



AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE  
DE SÃO PAULO

**INFLUÊNCIA DAS TENSÕES RESIDUAIS NO  
COMPORTAMENTO EM FADIGA E FRATURA DE  
LIGAS METÁLICAS**

**MARIA DA CONCEIÇÃO BARBOSA VIEIRA SOARES**

Tese apresentada como parte dos requisitos para obtenção do Grau de Doutor em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear.

Orientador:  
Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade

São Paulo  
1998

# INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

## INFLUÊNCIA DAS TENSÕES RESIDUAIS NO COMPORTAMENTO EM FADIGA E FRATURA DE LIGAS METÁLICAS

MARIA DA CONCEIÇÃO BARBOSA VIEIRA SOARES



Tese apresentada como parte dos requisitos para a obtenção do Grau de Doutor em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear

Orientador:  
Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade

São Paulo  
1998

**A meus pais, Miguel e Adélia pela  
dedicação e apoio**

**Ao Paulo pelo seu companherismo**

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares da Comissão Nacional de Energia Nuclear - IPEN/CNEN-SP pela oportunidade profissional de realizar este trabalho.

Ao Dr<sup>o</sup> Arnaldo H. Paes de Andrade pela orientação e amizade.

Ao Prof. George A. Webster pela orientação deste trabalho durante minha estada no Departamento de Engenharia Mecânica do Imperial College of Science Technology and Medicine da Universidade de Londres- Reino Unido.

Aos amigos do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares da Comissão Nacional de Energia Nuclear- IPEN / CNEN-SP pela amizade e colaboração ao longo deste trabalho.

Aos amigos do Instituto de Engenharia Nuclear da Comissão Nacional de Energia Nuclear- IEN / CNEN-RJ pela amizade e colaboração para a finalização deste trabalho e em particular ao Eng<sup>o</sup> Benedito Fidelis da Silva pela permissão para a elaboração deste trabalho no IEN / CNEN-RJ.

A Dr<sup>a</sup> Glória Dulce Soares da Coordenação de Programas de Pós graduação em Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro- COPPE / UFRJ pela colaboração na realização dos trabalhos de microscopia eletrônica de transmissão.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro- DEMM/UFRJ pela disponibilidade de utilização do microscópio eletrônico de transmissão.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico- CNPQ, pela concessão de bolsa (doutorado-sanduiche no exterior) do programa SWE.

# **INFLUÊNCIA DAS TENSÕES RESIDUAIS NO COMPORTAMENTO EM FADIGA E FRATURA DE LIGAS METÁLICAS**

**MARIA DA CONCEIÇÃO B. VIEIRA SOARES**

## **RESUMO**

Tensões residuais compressivas podem ser introduzidas na superfície de componentes mecânicos através de processos de fabricação como tratamentos térmicos, autofretagem e jateamento por partículas. Em geral estas tensões residuais são benéficas e aumentam a resistência do material à fratura, à iniciação e ao crescimento de trinca.

Neste trabalho as tensões residuais induzidas pelo processo de jateamento por partículas em quatro ligas metálicas, de diferentes estruturas cristalinas e sob diversas condições de jateamento foram obtidas por difração de neutrons. O fator de intensificação de tensões  $K$  destas tensões residuais foi determinado pelo método dos elementos finitos e da função ponderação utilizando como modelo para o método de elementos finitos uma placa contendo uma trinca lateral.

O efeito da aplicação simultânea da tensão residual e de tensão remota no fator de intensificação de tensões  $K$  foi avaliado. O processo de jateamento por partículas melhorou a resistência ao trincamento na maioria dos materiais estudados. O efeito de sobreposição de trinca também foi considerado, para determinação correta dos valores de intensificação de tensões  $K$ .

O trabalho investiga também a influência do processo de jateamento por partículas na vida em fadiga de baixo ciclo, sob condições de controle de deslocamento e dobramento em quatro pontos, de uma superliga de níquel (Waspaloy). Avaliação microestrutural por microscopia ótica e eletrônica foi efetuada para auxiliar na determinação das causas do modo de fratura intergranular à temperatura ambiente.

# **INFLUENCE OF RESIDUAL STRESSES ON FATIGUE AND FRACTURE BEHAVIOUR OF METALLIC ALLOYS**

**MARIA DA CONCEIÇÃO B. VIEIRA SOARES**

## **ABSTRACT**

Compressive residual stresses are beneficial and improve resistance to fracture and crack growth. Residual stresses can be introduced in fabricated components by a variety of means and a number of methods such as surface treatments, cold expanded hole and shot peening.

Neutrons diffraction measurements of residual stresses induced by shot peening on four metallic materials under different intensity conditions were performed at nuclear reactor. The stress intensity factor  $K$  of residual stress was evaluated by finite element modelling and weight function method. Finite element modelling of a plate with a single edge-notch was applied. The stress intensity factor  $K$  was evaluated for both case of remote stress and residual stress.

Shot peening significantly improved the resistance of cracking on almost all materials in the present investigation. Crack surface overlapping, which is physically unacceptable, was noted for small cracks under residual and boundary loading. Overlap correction was proposed and applied in order to obtain reliable values for  $K$ .

Low cycle fatigue experiments of peened and unpeened specimens of Waspaloy were performed under displacement control and four point bend. A microstructural evaluation by optical and electron microscopy was done in order to find the causes of intergranular fracture at room temperature.

## SUMÁRIO

<b>1- INTRODUÇÃO</b>	<i>i</i>
<b>2- REVISÃO DA LITERATURA</b>	1
<b>2.1- Tensões residuais, sua geração e métodos de determinação</b>	1
2.1.1- Processos térmicos e mecânicos	3
2.1.2- Processos térmicos	3
2.1.3- Processos mecânicos	4
2.1.4- Processo de jateamento por partículas	6
2.1.4.1- Perfil de tensões residuais do processo de jateamento por partículas	11
2.1.4.2- Parâmetros de controle do processo de jateamento por partículas	14
<b>2.2- Métodos de determinação de tensões residuais</b>	17
2.2.1- Método do furo cego	18
2.2.2- Método de difração de raios X	20
2.2.3- Método de ultra-som	26
2.2.4- Método de difração de neutrons	27
2.2.4.1- Análise de tensões por difração de neutrons	29
<b>2.3 - Mecânica da fratura linear elástica</b>	35
2.3.1- Métodos de determinação do fator de intensificação de tensões K	40
2.3.1.1- Método analítico	40
2.3.1.2- Método da função ponderação	41
2.3.1.3- Método da superposição	46
2.3.1.4- Método dos Elementos finitos	47
<b>2.4- Fadiga de baixo ciclo</b>	49
<b>2.5- Microestrutura</b>	51
2.5.1- Superligas de níquel	51
2.5.2- Ligas de titânio IMI 834	53
2.5.3- Aços Jethete- T, JH	54
<b>2.6- Objetivos do trabalho (metas)</b>	56

<b>3-MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>57</b>
<b>3.1- Materiais utilizados</b>	<b>57</b>
<b>3.2- Métodos experimentais para caracterização microestrutural</b>	<b>59</b>
3.3.1- Análise por microscopia ótica (M.O)	59
3.3.2- Análise por microscopia eletrônica de varredura (M.E.V)	59
3.3.3- Análise por microscopia eletrônica de transmissão (M.E.T)	60
<b>3.3- Medidas de microdureza e rugosidade</b>	<b>60</b>
<b>3.4- Fadiga de baixo ciclo - superliga Waspaloy</b>	<b>61</b>
<b>3.5- Difração de neutrons em superliga Waspaloy</b>	<b>63</b>
3.5.1- Difração de neutrons em superliga Waspaloy após deformação cíclica	63
<b>3.6-Métodos para determinação do fator de intensificação de tensões K</b>	<b>65</b>
3.6.1- Método analítico	65
3.6.2- Método da função ponderação	66
3.6.3- Método dos elementos finitos	68
<b>4- RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	<b>71</b>
<b>4.1- Medidas de difração de neutrons</b>	<b>71</b>
<b>4.2- Cálculo do fator de intensificação de tensões K</b>	<b>74</b>
4.2.1- Método dos elementos finitos	74
4.2.2- Método da função ponderação	75
<b>4.3- Fadiga de baixo ciclo</b>	<b>87</b>
<b>4.4- Microestrutura - superliga de níquel</b>	<b>91</b>
<b>5- CONCLUSÕES</b>	<b>105</b>
<b>6- SUGESTÕES TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>107</b>
<b>7- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>108</b>

## 1- INTRODUÇÃO

A presença de tensões residuais em componentes de engenharia pode alterar significativamente a resistência à fratura, a vida em fadiga e a capacidade destes materiais de suportar carregamento. Uma vez que estas tensões residuais se sobrepõem à tensão aplicada ao equipamento elas podem aumentar ou reduzir a tensão efetiva aplicada, conforme a sua natureza trativa ou compressiva .

As tensões residuais podem ser introduzidas deliberadamente ou de forma accidental durante os diversos processos de fabricação tais como soldagem, tratamentos térmicos, nas operações de conformação mecânica de forjamento, trefilação, laminação, dobramento e nos processos mecânicos de usinagem, autofretagem ou jateamento de partículas.

O método de jateamento por partículas têm sido muito utilizado nos últimos cinquenta anos, para aumentar a vida em fadiga de componentes metálicos. Neste processo, tensões residuais compressivas são introduzidas propositadamente na superfície do material aumentando a vida em fadiga e a resistência à iniciação e à propagação de trincas. O jateamento por partículas é freqüentemente utilizado em diversos campos da indústria tais como, na indústria aeronáutica, na fabricação de turbinas à disco e fuselagem; na indústria automobilística em componentes de transmissão para caminhões e em plantas de geração de energia nuclear.

A determinação precisa das tensões residuais introduzidas em um material torna-se importante devido ao já citado efeito conjunto das tensões residuais e das tensões aplicadas em um componente. As tensões residuais podem ser avaliadas e medidas através de uma série de métodos destrutivos ou semidestruivos, como aqueles que utilizam a extensometria, ou através de métodos não destrutivos, tais como a difração de raios X , a difração de neutrons e o ultra-som.

Neste trabalho o perfil de tensões residuais proveniente do processo de jateamento por partículas em uma superliga de níquel (Waspaloy), empregada na fabricação de turbinas à disco para aviões, foi medida pelo método da difração de neutrons assim como a sua redistribuição, devido a deformação plástica, ocorrida durante experimentos de fadiga de baixo ciclo realizados.

O método da difração de neutrons é considerado, até o momento, como o único método não destrutivo, capaz de medir todo o perfil de tensões residuais, compressivas e trativas, ao longo da espessura de um material devido ao alto poder de penetração dos neutrons. Deste modo é possível obter o perfil real de tensões residuais e avaliar os efeitos destas tensões no comportamento em fadiga de um componente, utilizando-se a mecânica da fratura linear elástica para a determinação do fator de intensificação de tensões  $K$  da estrutura ou componente.

A determinação do fator de intensificação de tensões  $K$  efetivo, devido a presença de tensões residuais e do carregamento aplicado no componente, pode auxiliar a determinação de sua vida em fadiga e assim permitir a previsão não só da fratura catastrófica do material, como também viabilizar a determinação com segurança, do tempo que o componente poderá ainda ser utilizado de forma segura.

O fator de intensificação de tensões  $K$  pode ser determinado através de diversos métodos analíticos, numéricos e experimentais. Neste trabalho  $K$  foi determinado pelo método dos Elementos Finitos (E.F.) utilizando-se o software ABAQUS versão 5.3 e a Função Ponderação, tendo como modelo uma placa contendo uma trinca curta lateral. Foi avaliado o efeito do fator de intensificação de tensões  $K$  quando da aplicação simultânea da tensão residual e da tensão remota, trativa ou de dobramento em quatro pontos.

Aplicando-se esta metodologia, o efeito das tensões residuais induzidas pelo processo de jateamento, no fator de intensificação de tensões  $K$  foi também avaliado para outras ligas metálicas utilizando-se para tal medidas de difração de neutrons.

Os perfis de tensões residuais utilizados foram das superligas de níquel Waspaloy, Udimet 720, da liga de titânio IMI 834 e do aço Jethete empregadas pela indústria Rolls Royce na fabricação de turbinas à disco para aviões sob três diferentes condições de jateamento por partículas.

Foi realizado também o estudo microestrutural da superliga Waspaloy, a partir de análise por microscopia ótica e eletrônica em corpos de prova, submetidos a fadiga de baixo ciclo, sob condições de controle de deslocamento e esforço de dobramento em quatro pontos. Foram analisadas amostras da liga antes e após jateamento por partículas.

## 2- REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1- Tensões residuais, sua geração e métodos de determinação.

Tensões residuais são aquelas que permanecem no componente mesmo após cessadas as forças externas anteriormente aplicadas sobre ele. (ALMEN, BLACK, 1963). Este estado de tensões é auto equilibrante e, portanto, a resultante das forças e de momentos que as tensões residuais produzem é zero.

As tensões residuais são comumente classificadas em três tipos principais:

a) Tensões residuais do tipo 1: são também chamadas de macroscópicas ou macro-tensões residuais, e se estendem ao longo do componente por vários grãos. As macro-tensões residuais são provenientes de condições ou fontes mecânicas, térmicas ou químicas que afetam volume considerável do material estendendo-se por área comparável às dimensões do equipamento. Estas tensões permanecem equilibradas em todo o corpo e têm sua origem em deformações plásticas macroscópicas.

b) Tensões residuais do tipo 2: comumente chamadas de tensões microestruturais, estão presentes em um grão ou numa parte deste, estando equilibradas em alguns grãos vizinhos e tendo sua origem em deformações plásticas microscópicas.

c) Tensões residuais do tipo 3: chamadas de tensões microlocalizadas, estendem-se por pequenas distâncias interatômicas, dentro de uma pequena porção de um grão, estando também equilibradas em uma pequena parte do grão e tendo sua origem em defeitos cristalinos, particularmente discordâncias.

As tensões residuais do tipo 2 e 3 são consideradas microtensões, que não podem ser evitadas em materiais policristalinos, e são mais importantes para o estudo do comportamento microestrutural. Para avaliação de projetos mecânicos e estruturais, as tensões do tipo um, macroscópicas, são de fundamental importância e devem ser determinadas através de métodos confiáveis de medidas.

O efeito destas macrotensões residuais do tipo 1 pode ser tanto benéfico, quanto prejudicial, dependendo do sentido, da intensidade e da distribuição das tensões residuais em relação as tensões aplicadas pelo carregamento de serviço.

Tensões residuais trativas podem ser deletérias, uma vez que estas tensões ao somarem-se às tensões trativas aplicadas no componente auxiliam a iniciação e o crescimento de trincas de fadiga, enquanto que as tensões residuais compressivas, ao se oporem a direção de carregamento trativo, reduzem o nível de tensão aplicada e inibem a iniciação e a propagação de trincas.

A natureza benéfica ou deletéria das tensões residuais parece estar relacionada a três fatores: 1) ao tipo de material, ou seja se ele encrua ou amolece durante deformação plástica cíclica. 2) ao perfil de tensões residuais introduzidos durante o processamento termo-mecânico e a redistribuição destas tensões residuais que ocorrem durante deformação cíclica 3) ao tipo de carregamento que o material será submetido durante sua utilização (WANG, XIANGBIN et al., 1981, WAGNER, LUETJERING, 1981, ZAMRIK, PANGBORN, 1988, VIREECK, LOHE et al., 1991).

Destes fatores a redistribuição de tensões residuais que ocorre durante deformação plástica cíclica é um fenômeno importante, uma vez que pode converter tensões residuais compressivas, pré existentes no material, em tensões residuais trativas (GUROVA, TEODÓSIO et al., 1996).

As tensões residuais microscópicas podem ser induzidas por tratamento térmico, como resultado de mudanças de volume produzidas por transformação de fase, reações de precipitação ou por deformações térmicas ocorridas devido a diferença entre os coeficientes de expansão térmica existentes, por exemplo, entre uma partícula não metálica e a matriz metálica, durante o resfriamento. Em processos de soldagem a diferença no tempo de contração entre as camadas superficiais e as internas do componente também podem levar à tensões residuais.

Tensões residuais macroscópicas podem ser introduzidas nos componentes durante fabricação e como resultado da deformação plástica durante a utilização do equipamento. Estas tensões residuais de natureza macroscópica e de mais longo alcance, que as tensões residuais microscópicas, podem ser introduzidas através de tensões de contração originadas, por exemplo, da fundição ou lingotamento e por processos mecânicos de fabricação como laminação, extrusão, soldagem, jateamento por partículas etc.

Em geral, todo componente mecânico tende a apresentar tensões residuais de origem microscópica, derivadas de seu processamento para alteração das qualidades microestruturais e características mecânicas. Além destas, tensões residuais macroscópicas estarão também presentes devido aos processos de fabricação, necessários à conformação do material à sua forma final.

As tensões residuais do tipo 1 são particularmente importantes em engenharia para análise estrutural em componentes, uma vez que podem comprometer ou aumentar a vida útil de um equipamento. Estas, apresentam-se como um perfil de tensões, trativo-compressivo ou compressivo-trativo, com extensão comparável às dimensões do componente analisado.

A maior parte das trincas de fadiga iniciam-se na superfície ou em regiões subsuperficiais. De fato, a superfície é a região do componente que geralmente suporta a maior carga aplicada durante operação, estando muitas vezes sujeita à condições ambientais adversas e podendo até mesmo conter defeitos e tensões residuais provenientes do processo de fabricação, e/ou de montagem e operação. Portanto, o reforço e a melhoria das propriedades superficiais de um componente é de extrema importância para sua vida útil.

Em conclusão, processos mecânicos ou tratamentos térmicos que produzam o aparecimento de tensões residuais compressivas na superfície de componentes mecânicos são bastante empregados em elementos vitais de projeto, sujeitos à condições difíceis de trabalho, visando inibir a propagação e iniciação de trincas de fadiga e reforçar a resistência à fadiga, a resistência à corrosão-sob-tensão e a resistência à fadiga intragranular.

### **2.1.1- Processos térmicos e mecânicos**

Os processos térmicos como têmpera, tratamento à laser, fundição e soldagem envolvem o aparecimento de tensões residuais compressivas, provenientes do resfriamento térmico, da deformação plástica e de mudanças de volume devido a transformações de fase.

Tensões residuais compressivas podem também ser introduzidas em componentes fabricados, através de processos mecânicos tais como: sobrecarga do equipamento, autofretagem, jateamento por partículas e expansão à frio. O princípio geral destes processos mecânicos, consiste em produzir deformação plástica de natureza heterogênea que induzem tensões trativas na superfície da peça. Ao se remover a carga aplicada, as camadas mais internas, que foram deformadas apenas elasticamente, impedem que as camadas superficiais mais externas permaneçam tracionadas, gerando como consequência tensões residuais compressivas na superfície.

### **2.1.2- Processos térmicos**

#### **Têmpera**

O tratamento térmico de têmpera nos aços consiste do rápido resfriamento a partir de sua temperatura de austenitização, seguida de resfriamento brusco até a temperatura ambiente. Neste processo a superfície do aço transforma-se em martensítica, de maior volume enquanto que o interior da peça permanece na estrutura ferrítica de menor volume. Desta forma surgem tensões residuais compressivas na superfície das peças temperadas, uma vez que a tentativa da superfície de expandir é impedida pelo núcleo no qual aparecem tensões residuais de tração.

#### **Tratamento à laser**

Tratamento térmico superficial à laser é um processo largamente utilizado na indústria automobilística, envolvendo rápida transformação de fase sólido/líquido ou apenas o endurecimento da superfície. Em ambos os processos a rápida têmpera da superfície resulta em transformação microestrutural e tensões residuais nos aços. As tensões são introduzidas pela combinação de deformação plástica e alterações volumétricas, associadas com a transformação de fase microestrutural ocorrida durante a têmpera, resultando em tensões compressivas na superfície e tensões trativas no interior da peça.

## **Fundição e Soldagem**

Nos processos de fundição e soldagem ocorrem elevados gradientes térmicos que promovem o surgimento de tensões residuais. No caso da soldagem, após a solidificação, o metal depositado por solda tende a contrair e diminuir de tamanho devido ao resfriamento; as regiões vizinhas menos aquecidas pela solda impedem a contração do material soldado, promovendo tensões trativas longitudinais ao cordão de solda.

No processo de fundição, a superfície, por ser a região de resfriamento mais rápido, ficará com tensões compressivas enquanto que o núcleo, de resfriamento mais lento, com tensões residuais trativas.

### **2.1.3- Processos mecânicos**

#### **Usinagem**

Operações de usinagem como corte, fresagem, furação, torneamento e retifica, podem introduzir tensões residuais trativas ou compressivas, dependendo do material e das condições de usinagem tais como velocidade de corte, refrigerante e ferramenta utilizada. Estas tensões residuais têm sua origem na pressão exercida pela ferramenta e no aquecimento localizado, que gera tensões residuais.

#### **Sobrecarga**

Consiste em melhorar a capacidade elástica do componente através de sobrecarga no equipamento, carregando o componente além do seu limite elástico. Um exemplo de tal emprego ocorre com uma simples barra de seção retangular sujeita à dobramento, conforme Figura 1, ao ser flexionada além do seu limite de escoamento, em condições de escoamento parcial, haverá deformação plástica na barra. Após remoção da carga, as fibras mais externas que foram deformadas em tração apresentarão tensões residuais compressivas, enquanto as fibras deformadas em compressão terão tensões residuais trativas (BENHAM, CRAWFORD, 1994).

No caso de vasos de pressão nucleares; o princípio de introduzir deformações que induzem o aparecimento de tensões residuais compressivas, vem sendo aplicado através de novo método de pré tensionamento dos vasos de pressão (KORNFELDT, OSTERLUND, 1995).

Este método consiste em enrolar a superfície do vaso de pressão, próxima as soldas circunferenciais do vaso, com fios de ligas de memória que ao serem aquecidos se contraem e como reação exercem uma pressão radial externa ao vaso.

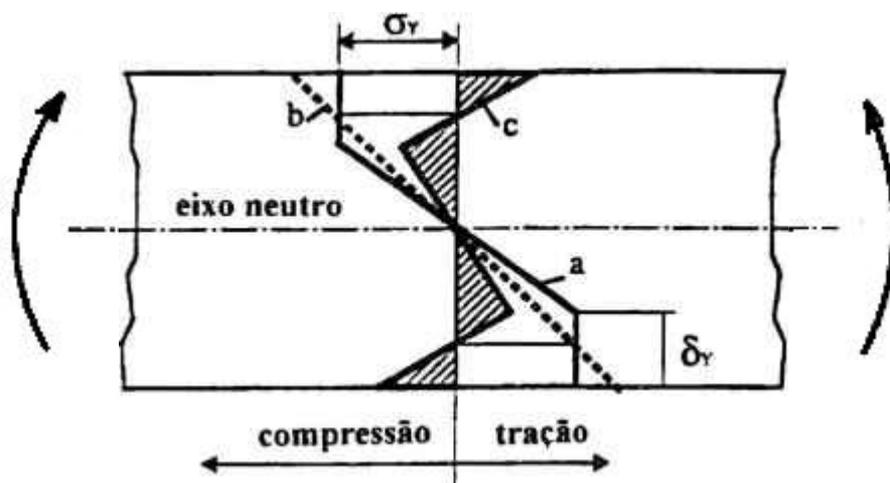


Figura 1. Distribuição de tensões residuais produzidas por dobramento em uma barra de seção retangular pela deformação plástica. a) curva de carregamento plástico. b) curva de carregamento elástico. c) distribuição de tensões residuais.  $\delta$  profundidade da camada deformada plasticamente

A deformação induzida pelo método é suficiente para reverter as tensões trativas do interior da parede do tubo ou vaso, em tensões compressivas e como consequência temos a redução do fator de intensificação de tensões nestes locais; a extensão da vida do equipamento e o aumento da segurança em relação ao crescimento de trincas instáveis (AYRES, BARISHPOLSKY, 1993).

O princípio da sobrecarga pode ser também aplicado em componentes, com trincas e que sejam pré tensionados à quente. Neste caso o material trincado é pré tensionado em condições de escoamento plástico à quente, onde a tensão de escoamento é mais baixa que a temperatura ambiente, permitindo que a deformação plástica se dê em camadas mais profundas do material. Em seguida o componente é resfriado e uma grande tensão residual compressiva é gerada na ponta da trinca resultando em fechamento da mesma (LAM, GRIFFITHS, 1990).

### Autofretagem

Autofretagem é uma aplicação particular de sobrecarga em cilindros. A tensão residual compressiva é obtida pela aplicação de uma sobrepressão hidrostática no centro do cilindro, resultando em deformação plástica na direção da parede. Após a remoção da carga, tensões residuais compressivas são geradas na direção da chamada tensão de hoop, na direção circunferencial (STACEY, WEBSTER, 1988).

## **Jateamento por partículas**

O processo de jateamento por partículas é provavelmente o método mais utilizado e o mais efetivo para induzir tensões residuais, de natureza benéfica, na superfície de um material. O método é largamente utilizado para o tratamento superficial de componentes, principalmente aqueles de geometria complexa. No item a seguir este processo é descrito mais detalhadamente.

### **2.1.4- Processo de jateamento por partículas**

O jateamento de partículas é um processo de trabalho à frio no qual a superfície mais crítica do componente é bombardeada com pequenos jatos de partículas esféricas que podem ser de aço comum, aço inoxidável, vidro ou material cerâmico (DALY, JOHNSON, 1990).

Neste processo a deformação plástica produzida pelo múltiplo impacto das esferas na superfície do componente ocasiona deformação plástica em uma pequena profundidade do material, introduzindo uma camada uniforme de tensões residuais compressivas abaixo da superfície do componente, que pode variar entre  $0,03 \times 10^{-3}$  m e  $2,5 \times 10^{-3}$  m (WELSCH, 1990).

O resultado deste bombardeamento é a introdução de tensões residuais compressivas na superfície do material promovidas pelo encruamento de suas camadas superficiais. Este encruamento é provocado pelo impacto de um jato de partículas de alta energia que também ocasiona o aumento da tensão de escoamento, além de mudanças na rugosidade da peça jateada (KUMAR, SUBRAT et al., 1987).

O processo de jateamento efetivamente aumenta a resistência à fadiga, resistência à corrosão sob tensão e reduz as tensões de serviço tratativas na superfície onde as trincas de fadiga geralmente se iniciam, podendo estas trincas serem até mesmo freadas pelas tensões residuais compressivas, dependendo de sua magnitude e do campo de tensões residuais compressivas (FUCHS, 1971).

O jateamento por partículas vêm sendo utilizado há mais de cinquenta anos e este processo não deve se confundido com o chamado jateamento por granalha que visa a limpeza de superfície de peças metálicas de efeitos visíveis na remoção de sujeira e corrosão da superfície (OHARA, 1986).

O jateamento por partículas é um processo controlado de jateamento cujo maior efeito é de introduzir tensões residuais compressivas na superfície do material, com objetivo de estender a vida de componentes metálicos, aumentar a resistência à fadiga, retardar o trincamento por corrosão sob tensão, eliminar distorções provenientes de tratamentos térmicos (WELSCH, 1990, 1991).

Cada partícula ao chocar-se com a superfície do material age como um pequeno martelo, produzindo uma pequena moesa, encruando sua superfície e gerando uma pequena camada de tensões residuais compressivas da ordem de 80% da tensão de escoamento ou 60% da tensão de resistência máxima do material. Estas dificultam a iniciação e a propagação de trincas, promovendo melhoria da resistência à fadiga em torno de 25-30% (O HARA, 1986, 1994).

Este efeito na vida em fadiga apresenta-se associado ao fato que as tensões compressivas geradas no jateamento somam-se às tensões trativas do carregamento externo do componente, reduzindo o nível total de tensões trativas aplicadas na superfície do material, contribuindo de forma positiva no desempenho e na vida em serviço do componente, reduzindo a tensão média de fadiga na superfície e portanto inibindo a iniciação ou retardando a propagação de trinca.

A Figura 2 ilustra de forma esquemática a distribuição de tensões promovida pelo jateamento de partículas, que ao introduzir deformações compressivas na superfície do material, gera tensões residuais altamente compressivas promovidas pelo núcleo do material que impede a deformação transversal de alongamento na superfície, resultante do efeito de Poisson.

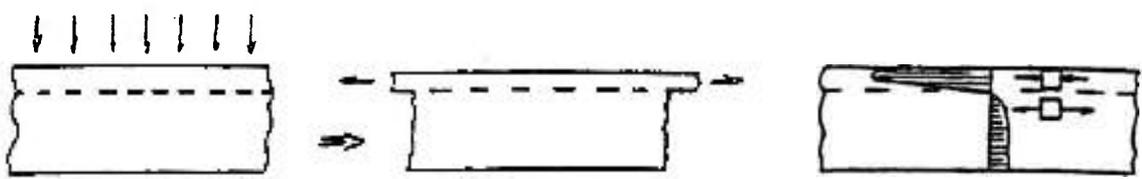


Figura 2. Distribuição de tensões residuais produzidas por jateamento de partículas

Do ponto de vista microestrutural, o jateamento por partículas pode ser visto como um processo que promove o aumento da densidade de discordâncias nas camadas mais superficiais do componente, e o aparecimento de macrotensões residuais devido à natureza não homogênea da deformação plástica (LEVERANT, LANGER, 1979).

A tensão residual compressiva gerada no processo de jateamento por partículas resulta num efeito benéfico em termos de resistência da superfície à iniciação de trinca por fadiga. No entanto o processo apresenta também efeitos negativos citados por alguns autores. Estes efeitos são atribuídos ao fato de que as cavidades formadas pela deformação plástica aumentam a rugosidade da superfície do material podendo levar a queda da resistência à fadiga (YPSILANTIS, MAS et al., 1984).

A questão do efeito da rugosidade do material jateado como uma condição deletéria para a resistência à fadiga, parece estar relacionado às condições do jateamento ou seja do controle dos parâmetros de processo, do meio impactante, do material e sobretudo do tipo de aplicação a que será destinado o material jateado.

KUMAR, SUBRAT et al. (1987) avaliando o efeito do jateamento por partículas em uma superliga de níquel designada como EW 868, observou que com o aumento do tempo de jateamento aumentava-se o limite de fadiga da liga. No entanto, a rugosidade superficial também aumentava com o tempo de jateamento e o aumento da rugosidade, produzia entalhes na superfície endurecida do material fazendo com que a resistência à fadiga fosse reduzida após 20 minutos de jateamento.

Os pesquisadores concluíram que os benefícios introduzidos pelas tensões residuais compressivas no aumento do limite de fadiga desapareciam após um certo tempo de jateamento devido ao fato de que efeito da rugosidade introduzida pelo jateamento na superfície do material, sobrepujava os efeitos benéficos das tensões residuais compressivas.

O processo de jateamento e a conseqüente rugosidade introduzida no processo pode ser aplicado, no entanto, para melhorar as condições superficiais, como no caso de engrenagens que são jateadas antes do tratamento térmico. A textura produzida após jateamento consiste de mossas homogêneas na superfície, as quais eliminam concentradores de tensões derivados da usinagem (WELSCH, 1990).

Outro exemplo de aplicação do jateamento de partículas na melhoria da qualidade superficial vêm sendo utilizada na indústria de fabricação de plásticos no jateamento de moldes. A textura produzida pelo jateamento por partículas nos moldes demonstrou ser um processo eficiente e de baixo custo que gera uma superfície mais uniforme que a de outros métodos tradicionais nos plásticos produzidos a partir destes moldes (WELSCH, 1990).

O jateamento por partículas têm sido aplicado, também em biomateriais especialmente em titânio e suas ligas, para melhorar a resistência à fadiga, a resistência à corrosão, a susceptibilidade à corrosão sob tensão (OSHIDA, SACHEDEVA et al., 1993) e diminuir a porosidade em ligas de titânio produzidas por metalurgia do pó.

Nestas aplicações a rugosidade, produzida pelo jateamento, apresenta-se como uma vantagem em ligas tais como a Ti-6Al-4V e Ti-4Mo-Al-2Sn, utilizadas em próteses do osso do fêmur. Observou-se que estas, quando jateadas, apresentavam o ângulo inicial de contato menor do que das ligas polidas mecanicamente, considerando-se medidas do ângulo inicial de contato realizadas em solução de 1% de NaCl, e que portanto as ligas jateadas apresentavam uma capacidade maior de espalhamento do líquido na superfície podendo se esperar melhor molhabilidade do sangue ou fluido corpóreo (OSHIDA, SACHEDEVA et al., 1993)

Experiências realizadas em várias ligas metálicas (OSHIDA, SACHEDEVA et al., 1993), como titânio, níquel e aço inox 316L, utilizando corpos de prova com superfícies pré-oxidadas em condições jateadas e não jateadas, demonstraram que para estas ligas estudadas o jateamento produzia superfícies estáveis com potencial de meia célula maior e portanto mais nobres nas amostras jateadas por partículas do que nas amostras não jateadas. Estas observações sugerem que o jateamento modifica o estado da superfície tornando as ligas mais suscetíveis de passivação.

O jateamento por partículas vem sendo empregado também na indústria nuclear. O método foi utilizado, com sucesso na década de 80, em várias usinas nos Estados Unidos e na França (TAYLOR, 1987, PITNER, RIFFARD, 1993), como alternativa aos procedimentos usuais de encamisamento e tamponamento de tubos de Inconel 600, do sistema primário de geração de vapor.

A alternativa do jateamento por partículas nesses tubos adapta-se à uma nova filosofia da indústria nuclear que vem se preocupando em estender a vida útil das usinas já existentes ou em construção através do desenvolvimento de medidas para correção de defeitos e de novas metodologias para predição de falhas de equipamentos (VACCARO, THEUS et al., 1988).

Um dos problemas mais comuns encontrados em reatores nucleares de água pressurizada é o aparecimento de trincas induzidas por corrosão sob tensão em tubos de Inconel 600, do sistema de geração de vapor do primário. Nestas usinas nucleares as trincas ocorrem em duas regiões críticas dos tubos: na zona de transição correspondente a área entre o diâmetro inicial do tubo e a região que é expandida para adaptação à maior largura do furo encamisante (TAYLOR, 1987) e na região de dobramento em forma de U (TAYLOR, 1987, MCILREE, RUDD et al., 1988).

As três causas principais para o aparecimento de trincas nestes tubos são: a susceptibilidade das ligas de Inconel 600 à corrosão sob tensão, as tensões residuais trativas e o ambiente agressivo da água do primário (TAYLOR, 1987).

Tomando inicialmente as causas associadas ao trincamento por corrosão sob tensão. Sabe-se que para melhorar a resistência mecânica ao trincamento intergranular provocado pela corrosão sob tensão, as ligas de Inconel 600 são submetidas a tratamento térmico para precipitação de carbeto na forma globular no contorno dos grãos e crescimento do de grão. Isto porque a resistência mecânica da liga aumenta com a maior precipitação intergranular e o aumento do tamanho de grão (TAYLOR, 1987).

A susceptibilidade ao trincamento destas ligas surge relacionada ao tratamento final de recozimento que os tubos de Inconel sofrem após trabalho de laminação a frio. Caso o tratamento de recozimento seja realizado a temperaturas não muito elevadas, cerca de 980°C, os precipitados em contorno de grão não se dissolvem. Durante a recristalização promovida no recozimento, novos grão são formados e os antigos precipitados situados em contorno de grãos, passam a se localizar dentro dos novos grãos recristalizados. Deste modo ocorre a redução do número de precipitados em contorno de grão e a queda da resistência à fratura intergranular (SHAH, LOWENSTEIN et al., 1992).

Para evitar este efeito, o tratamento térmico de recozimento deve ser realizado a temperaturas mais elevadas, em torno de 1065°C. Nestas condições, a maioria dos carbeto é solubilizada e durante o resfriamento eles precipitarão nos contornos dos novos grãos recristalizados. Assim, a temperatura mais elevada de recozimento acaba por resultar em maior número de precipitados em contorno de grãos e na conseqüente elevação da resistência dos tubos ao trincamento induzido por corrosão sob tensão.

Este tratamento, no entanto, apresenta também problemas. Uma temperatura mais elevada de recozimento pode induzir a perda do cromo presente em solução sólida e a sensitização do material, favorecendo condições para o trincamento intragranular por corrosão sob tensão (SHAH, LOWENSTEIN et al., 1992).

A segunda causa para o aparecimento de trincamento nos tubos de Inconel 600 do primário estaria relacionado as tensões residuais trativas introduzidas durante o processo de fabricação e de montagem por expansão dos tubos no gerador de vapor. A soma das tensões residuais e da tensão aplicada aos tubos superam em muito a tensão de escoamento do material suficiente para levar ao trincamento do material (MCILREE, RUDD et al., 1988, SHAH, LOWENSTEIN et al., 1992).

Experimentos de fadiga realizados para determinação do fator de intensificação de tensões  $\Delta K$ , limite para iniciação de trincas, realizados sob condições de temperatura e água pressurizada do sistema primário em tubos de Inconel 600 (PEMENT, ECONOMY et al., 1988), demonstraram que a tensão residual nominal introduzida durante a montagem dos tubos tanto na direção circunferencial como na direção axial eram superiores ao fator de intensificação de tensões limite, determinados pelos ensaios de fadiga e portanto suficiente para dar início ao trincamento por corrosão sob tensão neste tubos.

A terceira causa de trincamentos relaciona-se à temperatura, ao ambiente agressivo e à química da água do primário que atacam os tubos de Inconel. a temperatura mais elevada associada ao hidrogênio e a substâncias como o hidróxido de lítio e o ácido bórico agravam o problema do trincamento auxiliado pela corrosão sob tensão.

As ações visando atenuar ou prevenir o trincamento por corrosão sob tensão podem ser divididas em duas categorias: medidas que visem prevenir ou diminuir a iniciação de trincas por corrosão sob tensão e medidas para minimizar o problema de trinca já existentes.

O tamponamento dos tubos de Inconel 600 e o encamisamento destes tubos do gerador de vapor das plantas de reatores nucleares à água pressurizada eram as medidas regularmente utilizadas até alguns anos como citado por (SHAH, LOWENSTEIN et al., 1992).

O jateamento por partículas apesar de ser uma técnica antiga, foi utilizado pela primeira vez com sucesso para tratamentos dos tubos de inconel 600 somente em 1985 nos Estados Unidos (TAYLOR, 1987) após o qual uma série de usinas nos Estados Unidos e na Europa tiveram seus tubos de Inconel 600 jateados. O método tem demonstrado ser um

meio efetivo de reduzir as altas tensões trativas na superfície interna dos tubos de Inconel 600, do gerador de vapor e atenuar o trincamento nestes tubos (VACCARO, THEUS et al., 1988, TAYLOR, 1987, SHAH, LOWENSTEIN et al., 1992, PITNER, RIFFARD, 1993).

Os resultados do jateamento podem ser acompanhados pelos dados e análise estatística realizados por (PITNER, RIFFARD, 1993) que acompanharam a vida e as trincas dos tubos de Inconel 600, na região de transição do sistema de água primário, após jateamento realizado entre 1985 e 1988 em tubos do gerador de vapor de um reator francês de 900 MW.

PITNER, RIFFARD (1993) concluíram que o jateamento teve estatisticamente um grande efeito no risco de trincamento nos tubos, dividindo o risco de trincamento por um fator de 3. Observou também que quanto mais cedo era realizado o tratamento de jateamento por partículas mais efetivo era o benefício.

VACCARO, THEUS et al. (1988) observaram que o tratamento por jateamento era mais efetivo que o de tamponamento e encamisamento, e que os tubos jateados apresentavam uma vida maior que a própria vida prevista para o gerador de vapor.

#### **2.1.4.1- Perfil de tensões residuais do processo de jateamento por partículas**

O conhecimento do perfil de tensões residuais promovido pelo processo de jateamento por partículas é de fundamental importância não só para o controle do processo de jateamento, como para determinação dos efeitos positivos e negativos destas tensões no material.

A distribuição de tensões residuais compressivas, produzida na pequena camada superficial do material devido ao jateamento por partículas, é a principal razão para a melhora da vida em fadiga. A deformação plástica produzida pelo jateamento gera tensões residuais compressivas que reduzem a tensão média superficial e portanto atrasam a iniciação e o crescimento de trincas de fadiga.

