

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Departamento de Metalurgia

AVALIAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO DE UM FORJADO A QUENTE VIA
SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Rafael Borges Hendler

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre

2010

Dedico este Trabalho de Diplomação especialmente
à meus pais por todo e incondicional
apoio para a realização
deste sonho.

AGRADECIMENTOS

À empresa Maxiforja Componentes Automotivos pela oportunidade e apoio neste trabalho.

Aos colegas de empresa que participaram nas discussões, análises, suporte técnico e em especial pelo suporte para a conclusão deste trabalho.

Ao grupo de Engenharia de Pesquisa e Desenvolvidimentos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Afonso Reguly pelo apoio, suporte científico.

Ao meu orientador, Eng^o Tomaz Petracco pelo apoio, suporte técnico e ensinamentos.

SUMÁRIO

| | |
|---|-----------|
| ÍNDICE DE FIGURAS | 6 |
| LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS | 8 |
| RESUMO | 10 |
| ABSTRACT | 11 |
| 1. INTRODUÇÃO | 12 |
| 2. REVISÃO DA LITERATURA | 13 |
| 2.1. Defeitos cristalinos e teoria de discordâncias | 13 |
| 2.2. Fatores que afetam a microestrutura de um metal deformado | 13 |
| 2.2.1. Energia de defeito de empilhamento (EDE) | 14 |
| 2.2.2. Átomo de soluto | 14 |
| 2.2.3. Influência do tamanho de grão inicial | 14 |
| 2.2.4. Temperatura e velocidade de deformação | 15 |
| 2.3. Mecanismos de Recristalização | 15 |
| 2.3.1. Definições e Características | 15 |
| 2.3.2. Recuperação | 16 |
| 2.3.3. Nucleação | 18 |
| 2.4. Crescimento de Grão | 20 |
| 2.5. Recuperação Estática e Dinâmica | 22 |
| 2.6. Cinética da recristalização estática (SRX) | 24 |
| 2.7. Recristalização dinâmica (DRX) | 26 |
| 2.8. Cinética da recristalização dinâmica (DRX) | 28 |
| 2.9. Recristalização Metadinâmica (MDRX) | 29 |

| | |
|--|-----------|
| 2.10. Recristalização parcial | 30 |
| 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL | 33 |
| 3.1. Ensaio metalúrgico | 33 |
| 3.1.1. Preparação dos Corpos de prova para análise metalúrgica | 33 |
| 3.1.2. Análise Metalográfica | 33 |
| 3.1.3. Análise Química | 34 |
| 3.1.4. Ensaio de Dureza | 34 |
| 3.1.5. Fibragem | 35 |
| 3.1.7. Simulação Computacional através do Software Qform | 35 |
| 4. RESULTADOS E ANÁLISE | 37 |
| 4.1. Análise da Matéria Prima (Blank) | 37 |
| 4.2. Descarbonetação | 38 |
| 4.3. Composição Química | 39 |
| 4.4. Fibragem | 40 |
| 4.5. Ensaio de Dureza | 41 |
| 4.6. Resultados para os Cálculos | 41 |
| 4.8. Simulação e Resultados | 45 |
| 5. CONCLUSÕES | 50 |
| 6. SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS | 51 |
| 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 52 |

ÍNDICE DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1 Cinética da recuperação de um metal encruado | 17 |
| Figura 2: a) arranjo ao acaso de discordâncias deformado por flexão b) rearranjo de discordâncias originando os subcontornos após o recozimento (PADILHA 2005)..... | 18 |
| Figura 3 Representação esquemática da nucleação por migração de contornos induzida por deformação (PADILHA 2005)..... | 19 |
| Figura 4 Formação de um grão recristalizado a partir de um subgrão (PADILHA 2005). | 19 |
| Figura 5: Coalescimento de dois subgrãos por rotação. a) estrutura original. b) rotação do subgrão. c) estrutura logo após o coalescimento. d) estrutura final após alguma migração de subcontornos (PADILHA 2005)..... | 20 |
| Figura 6: a) emaranhados de discordâncias b) formação de células c) aniquilação de discordâncias nas paredes das células e d) formação de subgrãos (PADILHA 2005)... | 23 |
| Figura 7: Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminação (baixas deformações) para metais de alta EDE, (b) durante a laminação para metais de baixa EDE, (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE (PADILHA 2005)..... | 24 |
| Figura 8: Mecanismo de nucleação da recristalização dinâmica por formação de contornos sucessivos. (a) grão original, (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação ϵ_c é superada, (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente (d) terceira etapa idem a segunda e (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário (PADILHA 2005) (ROUCOULES, 1992). | 27 |
| Figura 9: Curvas tensão deformação | 28 |
| Figura 10: Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente. Os grãos são representados na figura em “escala macroscópica” (PADILHA 2005). | 29 |
| Figura 11: Microestrutura formada por Perlita e Ferrita..... | 37 |
| Figura 12: Microinclusões tipo AG1 e DF 0,5..... | 38 |
| Figura 13: Descarbonetação: ISENTO | 39 |
| Figura 14: Foto real da fibragem..... | 40 |

| | |
|---|----|
| Figura 15: Fibragem realizada na simulação | 40 |
| Figura 16 Metalografia com régua para contagem do Tamanho de Grão. | 44 |
| Figura 17: Gráfico da relação do tamanho de grão inicial e final dos pontos 1 e 3 marcados na peça com relação ao incremento. | 45 |
| Figura 18: Ponto 3 representado por um tracked point..... | 46 |
| Figura 19: Os pontos representados nesta figura são os tracked points, pontos representados nos eixo das abscissas dos gráficos abaixo. | 46 |
| Figura 20: Gráfico do Tamanho de grão recristalizado estaticamente pelos pontos marcados na peça..... | 47 |
| Figura 21: Gráfico do Tamanho de grão recristalizado estaticamente pelos pontos marcados na peça..... | 47 |
| Figura 22: Gráfico do Tamanho de grão recristalizado metadinamicamente pelos pontos marcados na peça..... | 47 |
| Figura 23: Gráfico da Deformação verdadeira pelos pontos marcados na peça. | 48 |
| Figura 24: Gráfico da Taxa de Deformação pelos pontos marcados na peça. | 48 |
| Figura 25: Gráfico da Temperatura pelos pontos marcados na peça..... | 48 |
| Figura 26: Gráfico do Tamanho de grão medido através da metalografia pelos pontos marcados na peça..... | 49 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

EDE = Energia de defeito de empilhamento

k_1 = constante dependente do modo de formação

n = constante dependente do modo de formação

b = módulo do vetor de Burgers

T_f = temperatura de fusão absoluta

ρ = densidade de discordâncias no instante t,

ρ_0 = densidade inicial de discordâncias,

t = tempo

k = constante

dN/dt = taxa de nucleação

N_p = número de grão por unidade de área

r = raio

N = número de núcleos por unidade de volume

P_L = número de interseções de contornos

D = diâmetro dos grãos

F_{cg} = potencial termodinâmico

d_0 = tamanho de grão recristalizado completamente

Q_g = energia de ativação para o crescimento do grão

K_g = constante dependente do processo e do material

m = constante dependente do processo e do material

X = fração recristalizada num tempo t

n = expoente de Avrami

T = temperatura em graus Kelvin

R = constante dos gases

ϵ_p = deformação de pico,

ϵ_C = deformação crítica

Z = parâmetro Zener-Hollomon

D_{dyn} = tamanho de grão recristalizado dinamicamente

X_{dyn} = volume dinamicamente recristalizado

X_{Stat} = volume estaticamente recristalizado

$t_{0,5}$ = tempo de recristalização da fração de 50% do volume

D_{Stat} = tamanho de grão recristalizado estaticamente

D_{md} = tamanho de grão recristalizado metadinamicamente

X_{md} = fração de volume recristalizado metadinamicamente

RESUMO

No presente trabalho, vamos fazer uma comparação do tamanho de grão entre experimentos na fábrica e obtidos por simulação via software Qform. Juntamente com o software foram utilizadas as fórmulas encontradas na literatura para a recristalização dinâmica, estática e metadinâmica. São fatores determinantes nesta avaliação: a temperatura de forjamento, a taxa de deformação, dando origem ao parâmetro criado por Zenner-Hollomon e a deformação verdadeira.

Para fazer uma validação experimental dos resultados encontrados via simulação numérica e os cálculos teóricos para determinação do tamanho de grão após o processo de forjamento a quente foi feita uma comparação através de gráficos. Busca-se determinar um modelo para predição do tamanho de grão final de um componente forjado através de alterações nas variáveis envolvidas no processo.

Posteriormente aumentada a confiabilidade do modelo matemático, os resultados encontrados servirão como fonte para novas alterações nos parâmetros de conformação a quente. Consequentemente obteremos respostas de forma mais eficaz e com menor custo. Estas modificações terão impacto direto no tamanho de grão final que buscamos alcançar conforme especificações dos clientes.

Por fim, os cálculos realizados para predição do tamanho de grão final após a recristalização metadinâmica, estática e dinâmica estão bem aproximados do tamanho de grão real realizado por metalografia e medidos pelo método de interseção linear média.

ABSTRACT

In this paper, we make a comparison of grain size between experiments in the plant and obtained by simulation via software Qform. Along with the software we used the calculations found in literature for the metadynamic, static and dynamic recrystallizations. Are determining factors in this evaluation: the temperature of forging, the deformation rate, giving rise to the parameter created by Zener-Hollomon and true strain.

To make an experimental validation of the results found by numerical simulation and theoretical calculations to determine the grain size after hot forging process was done through a comparison of graphs. Looking to establish a model for prediction of final grain size of a component wrought by changes in the variables involved.

Further enhanced reliability of the mathematical model, the results will serve as a source for new changes in the parameters of hot forging. Therefore we will obtain answers more effectively and at lower cost. These changes have direct impact on the final grain size as we seek to reach customers' specifications.

Finally, the calculations performed to predict the final grain size after metadinamic, static and dynamics recrystallizations are well approximate the actual grain size achieved by metallography and measured by the average liner intercept method.

1. INTRODUÇÃO

Entre todos os processos de manufatura, a tecnologia do forjamento tem uma posição especial porque ela permite produzir peças com propriedades mecânicas superiores com o mínimo desperdício de material. No forjamento, o material inicialmente tem uma geometria simples; este material é deformado plasticamente em uma ou mais operações transformando-se em um produto de geometria relativamente complexa. O forjamento usualmente requer ferramentas com alto custo. Embora, o processo seja economicamente atrativo somente quando um grande número de peças deva ser produzido e/ou quando as propriedades mecânicas requeridas no produto final sejam obtidas apenas pelo processo de forjamento (ALTAN 2004).

