

# COMPARAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO ATRAVÉS DA SIMULAÇÃO NÚMERICA, CONFORMAÇÃO INDUSTRIAL E ENSAIOS DE TORÇÃO DO MATERIAL DIN 20NICRMO8 MOD.

## **Valter de Souza Filho**

Neumayer Tekfor Automotive Brasil Ltda – NTA  
Depto. de Eng. de Materiais, Fac. de Eng. Mecânica – UNICAMP  
valter.souza@neumayer-tekfor.com.br

## **Mauro Moraes de Souza**

Neumayer Tekfor Automotive Brasil Ltda – NTA  
mauro.souza@neumayer-tekfor.com.br

## **Sérgio Tonini Button**

Depto. de Eng. de Materiais, Fac. de Eng. Mecânica – UNICAMP  
C.P. 6122 - 13083-970 – Campinas – SP – Brasil  
sergio1@fem.unicamp.br

***Resumo.** Diversos estudos têm sido realizados com o objetivo de avaliar a influência sobre o comportamento microestrutural de diversas variáveis associadas aos processos de conformação mecânica a quente, tais como as alterações da composição química, gradientes de deformação, taxas de deformação e de resfriamento. Com relação à taxa de deformação, os estudos desenv.vem-se mais na escala laboratorial devido à dificuldade de determinarem-se as equações constitucionais, além da dificuldade de obterem-se e utilizarem-se equipamentos industriais que apresentam alto custo de aquisição, operação e manutenção. Nos processos industriais, as ligas metálicas estão sempre sujeitas a históricos complexos de temperatura, tempo, deformação e taxa de deformação tornando cara e lenta a investigação experimental da influência de todas essas potenciais variáveis. Os ensaios de laboratório são capazes de modelar algumas condições locais, mas são incapazes de descrever todo o processo. Este trabalho comparara o comportamento do tamanho de grão austenítico do aço DIN 20NiCrMo8 MOD em ensaios com taxas de deformação até  $90s^{-1}$ , utilizando-se uma prensa horizontal industrial, e comparar os resultados experimentais com resultados obtidos na simulação numérica com o software comercial MSC.Superform. Os resultados encontrados possibilitam otimizar o processo de fabricação por previsão das características metalúrgicas dos produtos, mais especificamente relacionadas com a variação do tamanho de grão austenítico.*

**Palavras-chaves:** simulação, conformação a quente, tamanho de grão, alta taxa de deformação.

# 1. INTRODUÇÃO

## 1.1. Ensaios Convencionais e Experimentais.

Vários métodos de laboratório têm sido utilizados na simulação física de processos de conformação. Muitos modelos, que descrevem as variáveis da plastomecânica e modelos de materiais são utilizados para quantificar os fenômenos da metalurgia física.

Esses trabalhos determinam as condições de contorno por meio de ensaios convencionais de laboratório, e são utilizados como base da parametrização a simulação por métodos numéricos, permitindo o cálculo de mudanças microestruturais, e sendo comprovados posteriormente em experimentos industriais (De Souza *et al.*<sup>(1)</sup>).

Ensaios laboratoriais de tração, compressão e torção a quente evidenciaram que a deformação ( $\epsilon$ ) e a taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) aplicada nas amostras são limitadas. Condições experimentais nesses casos não são controladas eficientemente, não obstante permitem que haja determinação de equações constitucionais (YADA *et al.*<sup>(2)</sup>).

Ensaios experimentais também foram realizados. GENTILE *et al.*<sup>(3)</sup> compararam os resultados da simulação física com os valores obtidos a partir de equações constitucionais e simulação numérica, correlacionando os mecanismos de recuperação e endurecimento utilizando se de uma simulação física análoga ao forjamento a quente, obtendo uma descrição da evolução microestrutural, além de mapearem a deformação equivalente utilizando o software SuperForge.

## 1.2. Metalurgia Física e Determinação das Equações Constitucionais.

Nos processos industriais, as ligas metálicas estão sempre sujeitas a históricos complexos de temperatura, tempo, deformação e taxa de deformação que tornam cara e lenta a investigação experimental da influência de variáveis potenciais.

Durante a conformação a quente o encruamento atua, mas é balanceado por processos de amaciamento dinâmico de recuperação e recristalização, que são termicamente ativados. Esses processos foram adotados e demonstrados por diversos autores como dependentes da taxa de deformação, temperatura ( $T$ ) e quantidade de deformação (SELLARS<sup>(4)</sup>).

Nos ensaios convencionais de torção, tração e compressão, em temperatura e taxa de deformação constantes, durante a deformação da austenita, obtém-se uma curva tensão equivalente por deformação equivalente ( $\sigma \times \epsilon$ ) demonstrando-se que depois de um inicial trabalho de endurecimento a curva alcança um ponto máximo associado com a ocorrência de recristalização dinâmica (Figura 1). O valor de deformação equivalente no pico na curva ( $\epsilon_p$ ) é precedido de uma baixa de fração de recristalização e é maior do que a deformação crítica para recristalização dinâmica ( $\epsilon_c$ ) (REGONE<sup>(5)</sup>).