A Figura 3 apresenta o perfil típico do campo de tensões produzido pelo processo de jateamento de partículas e suas mudanças ao longo da profundidade do material. Observa-se que as tensões residuais compressivas apresentam-se confinadas a uma pequena camada superficial e que as tensões residuais trativas, que equilibram as tensões residuais compressivas, são de menor magnitude porém estendem-se sobre uma maior região. Nota-se também, o abrupto gradiente de tensões existente na transição entre as regiões compressiva e trativa. Este balanço de tensões é apresentado na Figura 3 juntamente com as suas quatro características mais importantes:

- 1) **TS** - Tensão superficial- Tensão medida na superfície do material.
- 2) **TC Máx** - Tensão compressiva máxima- Máximo valor da tensão residual compressiva, situada pouco abaixo da superfície.
- 3) **p**- Profundidade - profundidade da camada compressiva, determinada pelo ponto em que a tensão residual passa de compressiva para trativa.
- 4) **TT Máx** - Tensão Trativa Máxima - Máximo valor de tensão residual trativa .

O jateamento por partículas também pode causar danos estruturais nos materiais de baixa resistência mecânica, principalmente quando a intensidade do jateamento é elevada, ao introduzir mossas na superfície. Segundo FUCHS, DALY, (1987), HU, ZHOU, (1981) os efeitos benéficos das tensões residuais compressivas sobrepõem-se a estes danos ocorridos durante o jateamento.

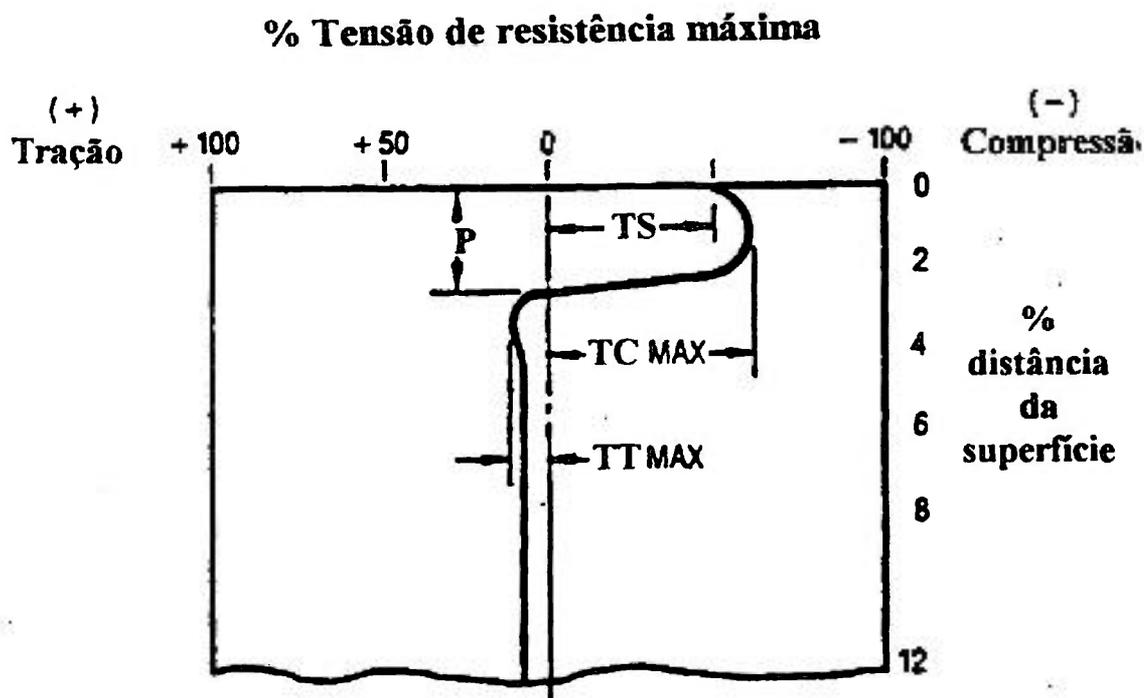


Figura 3. Principais características do perfil de tensões residuais em uma placa jateada por partículas (FUCHS, 1986)

A Figura 4 apresenta, em esquema, a superposição dos campos de tensão residual compressiva induzido e de tensões trativas aplicadas no componente com seu possível efeito no processo de parada de uma trinca.

Outro exemplo, pode ser analisado na Figura 5. O desenho representa o perfil de tensões residuais de uma barra jateada em ambas as superfícies. À direita é apresentada a distribuição de tensões na mesma barra jateada, após aplicação de uma carga externa de dobramento. Após o carregamento a tensão trativa na superfície é reduzida pela tensão compressiva induzida por jateamento de forma que esta nova condição previne, não só a iniciação de trinca, como a sua propagação (DALY, JOHNSON, 1990).

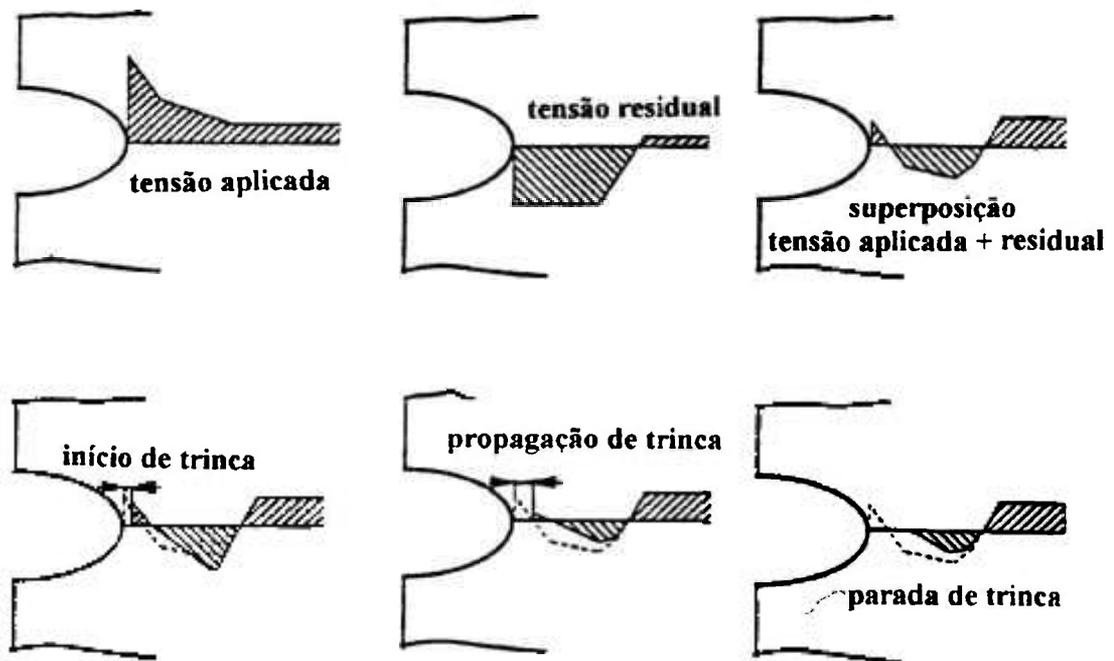


Figura 4. Efeito da parada de trinca produzida por campo superficial de tensões residuais compressivas (FUCHS, 1971)

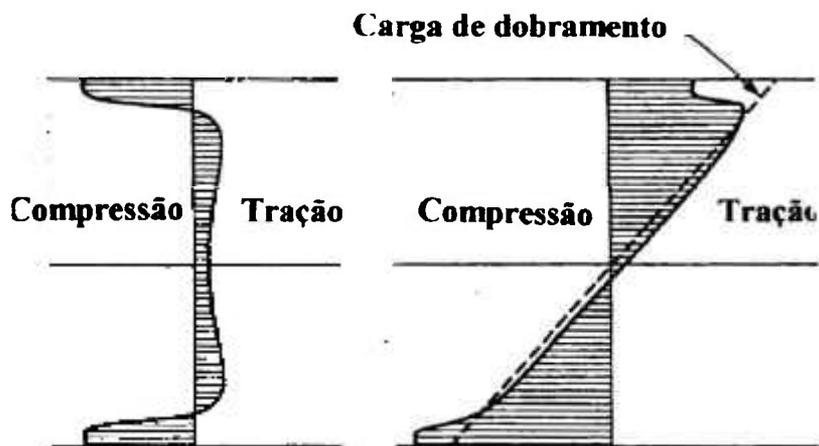


Figura 5. Sobreposição de tensões residuais, produzidas por jateamento de partículas e de tensões elásticas produzidas por dobramento (DALY, JOHNSON, 1990)

### 2.1.4.2- Parâmetros de controle do processo de jateamento por partículas

Como já comentado, o controle do processo de jateamento por partículas depende do estrito controle das propriedades do jato, sendo a tensão residual compressiva induzida e a profundidade do campo de tensões, influenciadas por parâmetros de operação do equipamento e características do material a ser jateado (ALMEN, BLACK, 1963).

Atualmente, a utilização de equipamentos de jateamento automatizados permitem o controle dos parâmetros de processo, tais como pressão de ar, fluxo do jato e movimentação do jato em relação à peça. Estes recursos que permitem a monitoração e controle do método contribuíram definitivamente para o aumento de sua confiabilidade (DALY, JOHNSON, 1990).

Cabe ainda ao especialista do processo, no entanto, determinar o material do jato, a energia do jateamento e o grau de cobertura do jateamento. O jato deve ser constituído de partículas esféricas, sem partículas quebradas ou angulares que possam produzir entalhes, que danifiquem a superfície da peça jateada e que venham a constituir pontos de concentração de tensões e de iniciação de trincas.

A intensidade do jateamento ou energia de impacto do fluxo de jato é função do tamanho e do material das partículas, de sua dureza, velocidade e ângulo de incidência na peça. A intensidade do jateamento é quantificada utilizando o equipamento de Almen (ALMEN, BLACK, 1963).

Este pesquisador desenvolveu um ensaio para medida e calibração da energia de impacto do jateamento, utilizando corpos de prova de aço SAE 1070, chamados Tiras de Almen. No ensaio uma tira não jateada é presa a um bloco de aço e exposta a jateamento em apenas um dos lados, durante um dado intervalo de tempo. Após a retirada do corpo de prova, a altura do arco produzido na tira, pela tensão residual compressiva induzida pela deformação plástica, é medida em um relógio comparador padrão de Almen.

As partículas do jato devem ter tamanho uniforme que permitam o controle da Intensidade Almen, que determina a profundidade da camada compressiva.. A Intensidade Almen é função da energia cinética do jato, que por ser função de sua massa do jato é função do tamanho das partículas e do quadrado da velocidade destas a qual é controlada, por sua vez, pelo equipamento de jateamento.

A Figura 6 apresenta o equipamento de Almen e a dimensões das três tiras utilizadas para o ensaio. A tira A é utilizada para testes que produzam uma altura de arco de  $0,15$  à  $0,60 \times 10^{-3}$  m. A tira N é utilizada para intensidades menores que a tira A e a tira C para grandes intensidades. A intensidade de Almen, do jato é expressa por um número seguido de uma letra, em que o número indica a altura do arco em polegadas dividido por  $0,001$  polegadas ( $0,0254 \times 10^{-3}$  m) e a letra representa o tipo de tira utilizada no teste.

A faixa mais comum da Intensidade de Almen é entre 4 e 24A. A Intensidade de Almen é sempre especificada com uma tolerância numérica de 2, por exemplo (10-12 A) indicando altura de arco entre 0,010 e 0,012 pol. ( $0,254 \times 10^{-3}$  m e  $0,304 \times 10^{-3}$  m) em um corpo de prova de Tira de Almen do tipo A.

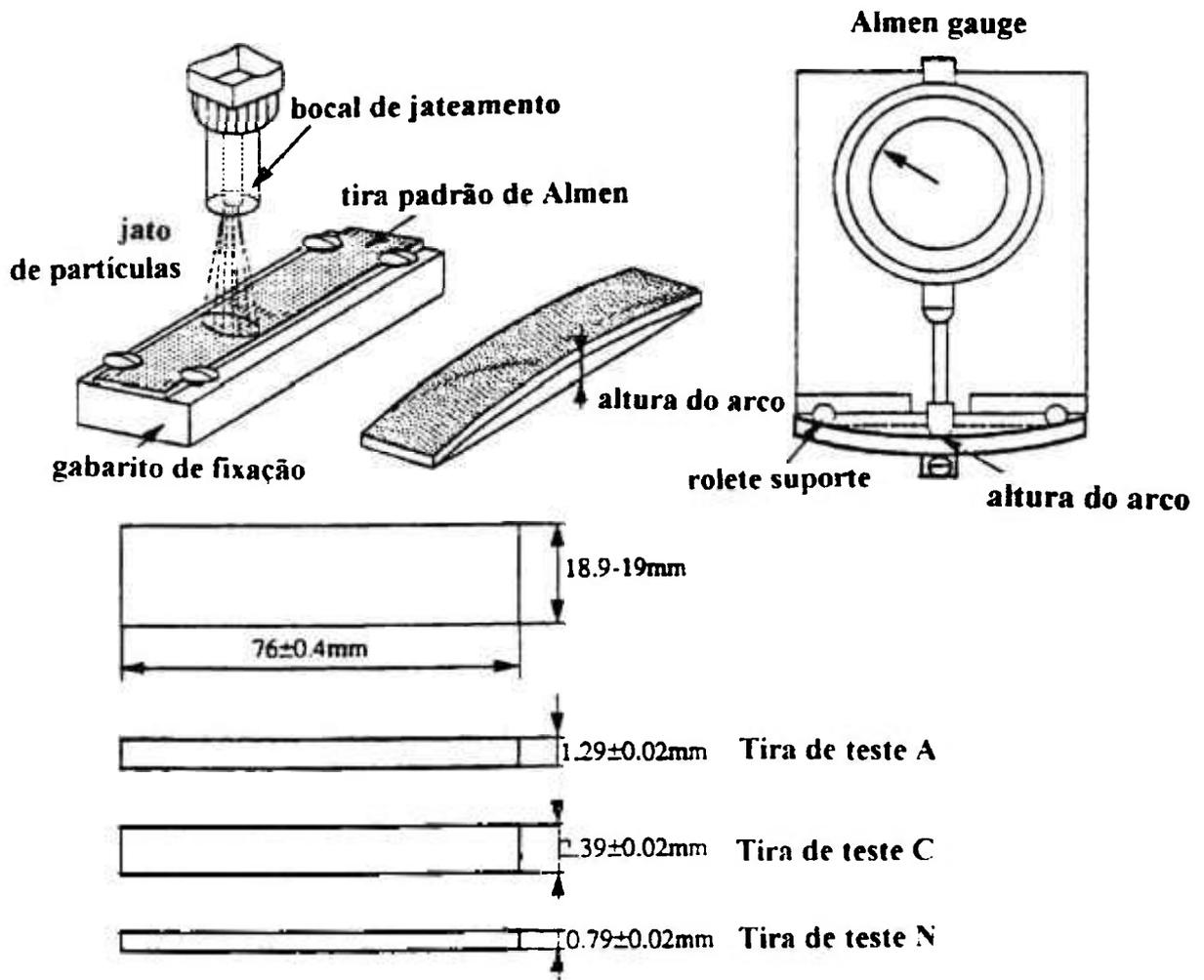


Figura 6. Equipamento de Almen

Para a determinação da Intensidade Almen, é necessário conhecer a saturação da Tira de Almen.. Isto é feito com o levantamento de uma Curva de Intensidade, a partir de uma série de Tiras, expostas a diferentes tempos de jateamento. A Figura 7 apresenta uma Curva de Intensidade ou Curva de Saturação. Esta curva relaciona altura do arco da tira com tempo de sua exposição ao jateamento. A saturação é então definida como o primeiro ponto da curva, onde dobrando o tempo de exposição ocorre um acréscimo da altura do arco de menos de 10%. O teste de Almen é o padrão primário de qualidade no controle do jateamento. A partir da curva de saturação pode-se calibrar a energia do jato e estabelecer sua intensidade para um equipamento específico.

Além da intensidade do jato outro parâmetro a ser medido é o grau de cobertura da superfície da peça. A cobertura é definida como a extensão, em porcentagem da superfície da peça ou componente, que foi coberta pelas mossas produzidas pelo jateamento

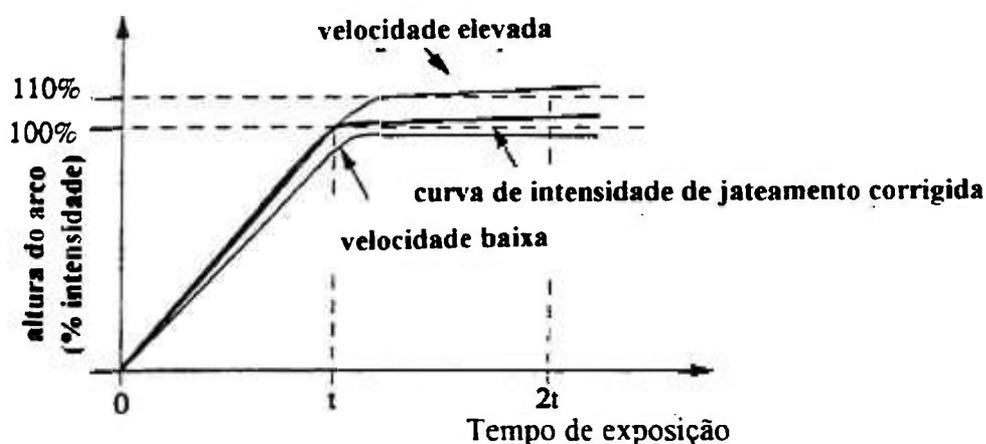


Figura 7. Curva de saturação

Atualmente esta medida é realizada recobrando-se a peça antes do jateamento com uma tinta líquida fluorescente que ao secar torna-se um filme elástico. Após o jateamento o componente é observado sob luz ultravioleta e a quantidade de tinta removida pelo jateamento fornece uma medida do grau de cobertura da peça expresso em porcentagem.

Note-se que a saturação da Tira de Almen não é o mesmo que cobertura da superfície da peça e que os dois eventos não ocorrem ao mesmo tempo.

A magnitude e a profundidade da tensão residual compressiva são influenciadas pelos parâmetros de processo tais como: tipo e intensidade do jato ( $\rho$ ), tamanho, forma e distribuição de partículas ( $d$ ), velocidade do jato ( $v$ ), dureza das partículas do jato  $H(j)$ , ângulo de impacto do jato, tempo de exposição da peça ( $t$ ), dureza da peça  $H(p)$ , e encruamento do material.

A profundidade da camada compressiva e magnitude da tensão residual aumenta com o aumento de  $v$ ,  $d$ ,  $t$ ,  $\rho$ ,  $H(j)$ . Com o aumento da dureza da peça  $H(p)$  a magnitude da tensão residual aumenta, porém a profundidade da camada compressiva da tensão residual diminui.

A Figura 8 apresenta de forma esquemática e resumida a influência dos parâmetros do processo de jateamento de partículas no perfil de tensões residuais (FUCH, 1986).

A especificação dos parâmetros da operação de jateamento depende de uma série de fatores como o tamanho e a geometria da peça a ser jateada, material, propriedades mecânicas, carregamento e temperatura de serviço, uma vez que temperatura elevada de serviço pode diminuir ou até mesmo eliminar os efeitos benéficos das tensões residuais compressivas. Outros fatores tais como rugosidade da superfície do material antes do jateamento e presença de pequenas trincas também devem ser levados em conta.

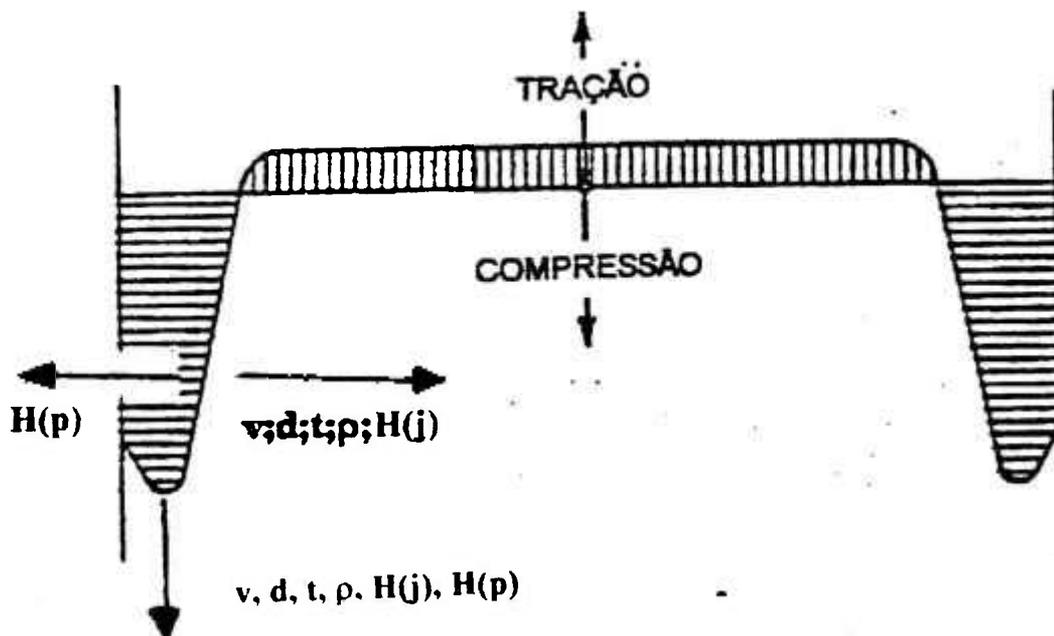


Figura 8. Influência dos parâmetros de processo nas características de jateamento por partículas (FUCHS, 1986)

## 2.2- Métodos de determinação de tensões residuais

O conhecimento da magnitude e da distribuição de tensões residuais é essencial para avaliação da integridade estrutural de componentes mecânicos, uma vez que as tensões residuais influenciam o desempenho dos mesmos.

Como já foi dito, os métodos para medida de tensões residuais podem ser destrutivos, semi-destrutivos ou não destrutivos. Os diversos métodos de medida de tensões residuais utilizam medidas de deformações, induzidas por tensões, que são utilizadas para calcular as tensões residuais existentes no material.

As principais técnicas destrutivas incluem medidas que se baseiam na eliminação do estado de equilíbrio das tensões residuais macroscópicas, no ponto ou região de medida, através de corte ou remoção por ataque químico que promovem sua relaxação.

O método envolve inicialmente a colocação criteriosa de extensômetros

padrões, no componente em que se deseja medir as tensões residuais. É então medida a deformação macroscópica provocada pela remoção, por corte ou ataque químico, de material tensionado. A esta remoção de material, acompanha uma relaxação. A variação de tensões causada por esta relaxação é determinada através da teoria da elasticidade, utilizando-se para tal as equações de compatibilidade e equilíbrio para o cálculo das tensões residuais.

Muitas dessas técnicas destrutivas de extensometria e seccionamento, no entanto, são limitadas às aplicações de laboratório em corpos de prova cilíndricos ou planos e muitas vezes não são facilmente adaptáveis a equipamentos reais (VISHAY, 1993).

Os principais métodos destrutivos são o método do seccionamento e o método de retirada das camadas, sendo que o principal método semi-destrutivo é o chamado método do furo cego (ASTM E837-94, 1994). Estes métodos mecânicos medem somente as tensões residuais de tipo 1, de macrotensões residuais (MACHERAUCH, KLOSS, 1986).

Os métodos não destrutivos são capazes de medir tensões sem relaxação e os principais deles são: o método ultra-sônico, método magnético, o método da difração de neutrons e o método da difração de raios X.. Estes métodos medem sem distinção as tensões residuais de tipo 1, 2 e 3 existentes no componente ou seja, as micro e macro tensões residuais.

Os métodos mais utilizados atualmente, tanto do ponto de vista de equipamentos, bibliografia especializada e de aplicação em casos práticos são os métodos mecânicos, que utilizam extensometria, e o método de difração de raios X (MACHERAUCH, KLOSS, 1986, LU, 1996).

### **2.2.1- Método do furo cego**

Um dos métodos mecânicos mais empregados é o método do furo cego. O princípio do método consiste em determinar as deformações com o uso de três extensômetros em forma de roseta, onde a tensão é liberada pela realização consecutiva, a diferentes profundidades, de um furo circular, utilizando uma broca com diâmetro  $D$  apropriado.

O método do furo cego é conhecido como um método relativamente simples, semi destrutivo, portátil, utilizável em campo e econômico, sendo bastante aplicado em materiais metálicos, principalmente nos aços ferríticos (RUDD, 1982). As tensões residuais podem ser determinadas à várias profundidades a partir da superfície do material, podendo chegar a passante conforme sua espessura (ASTM E837-94, 1994).

A norma ASTM E 837-94 (1994), apresenta o procedimento para determinação pelo método do furo cego, das tensões residuais próximas a superfície de um material isotrópico em condições de tensão linear elástica. O método descrito aplica-se aos

casos em que as tensões não variam significativamente com a espessura.

Neste método as medidas de deformações residuais são obtidas com o emprego de um extensômetro radial em forma de roseta, em que as tensões residuais podem ser calculadas pelas equações:

$$\sigma_{\max} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} + \frac{\sqrt{2}}{4B} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2} \quad (1)$$

$$\sigma_{\min} = \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}{4A} - \frac{\sqrt{2}}{4B} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2} \quad (2)$$

$$\tan 2\beta = \frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_3 - \varepsilon_1} \quad (3)$$

$\sigma_{\max}$  e  $\sigma_{\min}$  são as tensões residuais principais;  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  e  $\varepsilon_3$  são as deformações medidas utilizando os três elementos da roseta;  $\beta$  é o ângulo das direções principais; A e B são coeficientes de calibração que podem ser determinados pelas equações:

$$A = -\frac{(1 + \nu)a}{2E} \quad (4)$$

$$B = -\frac{(1 + \nu)b}{2E} \quad (5)$$

Os coeficientes a e b são adimensionais e dependem da razão entre o diâmetro do círculo do extensômetro em roseta - D, e o diâmetro do furo  $D_0$ .

A partir das três medidas experimentais de deformação, obtidas pelo três extensômetros que compõem a roseta, é possível calcular as tensões residuais, utilizando as equações e os coeficientes de calibração da norma ASTM E 837-94 (1994), válidos nos casos em que as tensões residuais não variem significativamente ao longo da espessura e que estas não ultrapassem a metade da tensão de escoamento.

Em casos de tensões residuais que variam abruptamente ao longo da espessura, o cálculo exige métodos numéricos baseados em calibrações experimentais e de elementos finitos (SCHAJER, 1988). A partir da leitura das medidas de deformação, provocadas pela furação em diversos incrementos de profundidade, a distribuição de tensões residuais pode ser determinada através de cinco métodos de cálculos que são descritos detalhadamente na literatura (LU, 1996, VISHAY, 1993). De forma simplificada são eles:

a) Método da superposição: utiliza a superposição de campos uniformes de tensão a cada novo incremento na furação.

b) Método Integral: Identifica a contribuição individual das tensões a cada incremento de profundidade do furo, a partir da leitura dos valores acumulados das deformações.

c) Métodos da séries de potências: aproxima a distribuição de tensões a um polinômio. Este método descreve melhor as tensões que podem ser representadas por um polinômio.

d) Método da deformação incremental e Método da tensão média: dependem de calibração experimental.

Entre todos estes métodos o que melhor se ajusta aos cálculos para determinação de tensões residuais, com significativo gradiente de tensões, promovido por exemplo pelo processo de jateamento de partículas, é o método Integral.

Os métodos da superposição de campos e da Integral são coincidentes apenas em pequenas profundidades, próximo à superfície do material, isto porque o método da superposição de campos não consegue determinar as tensões residuais trativas existentes a distâncias maiores da superfície do material.

### 2.2.2- Método de difração de raios X

O método da difração de raios X pode ser considerado como um método não destrutivo de medidas de tensões superficiais. Como dito anteriormente é um método utilizado há mais de quarenta anos e aplicado largamente na indústria automotiva e aeroespacial, sendo adotado por sociedades normativas no Japão e nos Estados Unidos (RUDD, 1982, PREVEY, 1991). Nos últimos anos o desenvolvimento de equipamentos portáteis de raios X têm ampliado ainda mais a aplicação desta técnica permitindo medidas não destrutivas de tensões em equipamentos industriais (GUROVA, TEODÓSIO et al., 1997, IVANOV, MONIN et al., 1994, AZAROFF, 1968 ).

Os princípios básicos para determinação de tensões residuais pelas técnicas de difração, tais como raios X e difração de neutrons, baseiam-se na natureza da estrutura cristalina dos materiais. Em ambos utiliza-se o espaçamento existente entre os planos da rede cristalográfica como parâmetro de medida de deformação (CULLITY, 1978, AZAROFF, 1968)

O método da difração de raios X utiliza a conhecida lei de Bragg, definida pela Equação 6. A Figura 9 apresenta o espalhamento de Bragg para interferências construtivas e espalhamento coerente como sendo:

$$\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta_{hkl} \quad (6)$$

onde  $\lambda$  é o comprimento de onda dos raios X,  $d_{hkl}$  é o espaçamento entre planos sucessivos (hkl) da rede cristalina e  $2\theta$  é o ângulo relativo a direção do feixe incidente sobre o plano no qual a difração ocorre.

A partir da lei de Bragg, observa-se que existem duas maneiras de determinar o parâmetro de rede  $d$ . A primeira técnica, denominada de método da varredura  $2\theta$ , o comprimento de onda  $\lambda$  é fixo e o ângulo de difração  $\theta$  é medido.

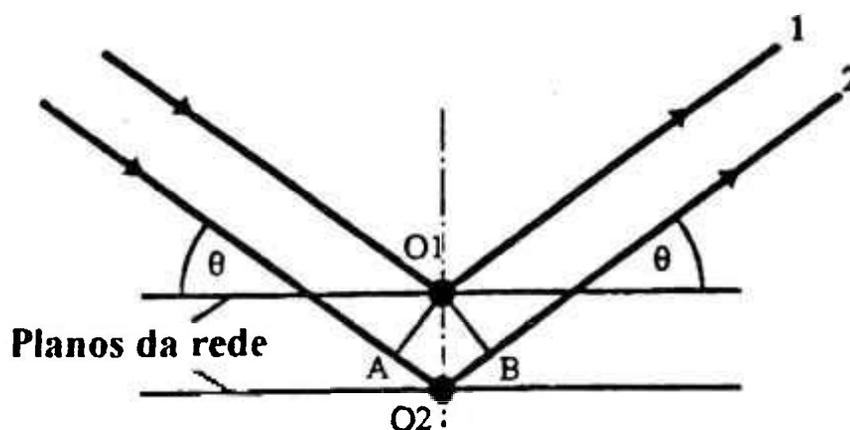


Figura 9. Espalhamento descrito pela lei de Bragg

A segunda técnica é o chamado método de varredura  $\lambda$ , onde o ângulo de difração é mantido constante e o comprimento de onda é variado. No entanto deve-se notar, que a técnica de difração de raios X é normalmente restrita ao método de varredura  $2\theta$ , uma vez que a utilização de comprimento de onda constante está relacionada ao tipo de anodo em operação.

Do ponto de vista de medidas de tensões, a rede cristalina pode ser considerada como um pequeno extensômetro, uma vez que pode se determinar, a partir de alterações do parâmetro de rede  $d$ , as deformações induzidas por um carregamento externo. Assim, caso  $d$  seja o parâmetro de rede livre de deformação e  $d_1$  o parâmetro da rede após deformação, causada pelo carregamento, a deformação da rede pode ser definida como:

$$\varepsilon = \frac{d_1 - d}{d} = \frac{\Delta d}{d} \quad (7)$$

onde  $\Delta d$  é a mudança relativa do parâmetro de rede.

No caso do chamado método de varredura  $2\theta$ , onde o comprimento de onda é fixo e a difração no ângulo  $\theta$  é medido, a equação básica relacionando a deformação  $\varepsilon$  à mudança no ângulo de difração  $\Delta\theta$ , é determinada diferenciando a Equação de Bragg:

$$\Delta\lambda = 2\sin\theta\Delta d + 2d\cos\theta\Delta\theta \quad (8)$$

que para um comprimento de onda constante  $\lambda$  :

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\Delta\theta \cdot \cot\theta \quad (9)$$

onde  $\Delta\theta$  é a variação angular do pico de difração em relação à situação sem deformação.

Deste modo para melhorar a resolução nas medidas de deformação, torna-se necessário aumentar  $\Delta\theta$ , reduzindo  $\cot\theta$  ou aumentando o ângulo do feixe incidente  $2\theta$ .

O método de raios X mede, de forma combinada e sem distinção, as tensões residuais de tipo 1, através da mudança na posição do pico de difração do ângulo  $\theta$ ; do material tensionado em relação ao material livre de tensão. As microtensões do tipo 3, que se estendem a distâncias da ordem do tamanho da célula unitária, não podem ser medidas individualmente mas podem ser quantificadas a partir do alargamento do pico de difração, que estas microtensões produzem no material, e assim pode-se determinar o grau de encruamento a que o material foi submetido (PREVEY, 1986).

Uma vez que a largura do pico de difração pode ser relacionada às mudanças microestruturais induzidas por deformação mecânica, em materiais cristalinos, vários autores (BOGGS, BYRNE, 1973, SYRNE, WOHLFAHRT et al., 1976, KOVES, 1976, 1970, ALEXOPOULOS, BYRNE, 1978, GOULD, PITELLA, 1973) têm estudado a fadiga de metais e seus danos microestruturais, induzidos por fadiga, relacionando a largura do pico de difração, a bandas de deformação, formação de intrusões e extrusões e nucleação de trincas.

Estas observações por serem uma medida dos danos acumulados por deformação cíclica de fadiga, permitem prever a fração da vida em fadiga gasta durante o processo de danos microestruturais e com isso prever a vida em fadiga remanescente (ZAMRIK, PANGBORN, 1988, VIREECK, LOHE et al., 1989).

Um dos parâmetros da difração de raios X, frequentemente utilizado para verificação do amolecimento ou endurecimento cíclico do material é a largura da linha de difração. Diversos autores relacionaram a variação da largura da linha de difração à redistribuição de tensões residuais microscópicas e ao relaxamento de tensões (FARRAHI, LEBRUN et al., 1995, LEMAITRE, MAEDER, 1982, MISUMI, OHASHI et al., 1987, TACKECHI, NAMBA et al., 1981).

As medidas de tensões residuais do tipo I são calculadas pelas medidas de deformação na rede cristalina e as tensões residuais assim calculadas não são significativamente afetadas pelas propriedades do material, tais como: dureza, encruamento a frio ou textura. O método possui alta resolução espacial, da ordem de milímetros na superfície, e capacidade de resolução na profundidade do material da ordem de microns (PREVEY, 1991).

O método de raios X permite a determinação simultânea das tensões residuais macroscópicas e informações relacionadas ao grau de encruamento do material. Nas técnicas de difração de raios X, utiliza-se os chamados picos de reflexão de fundo ou seja, ângulo  $\theta$  próximo a  $90^\circ$ , devido à baixa penetração dos raios X, que costuma ser da ordem de 10 a 30 micrometros. Nestas condições temos a melhor resolução para determinação das tensões residuais no material. (RUDD, 1982, EZEILO, 1992, CULLITY, 1978, AZAROFF, 1968).

O método da difração de raios X permite medir com precisão a redistribuição de tensões residuais produzidas por tratamentos superficiais. No entanto, neste caso, o método é de natureza destrutiva, além de determinar apenas a porção compressiva do perfil de tensões residuais.

Devido ao baixo poder de penetração dos raios X, para determinação de tensões residuais ao longo da profundidade do material, torna-se necessário remover através de ataques eletrolíticos sucessivos, o material da superfície do componente para exposição aos raios X e assim medir as deformações e então calcular a distribuição das tensões residuais com a profundidade (PREVEY, 1991, GUROVA, TEODÓSIO, et al., 1997).

Devido a seu baixo poder de penetração, os raios X que incidem em um material podem ser considerados como difratados em uma superfície. Esta superfície pode ser assumida como submetida a um estado biaxial de tensões principais ( $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ ), em que a tensão  $\sigma_3$  normal à superfície é igual a zero, ocorrendo então um estado triaxial de deformações  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  e  $\varepsilon_3$  (PREVEY, 1991).

As tensões e deformações desta condição são apresentados na Figura 10. O princípio aplicado para determinação das tensões residuais através da difração de raios X é apresentado na Figura 10a, para um estado biaxial de tensões residuais do tipo I, onde aparecem junto as tensões principais  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  no ponto A.

O cálculo das tensões a partir das medidas de deformação da rede cristalina obedecem a teoria da elasticidade (AZAROFF, 1968). Assim, supondo-se que a direção de interesse para determinação da tensão residual, na Figura 10, seja a direção da tensão  $\sigma_\varphi$ , que forma um ângulo  $\varphi$  em relação a tensão principal  $\sigma_1$ , a deformação residual da rede deverá ser medida no plano macroscópico  $\varphi$  dado pela normal da superfície e a tensão  $\sigma_\varphi$ , em diferentes direções  $\psi$ . Portanto a posição do ângulo de Bragg  $2\theta_{\varphi\psi}$  das linhas de interferência, determinadas a partir do espaçamento da rede  $D_{\varphi\psi}$  dos planos (hkl) e a correspondente deformação residual da rede  $\epsilon_{\varphi\psi}$ , podem ser determinadas.

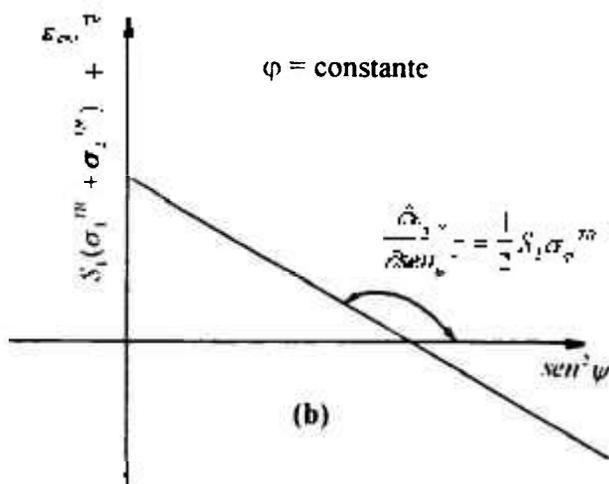
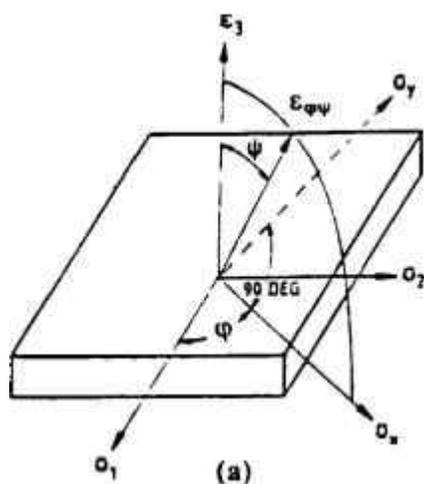


Figura 10. Representação das tensões e deformações em um sistema tridimensional e notações angulares utilizados na análise de tensões por difração de raios x

Como resultado da teoria da elasticidade, no caso em questão, uma distribuição linear de deformação da rede versus  $\text{sen}^2\psi$  pode ser esperada como mostra a Figura 10b. A inclinação da reta fornece a tensão  $\sigma_\varphi$  e a interseção nos eixos das ordenadas é igual à soma das tensões principais (MACHERAUCH, KLOSS, 1986, RUDD, 1982).

Hoje, estas medidas podem ser automatizadas por difratômetros de raios X controlados por computadores.

A determinação de tensões residuais ao longo da profundidade é feita utilizando a técnica de Múltiplas Exposições (HILLEY, LARSON et al., 1971, MACHERAUCH, KLOSS, 1986), variando o ângulo  $\psi$  da Figura 10, para cada medida de tensão na superfície. Nesta técnica, o comprimento de onda é constante para as medidas de difração e o ângulo  $\theta$  de incidência dos raios X é fixo, resultando em medidas de deformação em uma única família de planos, que é previamente escolhida por apresentar melhor resolução do ângulo  $\theta$  de difração.

