Proporção de Fase	32

4.1.2.4	Medidas de Microdureza Vickers	32
4.1.2.5	Difratometria de Raios – X.....	33
4.1.2.6	Perfilometria	34
4.1.3	Ti-6Al-4V tratado por 3IP	35
4.1.3.1	Microscopia Óptica (MO).....	35
4.1.3.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	37
4.1.3.3	Análise da Proporção de Fases	38
4.1.3.4	Medidas de Microdureza Vickers	39
4.1.3.5	Difratometria de Raios – X.....	40
4.1.3.6	Perfilometria	41
4.1.3.7	Ensaio de Tração.....	41
4.1.4	Ti-6Al-4V tratado por <i>shot peening</i> e 3IP.....	42
4.1.4.1	Microscopia Óptica (MO).....	42
4.1.4.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	44
4.1.4.3	Análise da Proporção de Fases	45
4.1.4.4	Medidas de Microdureza Vickers	46
4.1.4.5	Difratometria de Raios – X.....	47
4.1.4.6	Perfilometria	47
4.2	EMSAIOS DE FADIGA AXIAL	48
4.2.1	Ti-6Al-4V sem tratamento	48
4.2.2	Ti-6Al-4V tratado por <i>shot peening</i>	52
4.2.3	Ti-6Al-4V tratado por 3IP	54
4.2.4	Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP	60
4.3	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	63
5	CONCLUSÕES.....	66
6	REFERÊNCIAS	67

1 INTRODUÇÃO

1.1 ASPECTOS GERAIS

O fenômeno da fadiga em aeronaves e componentes aeronáuticos vem sendo estudado desde a década de 50. Após os acidentes envolvendo os aviões ingleses *Comet*, as pesquisas acerca desse assunto se intensificaram. O processo de fadiga é responsável pela falha e posterior fratura de inúmeros materiais, seja por erros de projetos, carregamentos excessivos, ou ainda pela formação de entalhes durante a fabricação de aeronaves (Nascimento et al, 2014). Os entalhes atuam como concentradores de tensão, os quais correspondem às regiões do material onde a probabilidade de ocorrer a nucleação de trincas por fadiga é maior. Outro fator que contribui para falhas de componentes aeronáuticos é o ambiente agressivo ao qual o avião é submetido, que proporciona o princípio de um processo corrosivo (Nascimento, Voorwald, 2010).

Além dos entalhes, a porosidade e defeitos superficiais também podem atuar como concentradores de tensão, favorecendo o início do processo de fadiga (Dunstan et al, 2018), o qual geralmente se inicia na superfície do material por meio da nucleação da trinca (Lukás, Kunz, 2003). Dessa maneira, os tratamentos superficiais influenciam o comportamento em fadiga do material devido à possibilidade de afetar os seguintes aspectos: microestrutura da camada superficial; rugosidade; acabamento superficial; tensões residuais. Alguns tratamentos atuam de forma a aumentar a resistência à fadiga do material, como no caso do *shot peening* (Benedetti et al, 2010), ao passo que outros tratamentos geralmente prejudicam a vida em fadiga do material, como no caso do revestimento aplicado pela técnica de eletrodeposição de cromo duro (Hotta et al, 1995).

Nesse contexto, as ligas de titânio, como o Ti-6Al-4V, são muito utilizadas no setor aeronáutico, devido às suas propriedades como elevada resistência mecânica, elevada resistência à corrosão, boa rigidez e baixo peso específico (Costa et al, 2010). Cerca de 80% da produção das ligas de titânio é destinada ao setor aeronáutico e aeroespacial, sendo utilizadas, principalmente, na fabricação da fuselagem, asas e outros componentes estruturais das aeronaves (Chunxiang et al, 2011). O presente estudo tem como objetivo estudar a liga Ti-6Al-4V aplicada como matéria prima de palhetas de turbinas de motores à jato. Apesar de apresentarem boa resistência mecânica, elevada resistência à corrosão e baixo peso específico, as ligas de titânio apresentam propriedades tribológicas ruins, como baixa resistência ao desgaste e ao atrito (Cressman, Tury, Doll, 2016), sendo muitas vezes necessário submetê-las a

tratamentos superficiais, como o revestimento por deposição física de vapor (PVD), ainda que esse tipo de tratamento prejudique a vida em fadiga da liga (Costa et al, 2010). No presente trabalho, foram utilizados os tratamentos de shot peening (SP) e Implantação Iônica por Imersão em Plasma (3IP), de modo a analisar o comportamento em fadiga da liga Ti-6Al-4V submetida a esses tratamentos combinados.

1.2 LIGA TI-6AL-4V

As ligas de titânio, são consideradas adequadas para aplicação nos setores aeronáutico, biomédico, químico, nuclear e automotivo. Tal fato se deve às suas propriedades mecânicas, tais como: baixa densidade, alta resistência específica, boa soldabilidade, baixo coeficiente de expansão térmica, elevada resistência à corrosão à temperatura ambiente e elevada resistência térmica (Li et al, 2017; Lin et al, 2017; Tao et al, 2017). No setor aeronáutico, a utilização das ligas de titânio é interessante devido ao baixo peso aliado a uma elevada resistência mecânica. Elas são capazes de manter boa resistência mecânica e são estáveis em atmosferas com temperaturas de até 500 °C. As aeronaves, por voarem em velocidades extremamente altas, têm seus motores operando sob temperaturas elevadas. Nesse tipo de aplicação, o uso das ligas de titânio é preferível em relação às demais ligas, como as de alumínio, por exemplo, que possuem menor resistência mecânica (Li et al, 2017).

O titânio é um elemento químico alotrópico, ou seja, sua estrutura cristalina se modifica com o aumento da temperatura. Em temperaturas abaixo de 882 °C (β *transus*), o titânio possui estrutura hexagonal compacta (HC), conhecida como fase α . Acima dessa temperatura, sua estrutura cristalina passa a ser cúbica de corpo centrado (CCC), conhecida como fase β (Chassaing et al, 2014). A liga utilizada nesse estudo (Ti-6Al-4V) tem a capacidade de manter ambas as fases à temperatura ambiente devido aos estabilizadores de fase, no qual o alumínio estabiliza a fase α e o vanádio estabiliza a fase β (Crupi et al, 2017).

A elevada resistência à corrosão do titânio se deve a sua alta afinidade química com elementos intersticiais, sendo facilmente oxidado, formando uma fina e aderente camada de óxido de titânio (TiO₂). Essa camada tem a função de proteger o substrato contra o processo corrosivo (Oliveira et al, 2014).

Na última década, uma série de estudos foram realizados com o objetivo de caracterizar a liga Ti-6Al-4V. Morita et al (2014) estudaram os efeitos do tratamento combinado (nitretação a plasma, tratamento térmico duplo e bombardeamento de partículas finas) na resistência à fadiga, nas propriedades mecânicas (módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de

resistência à tração, ductilidade e redução de área) e na resistência ao desgaste da liga. Segundo os autores, os tratamentos apresentaram uma melhora na resistência ao desgaste, um aumento de 30% na resistência à tração e 59% na resistência à fadiga da liga.

Rahmati et al (2016) analisaram a influência do revestimento de uma fina camada de óxido de tântalo (TaO_2) na resistência ao desgaste e à corrosão da liga Ti-6Al-4V. Os autores observaram que a liga de titânio revestida com óxido de tântalo obteve um aumento na resistência ao desgaste e à corrosão em relação à liga não revestida.

1.3 FADIGA

A determinação da resistência à fadiga do material é um importante aspecto para assegurar a integridade estrutural de componentes submetidos a carregamentos de amplitude constante e variável. Além disso, a exposição do material a ambientes agressivos pode provocar sua corrosão, acelerando seu processo de fadiga (Voorwald et al, 2010).

O estudo sobre o comportamento dos processos de nucleação e propagação de trincas é importante, pois mesmo que a tensão de operação não ultrapasse o limite de escoamento, pode ocorrer falhas devido à fadiga. Essas falhas costumam se iniciar na superfície do material, por meio da nucleação da trinca, a qual é responsável por consumir mais de 80% da vida em fadiga do material (Torres, Voorwald, 2002; Le Biavant et al, 2002).

A nucleação de trincas ocorre devido à formação de regiões concentradoras de tensão. No caso de componentes utilizados na área da engenharia, o aumento de tensão na camada superficial pode ser provocado tanto pela formação de entalhes como pelos processos de torção e dobra do componente, induzindo gradientes de tensão cujo maior valor está localizado na superfície do material. Essas regiões concentradoras de tensão induzem um aumento local de tensões plásticas cíclicas, favorecendo o início do processo de nucleação de trincas (Lukás et al, 2003).

Mesmo no caso de materiais homogêneos submetidos a carregamentos uniaxiais, as trincas, preferencialmente, se nucleariam na superfície do material, pois o processo de nucleação de trinca é induzido pela deformação plástica cíclica. Tal processo de deformação ocorre de maneira facilitada na superfície do material. Um grão localizado na superfície do material possui em sua vizinhança uma quantidade menor de grãos em relação a um grão localizado no interior do material, sendo os grãos presentes na vizinhança responsáveis por restringir e dificultar o processo de deformação plástica cíclica. Dessa maneira, a deformação plástica cíclica e a nucleação da trinca ocorrem com maior facilidade na superfície do material

(Lukás et al, 2003).

Um dos maiores problemas com relação à liga Ti-6Al-4V são suas propriedades tribológicas inferiores, quando comparada com outras ligas estruturais. Dessa maneira, esse material é, geralmente, submetido a tratamentos superficiais, com o intuito de melhorar sua resistência à fadiga, por meio da desaceleração dos processos de nucleação e propagação de trincas, permitindo ao componente tratado suportar maior carga de operação. Esses processos provocam alterações superficiais na composição química e nas propriedades mecânicas do material, além de modificar o perfil de tensões residuais na camada superficial (Savaria et al, 2016).

Na literatura, há diversos estudos sobre a análise em fadiga da liga Ti-6Al-4V. Farokhzadeh et al (2015) estudaram o comportamento em fadiga da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento de nitretação à plasma em baixa temperatura (600 °C). Embora a performance em fadiga do material tratado a essa temperatura ter sido superior em comparação à nitretação à plasma convencional (750 – 1100 °C), ainda houve redução de 23% no limite de resistência à fadiga em relação ao material sem tratamento.

Kumar et al (2015) analisaram o comportamento tribológico da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento de *laser peening*. Os autores observaram um aumento na tensão residual de compressão na camada superficial do material em relação à liga sem tratamento, além de maior tensão residual compressiva no tratamento de *laser peening* realizado na água em comparação ao tratamento realizado ao ar. Também foi observado um aumento na resistência ao desgaste da liga tratada em relação ao material sem tratamento.

Wu et al (2012) realizaram a análise em fadiga da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento de nitretação à plasma. Os autores reportaram uma redução de 17% na resistência à fadiga da liga nitretada em relação à liga sem tratamento.

1.4 IMPLANTAÇÃO IÔNICA POR IMERSÃO EM PLASMA (3IP)

A técnica de 3IP consiste no bombardeamento da superfície do material por íons de média e alta energia, deslocando os átomos do material alvo de suas posições originais, provocando uma distorção na rede cristalina. As etapas desse procedimento são: polarização com tensão pulsada negativa do alvo, aceleração dos elétrons na direção contrária ao alvo e aceleração dos íons presentes no plasma na mesma direção do alvo. Apesar da temperatura de tratamento ser relativamente baixa, a tensão na qual o material é submetido, geralmente, é elevada (Kostov et al, 2004; Kostov et al, 2007).

O tratamento por 3IP é um método avançado de modificação superficial por meio da implantação iônica tridimensional em peças de geometria complexa (Mello et al, 2009). Diferentemente dos processos de revestimento, nos quais há alteração dimensional em virtude da formação de camada de revestimento, no 3IP, essa alteração dimensional é desprezível, visto que, neste caso, o elemento penetra na superfície do material por meio do fenômeno da difusão (Chang et al, 2006). Além disso, na técnica de 3IP, pode não ocorrer a formação de uma interface substrato/recobrimento, região na qual há o acúmulo de tensões que prejudicam a aderência entre as duas camadas, possibilitando a nucleação de trincas por fadiga (Bonora, 2015).

Esse tratamento visa o aumento da resistência ao desgaste e à diminuição do coeficiente de atrito do material. Além disso, esse processo pode, também, induzir tensões residuais compressivas na superfície do material, protegendo-o contra o fenômeno da fadiga, já que o processo de nucleação e propagação de trincas é desacelerado em função da oposição entre as tensões de tração e de compressão induzidas (Mello et al, 2009).

Silva et al (2007) analisaram o comportamento da resistência à corrosão da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento por 3IP, variando-se o tempo de tratamento e os gases dos plasmas (N_2/H_2 misturados e apenas N_2). A amostra tratada com N_2/H_2 misturados durante 1,5 h obteve a máxima penetração de nitrogênio (~ 88 nm). Em relação ao material sem tratamento, houve um aumento de cerca de 47% na dureza do material nos dois meios de tratamento. Com relação à resistência à corrosão, a amostra submetida ao tratamento com apenas N_2 obteve o melhor resultado.

1.5 SHOT PEENING

O tratamento de *shot peening* em ligas de titânio tem sido utilizado no setor aeroespacial desde a década de 1970 (Lainé et al, 2017). Essa técnica consiste em um tratamento superficial à frio com o objetivo de aumentar a resistência à fadiga do material, por meio de um processo de jateamento de pequenas esferas com elevada energia cinética na superfície da peça. As colisões das esferas contra a superfície do material provocam deformações elásticas e plásticas na região, induzindo tensões residuais de compressão na camada superficial e tensões residuais de tração na camada interior do material (Rahmati et al, 2016; Nordin, Alfredsson, 2016).

As tensões residuais compressivas induzidas na superfície do material dificultam o processo de nucleação de trincas em carregamentos de natureza tanto estática, quanto dinâmica, possibilitando um aumento na resistência à fadiga do material. O tratamento de *shot peening*,

além de gerar tensões residuais internas de compressão na superfície do material, também pode modificar a sua microestrutura, por meio do refinamento do tamanho de grão, contribuindo para o aumento de propriedades como resistência mecânica e dureza, assim como inibindo os processos de nucleação e propagação de trincas na superfície do material, aumentando a sua vida em fadiga (Wang et al, 2016).

Entretanto, além do refinamento do tamanho de grão, o *shot peening* também provoca aumento na rugosidade do material, fato que pode induzir concentradores de tensão na região superficial, promovendo a nucleação de trincas de fadiga na superfície do material. Assim, o estudo dos efeitos dos parâmetros do *shot peening* são importantes tanto em relação ao refino do grão, como em relação à rugosidade superficial gerada (Liu et al, 2017).

Vielma et al (2014) estudaram o impacto de diferentes intensidades de *shot peening* (de 8A a 21A, com 100% de cobertura) na vida em fadiga de um aço estrutural de médio carbono temperado e revenido submetido a carregamentos alternados de 45% e 50% da resistência à tração do aço. Em todas as intensidades ensaiadas obteve-se melhora no comportamento em fadiga das amostras em comparação ao material sem tratamento, sendo que, para a intensidade de 10A foi obtida a maior vida em fadiga.

Gao et al (2011) analisaram o comportamento em fadiga da liga de alumínio 7475 – T7351 submetida ao tratamento de *shot peening*. Nas amostras tratadas, houve uma redução na taxa de crescimento de pequenas trincas em relação ao material sem tratamento, aumentando a vida em fadiga do material, devido às tensões residuais compressivas induzidas na camada superficial da liga.

1.6 MODELOS MATEMÁTICOS PARA ANÁLISE DOS RESULTADOS DE FADIGA

O uso de ferramentas de análises estatísticas é recomendado quando os dados experimentais de fadiga obtidos apresentam grande dispersão e variabilidade. Nesse trabalho serão utilizados dois modelos matemáticos para analisar os dados de fadiga: modelo da distribuição Log-Normal (Equação 1) e modelo da distribuição de *Weibull* (Equação 2).

$$\text{Log}N = A'_1 + A'_2 * \sigma_{m\acute{a}x} \quad (1)$$

Onde N é o número de ciclos ou tempo de vida do material submetido ao ensaio de fadiga e $\sigma_{m\acute{a}x}$ é a tensão máxima de trabalho.

$$f(x) = \frac{m}{a} \left(\frac{x}{a}\right)^{m-1} e^{-\frac{x^m}{a}} \quad \text{para } a \geq 0, m \geq 0 \quad (2)$$

Onde a é o parâmetro de escala, ou seja, representa o número de ciclos ao qual há uma probabilidade de sobrevivência de 63,21%; m é o parâmetro de forma (relacionado à confiabilidade); x corresponde ao número de ciclos.

A equação da probabilidade de falha do material (Equação 3) é obtida ao integrar a função densidade de probabilidade:

$$F_f(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x}{a}\right)^m} \quad (3)$$

É possível rearranjar a Equação 3 para obter uma equação linear. No entanto, como a função $F_f(x)$ não pode ser definida de maneira direta, esse valor é estimado de maneira empírica pela classificação média de Bernard (Equação 4).

$$MR = \frac{i-0,3}{n+0,4} \quad (4)$$

Onde i corresponde ao número de amostras no conjunto, e n é o número total de amostras ensaiadas em cada tensão.

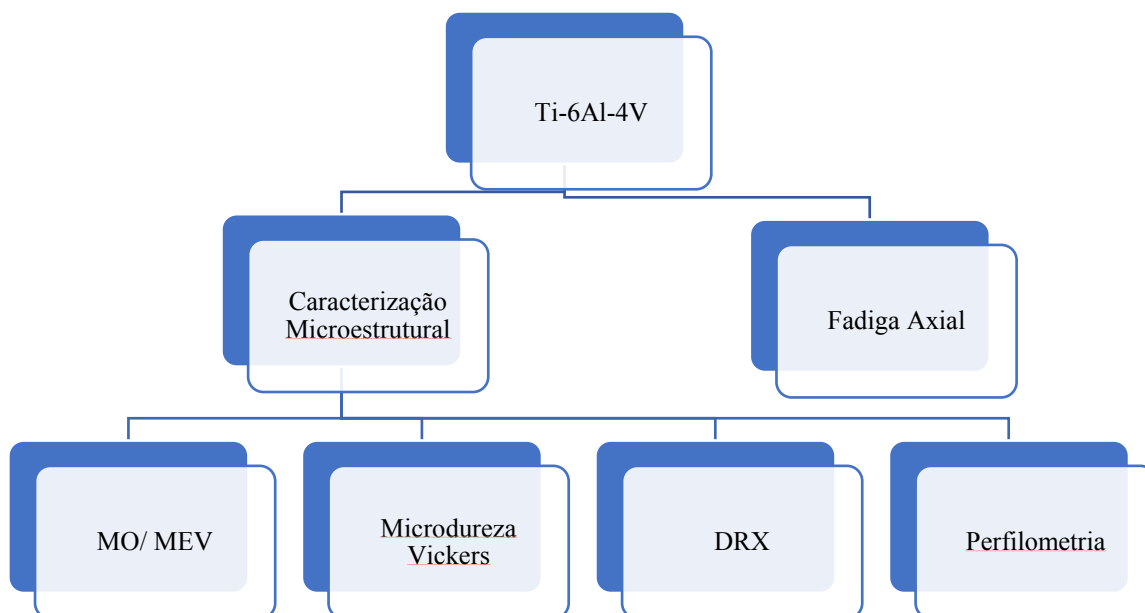
Assim, cada ensaio fornece um conjunto de coordenadas (X,Y) que gera uma reta, o que possibilita o cálculo dos parâmetros de *Weibull* (a e m) em cada nível de tensão. Conhecendo a equação probabilidade de falha (Equação 3), é possível simular a probabilidade de falha por meio da estipulação do número de ciclos na Equação 2 (Effertz et al, 2016; Sivapragash et al, 2008).