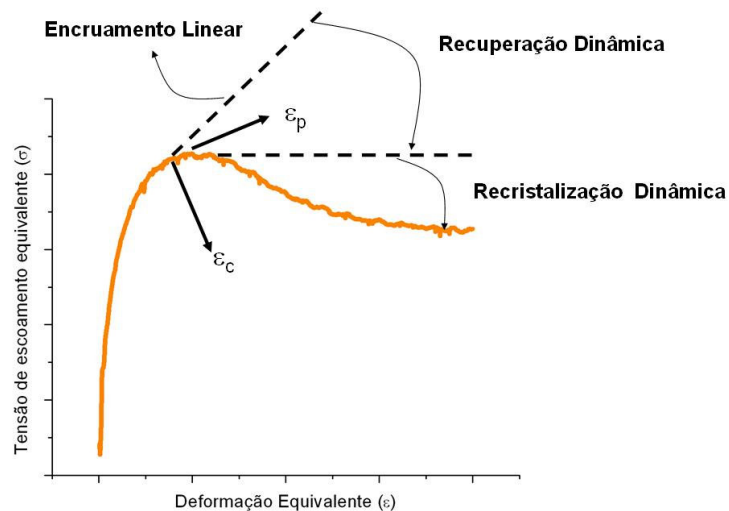


Figura 1. Gráfico tensão equivalente X deformação equivalente

A similaridade das condições de estado para a teoria da fluência e o processo de conformação a quente permitiu que SELLARS E TEGART<sup>(6)</sup> elaborassem uma equação genérica para representar uma larga faixa de tensões de escoamento:

$$\dot{\varepsilon} = A (\sinh \alpha \sigma)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

A equação (1) pode ser rearranjada para fornecer o parâmetro Zener-Holomon ( $Z$ ).

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A (\sinh \alpha \sigma)^n \quad (2)$$

Conforme SELLARS *et al.*<sup>(6)</sup> as constantes  $A$ ,  $\alpha$ ,  $n$  são independentes da temperatura,  $R$  é a constante dos gases e  $Q$  é a energia de ativação para a deformação a quente e pode ser obtida pela equação:

$$Q = \left( \frac{d(\ln(\sinh(\alpha\sigma)))}{d(1/T)} \right) 2,3Rn \quad (3)$$

A energia de ativação para a deformação a quente pode ser associada com a taxa de controle do processo de amolecimento dinâmico, na teoria original de Arrhenius,  $Q$  representa o nível de barreira energética para ser superada em algum mecanismo atômico. Na equação de Arrhenius fixa-se a tendência da maioria dos dados de conformação a quente e  $Q$  serve como um valor simples expressando como a tensão de escoamento aumenta e a temperatura diminui permitindo comparação entre diversas ligas (MCQUEEN *et al.*<sup>(7)</sup>).

O parâmetro  $A$  é usualmente determinado pela interseção da plotagem de  $\ln(Z)$  versus  $(\sinh \alpha \sigma)$  no qual a linha simples de dados facilita a interpolação para encontrar a tensão equivalente máxima ( $\sigma_p$ ) para determinada condição do parâmetro de Zener-Hollomon (MCQUEEN *et al.*<sup>(7)</sup>).

REGONE<sup>(5)</sup> explica que os valores de  $\alpha$  e  $n$  são determinados pela substituição dos valores de  $\dot{\varepsilon}$  e  $\sigma_p$  obtidos experimentalmente na equação (2). Modifica-se os valores de  $\alpha$  de 0,002 até 0,052, determinando-se os valores de  $n$  através de regressão linear. O valor de  $\alpha$  é aquele que tem menor desvio padrão de  $n$  em toda faixa de temperaturas.

As alterações no tamanho de grão austenítico inicial ( $D_0$ ) iniciam na deformação crítica (SAKUI *et al.*<sup>(8)</sup>). Para determinação do início da recristalização dinâmica BANG *et al.*<sup>(9)</sup> utilizaram a fórmula proposta por YADA *et al.*<sup>(2)</sup>:

$$\varepsilon_c = A \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

O tamanho de grão austenítico (TGA) recristalizado dinamicamente ( $D_{drx}$ ) é dependente do parâmetro Zener-Holomon, o qual combina os efeitos da taxa de deformação e temperatura, essa dependência pode ser simplificada na seguinte equação exponencial:

$$D_{drx} = D_0 Z^{-u} \quad (5)$$

O parâmetro  $u$  é uma constante dependente do material.

Uma vez que a recristalização é completa, prevalece o crescimento do tamanho de grão austenítico ( $D_{cr}$ ) em função do tempo ( $t$ ) e da temperatura .

$$D_{cr}^p = D_{drx}^p + A't \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (6)$$

O valor do expoente  $p$  é teoricamente menor do que 10 conforme SELLARS<sup>(4)</sup>, enquanto YADA<sup>(10)</sup> e GRASS *et al.*<sup>(11)</sup> adotam o valor de 2 para o coeficiente  $p$ . A constante  $t$  indica a quantidade de tempo (em segundos) que o fenômeno ocorre. As constantes  $A'$  e  $Q$  são dependentes do material.

### 1.3. Conformação sobre alta taxa de deformação.

Estudos para processos de conformação a quente com alta taxa de deformação foram reportados por poucos investigadores (YADA *et al.*<sup>(2)</sup>), a maioria, associados ao processo de laminação a quente, esses processos estão sujeitos a velocidades de deformação até  $800s^{-1}$ .

Resultados experimentais demonstraram que a tensão de escoamento aumenta com a taxa de deformação, porém diminuem com o acréscimo de temperatura (LEE *et al.*<sup>(12)</sup>).

Poucos autores descreveram sobre o processo de conformação a quente com alta taxa de deformação. Um deles foi LEE *et al.*<sup>(13)</sup> que modificaram a equação de Shida para a previsão da tensão de escoamento durante deformação a quente de aços carbonos para taxas de deformação acima de  $100s^{-1}$  até  $3000s^{-1}$  com temperaturas variando entre  $700-1100^\circ C$ .

### 1.4. Simulação Numérica.

Teorias metalúrgicas básicas para evolução microestrutural e o desenvolvimento de tecnologia inovadora para simulação computacional têm contribuído para promover estudos na predição de comportamento de recristalização em laminação a quente, sendo o método de elemento finito uma ferramenta efetiva para investigar esses parâmetros (CHO *et al.*<sup>(14)</sup>).

