

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR *Valter de*
SOUZA Filho E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM *08* / *01* / *2008*
Sergio Tonini Button
.....
ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Estudo do Comportamento Microestrutural de Aços Forjados a Quente em Condições de Alta Taxa de Deformação

Autor: **Valter de Souza Filho**
Orientador: **Prof. Dr. Sérgio Tonini Button**
Co-Orientador: **Dr. Ing. Mauro Moraes de Souza**

07/2008

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Estudo do comportamento microestrutural de aços forjados a quente com altas taxas de deformação

Autor: Valter de Souza Filho
Orientador: **Prof. Dr. Sérgio Tonini Button**
Co-Orientador: **Dr. Ing. Mauro Moraes de Souza**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2008
S.P . – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

So89e Souza Filho, Valter de
Estudo do comportamento microestrutural de aços forjados a quente em condições de alta taxa de deformação / Valter de Souza Filho. --Campinas, SP: [s.n.], 2008.

Orientadores: Sérgio Tonini Button, Mauro Moraes de Souza

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Conformação de metais. 2. Metais–Deformação. 3. Simulação por computador. 4. Microestrutura. 5. Aço. I. Button, Sérgio Tonini. II. Souza, Mauro Moraes de. III. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. IV. Título.

Título em Inglês: Study on the microstructural behavior of hot forged steels under high strain rate condition

Palavras-chave em Inglês: Hot forming, High strain rate, Simulation, Microstructure, Steel, Austenite grain size

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Rubens Caram Junior e Oscar Balancin

Data da defesa: 08/01/2008

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

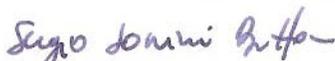
**Estudo do comportamento microestrutural de
aços forjados a quente com altas taxas de
deformação**

Autor: **Valter de Souza Filho**

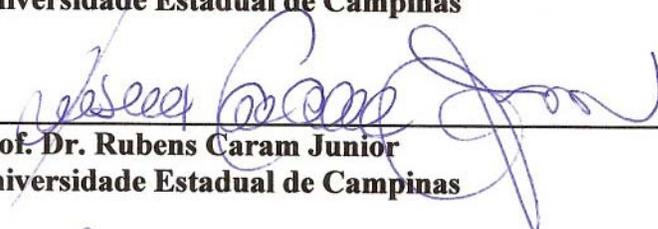
Orientador: **Prof. Dr. Sérgio Tonini Button**

Co-Orientador: **Dr. Ing. Mauro Moraes de Souza**

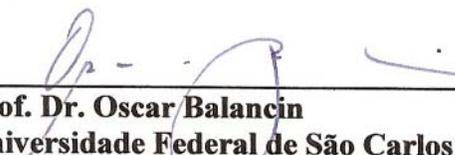
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Sérgio Tonini Button , Presidente
Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. Rubens Caram Junior
Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. Oscar Balancin
Universidade Federal de São Carlos

Campinas, 08 de janeiro de 2008

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha querida esposa Simone Pozati, que me incentivou e apoiou desde do início, sempre com muita compreensão, paciência e ajuda em todos os momentos.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas as quais presto minha homenagem:

Ao Prof. Dr. Sérgio Tonini Button, meu orientador, pela acolhida na UNICAMP, convivência, elaboração dessa dissertação e condução do processo de aprendizagem.

Ao Dr. Ing. Mauro Moraes de Souza, meu co-orientador, pela ajuda na seleção do tema, na elaboração dessa dissertação e orientação na Neumayer-Tekfor Automotive Brasil.

À Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) – UNICAMP, pela acolhida e oportunidade de aperfeiçoamento profissional.

Aos professores do Departamento de Materiais (DEMA), pela convivência, formação e disponibilidade a qualquer tempo.

Aos amigos Célio Caminanga, Mário Nunes da Silva, Evandro Cardoso, Willian Regone pela ajuda, apoio e discussões dos resultados, que sempre colaboraram para o enriquecimento deste trabalho.

Aos amigos Ricardo Batista e Fernando Sá, pela ajuda e amizade.

Ao Prof. Dr. Oscar Balacin, ao Dr. Gedeon Reis e ao Rover Belo técnico do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCAR, pela oportunidade e ajuda na realização de ensaios, que contribuíram para o enriquecimento deste trabalho.

Aos Gerentes Wagner Canhaci e Luis Palma pela permissão de disponibilidade de horários e apoio no desenvolvimeno desse trabalho.

A João Silvino, Igor Feliciano Ludwig, Ronaldo Silva e Simony Kuba pela ajuda na preparação dos corpos de prova.

Aos funcionários da Neumayer Tekfor, Hamilton Correa, Paulo Sigoli, Fábio Petrilli, Felipe Escarabelin, Antonio Palhares pela ajuda e disponibilidade que sempre demonstraram.

A GERDAU, especialmente as pessoas Rogério Mahl e Sérgio Carpanzano que gentilmente cederam a Gleeble para ensaios de dilatométrica.

“Só o trabalho é capaz de gerar riquezas e valores” por Nenê Constatino

Resumo

SOUZA FILHO, Valter de. *Estudo do Comportamento Microestrutural de Aços Forjados a Quente com altas Taxas de Deformação*, Campinas,: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008. 100 p. Dissertação (Mestrado).

A conformação a quente, especificamente em prensa horizontal, é um tema de pouco estudo no meio acadêmico, mas interessante pelo emprego da alta taxa de deformação que alcança $90s^{-1}$. A microestrutura resultante desse processo é influenciada por algumas variáveis como temperatura, taxa de deformação, tamanho de grão austenítico inicial e taxa de resfriamento. A proposta deste trabalho é prever o comportamento da microestrutura dos aços perante essa alta taxa de deformação com a utilização da simulação numérica. Para tanto, os materiais DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD foram ensaiados nessa taxa de deformação em um processo de conformação industrial. A comparação do tamanho de grão austenítico obtido da conformação industrial com o tamanho de grão austenítico obtido através da simulação numérica é demonstrada. A influência da taxa de resfriamento sobre a microestrutura para cada material também foi demonstrada. Concluiu-se que a previsão do tamanho de grão austenítico é adequada utilizando-se o software comercial MSC.Superform acrescido do cálculo para crescimento de grãos. A previsão do comportamento mecânico após o processo de conformação utilizando-se de equações da literatura foi insatisfatória, porém pode-se demonstrar a influência da variação da taxa de resfriamento na microestrutura das peças conformada a quente.

Palavras Chave

- Conformação, alta taxa de deformação, simulação, microestrutura, aço, tamanho de grão austenítico.

Abstract

SOUZA FILHO, Valter de. *Study on the Microstructural Behavior of Hot Forged Steels under High Strain Rate Condition*, Campinas: School of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2008. 100 p. Dissertation (Master Degree).

Hot forming by using horizontal presses is not a common subject for academic study; however, it is an interesting subject due to the high strain rate values up to 90 s^{-1} . The resulting microstructure under such process conditions is influenced by variables like temperature, strain rate, initial austenitic grain size and cooling rate. The proposal of this work is to predict microstructural changes of steels under high strain rates through the numerical simulation of the hot forging process. For this purpose, the materials DIN 20NiCrMo8 MOD and DIN 16MnCr5 MOD have been tested under typical strain rates used in industrial forming process. The comparison between the austenite grain size resulting from the industrial process and the austenite grain size resulting from a numerical simulation is presented, as well as the influence of the cooling rate on the microstructure for each material. The austenite grain size calculated by using the commercial software MSC.Superform and adjusted by grain growth calculations was proven to be satisfactory; however, the prediction of the mechanical properties after hot forming and cooling was inaccurate. Nonetheless, the influence of the cooling rate in the after microstructure hot forming was well described in this work.

Key Words

Hot forming, high strain rate, simulation, microstructure, steel, austenite grain size.

Resumo dos Capítulos

Capítulo 1 – Descrevem-se os objetivos e as justificativas para o desenvolvimento deste trabalho.

Capítulo 2 – Apresenta-se a revisão bibliográfica sobre os processos de conformação a quente com alta taxa de deformação, a influência das variáveis envolvidas e também a revisão sobre expressões utilizadas para determinar a transformação microestrutural e a correspondência com as propriedades mecânicas de aços.

Capítulo 3 – Definem-se a composição química e as propriedades do material em estudo, os ensaios preliminares para análises dos parâmetros de processo, o procedimento para os ensaios de torção e dilatométrica e as condições da conformação com altas taxas de conformação.

Capítulo 4 – Apresentam-se e discutem-se os resultados obtidos nos ensaios de conformação industrial, nos ensaios de torção, nos ensaios de dilatométrica, na simulação numérica com o software MSC.Superform e na previsão das propriedades mecânicas.

Capítulo 5 – Apresentam-se as conclusões extraídas da análise dos resultados obtidos neste trabalho e sugerem-se propostas para trabalhos futuros.

Esta dissertação de Mestrado Acadêmico gerou um trabalho que foi apresentado no 26º Seminário Nacional de Forjamento realizado em Porto Alegre em outubro de 2006. Outro trabalho foi apresentado no 4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação realizado no mês de abril de 2007 em São Pedro. Um terceiro foi apresentado no 62º Congresso Anual da

Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, realizado no mês de julho de 2007 em Vitória, e um quarto trabalho foi apresentado no XVI Congresso e Exposição Internacionais de Tecnologia da Mobilidade SAE BRASIL 2007 realizado em novembro de 2007 em São Paulo. Também foi publicado na Revista do Parafuso, ano 1, nº 6, outubro-novembro 2007.

Índice

Lista de Figuras	xiv
Lista de Tabelas	xix
Nomenclatura e simbologia	xxi
Capítulo 1 - Introdução	1
1.1 - Objetivo	2
1.2 - Justificativa	3
Capítulo 2 - Revisão de literatura	4
2.1 - Forjamento sob alta taxa de deformação	4
2.2 - Processos metalúrgicos	8
2.3 - Simulação de processos metalúrgicos dinâmicos	11
2.4 - Equação constitutiva	13
2.5 - Modelos teóricos e a influência das taxas de resfriamento nas propriedades mecânicas e microestrutura dos aços	17
Capítulo 3 - Materiais e métodos	23
3.1 – Introdução	23
3.2 - Equipamento	24
3.3 - Condição inicial dos aços estudados	24
3.4 - Ensaio preliminares na forjaria	27

3.5 - Ensaio definitivo de conformação com alta taxa de deformação	30
3.6 - Ensaio de torção	34
3.7 – Ensaio de dilatométria	36
3.8 - Simulação numérica	37
3.9 - Ensaio metalográficos e durezas	39
Capítulo 4 - Apresentação e discussão dos resultados	41
4.1 - Ensaio de torção a quente	41
4.2 - Simulação numérica	49
4.3 - Conformação industrial	56
4.4 - Comparação entre tamanho de grão austenítico do processo de conformação industrial versus o tamanho de grão austenítico da simulação numérica	63
4.5 - Ensaio de dilatométria	68
4.6 - Previsão das propriedades mecânicas	74
Capítulo 5	85
5.1 - Conclusões e sugestões para os próximos trabalhos	85
5.2 - Sugestões para os próximos trabalhos	87
6 - Referências bibliográficas	88
7 - Apêndice	98
A.1 - Expressões utilizadas para determinar a taxa de deformação	98
A.2 - Relação dos parâmetros para entrada de dados do software de simulação numérica da tabela 09 com as expressões das equações constitucionais	99

Lista de Figuras

01	Exemplo de um gráfico da tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente	06
02	Prensa horizontal utilizada na conformação a quente e exemplos de produtos obtidos	24
03	Microestrutura inicial do material DIN 20NiCrMo8 MOD, nital 5%	26
04	Microestrutura inicial do material DIN 16MnCr5 MOD, nital 5%	26
05	Quantificação dos micro-constituintes presentes na microestrutura na condição inicial de fornecimento	26
06	Grão austenítico inicial do material DIN 20NiCrMo8 MOD, ácido pícrico	27
07	Grão austenítico inicial do material DIN 16MnCr5 MOD, ácido pícrico	27
08	Variação da temperatura em função do tempo do processo de conformação industrial	28
09	Microestruturas observadas para o meio de resfriamento a. água;b. óleo, c. ar ventilado e d. ar	30
10	Detalhe do ferramental e do corpo de prova, antes e após o ensaio, representados esquematicamente	31
11	Dimensões da geometria final do corpo de prova	32

12	Detalhe da montagem das ferramentas e acessórios na prensa horizontal	33
13	Ciclo do processo de conformação a 90 s^{-1}	34
14	Dimensões do corpo de prova para ensaio de torção	34
15	Esquemática dos ensaios de torção a quente	36
16	Condição inicial para a simulação numérica	39
17	Pontos de medição e análise	40
18	Curva tensão escoamento equivalente versus deformação equivalente do material DIN 20NiCrMo8 MOD para a taxa de deformação de 20 s^{-1}	42
19	Curva tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente do material DIN 20NiCrMo8 MOD para a temperatura de 1000 °C	42
20	Curva tensão escoamento equivalente versus deformação equivalente do material DIN 16MnCr5 MOD para a taxa de deformação de 20 s^{-1}	43
21	Curva tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente do material DIN 16MnCr5 MOD para a temperatura de 1000 °C	43
22	Variação da taxa de encruamento em função da tensão de escoamento equivalente para o material DIN 20NiCrMo8 MOD	44
23	Variação da taxa de encruamento em função da tensão de escoamento equivalente para o material DIN 16MnCr5 MOD	45
24	Microestruturas do tamanho de grão austenítico obtidos nos ensaios de torção a quente com taxa de 20 s^{-1} , ácido pícrico	47
25	Dependência linear entre $\ln(D)$ versus $\ln(Z)$ - Material DIN 20NiCrMo8 MOD	48
26	Dependência linear entre $\ln(D)$ versus $\ln(Z)$ - Material DIN 16MnCr5 MOD	48

27	Fibramento de uma peça obtida no processo de conformação industrial comparado com a malha deformada resultante da análise numérica para um fator de atrito igual a 0,5	50
28	Destaque das malhas das simulações do processo de conformação industrial obtidas pela simulação numérica para diferentes fatores de atrito [m]	51
29	Resultado da taxa de deformação [s^{-1}] para o incremento 24	52
30	Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 20NiCrMo8 MOD para o incremento de 30	53
31	Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 20NiCrMo8 MOD para o incremento de 70	53
32	Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 20NiCrMo8 MOD para o incremento de 105	54
33	Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 16MnCr5 MOD para o incremento de 30	54
34	Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 16MnCr5 MOD para o incremento de 70	55
35	Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 16MnCr5 MOD para o incremento de 105	55
36	Tamanho de grão austenítico das peças forjadas para o material DIN 20NiCrMo8 MOD	57
37	Tamanho de grão austenítico das peças forjadas para o material DIN 16MnCr5 MOD	58

38	Tamanho de grão austenítico do material DIN 20NiCrMo8 MOD com taxa de deformação de 90 s^{-1} , ácido pícrico	60
39	Tamanho de grão austenítico do material DIN 16MnCr5 MOD com taxa de deformação de 90 s^{-1} , ácido pícrico	61
40	Resultados das microestruturas obtidas nas peças forjadas a 90 s^{-1} com a variação da taxa de resfriamento, nital 5%	62
41	Resultados das microestruturas obtidas nas peças forjadas a 90 s^{-1} com a variação da taxa de resfriamento com maior detalhe, nital 5%	63
42	Gráfico da temperatura versus tempo, mostrando o tempo para o crescimento de grãos austeníticos	63
43	Distribuição da temperatura na simulação numérica para o material DIN 20NiCrMo8 MOD	64
44	Distribuição da temperatura na simulação numérica para o material DIN 16MnCr5 MOD	65
45	Comparação do tamanho de grão austenítico para o material DIN 20NiCrMo8 MOD	66
46	Comparação do tamanho de grão austenítico para o material DIN 16MnCr5 MOD	67
47	Curva dilatométrica – material DIN 20NiCrMo8 MOD – $1 \text{ }^\circ \text{ C/s}$	68
48	Curva dilatométrica – material DIN 20NiCrMo8 MOD – $20 \text{ }^\circ \text{ C/s}$	69
49	Curva dilatométrica – material DIN 20NiCrMo8 MOD – $34 \text{ }^\circ \text{ C/s}$	69
50	Curva dilatométrica – material DIN 16MnCr5 MOD – $1 \text{ }^\circ \text{ C/s}$	70
51	Curva dilatométrica – material DIN 16MnCr5 MOD – $20 \text{ }^\circ \text{ C/s}$	71
52	Curva dilatométrica – material DIN 16MnCr5 MOD – $34 \text{ }^\circ \text{ C/s}$	71