2 OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS

O presente estudo insere-se nos objetivos de trabalho do grupo de pesquisa “Fadiga e Materiais Aeronáuticos” da UNESP – Campus Guaratinguetá. O grupo iniciou seus trabalhos no final da década de 80 e desenvolveu estudos sobre o comportamento em fadiga de aços, ligas de alumínio e compósitos para aplicação aeronáutica (Cioffi et al, 2010; Costa et al, 2006; Nascimento, Voorwald, 2010). Ao todo, mais de 100 artigos, dissertações de mestrado e teses de doutorado foram publicados. Nos últimos anos, o grupo tem desenvolvido estudos sobre uma nova técnica de modificação superficial (3IP) aplicada à materiais metálicos aeronáuticos e submetidos à fadiga (Bonora, 2015). Desse modo, a presente proposta está alinhada aos interesses de pesquisa do grupo e irá contribuir com resultados que correlacionam modificação superficial por SP + 3IP e comportamento em fadiga.

Para a realização do trabalho, o material nas condições: sem tratamento, tratado por SP, tratado por 3IP e tratado por SP + 3IP foi submetido às seguintes etapas, conforme ilustrado no Quadro 1:

Quadro 1 – Resumo das atividades desenvolvidas



Fonte: Autoria própria

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 LIGA TI-AL-4V

Neste estudo, foi utilizada a liga Ti-6Al-4V sob forma de barras cilíndricas com 1,0 m de comprimento e 14 mm de diâmetro, adquiridas junto a Empresa Realum Indústria e Comércio de Metais Puros e Ligas Ltda.

3.2 TRATAMENTO SUPERFICIAL POR *SHOT PEENING*

Os parâmetros utilizados no tratamento por *shot peening* foram: intensidade de 0,41 – 0,49A, cobertura de 100%. Para o jateamento foram utilizadas esferas de aço S230 (Ø de 0,7 mm), com dureza HRC 57. O processo foi realizado junto à empresa Soltrat Serviços de *Shot peening* Ltda., segundo a norma AMS 2430. A granulometria da esfera foi determinada de acordo com a norma SAE J444.

3.3 TRATAMENTO SUPERFICIAL POR 3IP

No tratamento de 3IP, os seguintes parâmetros foram utilizados: tensão de 5kV, frequência de bombardeamento de 400 Hz (400 pulsos por segundo que ficaram ativos por 40 microsegundos). Nesse tratamento, foi utilizada uma técnica de aquecimento da amostra por meio de um cátodo termoiônico de (Ba, Sr, Ca) O, responsável por produzir elétrons que bombardeiam a amostra, permitindo um aumento da temperatura do substrato, promovendo maior difusão do nitrogênio no material tratado em comparação aos tratamentos por 3IP sem o aquecimento da amostra. A temperatura de aquecimento do substrato foi de 800 °C e a duração do tratamento foi de 2h. No entanto, devido à combinação entre o aquecimento termoiônico e o bombardeamento iônico de nitrogênio, a temperatura da amostra ultrapassou os 800 °C, provocando modificação microestrutural da amostra. Dessa maneira, para as condições de tratamento por 3IP e por SP + 3IP, foi realizado um monitoramento da temperatura, de modo que a temperatura do substrato não ultrapassasse os 800 °C.

3.4 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA

As amostras foram preparadas conforme os padrões usuais de metalografia, sendo submetidas ao embutimento a quente e depois lixadas manualmente com lixas à base de SiC, na sequência de granas 200, 600, 800, 1200 #. Em seguida, foi realizado o polimento com suspensão de sílica coloidal (OP-S). Enfim, as amostras foram submetidas ao ataque Kroll (HF, 1%; HNO₃, 4%; água).

Para obtenção de imagens em microscopia óptica foi utilizado um microscópio óptico (MO) Nikon Epiphot 200.

Em seguida, as amostras foram, também, observadas em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) LEO modelo 1450-VP com filamento de tungstênio no modo de elétrons retroespalhados e com tensão de aceleração variando de 8 a 30 kV.

3.4.1 Medidas de Microdureza Vickers

Com o intuito de realizar a caracterização mecânica do material em todas as condições de tratamento, foram realizadas medidas de microdureza Vickers ao longo da seção transversal dos corpos de prova. Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E384, utilizando um microdurômetro digital HMV-2T da Shimadzu, adquirido no projeto FAPESP 2006/03570-9 e instalado no Departamento de Materiais e Tecnologia – DMT - UNESP - Guaratinguetá.

3.4.2 Caracterização por Difratometria de Raios – X

Para realizar a identificação das fases presentes, as amostras (em todas as condições de tratamento) foram submetidas à caracterização pela técnica de difração de raios – X. Os parâmetros utilizados foram: tensão de 40 kV; corrente de 30 mA; ângulo (2θ) variando de 30 a 90°; passo angular de 0,05° e tempo de contagem de 1s por ponto, sob radiação Cu-K α com monocromador de grafite. A identificação dos compostos formados foi realizada com o auxílio dos dados contidos nos registros JCPDS-ICDD (1988) e Villars-Calvert (1991).

3.4.3 Perfilometria Óptica

Foi utilizado o perfilômetro óptico modelo Leica DCM 3D para determinar a rugosidade das amostras de Ti-6Al-4V nas condições: sem tratamento, tratada por SP, tratada por 3IP e

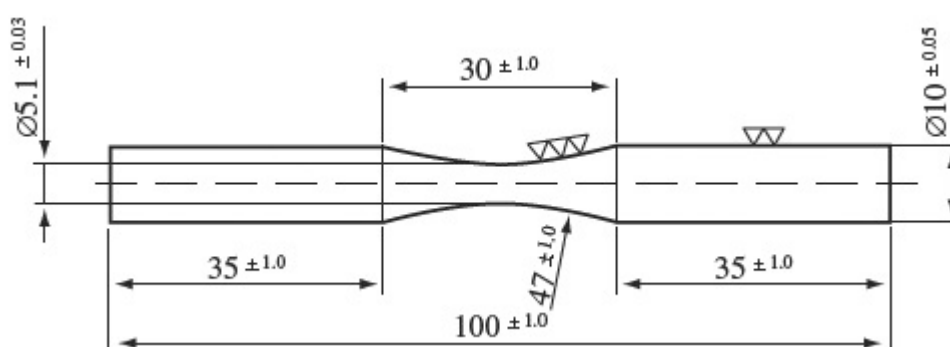
tratada por SP + 3IP. O equipamento está instalado no Departamento de Materiais e Tecnologia – DMT – UNESP – Guaratinguetá.

3.5 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados para determinação das propriedades mecânicas do material, como: limite de escoamento, limite de resistência à tração e ductilidade. Os ensaios foram feitos na máquina universal de ensaios Instron 8801, instalada no Departamento de Materiais e Tecnologia – DMT - UNESP – Guaratinguetá conforme a norma ASTM E8M.

3.6 ENSAIOS DE FADIGA AXIAL

Foram realizados ensaios de fadiga axial utilizando o equipamento Instron 8801 instalado no Departamento de Materiais e Tecnologia – DMT - UNESP – Guaratinguetá. Os testes foram conduzidos até a fratura ou até um número de ciclos igual a 10^6 ciclos para $R = 0,1$ e frequência de 10 Hz. Também foram obtidas as curvas S x N, conforme a norma ASTM E466 – 10 para o material base e para o material tratado. As dimensões dos corpos de prova utilizados estão representadas na Figura 1:



Fonte: Autoria própria

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

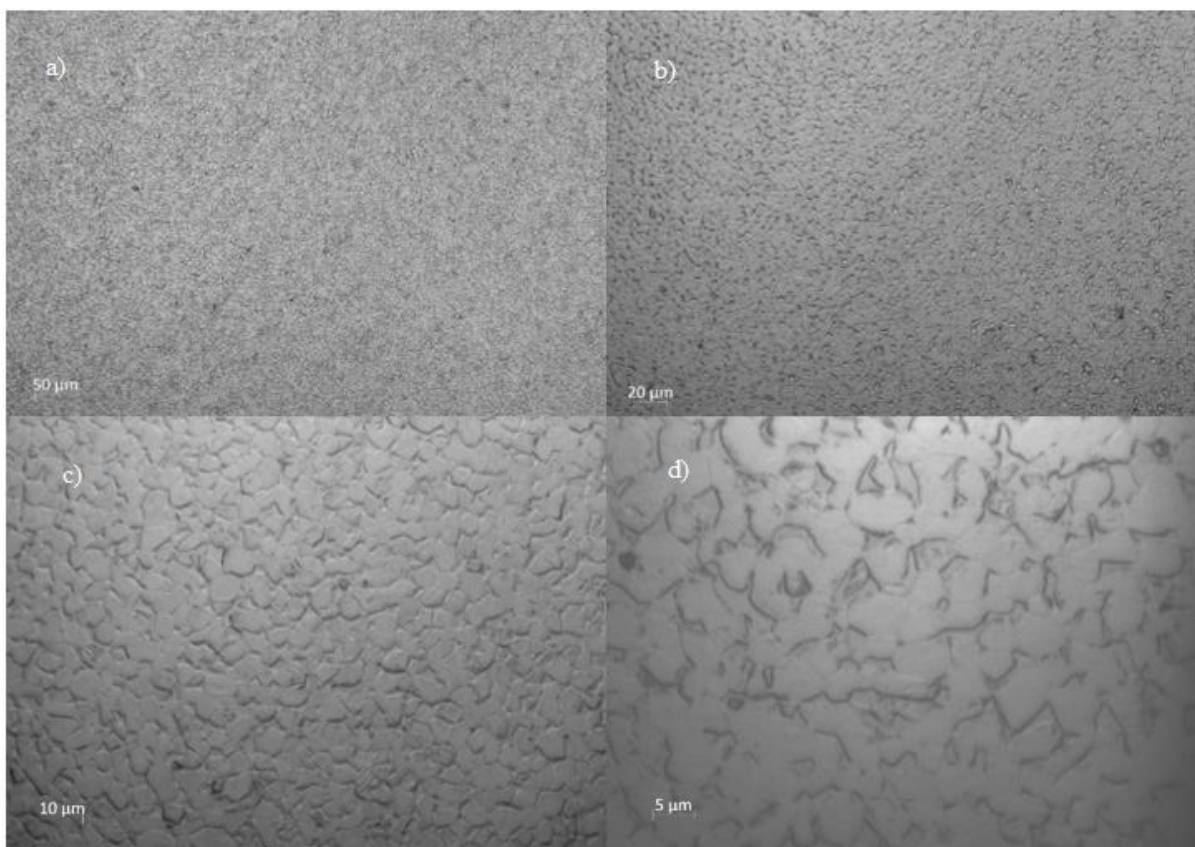
4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

4.1.1 Ti-6Al-4V sem tratamento

4.1.1.1 Microscopia Óptica (MO)

A Figura 2 mostra a microestrutura da liga Ti-6Al-4V sem tratamento. Foram obtidas imagens de microscopia óptica com ampliações de 100x (a), 200x (b), 500x (c) e 1000x (d). As imagens revelam a presença de uma microestrutura bifásica, compostas pela fase α (mais clara) e a fase β (mais escura).

Figura 2 – Ti-6Al-4V sem tratamento: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 1000x

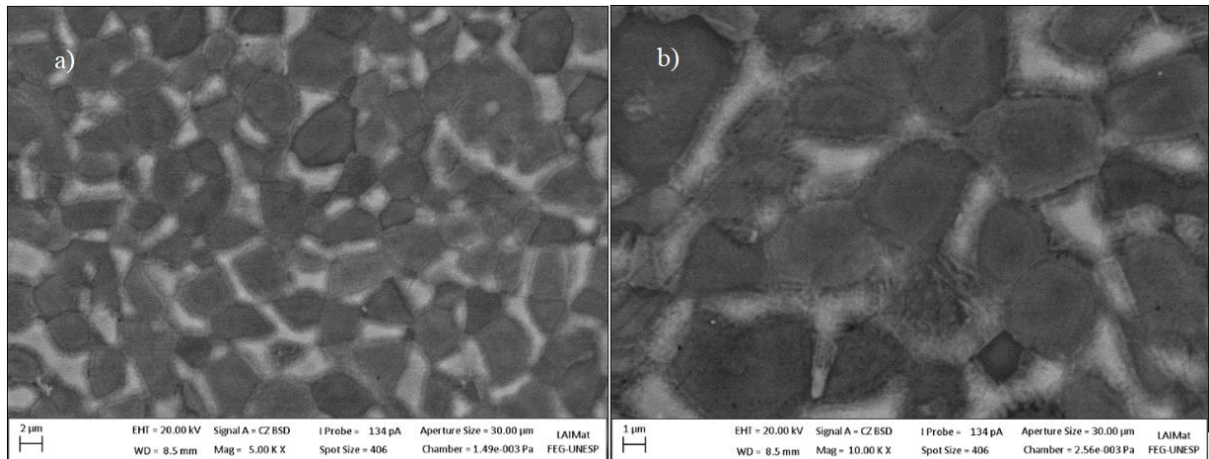


Fonte: Autoria própria

4.1.1.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

A Figura 3 apresenta a microestrutura do Ti-6Al-4V sem tratamento obtida por MEV. Neste caso, a fase α corresponde à fase mais escura, ao passo que a fase β à fase mais clara.

Figura 3 – Ti-6Al-4V sem tratamento: (a) 5000x; (b) 10000x

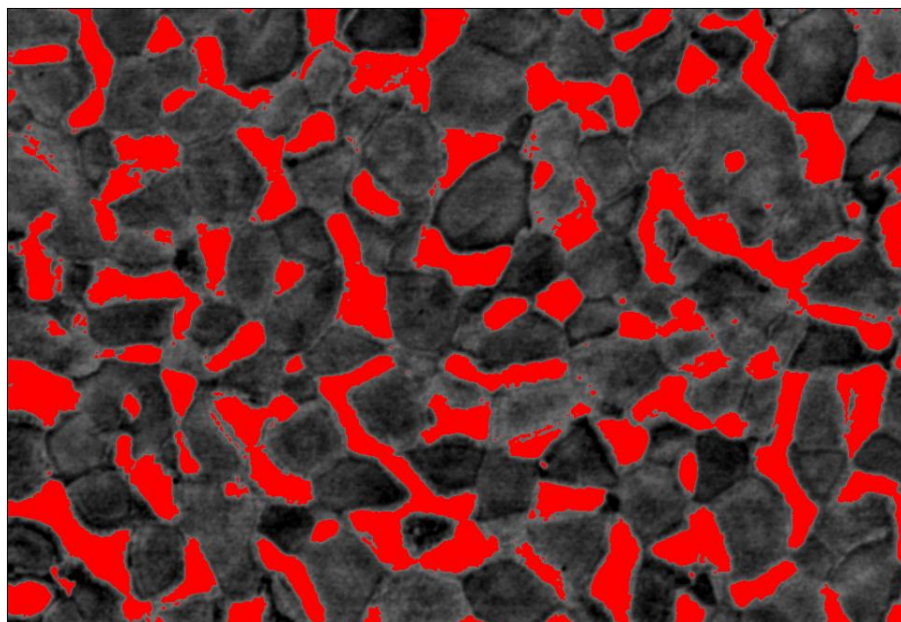


Fonte: Autoria própria

4.1.1.3 Análise da Proporção de Fases

Com o auxílio do *software* ImageJ, foi possível estimar a porcentagem de cada fase presente na microestrutura do material base, utilizando uma imagem obtida por MEV com 5000x de ampliação (Figura 4).

Figura 4 – Ti-6Al-4V sem tratamento: análise da proporção de fase



Fonte: Autoria própria

A região em vermelho corresponde à fase β e a porcentagem em área de cada fase está apresentada na Tabela 1:

Tabela 1: Proporção de fases do Ti-6Al-4V sem tratamento.

Fase	Porcentagem em área (%)
α	76,1
β	23,9

Fonte: Autoria própria

4.1.1.4 Medidas de Microdureza Vickers

Foram realizadas medidas de microdureza Vickers no material sem tratamento. Os valores obtidos estão listados na Tabela 2:

Tabela 2: Microdureza Vickers: Ti-6Al-4V sem tratamento.

Medida	Valor (HV)
1	332
2	347
3	342
4	330
5	340
6	335
7	332
8	337
9	339
10	339

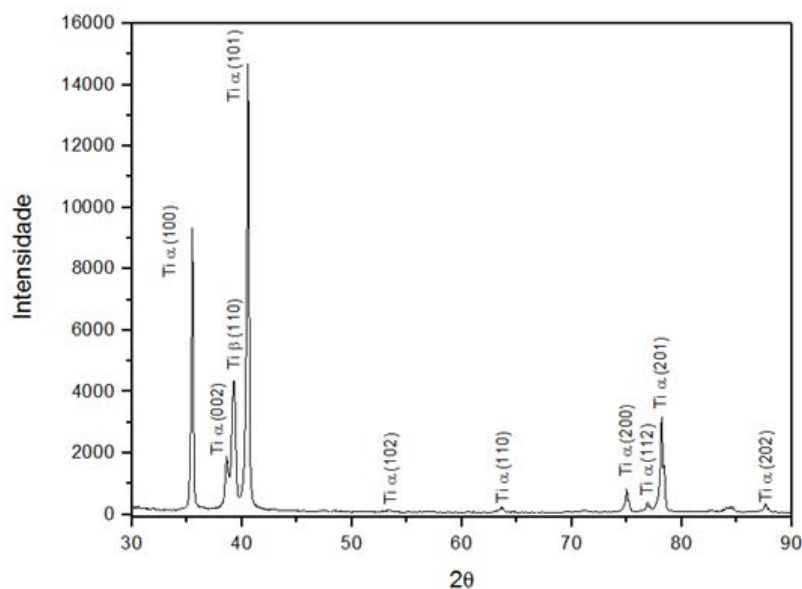
Fonte: Autoria própria

O valor médio de microdureza obtido foi de 337 ± 5 HV. Os valores de microdureza Vickers encontram-se dentro da faixa de valores obtidos por Gujba et al (2017), que analisaram a microdureza da liga Ti-6Al-4V.

