

EFEITO DA TENSÃO RESIDUAL NA MICRODEFORMAÇÃO DA REDE CRISTALINA EM AÇO Cr-Si-V JATEADO POR SHOT PEENING.

RESUMO

No presente trabalho foram estudados os efeitos causados pelo *shot peening* com a avaliação do perfil de tensão residual na região de tensão compressiva. Um efeito anômalo em relação ao perfil característico da distribuição de tensão residual foi notado pela perda de compressão próxima à superfície. Foi observada a região deformada plasticamente permitindo o estudo do mecanismo que infere este efeito. Os resultados fornecem as informações necessárias para comparar os efeitos que a microdeformação influenciam na tensão residual. Esta relação foi comprovada pela sobreposição dos resultados da distribuição da microdeformação com a tensão residual ao longo da espessura na região plasticamente deformada. Os resultados mostraram a existência de anisotropia de tensões entre os planos geradas pela densidade de discordâncias. O método aplicado foi o Williansom-Hall modificado.

Palavras-chave: *Shot peening*, difração de raios x; tensão residual; microdeformação.

INTRODUÇÃO

O jateamento por granalhas é um método amplamente utilizado para introduzir tensão residual compressiva na superfície de um componente, aumentando sua vida em fadiga. Embora a grande aplicação do jateamento por granalhas na indústria existe a cerca de um século, os princípios do mecanismo para introdução de tensão residual não estão completamente compreendidos (Gonzales *et al.*, 2009).

Existe a necessidade em compreender os parâmetros que controlam o desempenho de jateamento por granalhas, tais como os parâmetros de processo e as características das granalhas sugerindo a designação de jateamento controlado, este um processo mecânico no qual as granalhas chocam com a superfície do material sob controle cinético e condições de impacto dando maior atenção às modificações de superfície produzidos pelo tratamento tais como a rugosidade da superfície, o aumento da densidade de discordâncias próximo às camadas da superfície e o desenvolvimento de um perfil característico de tensão residual e microtensões da rede cristalina (Wagner e Lütjering, 1981; Turnbull *et al.*, 1998).

Em termos de perdas em fadiga, a rugosidade na superfície irá acelerar a nucleação e início propagação de trincas, porém o endurecimento por deformação irá retardar a propagação, aumentando a resistência à deformação plástica e o perfil de tensão residual será de fornecer uma tensão de fechamento correspondente, que irá reduzir a força motriz para a propagação de trincas (Turnbull *et al.*, 1998).

A iniciação da trinca é um assunto que gerou diferentes teorias (Forsyth, 1957; Cottrell e Hull, 1957) e na maioria dos casos ocorre quase que imediatamente quando o componente é carregado acima do limite de fadiga (Miller, 1993), assim, o estágio de iniciação da trinca pode ser visto como a propagação de uma fissura com início em micro-defeitos (Kitagawa e Takahashi, 1976; Curtis *et al.*, 2003) e com base nas observações acima fica evidente que a propagação constante de uma trinca vai definir a expectativa da vida do componente.

A microdeformação na rede pode ser a causa da existência destas barreiras à propagação das trincas. Neste aspecto o estudo da microdeformação e perfil de tensão residual pela técnica de difração de raios x em conjunto com microscopia eletrônica e ensaios de fadiga podem ajudar a esclarecer o mecanismo de aprisionamento das trincas.

A difração de raios-x é um método muito propício para análise microdeformação em materiais metálicos que toma por base a alteração da largura dos perfis de difração e o resultado da difração em um cristal livre de deformações é um pico bem definido e intenso, e conforme o material é deformado, os campos de compressão e tração fazem com que haja um deslocamento do pico 2θ para a direita tanto para a esquerda, ocorrendo assim a diminuição da intensidade e o alargamento do pico (Cullity, 1978), conforme figura 1a e 1b:

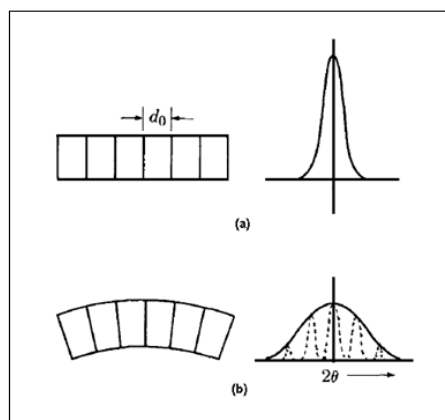


Figura 1: Picos de difração - (a) Representação de um pico de um cristal livre de deformações - (b) Representação de um pico de um cristal deformado (Cullity, 1978).