53	Resultado das microestruturas em função da taxa de resfriamento [°C/s] obtidas no ensaio de dilatométrica - ataque nital 100X	72
54	Resultado das microestruturas em função da taxa de resfriamento [°C/s] obtidas no ensaio de dilatométrica - ataque nital 500X	73
55	Comparação da tensão de escoamento equivalente dos modelos proposto versus a tensão de escoamento equivalente do processo de conformação industrial - Material DIN 20NiCrMo8 MOD	77
56	Comparação da tensão de escoamento equivalente dos modelos proposto versus a tensão de escoamento equivalente do processo de conformação industrial - Material DIN 16MnCr5 MOD	78
57	Comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica calculada - DIN 20NiCrMO8 MOD	80
58	Comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica calculada - DIN 16MnCr5 MOD	81
59	Comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica calculada - Material 20NicroMo8 MOD	82
60	Comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica calculada - Material 16MnCr5 MOD	83
61	Determinação da taxa de deformação para a prensa horizontal	99

Lista de Tabelas

01	Composição química (% em peso)	25
02	Meios de resfriamento	27
03	Registros das temperaturas e tempos obtidos nos ensaios preliminares para o material DIN 20NiCrMo8 MOD	29
04	Dureza das peças forjadas no ensaio preliminar	29
05	Microestruturas reveladas das amostras do ensaio preliminar	29
06	Parâmetros de entrada adotados	38
07	Valores das deformações críticas para os ensaios de torção a quente	45
08	Tamanho de grão austenítico obtido nos ensaios de torção a quente	46
09	Parâmetros constitucionais de ambos materiais	50
10	Temperaturas de transformação de fases (°C) para o material DIN 20NiCrMo8 MOD	68
11	Temperaturas de transformação de fases (°C) para o material DIN 16MnCr5 MOD	70
12	Previsão de dureza para a taxa de 1°C/s	75

13	Dureza HV das peças forjadas por taxa de resfriamento DIN 20NiCrMo8 MOD	75
14	Dureza HV das peças forjadas por taxa de resfriamento DIN 16MnCr5 MOD	76
15	Resultado de previsão da microdureza Vickers e da tensão de escoamento para o material DIN 20NiCrMo8 MOD	79
16	Resultado de previsão da microdureza Vickers e da tensão de escoamento para o material DIN 16MnCr5 MOD	80

Nomenclatura e simbologia

Letras Latinas

a	Raio da biela da prensa hidráulica horizontal	[mm]
c	Parâmetro de material	[]
f_i	Fração volumétrica da microestrutura “i”	[%]
f_P	Fração volumétrica da microestrutura perlita	[%]
f_F	Fração volumétrica da microestrutura ferrita	[%]
f_B	Fração volumétrica da microestrutura bainita	[%]
l	Comprimento útil do corpo de prova	[mm]
h	Altura do corpo de prova	[mm]
m	Fator de atrito	[]
n	Parâmetro de encruamento obtido experimentalmente	[s ⁻¹]
n'	Parâmetro de encruamento ($D=A'Z^n$) obtido experimentalmente	[s ⁻¹]
n''	Parâmetro de encruamento ($\epsilon_p=A''D_0^{n''}Z^p$)	[]
p	Constante numérica (p=0,16)	[]
q	Constante numérica (q=3,75)	[]
r	Constante numérica (r=22,8)	[]

t	Tempo	[s]
t₁	Posição do tempo ao final do resfriamento no meio de adequado	[s]
A	Parâmetro de material obtido experimentalmente da interseção da plotagem de $\ln Z$ versus $\ln (\sinh \alpha \sigma_m)$	[]
A'	Parâmetro de material ($D=A'Z^{n'}$)	[]
A''	Parâmetro de material ($\epsilon_p=A''D_0^{n''}Z^p$)	[]
A₃	Temperatura de transformação da austenita para a ferrita	[°C]
A_{cm}	Temperatura de transformação da austenita para a cementita	[°C]
Cr	Taxa de resfriamento	[°C/s]
D	Tamanho de grão austenítico	[μm]
D₀	Tamanho de grão austenítico inicial	[μm]
D_{cr}	Tamanho de grão austenítico que cresce em função da temperatura e do tempo	[μm]
D_{drx}	Tamanho de grão austenítico recristalizado	[μm]
D_s	Tamanho de grão austenítico estável	[μm]
D_{α}	Tamanho de grão ferrítico	[μm]
F	Resistência mecânica associada a tensão de escoamento equivalente	[MPa]
H_B	Dureza vickers calculada na microestrutura bainita	[Hv]
H_F	Dureza vickers calculada na microestrutura ferrita	[Hv]
H_P	Dureza vickers calculada na microestrutura perlita	[Hv]
H_v	Dureza vickers calculada e de medição direta	[Hv]
H_{vi}	Dureza vickers calculada e de medição direta da fase i	[Hv]
H_{vF}	Dureza vickers calculada conforme DONNAY et al., 1996 para a fase ferrítica	[Hv]
Q	Energia de ativação aparente para a deformação a quente	[J/mol]

R	Constante dos gases	[J/gmolK]
T	Temperatura	[°C]
T₁	Posição da temperatura no patamar inicial antes do resfriamento	[°C]
T₂	Posição da temperatura no patamar final após resfriamento	[°C]
T_B	Temperatura de transformação da microestrutura bainita	[°C]
T_F	Temperatura de transformação da microestrutura ferrita	[°C]
T_k	Temperatura qualquer expressa em Kelvin	[K]
T_P	Temperatura de transformação da microestrutura perlita	[°C]
T_x	Taxa de resfriamento	[°C/s]
TS	Tensão de escoamento calculada	[MPa]
\bar{X}	Média aritmética	[]
Z	Parâmetro Zener-Holomon	[]

Letras Gregas

α	Parâmetro de material obtido experimentalmente	[MPa ⁻¹]
β_0	Parâmetro de material obtido experimentalmente (1/ α)	[MPa]
ϵ	Deformação	[%]
ϵ_c	Deformação crítica	[]
$\bar{\epsilon}_c$	Deformação crítica média	[]
ϵ_p	Deformação máxima ou de pico	[]
$\dot{\epsilon}$	Taxa de deformação	[s ⁻¹]
θ	Velocidade	[RPM]
$\dot{\theta}$	Taxa de deformação angular	[min ⁻¹]
σ_c	Tensão de escoamento equivalente crítica	[MPa]

σ_m	Tensão de escoamento máxima ou de pico	[MPa]
σ_s	Tensão de escoamento equivalente na região estática	[MPa]

Abreviações

CCC	Cúbico de corpo centrado
CCT	Diagrama de transformação de resfriamento contínuo
TGA	Tamanho de grão austenítico
TTT	Diagrama de transformação tempo-temperatura

Siglas

IBF	- Institute für Bildsame Formgebung.
UNICAMP	– Universidade Estadual de Campinas
UFSCAR	– Universidade Federal de São Carlos

Capítulo 1

Introdução

A necessidade de se obter processos mais eficientes e com menor custo incentiva as indústrias brasileiras a investigarem os fenômenos que cercam os processos industriais. Um desses processos é a conformação a quente, definida como uma deformação sob condições pré-definidas de temperatura e taxa de deformação, em que processos de recuperação e recristalização agem simultaneamente com a deformação, reduzindo a energia requerida para deformar o material (DIETER, 1988). Outro importante processo é o resfriamento controlado do material, após o processo de forjamento a quente, na qual utilizam-se taxas de resfriamento diferentes e obtêm-se a microestrutura e as propriedades mecânicas desejadas (YAMAKAMI *et al.*, 2004).

A área acadêmica tem procurado estudar o comportamento microestrutural de aços com diversas variáveis, tais como alterações da composição química (MEDINA & HERNANDEZ, 1996-a), gradiente de deformação (NEVES *et al.*, 2002; ITABASHI & KAWATA, 2000; KIM *et al.*, 2003-b; LEE *et al.*, 2002), taxas de resfriamento (MADARIAGA *et al.*, 1999; DAS *et al.*, 2003; GHOSH *et al.*, 2003) entre outras. Com relação à variação da taxa de deformação, a área acadêmica utiliza o estudo de processos de conformação na escala laboratorial (ISORÉ, 1983), isso devido à dificuldade em se determinar equações constitucionais, além da dificuldade em se obter e utilizar equipamentos que são de alto custo de aquisição, e geralmente encontrados no processo produtivo em indústrias de grande porte.

Nos processos industriais os metais estão sujeitos a históricos complexos de temperatura, tempo, deformação e taxa de deformação que tornam a investigação experimental da influência de todas as variáveis em potencial, extremamente cara e lenta (SOUZA *et al.*, 1991)

Nos processos de forjamento a quente, geralmente um componente de geometria simples é transformado em um componente de geometria complexa (NEVES *et al.*, 2002). SOUZA *et al.*, 1991 afirmam que os ensaios de laboratório são capazes de modelar algumas condições locais, mas são incapazes de descrever todo o processo.

1.1 Objetivos

Esta dissertação tem como objetivo prever o comportamento microestrutural de dois aços comerciais para cementação, deformados a uma alta taxa de deformação obtida em processo industrial de conformação a quente com a utilização da simulação numérica aliada ao estudo do resfriamento controlado.

Com isso pretende-se:

- Verificar se a metodologia aplicada é satisfatória na simulação de um processo de conformação a quente utilizando uma prensa horizontal de alta taxa de deformação utilizando o software comercial MSC.SUPERFORM.
- Comparar o tamanho de grão austenítico obtido no processo de conformação industrial em condições de alta taxa de deformação com o tamanho de grão austenítico obtido da simulação numérica deste processo.
- Avaliar o comportamento desses aços perante a alta taxa de deformação seguida de diferentes taxas de resfriamento e seus respectivos efeitos nas propriedades finais dos produtos obtidos.
- Comparar o comportamento mecânico de produtos obtidos por processo de conformação industrial com alta taxa de deformação com o comportamento mecânico descrito pela simulação numérica e cálculos empíricos.
- Possibilitar a redução de custos com ferramentas e simulações no processo;

- Possibilitar a redução de custos com relação a tratamento térmicos.
- Entender os mecanismos de amaciamento e endurecimento presentes durante os processos com alta taxa de deformação.

1.2 Justificativa

O desenvolvimento de um processo de conformação a quente envolve diversas etapas, desde a escolha da geometria e construção do ferramental, parametrização das variáveis de influência, manuseio e operação do equipamento, entre outros.

Para cada tipo de material e produto a ser conformado apresentam-se parâmetros complexos principalmente de temperatura, tempo, deformação e taxa de deformação.

Todo esse controle gera custos que aumentam significativamente ao se somar o desperdício associado com as simulações físicas do processo.

O estudo do comportamento microestrutural de aços com diversas variáveis pela área acadêmica é usualmente limitado ao laboratório, pois os ensaios de laboratório são capazes de modelar algumas condições locais, mas são incapazes de descrever todo o processo.

O interesse em reduzir os custos com desenvolvimento e parametrização do processo de conformação a quente permitiu o desenvolvimento de aplicativos que utilizam as simulações numéricas para prever o comportamento mecânico de um processo de conformação industrial com geometrias que permitam alto gradiente de deformação.

Esse trabalho também se justifica como contribuição acadêmica, pois foram encontradas poucas referências sobre processos de conformação a quente a altas taxas de deformação.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

2.1 – Forjamento sob alta taxa de deformação

A necessidade industrial de conhecer as propriedades finais resultantes do processo de conformação a quente tem levado ao estudo em laboratório, porém sem reproduzir todas as condições encontradas no forjamento (ISORÉ, 1983).

Várias técnicas experimentais têm sido utilizadas na simulação física de processos de conformação. Muitos modelos de materiais são utilizados para quantificar os fenômenos da metalurgia física.

Esses trabalhos determinam os fenômenos metalúrgicos por meio de ensaios convencionais de laboratório e são utilizados parametrizando a simulação por métodos numéricos, permitindo o cálculo de mudanças microestruturais e sendo comprovados em experimentos industriais (SOUZA *et al.*, 1991).

A compressão uniaxial é um desses ensaios em que a deformação verdadeira é limitada devido ao atrito. O ensaio de torção é outro ensaio bastante utilizado que oferece maior homogeneidade na deformação, entretanto apresenta deformação radial e gradiente de taxa de deformação, o que requer cálculos para equivalência de deformação e de tensão.

O estudo envolvendo a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) antes de 1980 era realizado com plastômetros, contudo não era possível a manutenção de deformações elevadas e constantes. As taxas de deformação alcançavam até 50 s^{-1} . (DOHERTY *et al.*, 1997).

Nos processos industriais de conformação mecânica, as taxas de deformação verdadeira encontram-se usualmente na faixa de $0,5$ a 500 s^{-1} . Nessas taxas o aquecimento por contato entre as superfícies pode ser significativo e pode gerar problemas (MCQUEEN & RYAN, 2002) dificultando a interpretação da microestrutura, assim como problemas de instabilidade plástica e deformação localizada (JONAS *et al.*, 1969).

O comportamento térmico e aquecimento por contato entre as superfícies em um forjamento com alta velocidade de um disco de material SAE 1045 foram estudados por QUINGBIN *et al.*, 1997 através da simulação numérica e com investigação experimental da conformação, permitindo razoável redução de custos de projetos em conformação a quente.

Nesta revisão observa-se que poucos artigos estão direcionados para o processo industrial de conformação a quente, especialmente com a utilização de altas taxas de deformação, sendo a maioria dos artigos baseados em ensaios laboratoriais.

Diversos autores procuraram simular através de ensaios laboratoriais, os processos de conformação industrial com condições quase próximas das condições reais de processo. Equações constitucionais para determinação das variáveis relacionadas aos materiais e aos processos foram desenvolvidas (CARSI *et al.*, 1997; ITABASHI & KAWATA, 2000; KIM, *et al.*, 2003-b; KOVAC *et al.*, 2003; LEE & YEY, 1997; LEE *et al.*, 2002; NEVES *et al.*, 2002; QUINGBIN *et al.*, 1997; SERAJZADEH *et al.*, 2002; SELLARS & TEGART, 1966; SELLARS, 1990; VERNUGOPAL *et al.*, 1997).

Essas equações foram determinadas a partir de trabalhos baseados em ensaios torsionais como o de NAKAMURA & UEKI, 1975 que estudaram pelo ensaio de torção a quente um aço com 0,06 % de carbono, com temperaturas de 830 a 1200°C e com taxas de deformação de 10^{-3} a 30 s^{-1} . Os mecanismos de controle do processo de restauração dinâmica foram observados por

microscopia óptica. Nesse trabalho notaram que a curva tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente (Figura 01) exibe um pico destacado depois de um trabalho inicial de endurecimento que depois se altera para um estado de deformação equivalente estacionária em que a tensão de escoamento equivalente é constante com o incremento de deformação equivalente, característico de materiais com processo de recristalização dinâmica que admite uma relação linear entre grão austenítico recristalizado dinamicamente e o parâmetro de Zener-Hollomon (vide item 2.4).