4.1.1.5 Difractometria de Raios – X

A Figura 5 apresenta a análise do material base por difração de raios – X:

Figura 5: DRX da liga Ti-6Al-4V sem tratamento superficial.



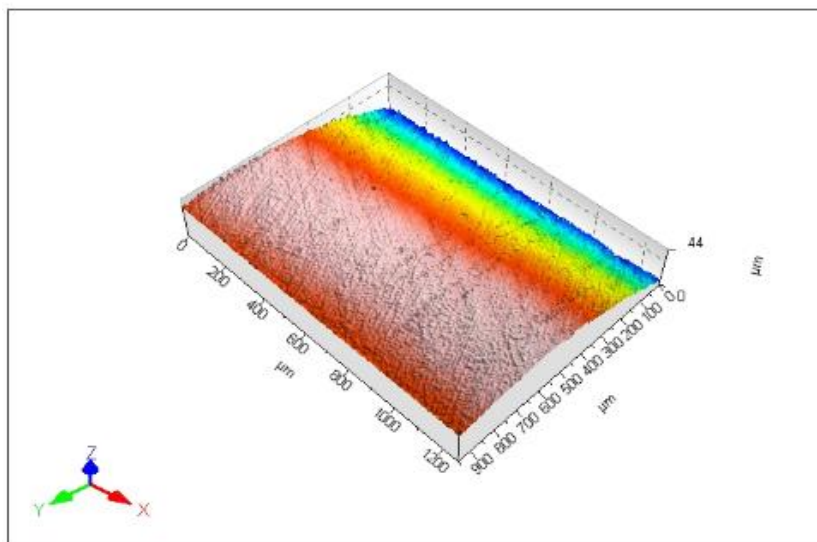
Fonte: Autoria própria

Utilizando a técnica de DRX, notou-se a presença de duas fases (Ti- α e Ti- β) na microestrutura da liga Ti-6Al-4V. Os picos com maiores intensidades correspondem à fase α , localizados nos pontos $2\theta = 35,5^\circ$ e $40,6^\circ$. Também foi observado uma pequena quantidade de fase β relacionada ao plano (110), localizado no ponto $2\theta = 39,4^\circ$.

4.1.1.6 Perfilometria

Utilizando a técnica de perfilometria óptica, obteve-se o valor da rugosidade média $R_a = 1,03 \mu\text{m}$. A Figura 6 mostra a topografia do material sem tratamento.

Figura 6: Topografia do Ti-6Al-4V sem tratamento.



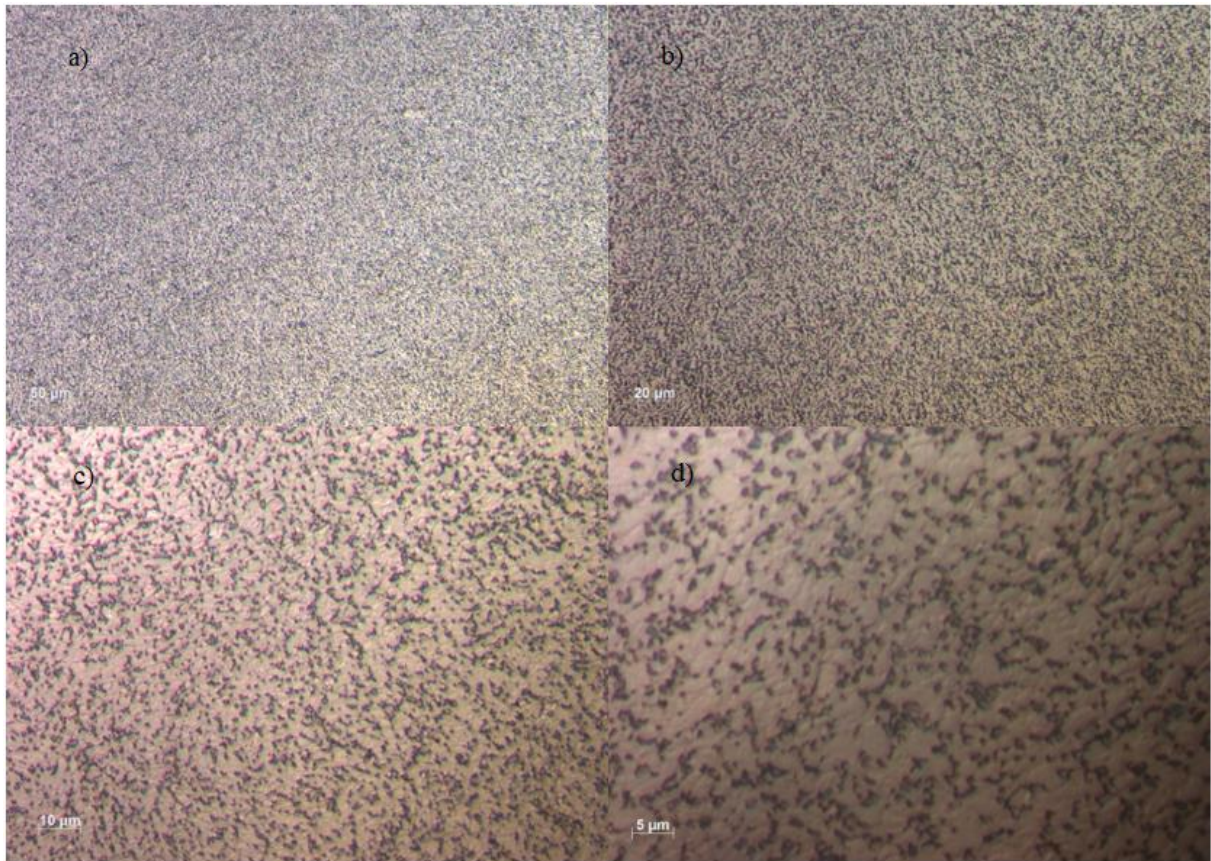
Fonte: Autoria própria

4.1.2 Ti-6Al-4V tratado com *shot peening* (SP)

4.1.2.1 Microscopia Óptica (MO)

A Figura 7 mostra imagens de MO da microestrutura do material tratado com *shot peening*, com ampliações de 100x, 200x, 500x e 1000x, respectivamente. Observa-se a presença da fase β (mais escura) e da fase α (mais clara).

Figura 7 – Ti-Al-4V + SP: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 1000x

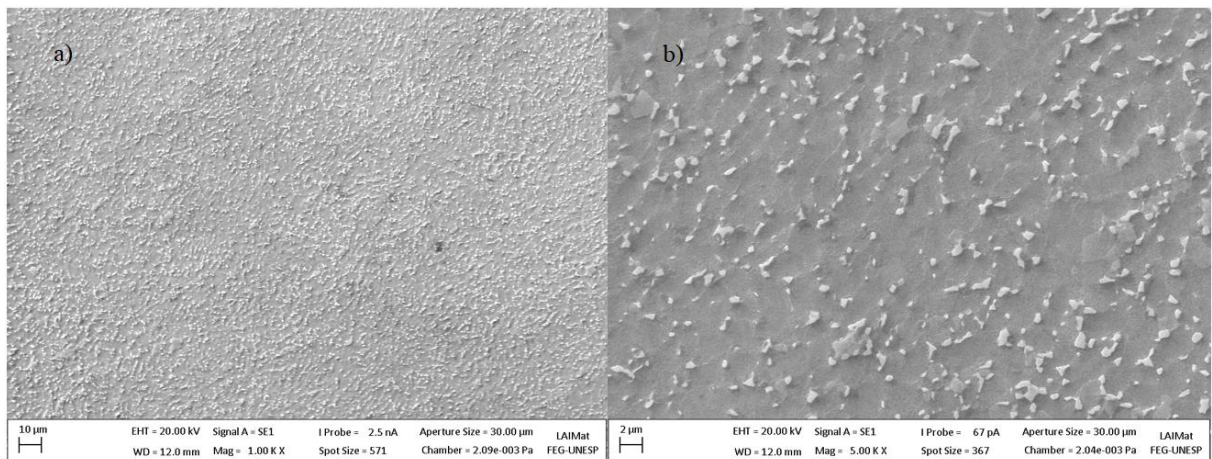


Fonte: Autoria própria

4.1.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

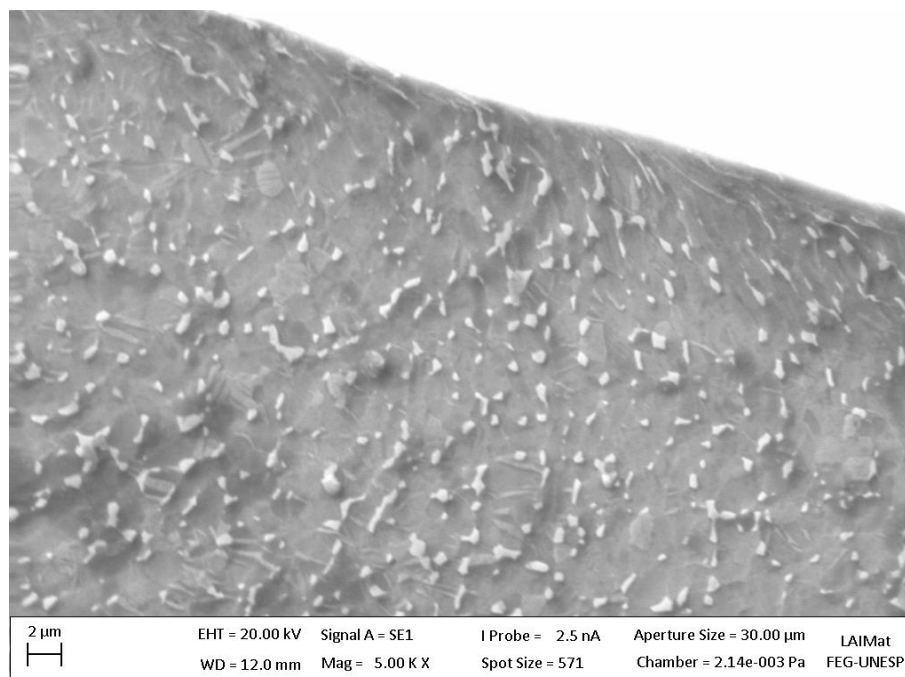
Na Figura 8, observa-se a microestrutura do material tratado por *shot peening* por meio de imagens obtidas via MEV, com ampliações de 1000x e 5000x, respectivamente. É possível observar a presença da fase β (mais clara) e da fase α (mais escura). Já a Figura 9 mostra a microestrutura da região superficial do material tratado com ampliação de 5000x.

Figura 8 – Ti-6Al-4V + SP: (a) 1000x; (b) 5000x



Fonte: Autoria própria

Figura 9 – Ti-6Al-4V + SP: 5000x ampliação (camada superficial).



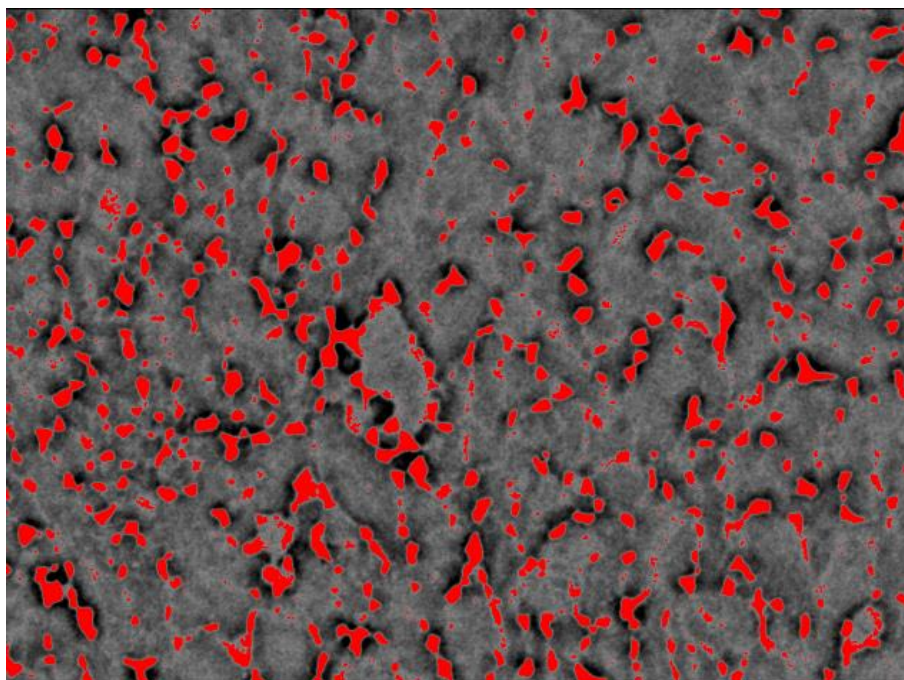
Fonte: Autoria própria

A Figura 9 mostra que o tratamento por *shot peening* modificou a superfície, deformando os grãos em uma profundidade de 4,8 μ m.

4.1.2.3 Análise da Proporção de Fase

Com o auxílio do *software* ImageJ foi possível estimar a porcentagem da fase α e da fase β presentes na microestrutura do material tratado por *shot peening*. Para tanto, foi utilizada uma imagem obtida por MEV com ampliação de 4000x (Figura 10).

Figura 10 – Ti-6Al-4V + SP: análise da proporção de fase.



Fonte: Autoria própria

Os valores referentes à análise de proporção de fase estão na Tabela 3:

Tabela 3: Proporção de fase Ti-6Al-4V + SP.

Fase	Porcentagem em área (%)
α	89,2
β	10,8

Fonte: Autoria própria

4.1.2.4 Medidas de Microdureza Vickers

As medidas de microdureza Vickers obtidas da amostra submetida ao tratamento de *shot peening* estão listadas na Tabela 4:

Tabela 4: Microdureza Vickers: Ti-6Al-4V + SP.

Medida	Valor (HV)
1	369
2	355
3	356
4	345
5	340
6	339
7	348
8	352
9	353
10	360

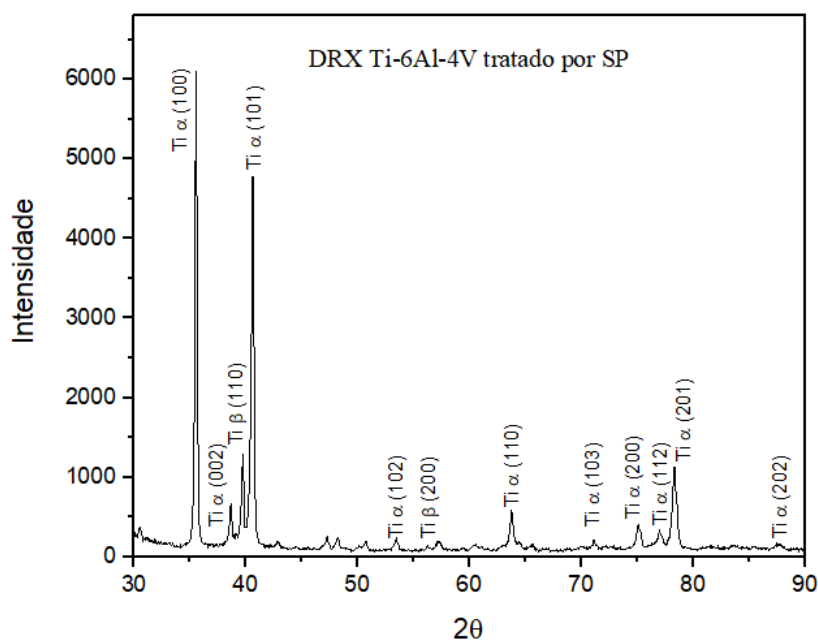
Fonte: Autoria própria

O valor médio de microdureza obtido foi de 352 ± 9 HV. Os valores de microdureza Vickers obtidos no material tratado por *shot peening* (Tabela 4) encontram-se na mesma faixa de valores obtida por Yang, *et al.* (2017), que analisaram a influência do tratamento de *shot peening* no comportamento em fadiga por *fretting* na liga Ti-6Al-4V.

4.1.2.5 Difractometria de Raios – X

A Figura 11 mostra o gráfico de DRX do material tratado por *shot peening*.

Figura 11: DRX do Ti-6Al-4V + SP.



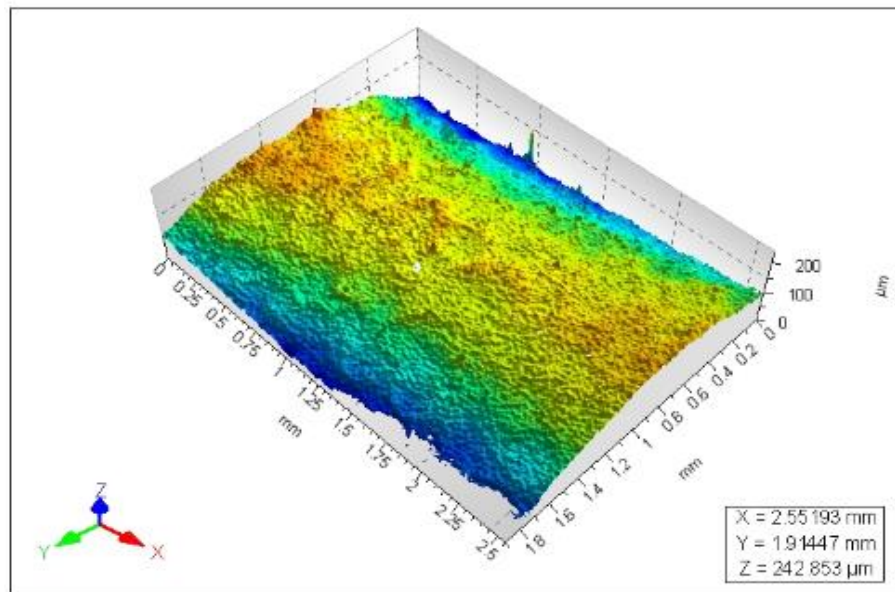
Fonte: Autoria própria

Observando-se o gráfico da Figura 11, notou-se que os picos com maiores intensidades correspondem à fase α e estão localizados nos pontos $2\theta = 35,5^\circ$ e $40,6^\circ$. Foi observado a presença de fase β correspondente ao plano (110) no ponto $2\theta = 40,4^\circ$. Não foi constatado o alargamento dos picos, fato que poderia ocorrer devido ao refinamento do grão e aumento das microtensões em nível atômico, tal como foi observado por Liu et al (2017), na análise sobre a nanoestrutura e a rugosidade superficial da liga Ti-6Al-4V tratada por *shot peening*.