O método proposto por G. K. Williamson e W. H. Hall em 1953 permite a separação das contribuições relacionadas ao tamanho médio de cristalitos e a microdeformação da rede cristalina utilizando-se do perfil da difração obtido experimentalmente. O método Williamson-Hall é baseado no uso das informações constituídas pelo gráfico obtido pela equação:

$$\beta \cos \theta = \frac{k\lambda}{D} + \eta \sin \theta \quad (A)$$

Onde β é a largura do pico a meia altura já considerado os efeitos instrumentais $\Delta(2\theta)$, λ é o comprimento de onda da radiação, D é a estimativa do tamanho médio dos cristalitos e η é a estimativa da microdeformação da rede cristalina.

Pela construção do gráfico na figura 2, o tamanho de cristalito pode ser determinado pelo intercepto no eixo das ordenadas ($\beta \cos \theta$) e a microdeformação da rede cristalina pelo coeficiente angular da reta (η).

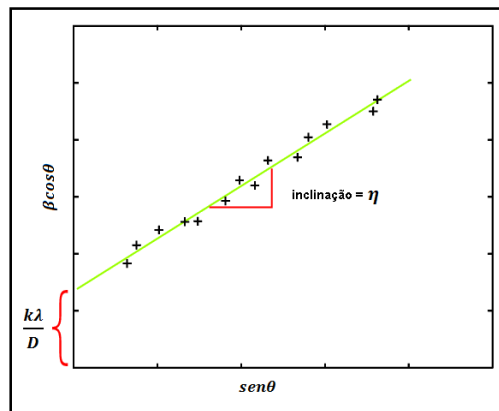


Figura 2: Metodologia para determinação da microdeformação da rede cristalina e do tamanho médio dos cristalitos (<http://pd.chem.ucl.ac.uk/pdnn/peaks/sizedet.htm>).

Basicamente, a equação de Williamson-Hall, não prevê o deslocamento dos picos causados pela densidade de discordâncias apresentados no material deformado. Por meios práticos pode-se definir um fator de contraste, definido por fator C , que por sua vez está relacionado pelo vetor de Burgers, pelo perfil obtido pela difração e pelas discordâncias que posteriormente geram outro fator importante definido por fator de contraste médio (\bar{C}), sendo:

$$\bar{C} = A - B \frac{(h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2)}{(h^2 + k^2 + l^2)^2} \quad (B)$$

Onde A e B são valores dependentes da constante elástica do cristal e o valor de A é o valor de contraste médio correspondente à reflexão $h00$, ou seja:

$$\bar{C}_{h00} = A \quad (C)$$

Se a razão de quarta ordem da equação acima for denotada por H^2 , a mesma poderá ser reescrita como:

$$\bar{C} = \bar{C}_{h00}(1 - qH^2) \quad (D)$$

Onde:
$$q = \frac{B}{A} \quad (E)$$

Na equação 6, nota-se que a estrutura em relação a C depende da razão das constantes elásticas C_{11} , C_{12} e C_{44} para definir a anisotropia elástica;

$$A_i = 2 \frac{C_{44}}{(C_{11} - C_{12})} \quad (F)$$

e a razão entre $\frac{C_{12}}{C_{44}}$, ou seja, dos 3 parâmetros iniciais, pode-se reduzir para 2.