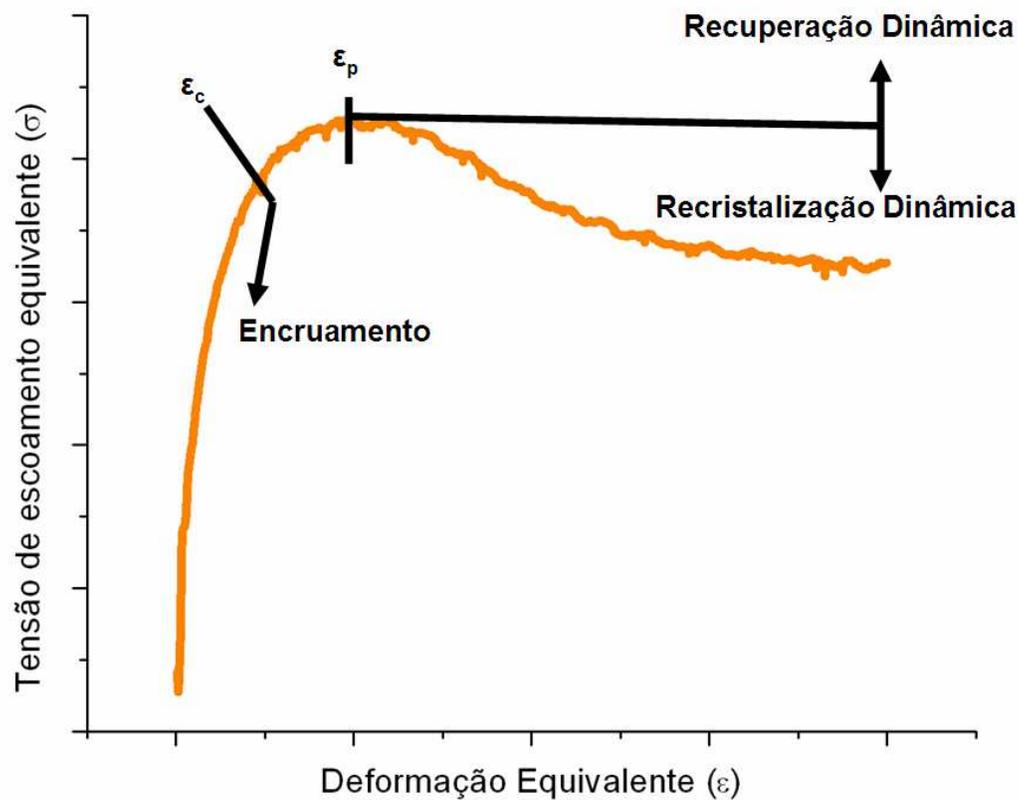


Figura 01 – Exemplo de um gráfico da tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente

Observações metalográficas nos trabalhos de SAKUI *et al.*, 1977 também evidenciaram essa característica revelando que a microestrutura deformada em altas deformações é função única do parâmetro de Zener-Hollomon (vide item 2.4).

YADA *et al.*, 1983 estudaram o comportamento de diversos aços sob alta taxa de deformação através de um simulador de deformação a quente, por compressão uniaxial com taxa máxima de deformação entre 300 a 800 s⁻¹. Demonstraram que as curvas características de tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente não se alteraram essencialmente com o aumento na taxa de deformação. Também comprovaram que há uma concordância do tamanho de grão austenítico (D) calculado através da função Zener-Hollomon com o tamanho de grão austenítico (D) obtido da investigação experimental.

O comportamento plástico de aços em condições de altas temperaturas e com altas taxas de deformação foi descrito em termos de equações constitucionais. LAASRAOUI & JONAS, 1991, por exemplo, formularam equações constitucionais de condições isotérmicas, simulando uma deformação entre rolos laminadores com uma compressão uniaxial de um único passe na faixa de temperatura de 800 a 1200°C e taxas de deformação de 0,2 a 50 s⁻¹ utilizando um aço baixo carbono.

A maioria dos artigos utiliza-se da relação de seno hiperbólico de Arrhenius para explicar o comportamento plástico dos aços. Por exemplo, RAO *et al.*, 1996 representaram a tensão de escoamento equivalente em função da deformação equivalente, da taxa de deformação e da temperatura para condições isotérmicas, assim como em condições de mudanças repentinas na taxa de deformação e na temperatura.

Utilizando-se da equação constitutiva de JOHNSON & COOK (1983 apud LEE & YEH, 1997), LEE & YEH, 1997 estudaram o comportamento da deformação do aço AISI 4340 sob altas taxas de deformação de 500 a 3300 s⁻¹ com temperaturas na faixa de 25-1100 °C. Observaram que devido à alta taxa de deformação, a tensão de escoamento máxima e a temperatura do corpo de prova aumentam. Os parâmetros de coeficiente de encruamento, taxa de deformação e sensibilidade da temperatura alteram-se significativamente com a variação da taxa de deformação, deformação e patamar da temperatura.

Em um outro ensaio, utilizou-se uma máquina de ensaio de tração adaptada para condições de alta velocidade de deformação, construída por ITABASHI & KAWATA, 2000 para obter a

tensão de escoamento e deformação dinâmica na mesma ordem de uma colisão automotiva ($\dot{\epsilon} = 1000 \text{ s}^{-1}$), e empregada para estudar aços com o teor de carbono entre 0,14 a 0,54%. Na investigação experimental submeteram os aços estudados sob quatro taxas de deformação, resultando em curvas de tensão escoamento equivalente versus deformação equivalente para cada situação.

LEE *et al.*, 2002, utilizaram-se de ensaios dinâmicos com alta taxa de deformação acima de 100 s^{-1} para validar alterações das equações constitucionais originalmente proposta por SHIDA (1969 apud LEE *et al.*, 2002) para o processo de laminação.

Poucos ensaios em condições reais de conformação são realizados. Isso se dá pela dificuldade em obter equipamentos de alto custo de aquisição e encontrados apenas em indústrias de grandes porte. A maioria dos trabalhos prioriza o estudo através de ensaios de torção a quente com taxa de deformação que varia de 1 a 50 s^{-1} . Alguns trabalhos atuam com a simulação física do processo de conformação permitindo a comparação com processo de conformação a quente em condições de baixa taxa de deformação.

Um desses trabalhos foi realizado por GENTILE *et al.*, 2002 que através do ensaio de compressão uniaxial de uma ferramenta plana e outra em forma de cunha, obtiveram uma simulação física análoga ao forjamento a quente, porém em condições de baixa taxa de deformação. Esse trabalho permitiu entender o comportamento experimental da evolução microestrutural pela análise numérica de aços microligados ao V-Ti.

2.2 – Processos metalúrgicos

Durante a conformação a quente o encruamento atua em função pelo processo de amaciamento dinâmico de recuperação e recristalização (SELLARS, 1980), que são termicamente ativados. Os processos metalúrgicos dessa natureza podem ser representados pela curva de tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente que depende da taxa de deformação, da temperatura e da quantidade de deformação (vide figura 1 no item 2.1).

Quando um processo de amaciamento ocorre pela redistribuição e aniquilação dos defeitos de pontos e discordâncias, sem a formação de novos contornos de grãos, ou pela formação, e ou migração de contornos de baixo ângulo é descrito por recuperação. Esse fenômeno requer baixa energia de ativação e pode ocorrer em baixas temperaturas (GORELIK, 1981) através de mudanças estruturais de pequena escala dentro dos grãos existentes (HONEYCOMBE, 1984).

A recuperação dinâmica envolve o re-arranjo das discordâncias durante algum processo de encruamento através da ativação térmica. Mecanismos como escalagem e o deslizamento cruzado permitem que as discordâncias se re-organizem, possibilitando o equilíbrio dinâmico entre os processos de encruamento por deformação e o amaciamento, com a formação de uma estrutura celular e sub-grãos (REGONE, 2001).

Em ensaios de torção a quente, a tensão de escoamento equivalente aumenta com o incremento de deformação equivalente. Nesse ínterim, o fenômeno metalúrgico da recuperação dinâmica age acumulando uma quantidade mínima de energia interna associada à presença de defeitos cristalinos e ocorre até a deformação crítica (ϵ_c) destacado na figura 01 (item 2.1). O processo de amaciamento continua a partir desse ponto com a ação do fenômeno metalúrgico de recristalização dinâmica, fenômeno que altera a estrutura de metais deformados reduzindo a quantidade de energia acumulada. Com a ação progressiva da recristalização dinâmica, o valor da tensão de escoamento equivalente atinge um pico característico e diminui até um regime estacionário. Ao cessar a deformação, inicia-se a recristalização metadinâmica, fenômeno causado pela presença de núcleos formados durante a deformação que ainda apresentam contornos migrando, permitindo o rápido crescimento dos grãos recristalizados. (CARSI *et al.*, 1997, REGONE, 2001, SELLARS, 1980).

Durante o processo de recristalização há um aumento de energia associado ao acúmulo de discordâncias no contorno de grão, essa energia é o agente para o processo de recristalização e este é o fenômeno metalúrgico que permite na matriz deformada o crescimento de novos grãos (GORELIK, 1981), caracterizados pela desorientação maior que 10 a 15° (DOHERTY *et al.*, 1997). O resultado é a absorção dos grãos austeníticos presentes na deformação pelos novos grãos austeníticos equiaxiais livres de deformação. (HONEYCOMBE, 1984).

O processo de amaciamento é causado pela nucleação de novos grãos austeníticos nos contornos de grãos austeníticos originais. A presença de contornos de grãos de baixo ângulo (menores do que 15°) tem sido definida como prova conclusiva de recristalização dinâmica, diferentemente da recristalização estática que é isenta da formação de contornos de grãos de baixo ângulo (JONAS *et al.*, 1969, McQUEEN *et al.*, 1995). A nucleação e crescimento de novos grãos austeníticos acontecem enquanto a deformação está sendo aplicada.

Em curvas de tensão versus deformação, as tensões de escoamento equivalentes são fortemente dependentes da temperatura (T) e da taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$). Em altas deformações evidencia-se um pequeno ou nenhum processo de endurecimento, indicando que um processo de amaciamento pode estar ocorrendo balanceando-se com o processo de encruamento (JONAS *et al.*, 1969), e que resulta num fenômeno importante para a restauração da ductilidade do material endurecido e para o controle da estrutura do grão no produto final (DOHERTY *et al.*, 1997).

As curvas de tensões de escoamento equivalente apresentam um pico simples para altos valores do parâmetro de Zener-Hollomon (Z), seguidas de uma redução da tensão de escoamento equivalente até um patamar e mantendo-se constante com o incremento da deformação. Para altos valores de Z esse pico (ϵ_p) se aproxima do valor para o início da recristalização (ϵ_c). Para baixos valores de Z a característica das curvas de tensões de escoamento equivalente exibem uma periodicidade entre a deformação e a recristalização devido ao fato do ciclo de recristalização completar-se antes de atingir o valor de deformação crítica necessária para recristalização (ϵ_c).

A recristalização acontece por fenômenos de nucleação e crescimento que se iniciam na interface entre velhas e novas estruturas de grãos. (DOHERTY *et al.*, 1997). Na realidade os grãos austeníticos crescem de algumas regiões de subgrãos recuperados, presentes na microestrutura deformada.

ROBERTS *et al.*, 1979 já monitoravam a recristalização dinâmica pela observação do comportamento da tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente em alta temperatura através do rápido resfriamento da amostra parcialmente deformada, evitando a

influência do crescimento do tamanho de grão austenítico. Utilizaram-se da teoria de CAHN (1949 apud DOHERTY *et al.*, 1997) para descrever as cinéticas das transformações em que a nucleação limita-se aos contornos de grão pré-existentes.

Em metais com baixa energia de falha de empilhamento, como no caso dos aços na condição austenítica, a cinética da recuperação dinâmica é lenta e as quantidades de discordâncias aumentam pela evolução da deformação. Isso permite o acúmulo de energia pela deformação e próximo da fração de 0,8 da deformação em relação ao ponto de tensão de escoamento equivalente máximo ou de pico (σ_m) inicia-se a recristalização dinâmica em função do tamanho de grão austenítico inicial (D_0), da taxa de deformação e da temperatura (SELLARS, 1980).

Em aços com elementos em solução na ferrita, tais como V, Mo e Nb, durante a conformação nota-se um aumento do valor da tensão de escoamento equivalente máxima (σ_m), e para aços microligados, quando a taxa de deformação é baixa, nota-se a ocorrência da precipitação dinâmica de carbonetos. Já em aços microligados com alto teor de manganês nota-se a redução da velocidade para o início de precipitação de carbonetos (MEDINA & HERNANDEZ, 1996-a).

2.3 – Simulação de processos metalúrgicos dinâmicos

A simulação numérica tem sido utilizada para prever quantitativamente a microestrutura e as propriedades de materiais afetadas pelos processos térmicos.

A aplicação de simulação numérica para crescimento e nucleação foi fortemente estimulada na década de 80 pelo aparecimento do modelo matemático de Monte Carlo (KALOS & WHITLOCK, 1986), o qual pode ser aplicado a problemas de evolução da microestrutura (DOHERTY *et al.*, 1997).

Com o aumento da capacidade de processamento dos sistemas computadorizados permitiu-se a aplicação do método de elementos finitos para o desenvolvimento de novos produtos e

processos abrangendo simulações numéricas tais como: linhas de escoamento do material, força, deformações, tensões, temperaturas em posições específicas, tamanho dos grãos austenítico, anisotropia, entre outros (KOPP, 1996).

A otimização de um processo de conformação industrial através da simulação numérica tornou-se uma boa ferramenta para estudar situações complexas de conformação plástica. Por exemplo, SOUZA *et al.*, 1994 estudaram a otimização de uma biela forjada com aço microligado utilizando o software CAPS-FINEL, desenvolvido no IBF (IBF, 2007), e com modelos adequados, simularam a transformação de fase resultante para caracterizar a fração volumétrica da ferrita em função do tamanho de grão austenítico imediatamente antes da transformação.

Um outro exemplo de trabalho é a apresentação de um esquema computacional proposto por GANAPATHYSUBRAMANIAN & ZABARAS, 2004 baseado no trabalho de BUSO, 1998. Ambos descrevem a cinética do crescimento do tamanho de grão, controlado pela energia no contorno de grão e pela energia armazenada associada à densidade de discordâncias.

A modelagem das mudanças estruturais da austenita empregando um simulador de laminação a quente com alta velocidade foi estudado por YADA *et al.*, 1983 estabelecendo modelos matemáticos.

O controle do tamanho de grão austenítico em processos de conformação foi explorado por diversos autores tais como SELLARS, 1980 e YADA, 1987.

KIM *et al.*, 2003-a desenvolveram equações para prever o tamanho de grão austenítico de aços microligados de médio carbono durante laminação a quente, empregando a equação de Avrami modificada, validando a equação utilizando o ensaio de torção a quente e o método dos elementos finitos.

YADA *et al.*, 1983 desenvolveram um modelo geral para prever as mudanças relacionadas com o tamanho de grão obtendo uma boa similaridade desses modelos com a condição real de conformação, o que permitiu à empresa MSC SOFTWARE, 2007 adaptá-los para que através da simulação numérica possa-se prever o tamanho de grão austenítico.

2.4 Equação constitutiva

Para que as condições de otimização de um processo de conformação sejam atendidas, diversos trabalhos foram realizados obtendo-se expressões matemáticas que validam processos de conformação a quente com diversas taxas de deformação.

Um dos primeiros trabalhos foi realizado por SAKUI *et al.*, 1977, em que estudaram a relação entre tensão escoamento equivalente e a estrutura deformada para um aço de 0,16 % C na região austenítica e com taxas de deformação de 18 a 10^{-5} s^{-1} . Nesse trabalho caracterizou-se um processo controlado pela ativação térmica correlacionado com as variáveis de tensão de escoamento equivalente máxima (σ_m), taxa de deformação e temperatura (T_k), geralmente descrito como:

$$\dot{\epsilon} = F(\sigma_m) \exp\left(-\frac{Q(\sigma_m)}{RT_k}\right) \quad (1)$$

Nessa expressão R é a constante dos gases e equivale a 8,314 J/g mol K. Q é a energia de ativação aparente para deformação obtida pela expressão (1) na relação entre $\log(\dot{\epsilon})$ e $1/T_k$.

Como a energia de ativação (Q) é ligeiramente independente do nível de tensão escoamento equivalente, a expressão (1) pode ser rearranjada utilizando o parâmetro (Z) de ZENER & HOLLomon (1944 apud HERNANDES & MEDINA, 1995):

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT_k}\right) = F(\sigma_m) \quad (2)$$

Investigações em diversos materiais têm correlacionado a tensão de escoamento equivalente com a taxa de deformação e temperatura utilizando a relação de potência, empregando-se primeiramente no estudo da fluência.