As tensões planas nesta situação são calculadas utilizando a técnica das múltiplas exposições, também conhecida como método  $\text{sen}^2\psi$  (HILLEY, LARSON et al., 1971). Neste método as deformações da rede são medidas à vários ângulos  $\psi$ , mantendo  $\varphi$  constante, para o estado biaxial de tensões do plano paralelo à superfície. A tensão residual é obtida diretamente através da inclinação da reta correspondente à Equação 10 em um plano  $\Delta 2\theta$  versus  $\text{sen}^2\psi$

$$\sigma = K^* \frac{\partial \Delta \theta}{\partial \text{sen}^2 \psi} \quad (10)$$

onde  $K^*$  é uma constante de tensão que pode ser determinada por calibração ou pela equação:

$$K^* = -\frac{1}{2} \left( \frac{E}{1+\nu} \right) \cot \theta \left( \frac{\pi}{180} \right) \quad (11)$$

A Equação 10 estabelece a relação básica entre as mudanças na posição angular e as tensões medidas pelo método de difração de raios X. Ela pode ser usada ainda para determinar a componente de tensão  $\sigma_\psi$  que age em qualquer direção da superfície do plano, sem que seja necessário o conhecimento das tensões principais.

As mesmas medidas de deformações residuais e portanto de tensões residuais, podem ser realizadas aplicando-se o mesmo procedimento das múltiplas exposições, porém utilizando apenas duas exposições para o ângulo  $\psi$ , ou seja, uma incidência do feixe de raios X normal a superfície da amostra e outra incidência inclinada em relação a normal da amostra de ângulo  $\psi$  de aproximadamente  $45^\circ$  (CULLITY, 1978). Esta técnica de dupla exposição também foi empregada por (GUROVA, TEODÓSIO et al., 1997) utilizando equipamento portátil de dois cátodos e portanto, com dois feixes difratados. Um feixe incidente a  $40^\circ$  e outro a  $90^\circ$  da superfície em que o método da varredura não é utilizado.

Assim, o padrão de difração da incidência normal mede a deformação aproximadamente normal à superfície e o padrão de difração do feixe inclinado mede a deformação na direção de  $\varepsilon_{\varphi\psi}$ , sendo estas deformações aproximadamente iguais a  $\varepsilon_3$  e  $\varepsilon_\psi$ , onde  $\varepsilon_\psi$  é a deformação na direção que faz um ângulo  $\psi$  com a normal da superfície. A teoria da elasticidade fornece as seguintes relações:

$$\varepsilon_\psi - \varepsilon_3 = \sigma_\varphi / E (1 + \nu) \sin^2 \psi \quad (12)$$

$$\varepsilon_\psi = (d_i - d_0) / d_0 \quad (13)$$

onde:

$d_i$  é o espaçamento entre os planos cristalinos da família nos quais se deu a difração do feixe incidente no material tensionado e

$d_0$  é o espaçamento entre os planos cristalinos de uma mesma família no material livre de tensão.

E se

$$\varepsilon_3 = d_n - d_0 / d_0 \quad (14)$$

então

$$\sigma_\varphi = E / (1 + \nu) \sin^2 \psi (d_i - d_n) / d_n \quad (15)$$

A Equação 15 permite calcular as tensões em qualquer direção escolhida a partir do espaçamento cristalino de planos determinados por dois padrões de difração, um relativo a um feixe incidente normal à superfície e outro relativo a um feixe inclinado a um ângulo  $\psi$  da direção normal à superfície.

Note que o ângulo  $\varphi$  não aparece na equação e que portanto não é necessário conhecer as tensões principais a priori e nem é necessário conhecer o espaçamento cristalino  $d_0$ .

### 2.2.3- Método do ultra-som

O método do ultra-som baseia-se na variação linear da velocidade do som com a tensão aplicada, induzida por deformação. As tensões são medidas pela indução de uma onda sonora com frequência variando de um até vários megahertz em um material metálico (RUDD, 1982). O princípio da técnica pode ser explicado utilizando a forma simplificada da lei de tensão e deformação não harmônica:

$$\sigma = E\varepsilon + C_1\varepsilon^2 + C_2\varepsilon^3 + \dots \quad (16)$$

onde os termos de ordem igual ou superior a três são desprezados, portanto:

$$\sigma = E\varepsilon + C_1\varepsilon^2 = \varepsilon(E + C_1\varepsilon) \quad (17)$$

onde E é o módulo de elasticidade e  $C_1$  são constantes. Assumindo que:

$$E + C_1\varepsilon \cong \rho v_s^2 \quad (18)$$

onde  $v_s$  é a velocidade do som e  $\rho$  a densidade do meio e sendo  $E' = E + C_1\varepsilon$ , temos:

$$v = \sqrt{\frac{(E + C_1\varepsilon)}{\rho}} = \sqrt{\frac{E'}{\rho}} \quad (19)$$

diferenciando a equação tem-se:

$$\frac{dv_s}{v_s} = \frac{1}{2} \left( \frac{dE'}{E'} - \frac{d\rho}{\rho} \right) \quad (20)$$

Verifica se pela Equação 20 que a velocidade do som é afetada pela variação da deformação e pela variação da densidade do meio, sendo também afetada por parâmetros microestruturais tais como densidade de discordâncias, textura cristalográfica, fases e precipitados. Estas condições tornam a aplicação do método de ultra-som limitada, não sendo recomendada para medidas de tensões residuais induzidas por jateamento de partículas.

#### 2.2.4- Método da difração de neutrons

Como visto, uma das mais severas limitações da difração de raios X é a pequena capacidade de penetração e a grande absorção desta radiação pelo material, permitindo apenas medidas superficiais de uma pouca centenas de Angstroms (RUSTICHELLI, 1996). A determinação de medidas de tensões ao longo da espessura do material por esta técnica, implica na remoção de metal da superfície do material sendo neste caso considerado um método destrutivo.

O método da difração de neutrons é um método não destrutivo. Devido ao alto poder de penetração dos neutrons, permite realizar medidas de tensões residuais em materiais de grande espessura ( $\approx 20 \times 10^{-3}$  m em aços), o que torna o método superior ao de difração de raios X para medidas de deformação interna.

Sendo uma técnica poderosa é utilizada para validar outros métodos menos precisos, porém mais simples e portáteis (RUSTICHELLI, 1996). A difração de neutrons, até o presente, têm sua aplicação restrita a poucas instalações, que possuem um reator nuclear ou fonte de neutrons necessárias para a produção de fluxos neutrônicos da ordem de ( $10^{17}$  a  $10^{19}$  n/m<sup>2</sup>s) (DREELE, 1994).

Os neutrons assim como os prótons são os principais constituintes do núcleo de um átomo. Os neutrons possuem massa próxima a dos protons porém sua carga é zero. Sua natureza é dual, podendo comportar-se como partículas ou como ondas. As propriedades dos neutrons como ondas podem ser descrita pela Equação 21:

$$\lambda = \frac{h}{m_n v_n} \quad (21)$$

ou

$$\lambda^2 = \frac{h^2}{3m_n K_B T} \quad (22)$$

onde  $h$  é a constante de Planck,  $m_n$  é a massa do neutron,  $v_n$  é a velocidade do neutron no feixe,  $K_B$  é a constante de Boltzmann e  $T$  é a temperatura.

Assim por exemplo, ao considerarmos um neutron com uma velocidade de 2200m/s, em condições de equilíbrio térmico à 273 K, temos pela Equação 22 um comprimento de onda de  $1,5 \text{ \AA}$ , que coincide com a ordem de grandeza dos parâmetros da rede cristalina. Esta faixa de comprimento de onda, aliada à sua capacidade de penetração em diversos materiais, permite aos neutrons serem utilizados para medidas de deformação da rede cristalina e avaliação de tensões residuais.

As duas principais fontes de produção de neutrons são os reatores nucleares e as fontes de espalhamento de neutrons. Existem em escala mundial alguns reatores de fissão nuclear destinados a produção de neutrons a partir da reação de fissão nuclear, utilizando como combustível  $U^{235}$  ou  $Pu^{239}$ . Estes reatores foram construídos com fluxo de neutrons elevados da ordem de  $10^{19}$  n/m<sup>2</sup>s, e alguns deles são equipados com até trinta instrumentos de difração de neutrons.

O espectro dos neutrons visto nestas estações de difração depende do moderador, que funciona como freio dos neutrons rápidos produzidos no núcleo. Para a

produção de neutrons de pequeno comprimento de onda o moderador costuma ser a água leve ou pesada à temperaturas próximas da ambiente, resultando em neutrons de comprimento de onda na faixa de  $1,6 \text{ \AA}$ .

A produção de neutrons através de aceleradores de prótons é uma invenção mais recente e consiste na aceleração de prótons de alta energia ( $> 500 \text{ MeV}$ ) e o impacto destes em um alvo de  $U^{238}$  ou  $W$ . Nesta reação ocorre a geração de neutrons de alta energia, que são moderados através de moderadores colocados próximos ao alvo. Do ponto de vista ambiental estas fontes apresentam algumas vantagens sobre a produção de neutrons em reatores nucleares (DREELE, 1994).

A técnica base de medidas por difração de neutrons baseia-se na determinação do ângulo de espalhamento, para um pico de Bragg selecionado, como função da posição do corpo de prova em relação ao feixe. A cada posição, a mesma família de planos cristalinos é capturada, e as tensões nestes planos são determinadas através da pequena diferença existente, entre o valor do ângulo de Bragg do plano cristalino da amostra livre de deformação e o ângulo de Bragg da amostra com deformação.

Através de experimentos prévios de calibração pode-se determinar a família de planos cristalográficos que melhor representam as propriedades elásticas do material, e determinar assim o ângulo de medida da difração de Bragg destes planos.

#### 2.2.4.1- Análise de tensões por difração de neutrons

A Figura 11 apresenta a geometria do sistema de medidas de difração de neutrons. Os experimentos de medida de deformação consiste na montagem da peça em uma mesa com sistemas de coordenadas  $x$ ,  $y$ , e  $z$  e dois sistemas rotacionais, sendo o alinhamento do sistema de medidas realizado opticamente e com neutrons. As medidas podem ser feitas em qualquer localização, bastando posicionar adequadamente a peça em relação ao feixe.

Na Figura 12, observa-se que o feixe incidente de neutrons, monocromático, forma com o feixe difratado o chamado volume de amostra, a ser discutido mais adiante. A sensibilidade do método depende da definição angular do sistema e do volume de amostra, além de uma boa resolução do difratômetro de neutrons (WEBSTER, 1992).

O vetor  $Q$  definido pela bissetriz do ângulo formado pelo feixe incidente e o feixe difratado, determina a direção de medidas. Medidas de deformação nas direções  $x$ ,  $y$ ,  $z$  são determinadas orientando o vetor  $Q$  de forma coincidente com os eixos de coordenadas indicados na Figura 11. Portanto a deformação da rede  $\epsilon$  na direção do vetor  $Q$  é dada por:

$$\epsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\Delta\theta \cdot \cot \theta \quad (23)$$

onde

$$\Delta d = d - d_0 \tag{24}$$

$$\Delta\theta = \theta - \theta_0 \tag{25}$$

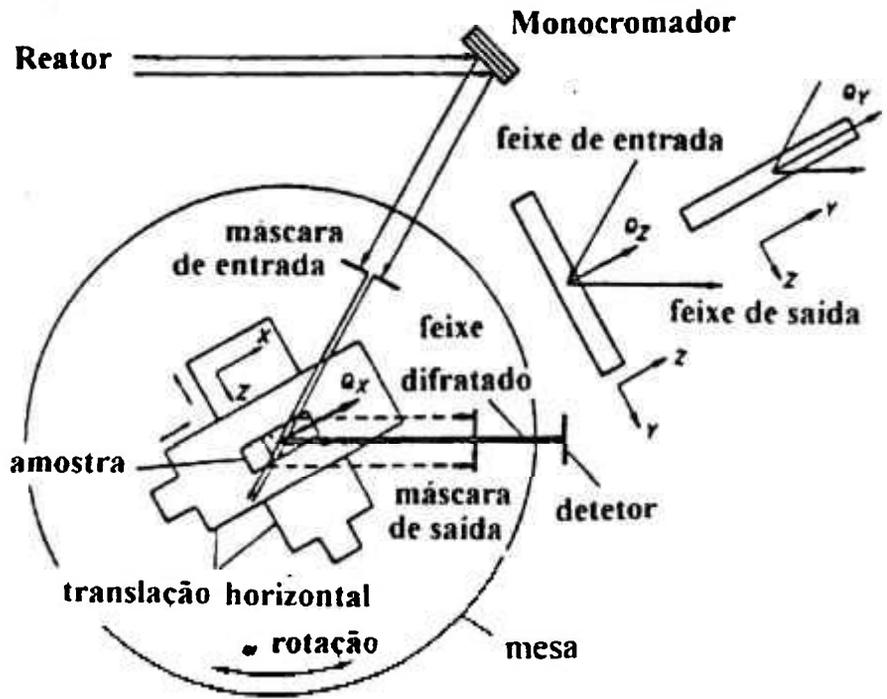


Figura 11. Posicionamento de amostras em difratômetro de neutrons para medidas de deformação nas direções x,y,z

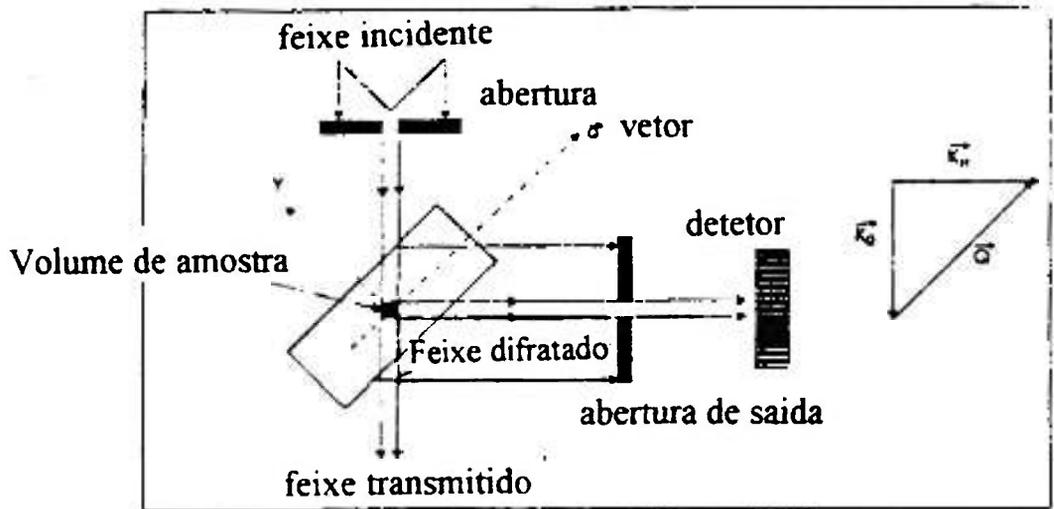


Figura 12. Definição do volume de medidas por difração de neutrons

A partir das medidas de deformação obtidas por difração pode-se determinar as tensões do corpo utilizando a teoria da elasticidade. Em geral, para se definir um tensor de deformações em um ponto são necessárias medidas em seis orientações. Porém quando a direção das tensões principais são conhecidas, apenas três orientações são suficientes. Além disto, caso a direção das tensões principais coincida com as coordenadas x, y e z e o material seja isotrópico, as tensões principais são obtidas das equações:

$$\sigma_x = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \left[ (1-\nu)\varepsilon_x + \nu(\varepsilon_y + \varepsilon_z) \right] \quad (26)$$

$$\sigma_y = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \left[ (1-\nu)\varepsilon_y + \nu(\varepsilon_x + \varepsilon_z) \right] \quad (27)$$

$$\sigma_z = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \left[ (1-\nu)\varepsilon_z + \nu(\varepsilon_x + \varepsilon_y) \right] \quad (28)$$

O volume de amostra ou volume de medidas no corpo de prova em que as tensões residuais são avaliadas pela difração de neutrons é determinado pela intercessão do feixe monocromático incidente na amostra e o feixe difratado, capturado pelo detetor (Figura 12). Este volume de amostra pode ser ajustado em tamanho e forma através das aberturas de entrada do feixe incidente e de saída do feixe difratado, controlando a colimação dos feixes e utilizando máscaras de cádmio para absorção de neutrons.

Quanto menor o volume de medidas maior a resolução, porém maior será o tempo necessário para se obter uma contagem de neutrons tal que a difração do pico de Bragg esteja bem centralizada e a mais próxima da forma Gaussiana. Assim deve haver um compromisso entre tempo e resolução na escolha do tamanho do volume de amostra (SMITH, LEGGATT et al., 1988).

A difração de neutrons é adequada para medidas de tensão no interior do material. No entanto, medidas muito superficiais apresentam melhor resolução por difração de raios X do que por difração de neutrons. Esta questão no entanto, pode ser superada utilizando a difração de neutrons, bastando escolher um volume de amostra pequeno. Volumes típicos de amostra para determinação do perfil de tensões residuais nessas condições, costumam ser de  $(1 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (1 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (25 \times 10^{-3} \text{ m})$ ,  $(0,5 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (10 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (10 \times 10^{-3} \text{ m})$  e  $(1,5 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (2 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (20 \times 10^{-3} \text{ m})$ . No entanto, com a utilização de volumes de amostras menores, de cerca de  $8 \times 10^{-9} \text{ m}^3$  é possível medir tensões residuais com uma resolução de 15 MPa e realizar medidas com o feixe de neutrons em incrementos de  $0,1 \times 10^{-3} \text{ m}$  (EZEILO, WEBSTER, et al., 1993).

As Tabelas 1, 2 e 3 a seguir apresentam de forma generalizada e resumida as vantagens e limitações de cada um dos métodos citados anteriormente (VIEIRA, 1996, MACHERAUCH, KLOSS, 1986):

Tabela 1: Comparações gerais entre as diferentes técnicas de medidas de tensão

<b>Método</b>	<b>Furo cego</b>	<b>Raios X</b>	<b>Difração de neutrons</b>	<b>Ultra-som</b>
<b>Hipóteses básicas</b>	estado de tensões biaxial uniforme na superfície do furo	material policristalino de grãos finos, isotrópico e homogêneo	material isotrópico, homogêneo e policristalino	material isotrópico, homogêneo e policristalino, de tensões homogêneas no caminho acústico entre o transmissor e o receptor
<b>Característica da análise</b>	destrutiva	não destrutiva na superfície	não destrutiva	não destrutiva
<b>Tipo de tensão residual a ser analisada</b>	tipo 1	tipo 1 e 2 ou tipo 3	tipo 1 e tipo 2	tipo 1,2 e 3
<b>Parâmetros medidos</b>	deformação na superfície ou deslocamentos	mudanças no espaçamento interplanar de materiais policristalinos	mudanças no espaçamento interplanar de materiais policristalinos	variações na velocidade da onda ultra-sônica
<b>Tamanho mínimo para análise em caso de utilização padrão</b>	$0.5 \times 10^{-6} \text{ m}^2$	$0.5 \times 10^{-6} \text{ m}^2$	$4 \times 10^{-9} \text{ m}^3$	de $0,1 \times 10^{-6} \text{ m}^2$ para frequências altas a $30 \times 10^{-6} \text{ m}^2$ em condições convencionais do método
<b>Profundidade mínima de análise</b>	20 $\mu\text{m}$	de vários microns até várias dezenas de microns	$1 \times 10^{-3} \text{ m}$	15 $\mu\text{m}$ até 300 $\mu\text{m}$

Tabela 2: Comparações entre as diferentes técnicas de medidas de tensão; conforme o material e os problemas geométricos da região a ser analisada

<b>Método</b>	<b>Furo cego</b>	<b>Raios X</b>	<b>Difração de neutrons</b>	<b>Ultra-som</b>
<b>Problemas relacionados à textura e grãos grosseiros</b>	Nenhum	Existem problemas	Nenhum	Existem problemas
<b>Sensibilidade ao encruamento</b>	Baixa	Alta	Média	Alta
<b>Análise em material polifásico</b>	Mede as tensões médias em todas as fases	Mede tensões em cada fase caso a fase em menor volume exceda uma certa fração volumétrica	Mede tensões em cada fase caso a fase em menor volume exceda uma certa fração volumétrica	Mede as tensões médias em todas as fases
<b>Medida de tensões em materiais amorfos</b>	Possível	Impossível	Impossível	Possível
<b>Medidas em locais com pequeno raio de curvatura</b>	Possível caso o raio seja maior que $5 \times 10^{-3}$ m	Possível caso o raio seja maior que $5 \times 10^{-3}$ m	Possíveis caso as medidas sejam feitas subsuperficiais	Difícil, necessário desenvolvimento de sensores
<b>Medidas na camada de materiais recobertos</b>	maior que 50 $\mu$ m	Toda a espessura	Maior que $2 \times 10^{-3}$ m	$0,1 \times 10^{-3}$ m até $3 \times 10^{-3}$ m com problemas de porosidade

Tabela 3: Comparações generalizadas entre as diferentes técnicas

<b>Método</b>	<b>Furo cego</b>	<b>Raios X</b>	<b>Difração de neutrons</b>	<b>Ultra-som</b>
Custo de equipamento em dólares	10000 até 50000	100000 até 200000	milhões	40000 até 200000
Sistema de medida portátil	Sim	Sim	Não	Sim
Precisão em condições normais	$\pm 20$ MPa	$\pm 20$ MPa	$\pm 30$ MPa*	10 até 20 MPa
Tempo de medida para os primeiros pontos na superfície e para um perfil de tensões residuais	40 minutos e 2 horas	20 minutos e 8 horas	2 horas e 1 semana	alguns minutos e 20 minutos
Profundidade de medida	$0,02 \times 10^{-3}$ m até $15 \times 10^{-3}$ m	1 até 50 $\mu$ m para medidas não destrutivas e $10 \times 10^{-3}$ m para medidas destrutivas	$2 \times 10^{-3}$ m até $50 \times 10^{-3}$ m	$0,015 \times 10^{-3}$ m até $3 \times 10^{-3}$ m para ondas superficiais e a espessura do componente para a maior parte das ondas

\* em casos especiais:  $\pm 15$  MPa

### 2.3- Mecânica da fratura linear elástica

Os efeitos das tensões residuais na vida dos componentes de engenharia podem ser avaliados utilizando a mecânica da fratura linear elástica.

Em termos básicos, as forças de coesão interatômicas são as que determinam a resistência à fratura dos materiais (ROLFE, BARSOM, 1988). No caso de uma estrutura cristalina perfeita a tensão necessária para separação de dois planos atômicos ou seja a criação de duas novas superfícies é dada pela equação:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{E\gamma}{b}} \quad (29)$$

onde :

- E- módulo de elasticidade do material
- $\gamma$ - energia superficial
- b- distância interatômica

Tomando valores típicos de  $E= 210000\text{MPa}$ ;  $b= 3 \times 10^{-10}\text{m}$ ;  $\gamma = 10^{-2} \text{ N/m}$ , temos  $\sigma_c=26000\text{MPa}$  ,  $\sigma_c= E/8$

Assim, os valores teóricos de resistência à fratura são cerca de 10 a 100 vezes superiores aqueles verificados na realidade.

Este fato levou GRIFFITH (1920) a concluir que defeitos nos metais (como poros, microtrincas, etc) poderiam agir como concentradores de tensão diminuindo a resistência teórica de fratura.

Analisando uma chapa contendo um defeito elíptico, INGLIS (1913) demonstrou que a tensão aplicada externamente ao corpo era aumentada nas extremidades do eixo maior na elipse e que a tensão de ruptura do material era uma função do tamanho do defeito e de sua acuidade.

GRIFFITH (1920) foi o primeiro a considerar o processo de fratura frágil em termos de balanço de energia do sistema:

“A propagação da trinca só é possível, caso o decréscimo da energia de deformação elástica seja igual ou maior que a energia necessária para criar as duas novas superfícies de fratura”

Em outras palavras a trinca irá se propagar caso o aumento da energia superficial seja compensado pela liberação de energia elástica.

A expressão do critério de GRIFFITH pode ser descrita pela equação:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (30)$$

onde:

a- comprimento de trinca

$\gamma_s$  - energia de superfície por unidade de área

Este critério relaciona pela primeira vez a tensão crítica aplicada e o tamanho de defeito para que haja propagação de trinca e fratura frágil.

A Equação 30 aplica-se para o caso de espessuras finas, isto é, tensão plana. Quando a espessura é grande, a deformação na direção (z) não é permitida, e temos estado de deformação plana e a equação torna-se:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a(1 - \nu^2)}} \quad (31)$$

onde :

$\nu$ - coeficiente de Poisson

As expressões 30 e 31 conhecidas como Equações de Griffith aplicam-se satisfatoriamente a materiais completamente frágeis. No entanto a maioria dos materiais apresentam deformação plástica durante a fratura, ou seja a energia de fratura é muito superior à energia superficial.

OROWAN (1949), reconheceu a necessidade de se considerar a plasticidade e sugeriu que a equação de Griffith fosse modificada, propondo a introdução de um termo plástico  $\gamma_p$ , relacionado ao trabalho plástico necessário para o crescimento de trinca.

Assim segue se:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}} = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \left(1 + \frac{\gamma_p}{\gamma_s}\right)} \quad (32)$$

A análise de OROWAN (1949) apesar de boa apresenta a dificuldade prática de quantificar  $\gamma_p$ .

IRWIN (1948), sugeriu que ao invés de separar os termos de energia em superficial e plástica, o processo de fratura poderia ser pensado em termos da energia total liberada no processo de fratura, por unidade de comprimento de trinca ( $\partial u / \partial a$ ).

Denominando esta energia de G ela seria definida por:

$$G = \frac{\partial u}{\partial a} \quad (33)$$

onde: u: energia armazenada  
a: tamanho da trinca

Segundo a definição de IRWIN:

$$\sigma = \sqrt{\frac{EG}{\pi a}} \quad (34)$$

Assim, o crescimento de trinca ocorre quando a taxa de liberação de energia G atinge um valor crítico  $G_c$ . Este valor crítico pode ser interpretado como um parâmetro do material e pode ser medido em laboratório, utilizando corpos de prova entalhados, bem como calculado analiticamente.

No ponto crítico de propagação instável de trinca:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a}} \quad (35)$$

Devido às dificuldades práticas encontradas para determinação da energia crítica, IRWIN (1957) desenvolveu melhor a idéia da intensificação de tensões  $\sigma_{ij}$  em uma trinca. A partir da teoria da elasticidade, IRWIN demonstrou que a distribuição de tensões na ponta de uma trinca elíptica, contida em uma placa infinita, é da forma:

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_y(\theta) + \dots \quad (36)$$

onde  $r$ ,  $\theta$  são as coordenadas polares de um ponto do corpo em relação à ponta da trinca, conforme Figura 13.

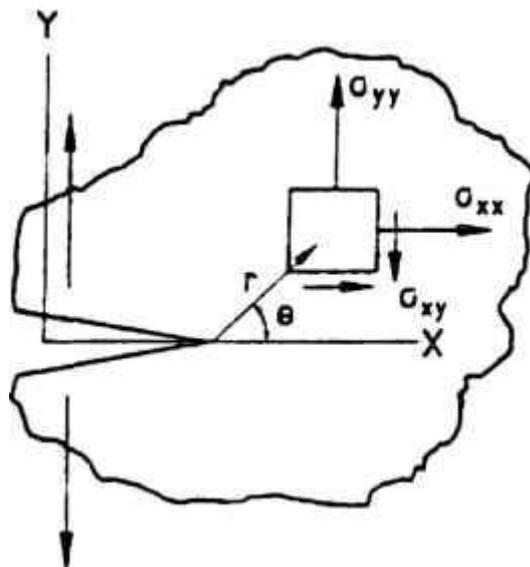


Figura 13. Campo de tensões na ponta da trinca

IRWIN chamou de  $K$ , fator de intensificação de tensões, como a constante que fornece a magnitude do campo elástico de tensões. De forma mais geral, a expressão de  $K$  pode ser escrita:

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad (37)$$

onde:

$\alpha$ - é o fator de forma, que leva em consideração a geometria da peça e da trinca.

a: tamanho da trinca

$\sigma$ : tensão aplicada

O fator de forma  $\alpha$  pode ser encontrado em alguns manuais (ROOKE, CARTWRIGTH, 1976; TADA, PARIS, 1973) para vários formatos de trinca e geometria. A importância de K reside no fato de que, se duas trincas de geometrias diferentes apresentam o mesmo valor de K, então o campo de tensões em torno das duas trincas é o mesmo.

Observa-se que a energia crítica  $G_c$  para a extensão de trinca está relacionada à tensão e ao tamanho de defeito crítico para que a fratura ocorra. O campo de tensões elásticas que atuam na ponta da trinca, por sua vez, está relacionado ao fator de intensificação de tensões K que relaciona a tensão nominal aplicada, o tamanho da trinca e sua geometria.

Portanto existe uma relação direta entre G e K:

$$K = \sqrt{E \cdot G}, \text{ para tensão plana} \quad (38)$$

$$K = \sqrt{\frac{E \cdot G}{(1 - \nu^2)}}, \text{ para deformação plana} \quad (39)$$

As relações acima demonstram que uma vez determinado o valor de G, estaremos também determinando um valor do fator de intensificação de tensões K associado ao carregamento  $\sigma$  e ao defeito existente a. Desta forma, a um valor crítico de  $G_c$  estará associado um valor crítico de fator de intensificação de tensões  $K_c$ .

Este valor crítico de  $K_c$  é chamado de tenacidade à fratura e é também uma propriedade do material.

A utilização do fator de intensificação de tensões K como o parâmetro que caracteriza a propagação de trinca é o princípio fundamental da mecânica da fratura linear elástica (EWALDS, WANHILL, 1993). Este fator é de fundamental importância na previsão de fratura frágil, aplicando-se os princípios da mecânica da fratura linear elástica (MFLE), permitindo determinar os efeitos de tensões residuais e de tensões aplicadas aos componentes na vida em fadiga e na tenacidade à fratura.

Como descrito anteriormente, o conhecimento das tensões residuais torna-se um aspecto crítico para a avaliação da integridade de componentes e estrutura, particularmente na indústria nuclear, de plataformas offshore e aeronáutica, que utilizam vários processos termo-mecânicos para a fabricação de componentes.

Códigos de avaliação de integridade estrutural como o BS-PD6493 (1991), assumem o perfil de distribuição de tensões residuais uniforme equivalente a um único valor de tensão de magnitude igual à tensão de escoamento do material, na região em que a trinca está localizada e no caso em que as tensões residuais não são conhecidas. Tal critério tem como consequência previsões conservadoras a respeito da vida útil de estruturas o que faz com que muitas vezes elas sejam colocadas fora de serviço muito cedo. Tal consequência pode ser evitada caso seja possível medir a distribuição de tensões residuais precisamente.

Neste aspecto a difração de neutrons e outros métodos de medidas de tensões residuais podem ser empregados na análise de tensões em engenharia para validar cálculos, melhorar e fornecer previsão de vida útil dos componentes mecânicos, aplicando-se os princípios da mecânica da fratura linear elástica (MFLE).

Para determinação da influência das tensões residuais na vida do componente e estrutura, torna-se necessário avaliar com precisão e de forma expedita o fator de intensificação de tensões promovido pelas tensões residuais. As soluções analíticas dos manuais fornecem soluções para carregamentos simples como de tensão uniforme ou de dobramento. As soluções de fator de intensificação de tensões  $K$  para carregamentos mais complexos, como de tensões residuais, não são encontrados em manuais.

Portanto métodos que sejam ao mesmo tempo suficientemente precisos, rápidos e de custo relativamente reduzido são úteis na determinação do fator de intensificação de tensões  $K$  para o caso de tensões residuais. Alguns destes métodos serão tratados adiante.

### **2.3.1- Métodos de determinação do fator de intensificação de tensões $K$**

Os métodos para determinação de  $K$  podem ser divididos simplifadamente em quatro grupos: métodos analíticos, método dos elementos finitos, método da superposição e método da função ponderação.

#### **2.3.1.1-Métodos analíticos**

Existem uma série de soluções analíticas para carregamento simples que podem ser encontradas em manuais (ROOKE, CARTWRIGHT, 1976, TADA, PARIS,1973). Porém, como dito anteriormente, as soluções de fator de intensificação de tensões  $K$  para carregamentos mais complexos, como de tensões residuais não são encontrados em manuais.

### 2.3.1.2 - Método da função ponderação

O método da função ponderação (BUECKNER, 1970; RICE, 1972) é amplamente utilizado para determinação do fator de intensificação de tensões (K), para perfis complexos de tensões.

A Figura 14 apresenta um corpo geométrico com uma trinca sujeita a um carregamento externo. O fator de intensificação de tensões  $K_{l,ref}$  e o deslocamento vertical na direção (y) da superfície da trinca (v) define a Função Ponderação de BUECKNER, (1970) que é uma propriedade da geometria do corpo e da trinca sendo independente do tipo de carregamento. Esta função  $W(x,a)$  é dada por:

$$W(x, a) = \left( \frac{H}{2K_{l,ref}} \right) \frac{\partial \mathcal{V}(x, a)}{\partial a} \quad (40)$$

onde:

$$H = E, \text{ para tensão plana} \quad (41)$$

ou

$$H = \frac{E}{(1 - \nu^2)}, \text{ para deformação plana} \quad (42)$$

onde:

E- módulo de elasticidade

$\nu$ - coeficiente de poisson

x - distância da superfície trincada

a- abertura da face da trinca

$K_{l,ref}$  - fator de intensificação de tensões para o carregamento de referência

A importância das relações acima consiste no fato de que uma vez conhecido o fator de intensificação de tensões K, chamado de K de referência e o deslocamento na face da trinca(v) de uma geometria trincada, para um sistema simples de carregamento (tensão uniforme), pode-se determinar a função ponderação  $W(x,a)$  da geometria trincada. A solução de K, para a mesma configuração de trinca, para qualquer outro sistema de carregamento mais complexo, pode então ser obtida diretamente a partir da solução já conhecida (PARIS, MEEKING et al.,1976).

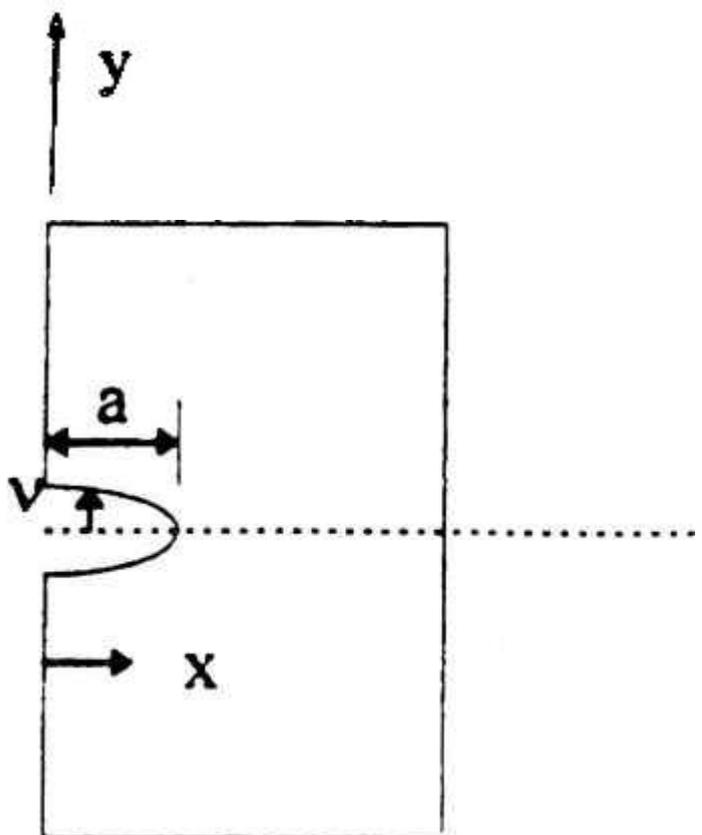


Figura 14. Exemplo de geometria com trinca para definição dos parâmetros de função ponderação

A função ponderação da geometria com a trinca é independente do carregamento do qual a função ponderação foi derivada. O fator de intensificação de tensões para um dado carregamento  $\sigma_x$ , para uma dada geometria trincada é dada por:

$$K_I = \int_0^{\pi} \sigma(x)W(x,a)dx \quad (43)$$

Assim, uma vez conhecida a função ponderação  $W(x,a)$  para uma dada geometria trincada,  $K_I$  pode ser determinada para qualquer carregamento,  $\sigma_x$ . O fator de intensificação de tensões  $K_I$  pode ser determinado pela Equação 43 para qualquer carregamento inclusive para perfis complexos de tensões como o de tensões residuais.

O método da função ponderação pode ser derivado considerando-se a Figura 15. A figura apresenta um corpo geométrico, carregado simetricamente, com uma trinca única lateral na superfície. A tensão normal atuante na região não trincada é definida por uma função  $\sigma(x)$  conhecida. Quando a trinca é introduzida ao longo da região pontilhada, a superfície da trinca abre-se de uma distância  $v$ , que é uma função de  $x$  e  $a$ .

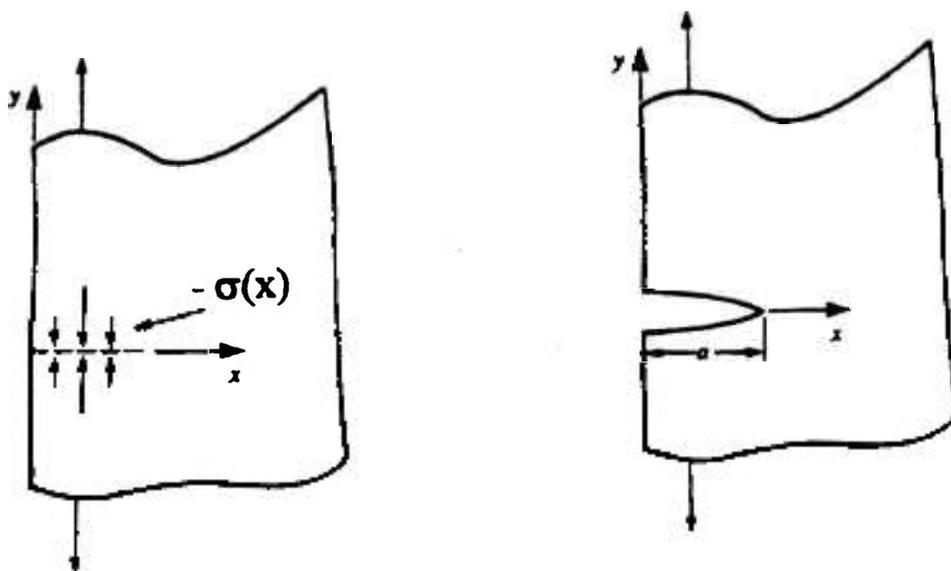


Figura 15. Corpo com trinca e carregamento simétrico

Utilizando o princípio da superposição, esta abertura de trinca é a mesma produzida por um sistema de carga  $\sigma(x)$  igual e de sinal contrário, aplicado às faces da trinca. A diferença de energia  $U$  dos dois corpos, da estrutura com trinca e da mesma estrutura sem trinca é dado por:

$$U = \frac{1}{2} \int_0^a \sigma(x) v(x, a) dx \quad (44)$$

sendo

$$G = \frac{K^2_I}{E} = \frac{\partial U}{\partial a} \quad (45)$$

Diferenciando a equação 40 em relação ao tamanho de trinca  $a$  vem:

$$K = \int_0^a \sigma(x) \frac{E}{2K_{I,ref}} \frac{\partial v(x, a)}{\partial a} dx \quad (46)$$

Bueckner definiu a função ponderação a partir desta expressão, como:

$$w(x, a) = \frac{E}{2K_I} \frac{\partial v(x, a)}{\partial a} \quad (47)$$

onde:

$$K = \int_0^a \sigma(x)w(x,a)dx \quad (48)$$

No entanto a função  $w(x,a)$  torna-se infinita com comportamento assintótico e por essa razão a expressão  $w(x,a)$  precisa ser definida como:

$$W(x,a) = w(x,a)m(x,a) \quad (49)$$

onde :

$w(x,a)$  é uma função singular

$m(x,a)$  é uma função não singular polinomial em  $x/a$

A princípio, a função ponderação para qualquer geometria pode ser derivada caso conheça-se o campo de deslocamento ou abertura na face da trinca e o fator de intensificação de tensões associado. No entanto, não é comum encontrarmos na literatura e nos manuais de fator  $K$ , o deslocamento ou abertura na face da trinca que acompanham as soluções analíticas.