Ungar e Borbély (1996) apresentaram uma análise de perfil em um aço ferrítico baseada nos procedimentos de Williamson-Hall. De acordo com a teoria, um aumento não linear em relação a ordem de difração é descrito pela anisotropia da tensão causada pelas discordâncias, expressa a seguir:

$$\Delta K = \frac{0.9}{D} + \sqrt{\pi B^2 \frac{b^2}{2} * \sqrt{\rho}(k\sqrt{\langle C \rangle})} + O(k\sqrt{\langle C \rangle})^2 \quad (G)$$

Onde ΔK é a largura integral no espaço K . Nesta equação, D , ρ e b , são o tamanho do cristalito, a densidade de discordâncias e o vetor de Burgers, respectivamente; B é um parâmetro que depende do raio de corte das discordâncias e O representa um termo de ordem superior em $k\sqrt{\langle C \rangle}$. A variável $\langle C \rangle$ é um fator de contraste das discordâncias que depende das orientações relativas dos vetores de Burgers e linhas de discordâncias e o vetor de difração (Sato *et al.*, 2013).

As figuras 3a 3b mostram os gráficos de Williamson-Hall e o modificado respectivamente para os perfis medidos experimentalmente por Sato *et al.* (2013).

Observa-se que se propõe a assumir uma função linear em relação ao espaço k , a variação de ΔK em função de K varia em forma zigue zague, causado pela anisotropia da tensão causada pela deformação.

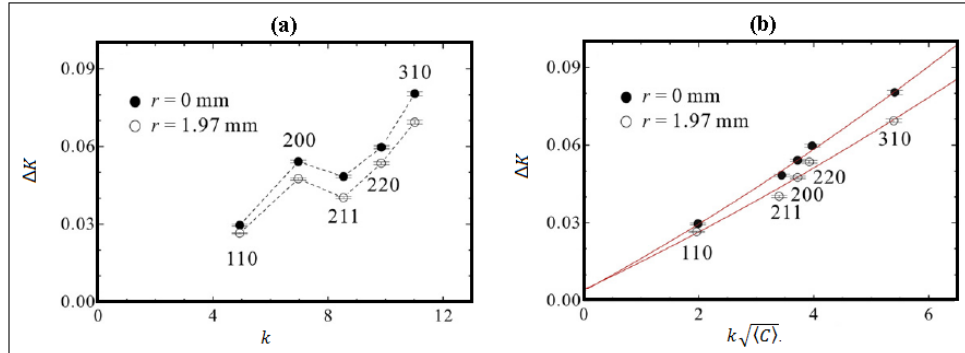


Figura 3: Gráfico aplicado a equação de Williamson-Hall (a) e Aplicado na equação modificada (b) (Sato *et al.*, 2013).

A função é representada pela figura 4, na reta correspondente do tipo $y = A + Bx$ sendo o resultado, o valor de $x = \frac{1}{q}$

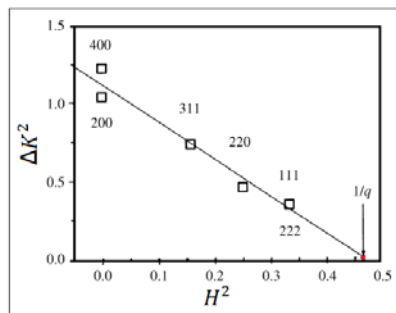


Figura 4: Gráfico da função para obtenção de q em função de ΔK^2 em relação a H^2 .

A obtenção dos valores da microdeformação da rede cristalina e do tamanho médio de cristalito se faz na construção de um gráfico na função de $K\sqrt{C}$ por ΔK (x , y respectivamente). A inclinação corresponde à microdeformação da rede cristalina e o intercepto em y ao tamanho médio do cristalito do tipo $y = A + Bx$, sendo para a microdeformação da rede cristalina, $\varepsilon = \frac{B}{2}$ e para o tamanho médio de cristalito, $D = 0.9 \frac{\lambda}{A}$.

MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste trabalho foi a liga de aço SAE 9254+V, temperado à 920 °C com resfriamento em óleo à 70 °C e posteriormente revenido em 350 °C/1hora. Após o tensionamento, foi aplicado o *shot peening* com granalhas S390.