As similaridades das condições estacionárias induziram SELLARS & TEGART, 1966 a uma expressão que abrange uma larga faixa de tensões de escoamento equivalente com relação ao parâmetro Zener Hollomon mostrada na equação (3) e então aplicada em muitos trabalhos tais como os trabalhos de HONEYCOMBE & BHADSHIA, 1995 e JONAS & TEGART, 1969.

$$\dot{\varepsilon} = A(\sinh(\alpha\sigma_m))^n \exp\left(-\frac{Q}{RT_k}\right) \quad (3)$$

Há diversas maneiras de calcular a energia de ativação. Uma delas utiliza a relação entre a tensão de escoamento equivalente máxima σ_m , a temperatura e a taxa de deformação. Essa relação pode ser expressa através da equação constitutiva (4), permitindo o cálculo da energia de ativação aparente para deformação a quente na região austenítica, traçando-se um gráfico $\log \sigma_m$ versus semi-log $1/T_k$ (REGONE, 2001; SESHACHARYULU *et al.*, 2002; ULVIRA & JONAS, 1968 apud REGONE, 2001). No trabalho de SELLARS & TEGART, 1966 utiliza-se a equação (5) para determinação da energia de ativação.

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT_k}\right) = A(\sinh(\alpha\sigma_m))^n \quad (4)$$

$$Q = \left(\frac{d(\ln(\sinh(\alpha\sigma_m)))}{d\left(\frac{1}{T_k}\right)} \right) 2,3Rn \quad (5)$$

Nessa equação n , α , A e Q são parâmetros do material a serem determinados experimentalmente.

A constante A é usualmente determinada pela interseção da curva de $\ln Z$ versus $\ln (\sinh \alpha \sigma_m)$ na qual a regressão linear facilita a interpolação para encontrar σ_m para determinada condição de Z (McQUEEN *et al.*, 1995).

O parâmetro Q é a energia de ativação aparente para a deformação a quente. 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 que expressa como a tensão de escoamento aumenta e a temperatura diminui, permitindo a comparação entre diversas ligas (McQUEEN *et al.*, 1995). Essa variável pode ser associada com a taxa de controle do processo de amaciamento. (JONAS & TEGART, 1969).

Para o cálculo da tensão de escoamento equivalente empregam-se as equações de RAO & HAWBOLT, 1992, modificando-se as equações (2) e (3) conforme equações (6) a (13).

$$\frac{Z}{A} = (\sinh(\alpha \sigma_m))^n \quad (6)$$

$$\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}} = \sinh(\alpha \sigma_m) \quad (7)$$

$$\alpha \sigma_m = \frac{1}{\sinh\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}}} \quad (8)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (9)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1}\left(\frac{\dot{\epsilon}}{A} \exp\left(\frac{Q}{RT_k}\right)\right)^{\frac{1}{n}} \quad (10)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left(\left(\frac{\dot{\epsilon}}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \exp \left(\frac{Q}{RT_k} \right)^{\frac{1}{n}} \right) \quad (11)$$

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left(\left(\frac{\dot{\epsilon}}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \exp \left(\frac{Q}{nRT_k} \right) \right) \quad (12)$$

Considerando $\frac{1}{\alpha} = \beta_0$, então teremos:

$$\sigma_m = \beta_0 \sinh^{-1} \left(\left(\frac{\dot{\epsilon}}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \exp \left(\frac{Q}{nRT_k} \right) \right) \quad (13)$$

Nenhum efeito no tamanho de grão austenítico durante o processo de conformação é esperado no regime estacionário, porém o parâmetro Zener-Hollomon torna-se significativa. Essa dependência é representada pela equação (13), assim podemos relacionar o tamanho de grão austenítico (D) em diferentes taxas de deformação e temperaturas em função do parâmetro de Zener-Hollomon (equação 2) através de um gráfico do ln D versus o ln Z (SELLARS, 1980).

$$D = A' Z^{n'} \quad (14)$$

Na equação (14) utiliza-se da propriedade matemática do logaritmo para determinar o coeficiente n' ($D = \ln A' + n' \ln Z$), obtido pela tangente do ângulo em relação ao eixo ln Z. O coeficiente A' é o valor obtido para quando $\ln Z = 1$ (SESHACHARYULU *et al.*, 2002). Essa relação empírica tem sido utilizada por muitos autores para prever o mecanismo de evolução do tamanho dos grãos austeníticos (YADA *et al.*, 1983) e atualmente, com a aplicação do método de elementos finitos (JANG *et al.*, 2000).

Quando um aço é deformado na fase austenítica, a tensão de escoamento equivalente máxima alcançada (σ_m) torna-se um parâmetro importante associado com a deformação

equivalente nesse ponto (ε_p) conforme equação (15). Essa deformação equivalente é função de tamanho de grão austenítico e do parâmetro Zener-Hollomon (SELLARS *et al.*, 1966).

$$\varepsilon_p = A'' D_0^{n''} Z^c \quad (15)$$

Nessa equação A'' , n'' e c são parâmetros do metal obtidos experimentalmente, D_0 é o tamanho de grão austenítico inicial e ε_p representa a deformação equivalente para o ponto em que a tensão de escoamento equivalente alcança seu ponto máximo.

Para definir-se corretamente as equações constitutivas, deve-se identificar quando é iniciada a deformação crítica (ε_c), que pode ser determinada a partir de curvas experimentais com a taxa de encruamento em função da tensão de escoamento equivalente aplicada.

2.5 Modelos teóricos e a influência das taxas de resfriamento nas propriedades mecânicas e microestrutura dos aços

Modelos teóricos associados ao estudo da influência da taxa de resfriamento a partir de diferentes temperaturas sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de ligas metálicas têm sido alvo de estudo de diversos autores nos mais diversos processos industriais.

Desde 1962, o resfriamento ao ar era a mais rápida taxa de resfriamento de processos de laminação a quente. Com a utilização de jatos de resfriamento de água permitiram-se alterações nas taxas de resfriamento, demonstrando-se o emprego do resfriamento acelerado para o aumento das propriedades mecânicas (DEARDO, 1987).

Nestes casos, a resistência mecânica, ductibilidade, conformabilidade e mecanismos de fratura são principalmente controlados pela microestrutura final. Assim o relacionamento entre a microestrutura final e as propriedades finais têm sido intensamente estudadas.

A microestrutura é definida pela natureza, quantidade e distribuição das fases presentes. A informação da quantidade e distribuição da fase presente dá-se pela taxa de resfriamento que pode ser obtida em apropriados diagramas de transformação sob resfriamento contínuo (CCT).

Estudos sobre alterações na microestrutura e nas propriedades mecânicas, associadas com mudanças na taxa de resfriamento, resumiram-se em como essas mudanças na taxas de resfriamento cruzam com diferentes regiões do diagrama CCT e diferentes temperaturas de transformação (DEARDO, 1987).

Antes de 1960, os aços eram utilizados na condição laminada, processados a altas temperaturas e resfriados ao ar a partir da temperatura de laminação ou da temperatura de normalização. Essencialmente a austenita recristalizava-se, os grãos austeníticos cresciam e os aços não possuíam elementos de liga em sua composição, definindo-se como aços ferrítico-perlíticos.

DEARDO, 1987 descreve em seu trabalho que o tamanho de grão austenítico influencia na temperabilidade dos aços e no próprio comportamento de transformação, principalmente nas transformações em tempos curtos e em temperaturas mais baixas com grãos austeníticos menores.

A alteração da temperabilidade devido ao tamanho de grão austenítico recristalizado foi demonstrado através da utilização do diagrama de transformação temperatura-tempo (TTT) e pela implicação no diagrama CCT.

A condição prévia da austenita antes da transformação envolve a composição química, microestrutura e textura, e comanda a densidade de pontos para a nucleação da ferrita. A austenita pode existir em uma variedade de condições, desde não-recristalizada para completamente recristalizada e apresentando uma enorme faixa de estados intermediários.

A alta quantidade de grãos austeníticos permite uma grande capacidade de nucleação de produtos de transformação de temperaturas altas tais como ferrita e perlita. Com essa alta quantidade de austenita, o material exhibe baixa temperabilidade e grande habilidade para formar

microestruturas ferrítica-perlítica finas. Para uma baixa quantidade de austenita há menos pontos para nucleação da perlita e ferrita e por isso resulta em maior temperabilidade.

As condições termodinâmicas limitam as fases de acordo com o diagrama de fases e as condições de cinética de cada fase. Assume-se que quando a temperatura está abaixo de A_3 , A_1 e A_{cm} formam-se os micro-constituintes ferrita, perlita, bainita e martensita (YOSHIE *et al.*, 1992).

Modelos teóricos para a descrição de processos de nucleação e crescimento para caracterizar as transformações de fases em aços perlíticos e perlíticos-ferríticos obtidos durante o resfriamento contínuo de aços com diferentes composições (a maioria composta de aços com baixas ligas e aços microligados) têm sido desenvolvidos, como o apresentado por CABALLERO, 1999.

A influência de fatores como a morfologia da perlita, o tamanho de grão da ferrita, e frações das fases obtidas em ensaios de dilatométrica permitiram a validação experimental da transformação de fase.

Várias relações objetivando um modelo de propriedades mecânicas envolvendo a microestrutura após processos de laminação a quente e subseqüentes resfriamentos foram reportados nos últimos anos, principalmente em processos de laminação de chapas a quente. (KWON, 1992).

KWON, 1992 descreveu em seu trabalho algumas expressões de autores que as utilizaram para previsão das propriedades metalúrgicas no processo de laminação de aços, como por exemplo, a expressão (16) pelo método de Pickering.

$$TS=15,4\{19,1+1,8 [\%Mn]+5,4[\%Si]+0,25f_p+0,5d_F^{-0,5}\} \quad (16)$$

KWON, 1992 também apresenta seu modelo de previsão das propriedades metalúrgicas com as expressões (17) a (20).

$$TS = 0,095H_F f_F + 0,264H_P f_P + 0,277H_B f_B + 75,5f_F d_F^{-0,5} + 13,4f_F(1-f_F) + 3,8 \quad (17)$$

$$H_F = 27,72 \exp(980/T_F) + 39,8[\%Si] + 9,1 \quad (18)$$

$$H_P = 215,4 - 0,016T_P - 24,04[\%Mn] + 58,26[\%Si] \quad (19)$$

$$H_B = 27,72 \exp(980/T_B) + 39,8[\%Si] + 9,1 \quad (20)$$

YADA, 1987 apresentou o modelo de previsão das propriedades mecânicas, descrita também no trabalho de KWON, 1992, utilizando as expressões (21) e (22).

$$Hv = f_F \{-0,357T_F + 50[\%Si] + 0,255d_F^{0,5} + 361\} + f_P \cdot H_P + f_B \{-0,588T_B + 50[\%Si] + 508\} \quad (21)$$

$$TS = 3,04 Hv \quad (22)$$

YOSHIE *et al.*, 1992 utilizou a expressão (23) para determinar as propriedades mecânicas de aços planos em um processo de laminação.

$$TS = p \left\{ f_F (H_F + q d_F^{-0,5}) + f_P H_P + f_B H_B \right\} + r \quad (23)$$

Nessas expressões TS é o valor da resistência mecânica expressa em [MPa], f_P é a fração da microestrutura perlita, d_F é o diâmetro do grão ferrítico, Hv é o valor de dureza em Vickers, f_F é a fração da microestrutura ferrítica, T_F é a temperatura de transformação principal do microconstituente ferrita, H_P é o valor de dureza da perlita, f_B é a fração da microestrutura bainita, T_B é a temperatura de transformação da bainita. O valor da constante p é igual a 0,16; o valor da constante q é igual a 3,75 e o valor da constante r é igual a 22,8.

As expressões anteriormente descritas foram validadas apenas para o processo de laminação a quente e com aços com baixas ligas.

Pressupõe-se a aplicação dessas expressões para os produtos influenciados pela taxa de resfriamento após o processo de conformação a quente.

O processo termodinâmico para a laminação dos aços é muito lento se comparado ao processo termodinâmico de produtos forjados a quente. O crescimento do grão austenítico e o coalescimento de precipitados são muito rápidos para a temperatura de forjamento e uma redução da temperatura de forjamento para otimizar as propriedades mecânicas implicaria na redução na eficiência dos equipamentos e excessivo desgaste das matrizes (MEI, 1989).

DONNAY *et al.*, 1996 e KUNDU *et al.*, 2004 informaram que muitos autores elaboram um modelo para prever o progresso da transformação durante resfriamento com base em diagramas de transformação por resfriamento contínuo comparando com ensaios de dilatométrica para determinar os micro-constituintes presentes.

Conhecendo-se os micro-constituintes presentes através de dilatométrica, permite-se determinar as propriedades mecânicas dos aços.

Conforme FUGAROLAS, 2002 a dureza final é determinada pela soma da dureza de cada micro-constituente transformado ponderado pela fração transformada, conforme expressão (24).

$$H_v = \sum_i (H_{v_i} f_i) \quad (24)$$

Sendo que H_v é a dureza Vickers calculada, H_{v_i} é a dureza específica do micro-constituente i , i representa o micro-constituente envolvido e f representa a fração presente desse micro-constituente.

Diversos autores (DONNAY *et al.*, 1996) utilizaram no termo correspondente ao micro-constituente ferrita, presente na expressão (24), uma modificação propondo a influência do tamanho de grão ferrítico nas previsões de propriedades mecânicas (25).

$$Hv_F = H_F f_F D_\alpha^{-0,5} \quad (25)$$

Sendo que Hv_F representa o termo correspondente para a dureza calculada da fase ferrita, ponderada pela fração da ferrita e tamanho de grão ferrítico, H_F representa a dureza da ferrita, f_F representa a fração da ferrita e D_α é o tamanho de grão da ferrita [μm] e pode ser calculado conforme equação (26).

$$D_\alpha = \left(13 - 0,73 \left(\frac{C + Mn}{10} \right)^{0,45} \right) D^{0,3} Cr^{-0,15} \quad (26)$$

Sendo que Cr representa a taxa de resfriamento empregada [$^\circ\text{C/s}$], C representa o teor de carbono, Mn representa o teor de manganês e D representa o tamanho de grão austenítico.

A dureza Vickers foi convertida para resistência mecânica (TS) utilizando a expressão (27) de DONNAY *et al.*, 1996.

$$TS = 80 + 2,57 * Hv \quad [MPa] \quad (27)$$

Considerando-se todos os aspectos observados nesta revisão e baseado no trabalho de GENTILE *et al.*, 2002, pretende-se prever o comportamento da microestrutura, especialmente em relação ao tamanho de grão austenítico, comparando-se amostras ensaiadas em uma prensa horizontal de alta taxa de deformação com a simulação numérica do processo de conformação dos aços DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD. A influência das variações da taxa de resfriamento sobre as microestruturas finais das peças conformadas a quente na microestrutura final também será estudada.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1 – Introdução

Neste trabalho investigou-se o comportamento mecânico e microestrutural de dois aços para cementação forjados em um prensa horizontal de alta taxa de deformação e com três taxas de resfriamentos diferentes, com o comportamento mecânico obtido na simulação numérica, em ensaios físicos (tais como torção e dilatométrica) e por expressões da literatura.

Os ensaios de torção foram utilizados para definir, no software MSC.SUPERFORM, os fenômenos metalúrgicos de encruamento, recristalização e recuperação dos materiais em estudo.

Através da simulação numérica e expressões da literatura obtém-se o tamanho de grão austenítico.

Os ensaios de dilatométrica foram utilizados para determinar as temperaturas de início e fim de transformação de fase em resfriamento e foram acompanhados da análise da microestrutura para definir a porcentagem dos micro-constituintes. Com a utilização do tamanho de grão austenítico obtido da simulação numérica, e das expressões encontradas na literatura determinou-se como seria o comportamento mecânico da peça forjada.

A seguir, descrevem-se os materiais e a metodologia aplicada em cada uma das etapas realizadas.

3.2 – Equipamento

Utiliza-se uma prensa horizontal (figura 02) AMP 30 fabricada pela Hatebur® (HATEBUR, 2007). Um eixo excêntrico de 160 cm de diâmetro e 160 cm de diferença entre o centro dos diâmetros impulsiona o punção de aço duro com um ciclo de 2 voltas por segundo alcançando uma taxa de deformação de 90 s^{-1} (calculada segundo o procedimento apresentado no apêndice item A.1). A figura 02 também apresenta alguns exemplos de produtos que podem ser obtidos por esse equipamento.