Nos processos por forjamento à quente a deformação aplicada no material ocorre no campo austenítico. O fenômeno metalúrgico de recristalização depende principalmente da quantidade de deformação aplicada e da temperatura do material durante a conformação.

O tamanho do grão final pode ser predefinido se os parâmetros tiverem um grau de confiabilidade. Com uma confiabilidade boa, podemos prever o tamanho final sem fazer o forjamento e análise da microestrutura posterior, diminuindo dramaticamente o custo do estudo, apenas usando um modelo matemático.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Defeitos cristalinos e teoria de discordâncias

Durante a deformação plástica, além de aumento de densidade de discordâncias de defeitos cristalinos existe a formação de novas fases, como vistas, são praticamente denominadas de martensitas de deformação.

Existem quatro tipos de deformações que podem ocorrer permanentemente em um metal. São elas:

- Maclação mecânica;
- Difusão;
- Transformação de fases acompanhadas de grande variação do volume;
- Deslizamento de planos cristalinos causado por movimento de discordância.

Durante a deformação plástica de um policristal podem ocorrer alguns eventos que são importantes. São eles:

- Os grãos mudam de forma;
- Orientação dos grãos muda e eles geralmente adquirem orientação preferencial (textura de deformação);
- A quantidade de contornos de grão por unidade de volume aumenta;
- A quantidade de defeitos locais aumenta de varias ordens de grandeza(PADILHA 2005).

2.2. Fatores que afetam a microestrutura de um metal deformado

Os principais fatores que afetam a microestrutura do estado encruado são:

2.2.1. Energia de defeito de empilhamento (EDE)

A distribuição de discordâncias é fortemente dependente da EDE. O metal é deformado quando tem baixa EDE, suas discordâncias estão muito afastadas e assim sua mobilidade é pequena. Este fato decorre na dificuldade de discordâncias como cross-slip e climb acontecerem. Com os resultados temos uma distribuição de discordâncias de uma forma plana.

Um metal que tem alta EDE tem suas discordâncias próximas uma das outras facilitando o acontecimento da cross-slip e climb (com desvio e escalada) respectivamente. Assim temos discordâncias de alta mobilidade que tendem a se localizar em planos com baixo nível de índice de Muller (SWAN, 1960). Pelo fato de possuir alto EDE apresentam uma distribuição heterogênea de discordâncias.

Em metais com alta EDE as discordâncias têm maior mobilidade, fazendo que o rearranjo de discordâncias seja mais freqüente. Podemos dizer que estas migram distancias maiores antes de se tornarem imóveis.

2.2.2. Átomo de soluto

Átomos de soluto interferem no EDE do metal onde são adicionados. Estes átomos irão alterar a distribuição de discordâncias após a deformação. Na medida em que se adicionam átomos de soluto em certo metal, ocorre um gradativo aumento na densidade de discordâncias e da energia armazenada na distorção, assim como a diminuição gradativa do tamanho médio de célula de deformação.

2.2.3. Influência do tamanho de grão inicial

Estudando a deformação do ferro policristalino de alta pureza, Keh e Weissmann (GORELIK, 1981) mostraram que amostras com diferentes tamanhos de grão submetidos a um mesmo grau de deformação apresentavam densidades de discordâncias diferentes. A densidade de discordâncias assumia valores maiores para amostras com

tamanho de grão menor. Conrad e Christ (CAHN 1970) chegaram a uma relação entre deformação (ϵ), tamanho de grão (d) e densidade de discordâncias (ρ) para o ferro puro:

$$\rho = \frac{\epsilon}{k_1 \times b} \times \frac{1}{d^n}$$

Equação 1, onde k_1 e n são constantes dependentes do modo de formação e b é o módulo do vetor de Burgers. As diferenças locais de densidade de discordâncias entre os grãos são pequenas para altos graus de deformação se comparadas com amostras com baixos graus de deformação.

2.2.4. Temperatura e velocidade de deformação

Distribuição e densidade de discordâncias, energia armazenada são fatores que dependem da temperatura. Pode-se concluir que com a diminuição de temperatura a deformação fica dificultada e é necessária uma energia muito maior para causar a mesma deformação do que outra amostra na temperatura ambiente.

Temperaturas baixas além de diminuir a das discordâncias podem diminuir a energia de defeito de empilhamento. Pequenas variações de temperatura durante a deformação causam grandes modificações nas subestruturas de discordâncias por sua vez grandes mudanças na velocidade de deformação influenciam relativamente pouco.

2.3. Mecanismos de Recristalização

2.3.1. Definições e Características

Talvez a recristalização possa ser uma transformação de fase irreversível termicamente ativada e que ocorre por nucleação e crescimento. Algumas de suas maiores características irão ser mencionadas a seguir.

O potencial termodinâmico para a transformação é muito baixo e é independente da temperatura de transformação. A teoria clássica de nucleação não funciona muito bem para a recristalização. Pois a energia de interface entre a região recristalizada e não recristalizada é muito alta, como conseqüências têm-se núcleos muitos grandes. A nucleação de recristalização significa formação e migração de contornos de alto ângulo a partir de embriões pré-existentes. O início da nucleação ocorre preferencialmente nas heterogeneidades de deformação. Formam-se poucos núcleos através dos já existentes embriões assim chamados, na ordem de 1ppm se transforma em núcleo. Após a nucleação ocorre somente o crescimento. Em geral a velocidade de crescimento diminui com o tempo. A causa é: gradientes de deformação na microestrutura resultante da deformação e a competição com a recuperação. O tamanho de grão recristalizado resultante é muito sensível ao grau de deformação e pouco sensível ao recozimento (CAHN, 1970).

2.3.2. Recuperação

Em temperaturas superiores a 20% da T_f (T_f = temperatura de fusão absoluta) ocorre a aniquilação de intersticiais e lacunas e a migração de defeitos para os contornos de grão e discordâncias. Enquanto temperaturas na faixa de 20 a 30% de T_f promovem aniquilação de discordâncias de sinais opostos com o rearranjo das mesmas. A formação de subgrãos requer maior ativação térmica devido a necessidade de ocorrência em grande escala de escorregamento com desvio e escalada que acontecem em temperaturas na faixa de 40% de T_f (GORELIK, 1981).

A cinética de recuperação é qualificada em geral através de medidas e parâmetros indiretos de acordo com a equação 2:

$$\frac{1}{\rho} - \frac{1}{\rho_0} = k \times t$$

Equação 2, onde ρ =densidade de discordâncias no instante t , ρ_0 = densidade inicial de discordâncias, t = tempo de recozimento e k = constante. A curva que representa este fenômeno é mostrada pela figura 1.

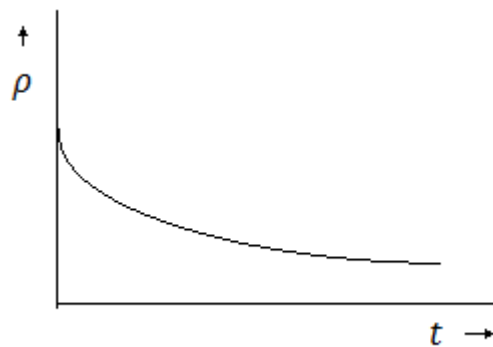


Figura 1 Cinética da recuperação de um metal encruado

Uma situação simplificada do processo de formação de subgrãos pode ser resumida pela poligonização que é um processo que ocorre a altas temperaturas. Podemos pegar com exemplo uma barra monocristalina deformada plasticamente por flexão, neste caso temos a formação de discordâncias para acomodar esta deformação plástica. Inicialmente estas discordâncias se encontram distribuídas de forma homogênea. O mecanismo de poligonização é representado na figura 2.

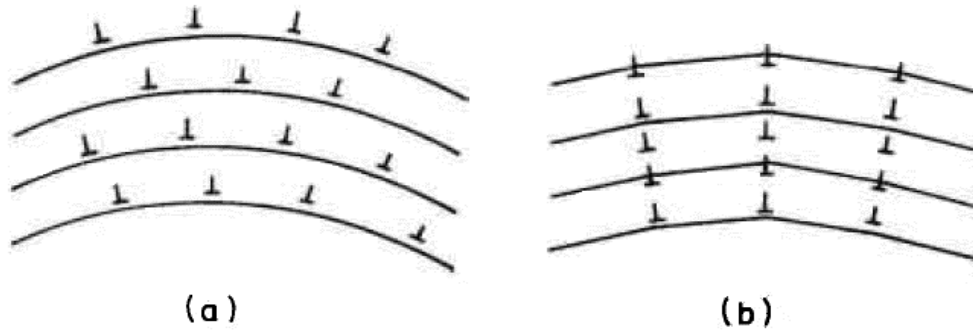


Figura 2: a) arranjo ao acaso de discordâncias deformado por flexão b) rearranjo de discordâncias originando os subcontornos após o recozimento (PADILHA 2005).

2.3.3. Nucleação

A taxa de nucleação (dN/dt) é um parâmetro complexo. Para simplificar, duas possibilidades são consideradas, área saturada de nucleação ou a taxa constante de nucleação. O método mais comum de distinguir entre estas possibilidades é por contagem de grão por unidade de área (N_p) em uma seção 2D usando as melhores técnicas de análise microscópicas. Como o crescimento de núcleo, assim como N_p aumenta, e se isto é definido que os núcleos são esferas de raio r o número de núcleos por unidade de volume (N) é tal que:

$$N = \frac{N_p}{2r}$$

Neste tipo de análise, bandas de transição e cisalhamento são locais propícios para conter estes pré-núcleos para o início de recristalização. Os modelos de nucleação da recristalização são descritos a seguir.

2.3.3.1. Migração de contornos de grão induzida por deformação

Este modelo originalmente foi proposto por Beck e Sperry (BECK 1950) a partir de observações por microscopia óptica e posteriormente é estudado por microscopia eletrônica de transmissão por Bailey (BAILEY 1953) (BECK 1950) em Cu, Ni, Au, Ag e Al. Este mecanismo envolve a migração de um contorno de grão pré-existente para o interior de um grão mais deformado como mostrado na figura 3 (PADILHA 2005).

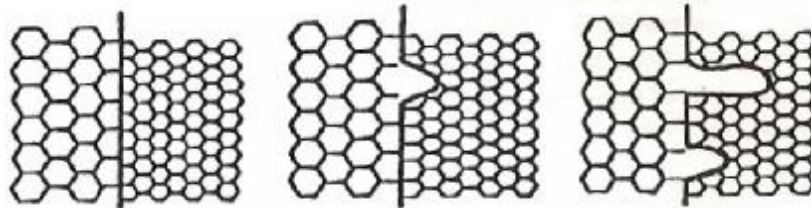


Figura 3 Representação esquemática da nucleação por migração de contornos induzida por deformação (PADILHA 2005).