4.1.2.6 Perfilometria

Utilizando a técnica de perfilometria óptica, obteve-se o valor da rugosidade média R_a correspondente a $5,88 \mu\text{m}$. A Figura 12 mostra a topografia do material submetido ao tratamento de *shot peening*.

Figura 12: Topografia do Ti-6Al-4V + SP.



Fonte: Autoria própria

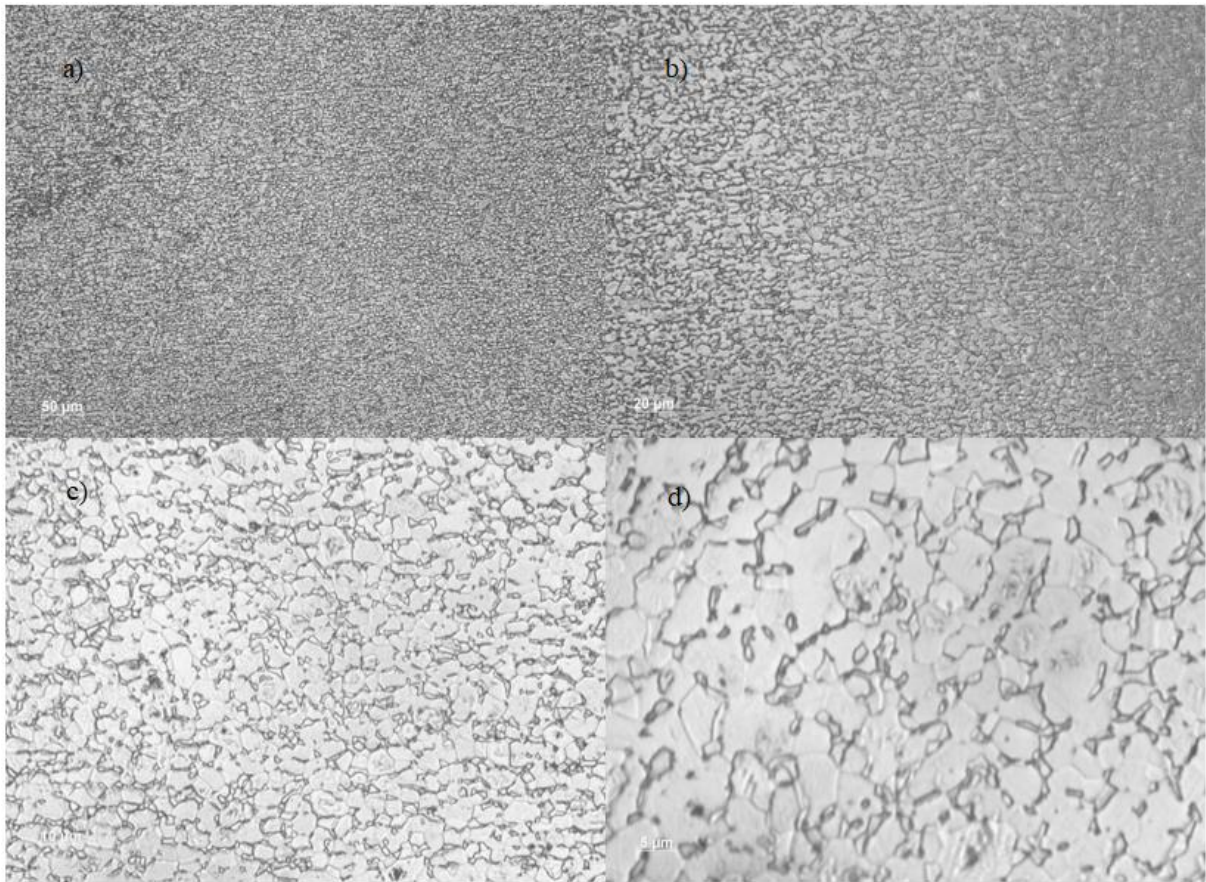
Nota-se que a rugosidade do material tratado por *shot peening* foi cerca de cinco vezes maior do que a rugosidade medida do material sem tratamento. De acordo com os estudos de Liu et al (2017), o aumento na rugosidade pode provocar o surgimento de concentradores de tensão, acelerando o processo de nucleação de trincas por fadiga, diminuindo a vida em fadiga do material. Porém, para verificar se esse aumento na rugosidade é determinante ou não para o desempenho em fadiga do material, foram realizados ensaios de fadiga axial.

4.1.3 Ti-6Al-4V tratado por 3IP

4.1.3.1 Microscopia Óptica (MO)

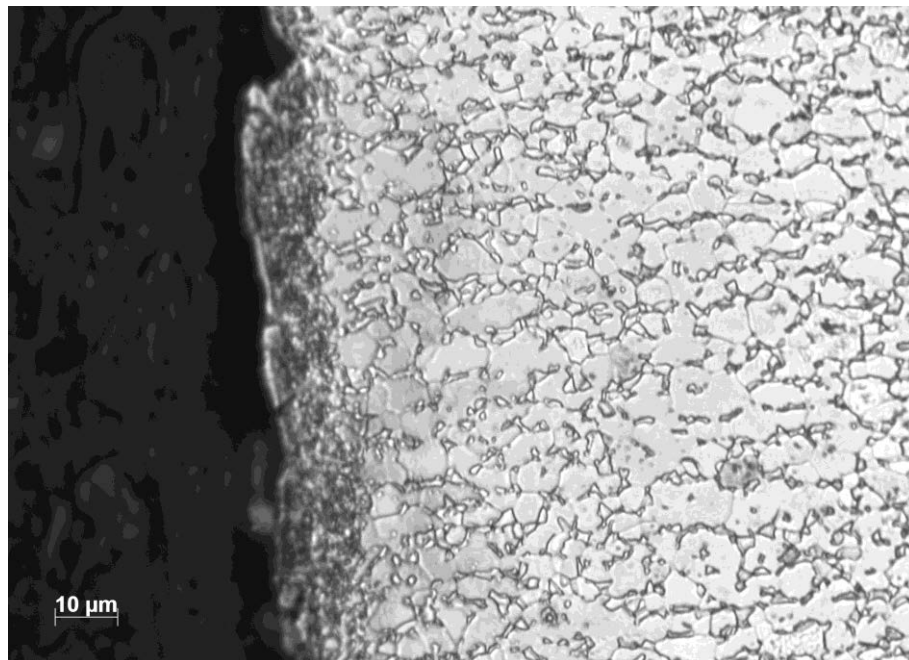
Na Figura 13 observa-se imagens obtidas via microscopia óptica do material tratado por 3IP. Com relação às Figuras 14 e 15, observa-se a microestrutura da camada superficial da amostra.

Figura 13 – Ti-6Al-4V + 3IP: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 1000x



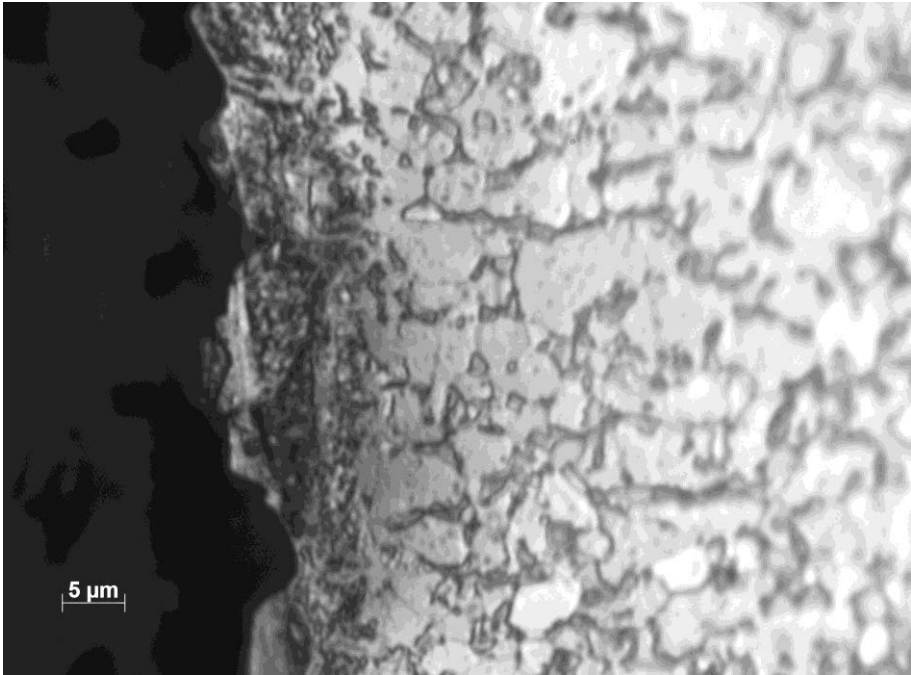
Fonte: Autoria própria

Figura 14 – Ti-6Al-4V + 3IP – 500x ampliação (camada superficial).



Fonte: Autoria própria

Figura 15 – Ti-6Al-4V + 3IP – 1000x ampliação (camada superficial).

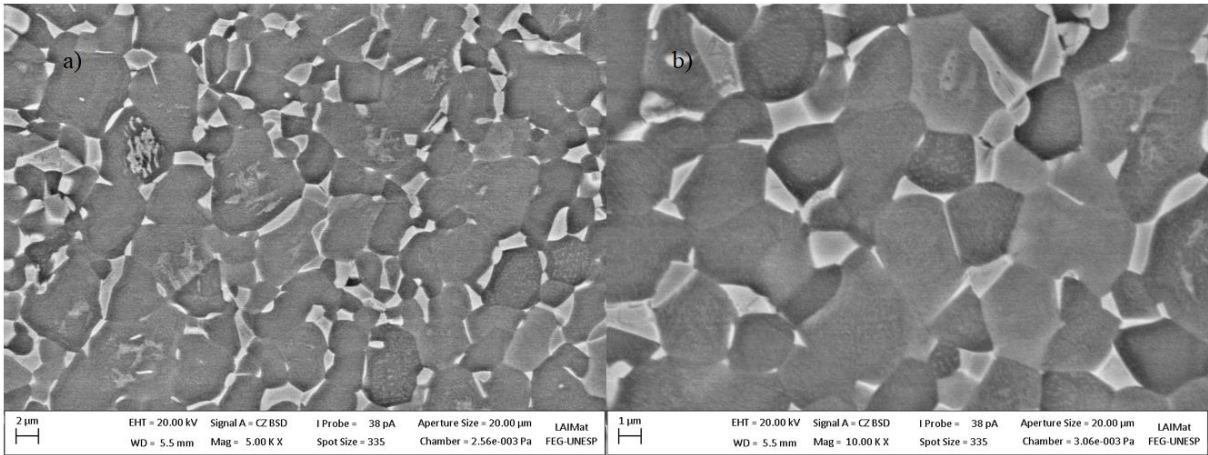


Fonte: Autoria própria

4.1.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

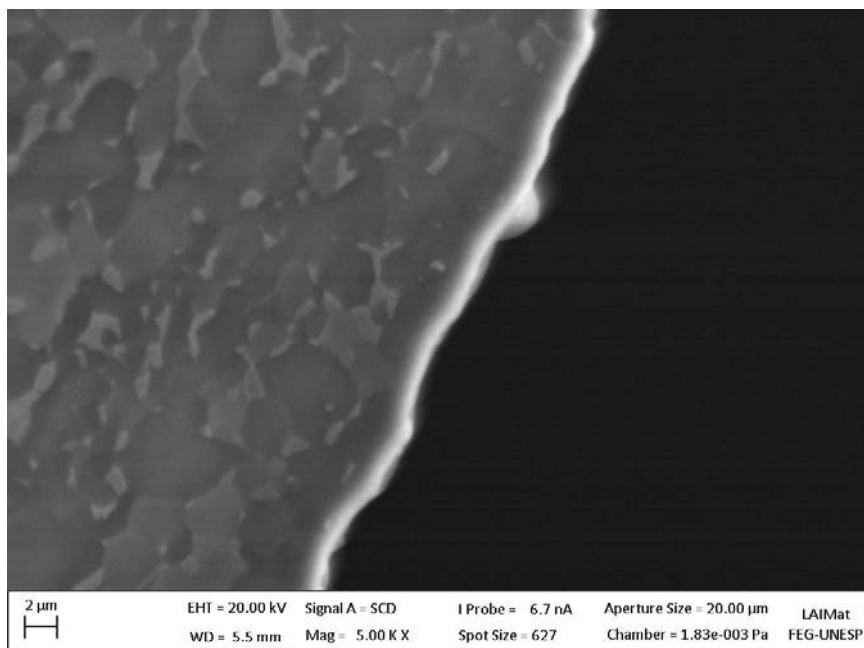
A Figura 16 corresponde a imagens da microestrutura da liga Ti-6Al-4V obtidas com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura. Com relação à Figura 17, observa-se o efeito do tratamento de 3IP na microestrutura da camada superficial do material.

Figura 16 – Ti-6Al-4V + 3IP: (a) 5000x; (b) 10000x



Fonte: Autoria própria

Figura 17 – Ti-6Al-4V + 3IP – 5000x ampliação (camada superficial)

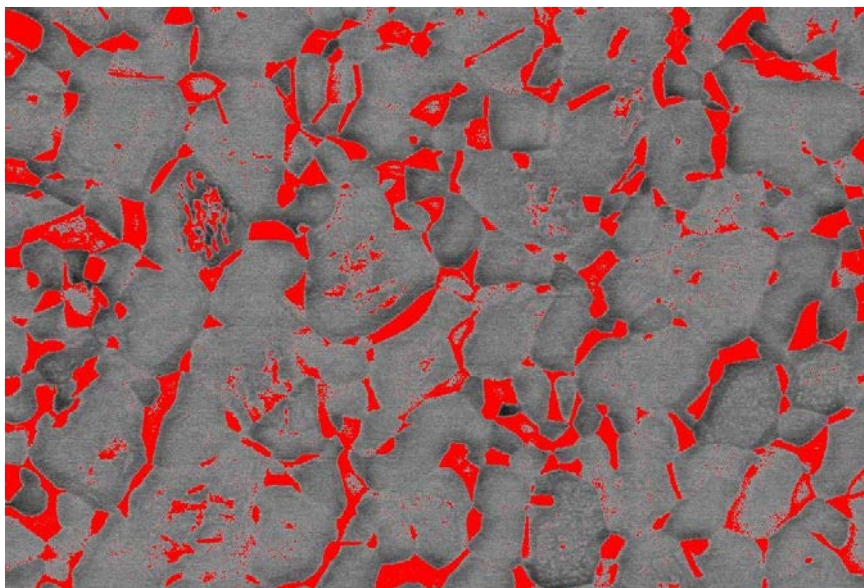


Fonte: Autoria própria

4.1.3.3 Análise da Proporção de Fases

Com o auxílio do *software* ImageJ foi possível estimar a porcentagem de cada fase presente na microestrutura do material tratado por 3IP. Para tanto, foi utilizada uma imagem obtida via MEV com com ampliação de 5000x (Figura 18).

Figura 18 – Ti-6Al-4V + 3IP: análise da proporção de fase



Fonte: Autoria própria

A Tabela 5 mostra a proporção das fases na liga Ti-6Al-4V:

Tabela 5: Proporção de fase Ti-6Al-4V + 3IP.

Fase	Porcentagem em área (%)
α	84,4
β	15,6

Fonte: Autoria própria

4.1.3.4 Medidas de Microdureza Vickers

As medidas de microdureza Vickers obtidas na amostra tratada por 3IP estão listadas na Tabela 6:

Tabela 6: Microdureza Vickers: Ti-6Al-4V + 3IP.

Medida	Valor (HV)
1	337
2	335
3	351
4	357
5	339
6	335
7	344
8	336
9	346
10	357

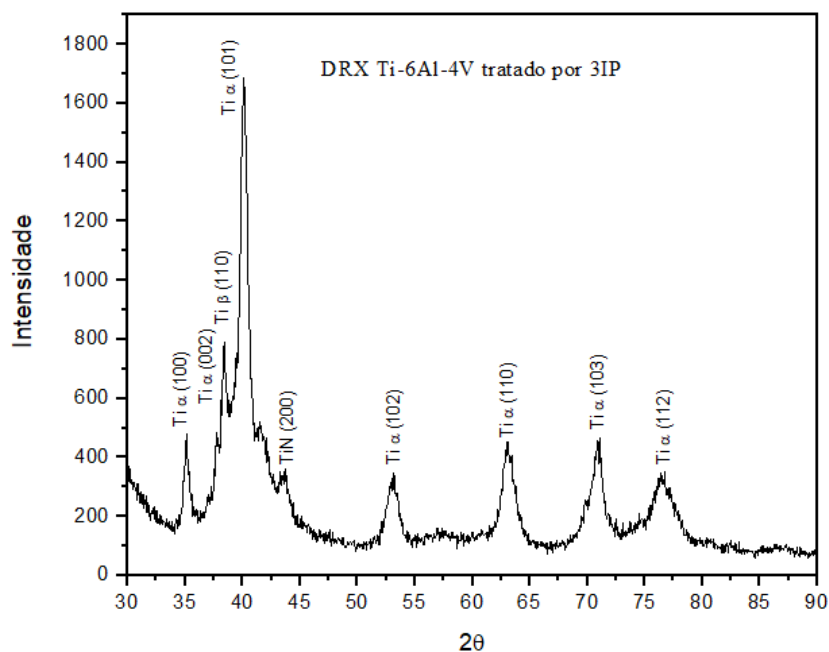
Fonte: Autoria própria

O valor médio de microdureza obtido foi de 344 ± 9 HV. Os valores de dureza obtidos do material tratado por 3IP foram bem próximos dos valores obtidos do material sem tratamento, já que o 3IP é tratamento superficial que modifica uma pequena região na superfície do material.

4.1.3.5 Difractometria de Raios – X

A Figura 19 apresenta o gráfico correspondente à análise do material tratado por 3IP realizada pela técnica de difração de raios – X.

Figura 19: DRX do Ti-6Al-4V + 3IP.