Figura 02 - Prensa horizontal utilizada na conformação a quente e exemplos de produtos obtidos

3.3 – Condição inicial dos aços estudados

Selecionaram-se dois aços ligados utilizados para cementação, o aço DIN 20NiCrMo8 MOD e o aço DIN 16MnCr5 MOD empregados em engrenagens de câmbio, sincronizadores, entre outros produtos. Esses aços são fornecidos na forma de barras laminadas com diâmetro 41,27 mm.

A composição química (em peso) desses aços foi obtida em espectrômetro de absorção óptica da Spectro modelo LAVMB18B e é mostrada com os limites especificados na tabela 01.

Tabela 01 – Composição química (% em peso)

Material	C	Si	Mn	P máx	S máx	Cr	Mo	Ni	Al
Mínimo	0,15	-	0,50	-	0,025	0,65	0,28	1,50	0,015
DIN 20NiCrMo8 MOD (\bar{X})	0,2141	0,0871	0,692	0,0165	0,0257	0,804	0,367	1,863	0,0266
Máximo	0,23	0,12	0,80	0,035	0,035	0,85	0,38	1,90	0,050
Mínimo	0,14	-	1,00	-	0,020	0,8	-	-	0,020
DIN 16MnCr5 MOD (\bar{X})	0,1835	0,0910	1,258	0,0088	0,0218	1,185	0,0249	0,1088	0,0216
Máximo	0,19	0,12	1,40	0,035	0,035	1,20	-	-	0,025

A amostra foi embutida com resina Durofast, lixada com lixas magnética MD Piano e MD Allegro, polida com panos com fixação magnética para polimento com suspensão de diamante DiaPro em um equipamento de preparação modular TegraSystem.

A microestrutura inicial dos aços foi obtida através da revelação da microestrutura pelo ataque químico de Nital 5% (figura 03 e figura 04) e verificada com o microscópio óptico da Olymplus modelo BX60F5.

A figura 05 apresenta os resultados encontrados para essas microestruturas no que se refere à composição dos micro-constituintes presentes.

O tamanho de grão austenítico inicial foi obtido após o aquecimento de amostras e seus resfriamento em água antes do forjamento e revelado pelo ataque com ácido pícrico saturado aquecido a 80°C (13g para 1000ml água destilada e 5 ml de detergente Kodak photo-flo 200 solution) por 60 a 120 segundos. (figura 06 e 07). Esse método permite revelar o tamanho de grão austenítico que se destaca na estrutura martensítica. (SAKUI *et al*, 1977; GENTILE *et al*, 2002).

A média do tamanho de grão austenítico inicial para o aço DIN 20NiCrMo8 MOD foi de 172 μm enquanto para o aço DIN 16MnCr5 MOD foi de 170 μm .

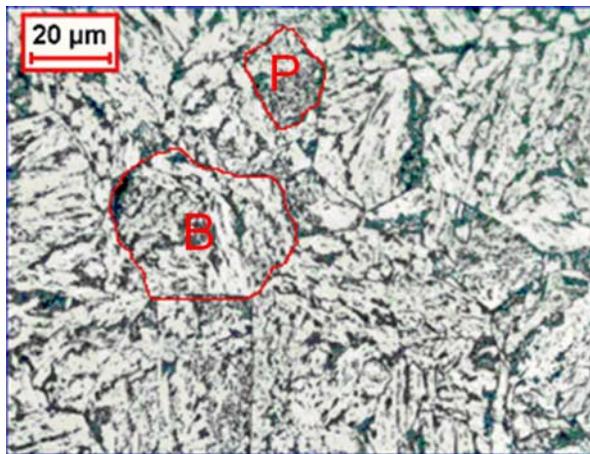


Figura 03 – Microestrutura inicial do material DIN 20NiCrMo8 MOD, nital 5%

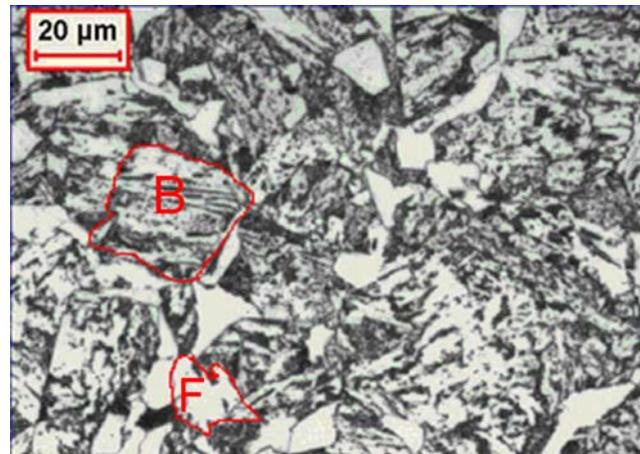


Figura 04 - Microestrutura inicial do material DIN 16MnCr5 MOD, nital 5%

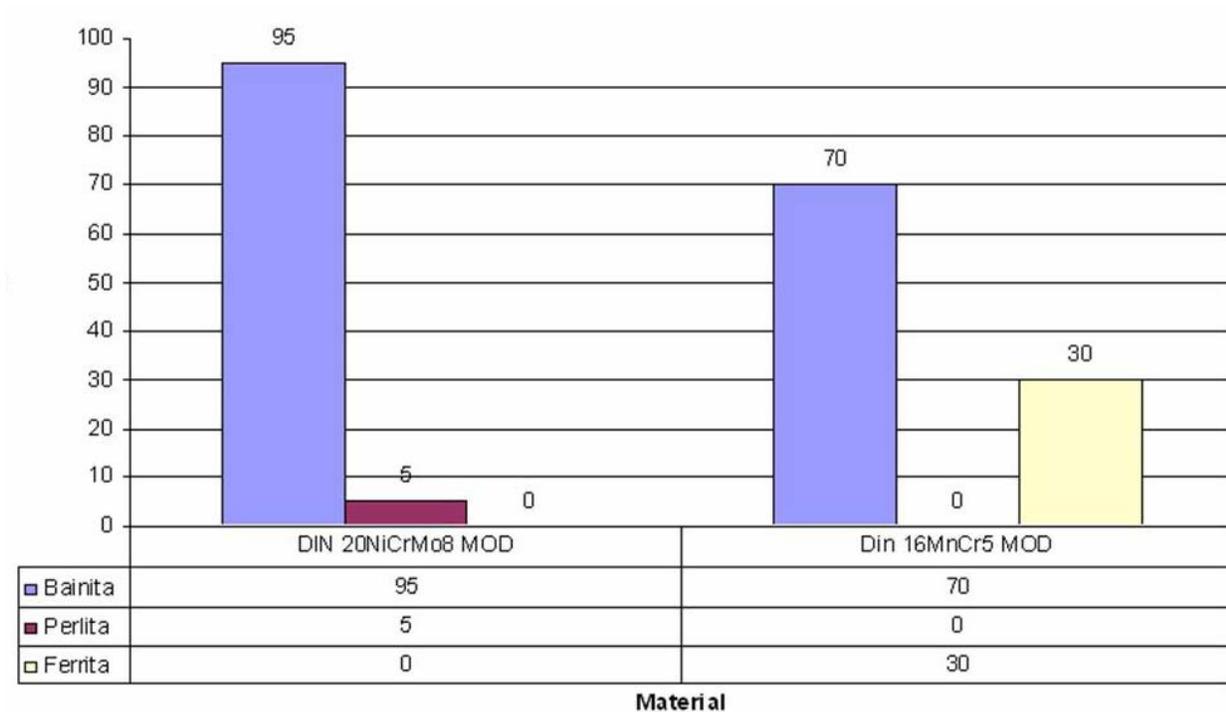


Figura 05 – Quantificação dos micro-constituents presentes na microestrutura na condição inicial de fornecimento.

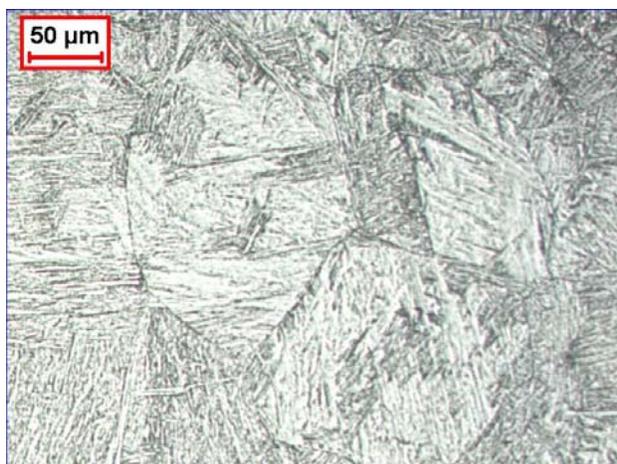


Figura 06 – Grão austenítico inicial do material DIN 20NiCrMo8 MOD, ácido pícrico

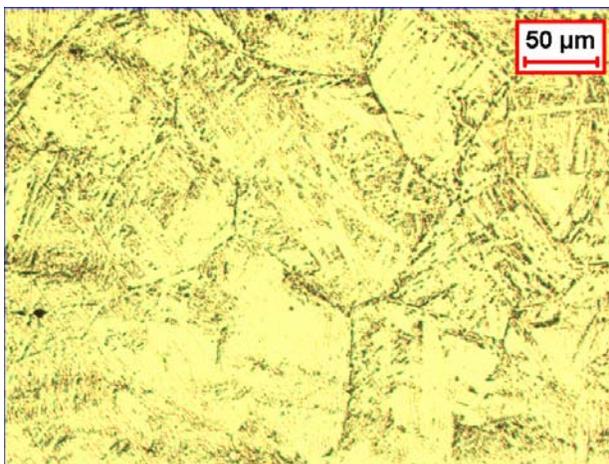


Figura 07 – Grão austenítico inicial do material DIN 16MnCr5 MOD, ácido pícrico

3.4 – Ensaios preliminares na forjaria

Para a padronização da taxa de resfriamento nos ensaios definitivos, três amostras do aço DIN 20NiCrMo8 MOD foram conformadas no processo industrial com taxas de deformação de 90 s^{-1} (o valor de taxa de deformação foi obtido conforme apêndice item 7.1) a uma temperatura inicial de 1200°C para uma geometria qualquer e resfriadas em quatro condições distintas descritas na tabela 02, totalizando 12 amostras.

Tabela 02 – Meios de resfriamento

Meio de resfriamento	Condições
Água	Temperatura ambiente.
Óleo	Óleo mineral Voluta AE 5000 fabricante Shell – 25°C .
Ar ventilado	Circulador de ar ligado
Ar	Ar calmo

Com o pirômetro óptico de marca Raytec Raynger 3i™ series efetuou-se a medição da temperatura T_1 antes de cada, ou seja, depois de decorridos 30 segundos desde o início do processo.

Registrou-se a temperatura T_2 ao atingir-se uma temperatura significativa na qual supõe-se que somente ocorre um processo áttermico e então mediu-se o tempo total (ponto t_1).

O pirômetro óptico permitiu o acompanhamento da temperatura até o limite mínimo de 250 °C para o meio de resfriamento ao ar e ao ar ventilado.

Para a temperatura do meio de resfriamento em água e óleo mediu-se a temperatura com um termômetro convencional.

A característica da variação de temperatura em função do tempo está mostrada na figura 08.

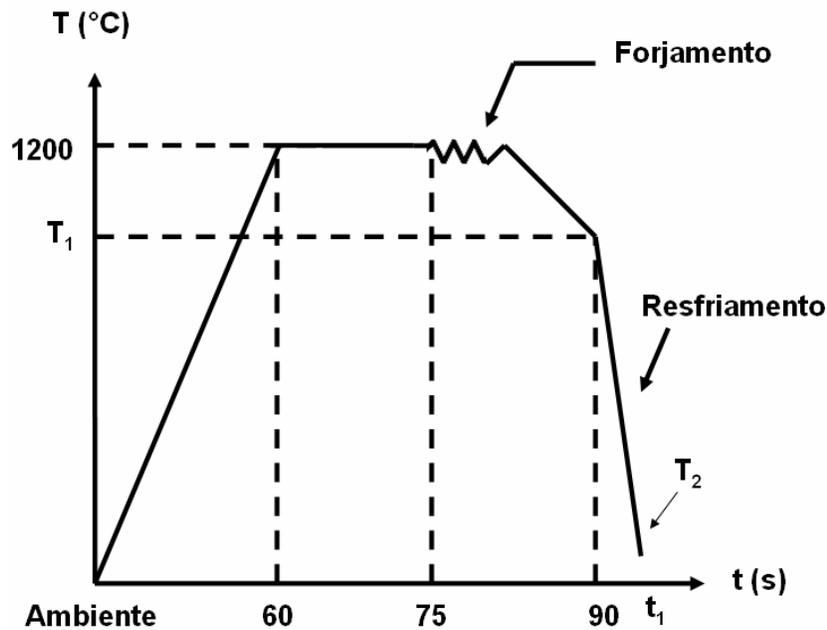


Figura 08 – Variação da temperatura em função do tempo do processo de conformação industrial

Os registros obtidos dos ensaios preliminares para as variáveis T_1 , T_2 e t_1 estão na tabela 03.

Mediu-se a dureza Vickers com carga de 10 N no microdurômetro Shimadzu modelo M, nas diferentes condições de resfriamento e o resultado está na tabela 04.

Tabela 03 – Registros das temperaturas e tempos obtidos nos ensaios preliminares para o material DIN 20NiCrMo8 MOD

Meio	Peça	Temperatura (°C)		Tempo (s)	Taxa de resfriamento
		T ₁	T ₂		°C/s
Água	1	880	25	25	34,20
	2	880	25	25	34,20
	3	880	25	25	34,20
Óleo	1	880	60	41	20,00
	2	880	60	41	20,00
	3	880	60	41	20,00
Ar Ventilado	1	860	267	334	1,78
	2	860	267	334	1,78
	3	860	267	334	1,78
Ar	1	902	250	789	0,83
	2	902	250	789	0,83
	3	902	250	789	0,83

Tabela 04 – Dureza das peças forjadas no ensaio premilinar

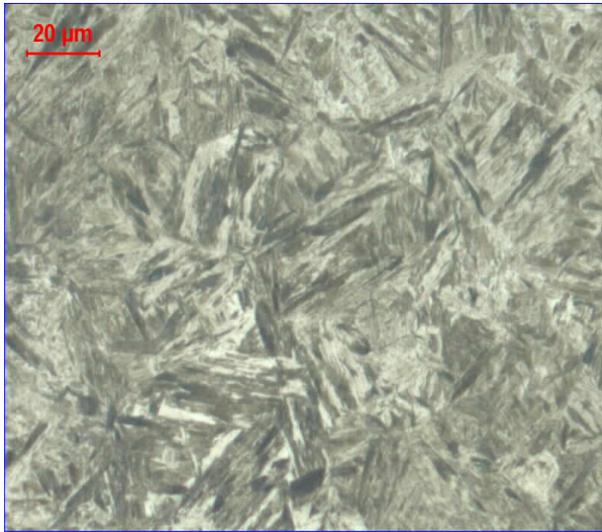
Peça	Amostra	Água	Óleo	Ar	Ar ventilado
HV1	1	515-523	438-467	308-308	289-300
	2	467-474	389-389	297-308	286-316
	3	490-490	459-474	289-289	286-297

Revelou-se a microestrutura de uma amostra em cada condição de resfriamento com ataque químico de Nital 5%. Os resultados da análise encontram-se na tabela 05 e na figura 09.