BANG *et al.*<sup>(9)</sup>, implementaram os efeitos da recristalização dinâmica de uma curva de escoamento em um software comercial de códigos de elementos finitos, obtendo reorganização da malha condicionada pelo re-mapeamento das variáveis de estado, esses dados de deformação foram formulados como uma função exclusiva da deformação crítica para recristalização e validadas pelos ensaios mecânicos.

GANAPATHYSUBRAMANIAN E ZABARAS<sup>(15)</sup> desenvolveram o método de sensibilidade contínua para incorporação na microestrutura das variáveis de estado através do critério da instabilidade, definindo o início da recristalização e utilizando a técnica do método de elementos finitos na validação com resultados experimentais e numéricos.

A predição da evolução da microestrutura foi abordada por JANG *et al.*<sup>(16)</sup> utilizando um modelo de elementos finitos rígido termo-viscoplástico baseado nas equações validadas por YADA<sup>(10)</sup>.

Uma simulação tridimensional utilizando o método de elementos finitos termo-mecânico foi realizada por GRASS *et al.*<sup>(11)</sup> utilizando os resultado de deformação, taxa de deformação e temperatura para a predição do tamanho do grão austenítico durante processo de conformação a quente pela fixação dos modelos de recristalização. GRASS *et al.*<sup>(11)</sup> verificaram que o TGA médio calculado é menor comparado ao TGA obtido do ensaio experimental.

A importância dos modelos de SELLARS<sup>(4)</sup> foi identificada por outros pesquisadores como é o caso de YADA<sup>(10)</sup>, que adaptou as equações apresentadas anteriormente nesse trabalho, e as mesmas foram incorporadas no software MSC.Superform<sup>(17)</sup>.

Este trabalho visa aplicar esses modelos na simulação da conformação a quente, do aço DIN 20NiCrMo8 MOD a altas taxas de deformação ( $90s^{-1}$ ).

## 2. MATERIAL E MÉTODOS

Utiliza-se o material DIN 20NiCrMo8 MOD. Para o estudo. A análise química foi obtida através do ensaio realizado em espectrômetro de absorção ótica da Spectro. Os teores de elementos químicos estão na tabela 1.

Tabela 1. Composição Química (%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al
0,21	0,08	0,69	0,016	0,025	0,80	0,36	1,86	0,026

O tamanho de grão austenítico inicial de  $172 \mu\text{m}$  (Figura 2) foi obtido do tarugo aquecido e resfriado em água antes do forjamento e revelado pelo ataque com aço pícrico saturado aquecido a  $80^\circ\text{C}$  (13g para 1000ml água destilada e 5 ml de detergente Kodak photo-flo 200 solution) por 60 a 120 segundos. Esse método permite revelar o TGA demarcando-se na estrutura martensítica (SAKUI *et al.*<sup>(8)</sup>).

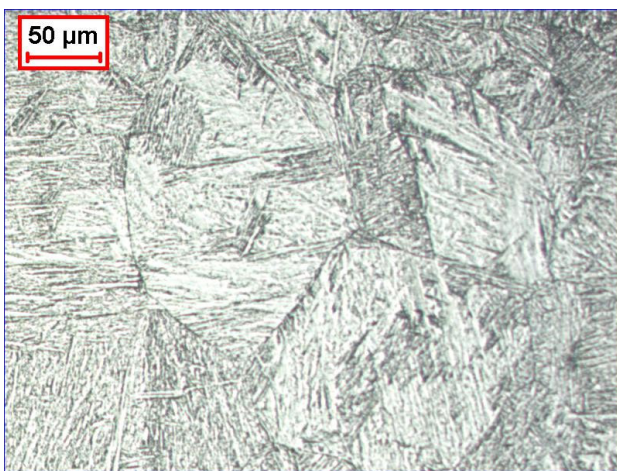


Figura 2. Tamanho de grão austenítico inicial

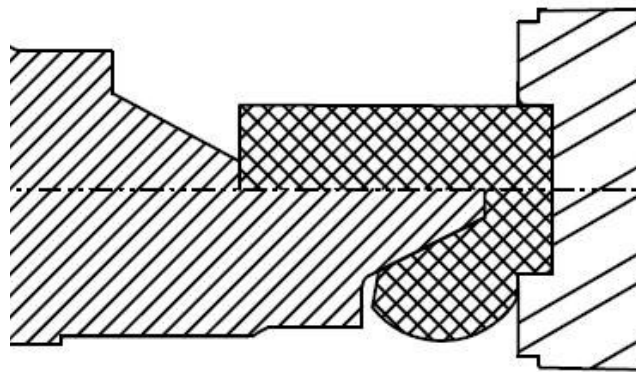


Figura 3. Ferramentas e geometria final

Três peças do aço DIN 20NiCrMo8 MOD foram forjadas com uma ferramenta em forma de cunha e matriz plana (Figura 3) baseado no trabalho de Gentile *et al.*<sup>(3)</sup>. Foi utilizada um prensa horizontal que fornece até  $90\text{s}^{-1}$  de taxa de deformação, localizada na planta da Neumayer Tekfor Automotive do Brasil Ltda<sup>(18)</sup> em Jundiaí. Os parâmetros do processo de conformação estão descritos na figura 4.  $T_1 = 900 [^\circ\text{C}]$  e  $T_2 =$  temperatura ambiente  $[^\circ\text{C}]$  e  $t_1 =$  tempo [s].