Por esta razão alguns autores tentaram descrever uma função universal para o deslocamento ou abertura na face da trinca. PETROSKI, ACHENBACH (1978), apresentaram a solução aproximada da função deslocamento ou abertura na face da trinca,  $v(x,a)$  para trincas superficiais. Esta solução foi derivada a partir de condições de carregamento trativo constante e do fator de intensificação de tensões  $K$  de referência correspondente.

A função determinada foi testada para o cálculo de  $K$  para trinca superficial e comparada com soluções analíticas para trinca superficial em geometrias, tais como: placa com trinca única superficial e carregamento pontual, placa com furo central e trinca radial superficial em estado de tensão biaxial, anel com duas trincas superficiais submetida a tensão uniforme na trinca e para o caso de esforço trativo externo. A equação descrita por PETROSKI, ACHENBACH para o campo de deslocamento da trinca é dado por:

$$v(x,a) = \frac{\sigma_0(x)}{H\sqrt{2}} \left[ 4F(a/L)a^{1/2}(a-x)^{1/2} + G(a/L)a^{-1/2}(a-x)^{3/2} \right] \quad (50)$$

onde:

$F(a/L)$  - função de forma do  $K$  de referência

$G(a/L)$  - obtida por três integrais

$a/L$  - razão do tamanho de trinca e o parâmetro de comprimento

Após publicação do trabalho de PETROSKI, ACHENBACH (1978) algumas possíveis limitações do método foram discutidas. GORNER, MATTHECK, et al., (1985), WU (1984) observaram algumas limitações do método afirmando, que as conclusões de PETROSKI, ACHENBACH aplicavam-se somente nos casos em que o K de referência estivesse associado a tensão de carregamento constante.

NIU, GLINKA (1987) afirmam que o método de PETROSKI, ACHENBACH aplica-se para qualquer tensão ou K de referência e que as limitações observadas por GORNER, MATTHECK, et al., (1985), eram devidas a erros em integrações analíticas, realizadas nos exemplos utilizados pelos autores.

Em artigos posteriores; FETT, MATTHECK (1987), FETT (1988) concordam com NIU, GLINKA (1987) sobre os erros nos cálculos de integrais, porém reafirmam algumas limitações no método de PETROSKI, ACHENBACH (1978).

As limitações do método de PETROSKI, ACHENBACH (1978) estariam associadas ao carregamento de referência, utilizado para obtenção do campo de deslocamento na face da trinca, e que a melhor escolha para a tensão de referência deveria ser a de tensão constante. FETT, MATTHECK (1987) acrescentam que, para condições de trincas parcialmente carregadas na superfície e aquelas com perfil de carga de referência muito abruptas a teoria de PETROSKI, ACHENBACH poderia falhar.

Finalmente, NIU (1990) definiu com mais clareza as restrições do método PETROSKI, ACHENBACH afirmando que este método continuava válido para qualquer tensão de referência, e que campos de tensão com grandes gradientes de tensão nem sempre levavam a obtenção de função ponderação incorretas ou imprecisas. Portanto o método não era restrito apenas a casos de tensão uniforme, desde que se respeite alguns requisitos com:

- 1) O carregamento deve ser aplicado ao longo de todo o comprimento da trinca. da trinca, ou seja o carregamento deve ser contínuo.
- 2) O carregamento deve variar monotonicamente ao longo da trinca, sendo do tipo crescente e sem apresentar abrupto gradiente de tensões.
- 3) O método não deve ser utilizado para trincas de razão ( $a/W$ ), entre o tamanho da trinca e a largura do corpo, maiores que  $0,6W$ .

Portanto as limitações do método não são tão severas como apontadas a princípio por GORNER, MATTHECK, et al., (1985), FETT, MATTHECK (1987), FETT (1988). A função ponderação pode ser obtida a partir de qualquer solução, em particular para o caso simples de uma distribuição uniforme de carga sobre a trinca, sendo este por sinal o caso de carregamento para o qual se encontra o maior número de soluções de K para as mais variadas geometrias.

GLINKA, SHEN (1991) propuseram a obtenção de uma função ponderação universal para trincas no modo I de carregamento (perpendicular ao plano da trinca), que poderia ser usada para qualquer tipo de geometria e que independesse do conhecimento do campo de deslocamento ou abertura da trinca. Esta função estaria relacionada a três parâmetros os quais seriam determinados a partir de três fatores de intensificação de tensões de referência.

A equação geral para a função ponderação apresenta a seguinte forma:

$$w(x,a) = \frac{2}{\sqrt{[2\pi(a-x)]}} \left[ 1 + M_1 \left( \frac{a-x}{a} \right)^{1/2} + M_2 \left( \frac{a-x}{a} \right) + M_3 \left( \frac{a-x}{a} \right)^{3/2} \right] \quad (51)$$

Os parâmetros  $M_1$ ,  $M_2$ ,  $M_3$  seriam obtidos da Equação 47 desde que se conhecesse os fatores de intensificação de tensões de referência  $K_{r1}$ ,  $K_{r2}$  e  $K_{r3}$  associadas as três diferentes distribuições de tensão  $\sigma_{r1}(x)$ ,  $\sigma_{r2}(x)$  e  $\sigma_{r3}(x)$

A desvantagem do método recai no número de fatores de intensificação de tensões de referência necessários. GLINKA, SHEN, (1991), LIEBSTER, GLINKA et al. (1994), visando simplificar o método demonstraram que o mesmo poderia ser aplicado conhecendo-se apenas dois K de referência nos casos específicos de trinca passante, trinca única superficial e trinca dupla superficial

### 2.3.1.3- Método da superposição

Este método baseia se no princípio de que, conhecendo-se o fator de intensificação de tensões de alguns carregamentos individualmente, a solução do fator de intensificação de tensões para a combinação destes carregamentos pode ser obtida pela soma algébrica dos fatores de intensificação de tensões de cada carregamento individual (PARKER, 1981).

Deve-se observar no entanto, que o princípio da superposição é válido somente para combinações do mesmo modo de carregamento, isto é, para todos os modos I, II, III . Diferentes modos de carregamento resultam em diferentes fatores de intensificação de tensões que não podem ser superpostos.

As técnicas de superposição limitam-se também ao fato de que as superfícies das trincas precisam estar separadas na configuração final. A Figura 16 apresenta um exemplo da aplicação do princípio da superposição para uma trinca central passante sujeita à pressão interna.

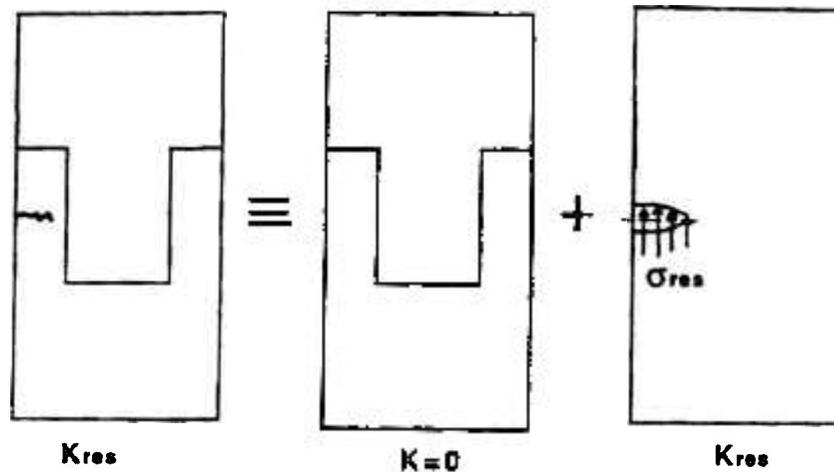


Figura 16. Princípio da superposição

#### 2.3.1.4- Método dos elementos finitos

O método dos elementos finitos consiste em representar a geometria de um corpo contínuo, por uma série de pequenos elementos interligados. Estes elementos podem ser triângulos, tendo de três a seis nós, quadriláteros com quatro ou oito nós, tetraedros ou elementos em forma de paralelepípedos, para solução de problemas em três dimensões. Cada elemento é conectado através de nós aos elementos adjacentes sendo a variável desconhecida de cada elemento, o deslocamento dos nós (ANDERSON, 1991).

A precisão nos resultados depende da forma com que a estrutura foi modelada, das condições de contorno, da forma de aplicação das cargas e da escolha do tipo de elementos utilizados no problema. Geralmente quanto maior o numero de elementos em que o modelo é dividido, portanto quanto mais refinado o modelo, maior a acurácia da solução.

As etapas para solução de problemas lineares elásticos por elementos finitos são:

1) Selecionar as variáveis do nó e a função forma. A variável desconhecida é o deslocamento em cada nó. Seleção das funções de forma para descrever a variação da geometria em cada elemento e das variáveis.

2) A partir dos deslocamentos, derivar as deformações e tensões utilizando as relações de deformação e deslocamento e a lei de Hooke (equações constitutivas).

3) Utilizar as equações de equilíbrio ou de variação de energia para determinar a rigidez dos elementos:

$$\sum_m [K]_m [\delta]_m = [F]$$

onde  $m$  é o número do elemento,  $[K]_m$ , a rigidez do elemento,  $[\delta]_m$  é o vetor deslocamento do elemento e  $[F]$  o vetor de força externa do sistema.

4) Aplicação das condições de contorno, como pré-condições do problema em termos de deslocamentos, tensões, pressões, restrição a nós, etc..

5) Resolução de todo o sistema de equações lineares

6) Computar informações adicionais derivadas dos cálculos de deslocamentos, como tensões, deformações e energia.

O modelamento numérico tornou-se uma ferramenta indispensável para análise de fratura, uma vez que existem poucas soluções analíticas para determinação de  $(K)$ . Os métodos para determinação do fator de intensificação de tensões  $(K)$  por elementos finitos (E.F) podem ser divididos em três grupos:

1) Métodos que envolvem a comparação entre os deslocamentos ou tensões calculados e a solução de singularidade de tensões esperada na ponta da trinca.

2) Métodos em que a distribuição de tensões na ponta da trinca do elemento é expressa em termos do fator de intensificação de tensões .

3) Métodos baseados em cálculos de energia.

Os métodos de energia são considerados os mais precisos. Estes, avaliam a integral  $J$  e o fator de intensificação de tensões  $K$  e baseiam-se na relação:

$$K^2 = GE' \tag{52}$$

onde :

$G$ - Taxa de energia de deformação liberada

$E'$  - Módulo de elasticidade  $E$  para tensão plana ou  $E/(1-\nu^2)$  para deformação plana, onde  $\nu$  é o coeficiente de Poisson.

O método permite calcular a diferença de energia para duas pontas de trinca , muito próximas uma da outra , localizadas em um elemento especial. A taxa de energia liberada é avaliada no final dos cálculos e o valor de  $K$  pode ser obtido sem a necessidade de avaliar deslocamentos ou tensões. Um método alternativo para avaliação de  $G$  baseia-se na relação entre a integral  $J$  e a taxa de energia de deformação liberada  $G$ .

## 2.4- Fadiga de baixo ciclo

Fadiga é o fenômeno que leva à ruptura um material solicitado mecanicamente de maneira repetida e cíclica, com um nível de tensão e deformação inferior aquele necessário para causar fratura estática.

A nucleação de trinca por fadiga nos materiais, deve-se ao deslizamento dos planos cristalinos de máxima tensão cisalhante, promovido pela deformação plástica. As bandas de deslizamento formam na superfície do material microdegraus, chamados de extrusões e intrusões, que agem como concentradores de tensões. Quando estes concentradores atingem um tamanho crítico, ocorre a formação de uma pequena fissura que torna-se o núcleo da trinca de fadiga principal.

Quando a fratura por fadiga ocorre em  $10^4$ - $10^5$  ciclos e as tensões envolvidas situam-se acima do limite de escoamento do material, com macroplasticidade, os fenômenos relacionados a estas condições são denominados de fadiga de baixo ciclo (METALS HANDBOOK 1988).

Nos ensaios de fadiga de baixo ciclo, a deformação cíclica é controlada e os resultados são apresentados em uma curva de deformação cíclica versus número de ciclos de fadiga.

As falhas causadas por fadiga de baixo ciclo relacionam-se às deformações plásticas macroscópicas, altas tensões, baixa frequência de aplicação de carga e pequeno número de ciclos.

Deve-se observar, no entanto, que pequeno número de ciclos não significa necessariamente vida curta do componente uma vez que o número de ciclos depende da frequência. Como exemplo, podemos citar a fuselagem de um avião, que é pressurizada apenas uma vez em cada vôo, da mesma forma que os vasos de pressão que podem operar mais de 25 anos antes de completar esta marca (BENHAM, CRAWFORD, 1994).

No caso de fadiga de baixo ciclo, tensões e deformações elasto-plásticas se sucedem, dando origem à chamada curva de histerese, Figura 17. A área contida no interior do laço ("loop") de histerese representa uma medida de trabalho realizado sobre o material, que é armazenado na forma de deformação plástica liberado em forma de calor. A cada ciclo mais deformação plástica é introduzida no material e maior o dano acumulado o que leva ao processo de fadiga.

Quando um material é ciclado em regime de fadiga de baixo ciclo entre dois limites constantes de deformação, existem três hipóteses para o comportamento das cargas necessárias à manutenção do intervalo de deformação pré-fixado:

- 1) A carga permanece constante durante todo o ensaio e o material é dito ciclicamente estável.

2) A carga decresce durante os primeiros ciclos e estabiliza neste patamar inferior após um certo número de ciclos. Neste caso disse que o material amolece ciclicamente (ex: Inconel 718, liga de titânio IMI 834) (PINEAU, 1983, FATHALLAH, CAO et al 1994).

3) A carga aumenta durante os primeiros ciclos e se estabiliza neste valor superior após um certo número de ciclos. Neste caso diz-se que o material endurece ciclicamente (ex: Waspaloy) (PINEAU, 1983).

Assim, é importante conhecer o nível de saturação de tensões que a deformação cíclica provoca e conhecer a curva tensão versus deformação cíclica de um dado material.

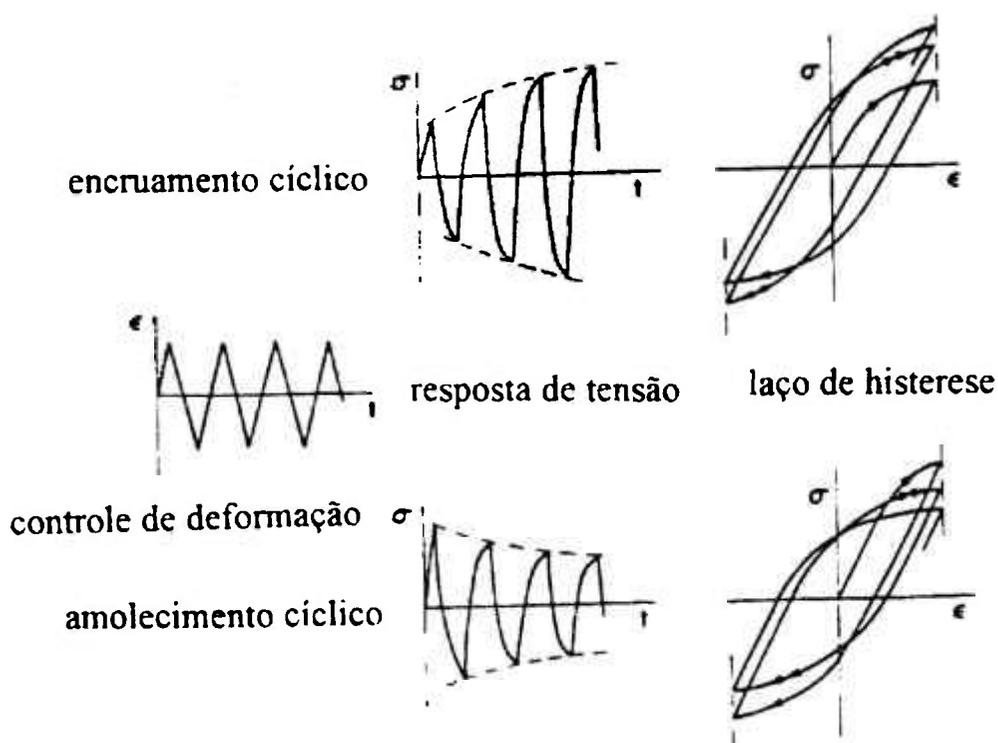


Figura 17. Encruamento e amolecimento em fadiga de baixo ciclo

O que determina a capacidade de um material amolecer ou endurecer ciclicamente é a natureza e estabilidade de sua subestrutura de discordâncias. Assim, quando um material é mole, a densidade de discordâncias é baixa e durante a deformação cíclica a densidade de discordâncias aumenta e o material encrua. Quando o material é inicialmente duro o movimento de discordâncias associado à deformação cíclica, pode promover seu rearranjo para uma configuração que ofereça menor resistência à deformação.

Redistribuição de tensões residuais pode ocorrer durante a deformação plástica ou carregamento em fadiga do componente. A maior estabilidade destas tensões residuais parece depender do tamanho da camada deformada plasticamente pelo processo de jateamento, ou seja da profundidade da região de tensões residuais compressivas, sendo esta tanto mais estável quanto maior for a profundidade da camada plástica (FARRAHI, LEBRUN, 1995).

Esta redistribuição pode reduzir ou melhorar a vida em fadiga do componente, uma vez que, dependendo do material, este pode encruar ou amolecer ciclicamente (WAGNER, LUETJERING, 1981). Para determinação desta redistribuição de tensões é possível a utilização das técnicas de difração de raios X e difração de neutrons (TACKECHI, NAMBA et al., 1981).

## **2.5- Microestrutura**

A seguir faz-se uma breve descrição microestrutural de quatro materiais utilizados neste trabalho: duas superligas de níquel; Waspaloy e Udimet 720; uma liga de titânio, IMI 834 e um aço martensítico. Estes materiais são empregados pela indústria Rolls Royce em turbinas à disco de aviões em condições industriais nas quais as propriedades tanto de fluência como de fadiga são importantes. Estas ligas metálicas de diferentes estruturas cristalográficas foram estudadas em três condições de jateamento.

### **2.5.1- Superligas de níquel**

O termo superliga aplica-se às ligas à base de ferro, de níquel e de cobalto, endurecidas por solução sólida e por precipitação, utilizadas geralmente a altas temperaturas, na faixa de 500° C a 1100° C, onde as resistências mecânica e à oxidação são importantes.

As principais aplicações dessas ligas encontram-se sobretudo, no campo aeroespacial, onde são utilizadas como parte integrante de componentes de turbinas para aviação, na indústria nuclear e na indústria petroquímica.

As superligas à base de níquel, como Waspaloy e Udimet 720, contêm mais de 50% de Ni, de 10 a 25% de cromo e quantidade menores de outros elementos como Co, Mo, Al, Ti, B, Zr e Fe, não ocorrendo transformações de fase alotrópicas, sendo as ligas austeníticas da temperatura de fusão até temperaturas abaixo de zero graus Celsius. A precipitação de carbeto e a formação de precipitados endurecedores, não alteram a estrutura básica austenítica da matriz (TILLACK, 1995). Essas superligas consistem de matriz austenítica CFC ( $\gamma$ ) endurecidas por compostos intermetálicos ordenados  $\gamma'$  do tipo  $Ni_3$  (Al,Ti) e por carbeto na forma MC,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$  (raro) (HOWSON, 1989).

As principais variáveis microestruturais das superligas de níquel, responsáveis pelas propriedades mecânicas são: a) quantidade de precipitados e sua morfologia b) tamanho e formato dos grãos c) distribuição de carbeto.

O endurecimento através da precipitação de intermetálicos  $\gamma'$  da forma  $Ni_3$  (Al,Ti) fornece resistência mecânica a temperaturas elevadas. A resistência das superligas de níquel depende da fração volumétrica de  $\gamma'$  ( $V_f$ ) e, portanto, do aumento da adição de elementos endurecedores como Al, Ti e do aumento da razão Al/Ti (METALS HANDBOOK 1988).

Em geral, o aumento da fração volumétrica de  $\gamma'$  implica no aumento da resistência mecânica enquanto que a ductilidade diminui. Quanto mais finos forem os precipitados  $\gamma'$  maior será a resistência mecânica da liga a temperaturas mais baixas onde a tensão de escoamento e de resistência são aspectos críticos. Nestas condições, a movimentação de discordâncias envolve corte de precipitados.

Na prática, é preferível ter uma precipitação bimodal de  $\gamma'$  com precipitados finos e grosseiros, uma vez que, para a resistência à fluência, os precipitados  $\gamma'$  de tamanho moderado da ordem de 0,25 a 0,5 $\mu\text{m}$ , são preferidos aos muitos finos ou grosseiros e tendem a dispersar o deslizamento de discordâncias e reduz a sensibilidade ao entalhe.

A resistência à fadiga é influenciada pelo tamanho de grão. No caso de fadiga de alto ciclo, no qual a resistência à iniciação de trinca é avaliada, quanto mais fino o grão maior a resistência à iniciação de trinca de fadiga.

No entanto, a resistência à propagação de trincas em condições de fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas e a resistência à fluência aumentam com o aumento do tamanho de grão.

Portanto, o tamanho de grão ótimo parece estar em um tamanho intermediário capaz de satisfazer condições tão antagônicas. A superliga de níquel Waspaloy, para utilização em turbinas a disco, quando produzida pelo processo de metalurgia do pó, costuma ter tamanho de grão da ordem de 6 $\mu\text{m}$  e, quando produzida através de trabalho mecânico de forjamento, tamanho de grão da ordem de 45 $\mu\text{m}$  a 90 $\mu\text{m}$  (DONACHIE, 1984).

Os carbeto são essenciais em contorno de grão de superligas policristalinas e vários são os tipos de carbeto possíveis, como já citado. Os carbeto são normalmente formados por reações sequenciais de MC para  $M_{23}C_6$  e os mais importantes formadores de carbeto são :



A precipitação de carbeto de forma discreta e globular em contorno de grão aumenta a resistência à ruptura por fluência, prevenindo o deslizamento de contorno de grão. Por outro lado, a precipitação de forma contínua em contorno de grão ou precipitação celular deve ser evitada por degradar a resistência ao impacto, diminuir a tensão de ruptura e a ductilidade (SOARES, SOARES et al., 1997).

Para evitar a precipitação de carbeto de forma contínua torna-se necessário o controle preciso da temperatura que estas ligas são submetidas durante o processo de forjamento e de tratamento térmico de solubilização e de envelhecimento. Temperaturas mais baixas em torno de 1000  $^{\circ}\text{C}$  para solubilização dos precipitados  $\gamma'$  e de carbeto são recomendados para evitar a formação de filme fino em contorno de grão (STOLOFF, RENSSELAER, 1990).

A otimização da fração volumétrica de  $\gamma'$  e sua morfologia, em conjunto com a dispersão discreta e globular de carbeto em contorno de grão, bem como o tamanho de grão, tornam-se fatores importantes a serem obtidos através do processamento mecânico e térmico dessas ligas visando ótima resistência à fadiga, à tração e à fluência.

Nas superligas de níquel como Waspaloy e Udimet 720, o níquel é o principal elemento em solução sólida, sendo responsável pela estabilização da austenita enquanto o cromo atua como formador de carbeto; o cromo também aumenta a resistência à oxidação da liga além de ser um endurecedor por solução sólida. O cobalto também, age como elemento endurecedor por solução sólida enquanto que o molibdênio, além de ser endurecedor por solução sólida, age como formador de carbeto. O alumínio e o titânio formam os precipitados  $\gamma'$  do tipo  $Ni_3(Al,Ti)$ .

A superliga de níquel Waspaloy é utilizada amplamente na indústria aeroespacial em turbinas a disco, em substituição às antigas turbinas de palheta (WILKINSON, 1984). A temperatura de operação das novas turbinas foi reduzida e o desempenho do componente ficou limitado à resistência à tração, ductilidade e resistência ao entalhe, enquanto que a resistência à fluência deixou de ter importância.

Waspaloy é uma liga forjada a uma temperatura ligeiramente abaixo da temperatura de solubilização de  $\gamma'$   $Ni_3(Al,Ti)$  e inferior à temperatura de recristalização em que não ocorre crescimento de grão. Essa temperatura também é muito baixa para se ter a completa dissolução de todos os carbeto e alguma deformação residual deve ser mantida após a deformação plástica. Esta temperatura de forjamento está em torno de  $1120^{\circ}C$ .

Após trabalho de forjamento controlado, a liga é solubilizada em torno de ( $1010^{\circ}C - 1021^{\circ}C$ ) para completa solubilização de  $\gamma'$   $Ni_3(Al,Ti)$  e dissolução parcial dos carbeto sendo então submetida a envelhecimentos intermediário e final, ocorrendo três gerações de precipitação  $\gamma'$  na microestrutura (WILKINSON, 1984) :

a) superenvelhecimento em temperatura de solubilização  $995^{\circ}C$ , (3000 - 5000Å em diâmetro);

b) precipitação de  $\gamma'$  junto com a de carbeto a  $843^{\circ}C$ , com  $\gamma'$  da ordem de 600Å; e

c) precipitação final de  $\gamma'$  a  $760^{\circ}C$  com  $\gamma'$  da ordem de 100Å.

### 2.5.2 - Liga de titânio IMI 834

As ligas de titânio são muito utilizadas na indústria aeronáutica, em compressores a disco para turbinas a gás, devido a alta razão resistência/peso destas ligas, alta resistência à fadiga, boa tenacidade à fratura e resistência à fluência além de resistência à corrosão e à oxidação (NEAL, 1988, COPE, HILL, 1988, FLOWER, 1990).

A necessidade de combinação das propriedades de fadiga e fluência, deve-se a diferença de temperaturas de operação entre o centro dos compressores à disco, que fica à temperatura relativamente mais fria do que a borda submetida a temperaturas mais elevadas. Assim o material dos compressores à disco deve apresentar uma boa resistência à fadiga no centro e ter ao mesmo tempo um bom desempenho de resistência à fluência nas bordas. (NEAL, 1994,1988).

A liga de titânio IMI 834 é uma liga tratada termicamente, constituída de fases alfa/beta, consistindo de uma pequena fração volumétrica de 5 % de grãos equiaxiais alfa em uma matriz acicular de agulhas de alfa e beta, cuja fração volumétrica é de 95 %.

De acordo com a quantidade de cada fase presente, as ligas de titânio podem ser classificadas como ligas alfa, ligas próximas de alfa, ligas alfa+beta, ligas próximas de beta e ligas beta (FLOWER, 1990). As ligas IMI 834 são classificadas como ligas próximas de alfa por conterem solutos que estabilizam a fase alfa mas contém também pequenas concentrações de elementos estabilizadores de fase beta que permitem conformação mecânica em campo alfa+beta.

As ligas de titânio IMI 834 são isotermicamente forjadas em campo alfa+beta. Após forjamento a liga é solubilizada à 1025<sup>o</sup>C por duas horas e temperada em óleo, seguindo-se de tratamento térmico à 700<sup>o</sup>C por 8 horas e resfriamento ao ar para alívio de tensões (WEBSTER, 1995).

Este tratamento de solubilização e forjamento em campo alfa+beta, seguido de tempera em óleo produz uma microestrutura contendo uma fração volumétrica pequena de fase alfa (5-10%) sendo o restante da microestrutura de grãos beta que transformam-se, pelo resfriamento brusco, em uma estrutura acicular de agulhas de fase alfa e beta, conforme esquema da Figura 18. Nestas condições, os grãos de fase beta proveniente do forjamento em campo alfa+beta são menores devido a presença de fase alfa durante o forjamento e o tratamento térmico. O objetivo deste tratamento é obter a melhor combinação de resistência à fratura, fadiga e fluência (FLOWER, 1990).

Nas ligas de titânio IMI 834, a fase alfa atua como ancoradoura da fase beta, restringindo o crescimento de grãos desta fase. A estrutura de grãos finos da matriz acicular resulta em uma boa resistência à fadiga mantendo ainda as boas propriedades de fluência e resistência à fratura, inerentes da estrutura acicular (NEAL, 1984).

### **2.5.3- Aço Jethete- T,JH**

Este aço classifica-se no grupo de aços inoxidáveis martensíticos, ao cromo, baixo carbono, resistente ao calor, ao desgaste e a oxidação; utilizado a temperaturas de até 750<sup>o</sup>C. Apresentam boa resistência à corrosão quando expostos ao tempo, a ação da água e certas substâncias químicas. O níquel melhora a resistência à corrosão e normalmente estes aços não são suscetíveis à precipitação de carbeto em contornos de grão (CHIAVERINI, 1979).

Por ser um aço inoxidável martensítico, é temperado e resfriado ao óleo ou ar. Após tempera aplica-se um revenido a baixa temperatura geralmente entre 150 °C e 400 °C, que constitui-se em tratamento para alívio de tensões .

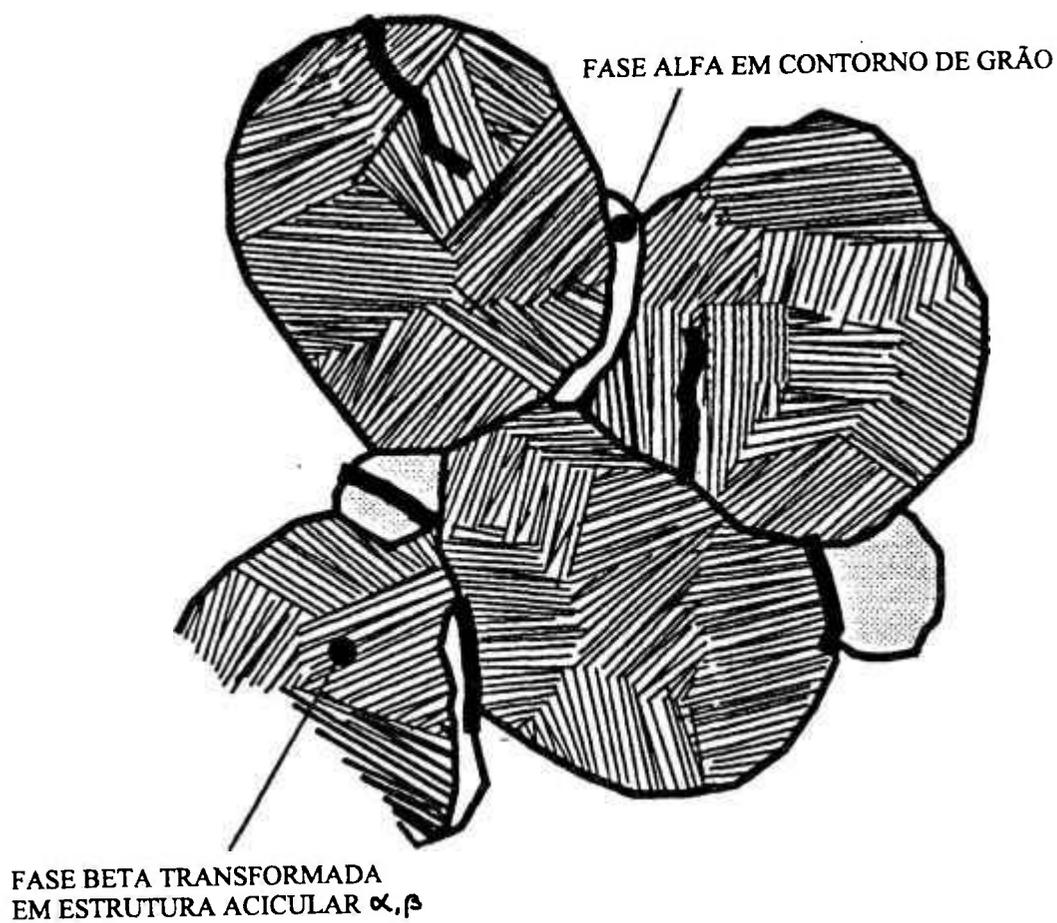


Figura 18. Desenho esquemático da microestrutura da liga IMI 834

## 2.6- Objetivos do trabalho (metas)

Analisar os perfis das tensões residuais, induzidos pelo processo de jateamento por partículas, em quatro ligas metálicas de diferentes estruturas cristalinas: Udimet 720 (CFC), Waspaloy (CFC), IMI 834 (HC) e aço Jethete (CCC), do ponto de vista cristalográfico e de propriedades mecânicas.

Avaliar a influência das tensões residuais introduzidas pelo jateamento de partículas nas ligas Udimet 720, Waspaloy, IMI 834 e aço Jethete, no fator de intensificação de tensões  $K$ , utilizando para o cálculo do fator de intensificação de tensões  $K$  efetivo, os perfis de tensões residuais medidos pelo método de difração de neutrons.

Determinar o fator de intensificação de tensões  $K$  para diversos tamanhos de trinca, pelo método dos elementos finitos para cada material estudado, através do modelamento de uma placa com trinca única lateral sob condições de carregamento trativo uniforme ou dobramento em quatro pontos e sob ação simultânea da tensão residual. Considerar o possível efeito de sobreposição de trinca, para determinação dos valores de intensificação de tensões  $K$ .

Comparar os resultados obtidos pelo método dos elementos finitos para o cálculo do fator de intensificação de tensões  $K$  com os resultados determinados pelo método da função ponderação.

Investigar os efeitos do processo de jateamento por partículas na fadiga de baixo ciclo da superliga de níquel Waspaloy. Avaliar os micromecanismos de fratura do ponto de vista microestrutural, através de microscopias ótica, eletrônica de varredura e de transmissão.

### 3- MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1- Materiais Utilizados

Neste trabalho foram investigados quatro materiais: duas superligas de níquel; Waspaloy e Udimet 720; uma liga de titânio, IMI 834 e um aço. Os perfis de tensões residuais utilizados neste trabalho, foram os das superligas de níquel Waspaloy, sob duas condições de jateamento de 6 - 8 A e de 14-16A , e o perfil de tensões residuais da superliga de níquel Udimet 720, sob condições de jateamento de 6-8A e de 18-20A, além do aço Jethete-T,JH (14-16A) e da liga de titânio IMI 834 (18-20A).

As difrações de neutrons para as medidas dos diferentes perfis de tensões residuais foram realizados em reatores nucleares europeus. As medidas de tensões residuais foram obtidas nos reatores (ILL, Institut Laue Langevin (Grenoble-França), LBL, Leon Brillouin Laboratoire, (Saclay-França), HFR, High Flux Reactor (Petten- Holanda)) e na fonte de espalhamento de neutrons ISIS, Rutheford Appleton Laboratory (Didcot-Inglaterra).

Neste trabalho o estudo microestrutural da superliga de níquel Waspaloy em condições não jateadas e de jateamento por partículas de 6-8A é avaliada. As análises foram realizadas em corpos de prova da superliga, submetidos a fadiga de baixo ciclo, sob condições de controle de deslocamento e esforço de dobramento em quatro pontos, da liga jateada e da liga não jateada.

As propriedades mecânicas, cristalografia e os planos cristalográficos utilizados nas medidas de difração de neutrons, dos materiais estudados são apresentadas na tabela 4 e suas composições químicas são dadas nas tabelas 5-8.

Tabela 4 . Propriedades mecânicas e cristalografia das ligas estudadas (Rolls Royce, 1995).

Material	Módulo de Elasticidade E(GPa)	Coef. de Poisson $\nu$	Limite de Escoamento (MPa) (0,2%)	Limite de Resistência (MPa)	Deformação de fratura (%)	Dureza	Estrutura cristalina	Plano (hkl)
Aço Jethete	212	0,3	900	1300	15	370HB	CCC	(110)
Udimet 720	211	0,3	1200	1550	16	50HRC	CFC	(311)
Waspaloy	210	0,3	1000	1275	25	430HV	CFC	(311)
IMI 834	120	0,3	920	1020	9	360HV	HC	(1122)

Outras propriedades mecânicas como a tenacidade à fratura da liga de titânio IMI 834 e a redução de área, foram obtidas da bibliografia, em que o fator de intensificação de tensões crítico é dado como  $K_{IC}=44 \text{ MPam}^{1/2}$  (WAGNER, LUTJERING, 1984) e  $K_{IC}= 50 \text{ MPam}^{1/2}$  (NEAL, 1988) e a redução em área=10,5%.

Tabela 5. Composição química do aço Jethete (% em peso).

elemento	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	N
comp. média	bal.	0,01	0,17	0,70	0,012	0,012	12,00	2,50	1,70	0,32	0,030

Tabela 6. Composição química do Udimet 720 (% em peso)

elemento	Ni	C	Cr	Co	Al	Mo	Ti	Zr	B	W
comp. média	bal.	0,04	18,00	14,70	2,50	3,00	5,00	0,03	0,03	1,30

Tabela 7. Composição química do Waspaloy (% em peso)

elemento	Ni	C	Cr	Co	Al	Mo	Ti	Zr	B
comp. média	bal.	0,08	19,50	13,50	1,3	4,3	3,0	0,06	0,006

Tabela 8. Composição química do IMI 834 (% em peso)

elemento	Ti	C	Al	Sn	Zr	Nb	Mo	Si
comp. média	bal.	0,06	5,8	4,5	4,0	0,7	0,5	0,4

### 3.2- Métodos experimentais para caracterização microestrutural

#### 3.2.1- Análise por microscopia ótica (M.O)

As amostras para exame metalográfico da liga de Waspaloy foram retiradas das extremidades dos corpos de prova de fadiga, região não sujeita à esforço mecânico. Todas as amostras sofreram tratamento metalográfico convencional, isto é, lixamento, polimento mecânico com pasta de diamante, seguido de ataque químico com solução de 40% de ácido clorídrico, 20% de ácido nítrico e 40% de água.

As amostras foram observadas, fotografadas e analisadas metalograficamente com medidas de tamanho de grão realizadas em microscópio ótico, marca ZEISS.

O tamanho de grão médio das amostras jateadas por partículas e das amostras não jateadas foram medidas através do método linear, dada pela relação:

$$T_{lin} = \frac{L}{A \cdot n} \quad (53)$$

onde:

L- comprimento total da linha teste

A- aumento utilizado na tela

n- número de intercessões com a linha teste

#### 3.2.2- Análise por microscopia eletrônica de Varredura (M.E.V)

As análises das superfícies de fratura dos corpos de prova, jateados e não jateados, submetidos à fadiga de baixo ciclo foram realizados em microscópio eletrônico de varredura, marca PHILIPS. A Figura 19 apresenta esquema de retirada das amostras para análise das superfícies de fratura dos corpos de prova.

A matriz austenítica, os precipitados  $\gamma'$  e os carbeto em contorno de grão foram analisados por microscopia eletrônica de varredura. Na análise por microscopia eletrônica apenas os precipitados maiores  $\gamma'$  puderam ser observados. Análise mais detalhada de tamanho, natureza e forma de precipitados  $\gamma'$  e dos carbeto em contorno de grão da superliga de níquel Waspaloy foram realizadas por microscopia eletrônica de transmissão.

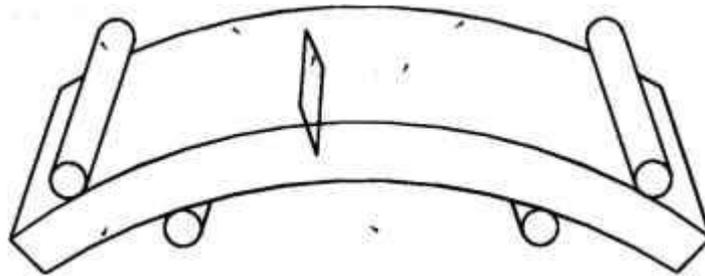


Figura 19. Esquema de retirada de amostras para análise de fratura em MEV

### 3.2.3- Análise por microscopia eletrônica de transmissão (M.E.T)

A preparação das amostras para microscopia eletrônica de transmissão consistiu no corte de finas fatias de metal, em equipamento marca Isomet com disco diamantado. Após o corte pequenos discos de  $3 \times 10^{-3}$  m de diâmetro foram estampados.

A obtenção de área fina foi feita através de polimento eletrolítico dos discos em equipamento automático de polimento, marca TENUPOL, utilizando um eletrólito de 5% de ácido perclórico e 95% de ácido acético. As condições de polimento foram: temperatura de  $10^{\circ}\text{C}$ , 70 V e 0,13 A. Após o polimento, as amostras foram lavadas em água destilada e mergulhadas em metanol para eliminação de resíduos provenientes do eletrólito.