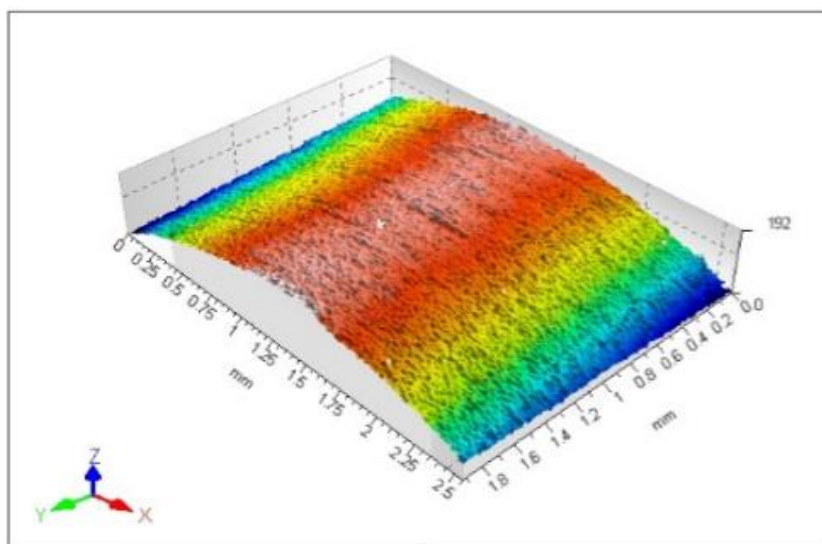
Fonte: Autoria própria

Observando o gráfico da Figura 19, notou-se que o pico com maior intensidade está relacionado à fase α , localizado no ponto $2\theta = 40,1^\circ$. Observou-se, também, a presença de fase β localizada no ponto $2\theta = 38,5^\circ$. Devido ao tratamento por 3IP, notou-se a presença de nitreto de titânio TiN correspondente ao plano (200), localizado no ponto $2\theta = 43,84^\circ$. Houve, também, um alargamento nos picos resultante da distorção causada na rede cristalina pela implantação iônica que ocorreu no processo (Beloto et al, 1999). Os íons bombardeados em direção à superfície do material entram nos interstícios da rede cristalina, provocando uma distorção, diminuindo a cristalinidade do material. Essa redução na cristalinidade provoca o alargamento nos picos do gráfico do DRX, tal como pode ser observado na Figura 19.

4.1.3.6 Perfilometria

Com o auxílio da técnica de perfilometria óptica, obteve-se o valor da rugosidade média $R_a = 1,29 \mu\text{m}$. A Figura 20 apresenta a topografia do material tratado por 3IP.

Figura 20: Topografia do Ti-6Al-4V + 3IP.

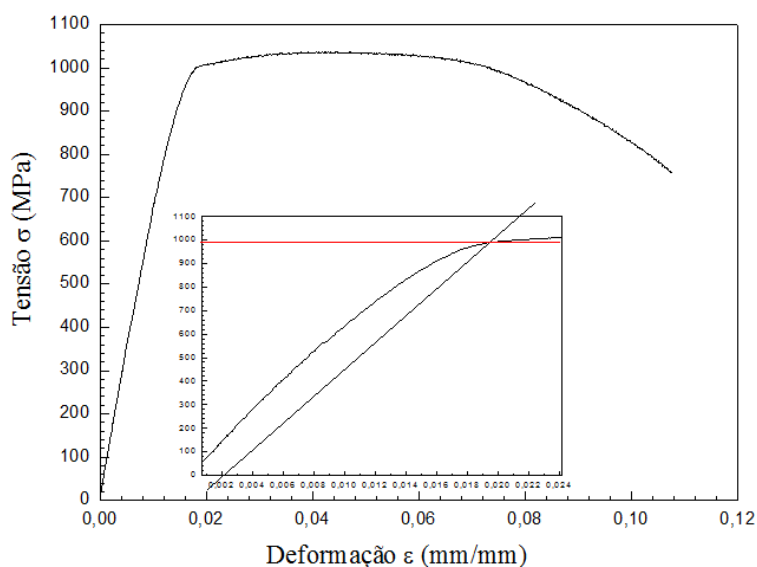


Fonte: Autoria própria

4.1.3.7 Ensaio de Tração

A Figura 21 apresenta o gráfico Tensão x Deformação obtido no ensaio de tração da liga Ti-6Al-4V tratada por 3IP:

Figura 21: Gráfico Tensão x Deformação do material tratado por 3IP.



Fonte: Autoria própria

Os valores obtidos de tensão de escoamento e limite de resistência à tração estão organizados na Tabela 7:

Tabela 7: Parâmetros do material tratado por 3IP.

Limite de escoamento (MPa)	990
Limite de resistência à tração (MPa)	1038
Alongamento (%)	9
Redução de área (%)	36

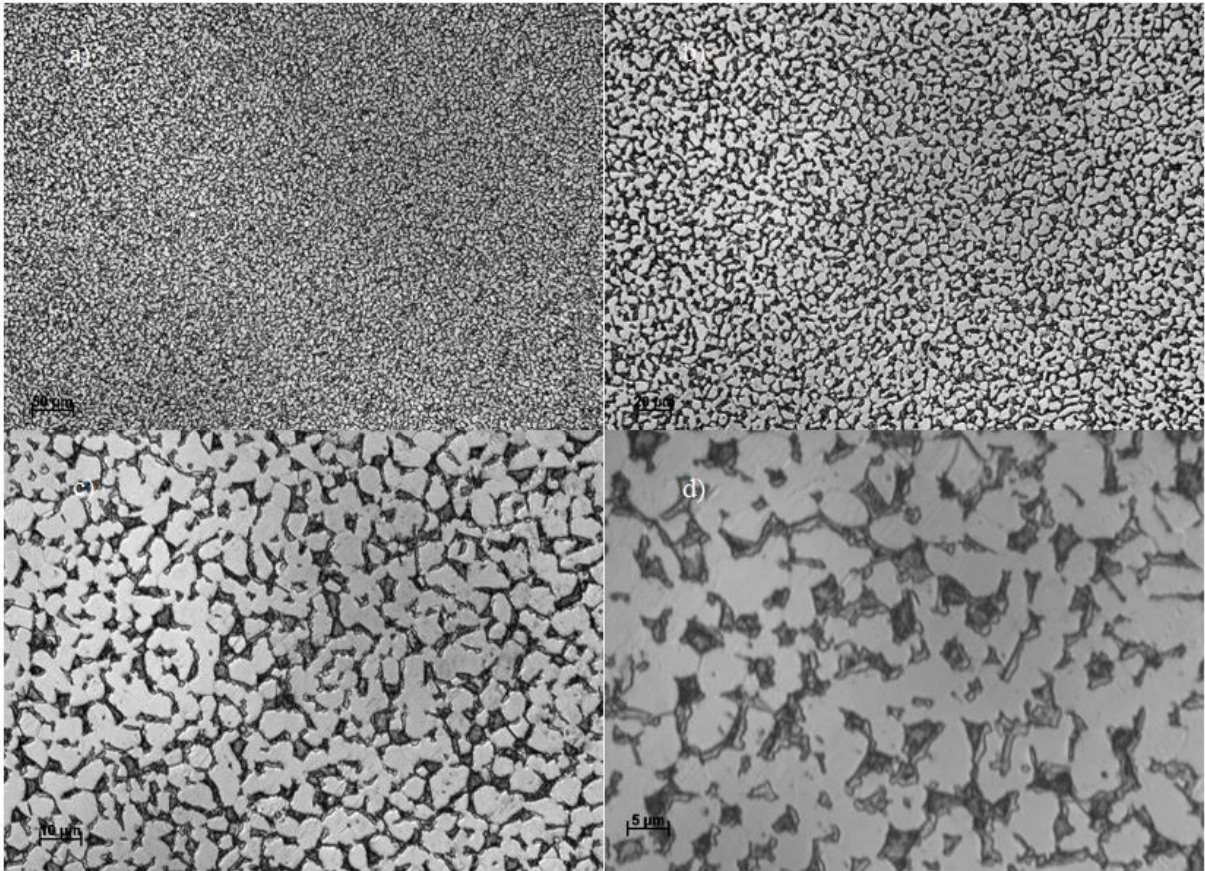
Fonte: Autoria própria

4.1.4 Ti-6Al-4V tratado por *shot peening* e 3IP

4.1.4.1 Microscopia Óptica (MO)

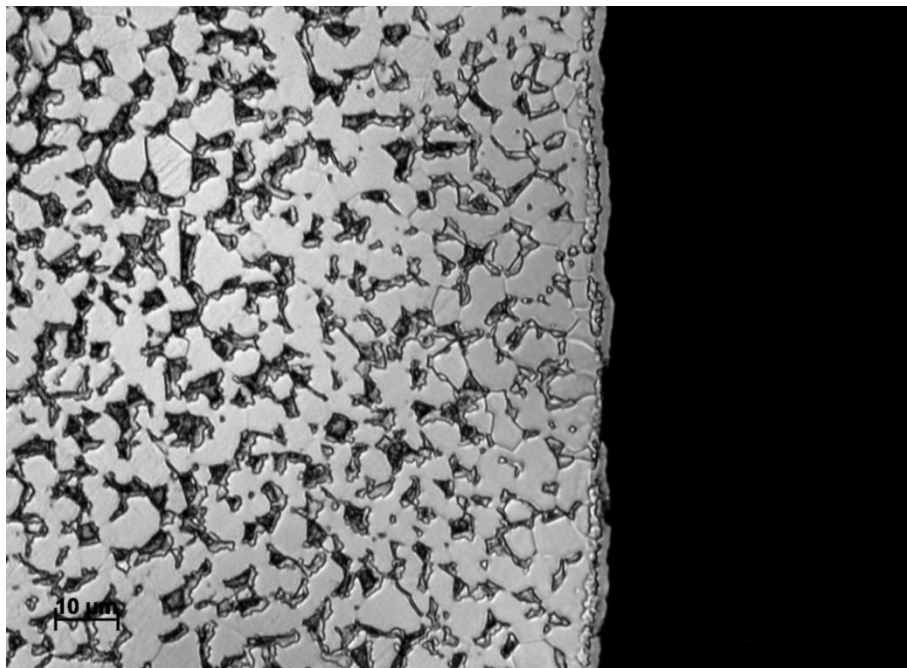
Na Figura 22 observa-se a microestrutura da liga Ti-6Al-4V submetida aos tratamentos de *shot peening* e 3IP combinados. Já as Figuras 23 e 24 mostram a microestrutura na região superficial da amostra após os tratamentos.

Figura 22 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP: (a) 100x; (b) 200x; (c) 500x; (d) 1000x



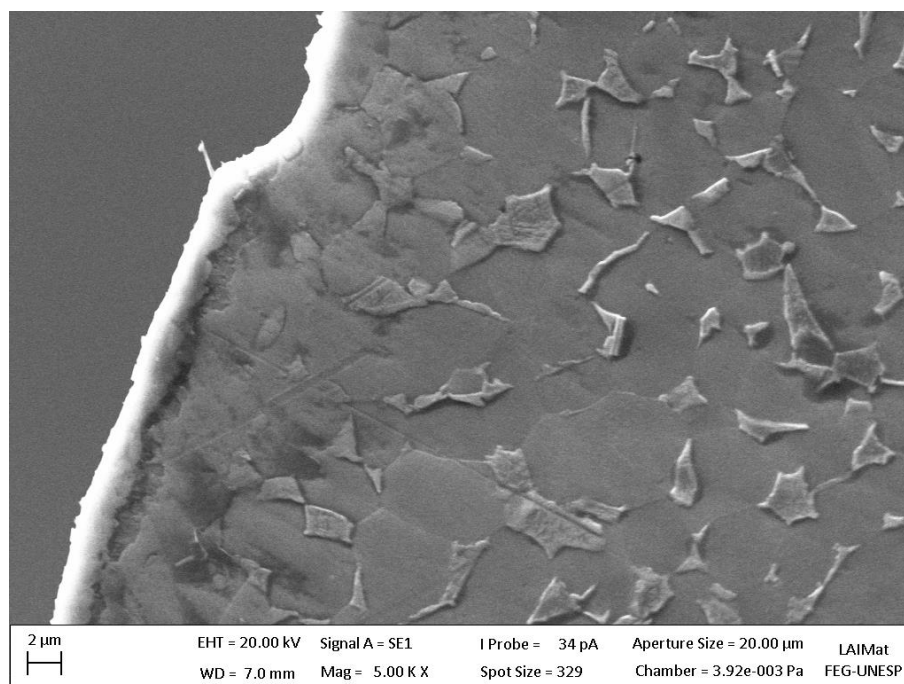
Fonte: Autoria própria

Figura 23 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP – 500x ampliação (camada superficial).



Fonte: Autoria própria

Figura 26 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP – 5000x ampliação (camada superficial).

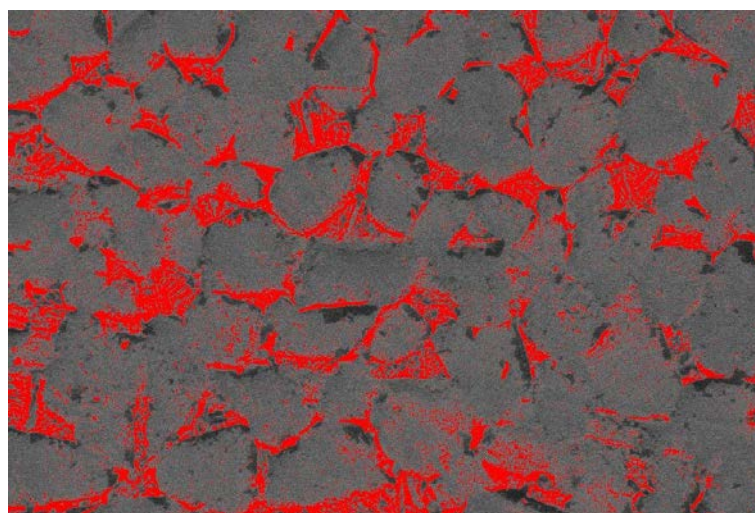


Fonte: Autoria própria

4.1.4.3 Análise da Proporção de Fases

Com o auxílio do *software* ImageJ, foi possível estimar a proporção de cada fase na microestrutura da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento combinado de SP + 3IP. A Figura 27 representa uma imagem obtida via microscopia eletrônica de varredura com ampliação de 5000x.

Figura 27 – Ti-6Al-4V com SP + 3IP: análise da proporção de fase



Fonte: Autoria própria

Os valores obtidos a partir da análise foram listados na Tabela 8:

Tabela 8: Proporção de fase Ti-6Al-4V com SP + 3IP.

Fase	Porcentagem em área (%)
α	83,7
β	16,3

Fonte: Autoria própria

4.1.4.4 Medidas de Microdureza Vickers

A Tabela 9 apresenta os valores de microdureza Vickers obtidos na amostra da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento de *shot peening* e o tratamento de 3IP.

Tabela 9: Microdureza Vickers: Ti-6Al-4V com SP + 3IP.

Medida	Valor (HV)
1	371
2	321
3	330
4	340
5	327
6	333
7	328
8	341
9	324
10	389

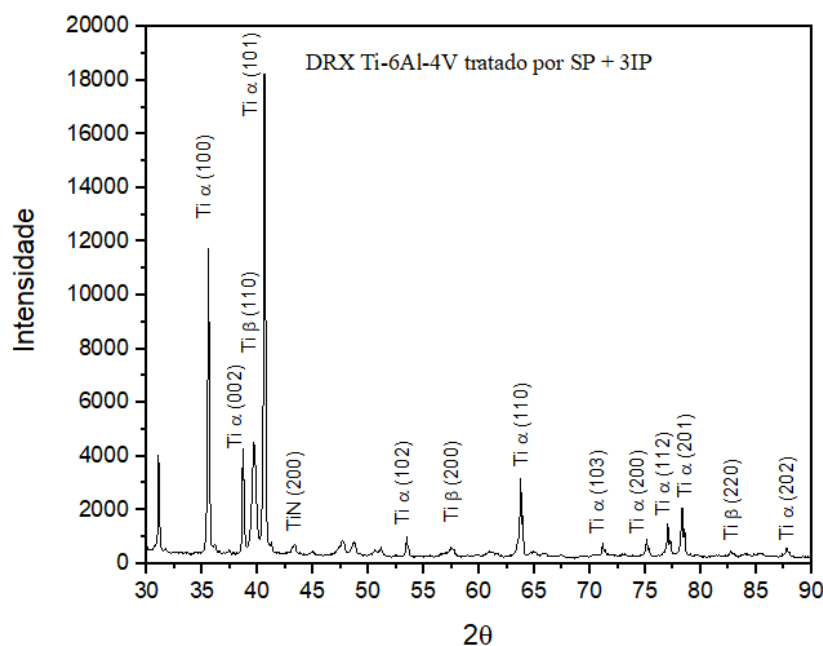
Fonte: Autoria própria

O valor de médio de microdureza obtido foi de 340 ± 22 HV. Os valores de dureza obtidos na região central da amostra, de modo geral, não sofreram grandes alterações em relação à dureza do material base. No entanto, na camada superficial houve um aumento na dureza devido à combinação do tratamento de *shot peening* (Wang et al, 2016) com o tratamento de 3IP.

4.1.4.5 Difractometria de Raios – X

A Figura 28 apresenta o gráfico da difratometria de raios – X do material tratado por *shot peening* e 3IP:

Figura 28: DRX do Ti-6Al-4V com SP + 3IP.



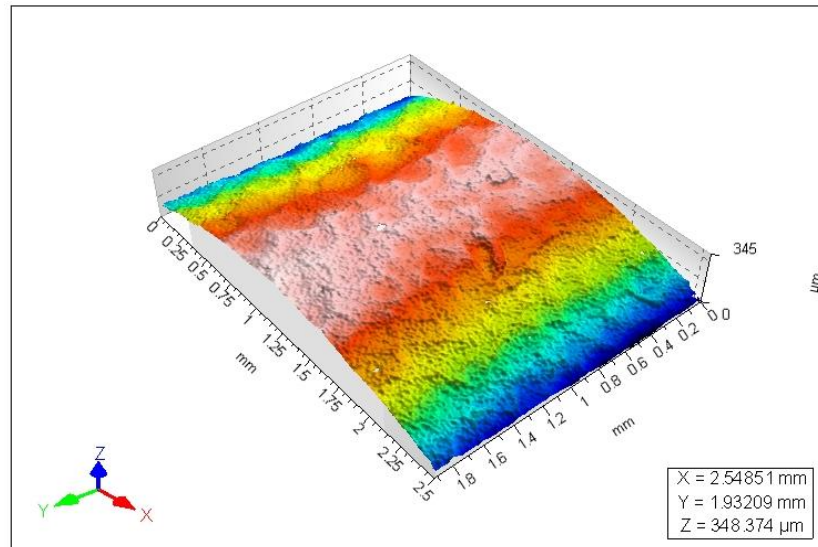
Fonte: Autoria própria

Os picos com maiores intensidades correspondem à fase α e estão localizados nos pontos $2\theta = 35,5^\circ$ e $40,6^\circ$. A fase β foi observada no ponto $2\theta = 40,5^\circ$. Também notou-se a presença de nitreto de titânio (TiN) correspondente ao plano (200) no ponto $2\theta = 43,2^\circ$, originado do tratamento de 3IP. Observou-se um deslocamento na posição 2θ dos picos, o qual ocorre devido à distorção na rede cristalina provocada pelos tratamentos de *shot peening* e 3IP.

4.1.4.6 Perfilometria

Com o auxílio da técnica de perfilometria óptica, foi obtido o valor da rugosidade média $R_a = 1,62 \mu\text{m}$. A Figura 29 apresenta a topografia do material tratado por SP + 3IP.

Figura 29: Topografia do Ti-6Al-4V com SP + 3IP.