A amostra, cortada nas dimensões de 100mm x 60mm x 12mm foi analisada a tensão residual pelo método $\text{sen}^2\Psi$ e medições dos perfis dos picos pelo método Rietveld da distribuição em relação da superfície às profundidades onde ocorrem tensões residuais compressivas aplicando o método Williansom-Hall modificado.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados da distribuição das tensões residuais da amostra estão mostradas no gráfico, figura 5:

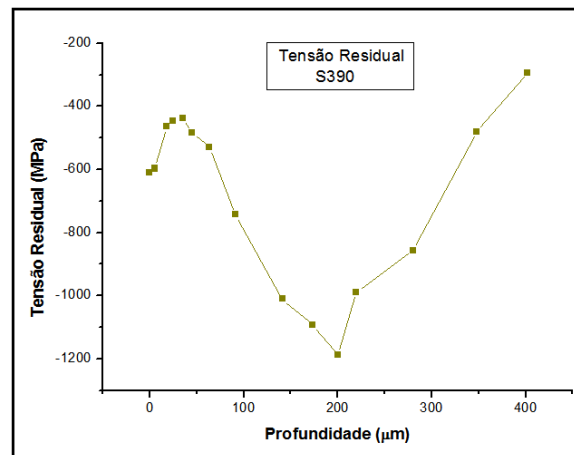


Figura 5: Distribuição de tensão residual da amostra jateada em granalhas S390 com tensionamento.

Como observado, os valores iniciais em tensão residual decrescem próximo a 50 μm, efeito que ocorre onde há a predominância de deformidades plásticas, conforme a figura 6:

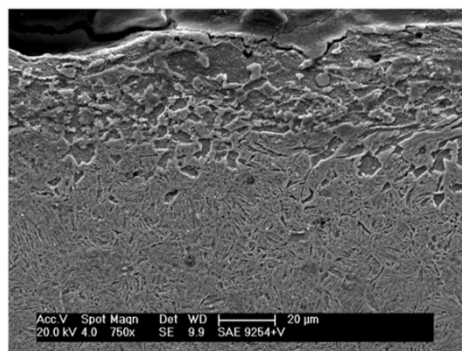


Figura 6: Micrografia das amostra S390 na região superfície jateada.

Este efeito foi estudado por Meguid *et al.* (1999) demonstrado por simulação e modelamento pelo método de elementos finitos com o propósito de estudar o comportamento da curva de tensão residual em profundidade pelo jateamento de granalhas de aço e os resultados se encontram na figura 7.

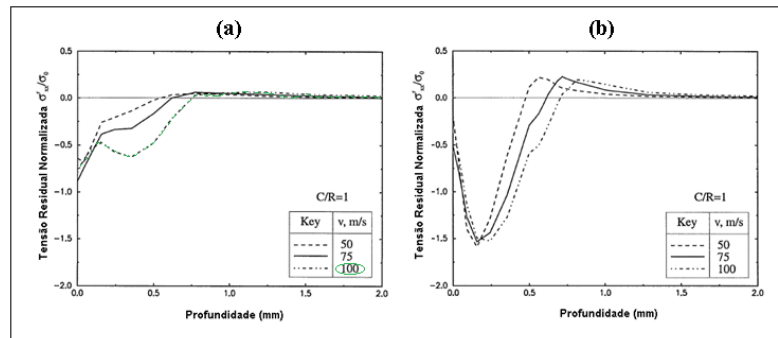


Figura 7: Resultado obtido por modelamento em jateamento com esfera de aço: Analisado no centro das esferas (a) e analisado abaixo da linha de centro das esferas (b) (Meguid *et al.*, 1998).

Foram analisados os difratogramas após cada remoção por ataque químico no material, revelando o padrão de difração do perfil em profundidade possibilitando avaliar a distribuição da deformação da rede cristalina no perfil da amostra. Para o refinamento pelo método Rietveld foi utilizado o programa GSAS, possibilitando melhor definição do alargamento dos perfis de difração ($\Delta 2\theta$), referente aos planos (110), (200), (211), (220) e (310).