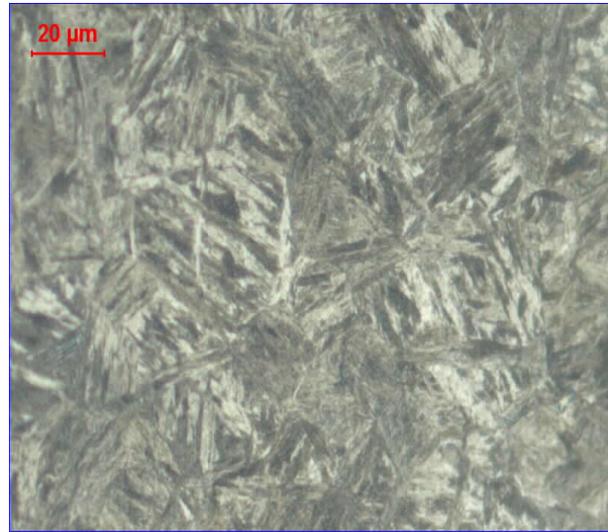
Tabela 05 – Microestruturas reveladas das amostras do ensaio preliminar

Amostra	Microestrutura
Água	Martensita
Óleo	Martensita e 5 % bainita
Ar Ventilado	Bainita + 15 % perlita
Ar	Bainita + 20 % perlita

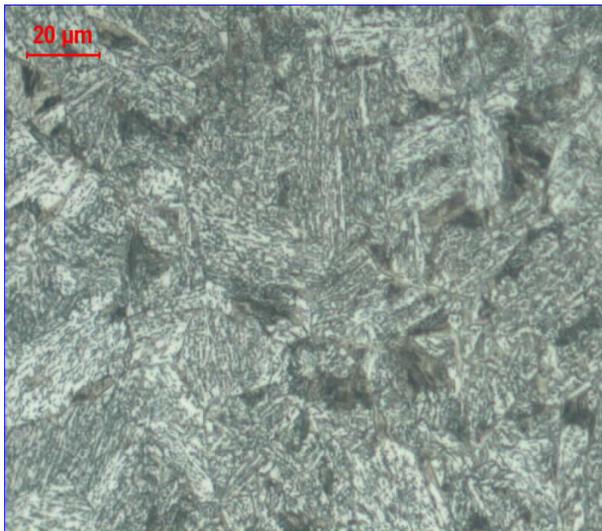
Com base no ensaio preliminar no aço DIN 20NiCrMo8 MOD pode-se otimizar os tempos de resfriamento necessários para a modelagem do experimento, o resfriamento por ar forçado foi descartado, pois não apresentou diferenças significativas de microestrutura e dureza quando comparado ao resfriamento ao ar calmo. A taxa de resfriamento empregada no resfriamento ao ar foi arredondada para 1 °C/s.



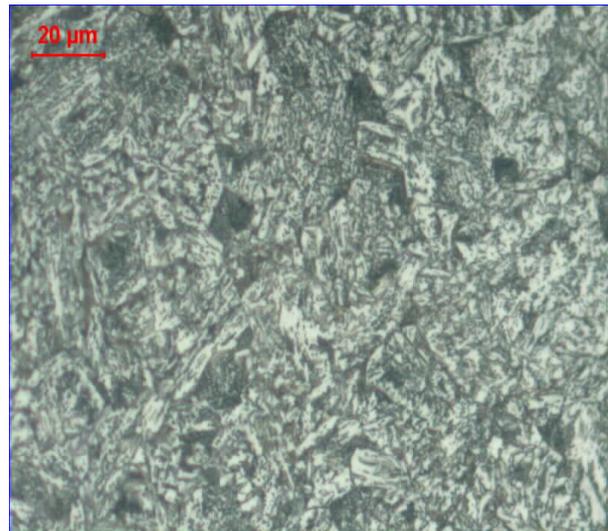
a



b



c



d

Figura 09 – Microestruturas observada para o meio de resfriamento

a. água

b. óleo

c. ar ventilado

d. ar

3.5 – Ensaios definitivos de conformação com alta taxa de deformação

Baseando-se nos ensaios preliminares, pode-se descrever os métodos empregados para execução dos ensaios de conformação definitivos.

Os aços DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD foram forjados com uma ferramenta em forma de cunha e uma matriz plana esquematizadas na figura 10.

Essas ferramentas permitem obterem alta taxa de deformação e alta deformação na região próxima da extremidade do punção (ponto 1) e também permite a comparação entre regiões com taxa de deformação e deformação equivalente menores (como por exemplo no ponto 5). As geometrias foram baseadas nos trabalhos de GENTILE *et al.*, 2002 e NEVES *et al.*, 2002.

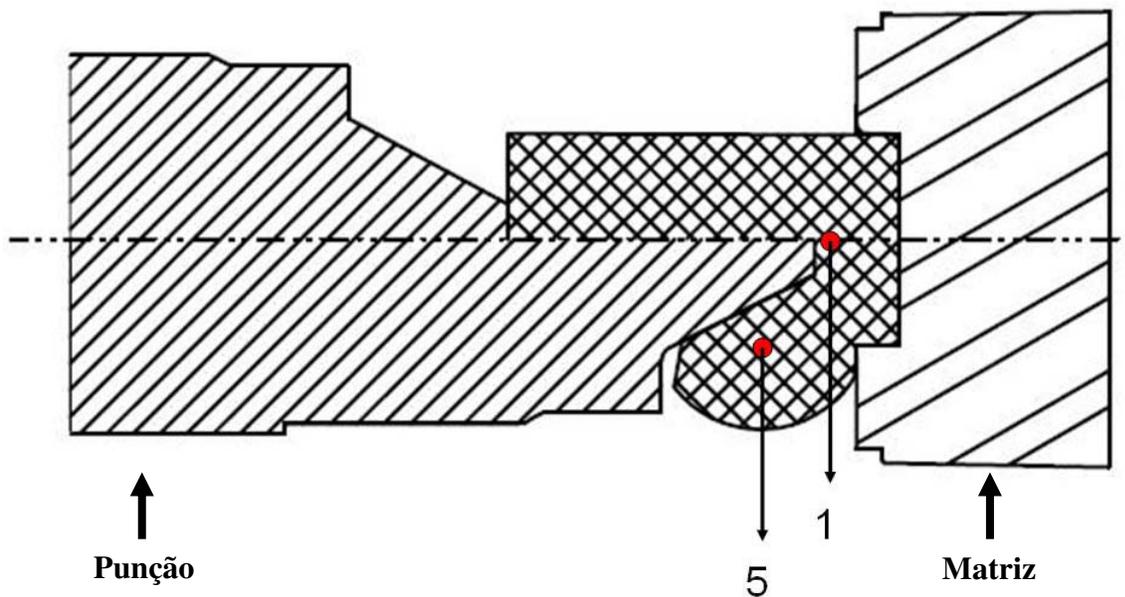


Figura 10 – Detalhe do ferramental e do corpo de prova, antes e após o ensaio, representados esquematicamente

Foi utilizada uma prensa horizontal que fornece taxas de deformação de 90 s^{-1} , disponível na planta da Neumayer Tekfor Automotive Brasil em Jundiaí (NEUMAYER-TEKFOR,2007).

A geometria proposta para o corpo de prova a ser forjado está descrita na figura 11.

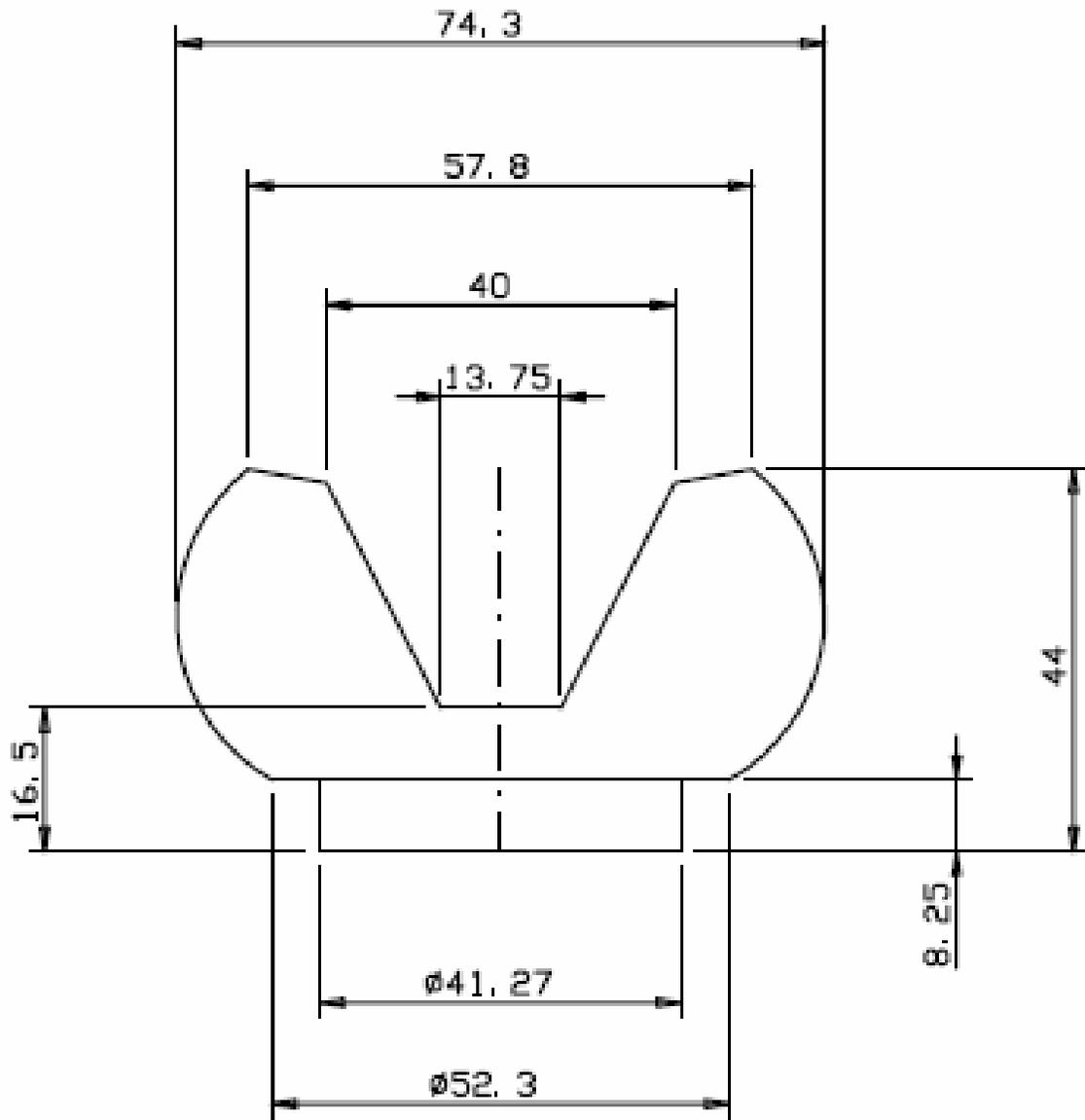
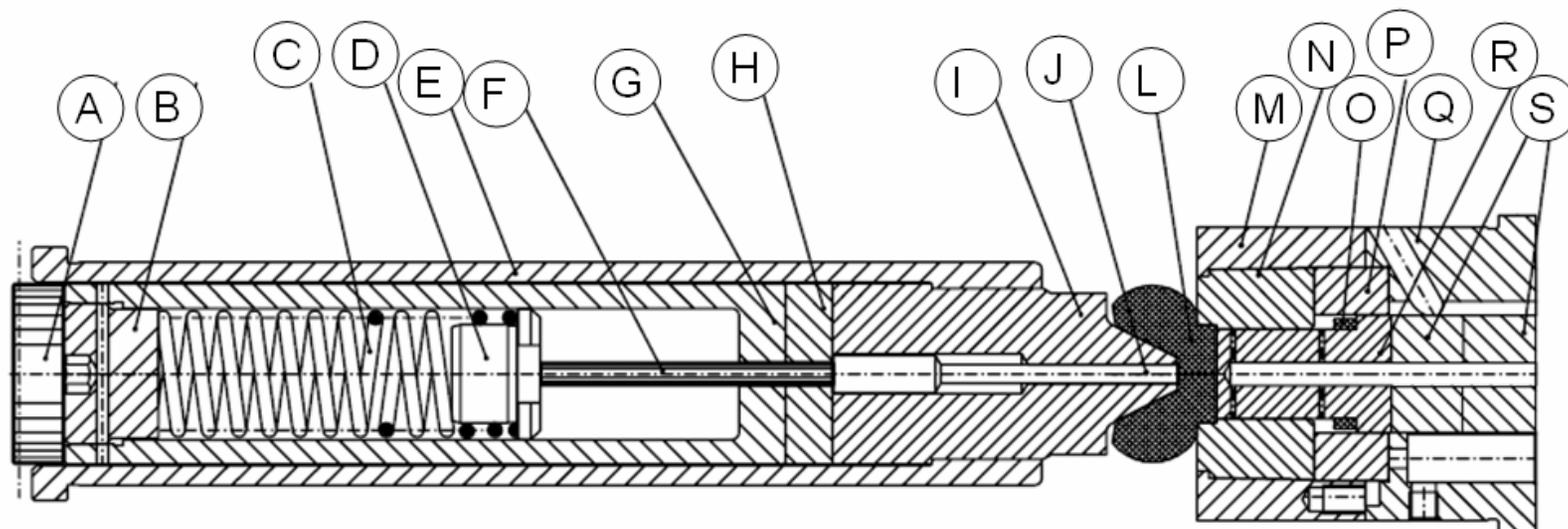


Figura 11 – Dimensões da geometria final do corpo de prova

A representação da montagem das ferramentas e acessórios para conformação na prensa horizontal está detalhada na figura 12.

Com base nos ensaios preliminares definiu-se o ciclo do processo de conformação apresentado na figura 13.



A	Calço traseiro
B	Bujão roscado
C	Mola
D	Calço do pino
E	Estojo do punção
F	Pino de extração
G	Estojo de mola
H	Calço do punção
I	Punção de recalque

J	Pino introdutor
L	Produto
M	Carcaça da matriz
N	Matriz
O	Plasteprene
P	Calço da matriz
Q	Anel de pressão
R	Calço traseiro
S	Extrator

Figura 12 – Detalhe da montagem das ferramentas e acessórios na prensa horizontal

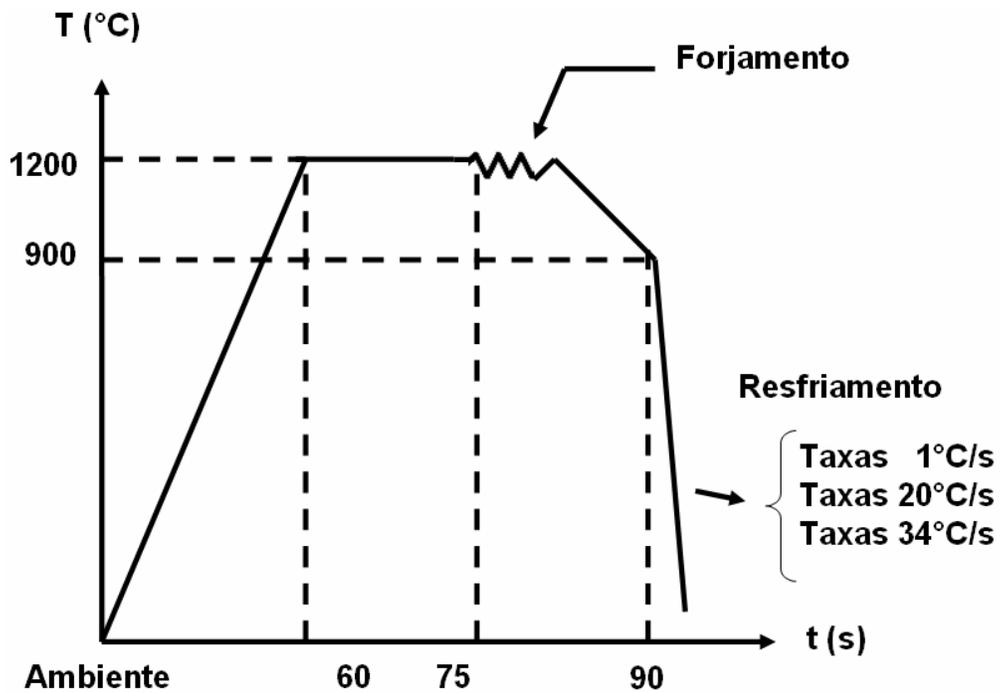


Figura 13 – Ciclo do processo de conformação a 90 s^{-1}

3.6 – Ensaio de torção

Os corpos de prova para ensaio de torção a quente foram preparados conforme as dimensões propostas na figura 14.