2.3.3.2. Nucleação por migração de contornos de baixo ângulo (subcontornos)

O modelo é baseado no fenômeno de poligonização, quando são formadas regiões com baixa densidade de discordâncias circundadas por subcontornos ou contornos de baixo ângulo. O subcontorno em migração absorve discordâncias, aumentando sua diferença de orientação, sua energia e sua mobilidade até que se transforma em um contorno de alto ângulo, caracterizando a nucleação. A figura abaixo descreve o mecanismo de início de recristalização por migração de subcontornos (PADILHA2005).

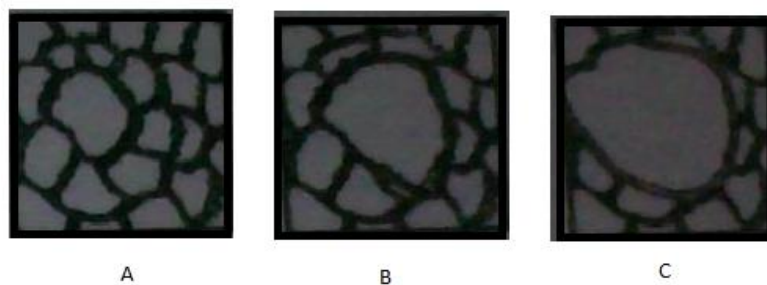


Figura 4: Formação de um grão recristalizado a partir de um subgrão (PADILHA 2005).

2.3.3.3. Nucleação por coalescimento de subgrãos

O mecanismo consiste em um coalescimento de dois subgrãos vizinhos o que equivalem a uma rotação, tornando seus reticulados cristalinos coincidentes como mostrado na figura 5. Coalescimento é um mecanismo que promove crescimento subgrão, eliminação de subcontornos e alteração das diferenças de orientação entre o grupo que sofreu coalescimento e os subgrãos vizinhos (PADILHA 2005).

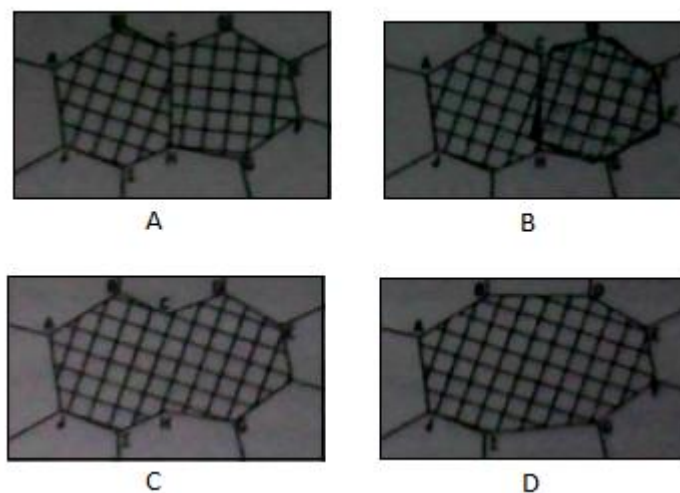


Figura 5: Coalescimento de dois subgrãos por rotação. a) estrutura original. b) rotação do subgrão. c) estrutura logo após o coalescimento. d) estrutura final após alguma migração de subcontornos (PADILHA 2005).

2.4. Crescimento de Grão

O crescimento de grão é definido como o crescimento de determinados grãos as custa de outros de modo a diminuir a área total de contornos. Considerando que a área de contornos é dada por:

$$S_v = 2 \times P_L$$

Onde P_L é o número de interseções de contornos com a linha teste e que o diâmetro dos grãos (D) é determinado com o auxílio da relação:

$$D = 1 / P_L$$

Também podemos determinar o potencial termodinâmico para o crescimento de grão como:

$$F_{cg} = \frac{2 \times g}{D}$$

O crescimento de grão é um processo termicamente ativado, portanto em condições de altas temperaturas a rápida difusão é favorecida ao longo dos contornos de grão. A energia dos contornos passa a atuar como potencial termodinâmico para o crescimento de determinados grãos, à custa de outros, de modo a diminuir o número de grãos, ou seja, diminuir a área total desses contornos, resultando em tamanhos de grão maiores [1,9]. Uma equação geral, equação 3, para o tamanho de grão em crescimento, utilizada para todos os tipos de aços é dada por (GORELIK, 1981).

$$d^m = d_0^m \cdot K_g \cdot t \cdot \exp\left(\frac{Q_g}{R \cdot T}\right)$$

Equação 3, onde d_0 é o tamanho de grão recristalizado completamente, tanto estática como dinamicamente, t é o tempo após completa recristalização, Q_g é a energia de ativação para o crescimento do grão, e K_g e m são constantes dependentes do processo e do material.

Normalmente, durante o primeiro segundo, a taxa de crescimento é parabólica ($m=2$), e após este intervalo em que o crescimento ocorre rapidamente, a taxa de crescimento decresce e um expoente $m=7$ descreve mais adequadamente o processo. Uma explicação para isso estaria na maior força motriz para o crescimento de grão de uma microestrutura composta por grãos mais finos. Além disso, a presença de uma maior quantidade de lacunas, devido à deformação, poderia acelerar o crescimento após

a recristalização (BAILEY 1953). SRX requer nucleação, o que significa que os primeiros grãos formados são menores e apresentam uma taxa de crescimento mais rápida. Durante a MDRX, que não requer nucleação, os grãos recristalizados se iniciam a partir de certo tamanho. Os grãos produzidos pela MDRX são mais finos. A cinética rápida de amaciamento da MDRX como também a diferença no tamanho de grão recristalizado, comparado a SRX, requer uma descrição diferente para os seus crescimentos de grão. Como SRX e MDRX possuem cinéticas de crescimento de grão diferentes, as equações devem considerar processos diferentes (SICILIANO 1999).

Uma vez completado o processo de recristalização, inicia-se o crescimento de grão cuja força motriz para reação é a diminuição da energia armazenada pela eliminação de contornos de grão. Os tamanhos de grão produzidos após a recristalização completa por SRX podem ser calculados em função da deformação prévia aplicada no passe e do tamanho do grão inicial entrando nesse mesmo passe (SICILIANO 1996), (SICILIANO 2000).

Algumas equações utilizadas para se calcular o tamanho de grão recristalizado estão descritas abaixo

$$\begin{array}{l} d_{\text{SRX}} = 0,743 \cdot \varepsilon^{-1,0} \cdot d_0^{0,67} \\ d_{\text{SRX}} = 1,1 \cdot \varepsilon^{-0,67} \cdot d_0^{0,67} \end{array} \quad \left| \right.$$

Equações 4 e 5: Equações que descrevem o tamanho de grão produzido após a recristalização completa por SRX.

Um tamanho pequeno de grão inicial gera uma maior densidade de discordâncias, conseqüentemente a taxa de nucleação é maior, resultando em tamanhos de grãos recristalizados mais finos. Nota-se que o tamanho de grão final após a SRX aumenta com o tamanho de grão inicial e diminui com o aumento da deformação.

2.5. Recuperação Estática e Dinâmica

Recuperação é um mecanismo de amaciamento que diminui a energia de deformação adquirida no forjamento através da aniquilação e do re-arranjo de discordâncias e outros defeitos. Há um rearranjo dessas discordâncias em contornos de subgrãos, e os grãos vão se alongando de acordo com a forma do material.

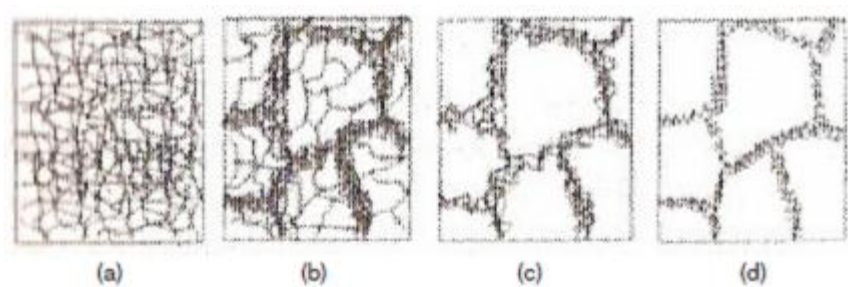


Figura 6: a) emaranhados de discordâncias b) formação de células c) aniquilação de discordâncias nas paredes das células e d) formação de subgrãos (PADILHA 2005).

A Figura 6 mostra esquematicamente os vários estágios da recuperação a partir de um emaranhado de discordâncias, chegando até uma estrutura de subgrãos. A recristalização dinâmica apresenta semelhanças com a recuperação dinâmica no sentido de que o processo também ocorra simultaneamente à deformação, isto é, quando o material está sob um campo de tensões e frequentemente a alta temperatura.

A taxa de aniquilação das discordâncias depende da energia de defeito de falha de empilhamento (EDE) do metal, dentre outras variáveis. Normalmente, as discordâncias apresentam-se dissociadas próximas umas das outras, facilitando os escorregamentos cruzados e escaladas. Esses mecanismos exigem a presença de discordâncias com alta mobilidade que tendem a se aniquilarem umas com as outras durante suas movimentações pelo cristal. Nos metais com alta EDE, as discordâncias possuem maior mobilidade, e, por essa razão, as grandes concentrações de discordâncias geradas durante a deformação se movem às paredes das células do grão e, lá permanecem. Posteriormente, algumas são aniquiladas transformando-se em subcontornos de grão. Estes metais apresentam uma cinética de recuperação (estática e dinâmica) rápida produzindo uma distribuição celular de discordâncias (PADILHA 2005) (HODGSON, 1992).

Durante a recristalização de metais de alto EDE, há rápida recuperação na matriz, podendo, esse tipo de amaciamento até inibir ou mesmo interromper migração do contorno de grão, ou seja, interromper a recristalização, se a força motriz para este fim for suficientemente reduzida. Considerando a austenita como uma fase com baixa EDE, ambos os processos de recuperação (estático e dinâmico) serão mais lentos neste caso. Os mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente podem ser visualizados na Figura 7.