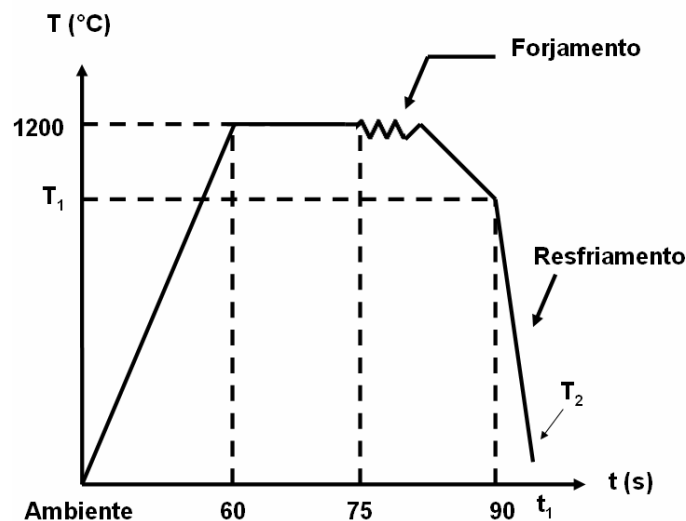


Figura 4. Parâmetros do processo de conformação

Para determinação dos parâmetros metalúrgicos foram realizados ensaios de torção a quente. Os corpos de prova são submetidos a uma taxa de deformação de 1, 3 e 20s<sup>-1</sup>, sendo 20s<sup>-1</sup>, o valor máximo permitido pela máquina de ensaio, nas temperaturas de 900, 1000, 1100 e 1200°C. O equipamento utilizado foi construído no Laboratório de Tratamentos Termomecânicos – Termomec localizado na Universidade Federal de São Carlos<sup>(19)</sup>.

A Simulação da conformação foi realizada no Laboratório de Conformação Mecânica da Universidade Estadual de Campinas<sup>(20)</sup> empregando o software MSC.SuperForm<sup>(17)</sup>. Na tabela 2 estão descritos os parâmetros necessários de entrada adotados:

Tabela 2. Parâmetros de entrada adotados conforme Lienhard IV e Lienhard V<sup>(21)</sup>

Coefficiente de Poisson	0,3	Coefficiente de contato para o ambiente	0,0029 N/(smmK)
Densidade de massa	7,8 X 10 <sup>-9</sup> kg/mm <sup>3</sup>	Perda de Temperatura para o ambiente	20 °C
Condutividade	29 W/mK	Coefficiente de Transferência de calor no contato	4 N/(mm <sup>2</sup> K)
Calor específico	4,65 X 10 <sup>8</sup> mm <sup>2</sup> /s <sup>2</sup> /C	Módulo de elasticidade	200000 MPa

Empregamos 160 elementos quadráticos com re-malhação utilizando o método de Advance Front Quad.

### 3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

As curvas da tensão de escoamento equivalente versus a deformação equivalente ( $\sigma \times \epsilon$ ) dos ensaios de torção são apresentadas na figura 5. Observa-se que as curvas com temperaturas menores do que 1200°C apresentaram valores maiores de tensão de escoamento equivalente como esperado. O aumento da tensão de escoamento equivalente esperado para a curva com taxa de deformação de 20s<sup>-1</sup> foi diretamente afetado pela temperatura, entretanto visualiza-se a influência da taxa de deformação nas curvas com a mesma temperatura e taxas de deformação diferentes (1 e 3 s<sup>-1</sup>).

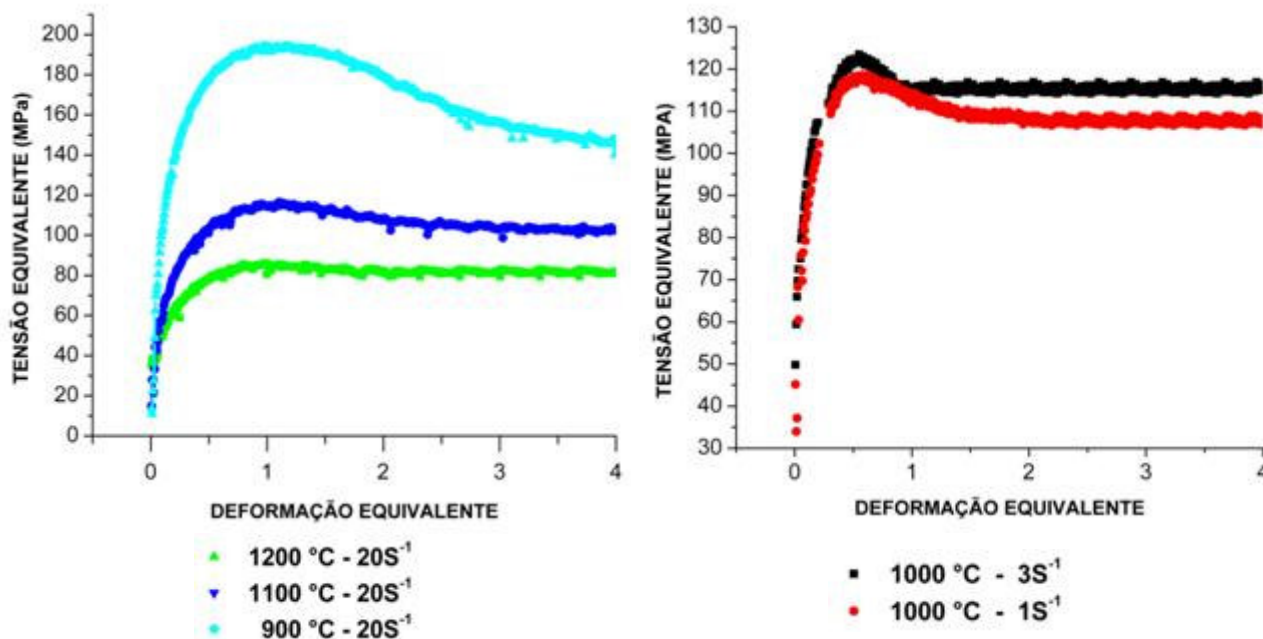


Figura 5. Resultados dos ensaios de torção demonstrados em curvas  $\sigma \times \epsilon$



Trabalhando-se os dados do ensaio de torção com as equações (1) a (5) encontram-se os seguintes dados para entrada na simulação numérica (Tabela 3).