A observação das amostras foi realizada em microscópio eletrônico de transmissão JEOL, operado a 200KV com detetor EDS

### 3.3- Medidas de microdureza e rugosidade

As medidas de rugosidade superficial foram realizadas nas amostras de Waspaloy jateada com intensidade de 6-8A e na liga de Waspaloy não jateada, utilizando medidor de rugosidade marca HOMMEL WERKE modelo tester-P4.

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas na mesma liga de Waspaloy, nas condições jateada e não jateada, utilizando durômetro marca REICHERT.

### **3.4- Fadiga de baixo ciclo- superliga Waspaloy**

Objetivando estabelecer o efeito do processo de jateamento por partículas, na vida em fadiga da superliga de níquel Waspaloy, e determinar o efeito do carregamento em fadiga, na redistribuição de tensões residuais, curvas S-N da liga Waspaloy em corpos de prova jateados com intensidade de 6-8A e em condições não jateadas foram obtidas a temperatura ambiente.

Os ensaios de fadiga foram realizados em equipamento portátil hidráulico de fadiga, miniaturizado, pertencente ao Departamento de Engenharia Mecânica do Imperial College of Science Technology and Medicine - University of London- Reino Unido. A Figura 20 apresenta a fotografia do equipamento e a Figura 21 o esquema dos componentes eletrônicos e mecânicos do sistema de fadiga.

Algumas melhorias no sistema eletrônico mostrado na Figura 21 foram necessárias para realização dos ensaios de fadiga sob deslocamento constante. Para tal, foi instalado o software Labview versão 3.0, em um microcomputador McIntosh, para comandar um sistema analógico de controle de carga e deformação do sistema de teste. Com estas modificações tornou-se possível a realização de ensaios de fadiga em controle de deslocamento, carga ou deformação e ao mesmo tempo registrar o deslocamento, a carga e a deformação imposta nos corpos de prova em uma planilha de dados.

Para a realização dos testes foram confeccionados seis corpos de prova jateados e cinco não jateados. Os corpos de prova tinham formato retangular com dimensões de  $200 \times 10^{-3} \text{m}$  x (comprimento) x  $30 \times 10^{-3} \text{m}$  (largura) x  $6 \times 10^{-3} \text{m}$  (espessura). Como dito anteriormente os experimentos de fadiga foram realizados sob deslocamento constante, tentando simular um carregamento termo-mecânico sob dobramento em quatro pontos ( $R=0$ ), com dois extensômetros; um instalado na superfície de tração do corpo de prova e outro na superfície de compressão. A frequência utilizada foi de 0,7 Hz.



Figura 20. Equipamento portátil de teste de fadiga

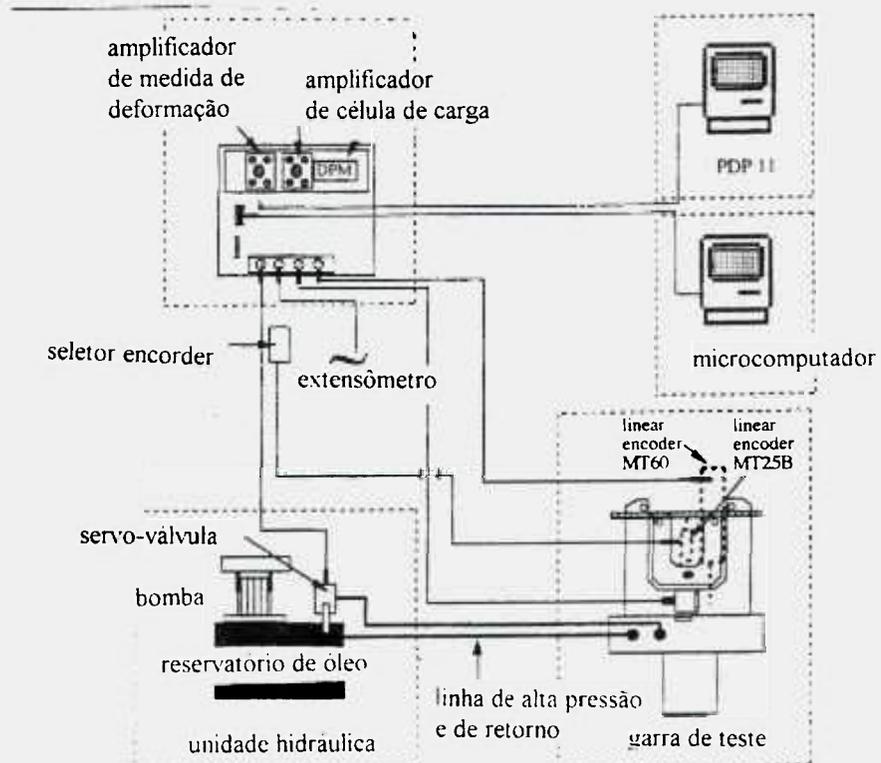


Figura 21. Disposição dos componentes eletrônicos do equipamento de teste

### 3.5- Difração de neutrons em superliga Waspaloy

O equipamento utilizado para medidas de difração de neutrons foi o difratômetro de alta resolução, DIA, do reator de alto fluxo de neutrons do Instituto Laue Langevin (ILL) em Grenoble. O difratômetro DIA em questão foi adaptado para medidas de deformação com um comprimento de onda  $\lambda = 1,9 \text{ \AA}$ .

Os planos da família (311) e seu respectivo ângulo de difração  $2\theta_0 = 124,07937^\circ$ , foram selecionados para as medidas de deformação na liga de Waspaloy. Esta família de planos foi escolhida baseada em calibração experimental realizada anteriormente por DJAPIC, EZEILO et al. (1995). Conforme determinado nestas medidas de calibração os planos (311) são aqueles apresentam as propriedades médias do material, tais como módulo de elasticidade e tensão de escoamento.

Em um difratômetro de neutrons, conforme apresentado na Figura 11, as dimensões e a posição do feixe incidente é definido pela máscara de cádmio absorvedora de neutrons e pelo feixe espalhado pela fenda de saída. Estes dois dispositivos, definem um parâmetro importante para a difração de neutrons o chamado volume de amostra apresentado na Figura 12.

A deformação média medida dentro do volume de amostra é determinada a partir da medida precisa da posição angular do ângulo de Bragg. As deformações em diferentes pontos do componente são determinadas pela translação do componente através do volume de amostra, sendo a direção das medidas de deformação, medidas pelo difratômetro, ao longo do vetor de espalhamento Q. A rotação da amostra em torno dos eixos apropriados permite medir as deformações em qualquer direção selecionada.

A sensibilidade do método depende da definição angular do sistema e do volume de amostra (WEBSTER, 1992). Em muitas experiências, uma definição precisa do volume de amostra torna-se fator crucial, sendo a sua forma e dimensões determinadas pelas condições geométricas da amostra. No difratômetro em questão as amostras poderiam ser posicionadas no sistema de translação xyz com uma precisão de  $\pm 0,1 \times 10^{-3} \text{ m}$  ( $\pm 0,1 \text{ mm}$ ) ao longo de todos os eixos de coordenadas.

#### 3.5.1-Difração de neutrons em superliga Waspaloy após deformação cíclica

A distribuição de tensões residuais foram obtidas para três amostras jateadas por partículas da superliga de níquel Waspaloy. Duas amostras após jateamento foram submetidas ao carregamento de fadiga ( $R=0$ ,  $\sigma_{\min}=0$ ), sob condições de dobramento em quatro pontos, com objetivo de avaliar a redistribuição do estado de tensões residuais promovido pela deformação cíclica.

As três amostras foram jateadas com a mesma intensidade de 6-8A e cobertura de 200%. Duas das amostras foram submetidas a carregamento mecânico de dobramento em quatro pontos e solicitadas a níveis de deformação plástica de 0,6%. As amostras foram identificadas como:

**PND0** - Amostra jateada, não submetida à ensaio de fadiga

**PSN4** - Amostra jateada, submetida a 5 ciclos de fadiga com deformação máxima na superfície de 0,6%.

**PND4** - Amostra jateada, submetida a 1000 ciclos de fadiga com deformação máxima na superfície de 0,6%.

A Figura 22 apresenta como as amostras foram posicionadas para medidas de deformação na direção x, y e z. O volume de amostra de  $(1 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (1 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (20 \times 10^{-3} \text{ m})$  foi utilizado para as medidas de deformação da superfície jateada do corpo de prova cujas camadas mais externas foram tracionadas pelo carregamento em fadiga.

O perfil de tensões residuais de amostras jateadas apresentam normalmente um gradiente de tensões abrupto. Assim, torna-se necessário um pequeno volume de amostra para melhorar a resolução e a realização das medidas de difração segundo pequenos incrementos. Por outro lado existe um compromisso em termos práticos, com o tempo de contagem, que aumenta com a diminuição do volume de medidas.

Para determinar os efeitos do tamanho do volume de amostra na resolução dos resultados, foi utilizada a fenda de  $0,5 \times 10^{-3} \text{ m}$  de largura para o feixe incidente e o feixe difratado em uma das medidas, definindo um volume de amostra de  $(0,5 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (0,5 \times 10^{-3} \text{ m}) \times (20 \times 10^{-3} \text{ m})$ . Este procedimento no entanto não resultou em melhora significativa em relação aos dados obtidos com a fenda de  $1 \times 10^{-3} \text{ m}$  decidindo-se portanto pela realização dos experimentos com a fenda de  $1 \times 10^{-3} \text{ m}$  de largura.

As medidas de deformação na superfície são normalmente mais complicadas devido a mudança no tamanho e na forma do volume de amostra à medida que este penetra no material, como visto na Figura 23. Neste caso ocorre uma mudança efetiva no volume de amostra, quando este atravessa a superfície. Isto ,porque o centro de gravidade do volume de amostra não coincide com a posição real da medida (WEBSTER, 1992).

Para corrigir este fenômeno a imersão parcial do volume de amostra, torna-se necessário considerar a posição do centróide do volume de amostra efetivo, como sendo a posição real de medida, até que todo o volume de amostra esteja totalmente imerso no material. Devido a esta redução no volume de amostra, o tempo de contagem próximo a superfície precisa ser aumentado.

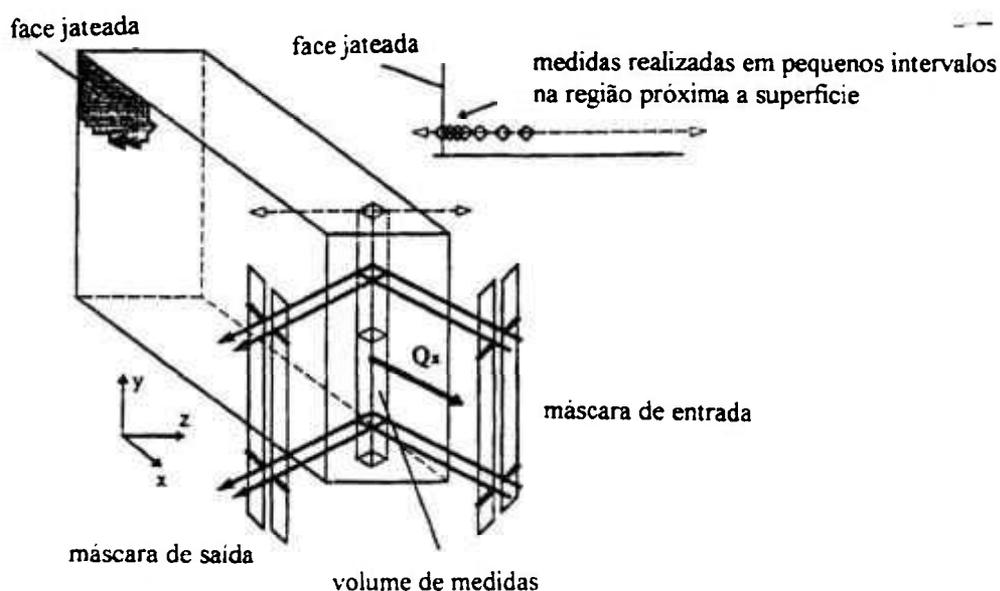


Figura 22. Posicionamento das amostras de Waspaloy para medidas de deformação por difração de neutrons

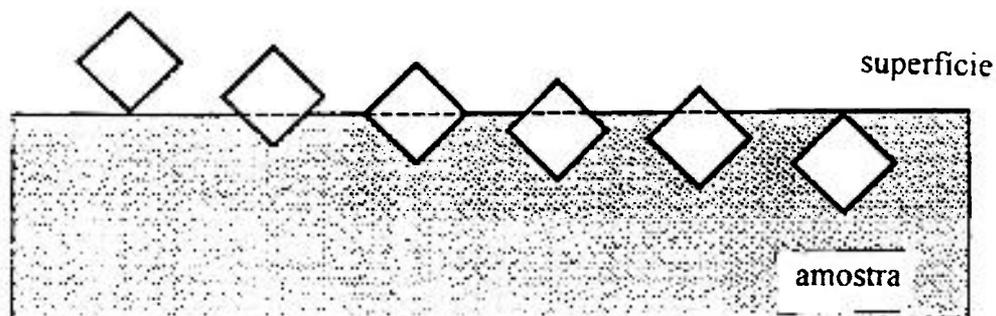


Figura 23. Mudanças de área e forma do volume de amostra para medidas de deformação próximas à superfície do material

### 3.6- Métodos para determinação do fator de intensificação de tensões K

#### 3.6.1- Método analítico

A solução analítica foi utilizada neste trabalho, para determinar o fator de intensificação de tensões (K) para uma placa submetida à tensão remota uniforme ( $\sigma$ ) contendo uma única trinca superficial de comprimento (a) que é representada por ROOKE, CARTWRIGHT (1976) como:

$$k_I = c\sigma\sqrt{\pi a} \quad (54)$$

$c = 1,12$  para pequenas trincas, ou

$$c = 1,12 - 0,231(a/w) + 10,55(a/w)^2 - 21,72(a/w)^3 + 30,39(a/w)^4 \quad (55)$$

onde:

$w$  - Largura da placa que contem a trinca

para trincas de  $a/w$  até 0,6.

Segundo TADA, PARIS (1973)

$$c = 0,265(1 - a/w)^4 + \frac{(0,857 + 0,265(a/w))}{(1 - (a/w))^{3/2}} \quad (56)$$

A solução analítica, utilizada neste trabalho, para o fator de intensificação de tensões ( $K$ ) para uma placa submetida à dobramento em quatro pontos contendo uma única trinca superficial de comprimento ( $a$ ) é representada por ROOKE, CARTWRIGHT (1976) como:

$$K_I = y \frac{6M\sqrt{\pi a}}{(b)^2} \quad (57)$$

$$y = 1,12 - 1,39(a/b) + 7,32(a/b)^2 - 13,1(a/b)^3 + 14,0(a/b)^4 \quad (58)$$

### 3.6.2- Método da função ponderação

Neste trabalho, a solução do fator de intensificação de tensões  $K$  pelo método da função ponderação, utiliza a equação de BUCKNER (1970), que para o caso de uma trinca única lateral é dada por:

$$m(a, x) = 2(a - x)^{-1/2} \left[ 1 + m_1 \left( \frac{a - x}{a} \right) + m_2 \left( \frac{a - x}{a^2} \right) \right] \quad (59)$$

$$m_1 = A_1 + B_1 \left( \frac{a}{w} \right)^2 + C_1 \left( \frac{a}{w} \right)^6 \quad (60)$$

$$m_2 = A_2 + B_2 \left( \frac{a}{w} \right)^2 + C_2 \left( \frac{a}{w} \right)^6 \quad (61)$$

onde :

$$\begin{array}{lll} A_1=0,614 & B_1=17,18 & C_1=8,782 \\ A_2=0,250 & B_2=3,289 & C_2=70,04 \end{array}$$

a- tamanho da trinca  
w- largura da placa

onde K é calculado pela equação:

$$K = \int p(x) m(a, x) \quad (63)$$

Para o cálculo do fator de intensificação de tensões para a mesma geometria sujeita ao carregamento de tensão trativa uniforme de 400 MPa, a função  $p(x)$  pode ser definida como constante, sendo:

$$p(x) = 400 \text{ MPa} \quad (64)$$

No caso de dobramento em quatro pontos a função  $p(x)$  torna-se a reta, que define o gradiente de tensões elásticas atuante na placa, resultante do momento aplicado de 400 MN-m, onde:

$$p(x) = 400 - 62736 x \quad (65)$$

Para o cálculo do fator de intensificação de tensões residuais K, para os diferentes perfis de tensões residuais, provenientes do jateamento por partículas. A função  $p(x)$  deve ser representada por um polinômio, que pode variar do grau dois ao grau seis, dependendo do número de pontos a serem ajustados e do tamanho da trinca.

No caso de trincas menores que  $1 \times 10^{-3} \text{ m}$  o melhor ajuste dos pontos, da tensão residual versus distância da superfície, foi obtido para polinômios de ordem dois ou três. Porém para o caso de trincas maiores, devido ao maior número de pontos a serem ajustados, obteve-se o melhor ajuste para funções polinomiais de ordem cinco ou seis.

A determinação do fator de intensificação de tensões K pelo método da função ponderação, para trincas maiores que  $1 \times 10^{-3} \text{ m}$ , envolve a solução de várias integrais o que torna os cálculos do fator de intensificação de tensões K por este método mais demorado.

### 3.6.3 - Método de elementos finitos

Como descrito anteriormente o método da função ponderação foi utilizado para derivar o fator de intensificação de tensões para o caso de uma placa com trinca única superficial sujeita a ação de uma distribuição de tensões residuais. Neste trabalho o método numérico de elementos finitos é utilizado para solução do mesmo problema e para comparação de resultados com os métodos da função ponderação e o método analítico.

Para determinação do fator de intensificação de tensões  $K$  pelo método dos elementos finitos, o modelamento de uma placa jateada com uma trinca lateral foi realizada, utilizando o software de elementos finitos ABAQUS versão 5.3 (HIBBITT, KARLSON, 1994), em condições de carregamento trativo uniforme e sob ação de diferentes perfis de tensão residual. Foram estudados valores de  $a/w=0,023$  a  $0,157$  ou tamanhos de trinca de  $0,3 \times 10^{-3}$  m à  $2,0 \times 10^{-3}$  m ( $0,3$  à  $2,0$  mm) foram estudados.

O modelo bidimensional, de 512 elementos e 20 elementos na linha da trinca, em que apenas metade da placa de  $12,75 \times 10^{-3}$  m de largura e  $38 \times 10^{-3}$  m de comprimento é efetivamente modelada aproveitando a simetria do mesmo, pode ser observado na Figura 24 com as respectivas condições de contorno .

A placa foi modelada em duas dimensões (2D), utilizando elementos quadráticos de oito nós, denominado CPE8R do programa ABAQUS, com exceção do modelamento da ponta da trinca em que foi utilizado elemento quadrático modificado, chamado de quarto de nó; desenvolvido especialmente pelo programa ABAQUS (HIBBITT, KARLSON, 1994) para fornecer soluções acuradas de  $K$ ; utilizando menor número de elementos. Este elemento modificado consiste de um elemento quadrático de oito nós em que o nó central é deslocado para a posição de um quarto da lateral da base do elemento. A Figura 25 apresenta a geometria do elemento modificado.

O perfil de tensão residual é aplicado ao modelo utilizando uma subrotina em FORTRAN. Nesta subrotina a tensão residual é representada por uma função polinomial que varia do grau dois até o grau seis conforme o tamanho da trinca, aplicando-se o princípio da superposição exemplificado na Figura 16 (SOARES, ANDRADE et al., 1996).

Os 512 elementos da malha e as condições de contorno, para o caso de aplicação da tensão remota trativa, são apresentadas também na Figura 24. Observa-se que o plano da trinca foi restringido na direção do eixo vertical por ser uma linha de simetria. O nó mais a esquerda desta linha foi também restringido na direção  $x$ , horizontal, para prevenir movimentação da placa nesta direção.

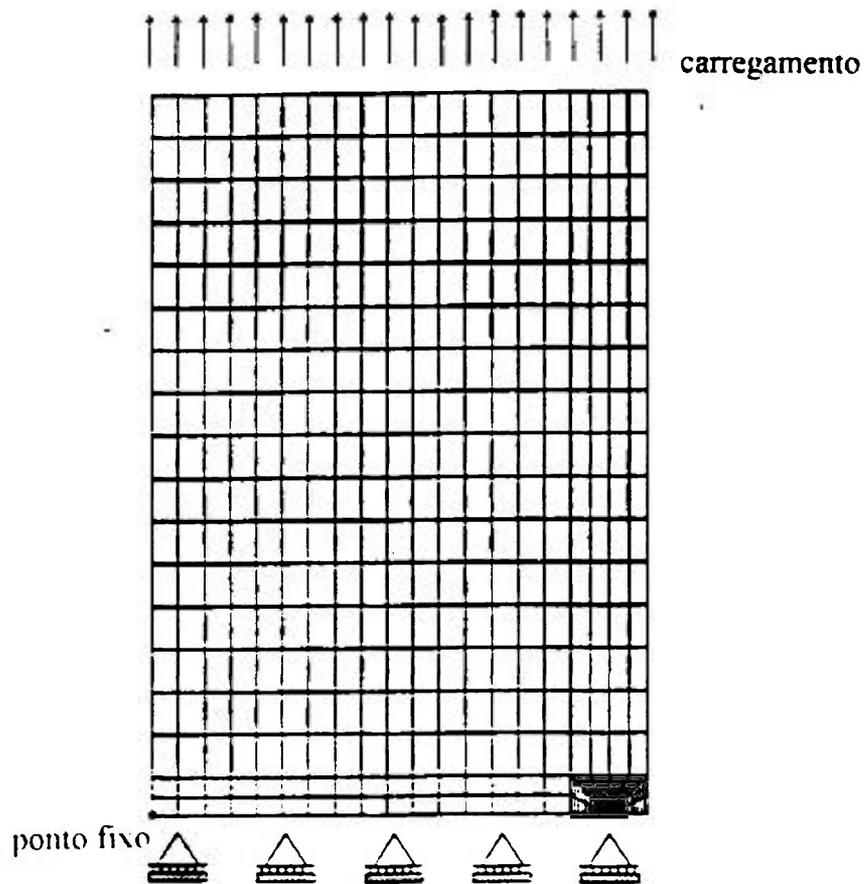


Figura 24. Modelo de elementos finitos e condições de contorno para carregamento trativo uniforme

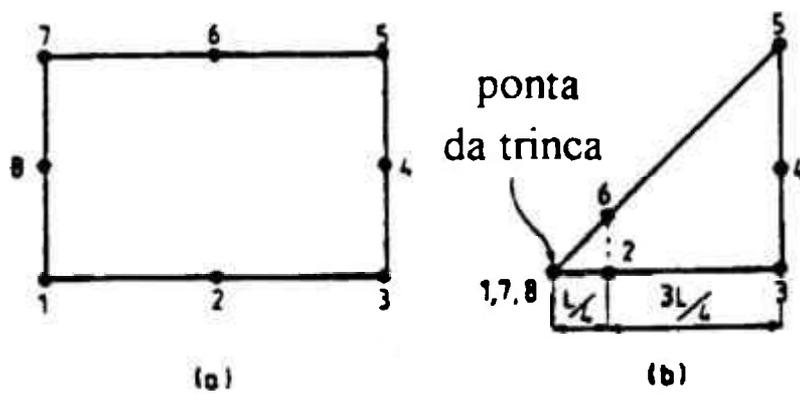


Figura 25. Elemento quadrático e elemento quadrático modificado

Para determinação do fator de intensificação de tensões  $K$  pelo método dos elementos finitos; para o caso de dobramento em quatro pontos, o mesmo modelo da placa jateada com uma trinca lateral foi empregado. Neste caso o dobramento em quatro pontos foi simulado pela aplicação nos elementos de topo do modelo, de uma reta, que representa o perfil linear elástico de tração e compressão da placa submetida a tensão máxima de fibra de 400 MPa. Valores de  $a/w=0,023$  a  $0,157$  ou tamanhos de trinca de  $0,3 \times 10^{-3} \text{ m}$  a  $2,0 \times 10^{-3} \text{ m}$  (0,3 à 2,0 mm) também foram estudados.

A Figura 26 apresenta as condições de contorno, para a condição de dobramento em quatro pontos. Neste caso o plano da trinca também foi restringido na direção do eixo vertical por ser uma linha de simetria e o nó mais a direita do elemento de topo, situado na extremidade direita foi restringido na direção do eixo horizontal  $x$ , das abcissas.

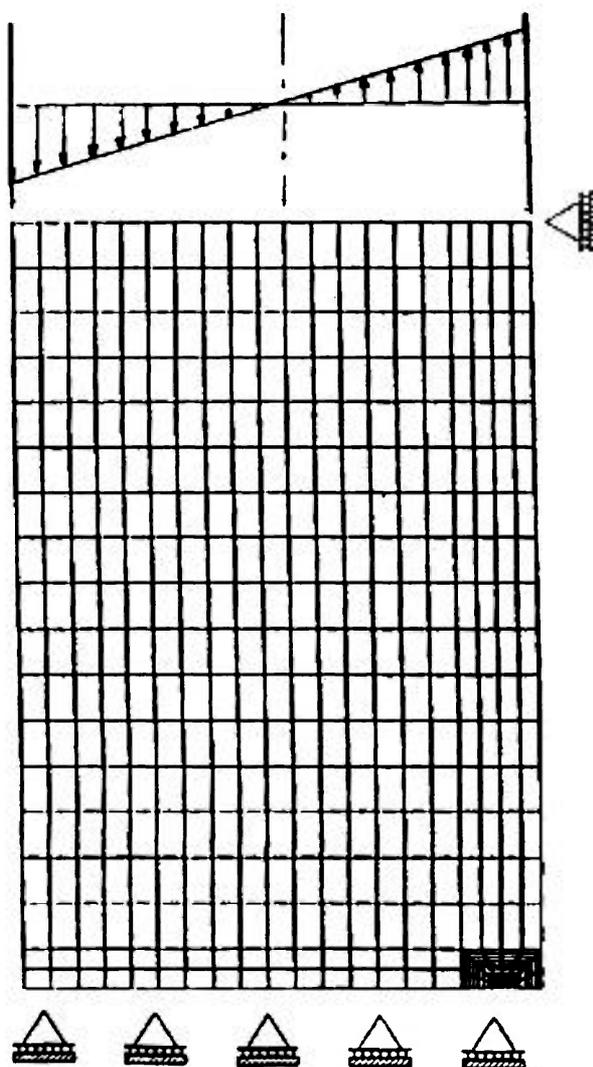


Figura 26. Modelo de elementos finitos com condição de contorno e submetido a dobramento em quatro pontos

## 4- RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1- Medidas de difração de neutrons

As tensões residuais induzidas pelo processo de jateamento por partículas, sobre diversas condições de intensidade de jateamento, em diferentes materiais foram medidas por difração de neutrons. Os resultados de tensões residuais são apresentados na Figura 27.

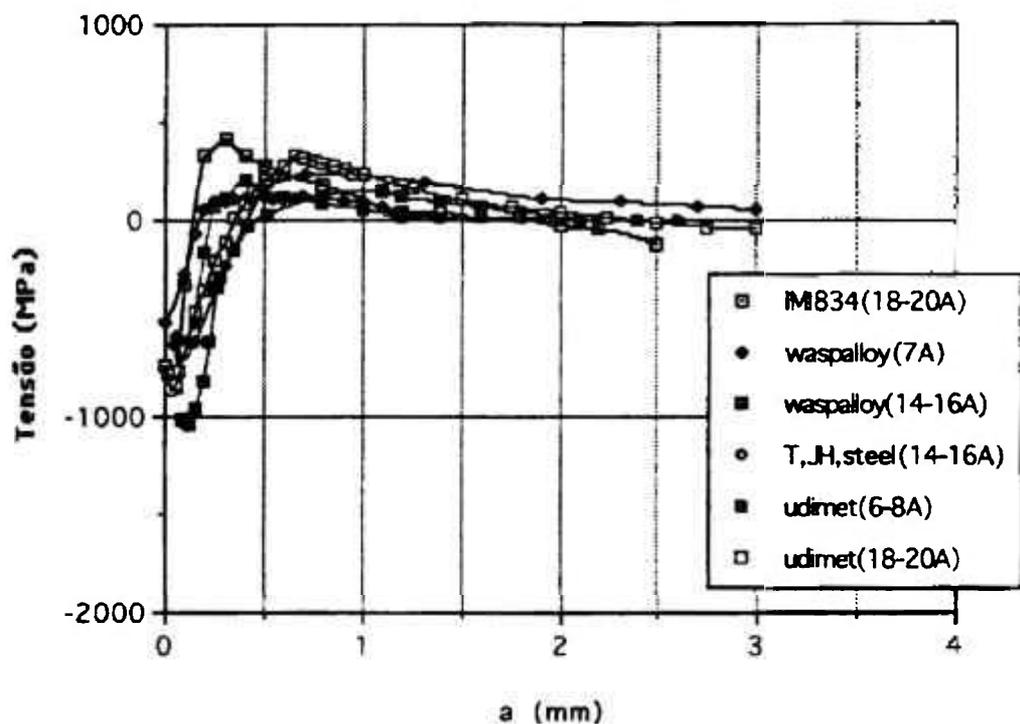


Figura 27. Perfil de tensões residuais para diferentes materiais e diferentes condições de jateamento por partículas

Os perfis de tensões residuais apresentados na Figura 27 são típicos do processo de jateamento por partículas e apresentam a mesma tendência para todos os materiais. Nota-se a presença de tensões residuais compressivas situadas, em uma pequena camada próxima a superfície e a existência de tensões trativas de equilíbrio, de menor valor, que estendem-se sobre uma região maior do componente.

A profundidade da camada compressiva depende das condições de jateamento e das propriedades do material. Assim, para o mesmo material quanto maior a intensidade do jateamento, maior o tamanho da camada compressiva, conforme pode ser observado na Tabela 9.

Tabela 9. Tamanho da camada jateada e tensão na superfície obtido por jateamento de partículas.

<b>material</b>	<b>profundidade d (10<sup>-3</sup> m)</b>	<b>tensão superficial (MPa)</b>
IMI 834 (18-20A)	0,14±0,05	-800±30
Waspaloy (7A)	0,16±0,05	-514±30
Udimet (6-8A)	0,23±0,05	-845±30
Aço Jethete-T, JH (14-16A)	0,36±0,05	-614±30
Udimet 720 (18-20A)	0,36±0,05	-892±30
Waspaloy (14-16A)	0,41±0,05	-1045±30

Esta tendência, de quanto maior a intensidade do jateamento maior o tamanho da camada compressiva e da tensão compressiva na superfície do material, parece confirmar conforme observado na Figura 28 e Tabela 9 para a liga Waspaloy e para aço Jethete na Figura 29 e Tabela 9 para a liga Udimet 720.

A Figura 29 apresenta o aspecto relevante das propriedades cristalográficas e da ductilidade. Embora a intensidade de jateamento da liga de titânio IMI 834 (18-20A) seja tão intensa quanto a obtida para a liga Udimet 720 (18-20A), a camada compressiva da liga de titânio apresenta-se menor do que aquela para Udimet 720 (6-8A).

De um modo geral, conforme indicado no esquema da Figura 8 quanto maior a dureza do material ou da peça jateada, maior seria a tensão de escoamento do material e portanto menor o tamanho da camada deformada. Essa regra não consegue explicar por si só os diferentes resultados obtidos de profundidade da camada deformada para as diversas ligas. Outras propriedades como estrutura cristalina e ductilidade parecem ser mais importantes como fica evidenciado pelos resultados de profundidade da camada deformada da liga IMI 834 (18-20A), quando comparada à liga de níquel Udimet 720 (18-20A).

Este efeito pode ser atribuído ao menor número de sistemas de deslizamento da estrutura hexagonal compacta (HC) do titânio, em relação ao sistema cúbico de face centrada (CFC) do níquel e uma elevada tensão cisalhante, de 92 MPa do titânio, o que torna difícil a deformação plástica. Esta dificuldade reflete-se também na menor ductilidade apresentada pela liga IMI834 em relação as outras ligas estudadas o que poderia justificar também a dificuldade de aumento de espessura da camada compressiva durante o processo de jateamento, da liga de titânio (SOARES, ANDRADE 1996).

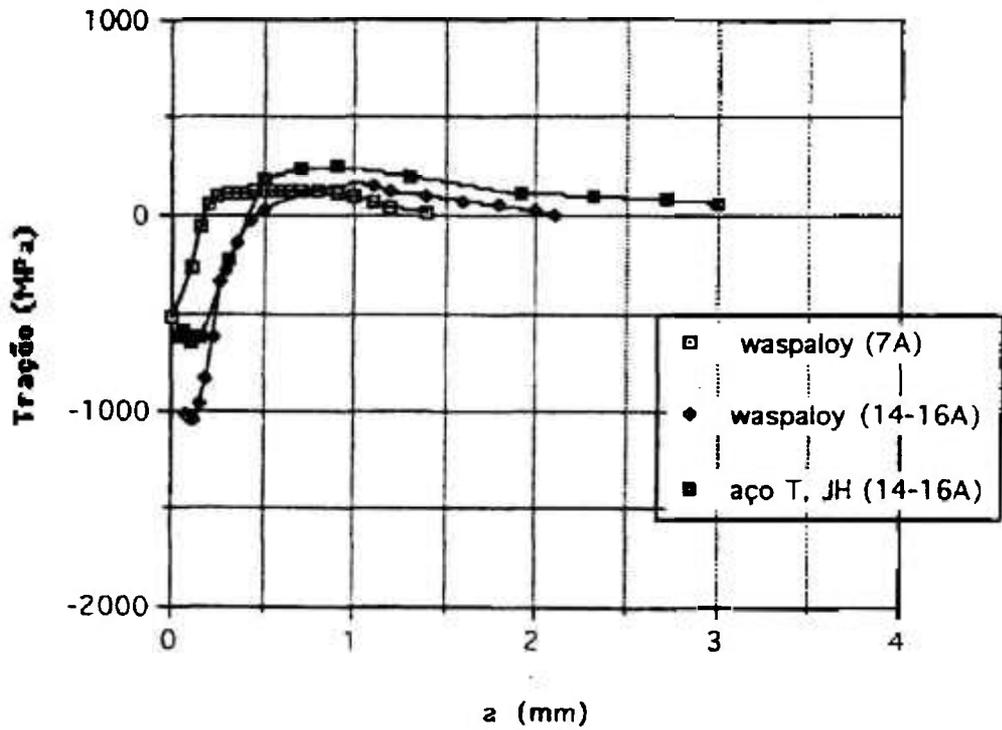


Figura 28. Perfil de tensões residuais da liga de níquel Waspaloy e do aço Jethete

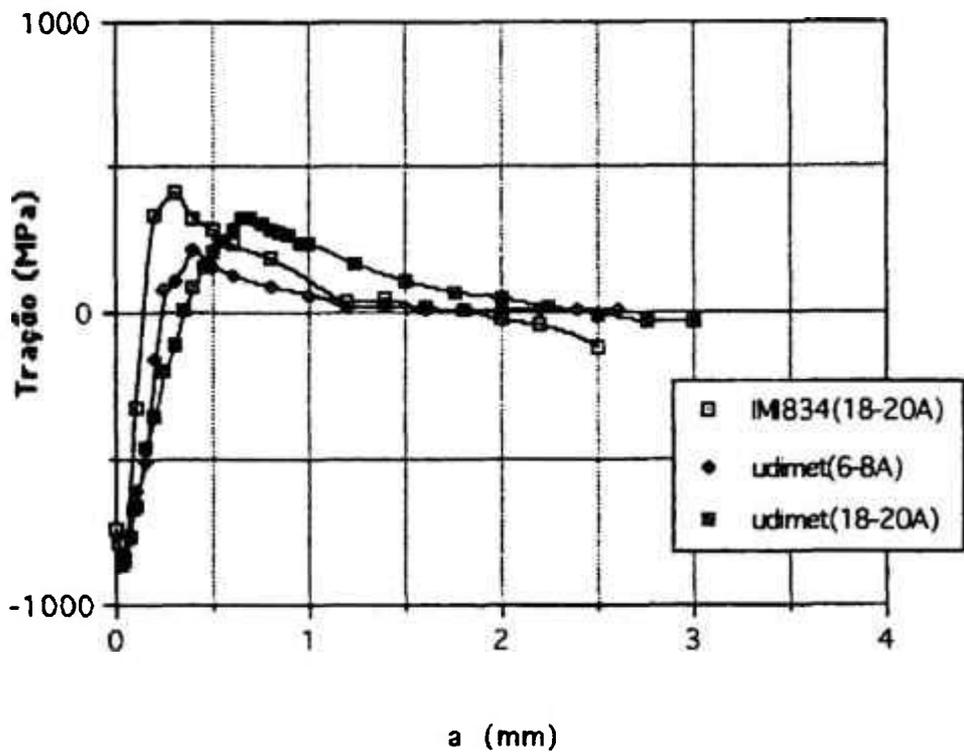


Figura 29. Perfil de tensões residuais da liga de titânio IMI 834 e Udimet 720

Para o aço Jethete e a liga Waspaloy com mesmas condições de jateamento de 14-16A, observa-se na Tabela 9, que a liga de Waspaloy apresenta maior profundidade da camada deformada do que o aço para a mesma intensidade de jateamento. Este fato pode estar relacionado a maior capacidade de deformação plástica da liga Waspaloy em relação ao aço, provavelmente devido a maior ductilidade do Waspaloy, como apresentada na Tabela 4.

Esse comportamento pode estar relacionado não só com a maior facilidade de deslizamento de planos e direções compactas do sistema cúbico de face centrada (CFC), da liga de níquel, em relação ao do sistema cúbico de corpo centrado (CCC), do aço, bem como ao fato da tensão de cisalhamento do níquel, de 5,8 MPa, ser menor do que a do ferro de 28 MPa (DIETER, 1976).

As ligas de níquel Udimet 720 (18-20A) e Waspaloy (14-16A) apesar de apresentarem mesma cristalografia e microestruturas semelhantes possuem propriedades mecânicas diferentes, conforme pode ser observado na Tabela 4.

A explicação para o maior profundidade da camada deformada do Waspaloy, mesmo para intensidade de jateamento menos intensa, pode estar relacionada novamente a maior capacidade de deformação plástica da liga Waspaloy do que da liga Udimet 720.

## **4.2- Cálculo do fator de intensificação de tensões K**

### **4.2.1- Método dos elementos finitos**

A Figura 30 apresenta o fator de intensificação de tensões K obtido quando cada um dos perfis de tensão residual da Figura 27 é aplicado nos 20 elementos ao longo da linha da trinca.

Nota-se na Figura 30 o fator de intensificação de tensões K negativo obtido quando o perfil de tensões residual do aço Jethete (14-16A) e da liga Udimet 720 (18-20A) são aplicados nos elementos da linha da trinca, para tamanhos de trinca de até  $0,8 \times 10^{-3}$  m. Para trincas maiores que  $0,8 \times 10^{-3}$  m K torna-se positivo.

Os perfis de tensão residual da liga Waspaloy (14-16A) e Udimet 720 (6-8A) resultaram em um fator de intensificação de tensões K negativo para toda a faixa de tamanho de trinca. Porém, para o perfil de tensões residuais da liga de titânio IMI 834 (18-20A), o fator de intensificação de tensões é positivo para todos os tamanhos de trinca, exceto para a menor de  $0,3 \times 10^{-3}$  m.