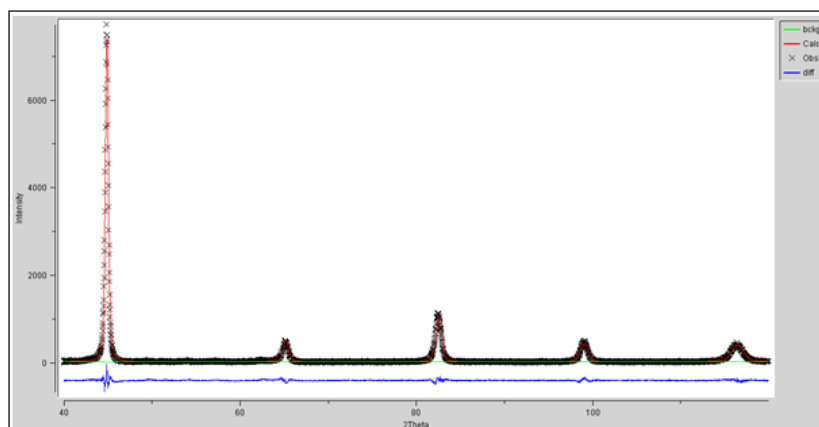


Figura 8: Refinamento do padrão de difração da amostra jateada com S390.

O método analítico do qual opera o GSAS baseia-se com a distribuição estatística e correção de posicionamento de um perfil de difração, que em determinadas particularidades podem ocultar erros isolados das quais se referem ao posicionamento e aos valores de intensidade dos picos ao realizar o refinamento do

difratograma completo. A presença da microdeformação devido as discordâncias e falhas de empilhamento produzem pequenos deslocamentos e mudanças na forma e no posicionamento nos perfis de difração. Quando, devido a susceptibilidade de um plano deformar-se mais do que outro ocorre a anisotropia cristalográfica da qual um pico desloca-se independente do outro.

Sendo assim, ao ampliar o padrão da difração medido isoladamente observa-se que o material analisado apresenta um deslocamento no pico referente ao plano (200) conforme mostra a figura 9, onde o perfil calculado e o perfil medido não sobreposicionam na posição 2θ .

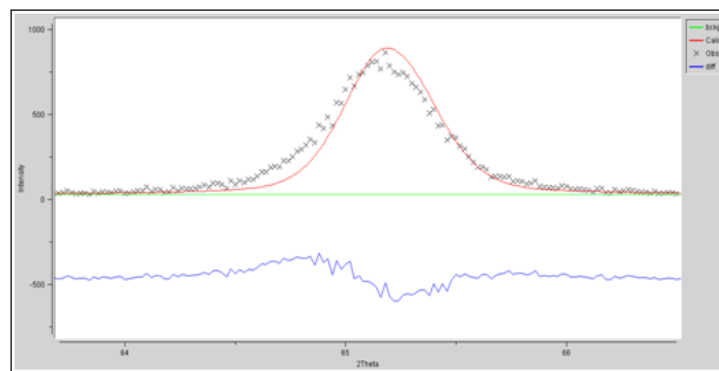


Figura 9: Refinamento do pico 200 da amostra jateada com S390 ampliada da figura 8.

Com o resultado dos refinamentos dos planos cristalográficos, considerando os valores atuais de alargamento ($\Delta 2\theta$) e posicionamento 2θ foi aplicado o método Williamson-Hall, obtendo um gráfico não linear, conforme mostra a figura 9:

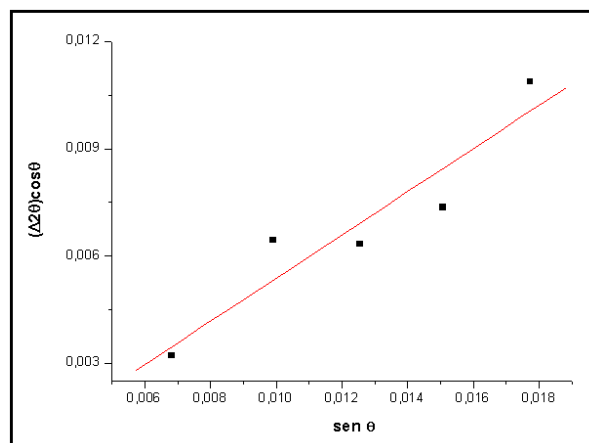


Figura 9: Gráfico para a determinação da microdeformação da amostra jateada com a granalha S390 na superfície pelo método Williansom-Hall.