Tabela 3. Parâmetros obtidos com a performance dos ensaios de torção

Parâmetros de YADA <sup>(10)</sup>		Parâmetros de KUMAR <sup>(25)</sup>	
C1	33024,34	Coefficiente $\beta_0$	30,8642 MPa <sup>-1</sup>
C2	0,4544	Coefficiente A	9,00 X 10 <sup>-7</sup> MPa
C3	0,4544	Coefficiente n	4,554458
C4	2,49 x 10 <sup>-3</sup>	Energia de Ativação	268600 J/mol
C5	7722,1	Tamanho de Grão	172 $\mu$ m

Na figura 6 demonstra se os pontos de medição dos TGA e na Figura 7 encontram-se os valores e respectivos desvios de medição do TGA das peças forjadas.

As figuras 8 e 9 apresentam-se duas microestruturas obtidas do ponto 3 e 5 do forjamento das peças 1 e 3 respectivamente. Todas as medições do TGA nos pontos 1 a 5 e nas peças 1 a 3 apresentaram-se na forma equiaxial.

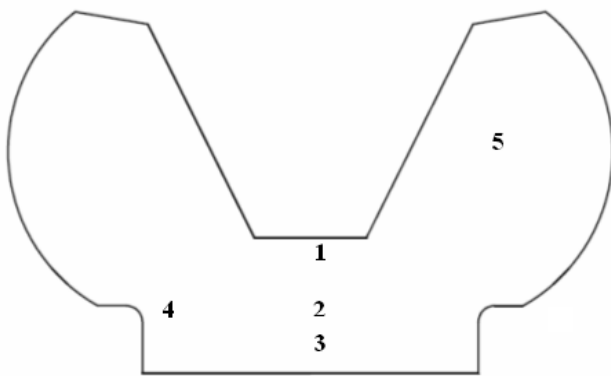


Figura 6. Localização dos pontos

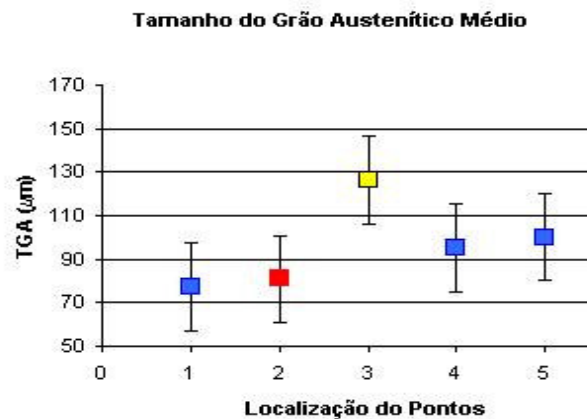


Figura 7. TGA das peças forjadas (90s<sup>-1</sup>)

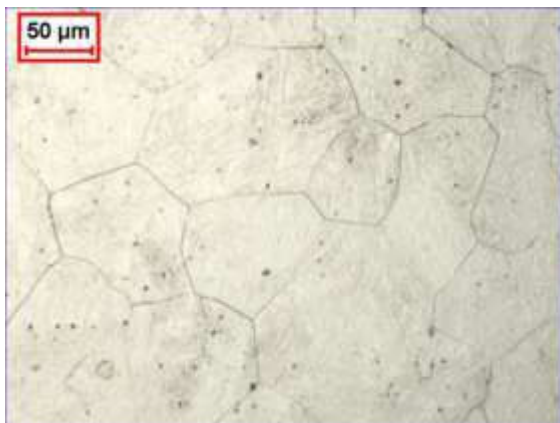


Figura 8. Peça 1 – ponto 3

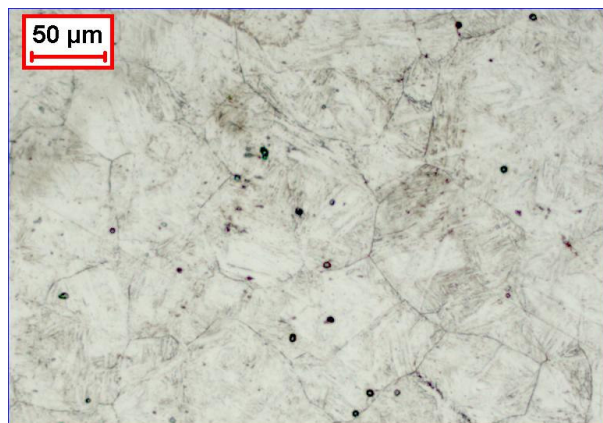


Figura 9. Peça 3 – ponto 5

Na simulação numérica foram obtidos ao todo 105 elementos.

Na figura 10 visualiza-se a distribuição da taxa de deformação no início da deformação. Observa-se que o ponto 1 alcança rapidamente 90s<sup>-1</sup> enquanto os pontos 2 e 3 praticamente permanecem na condição de repouso.