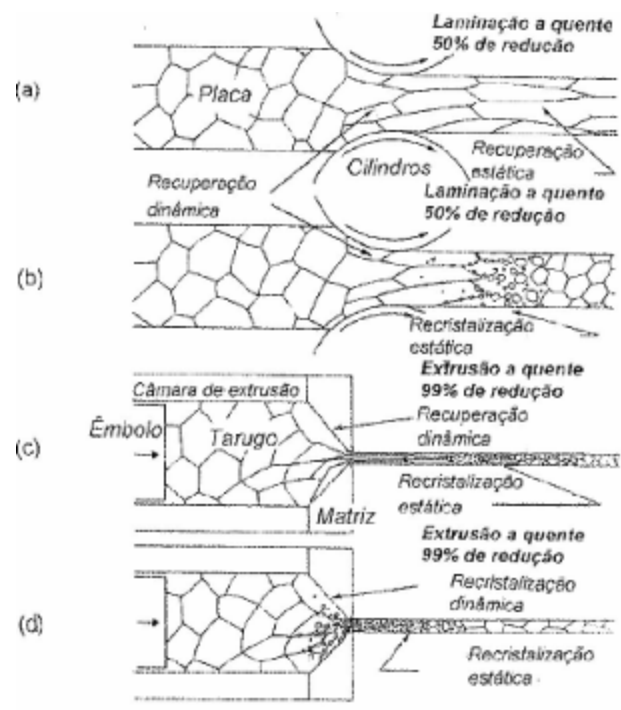


Figura 7: Mecanismos de restauração (recuperação e recristalização) possíveis durante a deformação a quente. (a) durante a laminiação (baixas deformações) para metais de alta EDE, (b) durante a laminiação para metais de baixa EDE, (c) durante a extrusão (altas deformações) para metais de alta EDE e (d) durante a extrusão para metais de baixa EDE (PADILHA 2005).

2.6. Cinética da recristalização estática (SRX)

A recristalização estática (SRX) é um mecanismo que ocorre normalmente nos aços trabalhados a quente, em metais com baixa EDE. Este processo envolve a migração de contornos de grande ângulo, que aniquilam as deslocações, conseqüentemente, reduzindo a energia armazenada e removendo a microestrutura deformada. A SRX ocorre na laminação, como mencionado, depois da deformação e durante o tempo entre os passes. A força motriz é a energia previamente armazenada no material na forma de deslocações (SICILINO 1999). Esta depende tanto da taxa de deformação como também da deformação aplicada durante os passes (SICILINO 1999). À medida que a taxa de deformação aumentar, maiores densidades de deslocações serão armazenadas no metal, ou seja, maior será a energia armazenada originada dessas deslocações e subgrãos mais finos serão produzidos. A SRX é uma transformação de nucleação e crescimento e, como tal, a fração volumétrica transformada pode ser descrita utilizando-se uma equação do tipo Avrami (GORELIK, 1981), que incorpora uma constante empírica para 50% da recristalização ($t_{0,5}$), ou seja:

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \times \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right]$$

Equação 6, onde X é a fração recristalizada num tempo t, e n é o expoente de Avrami que apresenta valores relatados na literatura, em função da liga e do tipo de mecanismo atuante: estático, dinâmico ou metadinâmico (GORELIK, 1981).

Medindo-se a fração de material recristalizada em função do tempo após a deformação, através de métodos metalográficos quantitativos ou via ensaios mecânicos, pode-se determinar a evolução do processo de recristalização. Alternativamente, medindo-se o parâmetro de amaciamento em função do tempo de espera entre deformações, através de ensaios mecânicos, pode-se também determinar a cinética de recristalização estática após a deformação a quente. Existe uma série de equações encontradas na literatura utilizadas na descrição da cinética de recristalização estática. A seguir temos algumas equações para descrever a cinética da SRX.

$$X = 1 - \exp\left[-0,693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^q\right], \text{ SRX: } q=1,0 \text{ e MRX: } q=1,5$$

$$t_{0,5}^{\text{SRX}} = 2,3 \cdot 10^{-15} \cdot \varepsilon^{-2,5} \cdot d_0^2 \cdot \exp\left(\frac{230000}{R \cdot T}\right)$$

Nas equações acima, 7 e 8, ε é a deformação no passe, d_0 é o tamanho do grão inicial, T é a temperatura em graus Kelvin e R é a constante dos gases, 8,31 kJ/(mol K).

2.7. Recristalização dinâmica (DRX)

A recristalização dinâmica (DRX) inicia durante a deformação e na maioria dos casos, a nucleação ocorre preferencialmente nos contornos de grão (PADILHA 2005) (Figura 3.9). A ocorrência desse tipo de nucleação acarreta intenso refino de grão a altas taxas de deformação e se a taxa de deformação for baixa ocorre o oposto, ou seja, um aumento em relação aos grãos iniciais. Taxas de deformação elevadas, a curva tensão-deformação apresenta um pico de tensão seguido de um decréscimo nessa tensão até sua estabilização num valor denominado tensão de estado estacionário (steady-state stress). Isso ocorre, porque tanto geração quanto aniquilação de deslocamentos alcançam um equilíbrio e o material pode ser deformado sem qualquer aumento ou redução na tensão. Com baixas taxas de deformação, a restauração se dá em ciclos de deformação seguida de ciclos de recristalização dinâmica. A curva apresenta vários picos de tensão que apresentam certa periodicidade, pois acontecem ciclos distintos de seqüências de deformação e de DRX. Cada ciclo se completa antes que o material seja encruado suficientemente para se iniciar o novo ciclo. Os casos relatados acima são exemplificados através da curva tensão-deformação como mostrado na Figura 9.

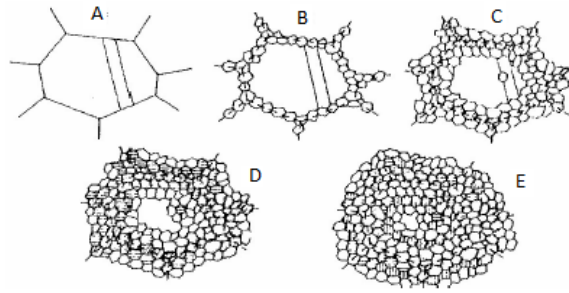


Figura 8: Mecanismo de nucleação da recristalização dinâmica por formação de contornos sucessivos. (a) grão original, (b) primeira etapa ocorrendo junto aos contornos de grão, quando a deformação ϵ_c é superada, (c) segunda etapa ocorrendo junto aos grãos recristalizados dinamicamente (d) terceira etapa idem a segunda e (e) quarta etapa que corresponde ao estado estacionário (PADILHA 2005) (ROUCOULES, 1992).

A deformação mínima para o início da DRX, definida como uma deformação crítica, ϵ_c , é um parâmetro importante nos modelos de acompanhamento de evolução da microestrutura.

Isto porque o mecanismo de amaciamento que ocorrerá no tempo entre passes, isto é, se recristalização estática convencional (SRX) ou se recristalização metadinâmica (MRX), dependerá do fato de o acúmulo de deformação no passe anterior ultrapassar ou não o valor de ϵ_c . O valor de ϵ_c é normalmente expresso como uma fração da deformação de pico, ϵ_p , devido à facilidade de medida desse último valor e à conseqüente existência de uma grande quantidade de equações disponíveis para estimativa deste parâmetro. De acordo com Sellars et al (SELLARS, 2000) a relação ϵ_c/ϵ_p está geralmente entre 0,67 e 0,86, sendo frequentemente citados valores próximos de 0,80 para C-Mn.

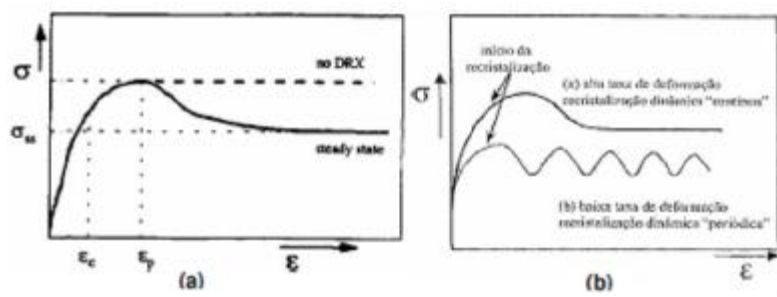


Figura 9: Curvas tensão deformação

(a) Efeito durante a laminação a quente da DRX numa alta taxa de deformação (11).

(b) Efeito durante a laminação a quente da DRX numa alta taxa de deformação e baixa taxa de deformação (PADILHA 2005).

2.8. Cinética da recristalização dinâmica (DRX)

A cinética de recristalização dinâmica pode ser calculada fazendo-se uso das equações apresentadas na equações 7 e 8 abaixo.

$$X = 1 - \exp\left[-0,693\left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{1,5}\right]$$

$$\varepsilon_a > \varepsilon_c \rightarrow t_{0,5}^{DRX} = 1,1 \left[\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300000}{RT}\right) \right]^{0,8} \cdot \exp\left(\frac{230000}{RT}\right)$$

Equações 9 e 10. Equações que descrevem a cinética da DRX completa.

A cinética da MDRX depende fortemente da taxa de deformação, sendo pouco influenciada pela temperatura e por elementos de liga (PADILHA 2005). Altas taxas de deformação produzem um aumento na densidade das deslocações e, quando comparada às produzidas à baixas taxas. Quanto maior a taxa de deformação utilizada, mais rapidamente a recristalização metadinâmica se completa.

2.9. Recristalização Metadinâmica (MDRX)

A recristalização metadinâmica (MDRX), ou pós-dinâmica, consiste no crescimento de núcleos gerados durante a deformação e que crescem após o descarregamento do material (PADILHA 2005) na Figura 10. Exemplo descreve a recristalização de um perfil laminado que pode ser considerado como em um forjamento, por semelhança temos um encalque, pré-forma, pre-forja, e forja, por exemplo.

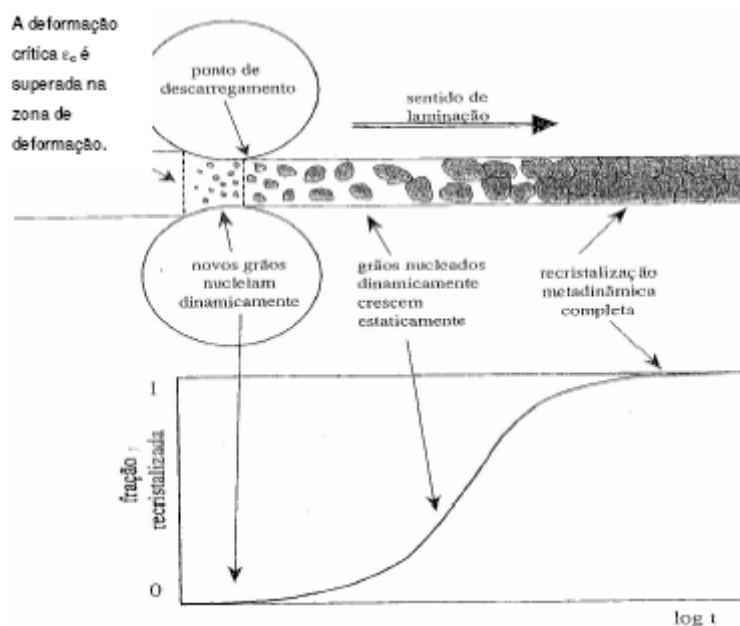


Figura 10: Representação esquemática da evolução da recristalização metadinâmica durante a laminação a quente. Os grãos são representados na figura em “escala macroscópica” (PADILHA 2005).