Fonte: Autoria própria

4.2 ENSAIOS DE FADIGA AXIAL

4.2.1 Ti-6Al-4V sem tratamento

A Tabela 10 mostra os valores experimentais obtidos no ensaio de fadiga axial do material sem tratamento.

Tabela 10: Dados experimentais do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V sem tratamento.

Tensão (MPa)	Número de Ciclos (N)
1000	2,35E+04
1000	1,34E+04
1000	1,26E+04
975	6,89E+04
975	2,21E+04
975	3,42E+04
975	1,99E+04
975	4,14E+04
975	5,43E+04
950	5,37E+04
950	1,54E+05
950	3,05E+04
950	8,72E+04
925	4,95E+04
925	2,13E+05
915	1,00E+06
900	9,79E+04
900	1,00E+06
875	1,22E+06
875	1,00E+06

Fonte: Autoria própria

É possível observar um grande espalhamento nos valores obtidos experimentalmente, o que pode dificultar a análise e comparação entre cada condição de tratamento do material. Dessa maneira, a Tabela 11 apresenta a análise realizada por distribuição de *Weibull* para os níveis de tensão de 950, 975 e 1000 MPa. O parâmetro de forma m está relacionado à homogeneidade microestrutural do material. Dessa forma, para valores de $m > 1$, o lote é classificado como homogêneo, sendo, assim, considerado confiável e apresentando pouca variabilidade. Para valores de $m < 1$, os resultados são considerados pouco confiáveis, apresentando alta variabilidade (ORNAGHI et al, 2012). O parâmetro de escala a é obtido ao considerar $x = a$ na Equação 3, obtendo-se $F_f(x) = 0,632$. Esse valor indica uma probabilidade de 63,2% do

número total de peças falharem naquele determinado número de ciclos calculado pelo modelo, ou seja, 36,8% das peças irão sobreviver, no mínimo, àquele número de ciclos durante o processo de fadiga (ORNAGHI et al, 2012; SAKIN, AY, 2008).

Tabela 11: Distribuição de *Weibull* para as tensões de 950, 975 e 1000 MPa do Ti-6Al-4V sem tratamento.

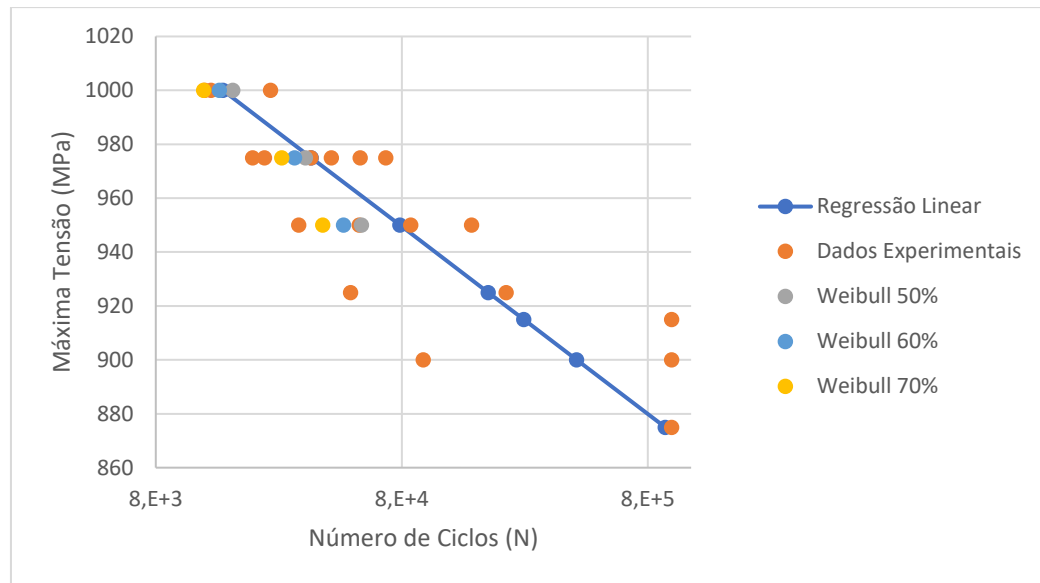
Tensão (MPa)	Número de Ciclos (N)	Parâmetro de forma (m)	Parâmetro de escala (a)
1000	1,26E+04	2,45	19100,0
	1,34E+04		
	2,35E+04		
975	2,21E+04	2,98	36778,9
	3,42E+04		
	4,14E+04		
950	3,05E+04	1,83	67092,2
	5,37E+04		
	8,72E+04		

Fonte: Autoria própria

Nota-se que para as três tensões consideradas, o parâmetro de forma (m) foi superior a 1, indicando boa confiabilidade e homogeneidade do lote.

A Figura 30 apresenta o gráfico com os resultados experimentais de fadiga, e os dados estatísticos referentes aos modelos Log-Normal e *Weibull*.

Figura 30: Curva S x N do Ti-6Al-4V sem tratamento



Fonte: Autoria própria

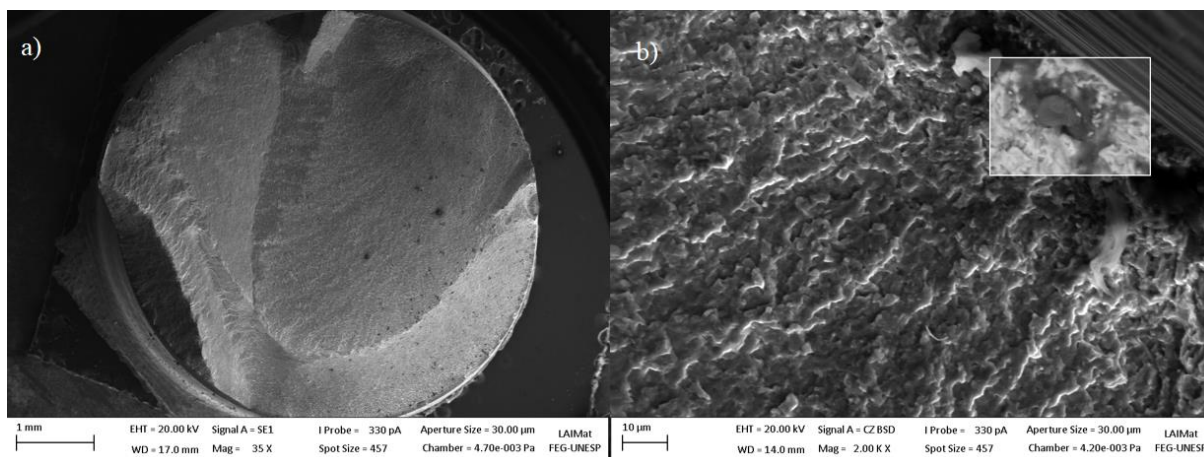
A Equação 5 representa a curva gerada pelo modelo Log-Normal:

$$\log N = 18,6 - 0,0144 * \sigma_{\max} \quad (5)$$

Observa-se na figura 30 que a confiabilidade da reta gerada pelo modelo Log-Normal apresenta aproximadamente 50% de confiabilidade de acordo com a análise por *Weibull*. Além disso, foi calculado que o material apresentou uma vida de 10^7 ciclos para uma tensão de 840 MPa e 10^3 ciclos para uma tensão de 1058 MPa.

A Figura 31 mostra o aspecto da fratura em imagens obtidas via MEV do material sem tratamento após o processo de fadiga a 975 MPa.

Figura 31: Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V sem tratamento a 975 MPa: a) geral (35x); b) nucleação da trinca (2000x).



Fonte: Autoria própria

Observa-se na Figura 31 a) o aspecto geral da fratura, com as zonas de nucleação, propagação e fratura final bem definidas. A Figura 31 b) apresenta o local da nucleação da trinca.

4.2.2 Ti-6Al-4V tratado por *shot peening*

A Tabela 12 apresenta os dados experimentais obtidos por meio do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V submetido ao tratamento de *shot peening*.

Tabela 12: Dados experimentais do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V tratado por SP.

Tensão (MPa)	Número de Ciclos (N)
1000	1,0E+05
975	2,7E+04
975	2,2E+04
975	6,9E+04
950	3,5E+04
950	1,1E+05
925	1,4E+05
925	2,2E+05
925	1,0E+05

Fonte: Autoria própria

A análise de *Weibull* foi realizada para os níveis de tensão de 975 e 925 MPa. A Tabela 13 apresenta os parâmetros do modelo de distribuição *Weibull* obtidos.

Tabela 13: Distribuição *Weibull* para as tensões de 925 e 975 MPa do Ti-6Al-4V tratado por SP.

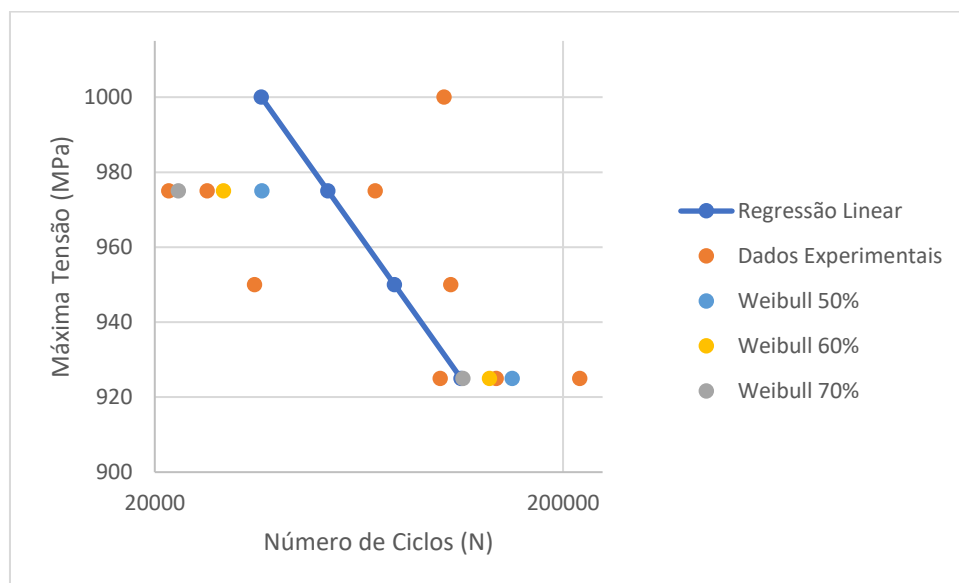
Tensão (MPa)	Número de Ciclos (N)	Parâmetro de forma (m)	Parâmetro de escala (a)
975	2,2E+04	1,41	47454,5
	2,7E+04		
	6,9E+04		
925	1,0E+05	2,39	175205,3
	1,4E+05		
	2,2E+05		

Fonte: Autoria própria

Nota-se que os valores do parâmetro de forma (m) obtidos para os dois níveis de tensão analisados foram superiores a 1, caracterizando boa confiabilidade, pouca variabilidade e garantindo a homogeneidade do lote.

A Figura 32 apresenta a curva S x N do material tratado por *shot peening*:

Figura 32: Curva S x N do Ti-6Al-4V tratado por SP.



Fonte: Autoria própria

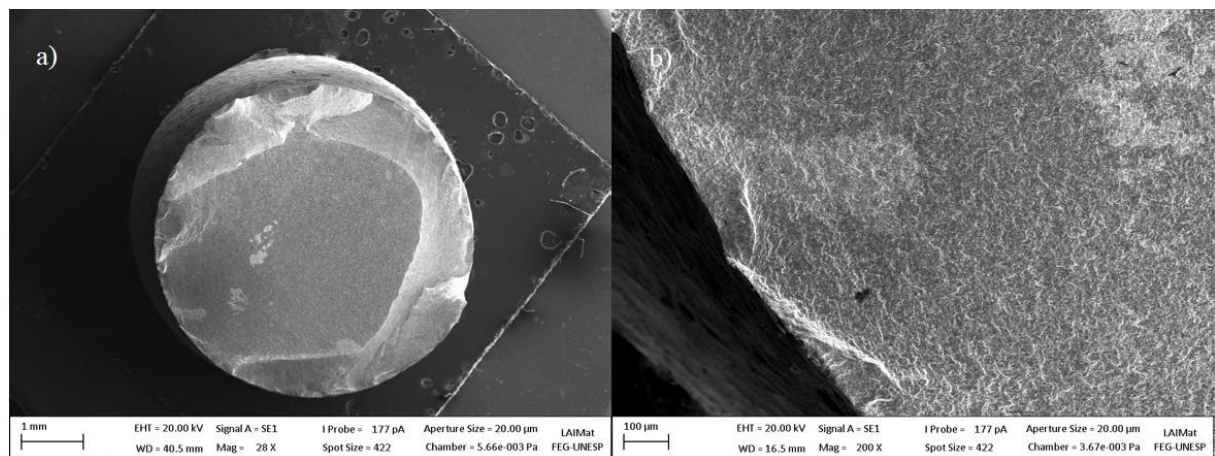
A Equação 6 representa a curva gerada pelo modelo Log-Normal:

$$\log N = 11,1 - 0,00652 * \sigma_{m\acute{a}x} \quad (6)$$

Nota-se na figura 32 que a confiabilidade da reta gerada pelo modelo Log-Normal apresenta aproximadamente 50% de confiabilidade de acordo com a análise por *Weibull*. Também foi calculado que a liga Ti-6Al-4V tratada por *shot peening* obteve um número de 10^7 ciclos para uma tensão de 870 MPa e 10^3 ciclos para uma tensão de 1037 MPa.

A Figura 33 mostra imagens obtidas via microscopia eletrônica de varredura do aspecto de fratura da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento de SP.

Figura 33: Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por SP a 975 MPa: a) geral (28x); b) nucleação da trinca (200x).



Fonte: Autoria própria

Na Figura 33 a), observa-se o aspecto geral da fratura, com as zonas de nucleação, propagação e fratura final bem definidas. Nota-se, também, na Figura 33 b), a nucleação da trinca.

4.2.3 Ti-6Al-4V tratado por 3IP

A Tabela 14 mostra os dados experimentais do ensaio de fadiga axial do material tratado por 3IP.

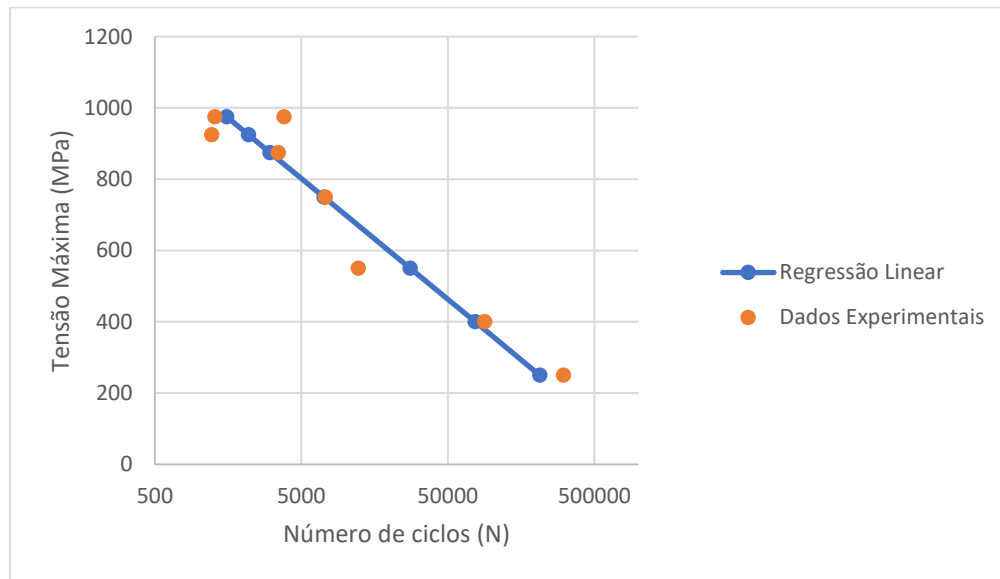
Tabela 14: Dados experimentais do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V tratado por 3IP.

Tensão (MPa)	Número de Ciclos (N)
975	3,8E+03
975	1,3E+03
925	1,2E+03
875	3,5E+03
750	7,3E+03
550	1,2E+04
400	8,9E+04
250	3,1E+05

Fonte: Autoria própria

A Figura 34 apresenta a curva S x N do material tratado por 3IP.

Figura 34: Curva S x N do Ti-6Al-4V tratado por 3IP.



Fonte: Autoria própria

A Equação 7 apresenta a curva gerada pelo modelo Log-Normal:

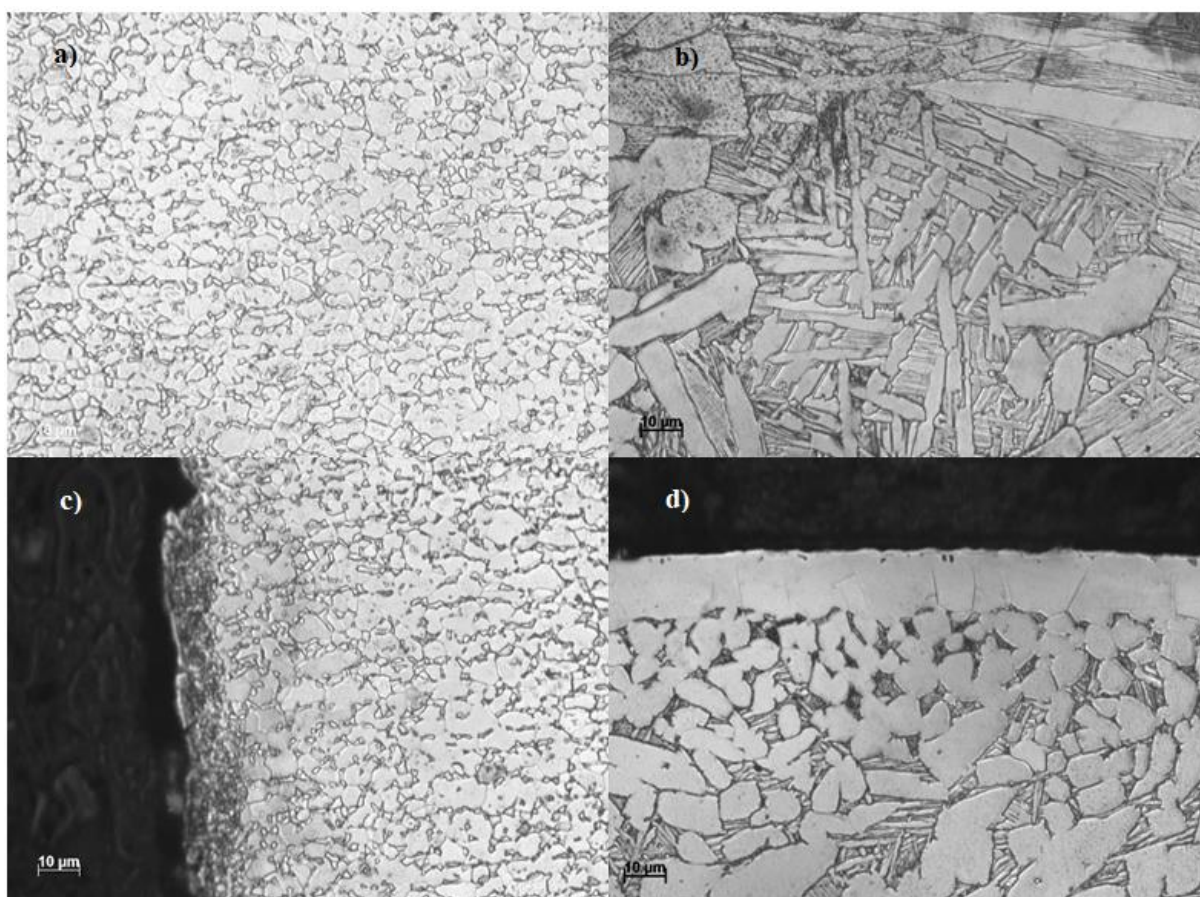
$$\log N = 6,1 - 0,00295 * \sigma_{m\acute{a}x} \quad (7)$$

Foi calculado que a liga Ti-6Al-4V tratada por 3IP obteve um número de 10^7 ciclos para uma tensão de 117 MPa e 10^3 ciclos para uma tensão de 1121 MPa.