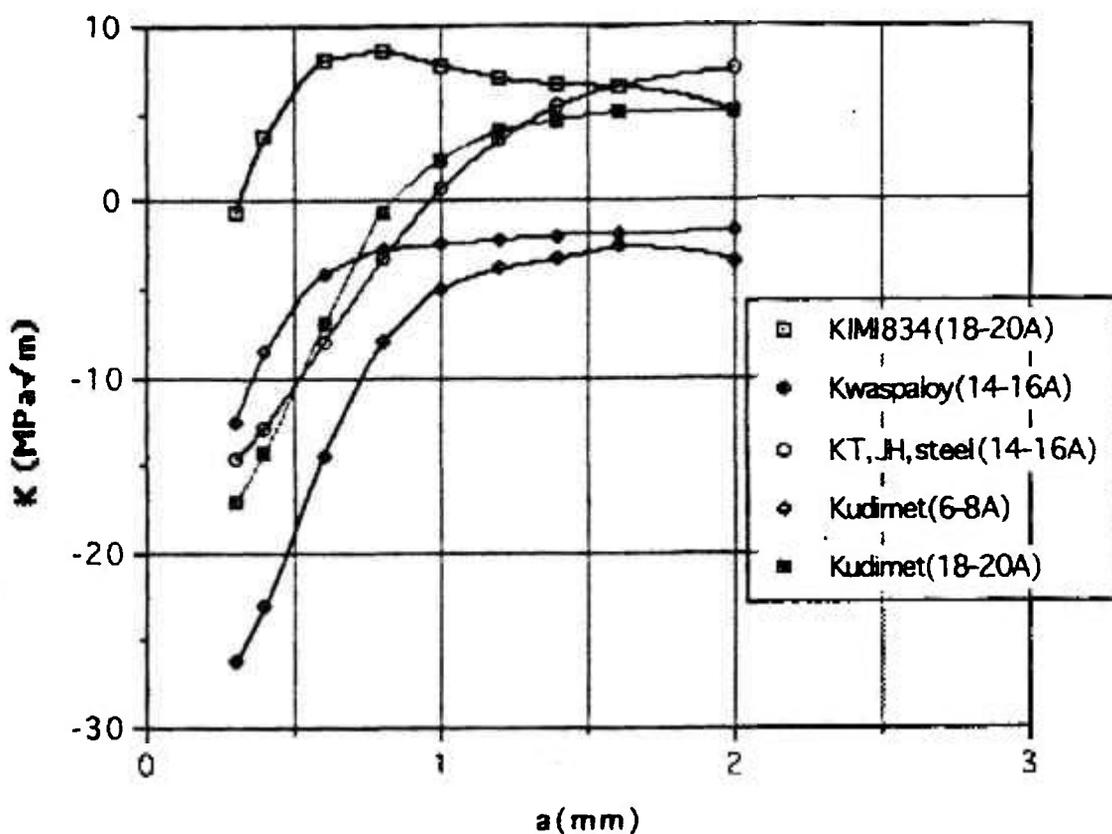


Figura 30. Fator de intensidade de tensões para tensões residuais de diferentes materiais e condições de jateamento

#### 4.2.2- Método da função ponderação

A solução do fator de intensificação de tensões  $K$  pelo método da função ponderação, utiliza a equação de (BUECKNER, 1970), que para o caso de uma trinca única lateral é dada pelas equações 59, 60 e 61. O fator de intensificação de tensões para a mesma geometria sujeita ao carregamento de tensão residual  $p(x)$ , aplicada nos elementos da trinca, representada por uma função polinomial, pode ser obtida a partir da integral da Equação 63.

A Comparação dos resultados para o fator de intensificação de tensões  $K$ , obtidos com o método de elementos finitos, com a solução obtida pela função ponderação, pode ser observada na Tabela 10. Os resultados obtidos por ambos os métodos, levaram a um desvio de menos de 1,7% para todos os perfis de tensões residuais.

No caso mais simples, da aplicação de tensão remota trativa de 400 MPa, o método dos elementos finitos em comparação com os resultados do método analítico (ROOKE, CARTWRIGHT, Rooke, 1976) apresentaram um desvio de 0,3%. Os resultados obtidos pelo método da função ponderação, neste caso, apresentaram um desvio de menos de 1,1% para a solução analítica (SOARES, ANDRADE et al., 1996). Os resultados encontram-se colocados na Tabela 10.

Tabela 10. Comparação entre métodos, dos resultados obtidos para o fator de intensificação de tensões K, para o caso da tensão residual e da tensão remota trativa.

<b>Desvio entre Métodos</b>	<b>Cálculo de K para tensão residual</b>	<b>Cálculo de K tensão remota</b>
Elementos Finitos /Função Ponderação	< 1,7%	
Função Ponderação /Analítico(ROOKE, 1976)	-	< 1,1%
Elementos Finitos /Analítico (ROOKE, 1976)	-	< 0,3%

A aplicação simultânea de tensão remota e residual, leva a três diferentes condições de abertura da trinca:

- 1- A trinca apresenta-se totalmente aberta,  $K > 0$ , conforme Figura 31
- 2- A trinca apresenta-se totalmente fechada,  $K < 0$
- 3- A trinca apresenta-se parcialmente aberta,  $K > 0$ , conforme Figura 32

As Figuras 33 a 37 apresentam o fator de intensificação de tensões K resultante da aplicação conjunta da tensão trativa de 400 MPa e do perfil de tensões residuais.

Como visto, nas Figuras 31 e 32, a aplicação simultânea da tensão e do perfil de tensões residuais, pode levar à sobreposição de trinca o que é fisicamente inaceitável e deve ser corrigido.

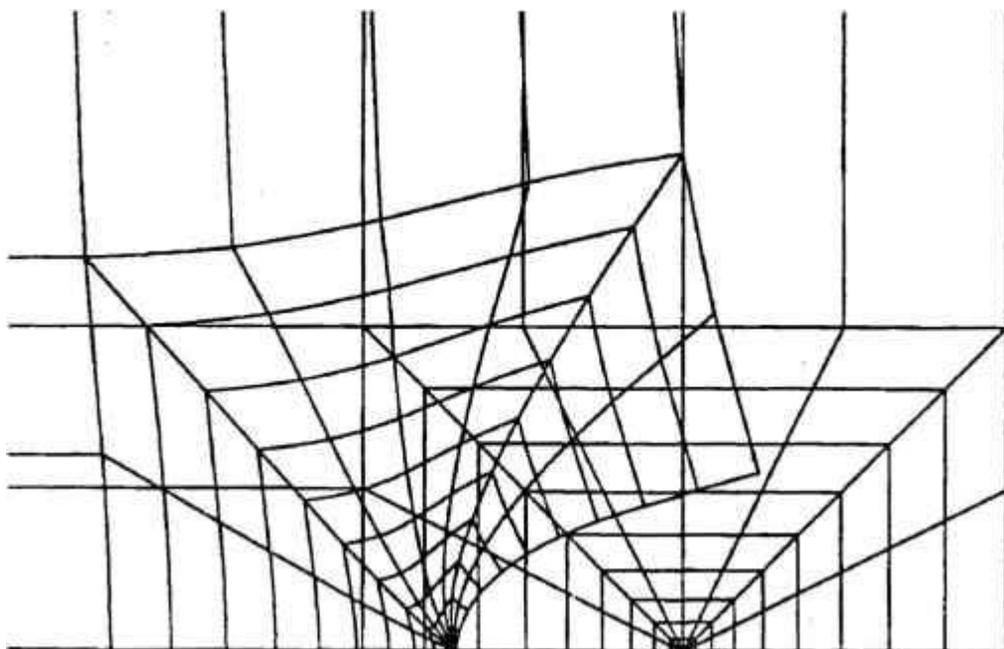


Figura 31. Trinca totalmente aberta. Tensão trativa aplicada 400 MPa, tamanho da trinca 1mm

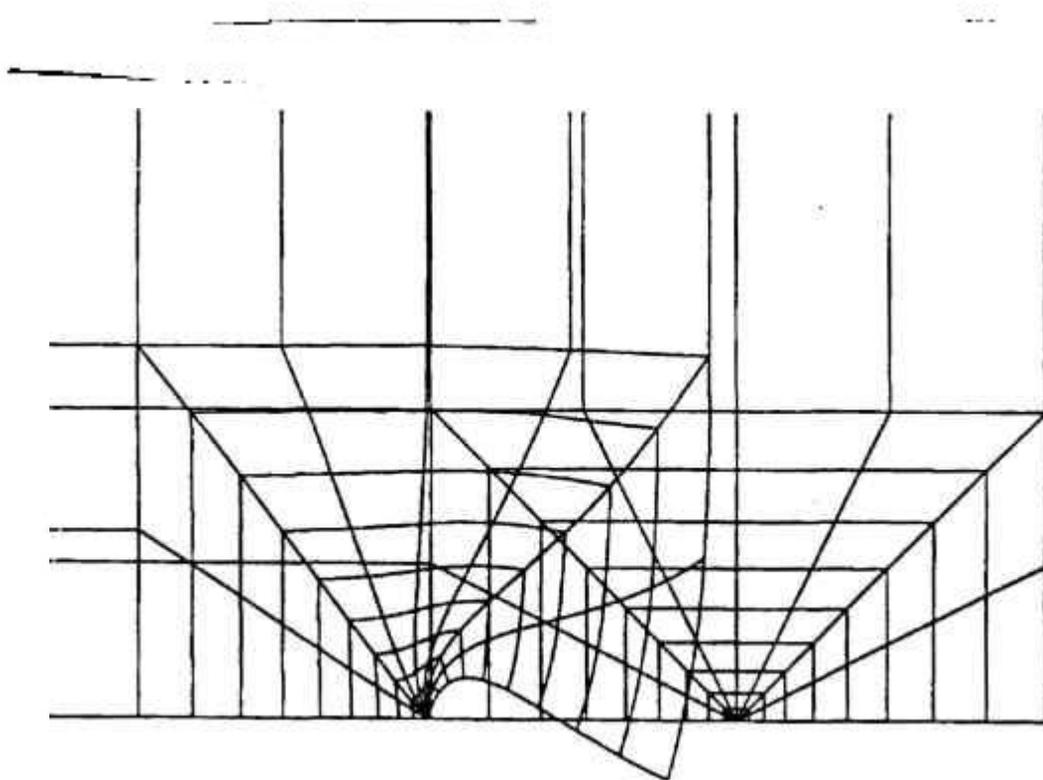


Figura 32. Trinca parcialmente aberta. Tensão trativa aplicada de 400MPa, tamanho da trinca 0,6mm

Nos casos dois e três, temos a sobreposição de trinca que deve ser corrigida; caso contrário os valores de intensificação de tensões serão inferiores aos valores reais. Esta correção é realizada no modelo de elementos finitos mantendo-se as duas faces da trinca em contato na região em que há sobreposição. Este contato é mantido através da imposição de condições de contorno que restringem o deslocamento dos nós da região em que ocorre a sobreposição.

A redução do fator de intensificação de tensões efetivo, devido a ação simultânea da tensão residual e da tensão trativa, é apresentado nas Figuras 33 e 34. Este efeito ocorre para o caso do aço Jethete (14-16A) para trincas de até  $1,0 \times 10^{-3}$  m e para a liga Udimet 720 (18-20A) para trincas de até  $0,8 \times 10^{-3}$  m de comprimento. Para trincas maiores a tensão residual apresentou um efeito reverso, devido a ação da parte trativa do perfil de tensões residuais, aumentando assim o fator de intensificação de tensões para ambos os casos.

Como discutido anteriormente, no entanto, estes valores efetivos de K não são absolutamente corretos a menos que se faça um ajuste para o efeito de sobreposição de trinca. Isto significa que os valores de K efetivo, quando corrigidos, são ligeiramente maiores que os valores de K efetivo, quando a sobreposição de trinca não é realizada (TODOROKI, KOBAYASHI, 1989, TODOROKI, KOBAYASHI, et al., 1989, WILKS, NOWELL et al., 1995, BEGHINI, BERTINI et al., 1994)

As Tabelas 11 e 12 apresentam o aumento no valor de K efetivo, quando da correção do fator de intensificação de tensões K efetivo devido a sobreposição de trinca, para o aço Jethete (14-16A) e a liga de Udimet 720 (18-20A). Observa-se que quanto menor o tamanho de trinca maior a correção nos valores de K devido a sobreposição.

Tabela 11. Aumento dos valores de intensificação de tensões K efetivo, no caso de correção da sobreposição de trinca do Jethete (14-16 A)

Tamanho de trinca ( $10^{-3}$ m)	aumento do valor de K (%)
0,3	>100%
0,4	36%
0,6	2,2%
0,8	1,0%
1,0	0,3%

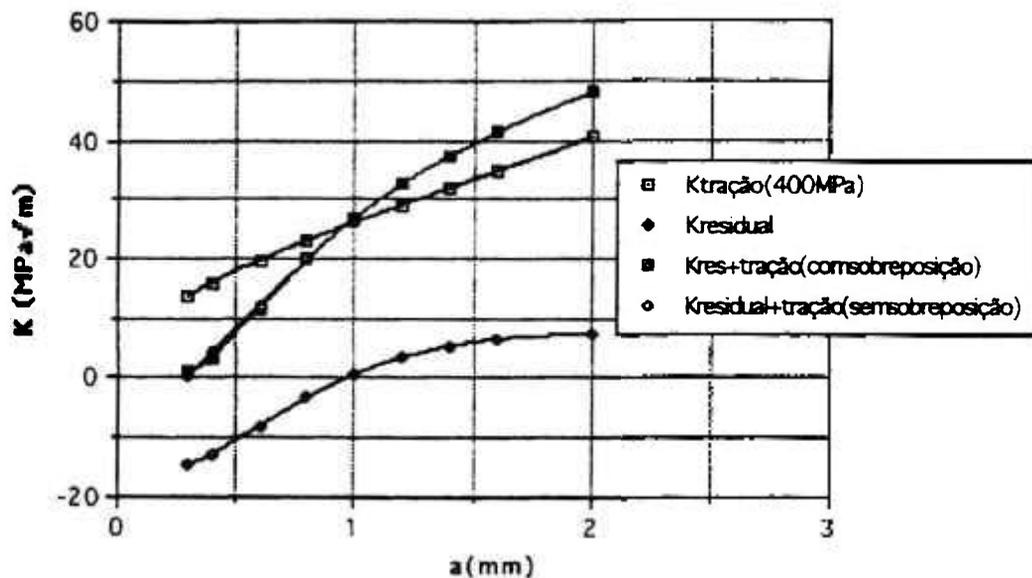


Figura 33. Resultados de elementos finitos para o fator de intensificação de tensões do aço Jethete

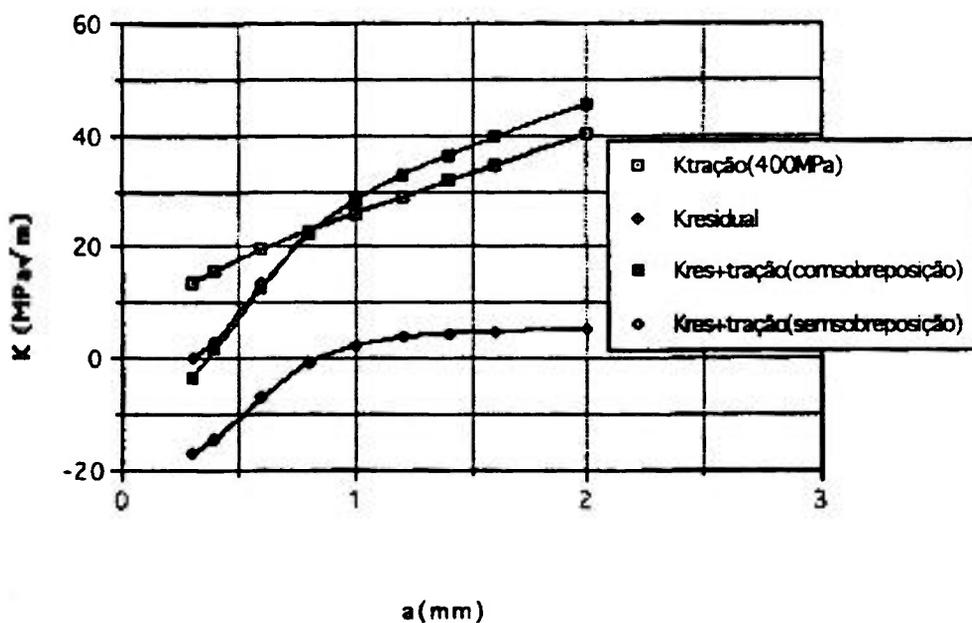


Figura 34. Resultados de elementos finitos para o fator de intensificação de tensões de Udimet 720 (18-20A)

Tabela 12. Aumento dos valores de intensificação de tensões K efetivo, no caso de correção da sobreposição de trinca Udimet 720 (18-20 A)

<b>Tamanho de trinca (<math>10^{-3}</math> m)</b>	<b>aumento do valor de K (%)</b>
0,3	>100%
0,4	49%
0,6	6,3%
0,8	0,4%

A correção de sobreposição de trinca é essencial para a trinca menor, de  $0,3 \times 10^{-3}$  m, que apresenta-se totalmente fechada e encontra-se imersa na região compressiva do perfil de tensões residuais, para ambos os materiais. O valor do fator de intensificação de tensões quando a sobreposição não é permitida é zero.

As Figuras 35 e 36 apresentam a redução do fator de intensificação de tensões K para as tensões residuais da liga Waspaloy (14-16A), para trincas de até  $1,2 \times 10^{-3}$  m. Para a liga Udimet 720 (6-8A), a redução ocorreu para trincas de até  $0,6 \times 10^{-3}$  m.

As Tabelas 13 e 14 apresentam o aumento no valor de K efetivo, quando da correção devido a sobreposição de trinca, para a liga Waspaloy (14-16A) e a liga Udimet 720 (6-8A). Observa-se, como nos casos anteriores, que quanto menor o tamanho de trinca maior a correção nos valores de K devido a sobreposição

Tabela 13. Aumento dos valores de intensificação de tensões K efetivo, no caso de correção da sobreposição de trinca Waspaloy (14-16A)

<b>Tamanho de trinca (<math>10^{-3}</math> m)</b>	<b>aumento do valor de K (%)</b>
0,3	>100%
0,4	>100%
0,6	62%
0,8	15%
1,0	5,7%
1,2	0,8%

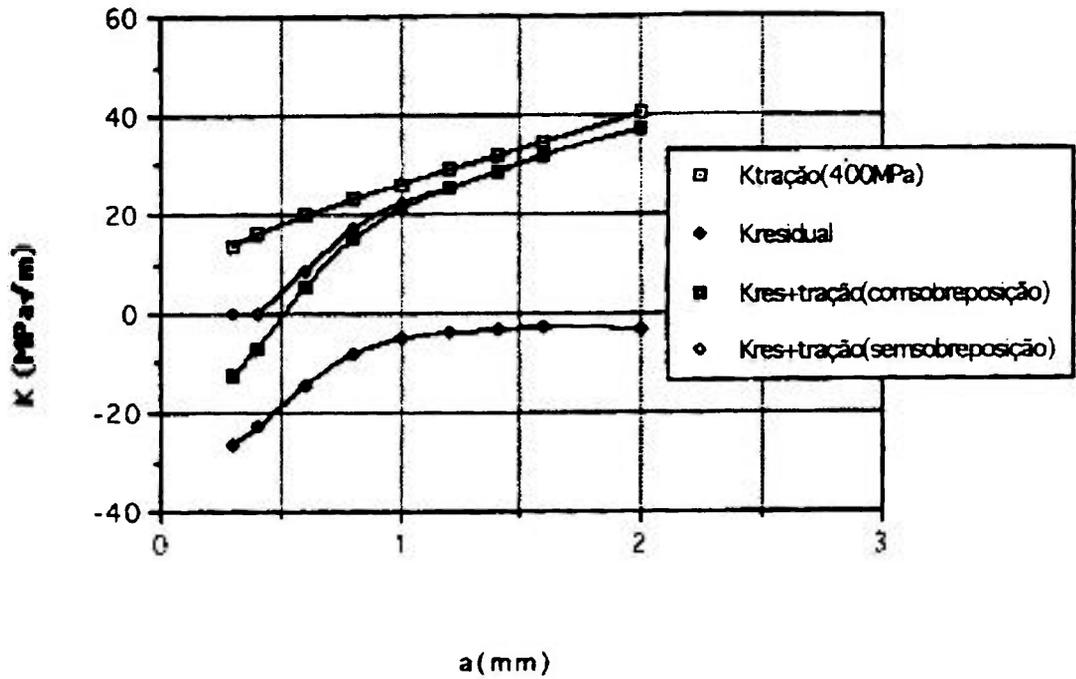


Figura 35. Resultados de elementos finitos para o fator de intensificação de tensões da liga Waspaloy (14-16A)

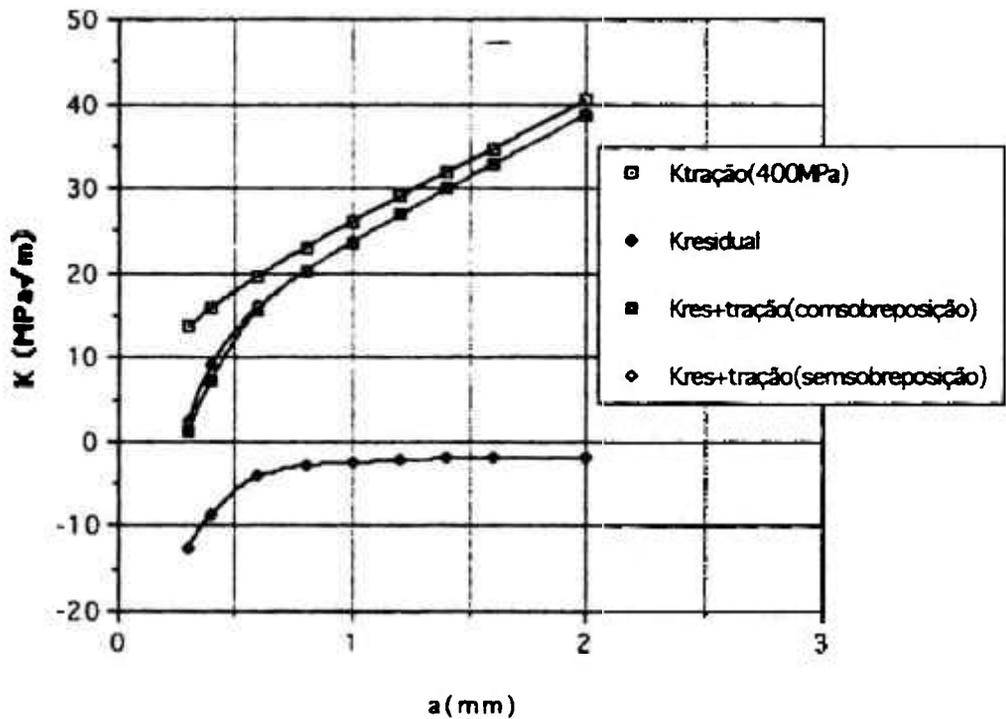


Figura 36. Resultados de elementos finitos para o fator de intensificação de tensões da liga Udimet 720 (6-8A)

Tabela 14. Aumento dos valores de intensificação de tensões K efetivo, no caso de correção da sobreposição de trinca Udimet 720 (6-8A)

Tamanho de trinca (x 10 <sup>-3</sup> m)	Aumento do valor de K (%)
0,3	>100%
0,4	25%
0,6	3%

A Figura 37 apresenta os resultados da liga IMI 834 por elementos finitos, no qual todas as trincas estão totalmente abertas, e a tensão residual assiste à propagação da trinca.

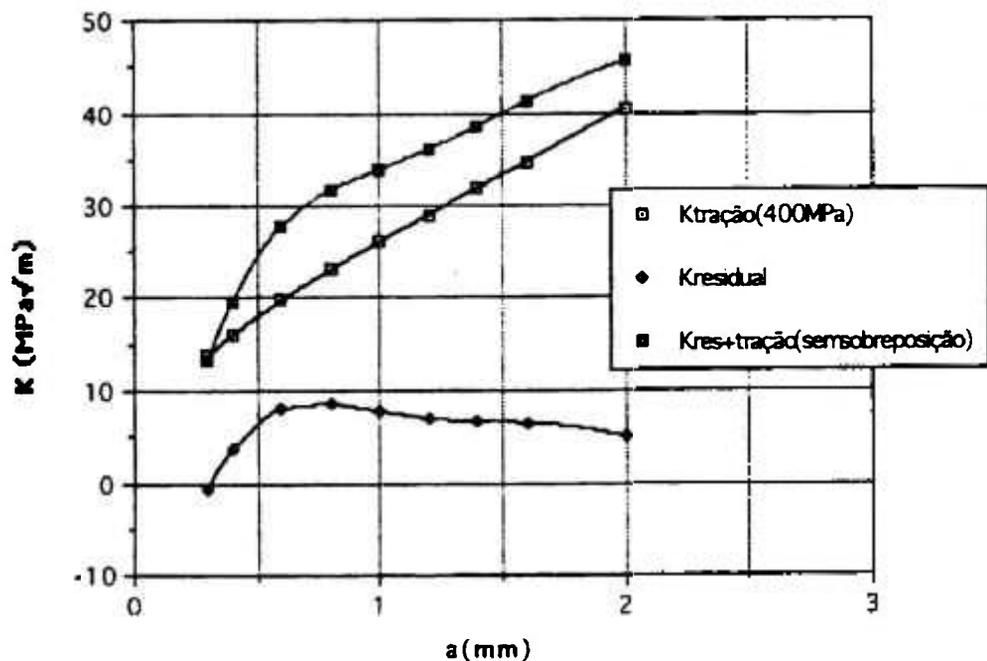


Figura 37. Resultados de elementos finitos para o fator de intensificação de tensões da liga de titânio IMI 834 (18-20 A)

A solução de K obtida pela função ponderação para a liga de titânio apresenta desvio inferior a 1,7 % quando comparado com os resultados de elementos finitos.

Os cálculos numéricos do fator de intensificação de tensões permitem analisar o efeito simultâneo da tensão residual gerada pelo jateamento nas diversas ligas, e da tensão tratativa, no fator de intensificação de tensões  $K$  efetivo, levando em consideração a correção para sobreposição de trinca.

Na Figura 34 para caso de  $K$  efetivo, em que a sobreposição de trinca é corrigida, para a liga Udimet 720 nas condições de jateamento de (18-20A) e tamanho de camada deformada de  $0,36 \times 10^{-3}$  m, observa-se que a curva de  $K$  efetivo permanece abaixo da reta de  $K$  para a tensão tratativa aplicada até o tamanho de trinca de  $0,8 \times 10^{-3}$  m. Após este tamanho de trinca a tensão residual passa a assistir à propagação de trinca. Nestas condições de jateamento por partículas, a tensão residual compressiva é efetiva para o combate à iniciação de trincas curtas, mas caso estas já existam no material ou venham a ocorrer, a propagação de trinca se faz.

A análise da Figura 36 para a liga de Udimet 720 (6-8A) e profundidade da camada deformada de  $0,23 \times 10^{-3}$  m, permite observar que, para esta condição de jateamento, a curva de  $K$  efetivo, com correção para sobreposição de trinca, permanece inteiramente abaixo da reta de  $K$  para a carregamento tratativo de 400 MPa, ocorrendo portanto inibição tanto na iniciação como na propagação de trinca para todos os tamanhos de trinca.

Assim o aumento da intensidade de jateamento e a obtenção de uma camada deformada maior, resultando na presença de uma tensão compressiva mais intensa na superfície do material, nem sempre significa benefícios em termos de iniciação ou propagação de trinca, uma vez que a porção tratativa do perfil de tensões residuais, que contrabalança as tensões compressivas próximas a superfície podem vir a assistir trincas mais longas. Tal fato evidencia a necessidade do conhecimento de todo o perfil de tensões residuais induzido pelo jateamento para uma análise segura em termos de avaliação de integridade de um componente.

A Figura 37 permite a análise de  $K$  efetivo para a liga de titânio IMI 834, onde observa-se que a tensão residual eleva os valores de  $K$  efetivo e auxilia a propagação de trinca. Para o caso da liga IMI 834 com tenacidade a fratura  $K_{IC}$  igual a  $50 \text{ MPam}^{1/2}$  teremos fratura frágil catastrófica para trincas de tamanho igual ou maior que  $2,5 \times 10^{-3}$  m. No caso em questão, o processo de jateamento por partículas contribui de forma negativa para a resistência a fratura, demonstrando que nem sempre é benéfico.

Neste caso, a alternativa de aumentar a intensidade de jateamento, para assim aumentar o profundidade da camada deformada e a tensão residual compressiva na superfície do material, deve ser vista com cuidado pois um possível benefício em inibir a iniciação de trincas curtas na superfície poderia levar a uma maior tensão tratativa no interior do material, acelerando a propagação de eventuais trincas já iniciadas ou existentes.

No caso da Figura 33, para o aço Jethete (14-16A) a tensão compressiva reduz os valores de  $K$  efetivo, com benefícios do processo de jateamento para trincas de até  $1,0 \times 10^{-3}$  m.

A análise do efeito do processo de jateamento, nos valores de K efetivo, com correção de sobreposição, indicam um benefício evidente, para o caso da liga de níquel Waspaloy jateada em condições de (14-16 A), uma vez que todos os valores de K efetivo encontram-se abaixo dos valores de K da reta de carregamento trativo, para todos os valores de tamanho de trinca estudados.

A análise da Figura 38 para os valores de intensificação de tensões K do perfil tensões residuais, provenientes do processo de jateamento, da liga de níquel Waspaloy com intensidade de (6-8 A), indicam a princípio um efeito pouco significativo, uma vez que os valores de K da tensão residual são pequenos e resultaram em pequena redução dos valores de K aplicado, para trincas de  $0,3 \times 10^{-3}$  m e  $0,4 \times 10^{-3}$  m.

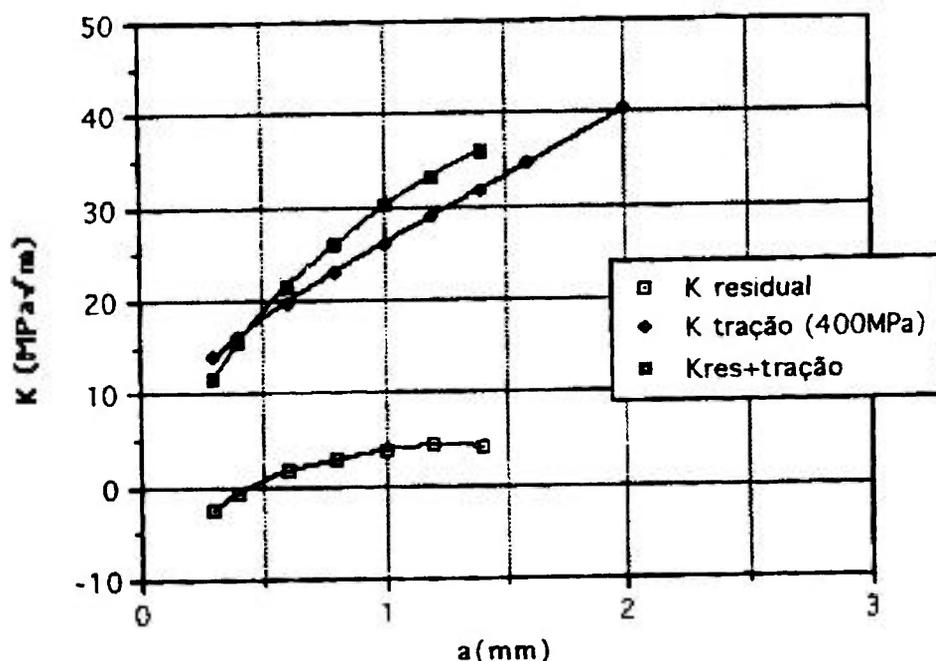


Figura 38. Resultado do fator de intensificação de tensões K da liga Waspaloy 7A

Os valores de K encontrados para o caso de dobramento de 400 MPa são menores do que os valores encontrados para K no caso de tensão trativa de 400 MPa. A Figura 39 apresenta o perfil de tensões residuais para a liga Udimet 720 (18-20A), a reta de tensão constante igual a 400 MPa, que representa o carregamento trativo uniforme e a reta de carregamento linear elástico para o esforço de dobramento.

A Figura 40, apresenta os resultados do fator de intensificação de tensões K para a liga Udimet 720 (18-20A) para o caso de dobramento. Os valores de K para o dobramento de 400 MPa são menores do que os valores encontrados para K no caso de tensão trativa de 400 MPa (Figura 34). Isto porque no dobramento a tensão atuante sobre a trinca é decrescente ao longo do comprimento da trinca, enquanto no caso trativo a tensão é constante em toda a trinca.

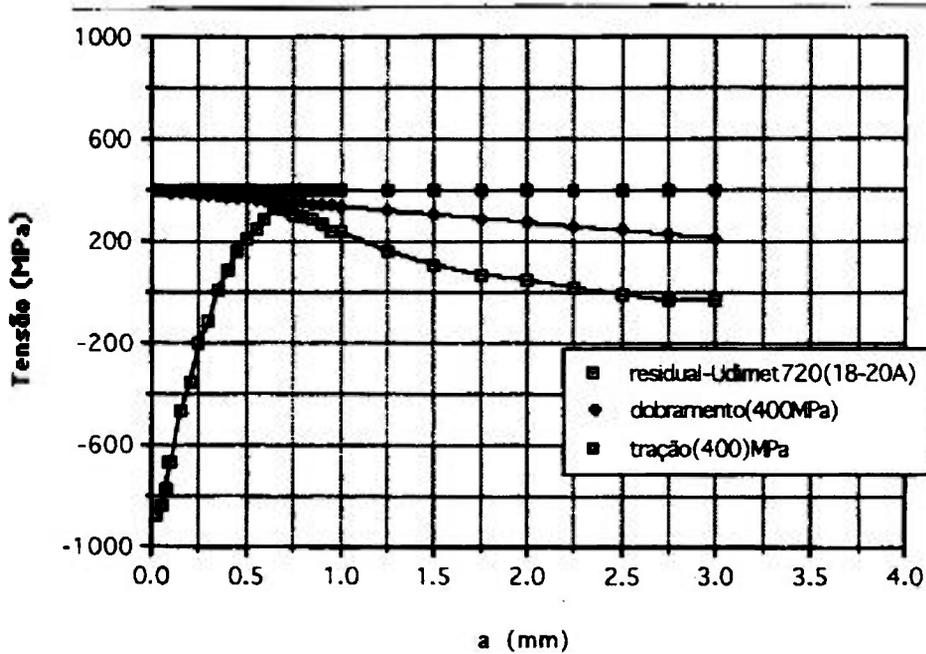


Figura 39. Perfil de tensão residual, tensão trativa e dobramento da liga Udimet 720

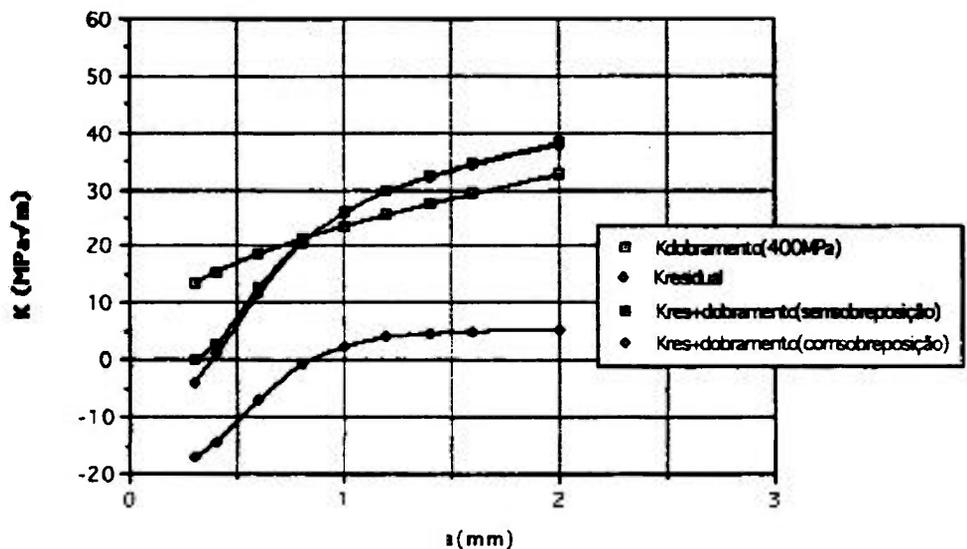


Figura 40. Resultados de elementos finitos para a liga Udimet 720 (18-20 A) em condições de dobramento e tensão residual

Sendo os valores de K para o perfil de tensões residuais o mesmo para os dois casos estudados. Os resultados de K para a aplicação simultânea do esforço de dobramento e da tensão residual são portanto menores do que no caso da aplicação conjunta da tensão trativa e do perfil de tensões residuais.

A Tabela 15 apresenta o aumento no valor de K efetivo, quando da correção devido a sobreposição de trinca, para a liga Udimet 720 (18-20A), no caso de aplicação simultânea de esforço de dobramento e do perfil de tensão residual

Tabela 15. Aumento dos valores de intensificação de tensões K efetivo, no caso de correção da sobreposição de trinca da liga Udimet 720 (18-20 A).

Tamanho de trinca (x 10 <sup>-3</sup> m)	Aumento do valor de K (%)
0,3	>100%
0,4	60%
0,6	8,6%
0,8	0,2%
1,0	0,2%
1,2	0,4%
1,4	0,6%
1,6	0,8%
2,0	1,1%

Conforme observado na Tabela 15 a correção para sobreposição de trinca no caso de dobramento, ocorre para todos os valores de trinca estudados enquanto que no caso de tração uniforme a correção é necessária para trincas de até 0,6 x 10<sup>-3</sup> m.

Observa-se na Tabela 15 que a correção da sobreposição de trinca é maior para trincas curtas até 0,6 x 10<sup>-3</sup> m, seguindo-se uma queda no valor da correção e voltando a aumentar novamente para trincas maiores que 1,2%. Este ligeiro aumento na correção para trincas maiores poderia estar relacionada à influência da parte compressiva da reta linear elástica que representa o esforço de dobramento.

Assim, o dobramento em quatro pontos parece ser um esforço menos severo, em termos do fator de intensificação de tensões K efetivo, do que o carregamento trativo. No caso de dobramento a correção de trinca ocorre para tamanhos de trinca maiores do que no caso trativo.

### 4.3- Fadiga de baixo ciclo

A Figura 41 apresenta os resultados dos experimentos de fadiga de baixo ciclo

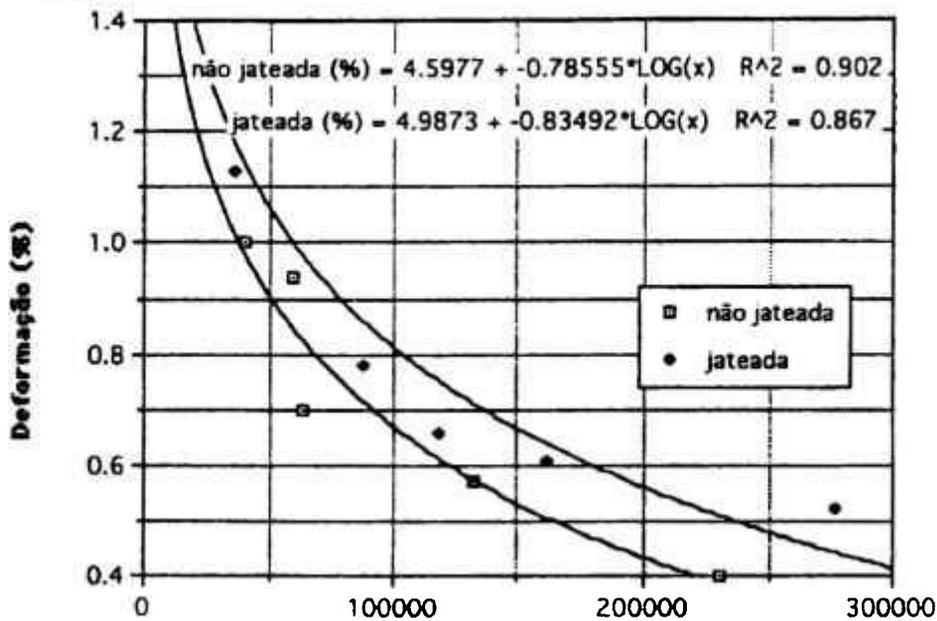


Figura 41. Curva de deformação plástica cíclica versus número de ciclos de fadiga das amostras de Waspaloy nas condições jateadas e não jateadas

Medidas de rugosidade devido ao jateamento foram realizadas para a amostra jateada, resultaram em valores médios de  $4,2 \pm 0,3 \mu\text{m}$ , enquanto que para amostras não jateadas  $3,51 \pm 0,06 \mu\text{m}$ . A maior dispersão nos resultados encontrados nos corpos de prova jateados, poderia ser atribuída à maior rugosidade e maior variação da mesma nestas amostras.

A determinação de microdureza Vickers, utilizando indentador com carga de 300 g, foi efetuada ao longo da espessura de  $6 \times 10^{-3}$  m da placa para determinar o efeito de encruamento plástico produzido pelo jateamento. A amostra não jateada apresentou um resultado médio de  $417 \pm 20$  HV. O perfil de microdureza da amostra jateada apresentou valor de microdureza média de  $429 \pm 15$  HV ao longo de toda a espessura do material.