A cinética da MDRX depende basicamente da taxa de deformação, sendo pouco influenciada pela temperatura e por elementos de liga (PADILHA 2005). Segue algumas formulas que descrevem a cinética da MDRX.

$$X = 1 - \exp\left[-0.693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{1.5}\right]$$

$$t_{0.5}^{\text{MDRX}} = 1,1 \cdot Z^{-0,8} \cdot \exp\left(\frac{230000}{R.T}\right)$$

Equações 11 e 12: Equações que descrevem a cinética da MDRX.

Nas duas ultimas equações acima o parâmetro Z (Zener-Hollomon) é a taxa de deformação sendo que este é corrigido pela temperatura absoluta de deformação.

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R.T}\right)$$

Onde Q é a energia de ativação. O refino do grão é observado quando a curva tensão-deformação apresenta um único pico (condição de Z elevado). Por outro lado, o aumento dos grãos ocorre quando a curva apresenta múltiplos picos (condição de Z baixo). (SELLARS

$$d^{\text{MDRX}} = 26 \cdot 10^4 \cdot \left[\dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{300000}{R.T}\right)\right]^{-0,23}$$

$$d^{\text{MDRX}} = 1370 \cdot \dot{\epsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left(\frac{-45000}{R.T}\right)$$

Equações 13 e 14: Equações que descrevem o tamanho de grão final após a completa MDRX.

2.10. Recristalização parcial

Caso ocorra recristalização parcial entre os passes, o tamanho de grão médio na entrada da próxima cadeira pode ser calculado de uma relação que leva em consideração os grãos deformados e os não deformados “herdados” do passe anterior.

$$\bar{d}_{0_{i+1}} = d_{RX_i} \cdot X_i^{4/3} + (1 - X_i)^2 \cdot d_{0_i}$$

Equação 15: Equação que descreve o tamanho de grão médio.

Onde d_{SRX} é determinado através das equações abaixo. Se o valor de X é pequeno temos uma pequena mudança no tamanho de grão.

$$d_{SRX} = 343 \cdot \varepsilon^{-0,5} \cdot d_0^{0,4} \cdot \exp\left(\frac{-45000}{R.T}\right)$$

$$d_{SRX} = 0,743 \cdot \varepsilon^{-1,0} \cdot d_0^{0,67}$$

$$d_{SRX} = 1,1 \cdot \varepsilon^{-0,67} \cdot d_0^{0,67} \quad \text{para } T > 950^\circ\text{C}$$

Equações 16, 17 e 18: Equações que descrevem o tamanho de grão produzido após a recristalização completa por SRX.

$$d^{MDRX} = 2,6 \cdot 10^4 \left[\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300000}{R.T}\right) \right]^{-0,23}$$

$$d^{MDRX} = 1370 \cdot \varepsilon^{-0,13} \cdot \exp\left(\frac{-45000}{R.T}\right)$$

Equações 19 e 20: Equações que descrevem o tamanho de grão final após a completa MDRX.

Este valor de deformação será inserido nas formulas apresentadas abaixo pelas equações 21 e 22 para se determinar a DRX, seguindo a MDRX.

$$\varepsilon_c = 5,6 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,3} \left[\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{300000}{R.T}\right) \right]^{-0,17}$$

Equação 21: Equação para calcular uma deformação crítica

$$\epsilon_p = \left(\frac{1 + 20.[Nb]}{1,78} \right) \cdot 2,8 \cdot 10^{-4} \cdot d_0^{0,5} \cdot \left[\dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{375000}{R.T} \right) \right]^{0,17}$$

Equação 22: Equação para calcular uma deformação de pico

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Ensaio metalúrgico

A matéria prima e o forjado foram analisados metalurgicamente a fim de aferir e qualificá-los conforme norma interna. Os ensaios foram realizados na matéria prima para obter-se o tamanho de grão inicial, o nível de descarbonetação, composição química e de dureza. Na peça forjada foi realizada a análise da fibragem e do tamanho de grão.

3.1.1. Preparação dos Corpos de prova para análise metalúrgica

O material forjado preparado para a análise metalúrgica foi obtido da seção transversal da peça após o primeiro estágio de conformação. Para a preparação superficial, foram usadas lixas de 80, 120, 240, 320, 400, 600, 1200 Mesh, respectivamente. O polimento foi realizado com alumina (Al_2O_3) utilizando pano de polimento e álcool como solvente. As amostras foram atacadas com solução de Nital 4%, seguido de lavagem com álcool e secagem com ar quente. Conforme norma ASTM E112-96 e ASTM E45-97

3.1.2. Análise Metalográfica

A avaliação da microestrutura foi realizada em um microscópio óptico ZEISS da marca AXIOVERT 40 MAT no laboratório metalúrgico da empresa Maxiforja, com capacidade de até 1000 vezes de aumento. Foram tiradas fotografias de vários pontos definidos anteriormente, sendo estes os mesmos utilizados para fazer os cálculos pelas formulas descritas a seguir.

Com o auxílio do microscópio óptico (ampliação 100X), comparando o tamanho do grão encontrado com o quadro da norma ASTM E112-96.

Para revelação do tamanho de grão em aços temperados utilizaram-se os seguintes ataques:

Utiliza-se o reagente Picral:

- 10 g de Ácido Pícrico;
- 25 ml de detergente líquido neutro
- 65 ml de água.
- Diluir tudo em um recipiente;
- Imergir o corpo de prova polido na solução (ataque realizado a frio);
- Aguardar aproximadamente 1 h;
- Retirar o C.P. da solução;
- Lavar em água corrente;
- Secar com álcool;
- Polir levemente o C.P. para retirar o óxido formado sobre a superfície;
- Analisar no microscópio (aumento 100X);
- Determinar o tamanho de grão correspondente comparando com a tabela padrão

Conforme norma ASTM E112-96.

3.1.3. Análise Química

A análise de composição química dos materiais foi realizada por espectrometria de emissão atômica por centelhamento no equipamento da marca Spectro modelo Spectrolab no laboratório metalúrgico da empresa Maxiforja.

3.1.4. Ensaio de Dureza

Os ensaios e perfis de dureza foram realizados em um macrodurômetro Rockwell, modelo Pantec, RBS 1033, escala HRC no laboratório metalúrgico da empresa Maxiforja.

3.1.5. Fibragem

O ensaio consiste nas seguintes etapas abaixo

- Cortar a peça na direção longitudinal das fibras conforme especificado pelo cliente;
- A superfície da peça deve estar uniforme, sendo recomendável uma rugosidade relativa à lixa grão 80 ou 100, para permitir um melhor ataque;
- Posicionar a peça na solução de H₂O + ácido clorídrico (30%), cuidando para que fique inteiramente submersa;
- Deixar em solução até o tempo necessário para que as fibras sejam reveladas por completo, à temperatura de 80 a 90°C;
- Com auxílio de uma pinça tenaz, retirar a peça da solução, lavando-a em água corrente;
- Escovar com escova de aço as superfícies da peça a serem verificadas as fibras;
- Com auxílio de um pincel aplicar SUBIRÓS (tinta azul) na superfície atacada;
- Após a tinta estar completamente seca, lixar a superfície da peça com lixa d'água granulação 200;
- Verificar a fibragem imediatamente após o passo anterior, comparando-a com os resultados desejados;
- Identificar a peça com o n° do relatório metalúrgico elaborado e arquivá-la protegida com verniz incolor, vaselina ou qualquer outro protetor, evitando assim o contínuo ataque do ácido e conseqüente oxidação do corpo de prova.

Conforme norma SWN 33603-01.

3.1.7. Simulação Computacional através do Software Qform

Com os tracked points (Tracked point são os pontos em vermelho na figura 18, estes são sempre os mesmos e se movem desde o início da simulação até o final. O tracked point poderia ser considerado como um grão, este grão tem uma posição inicial e depois da simulação tem outra posição) pontos obtidos na simulação feita no software foram feitos gráficos e cálculos para ilustrar e acompanhar o comportamento do tamanho de grão final.

O Software em questão nos possibilitou ter dados referentes a deformação verdadeira, taxa de deformação e temperatura baseados no tempo de simulação. Foram usados os seguintes dados para simulação. Segue abaixo:

Dados utilizados na simulação:

- Software: QForm v.5.0
- Equipamento: Prensa mecânica
- Capacidade máxima: 10 MN (1000 tonf.)
- Material: AISI 8620 (utilizado curvas do banco de dados do software)
- Coeficiente de atrito: 0,35 (grafite + água)
- Temperatura inicial do blank: 1200°C
- Temperatura inicial da ferramenta: 200°C
- Tempo de conformação: 0,22 s
- Temperatura do ambiente: 20°C
- Emissividade: 0,92
- Coeficiente de transferência de calor: 30 W/m².K
- Malha dinâmica:
- Número de nós (inicial): 1186
- Número de nós (final): 3028
- Número de elementos (inicial): 592
- Número de elementos (final): 6052

4. RESULTADOS E ANÁLISE

4.1. Análise da Matéria Prima (Blank)

A Microestrutura encontrada foi Perlita e ferrita, o tamanho de grão foi de 7 a 8, porém conforme norma deve ter tamanho de grão 5 ou mais fino conforme NBR 6915 (março/1991). Também foram avaliadas as Microinclusões, estas foram encontradas num máximo de 3 para todos os tipos. Exceto tipo A para aços resulfurados conforme NBR 6915 (março/1991).