O resultado deste gráfico não apresenta condições em se obter os parâmetros necessários para a determinação da microdeformação conforme a não linearidade

entre os pontos, fato pela presença da anisotropia das tensões entre os planos, os defeitos de empilhamento e a densidade das discordâncias no material.

A modificação proposta por Ungar e Borbély (1996) da equação de Williamson e Hall leva em consideração os valores de tamanho de cristalito, densidade de discordâncias, o vetor de Burgers e além de uma variável descrita por $\langle C \rangle$, denominado fator de contraste das discordâncias, conforme descrito no trabalho.

Aplicando os procedimentos propostos por Ungar e Borbély (1996) o resultado obtido com o fator de correção em $\sin\theta$ proporciona um gráfico (figura 10) coerente possibilitando obter os valores da microdeformação da rede cristalina

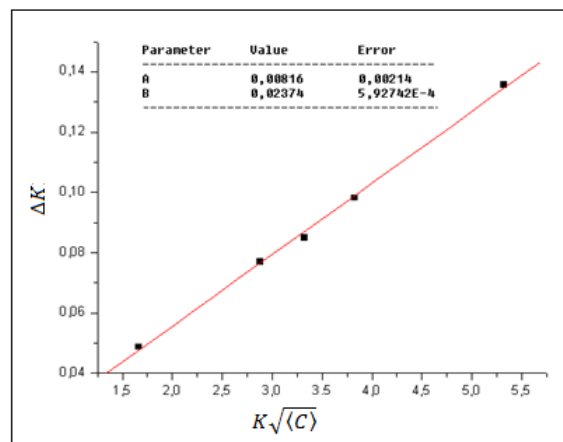


Figura 10: Gráfico para a determinação da microdeformação pelo método de Williamson-Hall modificado.

Ao sobrepor os perfis das microdeformações e da distribuição da tensão residual nota-se a semelhança porém inversa com valores de menor compressibilidade versus a microdeformação da rede cristalina e nas distâncias iniciais os valores de microdeformação decrescem aos valores mínimos 18μm para da amostra da mesma forma com que as medidas iniciais da tensão residual possuem no momento em que ocorre o maior alívio de compressão em 40μm (figura 11).

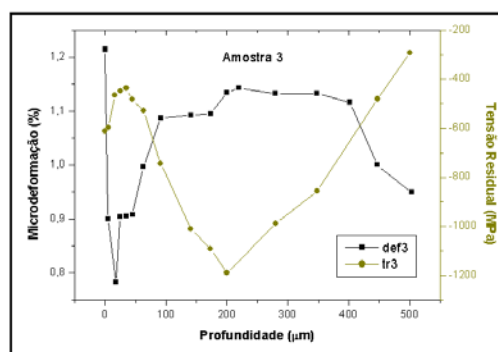


Figura 11: Gráfico comparativo entre a tensão residual e a microdeformação da rede da amostra jateada com granalhas S390 pelo método Williamson-Hall modificado.

Desta forma pode se deduzir que a microdeformação correspondente ao deslocamento dos átomos na posição de equilíbrio, do qual consome a energia oriunda do jateamento por granalhas e outra parte fica para a tensão residual. A figura 12 mostra o comportamento dos átomos quando sujeitos a tensão residual e a microdeformação.

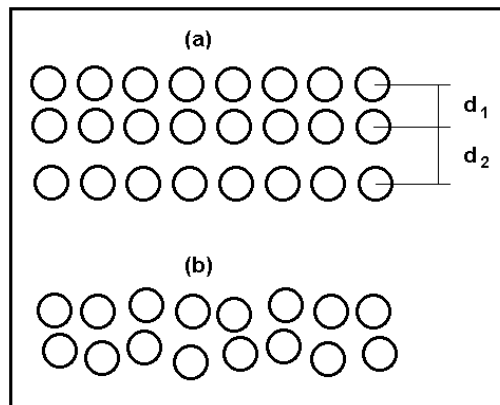


Figura 12: Deslocamentos dos átomos em relação a tensão residual (a) e a microdeformação da rede cristalina (b).

Assim torna-se possível relacionar o comportamento da curva de distribuição de tensão residual conjugadas aos valores de microdeformação da rede cristalina, ou seja o que infere às influências da macrotensão e da microtensão, pois conforme ocorre o alívio da tensão residual, a microdeformação decresce ao mesmo ponto na profundidade da amostra, o que demonstra que a microdeformação diminui quando o posicionamento dos átomos torna-se regular.