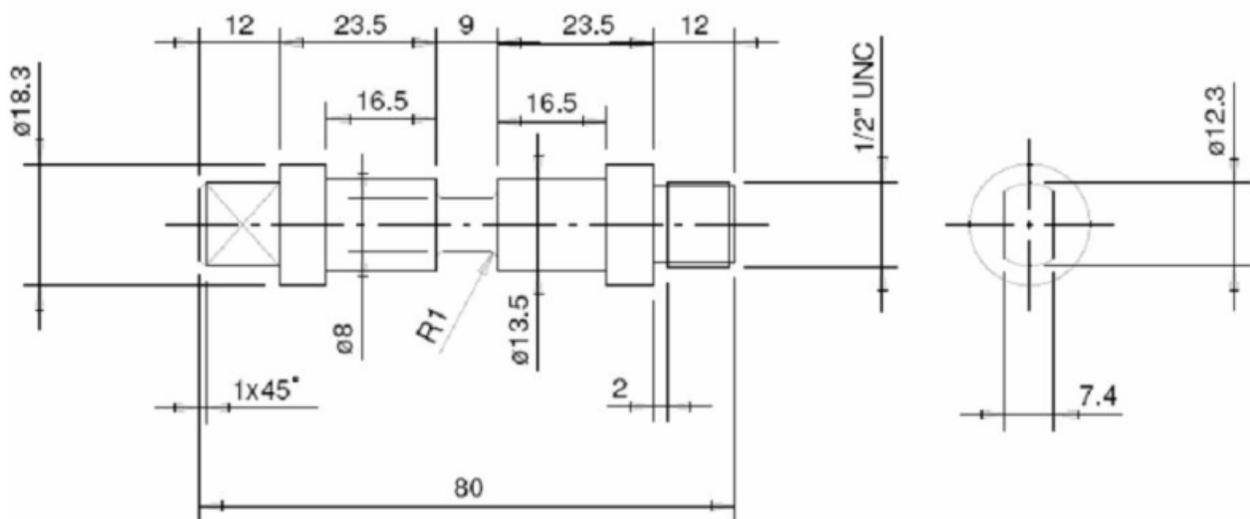


Figura 14 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de torção

Nestes ensaios de torção a quente, os corpos de prova são deformados dentro de um forno de radiação de infravermelho constituído por lâmpadas halogênicas.

O equipamento permite a obtenção de curvas de tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente. Neste equipamento foram desenvolvidos muitos trabalhos pela equipe do Dr. Balancin no Laboratório de Tratamentos Termodinâmicos do Departamento de Materiais de São Carlos – UFSCAR (TERMOMECA, 2007), por exemplo, trabalhos tais como JORGE, 1997; REIS, 1999 e OLIVEIRA, 2001.

Em sua tese OLIVEIRA, 2001 explica que esse equipamento é composto de uma unidade motora, embreagem, freio eletromagnético, forno para aquecimento das amostras, transdutor de rotação, garras e célula de carga, e está acoplado a um microcomputador que permite a aquisição dos resultados dos ensaios.

O esforço mecânico aplicado nos corpos de prova é gerado por um motovariador com redutor de engrenagens helicoidais, transmitindo um movimento tórcor que impõe velocidade variável às amostras.

O equipamento permite a obtenção de curvas de torque versus ângulo que podem ser convertidas para valores de tensão de escoamento equivalente versus a deformação equivalente utilizando a teoria de von Mises conforme informa a dissertação de JORGE, 1997.

O corpo de prova foi acondicionado em um tubo de quartzo e imerso em atmosfera neutra de argônio. Mediu-se o valor de temperatura através de um termopar tipo K inserido em um furo de diâmetro de 1,6mm localizado no corpo de diâmetro de 13,5mm.

As dimensões significativas no corpo de prova são o diâmetro de 8mm e a largura de 9 mm.

Os corpos de prova de cada material foram submetidos a uma taxa de deformação de $20s^{-1}$, valor máximo permitido pela máquina de ensaio para as dimensões propostas e cada material foi

deformado nas temperaturas de 900, 1100 e 1200 °C e resfriado em água para revelar o tamanho de grão austenítico de cada situação.

Um corpo de prova de cada material também foi submetido a taxas de deformação de 1 e 3 s⁻¹ na temperatura de 1000 °C.

O ciclo do ensaio de torção é esquematizado na figura 15.

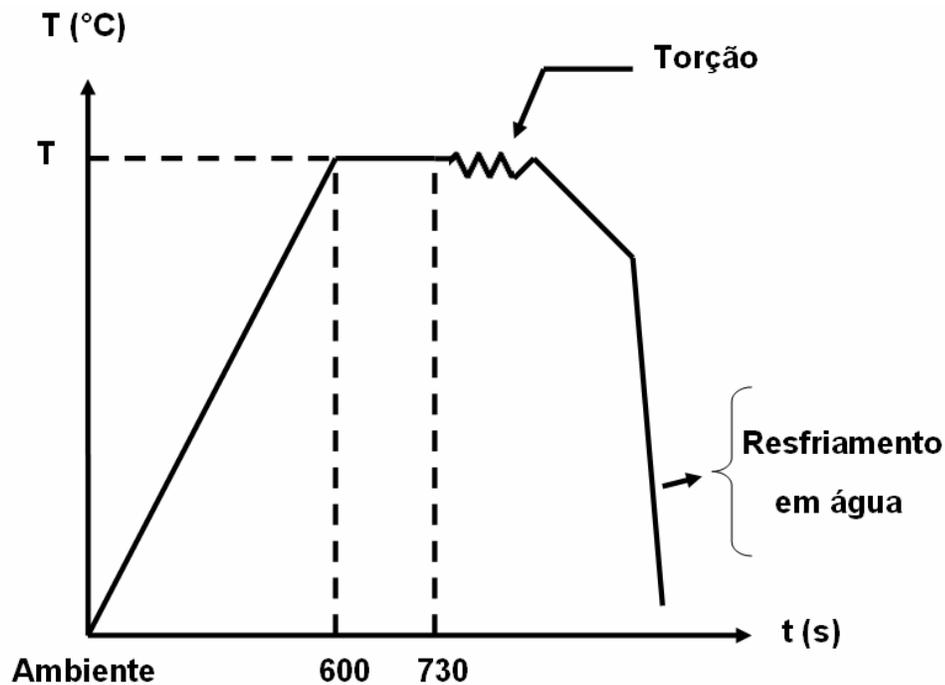


Figura 15 – Esquematização do ensaio de torção a quente

3.7 – Ensaio de dilatometria

Para determinar as fases presentes nos aços estudados neste trabalho utilizou-se o ensaio de dilatometria, que mede a variação do comprimento da amostra em função da dilatação ou contração térmica e da transformação de fase (SILVA & MEI, 1988).

Para os ensaios dilatométricos utilizaram-se corpos de prova cilíndricos com 10 mm de diâmetro e 86,36 mm de comprimento para a taxa de resfriamento de 1 °C/s e corpos de prova

com 6 mm de diâmetro e 86,36 mm de comprimento para as taxas de resfriamento de 20 e 34 °C/s.

Utilizou-se o equipamento Gleeble[®] 3500 (GLEEBLE, 2007) localizado na planta da Gerdau (GERDAU, 2007) em Charqueadas.

O termopar de cromo-alumel foi soldado na superfície cilíndrica central dos corpos de prova.

O corpo de prova a ser ensaiado foi montado na garra e após o posicionamento correto do dispositivo de quartzo ajustado ao diâmetro do corpo de prova.

Submeteu-se a câmara de ensaio ao vácuo de 10^{-1} torr e aqueceu-se o corpo de prova com uma taxa de 20 ° C /s.

Para cada material utilizou-se a temperatura de 900°C e taxas de resfriamento de 1, 20 e 34 °C/s.

3.8– Simulação numérica

Realizou-se a simulação da conformação com o método de elementos finitos empregando o software MSC.SuperForm 2005 (MSC.SOFTWARE, 2007), que é uma ferramenta de simulação que permite modelar processos de conformação no computador.

O software baseia-se em técnicas numéricas do método de elemento finito, conhecido como um método versátil para simulação de problemas de engenharia.

Para a melhor adequação das condições reais de conformação inserem-se dados de materiais, máquinas, processos e ferramentas.

Esses dados são obtidos trabalhando os valores adquiridos nos ensaios de torção a quente para cada material.

Como parâmetros fixos utilizam-se as seguintes constantes mostradas na tabela 06 baseadas em LIENHARD IV & LIENHARD V, 2000.

Tabela 06 – Parâmetros de entrada adotados.

Propriedade	Valor	Unidade
Coeficiente de poisson	0,3	[]
Densidade	$7,8 \times 10^{-9}$	[kg/mm ³]
Condutividade térmica	29	[W/mK]
Calor específico	$4,65 \times 10^8$	[mm ² /s ² /C]
Coeficiente de contato para o ambiente	0,0029	[N/(smmK)]
Perda de temperatura para o ambiente	20	[°C]
Coeficiente de transferência de calor no contato	4	[N/(mm ² K)]

Na prensa horizontal em estudo não houve a possibilidade da medição do coeficiente de atrito entre ferramentas e corpo de prova .

Os métodos do anel e espiga (LAHOTI & ALTON, 1982) não são apropriados para esse equipamento e processo sem modificação dos ensaios, de modo que como alternativa, utilizou-se a simulação no próprio software MSC.Superform variando-se o fator de atrito de 0,1 a 1.

Para adotar o fator de atrito mais adequado, compararam-se as linhas de escoamento obtidas da simulação do processo de conformação com o fibramento de uma peça obtida do processo industrial.

Os parâmetros específicos do “Modelo de Kumar” e “Modelo de Yada” (item 2.4) são baseados nas expressões (01) a (15).

Para a simulação numérica foram utilizados inicialmente 160 elementos quadráticos (figura 16) com re-malhação utilizando o método de “Advance Front Quad” para a re-malhação (SUPERFORM_USERGUIDE, 2005).

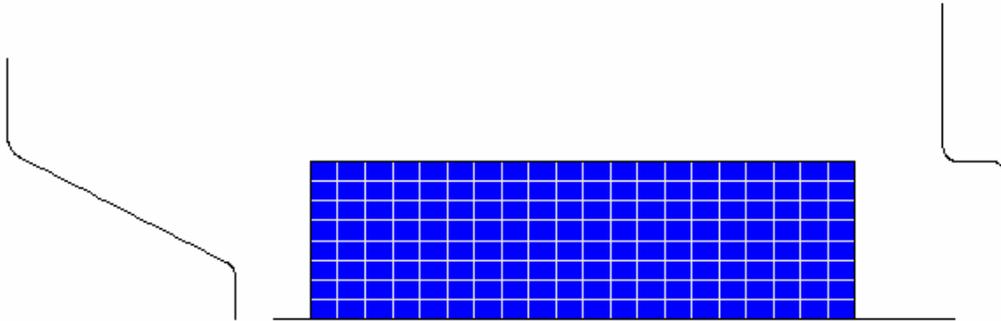


Figura 16 – Condição inicial para a simulação numérica

3.9 – Ensaios metalográficos e durezas

Para cada produto resultante do processo de conformação industrial nas diferentes taxas de resfriamento, mediu-se a dureza Vickers localizada nos pontos escolhidos conforme mostrados na figura 17 e analisou-se a microestrutura das três peças forjadas.

Seccionou-se um fatia transversal dos corpos de prova de torção na qual mediu-se a dureza Vickers e analisou-se a microestrutura.

O mesmo procedimento foi empregado para analisar o corpo de prova ensaiado por dilatometria.

Para as análises de microestruturas utilizou-se um microscópio óptico de Marca Olympus modelo BX60F5 com captura fotográfica pelo Software Leica, ambos localizado na planta da Neumayer Tekfor (NEUMAYER-TEKFOR, 2007). Os micro-constituintes foram revelados através do ataque químico com Nital 5 %.

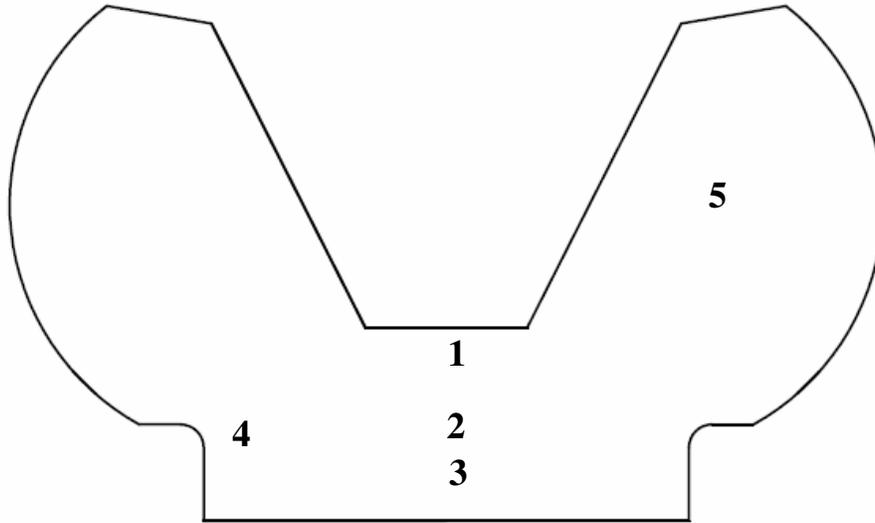


Figura 17 – Pontos de medição e análise

Pelo ataque com ácido pícrico saturado aquecido a 80°C (13g para 1000ml água destilada e 5 ml de detergente Kodak photo-flo 200 solution) por 60 a 120 segundos permitiu-se revelar o tamanho de grão austenítico destacado na estrutura martensítica. (GENTILE *et al.*, 2002 e SAKUI *et al.*, 1977).

Mediu-se a dimensão do tamanho de grão austenítico pela média do comprimento de arestas de modo aleatório.

As medições de dureza Vickers foram feitas pelo equipamento Shimadzu com carga de 10 N na planta da Neumayer Tekfor em Jundiaí (NEUMAYER-TEKFOR, 2007).

As microdurezas dos micro-constituintes também foram obtidas nesse equipamento com utilização de carga de 0,25 N.

Capítulo 4

Apresentação e Discussão dos Resultados

Nesse capítulo apresentam-se e analisam-se os resultados obtidos na simulação numérica e nos ensaios descritos no capítulo 3.

4.1 – Ensaio de torção a quente

As curvas da tensão de escoamento equivalente versus a deformação equivalente obtidas dos ensaios de torção são apresentadas nas figuras 18 e 19 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e 20 e 21 para o material DIN 16MnCr5 MOD.

Observa-se nas curvas da figura 18 que com o aumento de temperatura diminuem-se a tensão de escoamento equivalente e nas curvas da figura 20 apresenta-se o aumento da taxa de deformação aumenta a tensão de escoamento equivalente.

Também visualiza-se nas curvas de tensão de escoamento equivalente x deformação equivalente a influência da taxa de deformação nos ensaios realizados com a mesma temperatura e com taxas de deformação diferentes (1 e 3 s⁻¹).

Como mencionado anteriormente, na deformação do aço na fase austenítica, a tensão de escoamento equivalente máxima alcançada torna-se um parâmetro importante que corresponde aproximadamente à deformação em que a recristalização dinâmica inicia, sendo utilizada como referência para estimar a deformação de processos de conformação a quente (MEDINA & HERNANDEZ, 1996-b).