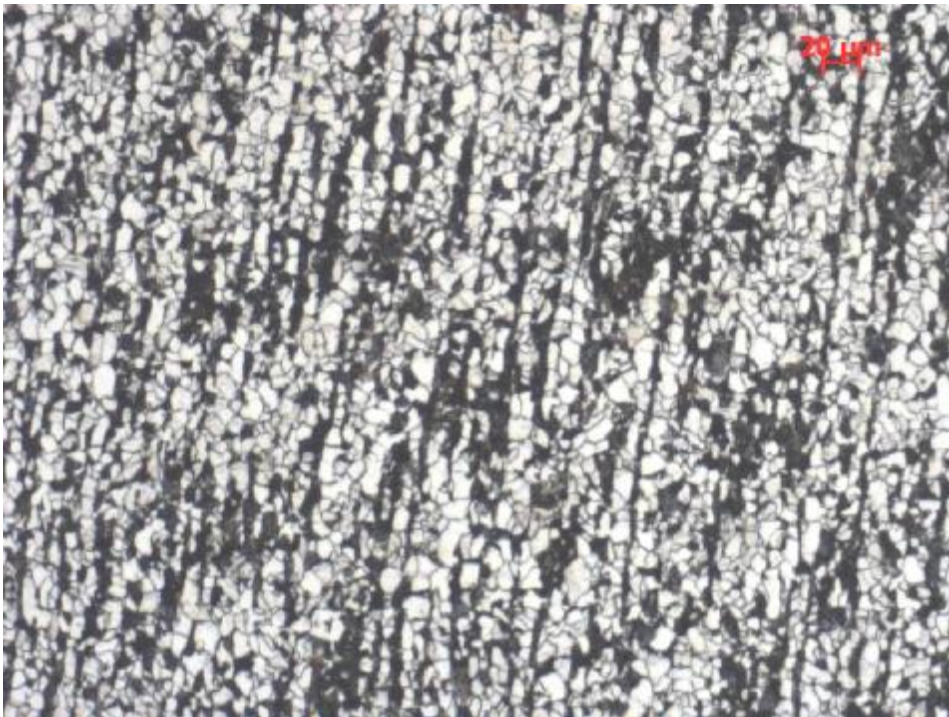


Figura 11: Microestrutura formada por Perlita e Ferrita.

TG de 7 a 8 ASTM



Figura 12: Micro-inclusões tipo AG1 e DF 0,5

As barras devem estar isentas de defeitos de superfícies visíveis a olho nu, como trincas, dobras de laminação ou outros defeitos. Eventuais defeitos superficiais podem ser removidos desde que atendam as especificações abaixo, conforme NBR 6915 (março/1991).

Tabela 1. Profundidade máxima de defeitos superficiais admissíveis para aços para forjamento a quente conforme NBR 6915 (março/1991)

| Dimensão Nominal (mm) | Profundidade Máx. (mm) | |
|--------------------------|------------------------|------------|
| | Especificado | Encontrado |
| 30 - 50 | 0.3 | - |

4.2. Descarbonetação

A descarbonetação para barras de aço laminadas a quente, redonda e quadradas deve ser medida em qualquer ponto da seção transversal, com exceção da região dos

cantos para os perfis quadrados. A tabela 2 abaixo indica os níveis de descarbonetação global (total + parcial) admissíveis no padrão PDB.

Tabela 2. Nível de descarbonetação admissível para aços para forjamento a quente parcialmente referenciada a NBR 6915 (março/1991).

| Dimensão Nominal (mm) | Descarbonetação Global máx. (mm) | |
|-----------------------|----------------------------------|------------|
| | Especificado | Encontrado |
| 24 – 100 | 0,5 | ISENTO |

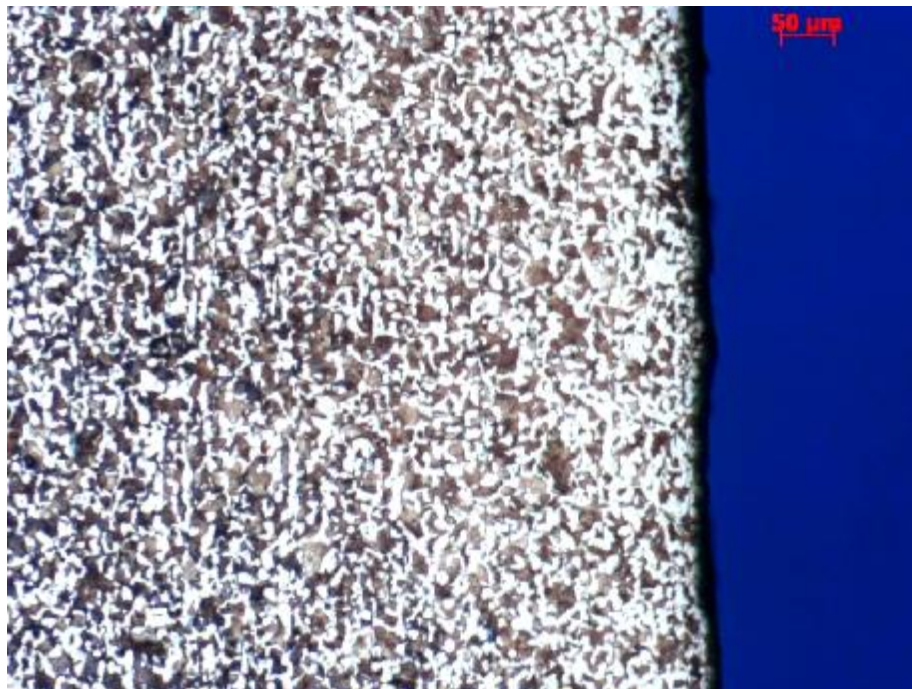


Figura 13: Descarbonetação: ISENTO

4.3. Composição Química

A análise da composição química foi realizada para descartar qualquer possibilidade de desconformidades na composição química do material. Devido a restrições de sigilo nem o material nem sua composição podem ser divulgados.

Os aços empregados para a produção deste forjado consistem em aços de boa temperabilidade e composição que varia devido a sua espessura de parede e fatores econômicos.

Os resultados encontrados da análise química estavam dentro do especificado para todos os elementos químicos.

4.4. Fibragem

Com a análise da fibragem tiveram-se os seguintes resultados, primeiramente uma foto do forjado atacado, e logo após a realizada pela simulação. Conforme norma SWN 33603-01.

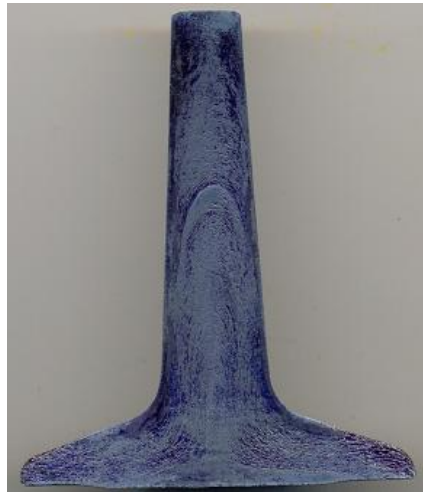


Figura 14: Foto real da fibragem

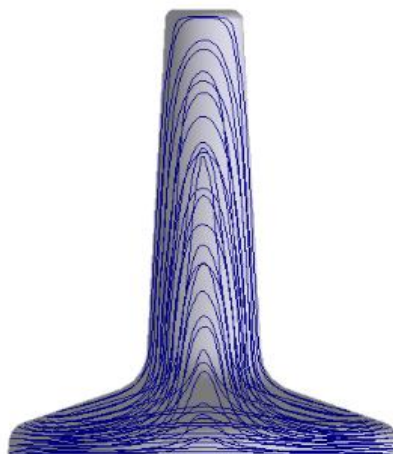


Figura 15: Fibragem realizada na simulação

4.5. Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza tem a finalidade de aferir a dureza inicial da matéria prima em questão. Os resultados foram satisfatórios.

Tabela 3: Dureza máxima permitida para matéria prima.

| ESPECIFICADO | ENCONTRADO |
|--------------|------------|
| Máx 250 HB | 204 HB |

4.6. Resultados para os Cálculos

Para poder calcular um tamanho de grão, foi realizada uma abordagem na literatura (ALTAN 2004) para encontrar um método que seja satisfatório e se descreve o tamanho de grão final.

A recristalização dinâmica inicia quando a deformação eficaz ϵ é superior a uma deformação crítica ϵ_c tensão equivalente, que é definido a seguir:

$$\epsilon_c = a \cdot \epsilon_p = 0,9 \cdot (4,93 \times 10^{-4}) \cdot (D_0)^{0,5} \cdot Z^{0,15}$$

Onde ϵ_p é a tensão de pico da curva de fluxo, ou seja, a deformação na tensão máxima de fluxo.

O tamanho de grão recristalizado dinamicamente D_{dyn} [μm] depende do parâmetro de Zener-Hollomon Z , que combina os efeitos da taxa de deformação e temperatura, e é independente do tamanho de grão inicial D_0 [μm].

$$D_{dyn} = 1,6 \times 10^{-4} \cdot Z^{-0,23},$$

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot e^{(QRT)}$$

A fração de volume dinamicamente recristalizada X_{dyn} é descrita por uma abordagem de Johnson-Mehl-Avrami:

$$X_{\text{dyn}} = 1 - e^{(-0,4 \cdot (m))} \quad \text{sendo } m = ((\varepsilon - \varepsilon_c) / \varepsilon_p)^{1,5}$$

A fração de volume estaticamente recristalizado, X_{Stat} novamente é dada por uma abordagem de Johnson-Mehl-Avrami, onde $t_{0,5}$ é o tempo de recristalização da fração de 50% do volume.

$$X_{\text{stat}} = 1 - e^{\left(-0,693 \cdot \left(\frac{t}{t_{0,5}}\right)^{0,95}\right)}$$

$$t_{0,5} = (9,3 \times 10^{-16}) \cdot D_0^2 \cdot \varepsilon^{-4} \cdot e^{\left(\frac{2300}{RT}\right)}$$

O tamanho de grão recristalizado estaticamente é calculado a partir de:

$$D_{\text{stat}} = 4,54 \cdot D_0^{0,67} \cdot \varepsilon^{-0,53} \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,1} \cdot e^{-\left(\frac{15000}{RT}\right)}$$

Onde ε é a tensão eficaz e equivalente e $\dot{\varepsilon}$ é a taxa média de tensão equivalente da formação anterior processo.