As figuras 42 e 43 apresentam o perfil de microdureza das amostras não jateada e jateada.

Para confirmar os resultados, um maior número de medidas de microdureza foi efetuada próximo a superfície da amostra jateada e ao longo dos primeiros  $2 \times 10^{-3}$  m de espessura da amostra, conforme apresentado na Figura 43, com resultado médio de  $431 \pm 15$

HV. A amostra jateada apresentou uma dureza média na superfície 3% superior a amostra não jateada, não parecendo representar uma variação significativa nos resultados. No entanto, uma conclusão mais definitiva exigiria medidas de microdureza com identador menor devido ao pequeno tamanho da camada deformada da amostra jateada de  $0,16 \times 10^{-3}$  m.

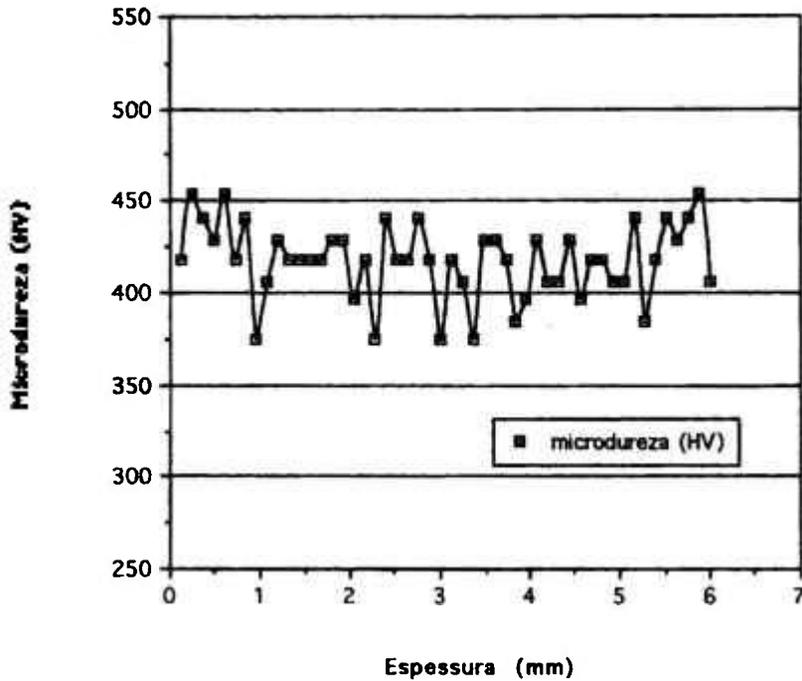


Figura 42. Perfil de microdureza da liga de Waspaloy (7 A) não jateada

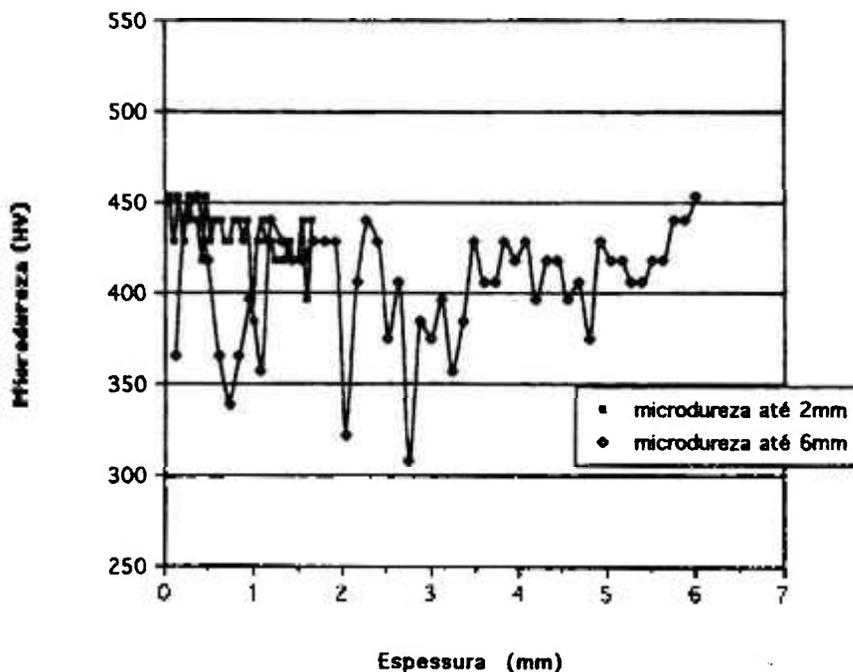


Figura 43. Perfil de microdureza da liga de Waspaloy (7 A) jateada

O processo de jateamento permitiu um aumento da vida em fadiga de até 50% em relação aos corpos de prova não jateados. Quanto à maior variação nos resultados, encontrados nos corpos de prova jateados, esta pode ser atribuída a rugosidade mais elevada e a maior variação da rugosidade nestas amostras.

A redistribuição de tensões residuais pode ocorrer quando os componentes são expostos a deformação plástica ou carregamento cíclico de fadiga. Esta redistribuição de tensões pode reduzir ou melhorar a vida em fadiga do componente.

A Figura 44 apresenta a redistribuição de tensões da liga Waspaloy (7A), jateada, submetida a esforço de dobramento em quatro pontos, após cinco ciclos à 0,6% de deformação e após 1000 ciclos sob mesma deformação. A redistribuição de tensões residuais ocorre nos primeiros cinco ciclos com um aumento da camada superficial compressiva, devido à deformação plástica e ao encruamento cíclico. Após 1000 ciclos, o perfil de tensões residuais é praticamente o mesmo quando comparado ao perfil anterior.

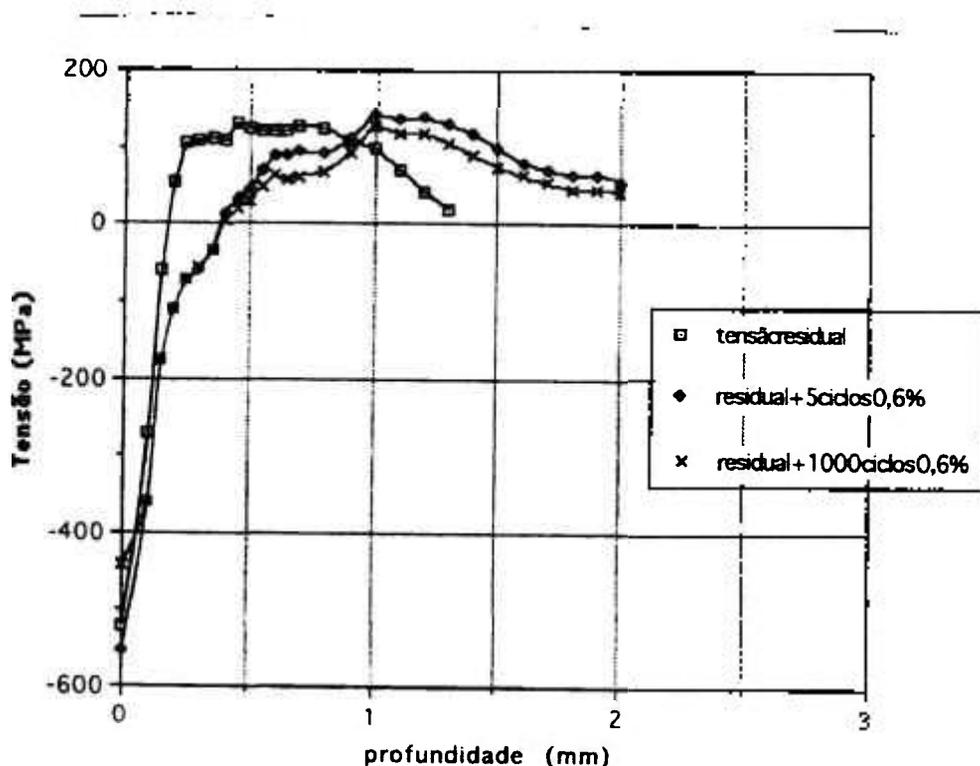


Figura 44. Redistribuição de tensões residuais da liga Waspaloy 7A medidas por difração de nêutrons

Para testar o efeito benéfico ou deletério da redistribuição de tensões residuais da liga jateada Waspaloy 7A, o fator de intensificação de tensões  $K$  das tensões residuais redistribuída e da tensão residual, proveniente do processo de jateamento da liga Waspaloy, foi determinado para o caso de placa com trinca única pelo método da função ponderação

que demonstrou-se, conforme observado na Tabela 10, ser tão preciso quanto o método dos elementos finitos

O fator de intensificação de tensões  $K$  para a tensão residual da liga jateada de Waspaloy (7A) e a redistribuição desta tensão residual, para as condições de carregamento cíclico de 5 e 1000 ciclos à 0,6% de deformação é apresentado na Figura 45.

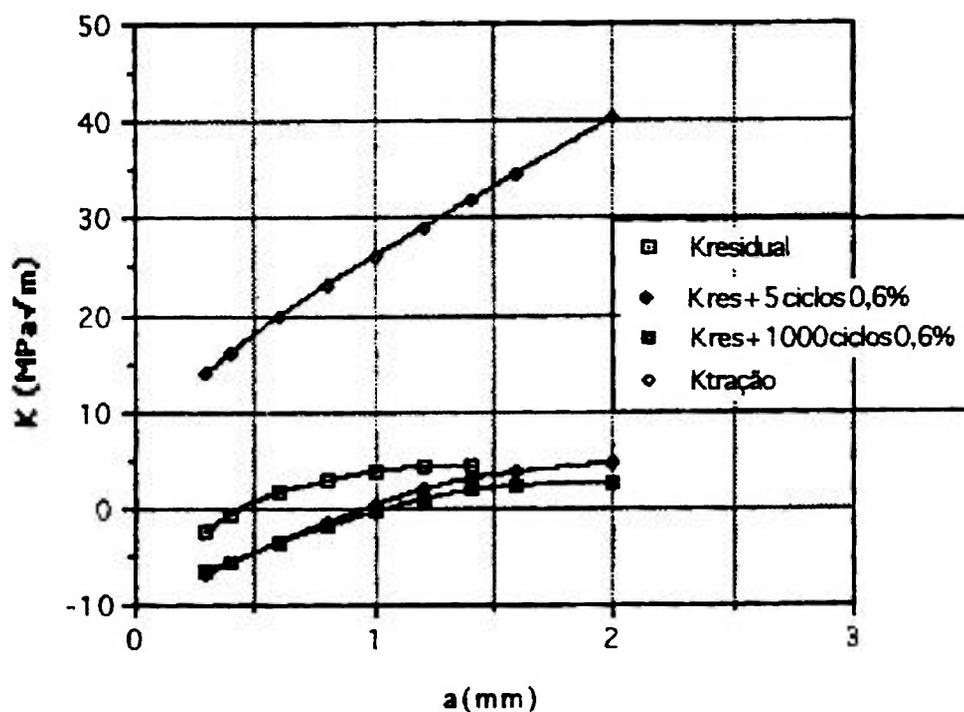


Figura 45. Fator de intensificação de tensões  $K$  para os perfis de tensões residuais da liga Waspaloy (7 A) sobre deformação cíclica

Observa-se efeito benéfico da tensão residual proveniente do jateamento, o qual é melhorado pela redistribuição de tensões residuais induzidas pela deformação plástica cíclica. A redução do fator de intensificação de tensões  $K$  devido à redistribuição de tensões residuais, após cinco ciclos à 0,6 %, pode ser notada pelo deslocamento para a direita da curva de  $K$  e do fator de intensificação de tensões negativo para trincas de até  $0,8 \times 10^{-3}$  m. Após 1000 ciclos torna-se negativo para trincas de até  $1,0 \times 10^{-3}$  m. Outro aspecto benéfico pode ser observado através do decréscimo da inclinação da curva de  $K$  versus tamanho de trinca, para trincas maiores que  $1,0 \times 10^{-3}$  m.

O processo de jateamento parece ter permitido um aumento da vida em fadiga de até 50% em relação aos corpos de prova não jateados conforme apresentado na Figura 41. Esta melhora na vida em fadiga e no atraso na iniciação de trinca poderia ser atribuída não só à tensão residual compressiva produzida pelo jateamento mas também ao

encruamento da superfície do material e a tensão residual induzida pelo esforço de dobramento.

O aumento da vida em fadiga da liga Waspaloy, jateada com intensidade de (7A), parece não estar somente relacionado às tensões residuais induzidas pelo processo de jateamento, uma vez que a baixa intensidade de jateamento resultou em valores pequenos do fator de intensificação de tensões conforme pode ser observado na Figura 38. Provavelmente a maior contribuição para a melhora na vida em fadiga da liga esteja relacionada à tensão residual induzida pelo dobramento e à redistribuição das tensões residuais.

Esta hipótese pode ser reforçada pelo fato de que a maior rugosidade da liga jateada constitui-se em um aspecto contrário ao bom desempenho em fadiga

Estes fatos parecem indicar que no caso estudado, a tensão residual induzida pelo esforço de dobramento aliada a redistribuição de tensões residuais induzidas por deformação plástica cíclica seriam as principais responsáveis pelo aumento significativo de 50 % na vida em fadiga das amostras jateadas de Waspaloy (7A).

No entanto a confirmação desta hipótese só poderia ser confirmada caso o perfil de tensões residuais da liga não jateada fosse medido após deformação plástica de 5 e 1000 ciclos à 0,6%.

Assim, nem sempre o jateamento por si só leva às melhores condições em termos de tensões residuais induzidas. Deve-se levar em conta possíveis redistribuições de tensões, a natureza do material em termos de capacidade de encruamento cíclico ou amolecimento e o tipo de carregamento ao qual o material jateado será submetido durante sua vida útil.

### **4.3- Microestrutura - Superliga de níquel**

Neste item, a liga Waspaloy é analisada, sob o ponto de vista microestrutural e de resistência à fadiga na condição simplesmente forjada e na condição forjada e jateada, com intensidade de jateamento de 7A e 100% de cobertura.

A Figura 46 apresenta micrografia da liga Waspaloy em que se observa, além da matriz de grãos austeníticos  $\gamma$ , uma trinca secundária de fadiga de natureza predominantemente intergranular.

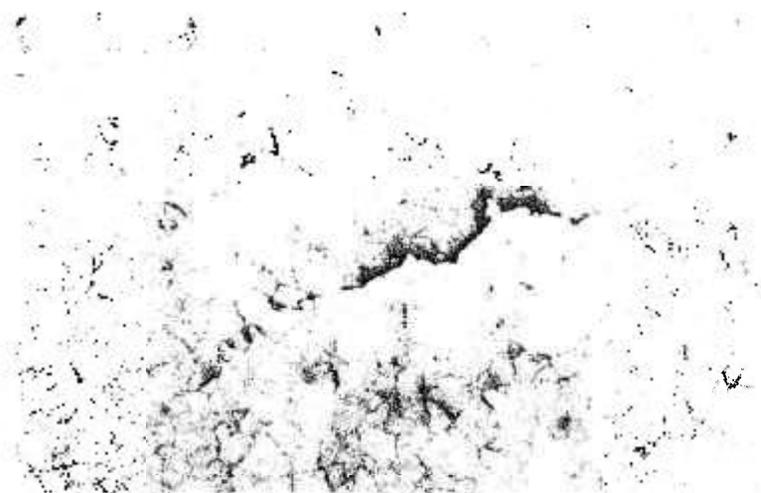


Figura 46. Matriz austenítica de grãos  $\gamma$ : tamanho de grão 35  $\mu\text{m}$ . Reagente: 40% HCl, 20% HNO<sub>3</sub>, 40% H<sub>2</sub>O (aumento: 100X)

As Figuras 47 e 48 apresentam a microestrutura da liga de Waspaloy, por microscopia eletrônica de varredura, que consiste de matriz gama austenítica, cúbica de face centrada, endurecida por compostos intermetálicos ordenados  $\gamma'$  de Ni<sub>3</sub> (Al, Ti) e carbetos (ANDRADE, SOARES, 1996).

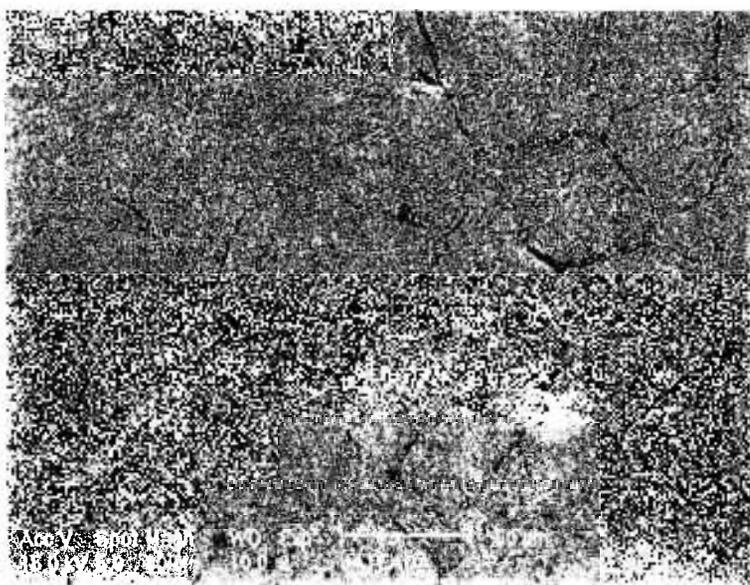


Figura 47. Aspecto geral da microestrutura da liga Waspaloy. MEV

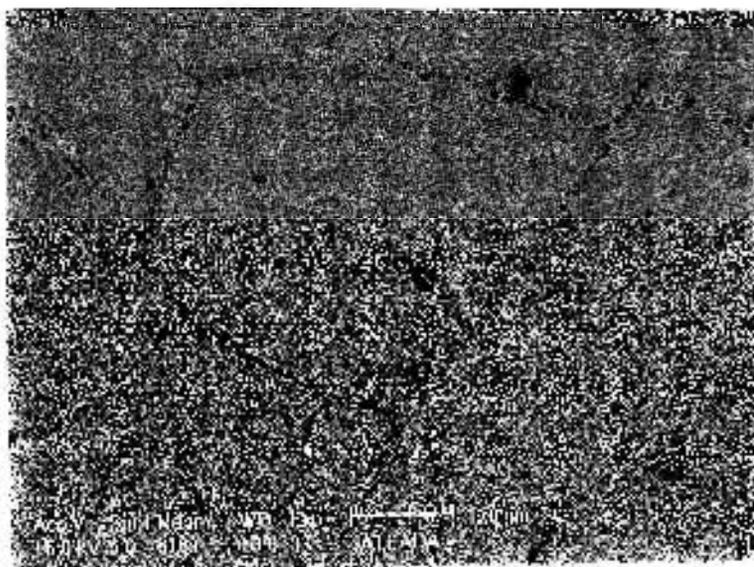


Figura 48. Matriz gama austenítica da liga Waspaloy. MEV

Uma análise mais detalhada da microestrutura, por MEV da liga, demonstrou a existência de carbeto do tipo  $M_{23}C_6$  em contornos de grão, (Figura 49) e a indicação da possibilidade de filmes finos de carbeto em contorno de grão, conforme (Figura 50). Nas Figuras 50 e 51 observa-se também a presença de precipitados de carbeto de (Ti, Mo) da ordem de 1 a 2  $\mu\text{m}$  na matriz.

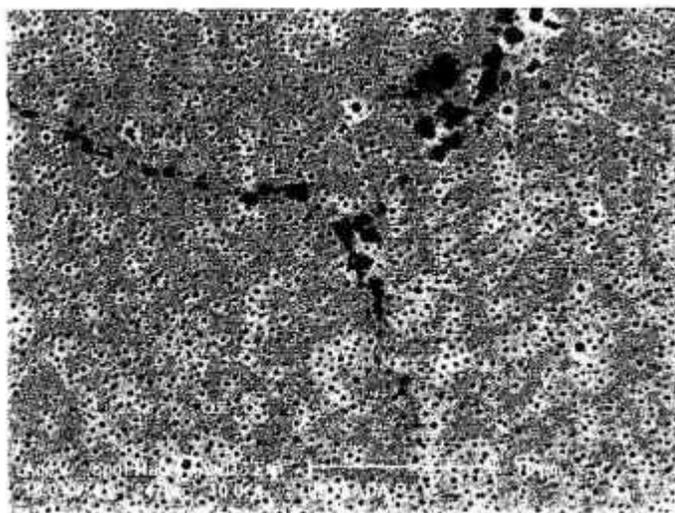


Figura 49. Carbeto precipitado do tipo  $M_{23}C_6$  em ponto triplo de contorno de grão.  
MEV

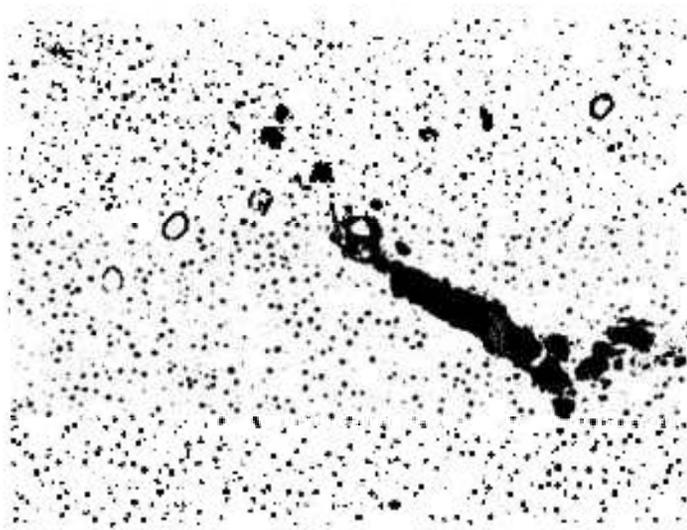


Figura 50. Carbetos precipitados de (Ti, Mo); tamanho médio de 1 a 2  $\mu\text{m}$ . MEV

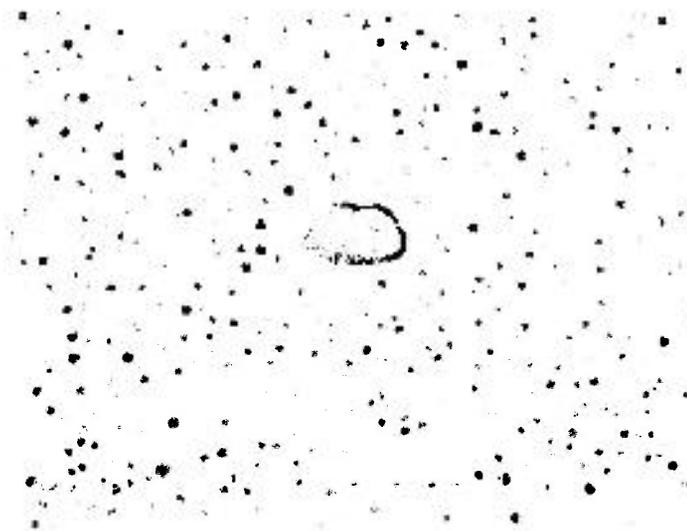


Figura 51. Carbetos precipitados de (Ti, Mo) com tamanho médio de 2  $\mu\text{m}$  e dispersão fina e uniforme de precipitados  $\gamma'$ . MEV

A análise por microscopia eletrônica de varredura (Figura 52) permitiu a observação apenas dos precipitados maiores  $\gamma'$  de  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  da ordem de 0,2  $\mu\text{m}$ , não sendo possível a determinação de precipitados mais finos.

Estudo também por microscopia eletrônica de varredura, realizada na superfície de fratura dos corpos de prova submetidos à fadiga de baixo ciclo, demonstrou que a propagação da trinca de fadiga se deu, predominantemente, por mecanismo de fratura intergranular, tanto nas amostras jateadas como nas amostras não jateadas, para todos os níveis de deformação (SOARES, ANDRADE, 1996).

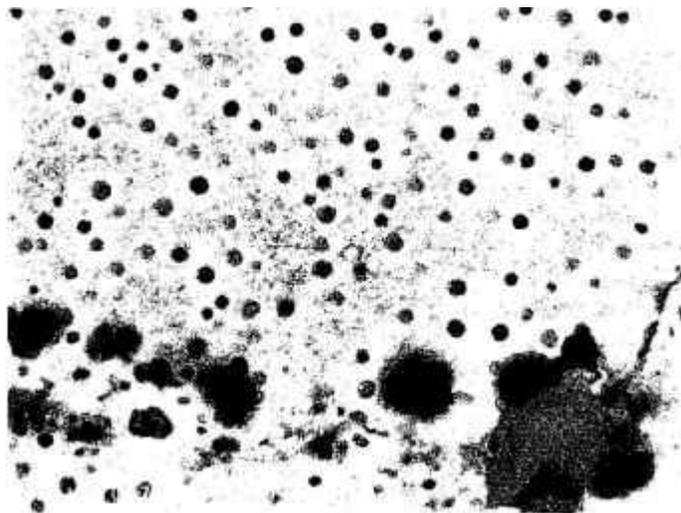


Figura 52. Precipitados esféricos com tamanho médio de  $0,3 \mu\text{m}$ . MEV

As Figuras 53-56 apresentam fractografias da amostra não jateada submetida a 1% de deformação plástica sob condições de fadiga de baixo ciclo. Na Figura 53 observa-se o modo de fratura intergranular e a presença de estrias de fadiga. A Figura 54 apresenta a região de transição de fadiga para a sobrecarga mecânica, em que nota-se a natureza intergranular da fratura em ambas as regiões. A Figura 55 mostra detalhe de dois grãos expostos por fratura intergranular. A Figura 56 apresenta aspecto isolado de ocorrência de clivagem na superfície de fratura por fadiga.

As Figuras 57-59 apresentam fractografia da amostra jateada submetida a 1% de deformação plástica. Nota-se, na Figura 57, a presença de microtrincas e de estrias. A Figura 58 mostra aspecto geral de fratura intergranular e várias microtrincas. A Figura 59 apresenta detalhe de estrias, microcavidades e deformação plástica produzida por fadiga.

A ocorrência de fratura intergranular a temperatura ambiente para as ligas de níquel resistentes a fluência e a fadiga parece ser um tanto inusitada pois, normalmente a fratura destas ligas costuma ocorrer de forma transgranular nesta temperatura. A liga Waspaloy é projetada de forma que o seu modo de fratura seja transgranular, mesmo a temperaturas de até  $650^{\circ}\text{C}$ , passando para fratura intergranular a temperaturas mais elevadas (PINEAU, 1983).

Para aumentar a resistência a fratura intergranular a temperaturas mais elevadas e ao deslizamento de contornos de grão, a liga é projetada para conter partículas de carbeto em contornos de grão, enquanto precipitados  $\gamma'$  dispersos na matriz austenítica aumentam a resistência a fadiga.



Figura 53. Fratura intergranular e estrias: amostras não jateada

A forma de deslizamento de discordâncias nas ligas de níquel, à temperatura ambiente, parece estar relacionada ao tamanho dos precipitados  $\gamma'$ . Precipitados  $\gamma'$  finos e coerentes concentram a deformação plástica em intensas bandas de deslizamento, favorecendo a fratura intergranular e exibindo deslizamento planar de discordâncias a temperatura ambiente. Portanto a fratura intergranular, responsável pelo aumento do crescimento de trinca é favorecida pela deformação plástica heterogênea.

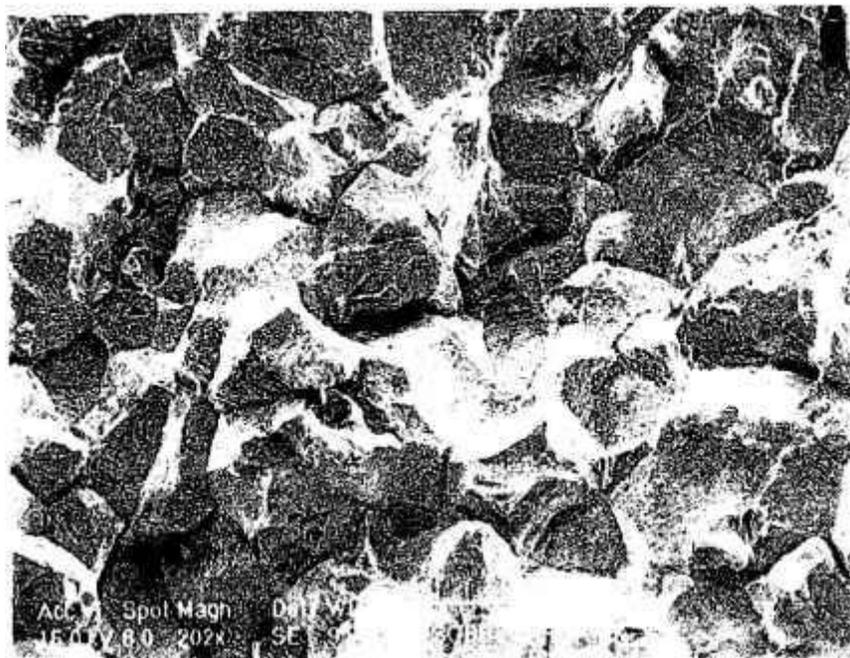


Figura 54. Região de transição de fadiga para sobrecarga com fratura intergranular: amostra não jateada

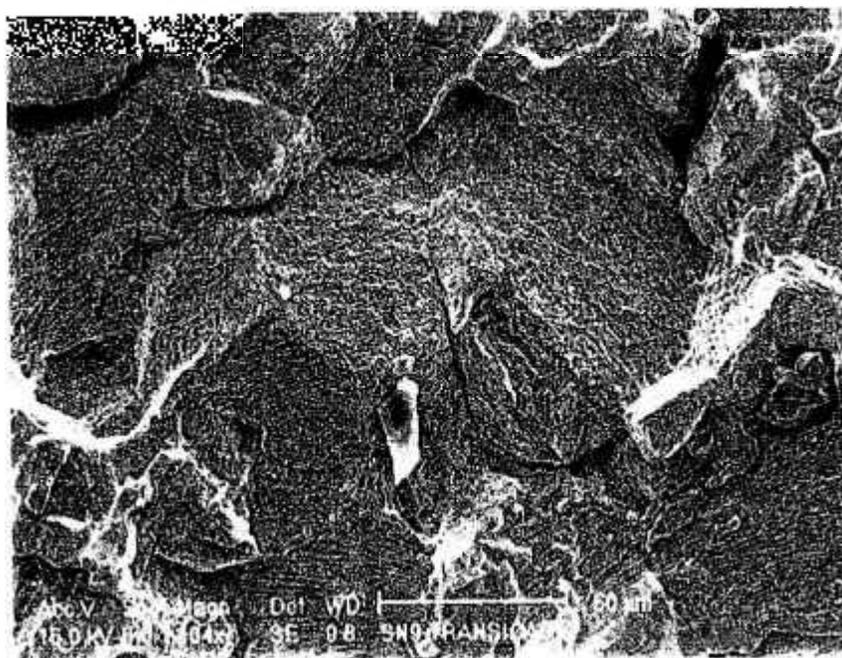


Figura 55. Fratura intergranular: amostra não jateada

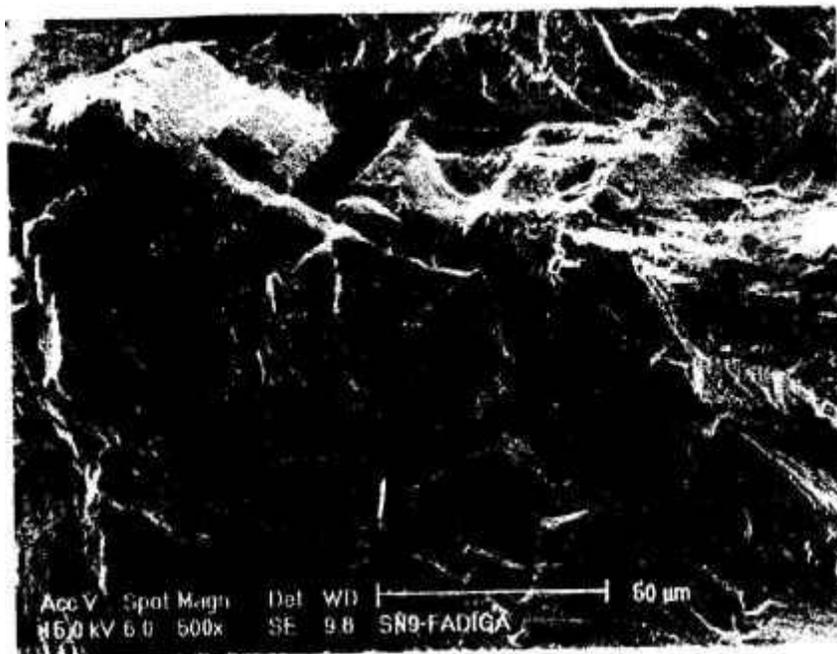


Figura 56. Aspecto de clivagem: amostra não jateada

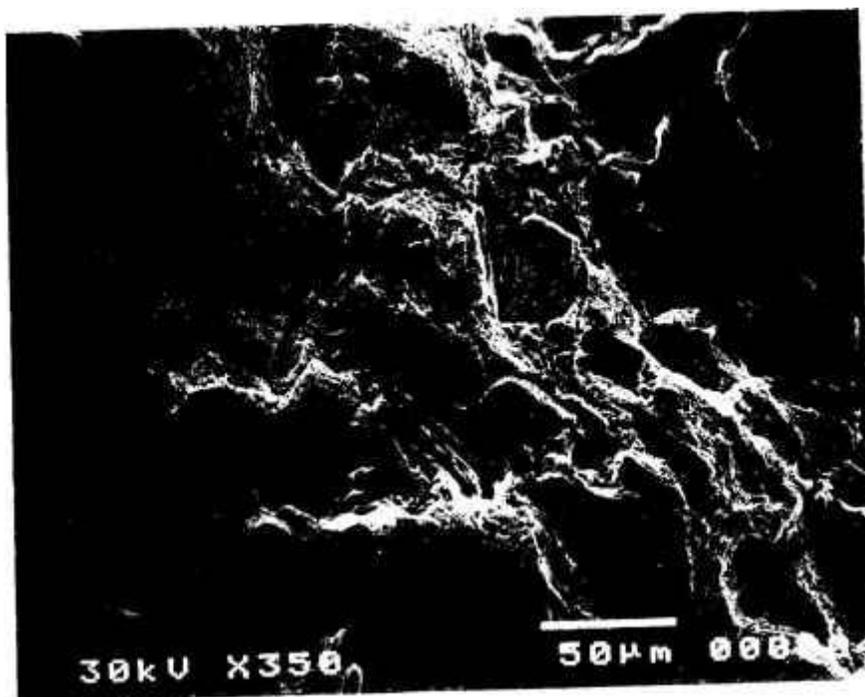


Figura 57. Fratura intergranular com microtrincas e estrias: amostra jateada

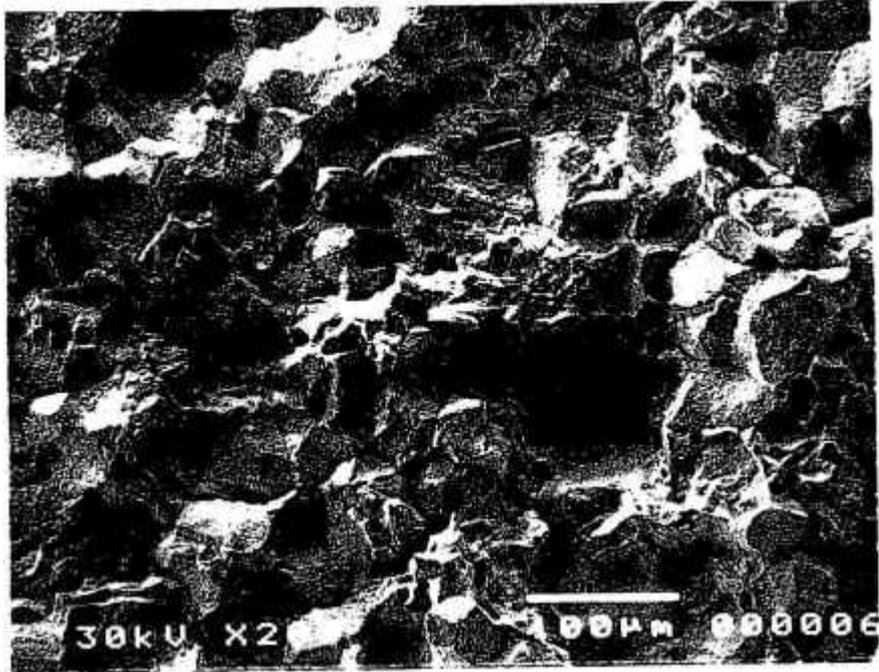


Figura 58. Fratura intergranular em presença de microtrincas: amostra jateada

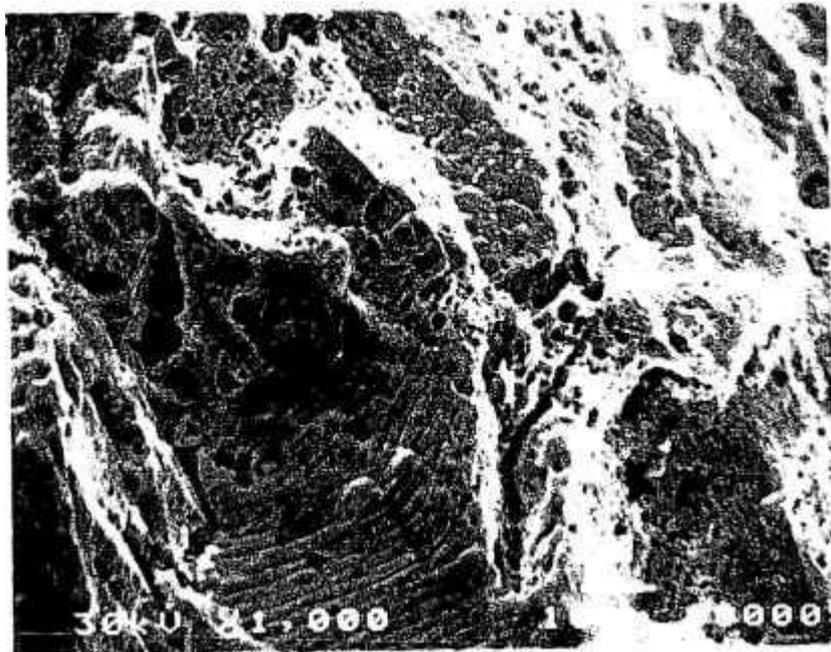


Figura 59. Detalhe de estrias e microcavidades: amostra jateada

Precipitados grandes do tipo  $\gamma'$ , por outro lado não são facilmente cortados por discordância e, por isto, tendem a dispersar a deformação de modo homogêneo dentro do grão, formando arranjos de discordâncias uniformemente distribuídas que favorecem a fratura transgranular.

Estudos realizados por DYSON, LOVEDAY, et al. (1976) em liga a base de níquel, Nimonic 80, demonstraram a existência de pronunciado deslizamento planar de discordâncias e a formação de microcavidades em contorno de grão após deformação plástica a temperatura ambiente e que portanto a formação de microcavidades em contorno de grão estavam associadas à deformação plástica e não à deformação por fluência.

SAEGUSA, UEMURA et al (1980) ao estudarem a liga de níquel Astraloy, realizaram observações semelhantes a DYSON et al. De acordo com os autores, as tensões associadas com a interseção das bandas de deslizamento com o contorno de grão ou partículas em contorno de grão seriam responsáveis pela iniciação de cavidades próximas a estes contornos, que levariam a fratura intergranular sem que o fenômeno estivesse necessariamente associado à deformação plástica por fluência.

Estes resultados sugerem a existência de, pelo menos, uma forma a mais de danos em contorno de grão além da oxidação e do deslizamento. Esta outra forma de dano estaria associada à formação de microcavidades em contorno de grão induzidas por deslizamento de discordância na matriz.

Assim a propagação intergranular de fratura, encontrada na liga Waspaloy quando submetida a fadiga de baixo ciclo, a temperatura ambiente, pode estar associada a uma fragilização em contorno de grão, provavelmente conjugada a uma deformação plástica intensa juntamente com a existência de partículas de segunda fase, ou a formação de um filme fino de carbeto (SOARES, SOARES, 1997). Estas hipóteses foram investigadas, através da análise dos precipitados por microscopia eletrônica de transmissão (MET).