Ao observar os valores apresentados na Tabela 14 comparados com os resultados do material sem tratamento superficial, a resistência à fadiga do material caiu drasticamente. Para tanto, foram obtidas de imagens de microscopia óptica da microestrutura do material na região de estrição do corpo de prova de fadiga. Notou-se que, no tratamento de 3IP, o bombardeamento de íons foi mais intenso na região da estrição do corpo de prova, fato que ocorre devido ao menor diâmetro da seção. Assim, houve um aumento na temperatura dessa região, provocando uma mudança mais profunda (e não somente na camada superficial) na microestrutura do material. Esse aquecimento descontrolado também foi responsável pela deformação de grande parte dos corpos de prova. Dessa maneira, apenas os corpos de prova apresentados na Tabela 14 puderam ser aproveitados no ensaio de fadiga axial.

Na Figura 35, observa-se imagens de MO com ampliações de 500x da microestrutura da amostra tratada por 3IP com controle de temperatura – (a) e (c) – e da microestrutura do cdp de fadiga tratado por 3IP sem controle da temperatura – (b) e (d).

Figura 35 - Ti-6Al-4V: (a) e (c) com controle de temperatura; (b) e (d) sem controle de temperatura



Fonte: Autoria própria

Além disso, também foram feitas medidas de nanodureza na Subdivisão de Lasers e Aplicações – EFO-L do Instituto de Estudos Avançados (IEAv) em São José dos Campos – SP. O equipamento utilizado foi o NHT² da Anton Paar. A Tabela 15 apresenta os valores de nanodureza da amostra tratada por 3IP tanto da condição de controle de temperatura quanto na condição sem o controle da temperatura.

As medições de nanodureza foram realizadas nas 100 primeiras micras a partir da borda das amostras. As 5 primeiras medidas foram feitas com um intervalo de 4 micrômetros e as outras 5 foram realizadas com um espaçamento de 15 micrômetros entre cada nanoidentificação.

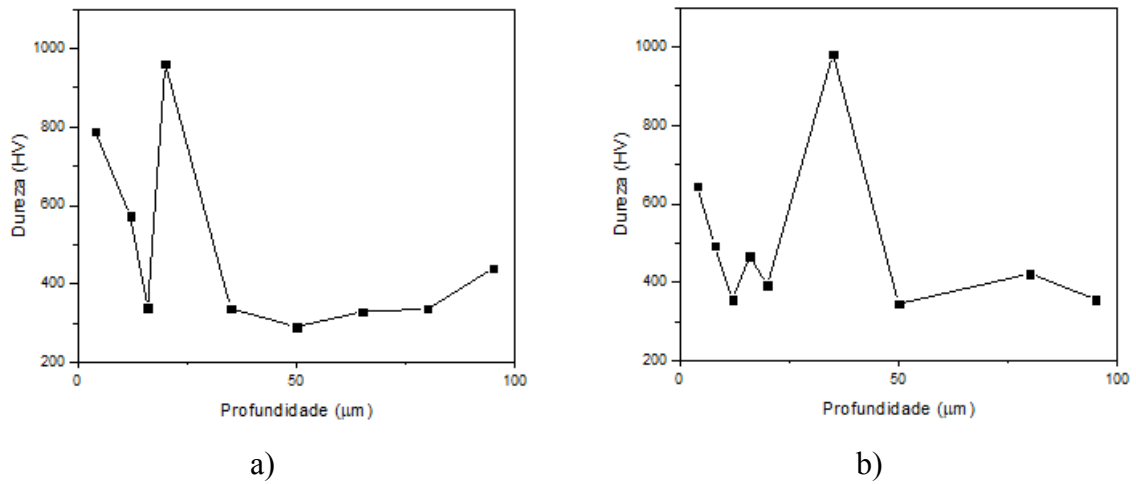
Tabela 15 – Nanodureza: 3IP com controle de temperatura e sem controle de temperatura

	Nanodureza (HV): 3IP sem controle de temperatura	Nanodureza (HV): 3IP com controle de temperatura
1ª medida	643,8	788,8
2ª medida	493,4	-
3ª medida	356,2	573,6
4ª medida	466,1	340,1
5ª medida	392,2	961,2
6ª medida	981,6	337,2
7ª medida	345,5	291,1
8ª medida	-	329,3
9ª medida	422,4	336,5
10ª medida	356,8	440,7
Média	495,3	488,7
Desvio	205,0	238,6

Fonte: Autoria própria

A segunda medida do ensaio de nanodureza da amostra tratada por 3IP com controle de temperatura e a oitava medida do ensaio de nanodureza da amostra tratada sem controle de temperatura apresentaram erro de medição, sendo, assim, desconsideradas do ensaio. A Figura 36 apresenta os gráficos de profundidade por dureza para a amostra tratada por 3IP com controle de temperatura e para a amostra tratada sem o controle de temperatura.

Figura 36 – Gráfico de Dureza x Profundidade: (a) Amostra com controle de temperatura; (b) Amostra sem controle de temperatura



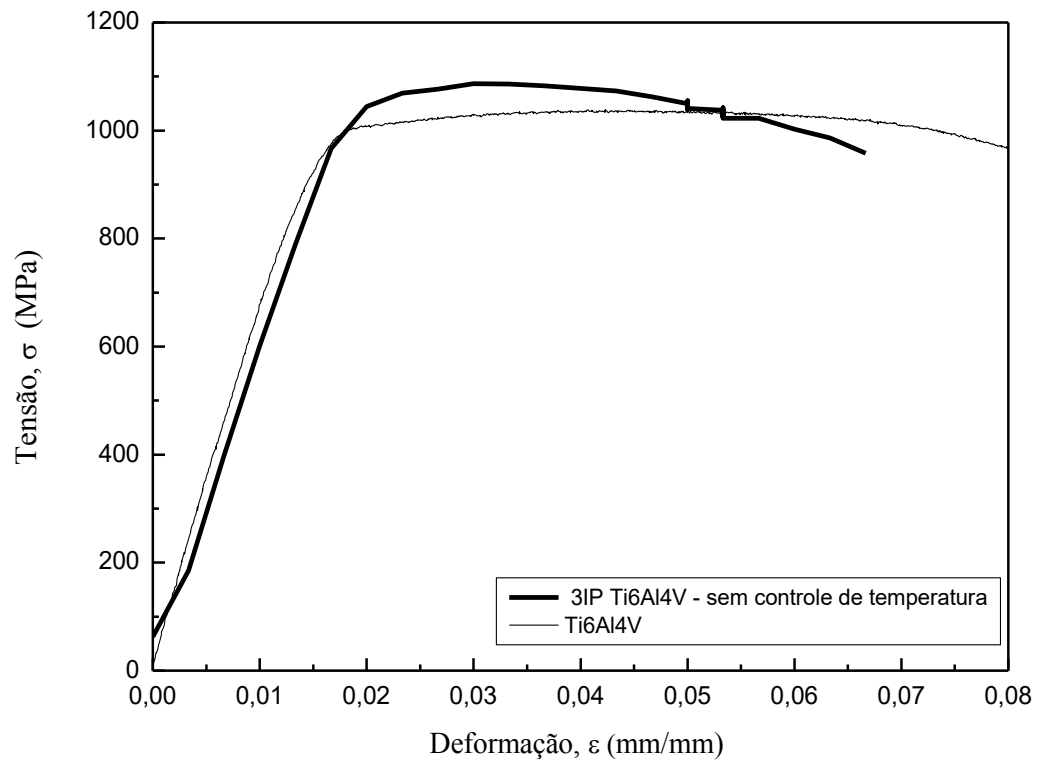
Fonte: Autoria própria

Analisando os gráficos, observa-se que os maiores valores de dureza estão localizados na camada superficial do material, região de difusão do nitrogênio proveniente do tratamento de 3IP.

A Figura 37 apresenta a comparação entre as curvas de Tensão X Deformação do material sem tratamento com o material tratado por 3IP, com o objetivo de avaliar o efeito do tratamento de 3IP na resistência mecânica do material.

É possível analisar que houve uma redução na ductilidade do material tratado por 3IP (sem controle de temperatura) em relação ao material sem tratamento.

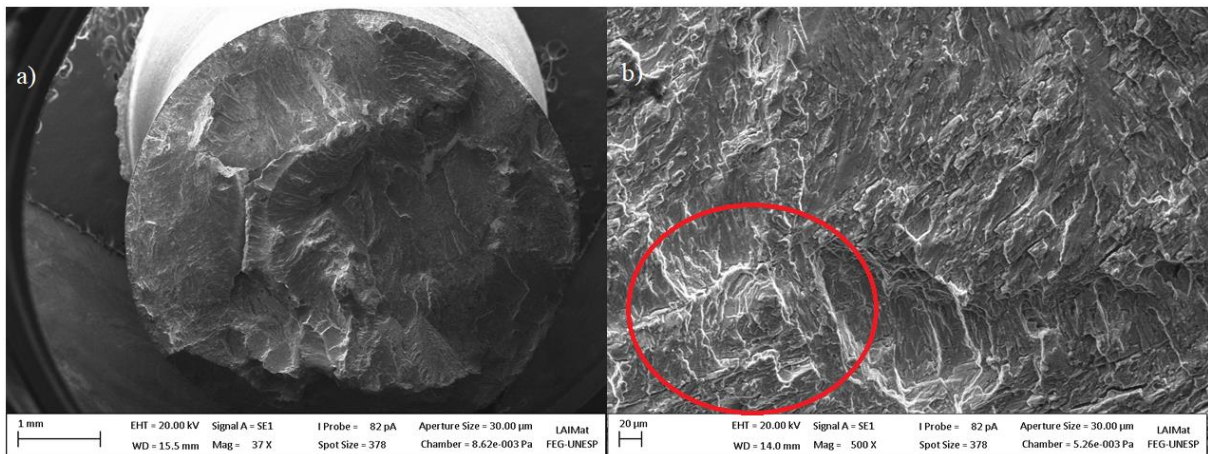
Figura 37: Ensaio de tração: material sem tratamento e material tratado por 3IP sem controle de temperatura.



Fonte: Autoria própria

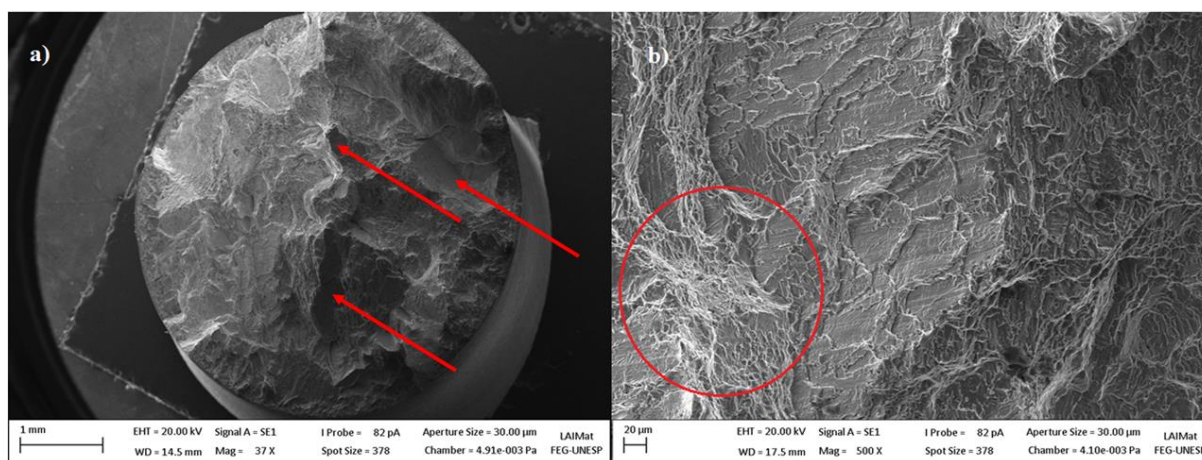
As Figuras 38 e 39 apresentam imagens de MEV da amostra tratada por 3IP sem o controle de temperatura após o processo de fadiga à 250MPa e à 975 MPa respectivamente.

Figura 38: Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por 3IP sem controle de temperatura a 250 MPa: a) geral (37x); b) região do final da fratura (500x).



Fonte: Autoria própria

Figura 39: Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por 3IP sem controle de temperatura a 975 MPa: a) geral (37x); b) região do final da fratura (500x).



Fonte: Autoria própria

Nas Figuras 38 e 39 nota-se a presença de uma microestrutura lamelar. Observa-se, nas Figuras 38 a) e 39 a), a presença de facetas e nucleação de trincas em vários sítios. Já nas Figuras 38 b) e 39 b), é possível observar a presença de deformação heterogênea.

4.2.4 Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP

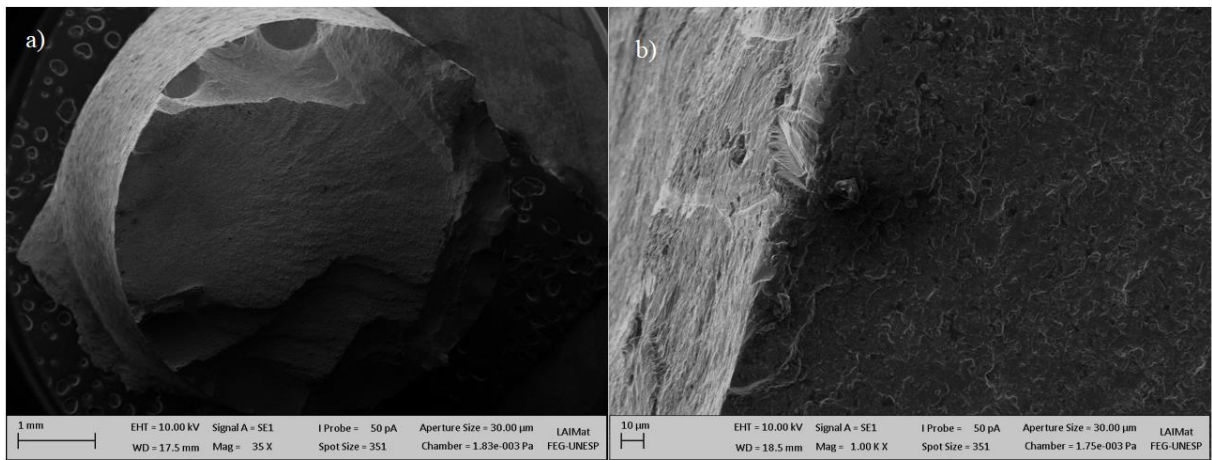
A Tabela 16 mostra os valores experimentais obtidos no ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP.

Tabela 16: Dados experimentais do ensaio de fadiga axial do Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP.

Tensão (MPa)	Número de Ciclos (N)
1000	1,3E+01
925	3,4E+03
925	2,9E+03
875	2,2E+03
875	4,0E+03
750	1,0E+04
750	1,1E+04
550	3,1E+04
550	4,0E+04
400	9,3E+04

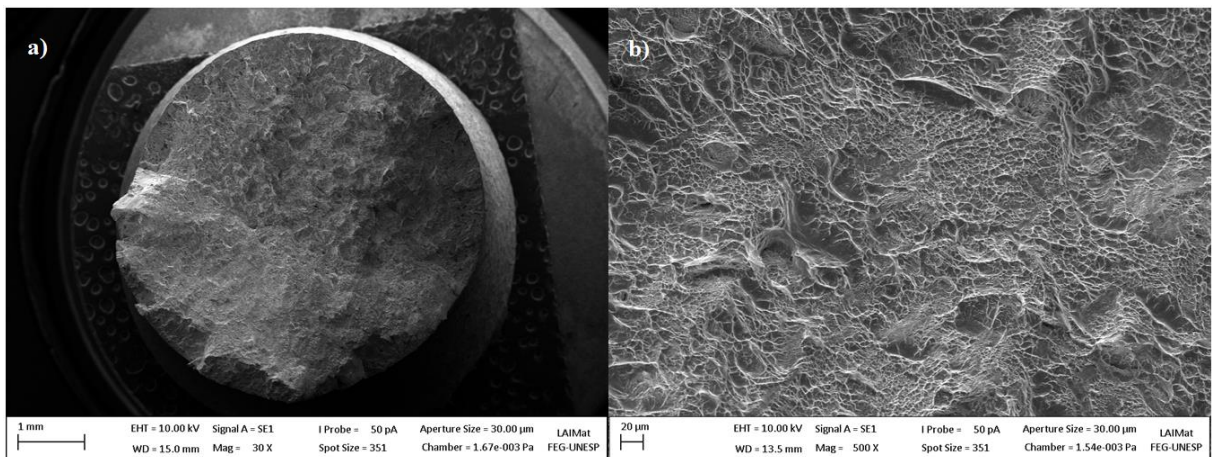
Fonte: Autoria própria

Figura 41: Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP a 400 MPa: a) geral (35x); b) nucleação da trinca (1000x)



Fonte: Autoria própria

Figura 42: Imagem de MEV da fratura do Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP a 875 MPa: a) geral (30x); b) final da fratura (500x)



Fonte: Autoria própria

A Figura 41 apresenta uma trinca típica, com um ponto de nucleação principal e outros pequenos sítios em torno da amostra. As tensões residuais compressivas geradas pelo *shot peening* dificultam a nucleação da trinca, portanto, para manter a integridade estrutural, pequenas trincas são nucleadas em toda a amostra.

Já a Figura 42 apresenta um aspecto de fratura por tração devido à elevada tensão máxima a qual a amostra foi submetida. É possível observar a presença de facetas e trincas no interior da fratura.