Recristalização Metadinâmica é uma forma especial de recristalização dinâmica, que inicializa durante a formação em condições dinâmicas e procede após a conformação, em condições estáticas. A Recristalização Metadinâmica é descrita pela seguinte equação, onde D_{md} é o tamanho de grão recristalizado metadinamicamente, X_{md} é o fração de volume recristalizado metadinamicamente e $t_{\text{md} 0,5}$ é o tempo para um volume recristalizado para a fração de 50%:

$$D_{\text{md}} = 1370 \cdot \dot{\varepsilon}^{-0,13} \cdot e^{(-45000/R \cdot T)}$$

$$X_{md} = 1 - e^{\left(-0,693 \cdot \left(\frac{t}{t_{md0,5}}\right)^{1,5}\right)}$$

$$t_{md0,5} = 1,1 \cdot Z^{0,8} \cdot e^{\left(\frac{23000}{RT}\right)}$$

Após a recristalização estática ser concluída, crescimento de grãos austenítico está ocorrendo. O tamanho de grão devido ao crescimento de grãos é calculado com as seguintes equações válidas para o intervalo de tempo indicado:

$$D(t)^2 = D_0^2 + t \cdot 10^{\left(7,1 - \frac{7180}{T}\right)}, \quad \text{para } t \ll 20s,$$

$$D(t)^2 = D_{t=20}^2 + t \cdot 10^{\left(9,5 - \frac{10920}{R.T}\right)}, \quad \text{para } t > 20s,$$

Os resultados obtidos pelas fórmulas acima, foram satisfatórios por estarem semelhantes do tamanho de grão real realizado por análise metalográfica e pela simulação feita pelo software através de fórmulas posteriormente adotadas para o tamanho de grão final.

4.7. Tamanho de Grão

O Tamanho de grão pode ser calculado por comparação direta através de cartas de comparação, pelo número de grãos dentro de uma determinada área (Jeffries Planimetric Method), pelo número de grãos que são cortados por determinada linha com seu tamanho determinado (Heyn/Hilliard/Abrams), entre outros. (REGULY)

Neste trabalho o tamanho de grão foi determinado pelo número de grão que foram cortados por uma linha de 200 μ m. Usando o método de interseção da linha média de Heyn/Hilliard/Abrams abaixo considerando que os grãos inteiramente cortados foram contados como 1 (um) e por 1/2 quando não cortados inteiramente para fins de cálculos abaixo.

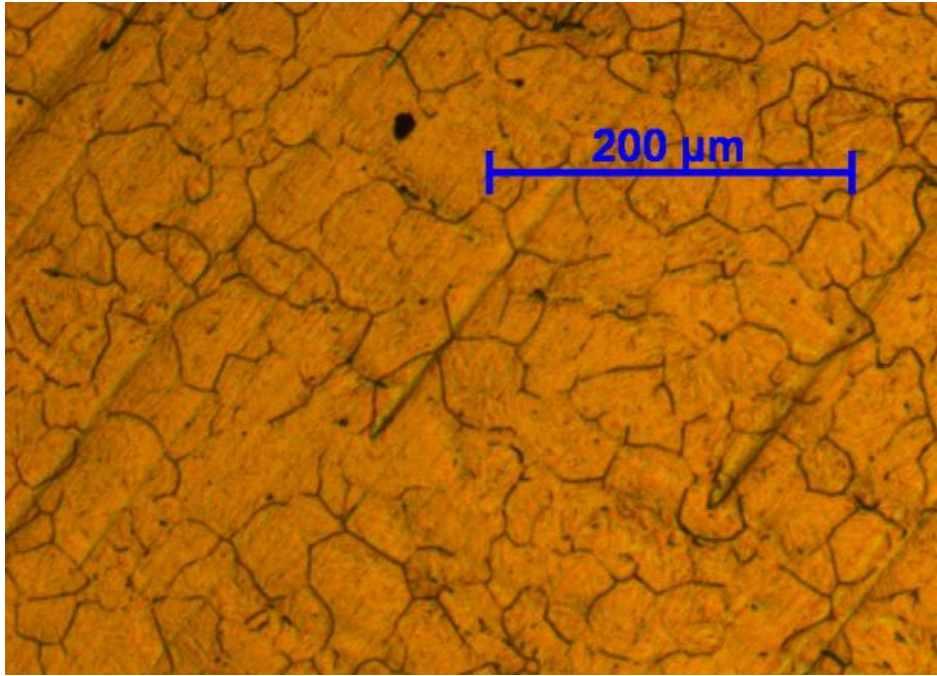


Figura 16: Metalografia com escala para contagem do Tamanho de Grão.

Cálculo da Interseção linear média,

$$l = 1/N_L = 1/P_L$$

$$G = [6.644 \text{Log} (NL \text{ ou } PL)] - 3.288$$

$$G = [-6.644 \text{Log} (l)] - 3.288$$

Obs: Unidades em mm^{-1} (para NL e PL) ou mm (para l)

Os cálculos foram feitos através de algumas metalografias, sendo que, uma média entre várias retas foi realizada, portanto conseguimos medir um tamanho de grão que está muito próximo de 7 ASTM.

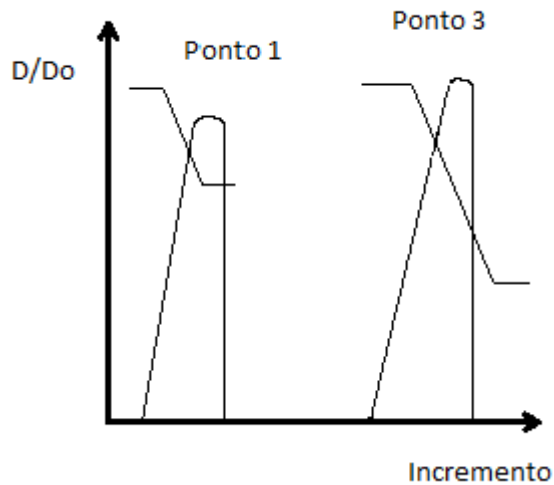


Figura 17: Gráfico da relação do tamanho de grão inicial e final dos pontos 1 e 3 marcados na peça com relação ao incremento.

O gráfico acima (Figura 26) descreve a relação do tamanho de grão inicial pelo seu tamanho de grão final em relação ao incremento que é dado pela deformação. Este resultado pode ser obtido através de observações feitas na metalografia e tamanho de grão e pela deformação obtida através da simulação.

4.8. Simulação e Resultados

Para a simulação foram escolhidas malhas triangulares. Após a simulação concluída foram selecionados alguns tracked points de interesse e extraídos os valores dos pares para fazer as curvas abaixo representadas para o ponto 3.

Como exemplo na figura 18, abaixo está o ponto 3 (três) no forjado.

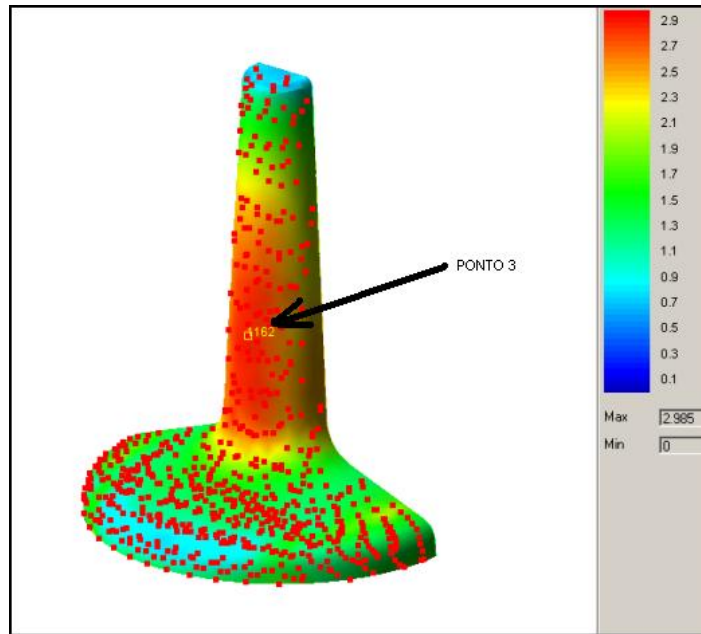


Figura 18: Ponto 3 representado por um tracked point.

Os gráficos obtidos através dos tracked points estão satisfatórios em relação ao encontrado na prática. Os gráficos abaixo relacionam resultados obtidos pelos cálculos feitos através das fórmulas citadas na revisão bibliográfica e na análise de resultados.

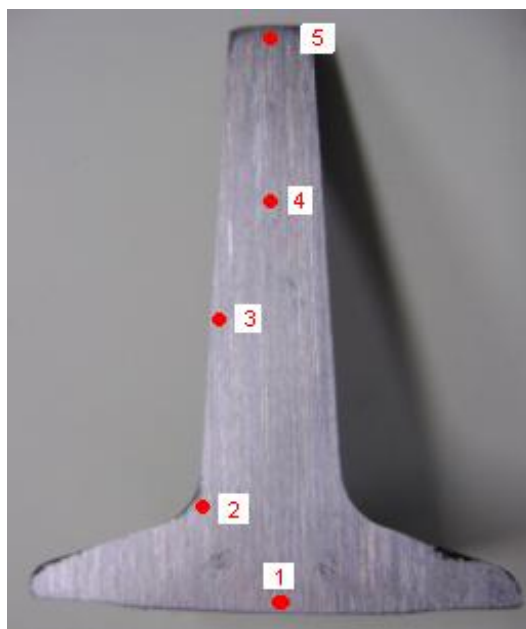


Figura 19: Os pontos representados nesta figura são os tracked points, pontos representados nos eixo das abscissas dos gráficos abaixo.

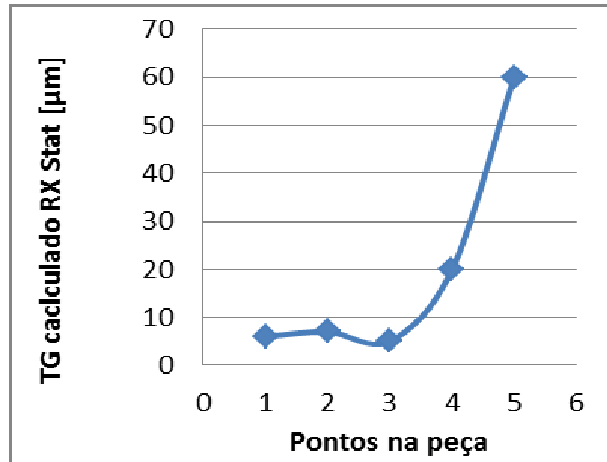


Figura 20: Gráfico do Tamanho de grão recristalizado estaticamente pelos pontos marcados na peça.

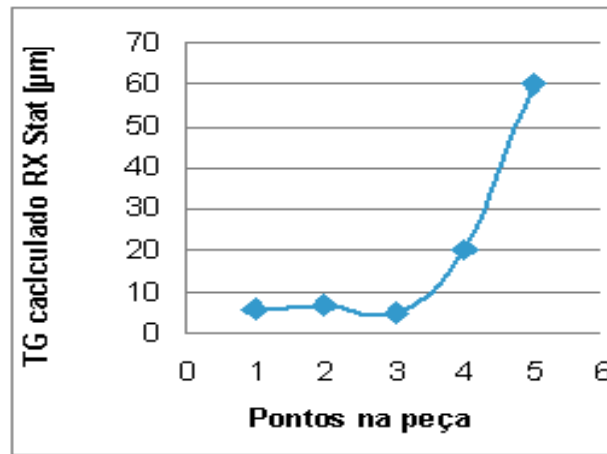


Figura 21: Gráfico do Tamanho de grão recristalizado estaticamente pelos pontos marcados na peça.