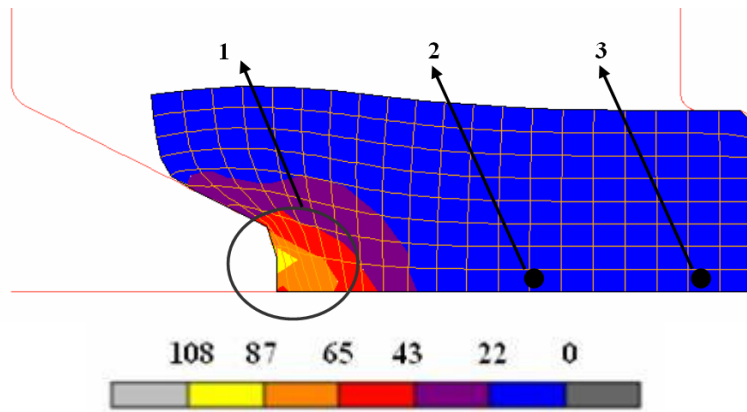


Figura 10. Resultado da taxa de deformação no incremento de 30

As figuras 11, 12, 13 demonstram a evolução do TGA durante a deformação a quente nos incrementos 30,70 e 105 respectivamente. Observa-se imediato refino dos grãos no ponto 1 já no início da deformação (figura 11, incremento 30), enquanto que os demais pontos permanecem com o TGA original. Ao final da deformação (figura 12 e 13 e incrementos 70 e 105 respectivamente) o refinamento no ponto 2 é menos intenso, enquanto que o ponto 3 permanece com o TGA na condição inicial de aquecimento.

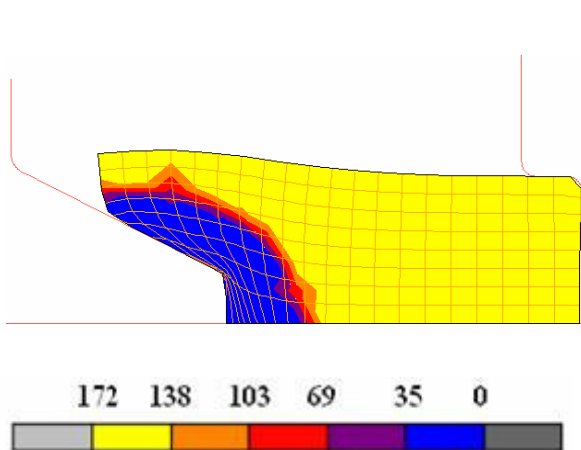


Figura 11. TGA no incremento de 30

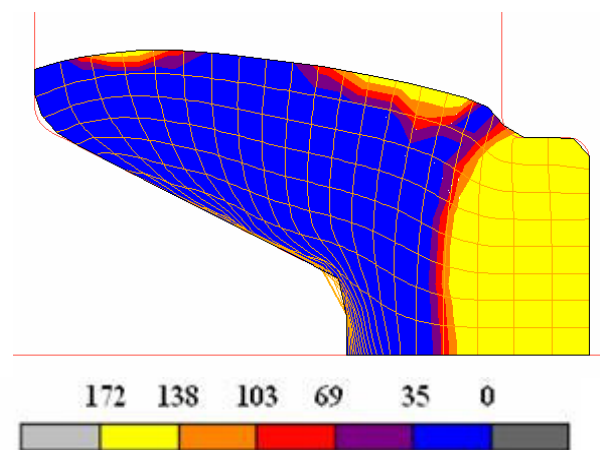


Figura 12. TGA no incremento de 70

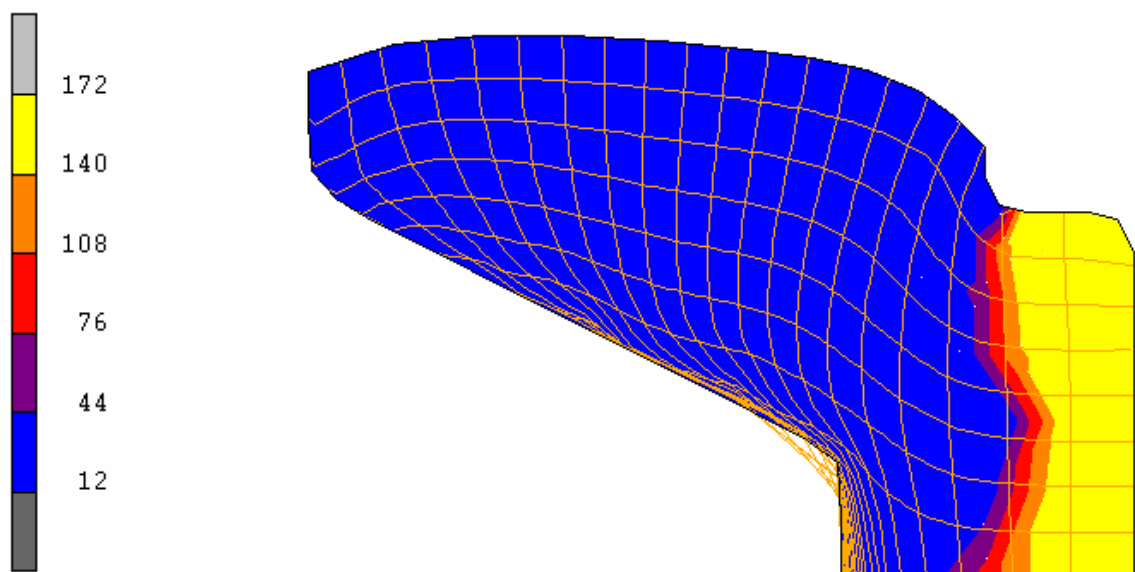


Figura 13. Tamanho de grão austenítico– incremento de 105



Esses resultados são comparados com os valores experimentais a seguir:

Inicialmente observa-se que os valores obtidos na simulação numérica do TGA foram menores do que os obtidos pelo ensaio experimental. Isso se dá pela dificuldade em resfriar toda a massa da peça em água logo após a conformação no processo industrial. Um tempo de 15 segundos decorre entre a saída da peça da máquina e seu resfriamento em água (Figura 4), o que potencialmente pode ocasionar a recristalização estática seguida pelo crescimento de grãos. Esta informação é sustentada pela observação da equiaxialidade dos grãos austeníticos na peça resfriada.