CONCLUSÕES

Os valores de microdeformação obtidas pelos métodos Williamson-Hall modificado, Warren-Averbach e Single Line possuem valores absolutos diferentes, mas relativamente apresentam o mesmo comportamento.

O jateamento por granalhas, dependendo da energia imposta pelas granalhas, provoca no material uma camada plasticamente deformada que induz um perfil de tensão residual em profundidade que apresenta um pico de alívio de tensão, seguido do aumento da tensão residual compressiva.

A distribuição da microdeformação da rede cristalina da região plasticamente deformada assume comportamento semelhante a perda de compressibilidade da tensão residual.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

GONZALES, A.,C.; BARRIOS, D.,B.;LIMA, N.,B.; GONÇALVES, E.; ***Importance of considering a material micro-failure criterion in the numerical modeling of the jateamento por granalhas process applied to parabolic leaf springs.*** Latin American Journal of Solids and Structures. Pag 21, 2009.

WAGNER, L.; LÜTJERING, G.; ***Influence of jateamento por granalhas on the fatigue behaviour of Ti-alloys.*** In: Jateamento por granalhas. Oxford: Pergamon Press; p. 453–60. 1981.

TURNBULL, A.; de los Rios, E.R.; TAIT, R.B., LAURANT, C.; BOABAID, J.S. ***Improving the fatigue resistance of wasp alloy by shot Peening.*** Fatigue Fract Eng Mater Struct; 21:1513–24. 1998.

FORSYTH, P.J.E. Slip band damage and extrusion. ***Proceeding of the Royal Society.*** London; A242: 198 – 202, 1957.

COTTRELL, A.H.; HULL, D. ***Extrusion and intrusion by cyclic slip in copper.*** Proc R Soc London. A 242:211–3. 1957.

MILLER, K. J.; ***Materials Science Perspective of Metal Fatigue Resistance;*** Materials Science and Technology, v.9, p.453-462, June 1993.

KITAGAWA, H.; TAKAHASHI, S.; ***Applicability of fracture mechanics to very small cracks or cracks in the early stage.*** In: The Second International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, ICM2. Ohio: ASM Metal Park; p. 627–31. 1976.

CURTIS, S.A.; ROMERO, J.S.; de los RIOS, E.R.; RODOPOULOS, C.A. and LEVERS, A.; Predicting the interfaces between fatigue crack growth regimes in 7150 – T651 aluminum alloy using the fatigue damage map. ***International Journal of Fatigue.*** 25 – p. 59-66. 2003.

CULLITY, B. D. ***Elements of X-ray diffraction.*** Addison-Wesley Publishing Company Inc. 2ª Ed. Reading, Massachusetts, USA. 1978.

WILLIAMSON, G. K.; HALL, W. H.; ***X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram;*** Acta Metall. 1; pp 22-31. 1953.

UNGÁR, T.; BORBÉLY, A.; ***The effect of dislocation contrast on x-ray line broadening: a new approach to line profile analysis.*** Appl Phys Lett; 69:3173–5. 1996.

MEGUID, S.A.; SHAGAL, G.; STRANART, J.C.; DALY, J. ***Three-dimensional dynamic finite element analysis of shot peening induced residual stresses.*** Finite Element in Analysis and Design 31. p 179-191, 1999.

ABSTRACT

In the present work the effects of shot peening with the evaluation of the residual stress profile in the region of compressive stress were studied. An anomalous effect in relation to the characteristic profile of the residual stress distribution was noted by the loss of compression close to the surface. The plastically deformed region was observed allowing the study of the mechanism that infers this effect. The results provide the information needed to compare the effects of microstress on residual stress. This relationship was confirmed by the overlap of the distribution of the microdeformation results with the residual stress along the thickness in the plastically deformed region. The results showed the existence of anisotropy of tensions between the planes generated by the density of dislocations. The method applied was the modified Williansom-Hall.

Keywords: Shot peening, x-ray diffraction; residual stress; microdeformation.