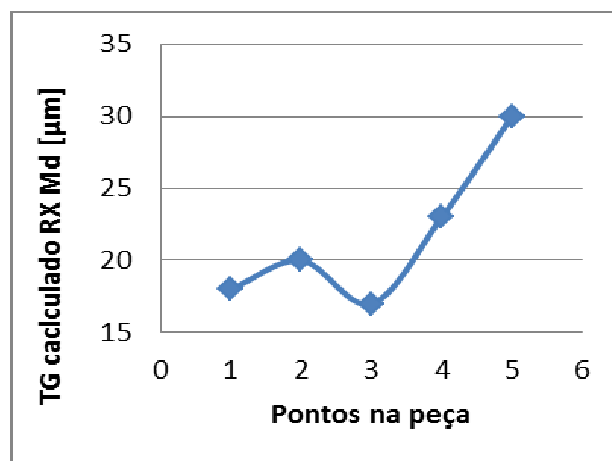


Figura 22: Gráfico do Tamanho de grão recristalizado metadinamicamente pelos pontos marcados na peça.

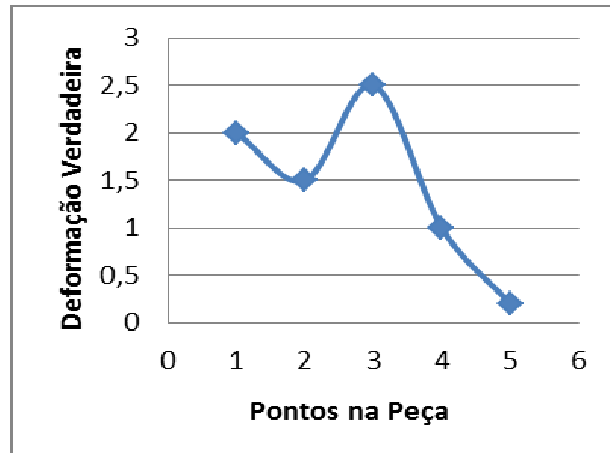


Figura 23: Gráfico da Deformação verdadeira pelos pontos marcados na peça.

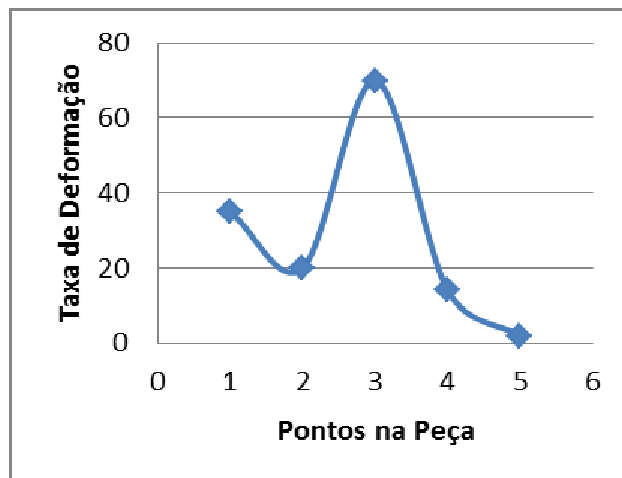


Figura 24: Gráfico da Taxa de Deformação pelos pontos marcados na peça.

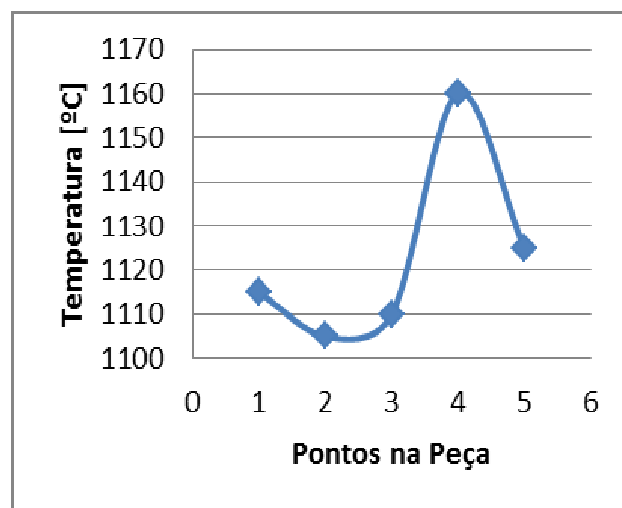


Figura 25: Gráfico da Temperatura pelos pontos marcados na peça.

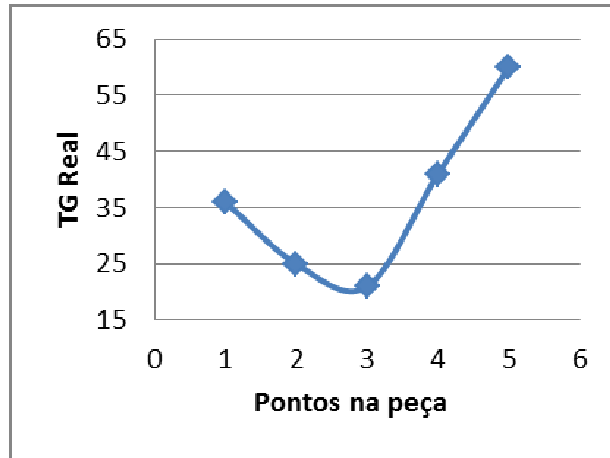


Figura 26: Gráfico do Tamanho de grão medido através da metalografia pelos pontos marcados na peça.

Os valores de tamanho de grão calculados conforme dados extraídos do software de simulação são menores que os valores de tamanho de grão reais (ALTAN 2004). Devido ao tempo de espera para a têmpera o grão tende a crescer, assim nos resultados obtidos nas metalografias o tamanho de grão é maior, enquanto que no calculado através do software não temos este tempo de espera, o software para imediatamente após concluir a conformação. Isto pode ser visto comparando os resultados acima nas figuras 20 e 24.

5. CONCLUSÕES

- 1- Através de uma análise do incremento de deformação e de uma relação do tamanho de grão final e o tamanho de grão inicial, concluiu-se que quanto maior a deformação maior a redução do tamanho de grão. Conforme a figura 17. Semelhantemente aos dados do gráfico que tem os pontos fornecidos pela simulação.
- 2- Quanto maior a deformação menor o tamanho de grão. Fato evidenciado através do tamanho de grão real que foi calculado através do método Interseção linear média (item 4.7), e pelos cálculos realizados através de resultados obtidos pelo software.
- 3- Observa-se que há diferentes fenômenos metalúrgicos atuando no blank em função da temperatura que sofre ação do meio externo como matriz e o ar, e do grau de deformação em cada região definida pelos pontos de 1 a 5 conforme figura 19.
- 4- O mapa de deformação fornecido pelo software Qform é o indicador da deformação que atua no blank para a análise dos efeitos microestruturais. Através deste consegue-se realizar os cálculos para prever as mudanças microestruturais, os resultados obtidos foram satisfatórios. A simulação a quente do aço em questão com o software Qform reproduziu satisfatoriamente os valores obtidos experimentalmente do tamanho de grão, permitindo assim a utilização deste associado ao Excel para a previsão do comportamento microestrutural.
- 5- Nas regiões de contorno observa-se um grão mais refinado devido a uma maior extração de calor. No interior devido a um gradiente de temperatura menor, ocorre tempo para recristalização estática, portanto, faz com que o grão aumente seu tamanho. A Figura 20 apresenta tamanho de grão pequeno para os pontos na superfície.
- 6- As avaliações realizadas pelas fórmulas descritas no item 4.6 através da melhor cronologia de cálculos encontrada para predição do grão estão aproximadas com o tamanho de grão da metalografia do forjado. Como diversos métodos foram testados e comparados ao tamanho de grão real, obtido por metalografia, este método teve muita semelhança tanto no tamanho de grão final, como no inicial. Alguns métodos extrapolaram muito, chegando a mais de 10 vezes o seu tamanho.

6. SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

Variar a temperatura inicial do blank para avaliar a recristalização e consequente crescimento de grão em um processo de forjamento com temperaturas mais baixas. O Objetivo é alcançar maiores reduções no tamanho de grão e um forjado com melhores propriedades metalúrgicas.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALTAN 2004. ALTAN, T.; NGAILE, G.; SHEN, G. **Cold and Hot Forging – Fundamentals and Applications**. ASM International, 2005.

BAILEY J.E. **Electron microscope observations on recovery and recrystallization processes in cold worked metals**, 1953.

BECK P.A. & SPERRY P.R. **Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum**. Journal of the Institute of Metals, 1950, Vol. 87, pp439-443.

CAHN R. W. **Recovery and Recrystallization, Physical Metallurgy**, North-Holland, pp. 1129-97, London, 1970.

GRASS H, C. Kremaszky, T. Reip, E. Werner. **3-D Simulation of hot forming and microstructure evolution**. 2003.

GORELIK. S. S. **Recrystallization in metals and alloys** pp.71-89, Moscow 1981.

HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. **A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels**. ISIJ International, vol. 32, nº 12, pp. 1329-1338, set. 1992.

PADILHA A.F.; SICILIANO F. Jr. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de grão e Textura**. 2005.

REGULY A., Material de aula, **Análise de Imagem**. Afonso Reguly, <http://demet.ufrgs.br> .

ROUCOULES. Christine. **Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels**. Montreal, Canada: Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, 1992. 269pp. (PhD Thesis and Metallurgical Engineering).

SELLARS, C. M.: **In Hot Working and Forming Process**, C. M. Sellars and G. Davies, eds., TMS, London, 1980, pp. 3-15.

SICILIANO JR., F., JONAS, J. J. **Mathematical Model of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiplyalloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels**. Metallurgical and Material Transactions A, v. 31, p. 511-530, 2000.

SICILIANO JR, F., MINAMI, K., MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J.: **Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size During the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels**. ISIJ International, vol. 36, nº 12, pp. 1500-1506, set. 1996.

SICILIANO. Jr. **Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels**. Montreal, Canada: Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, 1999. 165pp. (PhD Thesis and Metallurgical Engineering).

SWAN P. R. **Dislocations Arrangements in face centered cubic metals**, 1960.