4.3 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

A Tabelas 17, 18 e 19 apresentam os resultados obtidos de microdureza, rugosidade e resistência à fadiga para todas as condições de tratamento.

Tabela 17: Microdureza Vickers na superfície da liga Ti-6Al-4V

Condição de tratamento	Microdureza Média na superfície (HV)
Ti-6Al-4V sem tratamento	336 ± 5
Ti-6Al-4V tratado por SP	365 ± 6
Ti-6Al-4V tratado por 3IP	347 ± 15
Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP	380 ± 13

Fonte: Autoria própria

Tabela 18: Rugosidade Média da liga Ti-6Al-4V

Condição de tratamento	Rugosidade média (μm)
Ti-6Al-4V sem tratamento	1,03
Ti-6Al-4V tratado por SP	5,88
Ti-6Al-4V tratado por 3IP	1,29
Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP	1,62

Fonte: Autoria própria

Tabela 19: Resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V para 10⁷ ciclos

Condição de tratamento	Resistência à fadiga (MPa)
Ti-6Al-4V sem tratamento	840
Ti-6Al-4V tratado por SP	870
Ti-6Al-4V tratado por 3IP	117
Ti-6Al-4V tratado por SP + 3IP	356

Fonte: Autoria própria

Ao analisar os resultados apresentados na Tabela 17, observa-se um aumento de dureza

na camada superficial do material tratado por SP em relação ao material sem tratamento, devido às tensões residuais compressivas geradas pela deformação plástica e encruamento provocados pelo *shot peening*. Notou-se, também, um aumento no refinamento da microestrutura do material tratado, diminuindo a mobilidade de discordâncias na superfície, possibilitando o aumento da resistência à fadiga do material.

Porém, após o tratamento, a rugosidade da liga Ti-6Al-4V também aumentou, fato que pode induzir concentradores de tensão na superfície do material, possibilitando a nucleação e propagação de trincas de fadiga.

Para verificar o impacto do aumento da rugosidade no comportamento em fadiga do material, foram realizados os ensaios de fadiga axial. De acordo com os resultados obtidos na Tabela 19 nota-se que, embora a rugosidade tenha aumentado de maneira expressiva após o tratamento de *shot peening*, a resistência à fadiga aumentou. Dessa maneira, é possível concluir que, nesse estudo, a rugosidade não foi um fator determinante no comportamento em fadiga do material. Por outro lado, as tensões residuais de compressão induzidas na camada superficial, bem como o aumento da dureza nessa região foram determinantes para o aumento da resistência à fadiga do material tratado por *shot peening*.

Já no caso da liga Ti-6Al-4V tratada por 3IP, observou-se que a rugosidade não aumentou de maneira significativa em relação ao material sem tratamento. Porém, segundo os ensaios de nanodureza, a dureza na camada superficial do material aumentou. No entanto, a resistência à fadiga do material tratado sofreu grande redução em relação ao material sem tratamento. A ausência do controle de temperatura do corpo de prova durante o tratamento de 3IP provocou alteração na microestrutura de sua secção transversal, transformando sua morfologia de recozida para lamelar, pois a temperatura da amostra durante o tratamento ultrapassou a β -*transus* (882 °C) (Velloso et al, 2018). Essa modificação microestrutural ocorreu tanto na região central, quanto na região superficial do corpo de prova. A espessura da região formada pela zona de difusão de nitrogênio mais camada de nitretos (N (α) + TiN) no tratamento de 3IP sem controle de temperatura foi de 14 μ m, ao passo que a espessura dessa região formada pelo 3IP com controle de temperatura foi de 2 μ m. Essa região de difusão de nitrogênio é constituída pelo Ti- α , pois o nitrogênio é um estabilizador da fase α . Dessa forma, o aumento na espessura da camada de difusão de nitrogênio provocou um aumento na proporção da fase α na liga, o que pode ter contribuído para a fragilização do material, diminuindo sua ductilidade e facilitando a propagação das trincas de fadiga, comprometendo a vida em fadiga do material.

No caso da liga Ti-6Al-4V tratada por SP + 3IP, apesar de não terem sido realizados todos os ensaios de fadiga axial previstos, observou-se uma queda na resistência à fadiga em relação

ao material tratado por SP e um aumento na resistência à fadiga em relação ao material tratado por 3IP. A rugosidade do material tratado por SP + 3IP foi inferior à rugosidade do material tratado por SP e superior à rugosidade do material tratado 3IP.

Como o tratamento de 3IP realizado sem controle de temperatura provocou uma grande redução na resistência à fadiga do material, para a condição SP + 3IP, foi feito o controle da temperatura durante o tratamento. A temperatura da amostra foi mantida a 800 °C. Em relação ao material tratado por SP, a queda na resistência à fadiga do material na condição SP + 3IP pode ter sido ocasionada pela fragilização da superfície devido à formação da zona de difusão de nitrogênio e camada de nitretos (N (α) + TiN), constituindo uma camada de espessura de 2 μ m.

De modo a avaliar o comportamento em fadiga da liga Ti-6Al-4V submetida aos tratamentos de SP e 3IP poderiam ser testadas algumas alternativas, como por exemplo: a diminuição da temperatura do corpo de prova durante o tratamento de 3IP; e a mudança na ordem dos tratamentos (3IP seguido de SP). A segunda opção não foi realizada em virtude da possibilidade do tratamento de SP danificar a fina camada formada pelo 3IP.

Neste estudo, foram obtidos os seguintes valores de tensão para o tempo de vida igual a 10^7 ciclos: 840 MPa para o material sem tratamento; 870 MPa para o material tratado por SP; 117 MPa para o material tratado por 3IP; e 159 MPa para o material tratado por SP + 3IP.

Há na literatura, estudos envolvendo fadiga e tratamentos superficiais. Costa *et al.* (2010) analisaram a influência do processo de deposição por PVD na resistência à fadiga da liga Ti-6Al-4V. Foi obtida uma tensão de 900 MPa correspondente a 10^7 ciclos.

Schmidt et al (1998) utilizaram uma implantação iônica a 4×10^{-6} mbar na liga Ti-6Al-4V, a fim de diminuir o desgaste sem prejudicar o comportamento em fadiga da liga. O tratamento, além de dificultar a nucleação de trincas na superfície, também manteve a resistência à fadiga do material.

Costa et al (2006) estudaram o comportamento em fadiga da liga Ti-6Al-4V modificada por anodização. Para um revestimento de espessura 2,50 μ m, houve uma redução de 90% na vida em fadiga para tensões que variaram de 955 a 985 MPa. Costa et al (2009) analisaram a influência do tratamento de HVOF no comportamento em fadiga da liga Ti-6Al-4V. Para um revestimento de carboneto de tungstênio de espessura de 150 μ m e rugosidade de 2,77 μ m, houve uma redução de cerca de 95% na vida em fadiga a uma tensão de 965 MPa.

No presente estudo, a uma tensão de 925 MPa, a vida em fadiga da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento combinado por SP + 3IP apresentou queda de cerca de 93% em relação à vida em fadiga do material sem tratamento superficial.

5 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos por meio da caracterização microestrutural da liga Ti-6Al-4V nas quatro condições analisadas (sem tratamento, tratada por SP, tratada por 3IP e tratada por SP + 3IP) possibilitaram as seguintes conclusões:

- A liga Ti-6Al-4V é uma liga bifásica composta por fase α e fase β em todas as condições experimentais;
- A dureza na camada superficial do material nas condições de tratamento por SP e SP + 3IP aumentou em relação ao material sem tratamento;
- A rugosidade do material tratado por *shot peening* aumentou em relação ao material sem tratamento, sendo, também, superior às rugosidades do material tratado por 3IP e do material submetido ao tratamento combinado (SP + 3IP).

Com relação aos resultados obtidos por meio da realização dos ensaios de fadiga axial nas condições sem tratamento, tratado por SP e tratado por 3IP, as seguintes conclusões foram obtidas:

- A vida em fadiga do material tratado por SP foi superior à vida em fadiga do material nas condições sem tratamento, tratado por 3IP e tratado por SP + 3IP, devido às tensões residuais de compressão induzidas na camada superficial e ao aumento da dureza nessa região;
- Segundo a análise por *Weibull*, a uma tensão de 975 MPa e 50% de confiabilidade, o material submetido ao tratamento de SP suporta um maior número de ciclos até a falha em relação ao material sem tratamento;
- A uma tensão de 925MPa, a vida em fadiga da liga Ti-6Al-4V submetida ao tratamento combinado por SP + 3IP apresentou uma redução de cerca de 93% em relação à vida em fadiga do material sem tratamento superficial.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E466**: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, 15.ed. West Conshohocken: ASTM, 2015. 6 p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E8/E8M**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 16a.ed. West Conshohocken: ASTM, 2016. 30 p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E384**: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, 17.ed. West Conshohocken: ASTM, 2017. 40 p.
- BELOTO, A.F. et al. Plasma Ion Implantation of Nitrogen into Silicon: High Resolution X-ray Diffraction. **Brazilian Journal of Physics**, São Paulo, v. 29, 1999.
- BENEDETTI, M.; FONTANARI, V.; MONELLI, B.D. Plain fatigue resistance of shot peened high strength aluminium alloys: effect of loading ratio. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 2, p. 397-406, 2010.
- BONORA, R.G. **Influência do tratamento superficial 3IP na vida em fadiga dos aços ABNT 4340 e 15-5 PH para aplicação aeronáutica**. 2015. 126f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica na Área de Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.
- CHANG, C.W. et al. Wear resistant and anti-corrosive treatment for Ti-6Al-4V using metal vapor vacuum arc source in comparison with plasma immersion ion implantation. **Thin Solid Films**, Lausanne, v. 515, p. 122-128, 2006.
- CHASSAING, G. et al. Adhesive wear of a Ti6Al4V tribopair for a fast friction contact. **Wear**, Lausanne, v. 320, p. 25-33, 2014.
- CHUNXIANG, C. et al. Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. **Materials and Design**, Surrey, v. 32, p. 1684 – 1691, 2011.
- CIOFFI, M.O.H. et al. Carbon fiber non-crimp multi-axial reinforcement and epoxy mono-component system composite: Fatigue behavior. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 2, p. 341 – 348, 2010.
- COSTA, M.Y.P. et al. Fatigue fracture behavior of Ti-6Al-4V PVD coated. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 2, p. 1859-1864, 2010.
- COSTA, M.Y.P. et al. Effect of WC-10%Co-4%Cr coating on the Ti-6Al-4V alloy fatigue strength. **Materials Science and Engineering: A**, Lausanne, v. 507, p. 29 – 36, 2009.
- COSTA, M.Y.P. et al. Evaluation of *shot peening* on the fatigue strength of anodized Ti-6Al-4V alloy. **Materials Research**, Pittsburgh, v. 9, p. 107 – 109, 2006.

CRESSMAN, D.; TURY, B.; DOLL, G.L. Effects of surface treatments and coatings on tribological performance of Ti-6Al-4V in the mixed fretting and gross slip regimes. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 290, p. 110-115, 2016.

CRUPI, V. et al. Influence of microstructure [$\alpha + \beta$ and β] on very high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 95, p. 64-75, 2017.

DUNSTAN, M.K.; PARAMORE, J.D.; FANG, Z.Z. The effects of microstructure and porosity on the competing fatigue failure mechanisms in powder metallurgy Ti-6Al-4V. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 116, p. 584-591, 2018.

EFFERTZ, P.S. et al. Fatigue life assessment of friction spot welded 7050-T76 aluminium alloy using Weibull distribution. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 87, p. 381-390, 2016.

FAROKHZADEH, K.; EDRISY, A. Fatigue improvement in low temperature plasma nitrited Ti-6Al-4V alloy. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 620, p. 435-444, 2015.

GAO, Y.K.; WU, X.R. Experimental investigation and fatigue life prediction for 7475-T7351 aluminum alloy with and without *shot peening*-induced residual stresses. **Acta Materialia**, Oxford, v. 59, p. 3737-3747, 2011.

GUJBA, A.K. et al. Effect of ultrasonic nanocrystalline surface modification on the water drop-let erosion performance of Ti-6Al-4V. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 307, p. 157-170, 2016.

HOTTA, S. et al. Fatigue strength at a number of cycles of thin hard coated steels with quenched-hardened substrates, **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 73, p. 5-13, 1995.

JOINT COMMITTEE ON POWDER DIFFRACTION STANDARDS - INTERNATIONAL CENTER FOR DIFFRACTION DATA. **Selected Powder Diffraction Data for Metals and Alloys**. Swarthmore: JCPDS, 1988.

KOSTOV, K. G.; BARROSO, J. J.; UEDA, M. Numerical simulation of magnetic Field enhanced plasma immersion ion implantation. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne v. 201, p. 8398-8402, 2007.

KOSTOV, K.G. et al. Surface modification of metal alloys by plasma immersion ion implantation and subsequent plasma nitriding. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 186, p. 204-208, 2004.

KUMAR, D. et al. Tribological performance of laser peened Ti-6Al-4V. **Wear**, Lausanne, v. 322-323, p. 203-217, 2015.

LAINÉ, S.J. et al. Microstructural characterization of metallic shot peened and laser shock peened Ti-6Al-4V. **Acta Materialia**, Oxford, v. 123, p. 350-361, 2017.

LE BIAVANT, K.; POMMIER, S.; PRIOUL, C. Local texture and fatigue crack initiation in a Ti-6Al-4V alloy. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, Oxford, v. 25, p. 527-545, 2002.

LI, W. et al. Fabrication and characterization of a functionally graded material from Ti-6Al-4V to SS316 by laser metal deposition. **Additive Manufacturing**, El Paso, v. 14, p. 95-104, 2017.

LIN, J. et al. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, Cambridge, v. 69, p. 19-29, 2017.

LIU, Y.G.; LI, M.Q.; LIU H.J. Nanostructure and surface roughness in the processed surface layer of Ti-6Al-4V via *shot peening*. **Materials Characterization**, Nova Iorque, v. 123, p. 83-90, 2017.

LUKÁŠ, P.; KUNZ, L. Small cracks - nucleation, growth and implication to fatigue life. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 25, p. 855-862, 2003.

MELLO, C.B. et al. Tribological effects of plasma immersion ion implantation heating treatments on Ti-6Al-4V alloy. **Wear**, Lausanne, v. 267, p. 867-873, 2009.

MORITA, T.; ASAKURA, K.; KAGAYA, C. Effect of combination treatment on wear resistance and strength of Ti-6Al-4V alloy. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 618, p. 438-446, 2014.

NASCIMENTO, M.P. et al. Fatigue Crack Growth Investigation on a Maintenance Welding Repair Applied on a High Responsibility Airframe. **Procedia Materials Science**, Trondheim, v. 3, p. 744-749, 2014.

NASCIMENTO, M.P.; VOORWALD, H.J.C. Considerations on corrosion and weld repair effects on the fatigue strength of a steel structure critical to the flight-safety. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 32, p. 1200-1209, 2010.

NORDIN, E.; ALFREDSSON, B. Measuring *shot peening* media velocity by indent size comparison. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 235, p. 143-148, 2016.

OLIVEIRA, V. M. C. A. et al. Improving corrosion resistance of Ti-6AL-4V alloy through plasma-assisted PVD deposited nitride coating. **Corrosion Science**, Oxford, v. 88, p. 317-327, 2014.

ORNAGHI, B. P. et al. Subcritical crack growth and in vitro lifetime prediction of resin composites with diferente filler distributions. **Dental Materials**, Kidlington, v. 28, p. 985 – 995, 2012.

RAHMATI, B. et al. Ceramic tantalum oxide thin film coating to enhance the corrosion and wear characteristics of Ti-6Al-4V alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Lausanne, v. 676, p. 369-376, 2016.

SAKIN, R.; AY, I. Statistical analysis of bending fatigue life data using Weibull distribution in glass-fiber reinforced polyester composites. **Materials and Design**, Surrey, v. 29, p. 1170 – 1181, 2008.

SAVARIA, V.; BRIDIER, F.; BOCHER, P. Predicting the effects of material properties gradient and residual stresses on the bending fatigue strength of induction hardened aeronautical gears. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 85, p. 70-84, 2016.

SCHMIDT, H.; SOLTANI-FARSHI, M. Effect of nitrogen implantation on the hydrogen depth distribution and fatigue properties of Ti-6Al-4V. **Materials Science and Engineering: A**, Lausanne, v. 248, p. 73 – 77, 1998.

SILVA, L.L.G. et al. Corrosion behavior of Ti-6Al-4V alloy treated by plasma immersion ion implantation process. **Surface & Coatings Technology**, Lausanne, v. 201, p. 8136-8139, 2007.

SIVAPRAGASH, M. et al. Fatigue life prediction of ZE41A magnesium alloy using Weibull distribution. **Materials and Design**, Surrey, v. 29, p. 1549 – 1553, 2008.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **Aeronautical Material Specification 2430**, 1 ed. Nova Iorque: SAE, 1948. 4 p.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **Surface Vehicle Recommended Practice: Cast Shot and Grit Size Specifications for Peening and Cleaning J444**, SAE: Nova Iorque, 2012. 5 p.

TAO, J.; HU, S.; JI, L. Effect of trace hydrogen on the fatigue life of electron beam welded Ti-6Al-4V alloy joints. **Materials Science & Engineering A**, Lausanne, v. 684, p. 542-551, 2017.

TORRES, M.A.S.; VOORWALD, H.J.C. An evaluation of *shot peening*, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. **International Journal of Fatigue**, Guildford, v. 24, p. 877-886, 2002.

VELLOSO, V. et al. Fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy modified by plasma immersion ion implantation: temperature effect. **MATEC Web of Conferences**, Poitiers, v. 165, 2018.

VIELMA, A.T.; LLANEZA, V.; BELZUNCE, F.J. *Shot peening* intensity optimization to increase the fatigue life of a quenched and tempered structural steel. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 74, p. 273-278, 2014.

VILLARS, P.; CALVERT, L. **Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases**. 2nd ed., Materials Park: American Society for Metals, 1991.

VOORWALD, H.J.C.; VIEIRA, L.F.S.; CIOFFI, M.O.H. Evaluation of WC-10Ni thermal spray coating by HVOF on the fatigue and corrosion AISI 4340 steel. **Procedia Engineering**, Amsterdam, v. 2, p. 331-340, 2010.

WANG, C. et al. Effect of *shot peening* on the residual stresses and microstructure of tungsten cemented carbide. **Materials and Design**, Surrey, v. 95, p. 159-164, 2016.

WU, Y. Z.; WANG, Q. Y.; OUYANG, Q. L. Influence of subjection to plasma nitriding surface modifications on ultra-high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V. **Applied Mechanics and Materials**, Macau, v. 105-107, p. 1731-1735, 2012.

YANG, Q. et al. Investigation on the fretting fatigue behaviors of Ti-6Al-4V dovetail joint specimens treated with shot-peening. **Wear**, Lausanne, v. 372-373, p. 81-90, 2017.