Visando complementar este efeito na análise e na simulação do processo de conformação foi assumido que o aumento do TGA após conformação aconteceu apenas por crescimento de grão durante resfriamento. Utilizou-se a equação (7) de GRASS *et al.*<sup>11)</sup> para calcular o crescimento de grão após o termino da recristalização. Esta equação foi desenvolvida para a condição de aço com carbono entre 0,30-0,50 % conformado a quente.

$$D_{cr}^2 = D_{dix}^2 + 10t \left( 7,1 \frac{7180}{T} \right) \quad (7)$$

A figura 14 compara o TGA obtido no ensaio experimental, do TGA obtido por simulação numérica e do TGA obtido com crescimento utilizando-se a equação (7).

O cálculo do crescimento de grão pela equação (7) para cada ponto foi aplicado na faixa do TGA encontrado na simulação numérica. Para o ponto 2, por conservadorismo, adota-se uma faixa mais ampla (44-140 μm) devido à alta densidade de nós nesse ponto, e utiliza-se a temperatura final obtida na simulação.

Conforme figura 14, os valores do TGA com crescimento conforme equação (7) apresentaram uma boa reprodutibilidade com valores obtidos experimentalmente. No ponto 3, possivelmente houve algum refinamento de TGA durante a conformação a quente o que pode explicar a diferença entre o TGA do ensaio experimental com o TGA da simulação numérica seguida do crescimento de grãos.

Importante entender que essa previsão auxilia na orientação para tomada de decisões antes do processo de conformação industrial permitindo conhecer as condições de heterogeneidade do TGA em cada ponto do produto conformado a quente. É possível, por exemplo, mudar o histórico de conformação de materiais e ou a atuar na homogeneização dos grãos antes da transformação para Bainita, Ferrita ou Perlita.

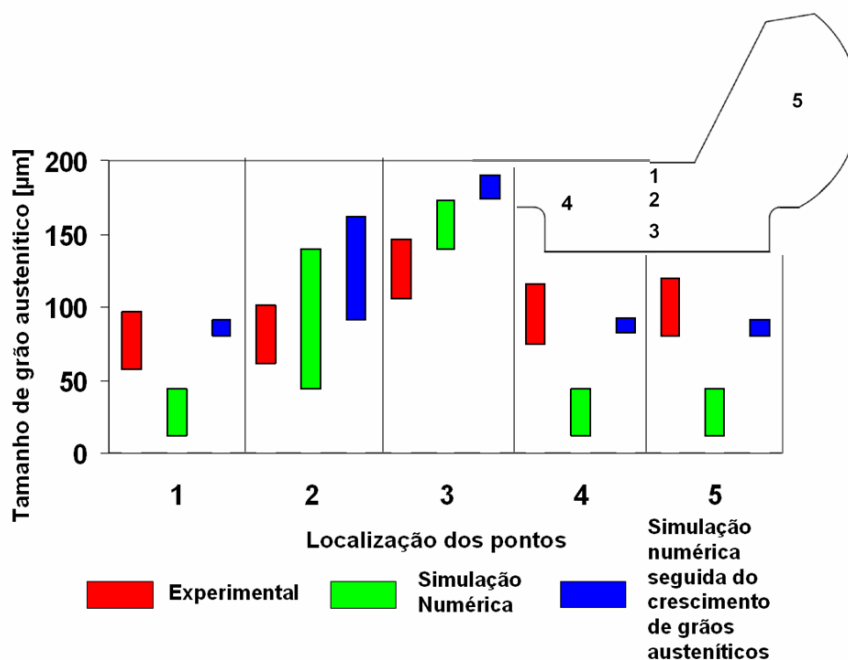


Figura 14. Comparação do Tamanho de grãos Austenítico

## 4. CONCLUSÕES

A simulação do aço DIN 20NiCrMo8 MOD em condições de conformação a quente com alta taxa de deformação com o software MSC.Superform reproduziu satisfatoriamente os valores obtidos experimentalmente de TGA, permitindo a utilização desse procedimento na previsão do comportamento microestrutural de peças conformadas a quente nesse material e no equipamento em questão. Este trabalho continuará com o teste do mesmo procedimento em novas condições de conformação a quente e materiais.

## 5. AGRADECIMENTOS

Os autores gostariam de agradecer em especial o Dr. Balancin, pela realização dos ensaios de torção e ao Dr. Gedeon e ao técnico Rover pela ajuda nos ensaios.

## 6. REFERÊNCIAS

1. DE SOUZA, M.M. KOOP, R. KARHAUSEN, K. Simulação Numérica de Processos de Conformação Plástica para o Planejamento de Tratamentos Termomecânicos. In: XI SEMINÁRIO NACIONAL DE FORJAMENTO, Porto Alegre, 1991, v. VII, p.121-152. SENAFOR, 1991.
2. YADA, H. MATSUZU, N. NAKAJIMA, K. WATANABE, K. TOKITA, H. Strength and Structural Changes under High Strain Rate Hot Deformation of C Steels. Transactions of Iron and Steel Institute of Japan, v. 23, p.100-109, 1983.
3. GENTILE, F.C. NEVES, F.O. REGONE, W. BUTTON, S.T. Análise Numérica e Experimental da Evolução Microestrutural em Forjamento a Quente de um Aço Microligado ao V-Ti. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS; Natal: CBECIMAT 2002.
4. SELLARS, C.M. The Physical Metallurgy of Hot Working. Hot Working and Forming Processes. The Metals Society, p.315, 1980.
5. REGONE, W. Simulação da laminação a quente de um aço livre de intersticiais (IF) através de ensaios de torção. 2001. 248f. Tese (Doutorado). Faculdade de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2001.
6. SELLARS, C.M. TEGART, W.J.MCG. La Relation entre la Résistance et la Structure dans la Déformation à Chaud. Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie. N° 12, 1966.
7. MCQUEEN, H.J. YUE, S. RYAN, N.D. FRY, E. Hot Working Characteristics of Steel in Austenitic State. Journal of Materials Processing Technology, v. 53, p.293-310, 1995.
8. SAKUI, S. SAKAI, T. TAKEISHI, K. Hot Deformation of Austenite in Plain Carbon Steel. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, v. 17, n° 12, 1977.
9. BANG, W. LEE, S. CHANG, Y.W. Finite Element Analysis of Hot Forging with Flow Softening by Dynamic Recrystallization. Journal of Material Processing Technology, v. 134, p. 153-158, 2003.
10. YADA, H. Prediction of Finite Microstructural Changes and Mechanical Properties in Hot Rolling. In: PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON ACCELERATED COOLING OF ROLLED STEEL, Proceedings of Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining and Metallurgy, v. 3, 26<sup>th</sup> Annual Conference of Metallurgists, Winnipeg, Canada, p. 105-119, CIM, 1987.
11. GRASS, H. KREMPASZKY, C. REIP, T. WERNER, E. 3-D Simulation of Hot Forming and Microstructure Evolution. Computational Materials Science, v. 28, p. 469-477, 2003.
12. LEE, W., YEH, G. The Plastic deformation behavior of AISI 4340 alloy steel subjected to high temperature and high strain rate loading conditions. Journal of Materials Processing Technology, v. 71, p.224-234, 1997.