As observações realizadas por MET demonstraram a existência de uma precipitação bimodal de precipitados finos do tipo  $\gamma'$   $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  de 20 a 70 nm, além da presença de precipitados médios (200 nm) como pode ser observado nas Figuras 60 e 61. A análise por Espectroscopia Dispersiva de Eletrons (EDS) apresentada na Figura 62 confirma a natureza das partículas  $\gamma'$  encontradas na liga Waspaloy como sendo uma fase de níquel rica em alumínio e titânio.

Os precipitados finos aumentam a resistência a fadiga e a tração da liga de Waspaloy a temperatura ambiente enquanto que os precipitados médios melhoram a resistência a fluência e ao entalhe.

Como citado anteriormente, os carbetos na liga Waspaloy agem como reforço em contorno de grão contra a fratura intergranular e também aumentam a resistência ao deslizamento de contorno de grão durante fluência. Para isto, os carbetos precisam estar dispersos como partículas isoladas nos contorno de grão. Observações realizadas nas amostras, utilizadas neste trabalho, demonstram a existência de filmes contínuos de carbeto

(Figura 63). Observa-se também a presença de banda de deslizamento junto ao contorno de grão.

A análise por Espectroscopia Dispersiva de Eletrons (EDS) apresentada na Figura 64, permitiu determinar a natureza da maioria dos carbeto existentes em contornos de grãos no Waspaloy como sendo carbeto rico em cromo.

A natureza contínua ou quase contínua dos filmes de carbeto de cromo, encontrados nos contornos de grão, os quais são prejudiciais a resistência a fratura, associados a bandas de deslizamento podem ser responsáveis pela fratura intergranular verificada nos testes de fadiga de baixo ciclo realizados a temperatura ambiente.

A Figura 65 apresenta bandas de deslizamento encontradas denotando a ocorrência de deslizamento planar que favorece a fratura intergranular a temperatura ambiente devido a deformação plástica heterogênea.

A determinação da existência de filmes finos de carbeto de cromo em contorno de grão demonstra também que o Waspaloy estudado neste trabalho não parece ter sido adequadamente tratado do ponto de vista termo-mecânico. Uma das possibilidades para a formação destes filmes de carbeto estaria associada a temperatura mais elevada utilizada para solubilização completa das partículas  $\gamma'$ , superior a  $1000^{\circ}\text{C}$ , que levariam a maior dissolução de carbeto em contorno de grão (STOLOFF, RENSSLAER, 1990).

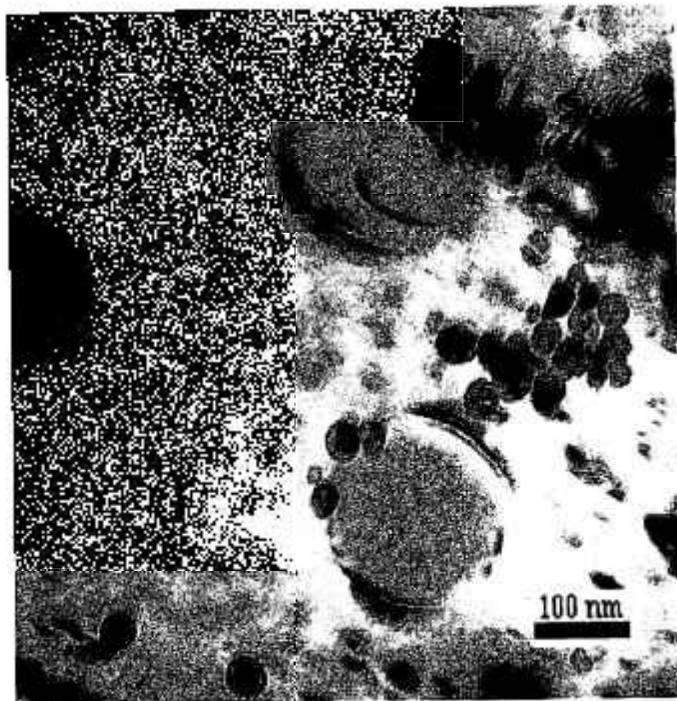


Figura 60. Precipitação bimodal de partículas  $\gamma'$ . MET.

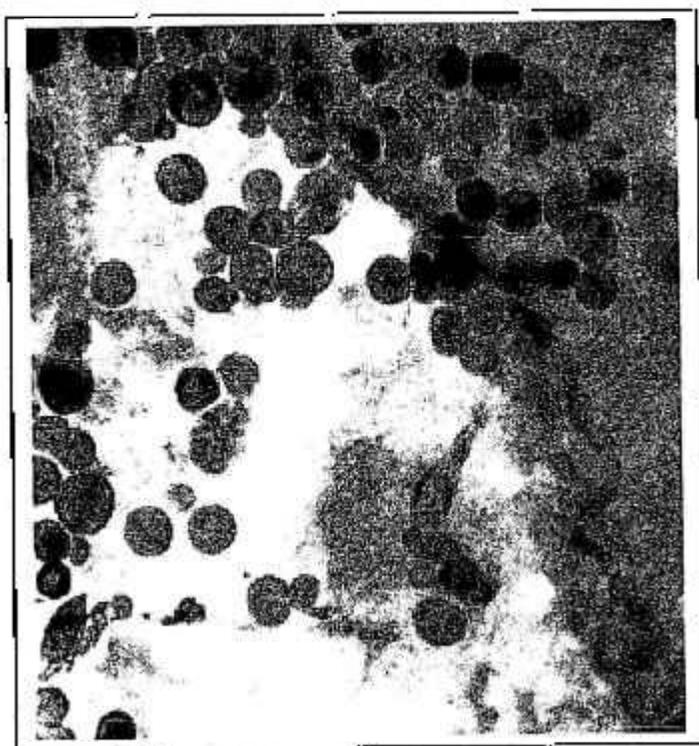


Figura 61. Precipitação de partículas  $\gamma'$ . MET

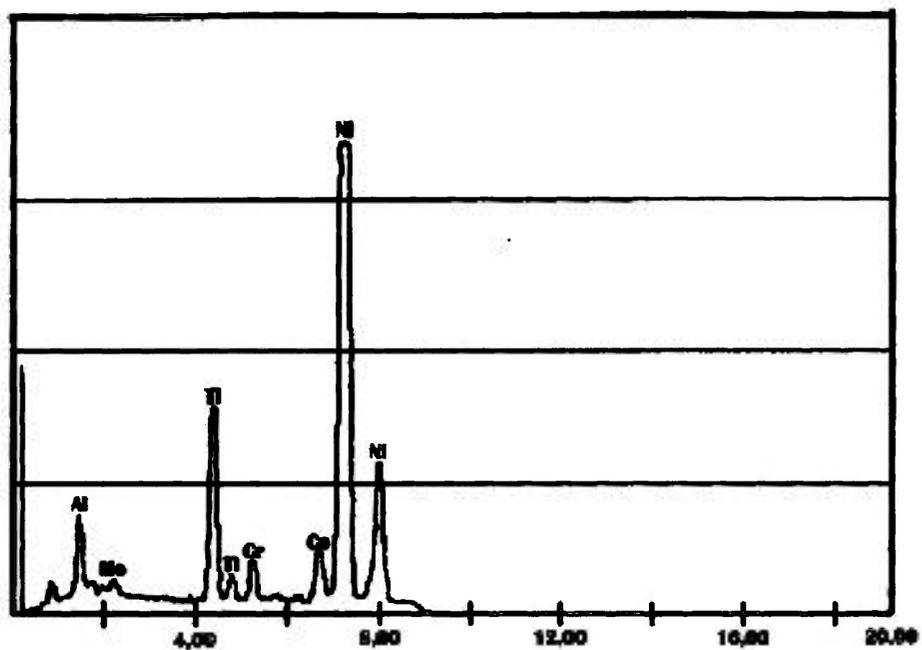


Figura 62. Espectro de EDS de partículas  $\gamma'$ . MET

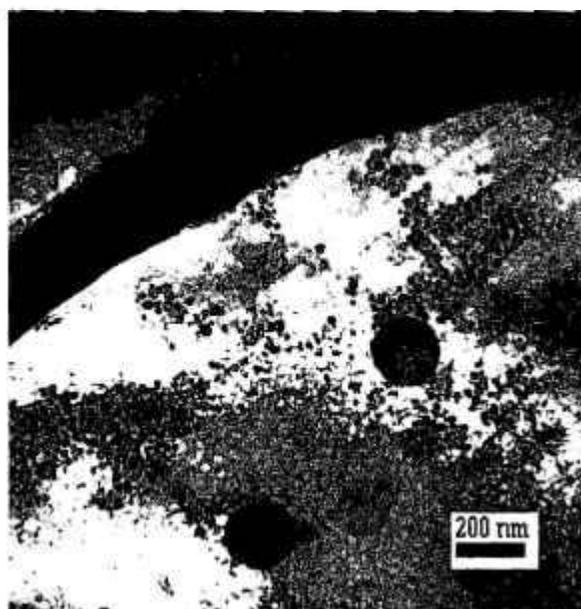


Figura 63. Imagem de filme contínuo em contorno de grão. MET

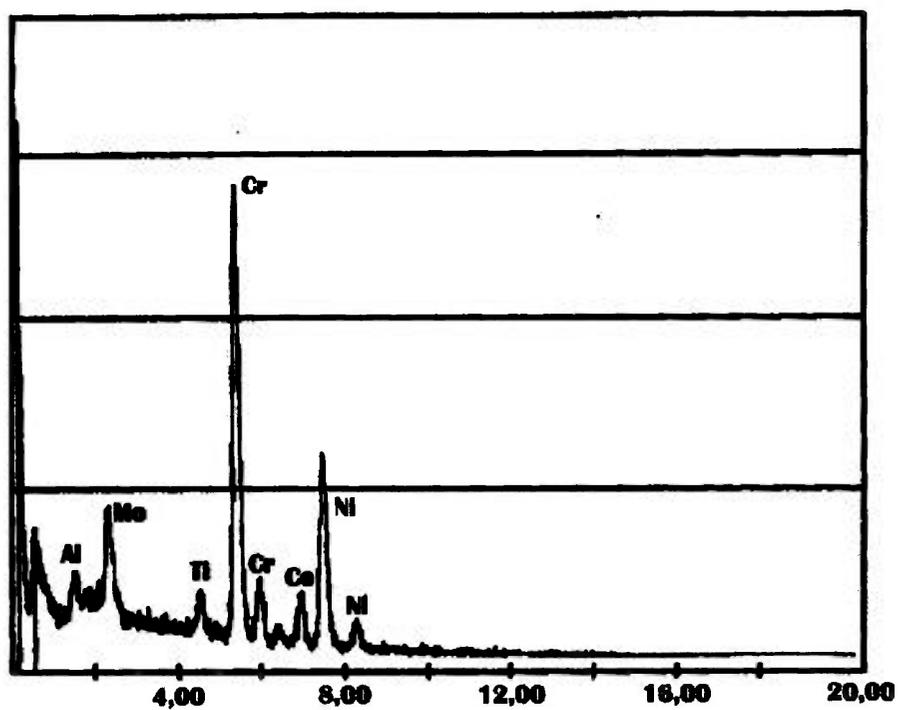


Figura 64. Espectro de EDS de precipitados em contorno de grão. MET

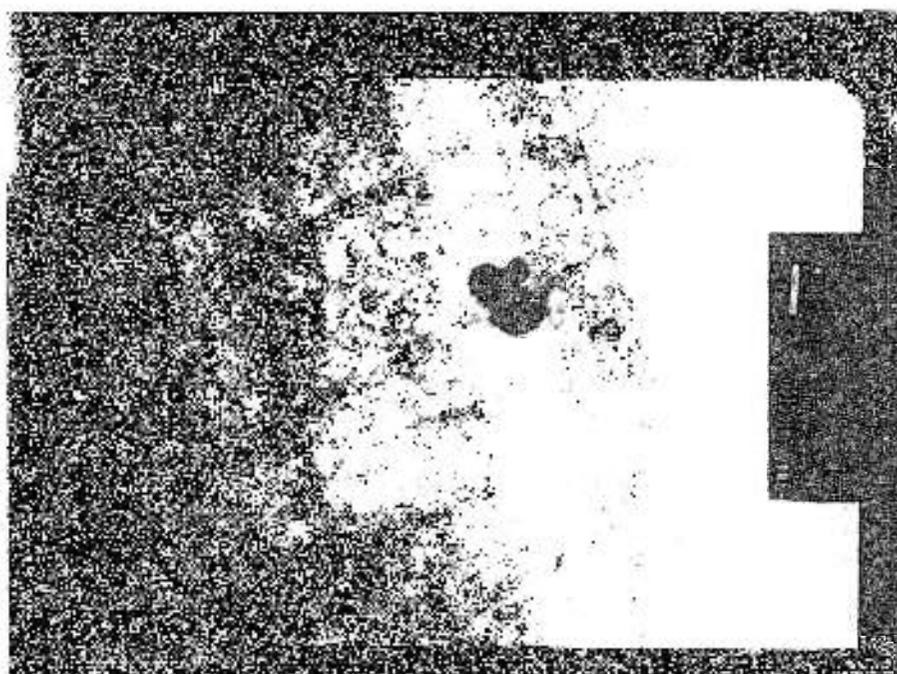


Figura 65. Bandas de deslizamento em liga Waspaloy na condição jateada e com deformação plástica cíclica de 0,6%. MET

## 5-CONCLUSÕES

Os parâmetros do processo de jateamento de partículas e as propriedades mecânicas do material são aspectos importantes para obter perfis de tensões residuais que melhorem a resistência à fratura.

Os benefícios do processo de jateamento na vida em fadiga e fratura do material, dependem não só das condições de jateamento mas também da natureza cristalográfica do material e do tipo de carregamento mecânico a que o material ou componente será submetido durante sua vida útil.

O processo de jateamento melhorou a resistência à iniciação de trinca, principalmente para trincas curtas, na maioria dos materiais estudados. No entanto o processo não se demonstrou benéfico para o caso da liga de titânio nas condições de jateamento empregadas

O processo de jateamento por partículas demonstrou-se efetivo na melhora da resistência à fadiga da liga Waspaloy, para as condições de 14-16A. A redistribuição de tensões residuais da liga Waspaloy (7A) sobre carregamento cíclico, teve aspecto benéfico no fator de intensificação de tensões.

A redistribuição de tensões residuais da liga Waspaloy (7A) demonstrou a importância de se levar em conta, não só os parâmetros do processo de jateamento de partículas mas possíveis redistribuições de tensões residuais durante deformação plástica e o tipo de carregamento a que o material será submetido durante sua vida em fadiga.

No caso da liga Waspaloy (7A), as tensões residuais induzidas pelo jateamento e pelo esforço de dobramento junto com a redistribuição de tensões residuais induzidas por deformação plástica cíclica seriam responsáveis pelo aumento significativo de 50 % na vida em fadiga das amostras jateadas de Waspaloy (7A).

O mecanismo de fratura e propagação de trinca na liga Waspaloy (7A) é predominantemente intergranular, tanto no material jateado como na liga não jateada. Assim a propagação intergranular de fratura, encontrada na liga Waspaloy quando submetida a fadiga de baixo ciclo, a temperatura ambiente, pode estar associada a uma fragilização em contorno de grão, provavelmente conjugada a uma deformação plástica intensa juntamente com a existência de partículas de segunda fase, ou a formação de um filme fino de carbetto. Estas hipóteses foram confirmadas, através da análise dos precipitados por microscopia eletrônica de transmissão (MET).

A existência de fratura intergranular a temperatura ambiente na liga Waspaloy indica a importância do controle do processo de fabricação desta liga principalmente em termos da temperatura de tratamentos térmicos de envelhecimento e de solubilização.

Os resultados obtidos pelo método dos elementos finitos estão de acordo com aqueles obtidos pelo método da função ponderação. Tal fato demonstra a eficiência destes dois métodos na solução do fator de intensificação de tensões  $K$  para o caso de tensões residuais com gradiente abrupto de tensões.

Os dois métodos apresentam vantagens e desvantagens para o cálculo do fator de intensificação de tensões  $K$ . O método da função ponderação apresenta a vantagem de ser realizado utilizando um microcomputador. No entanto para o caso de perfis de tensões residuais abruptos e trincas mais longas exige o cálculo de diversas integrais o que pode consumir muito tempo mesmo com ajuda de programas de matemática.

O método dos Elementos Finitos exige a utilização de programas e equipamentos mais caros, o método demanda mais tempo para o modelamento da geometria trincada, porém uma vez desenvolvido o modelo e o programa os cálculos de fator de intensificação  $K$  são muito rápidos. Porém, deve-se ressaltar que o método analítico e o da função ponderação podem e devem servir de padrão para a verificação dos resultados de  $K$  fornecidos pelo método dos Elementos Finitos.

A correção para sobreposição de trinca precisa ser realizada para obtenção de valores corretos do fator de intensificação de tensões  $K$ . A correção da sobreposição é relevante principalmente no caso de trincas curtas submetidas a carregamento trativo uniforme. No caso de esforço de dobramento a correção da sobreposição de trincas parece ser importante também para trincas mais longas.

## 6- SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Relacionar a redistribuição de tensões residuais das amostras de Waspaloy (7A), na condição jateada e na condição jateada e mais 1000 ciclos à 0,6% de deformação, com a subestrutura de discordância utilizando a microscopia eletrônica de transmissão.

- Realizar experimentos de fadiga de baixo ciclo na liga de Waspaloy em condições de deformação plástica de 0,6%. Medir o perfil de tensões residuais da liga após deformação plástica de 5 e 1000 ciclos à 0,6% e determinar o fator de intensificação de tensões K da tensão residual induzida pelo esforço de dobramento.

- Determinar o fator de intensificação de tensões K para trincas mais longas, maiores que 2,0 mm, no caso de dobramento em quatro pontos para verificação do efeito da parte compressiva do carregamento.

- Determinar o fator de intensificação de tensões K para trincas excêntricas subsuperficial, pelo método dos elementos finitos para avaliar os efeitos do campo compressivo e trativo em cada uma das pontas de trinca excêntrica.

- Determinar o fator de intensificação de tensões K para trincas excêntricas , pelo método da função ponderação utilizando a função ponderação universal proposta por PETROSKI-ACHENBACH.

## 7- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALEXOPOULOS, P., BYRNE, J.G., apud Zamrik, S.Y, Pangborn, R.N. Para mais detalhes ver Alexopoulos, P., Byrne, J.G., *Metallurgical Transaction*, 9A, 1978.

ALMEN, J. O., BLACK, P. H., *Residual Stresses and Fatigue in Metals*. New York, MacGraw Hill, Book Company, 1963.

ANDERSON, T.L., *Fracture Mechanics Fundamentals and Applications*, N. York, Boca Raton, 1991.

ANDRADE, A.H.P., SOARES, M.C.V., Microstructural Observation of Precipitates in a Nickel based Superalloy (Waspaloy) by Scanning Electron Microscopy (SEM). 5<sup>o</sup> *Brazilian Conference on Microscopy of Materials, MICROMAT*, Rio de Janeiro, 1996.

ASTM E837-94 - Standard Test Methods for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gauge Method. *American Society for Testing and Materials*, USA, 1994.

AYRES, D., BARISHPOLSKY, B., Vessel Prestress: a New Solution for Pressurized Thermal Shock. *SMIRT-12*, pp. 357-362, vol.G, K. Kussmaul (ed). Elsevier, Amsterdam, The Netherlands, 1993.

AZAROFF, L.V., *Elements of X-ray Crystallography*, N. York, Mac. Graw Hill, 1968.

BEGHINI, M., BERTINI, L., VITALE, E., Fatigue Crack Growth in Residual Stress Fields: Experimental Results and Modelling. *Fatigue Fracture Engineering Material Structure*, vol 17, n. 12, pp. 1433-1444, 1994.

BENHAM, P.P. ; CRAWFORD, R. J., *Mechanics of Engineering Materials*. New York John, Wiley & Sons, Inc, 1994.

BOGGS, B., BYRNE, J.G., apud Zamrik, S.Y, Pangborn, R.N. Para mais detalhes ver Boggs, B., Byrne, J.G., *Metallurgical Transaction*, 4, 1973.

BS PD 6493-1991. Guidance on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Welded Structures, British Standards Institution, London, 1991.

BUECKNER, H.F., A Novel Principle for the Computation of Stress Intensity Factor. *ZAMM*, v.50, n.9, p.529-546, 1970.

CHIAVERINI, V., *Aços e Ferros Fundidos*. 4<sup>a</sup> edição da Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1979

COPE, M.T., HILL, M.J., The Influence of Ageing Temperature on Mechanical Properties of IMI 834. *Sixth World Conference on Titanium*. Cannes, June 6-9, p. 153-157, 1988.

CULLITY, B.D., *Elements of X-ray Diffraction*, 1978

DALY, J.J. , JOHNSON, D.E., Computer-Enhanced Shot Peening. *Advanced Materials and Processes*, n.5, pp 49-52,1990.

DIETER, G.E., *Mechanical Metallurgy*, Mc Graw Hill Kogakusha, 1976

DJAPIC, L., EZEILO, A.N., WEBSTER, G.A., The Effect of Cyclic Deformation on the Elastic Constants in a Nickel Superalloy. *Physica B Condensed Matter*, 213&214, pp. 797-799, 1995.

DONACHIE, M.J., *Introduction to Superalloys in Superalloys Source Book*, p.3-19, ASM,1984.

DREELE, R.B., *Materials Science and Technology- A Comprehensive Treatment*, Ed. by R.W.Cahn, P.H. Haasen, E.J. Kramer, v.2B Part II, Characterization of Materials, Chapter 19, USA, 1994.

DYSON, B.F, LOVEDAY, M.S., RODGERS, M.J., Grain Boundary Cavitation under Various States of Applied Stress, *Proceedings of the Royal Society*, Londres, A 349,245.

EWALDS, H.L., WANHILL, R.J.H., *Fracture Mechanics*, Routledge, Chapman and Hall, Inc, USA, 1993.

EZEILO, A. N., *Residual Stress Determination by Neutron And X-ray Diffraction Methods*, PhD, Imperial College, University of London, 1992.

EZEILO, A.N., WEBSTER, G.A., WEBSTER, P.J., Comparison of Shot Peening Residual Stress Distributions in a Selection of Materials. *Proc. 5th International Conf. on Shot Peening*, Oxford, p.274-281, 1993.

FARRAHI, G.H., LEBRUN, J.L., COURATIN, D., Effect of Shot Peening on Residual Stress and Fatigue Life of a Spring Steel Fatigue. *Fract. Eng. Mater. Struct.*, v.18, n.2, pp.211-220, 1995.

FATHALLAH, R., CAO, W., CASTEX, et al., Effect of Shot Peening Parameters on Introduced Residual Stresses. *Proceedings of the fourth international conference on residual stresses*, Baltimore, Maryland, USA , 1994

FETT, T., MATHECK, C., On the Calculation of Crack Opening Displacement from the Stress Intensity Factor. *Engineering Fracture Mechanics*, pp.697-715, vol.27, n.6, 1987.

FETT, T., Limitation of the Petroski-Achenbach Procedure Demonstrated for a Simple Load Case. *Engineering Fracture Mechanics*, Technical note, pp.713-716, vol.29, n.6, 1988.

FLOWER, H.M., Microstructural Development in Relation to Hot Working of Titanium Alloys. *Materials Science and Technology*, vol.6, p. 1082-1092, nov. 1990.

FUCHS, H. O., Regional Tensile Stress as a Measure of the Fatigue Strength of Notched Parts. *Proc. of the International Conference on Mechanical Behavior of Materials*, v. II, p. 478-488, Japan, 1971.

FUCHS, H. O., Shot Peening Stress Profiles, 1986.

FUCHS, H. O., J. J. , DALY, Mechanical Production of Self Stresses. *Advances in Surface Treatments*, v. 4, residual stresses, pp. 73-86, 1987.

GLINKA, G., SHEN, G., Universal Features of Weight Functions for Cracks in Mode I. *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 1135-1146, vol.40, n.6, 1991

GORNER, F., MATHECK, C., MORAWIETZ, ET AL., Limitations of the Petroski-Achenbach Crack Opening Displacement Aproximation for the Calculation of Weight Functions. *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 269-277, vol.22, 1985.

GOULD, R.W., PITELLA, C.F., apud Zamrik, S.Y, Pangborn, R.N. Para mais detalhes ver Gould, R.W., Pitella, C.F., *Advanced X ray Analyses*, 16, p. 354, 1973.

GRIFFITH apud Rolfe, S.T., Barsom, J.M. Para mais detalhes ver GRIFFITH A.A., The Phenomena of Rupture and Flaw in Solids, *Phil. Trans. R. Soc.*, Londres, A221, pp. 163-198, 1920.

GUROVA, T; TEODÓSIO, J. R; REBELLO, J.M.A; et al., Study of Residual Stress State During Plastic Deformation under Uniaxial Tension in 5.0 Cr and 0.5 Mo Steel, *Scripta Materialia*, vol.36, n.9, pp. 1031-1035, 1997.

HIBBITTI, H.D., KARLSSON, B.I., *ABAQUS users manual*, Hibbitt, Karlsson and Sorenson Inc, Rhode Island, 1994.

HILLEY, M. E., LARSON, J.A., JATCZAK, C.F. et al., *Residual Stress Measurements by x-ray Diffraction*. SAE Information Report, J 784a, Warrendale, Pa, 1971.

HOWSON, T.E., COUTS Jr. W.H., *Thermomechanical Processing of Superalloys in: Superalloys, supercomposite and superceramics*, Academic Press, Inc., 1989.

HU, N.S., ZHOU, H. J., The Effect of Surface Plastic Deformation on Fatigue Strength and its Mechanisms. *First international Conference on Shot Peening*, p. 351-357, Paris, 1981.

INGLIS apud Rolfe, S.T., Barsom, J.M. Para mais detalhes ver INGLIS, C.E., Stresses in a Plane due to the Presence of Cracks and Sharp Corners, *Trans. Inst. Nav. Arc.* 55, pp.219-230, 1913.

IRWIN apud Ewalds, H.L., Wanhill, R.J.H. Para mais detalhes ver IRWIN, G.R., Fracture Dynamics, *Fracturing of Metals, American Society for Metals*, Cleveland, 1948

IRWIN apud Ewalds, H.L., Wanhill, R.J.H. Para mais detalhes ver IRWIN, G.R., Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate, *J. Appl. Mech.* (Trans. ASME), 24, pp. 361-363, 1957.

IVANOV, S.A.; MONIN, V.I.; TEODOSIO, J.R., *Proceedings of the 10th International Conference on Experimental Mechanics*, Lisbon, Portugal, 18-22 July, 1994, T.2, 757-761.

KORNFELDT, H. ; OSTERLUND, P., Prestressing Technology for Increased Integrity of Embrittled Reactor Vessels, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, n. 61, pp. 123-126, 1995.

KOVES, G., ., apud Zamrik, S.Y, Pangborn, R.N. Para mais detalhes ver Koves, G., *Advanced X ray Analyses*, p. 468, 1970.

KOVES, G., apud Zamrik, S.Y, Pangborn, R.N. Para mais detalhes ver Koves, G., *Microstructure Science* , 4, 1976.

KUMAR, D. , SUBRAT, D. , RADHAKRISHNAN, V. M., Effect of Shot Peening on Fatigue of a Ni-based Superalloy. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, n. 16, pp. 253-256, 1987.

LAM, Y. C. ; GRIFFITHS, J. R., The Effect of Intermittent Heating on Fracture Mechanics. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v.14, p 37-41, 1990.

LEMAITRE, R., MAEDER, G., Role of Shot Peening in the Manufacture of a Torsion Specimen. *Conf. Groupment Français pour l'analyse des Contraites par Diffractometrie X*, p. 113-126, Besanson, France, 1982.

LEVERANT, G. R., LANGER, S., *Met. Trans.* v. 10, p. 251, 1979.

LIEBSTER, T. D., GLINKA G., BURNS, D.J., et al., Calculating Stress Intensity Factors for Internal Circumferential Cracks using Weight Functions. *Pressure Vessel and Piping*, vol. 281, High Pressure Technology, ASME, 1994

LU, J., *Handbook of Measurement of Residual Stress*. Ed. Society for Experimental Mechanics Inc., USA, 1996.

MACHERAUCH, E., KLOSS, K.H., Origin Measurements and Evaluation of Residual Stress. *Proceedings of the International Conference on Residual Stress*, pp.3-26 Garmisch, Partenkirchen, Germany, 1986.

MCILREE, A., RUDD, C.O, PEMENT, F.W. - The Description of Residual Stresses and SCC of Row 1 Steam Generator U-bends. *Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power systems-Water Reactors*, The Metallurgical Society, 1988.

METALS HANDBOOK – *Mechanical testing*, v.8, p.367, ASM, 1988.

METALS HANDBOOK - *Metallography and Microstructure*, v.9, ASM, 1988.

MISUMI, M., OHASHI, T., OHKUBO, M., Effect of Shot Peening on Surface Crack Propagation in Plane Bending fatigue. *Advances in Surface Treatments and Surface Finishing*, v. 3, p.55-62, 1987.

NEAL, D.F., Optimisation of Creep and Fatigue Resistance in High Temperature Ti Alloys IMI 829 and IMI 834. *Proceedings of the Fifth International Conference on Titanium*, Munich, FRG, vol.4, p. 2419-2424, sep. 10-14, 1984.

NEAL, D.F. - Development and Evaluation of High Temperature Titanium Alloy IMI 834. *Sixth World Conference on Titanium*. Cannes, june 6-9, p. 253-258, 1988.

NEAL, D.F., Optimisation of Creep and Fatigue Resistance in High Temperature Ti Alloys IMI 829 and IMI 834. *Proceedings of the Fifth International Conference on Titanium*, Munich, FRG, vol.4, p. 2419-2424, sep. 10-14, 1984 1988

NIU, X., GLINKA, G., On the Limitation of the Petroski-Achenbach Crack Opening Displacement Approximation for the Calculation of Weight Function- Do They Really Exist?. *Engineering Fracture Mechanics*, pp.701-706, vol.26, n.5, 1987.

NIU, X., Some Requirements on the Reference Loading with Large Stress Gradient for the Calculation of the Weight Function using the Petroski-Achenbach Method. *Engineering Fracture Mechanics*, pp 167-172, vol.36,n 1, 1990.

O HARA, P., Effects of Controlled Shot Peening upon the Fatigue Performance of Components Having Fabrication Related Stresses. *Bedford, UK 22-26 sept, 1986*.

O HARA, P., The Prevention of Stress Corrosion Cracking by the Application of Controlled Shot Peening. *UK Corrosion and Eurocorrosion 94*, vol 4, Bournemouth, UK, 1994.

OROWAN apud Rolfe, S.T., Barsom, J.M. Para mais detalhes ver Orowan, E., Fracture Strength of Solids, *Rep. Prog. Phys.*, 12, Phys. Society of London, 1949.

OSHIDA, Y. , SACHEDEVA, R., MIYAZAKI, et al., S. , Daly, Effect of Shot Peening on Surface Contact Angles of Biomaterials. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, n.4 , pp. 443-447, 1993.

PARIS, P.C., MEEKING, R. M., TADA, H., The Weight Function Method for Determining Stress Intensity Factors. *Cracks and Fractures*, ASTM STP 601, American Society for Testing and Materials, pp. 471-489, 1976.

PARKER, A.P., *The Mechanics of Fracture and Fatigue*, Ed. E&F.N. Spons.Ltd., 1981.

PEMENT, F.W., ECONOMY, G., MCILREE, A. ET AL., Treatment of Alloy 600 Simulated Tube Sheet Transitions for Improved Resistance to Primary Water SCC. *Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, The Metallurgical Society, 1988.

PETROSKI, H.J., ACHENBACH, J.D., Computation of the Weight Function from a Stress Intensity Factor. *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 257-266, vol.10, 1978.

PINEAU, A., *In Fatigue at High Temperature*, Chapter 7, Ed. R.P. Skelton, Applied Science Publishers, London, 1983.

PITNER, P., RIFFARD, T., Statistical Evaluation of the Effects of Shot-Peening on Stress Corrosion of Alloy 600 in PWR Steam Generators. *Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems- Water reactors*,. The Minerals, Metals and Materials society, 1993.

PREVEY, P.S., The Measurement of Subsurface Residual Stress and Cold Work Distributions in Nickel base Alloys. *Residual stress in Design, Process and Materials Selection*, Cincinnati, Ohio, USA, 27-29 apr., 1987.

PREVEY, P. S., Problems with Non Destructive Surface X-ray Diffraction Residual Stress Measurement. *Conference Proceeding on Practical Applications of Residual Stress Technology*, Indianapolis, Indiana, USA, 15-17 May 1991.

RICE, J.F., Some Remarks on Elastic Crack Tip Stress Fields. *Int. J. Sol. Struct.*, 8, p.751-758, 1972.

ROLFE, S.T., BARSOM, J.M., *Fracture and Fatigue Control in structure*, New Jersey, Prentice Hall Publishers, 1987.

ROOKE, D.P., CARTWRIGHT, D.J., *Compendium of Stress Intensity Factor*, HMS, London, UK, 1976.

RUDD, C.O., A Review of Selected Non-Destructive Methods for Residual Stress Measurements. *NDT International*, p.15-22, feb., 1982.

RUSTICHELLI, F., Determination of Residual Stress by Neutron Diffraction in Materials and Technological Components. *Metallurgical Science and Technology*, v.14, n.1, 1996.

SAEGUSA, T., UEMURA, M., WEERTMAN, J.R., Grain Boundary Void Nucleation in Astraloy Produced by Room Temperature Deformation and Anneal, *Metal. Transaction. A*, v.11, 1453, 1980.

SCHAJER, G.S., Measurement of Non-Uniform Residual Stress using the Hole Drilling Method. Part I. *J. Eng. Mater. Technol. Trans. ASME*, v. 110, n.10, p.338-343, 1988.

SHAH, V.N., LOWENSTEIN, D.B., TURNER, A. P.L. et al., Assessment of Primary Water Stress Corrosion Cracking of PWR Steam Generator Tubes. *Nuclear Engineering and Design* 134, pp. 199-215, 1992.

SMITH, D.J., LEGGATT, R.H., WEBSTER, G.A., ET AL., Neutron Diffraction Measurements of Residual Stress and Plastic Deformation in a Aluminium Alloy Weld. *Journ. of Strain Anal.*, v.23, n.4, p.201-211, 1988.

SOARES, M.C.V., ANDRADE, A.H.P., Efeito das Tensões Residuais no Parâmetro K da Mecânica da Fratura. *12º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais*, CBECIMAT, Águas de Lindoia, SP, 1996.

SOARES, M.C.V., ANDRADE, A.H.P., WEBSTER, G.A., Modelamento Matemático do Efeito de Tensões Residuais no Fator de Intensidade de Tensão K. *Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos (COTEQ)*, Rio de Janeiro, 1996.

SOARES, M.C.V., ANDRADE, A.H.P., Fadiga de Baixo Ciclo em Superliga de Níquel (Waspaloy), *51º Congresso Anual da ABM*, Porto Alegre, 1996.

SOARES, M.C.V., SOARES, G.D.A, ANDRADE, A.H.P., Phase Characterization in a Nickel-based Superalloy (Waspaloy) by Transmission Electromicroscopy (TEM). *XVI Meeting of Brazilian Society for Electron Microscopy. Acta Microscopica* vol.6, supl. A, sept 1997.

STACEY, A. , WEBSTER, G. A., Residual Stress Effects in Fatigue, *Stress Intensity Factors caused by Residual Stress Fields in Autofrettaged Tubing*. ASTM Special Technical Publication 1004, pp 37-53, USA, 1988.

STOLOFF, RENSSLAER apud Metals handbook. *Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloy*. Ed.10<sup>th</sup>, 1990.

SYREN, B., WOLHLFAHRT, H., MACHERAUCH, E., apud Zamrik, S.Y, Pangborn, R.N. Para mais detalhes ver Syren, B., Wolhlfahrt, H., Macherauch, E, *Proc. 2nd International Conference on Mechanical Behavior of Materials*, Boston, MA, p. 212, 1976.

TACKECHI, H., NAMBA, K., RUJIWARA, K., Evaluation of Subsurface Fatigue Damage in Strip Mill Rolls by an X ray Diffraction Method. *Trans. ISIJ*, v.21, p.92-99, 1981.

TADA, PARIS, IRWIN, C.E., *The Stress Analysis of Crack Handbook*, DEL Research Corporation, 1973.

TAYLOR, G.M., Steam Generator Peening Techniques. *Nuclear News*, april, 1987.

TILLACK, D.J., Optimization of Welded Stainless Steel and Nickel Alloy Structures for Elevated Temperature Service. *Heat Resistant Materials II* Gatlinburg, TN, USA 11-14 sept. 1995.

TODOROKI, A., KOBAYASHI, H., NAKAMURA, H., Effect of Partial Crack Surface Contact on Fatigue Crack Growth in Residual Stress Fields. *2nd International Conference on Residual Stresses*, 1989.

TODOROKI, A., KOBAYASHI, H., Prediction of Fatigue Crack Growth Rate in Welding Residual Stress Fields. *2nd International Conference on Residual Stresses*, 1989.

VACCARO, F.P., THEUS, G.J., MIGLIN, B.P. et al., Remedial Measures for Stress Corrosion Cracking of alloy 600 Steam Generator Tubing. *Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power systems-Water Reactors*, The Metallurgical Society, 1988.

VIEIRA, R., Apostila do Curso de Tensões Residuais. *Conferencia de Tecnologia de Equipamento. COTEQ*, Rio de Janeiro, RJ, novembro, 1996

VIERICK, D., LOHE, D., VOHRINGER, et.al, O., Relaxation of Residual Stresses in a Nickel-base Superalloy due to Dislocation Creep. *UK Conference paper Inconel 617Ni, Nickel base Alloys, Superalloys. 31. Met. A; 9207-31-2321*, 1991.

VISHAY Measurements Group - Measurement of Residual Stresses by the Hole Drilling Strain Gauge Method. Tech Note TN 503-4, Raleigh, N. Carolina, USA, 1993.

WAGNER, L., LUETJERING, G., Influence of Shot Peening on the Fatigue Behavior of Titanium Alloys. *First International Conference on Shot Peening*, p. 351-357, Paris, 1981.

WANG, R., XIANGBIN, L., YONGGUI et al., Investigation on the Microstructure in Shot-Peening Surface Straining Layer of Materials. *First Conference on Shot Peening*, p. 185-192, Paris, 1981.

WEBSTER, G.A., Role of Neutrons Diffraction in Engineering Stress Analysis. *Proc. of the Nato Advanced research workshop on Measurements of Residual and Applied Stress using Neutron Diffraction*, p. 21-35, Oxford, UK, 1992.

WEBSTER, P.J., Spatial Resolution and Strain Scanning, *Proc. of the Nato Advanced Research Workshop on Measurements of Residual and Applied Stress using Neutron Diffraction*, Oxford, UK, p. 235-251, 1992

WEBSTER, P.S - Comunicação particular . Rolls Royce Plc. Po Box 31, Derby DE2 8BJ (U.K), 1995.

WELSCH, W., Shot Peening Finds Applications prior to Heat Treat Process. *Heat Treating*, october, 1990.

WELSCH, W., Controlling Shot Peening for Stress Relief. *Heat Treating*, september, vol. 9, pp 28-30, 1991.

WILKS, M.D.B., NOWELL, D., HILLS, D.A., The Evaluation of Stress Intensity Factors for lane Cracks in Residual Stress Fields.

WILKINSON, N.A., *Technological Considerations in Forging of Superalloys Rotor Parts*. Superalloys Source Book, p.234-247, ASM, 1984.

WU, X.R. - Aproximate Weight Function for Center and Edge Cracks in Finite Bodies. *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 35-49, vol.20, 1984.

YPSILANTS, D., MAS, C., CASTEX, L., Shot Peening Influence on Endurance Limit in Fatigue of the SAE 9254 Steel. *Conf. Groupement Français pour la Analyse des Contraintes par Diffractometrie X*, p. 159-183, Aix en provence, France.

ZAMRIK, S.Y, PANGBORN, R.N., Fatigue Damage Assessment using X-ray Diffraction and Life Prediction Methodology. *Nuclear Engineering and Design*, 116, p. 407-413, 1989.