13. LEE, Y. KIM, B.M. PARK, K.J. SEO, S.W. MIN. O. A Study for the Constitutive Equation of Carbon Steel Subjected to Large Strains, High Temperatures and High Strain Rates. Journal of Material Processing Technology, v. 130-131, p. 181-188, 2002.
14. CHO, J.R. BAE, W.B. HWANG, W.J. HARTLEY, P.S. Study on the Hot-Deformation behavior and dynamic recrystallization of Al-5 wt. %Mg alloy. Journal of Material Processing Technology, v. 118, p. 356-361, 2001.
15. GANAPATHYSUBRAMANIAN, S. ZABARAS, N. Deformation Process Design for Control of Microstructure in Presence of Dynamic Recrystallization and Grain Growth Mechanism. International Journal of Solids and Structures, v. 41, p. 2011-2037, 2004.
16. JANG, Y. KO, D. KIM, B. Application of the Finite Element Method to Predict Microstructure Evolution in the Hot Forging of Steel. Journal of Material Processing Technology, v. 101, p. 85-94, 2000.
17. M.S.C. SOFTWARE - Software MSC.Superform- Disponível em: <<http://www.mscsoftware.com>>. Acesso em 27 de fevereiro de 2007.
18. NEUMAYER TEKFOR AUTOMOTIVE DO BRASIL – NTA -Disponível em: <<http://www.neumayer-tekfor.com.br>>. Acesso em 27 de fevereiro de 2007.
19. TERMOMECC – Laboratório de tratamentos Termomecânicos – USFCAR - Disponível em: <<http://www.dema.ufscar.br/termomecc/>>. Acesso em 27 de fevereiro de 2007.
20. LABORATÓRIO DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA – UNICAMP - Disponível em: <<http://www.fem.unicamp.br/~sergio1/>>. Acesso em 27 de fevereiro de 2007.
21. LIENHARD IV, J.H. LIENHARD V, J.H. A Heat Transfer Textbook. 3.ed. 2000.
22. LEE, S.K. KO, D.C. KIM, B.M. Optimal Die Design for Uniform Microstructure in Hot Extruded Product. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 40, p. 1457-1478, 2000.
23. KUMAR, A. SAMARASEAKERA, I.V. HAWBOLT, E.B. Roll-bite Deformation During the Hot Rolling of Steel Strip. Journal of Material Processing Technology, v. 30, p.91-114, 1992.

# EVALUATION OF THE GRAIN SIZE EVOLUTION THROUGH NUMERICAL SIMULATION, INDUSTRIAL FORMING TESTS AND TORSIONAL TESTS OF THE DIN 20NICRMO8 MOD. STEEL

## **Valter de Souza Filho**

Neumayer Tekfor Automotive Brasil Ltda – NTA  
Depto. de Eng. de Materiais, Fac. de Eng. Mecânica – UNICAMP  
valter.souza@neumayer-tekfor.com.br

## **Mauro Moraes de Souza**

Neumayer Tekfor Automotive Brasil Ltda – NTA  
Mauro.souza@neumayer-tekfor.com.br

## **Sérgio Tonini Button**

Depto. de Eng. de Materiais, Fac. de Eng. Mecânica – UNICAMP  
C.P. 6122 - 13083-970 – Campinas – SP – Brasil  
sergio1@fem.unicamp.br

***Abstract.** Studies have been carried out with the objective to evaluate the influence of variables associated to the mechanics of hot-forming processes on the microstructural behavior of steels such as chemical composition, strain, strain rate, and cooling rate. Regarding strain rate, the studies have focused on the laboratorial scale due to difficulty to determine the constitutional equations for material behavior, and the high cost of acquisition, operation and maintenance associated to industrial equipments. In industrial processes, the metallic alloys are always submitted to complex combination of temperature, time, strain and strain rate, which makes experimental inquiry of the influence of all changeable variables expensive and slow. Laboratory tests are capable to reproduce limited process conditions, but are incapable to describe the process as a whole. This work aims to analyze the grain size behavior of steel DIN 20NiCrMo8 MOD under strain rates up to  $90\text{ s}^{-1}$  using an industrial horizontal hot forming press, and to compare the experimental results with the numerical simulation by means of the commercial software MSC.Superform. It was possible to reproduce the process conditions through simulation, which allows forecasting the metallurgical characteristics of the hot formed parts, more specifically the final hot formed austenite grain size.*

***Keywords:** simulation, hot-forming, grain size evolution, high strain rate.*