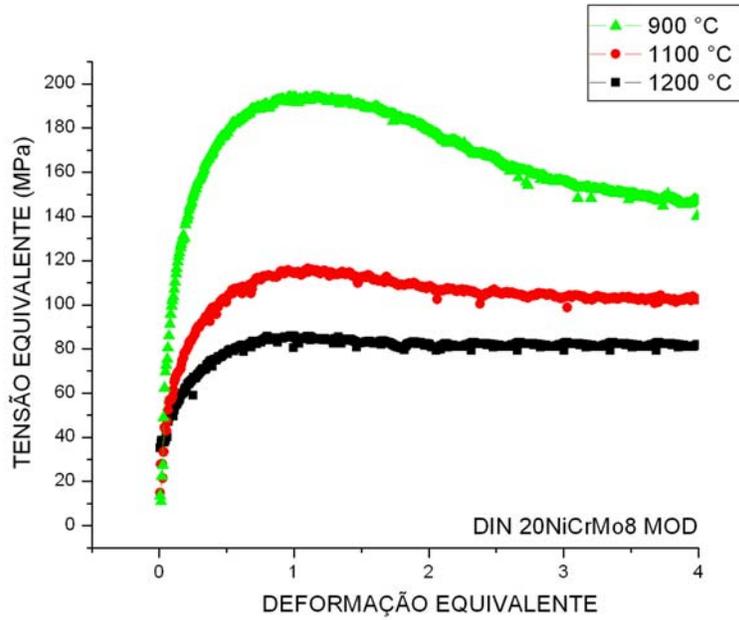


Figura 18 – Curva tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente do material DIN 20NiCrMo8 MOD para a taxa de deformação de 20 s^{-1}

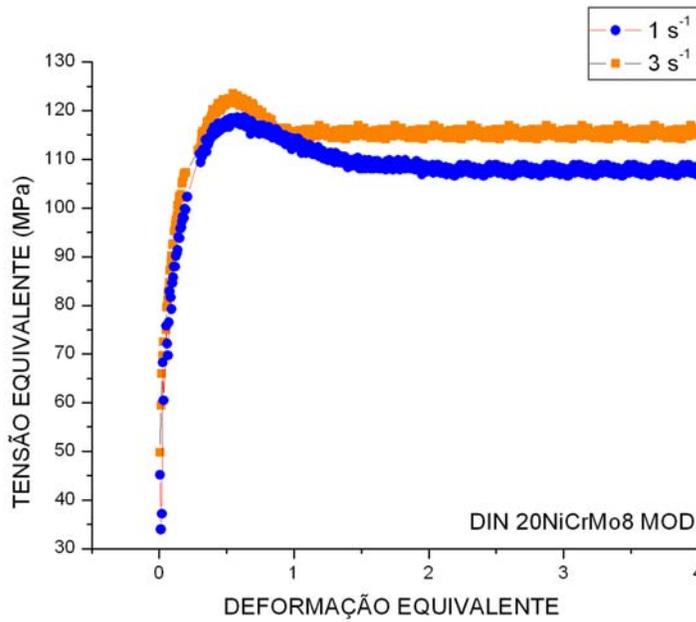


Figura 19 – Curva tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente do material DIN 20NiCrMo8 MOD para a temperatura de 1000 °C

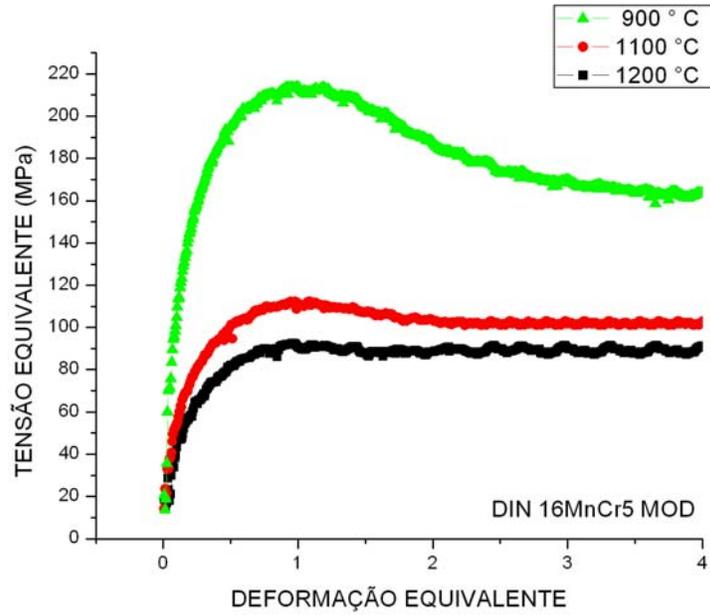


Figura 20 – Curva tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente do material DIN 16MnCr5 MOD para a taxa de deformação de 20 s^{-1}

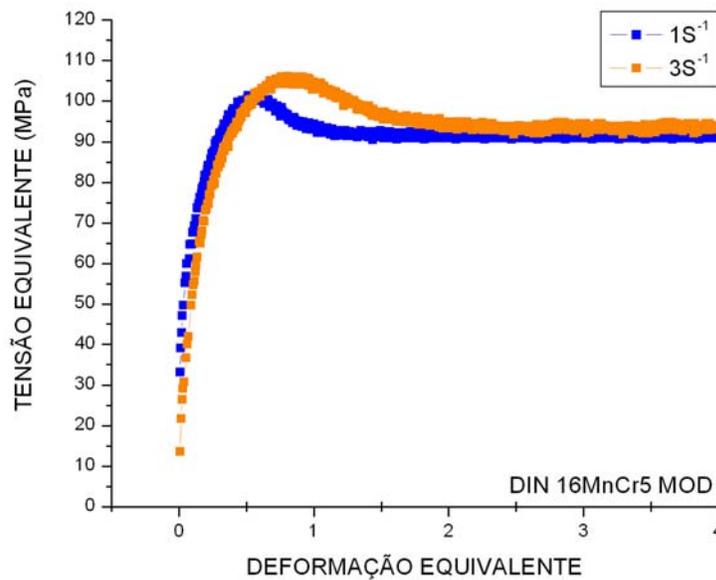


Figura 21 – Curva tensão de escoamento equivalente versus deformação equivalente do material DIN 16MnCr5 MOD para a temperatura de 1000 °C

A partir das curvas de escoamento construíram-se gráficos da taxa de encruamento $\left(\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)$ em função da tensão aplicada, como mostrado na figura 22 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e na figura 23 para o material DIN 16MnCr5 MOD.

Observa-se que a taxa de encruamento decresce continuamente com a tensão aplicada: inicia-se com uma forma aproximadamente parabólica e apresenta um ponto de inflexão para altos valores de tensão aplicada.

O ponto de inflexão corresponde ao início da recristalização dinâmica. A partir desse ponto a taxa de encruamento decresce rapidamente até atingir um valor igual a zero.

A deformação crítica foi determinada traçando-se uma reta de extrapolação na região final (linha tracejada nas figuras 22 e 23).

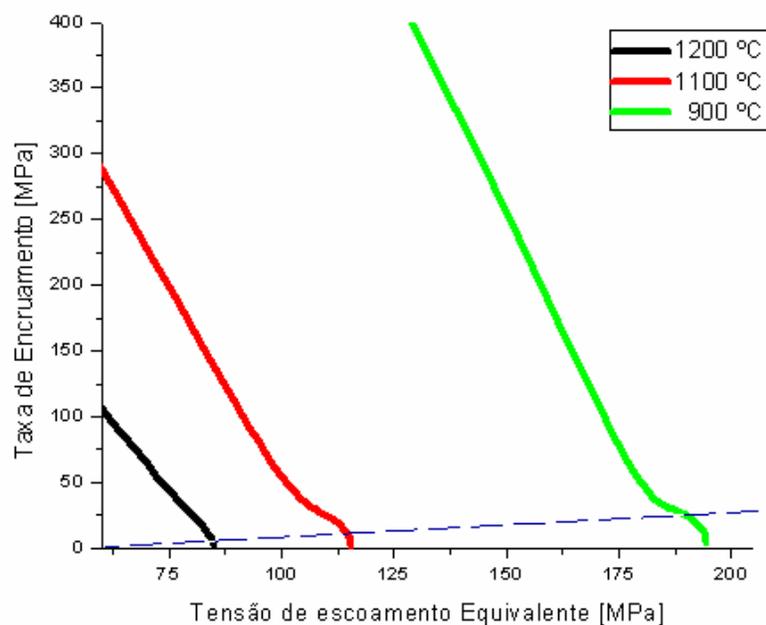


Figura 22 – Variação da taxa de encruamento em função da tensão de escoamento equivalente para o material DIN 20NiCrMo8 MOD

A tensão de escoamento equivalente crítica (σ_c) corresponde a este ponto de inflexão. Transportando esse valor para a curva de tensão equivalente versus deformação equivalente encontra-se o valor de deformação crítica (ϵ_c). (Tabela 07).

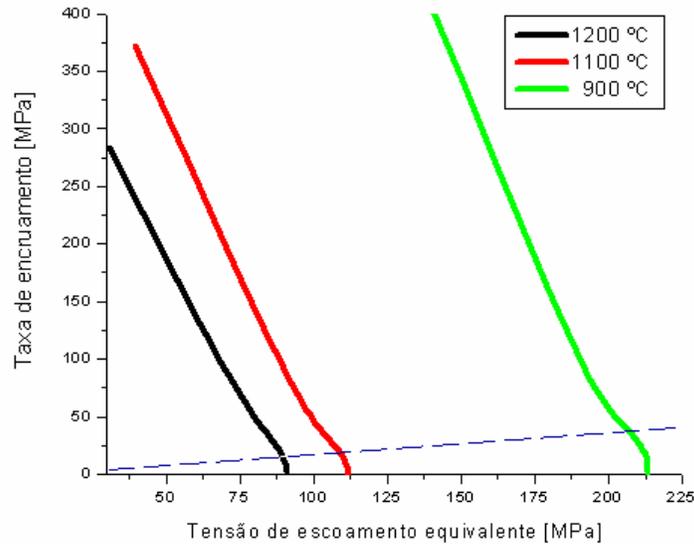


Figura 23 – Variação da taxa de encruamento em função da tensão de escoamento equivalente para o material DIN 16MnCr5 MOD

Tabela 07 – Valores das deformações críticas para os ensaios de torção a quente

Material (DIN)	T (°C)	ϵ_p	ϵ_c	σ_m (MPa)	σ_s (MPa)	ϵ_c/ϵ_p
20NiCrMo8 MOD	900	0,97	0,77	194,15	146,70	0,79
20NiCrMo8 MOD	1100	1,14	0,74	116,00	102,46	0,65
20NiCrMo8 MOD	1200	1,35	0,70	86,13	81,74	0,52
16MnCr5 MOD	900	1,20	0,73	213,79	163,69	0,61
16MnCr5 MOD	1100	1,09	0,67	112,13	102,88	0,62
16MnCr5 MOD	1200	0,96	0,55	92,55	91,24	0,57

Determina-se uma média das razões entre as (ϵ_c) e as de (ϵ_p) e que então podem ser resumidas em deformações críticas médias ($\bar{\epsilon}_c$) pela expressão (28) para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e pela expressão (29) para o material DIN 16MnCr5 MOD. Os resultados da ($\bar{\epsilon}_c$) encontrados são parecidos com os valores da literatura (PADILHA & SILICIANO JR, 2005).

$$\bar{\varepsilon}_c = 0,66\varepsilon_p \quad (28)$$

$$\bar{\varepsilon}_c = 0,60\varepsilon_p \quad (29)$$

Na figura 24 apresentam-se as microestruturas obtidas de acordo com o procedimento descrito no item 3.2. para determinar o tamanho de grão austenítico para as três condições de temperatura nos corpos de prova do ensaio de torção. A tabela 08 apresenta as dimensões médias de tamanho de grão austenítico encontradas para ambos materiais.

Tabela 08 – Tamanho de grão austenítico obtido nos ensaios de torção a quente.

Material (DIN)	Tamanho de grão austenítico (μm)	T (°C)
20NiCrMo8 MOD	43,5	1200
20NiCrMo8 MOD	27,4	1100
20NiCrMo8 MOD	15,6	900
16MnCr5 MOD	111,2	1200
16MnCr5 MOD	54,6	1100
16MnCr5 MOD	29,4	900

Esses valores, quando lançados em gráfico de ln (D) versus ln (Z) indicam uma dependência linear, conforme apresentado na figura 25 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e na figura 26 para o material DIN 16MnCr5 MOD.

Quando duas variáveis são quantitativas, podemos medir sua associação através do cálculo do coeficiente de correlação de Pearson (LARSON & FABER, 2004), denotado por r. O valor de r varia entre +1 e -1. Quando r é igual a zero denota que não há associação entre os pontos. Quanto maior o valor de r em módulo, mais forte é a associação. As retas calculadas nestas figuras resultaram em coeficiente de correlação de -0,98 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e -0,9563 para o material DIN 16MnCr5 MOD, demonstrando 95 a 98 % de acerto no uso da equação (14) e que é adequada para descrever o comportamento do grão recristalizado dinamicamente.

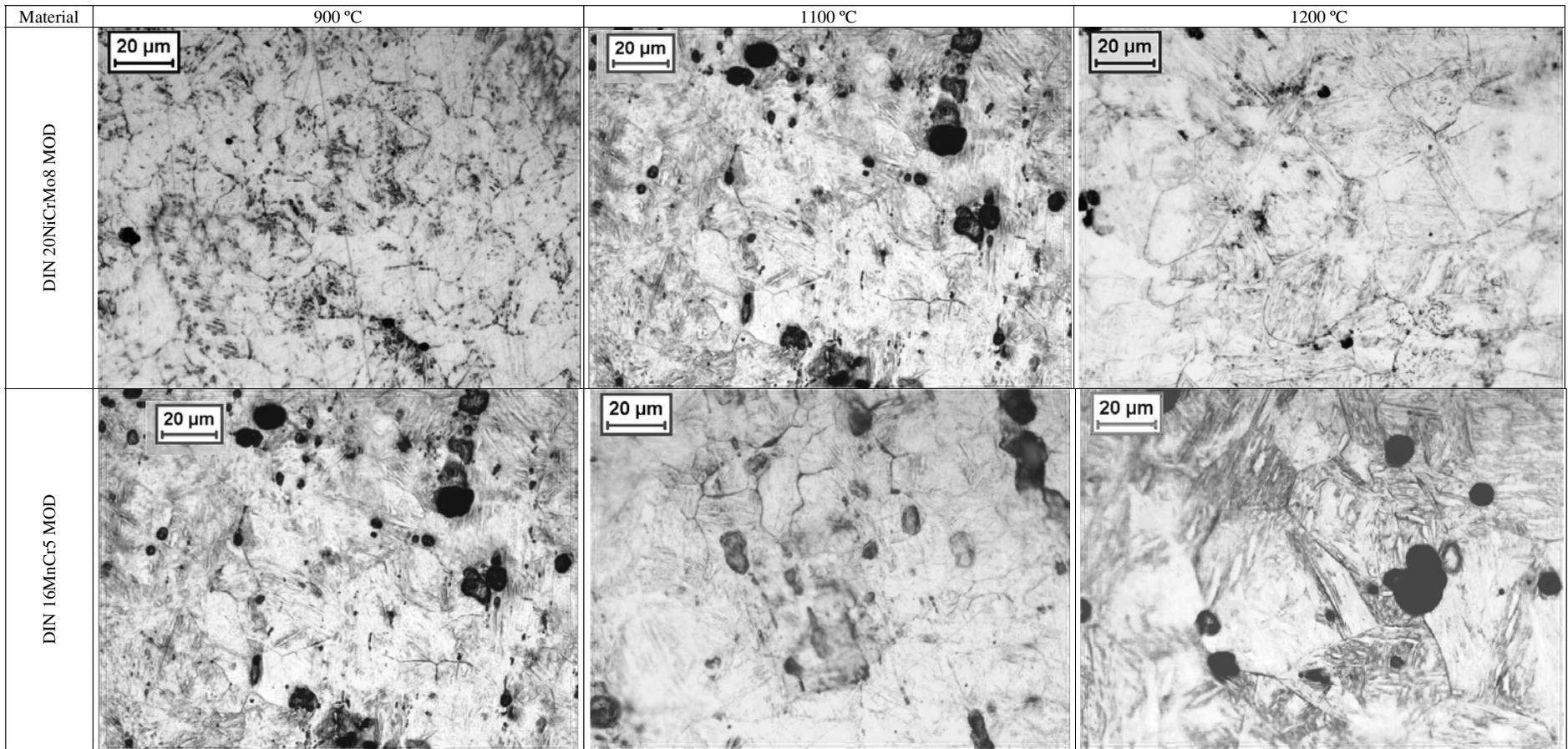


Figura 24 – Microestruturas do tamanho de grão austenítico obtidos nos ensaios de torção a quente com taxa de 20 s^{-1} , ácido pícrico

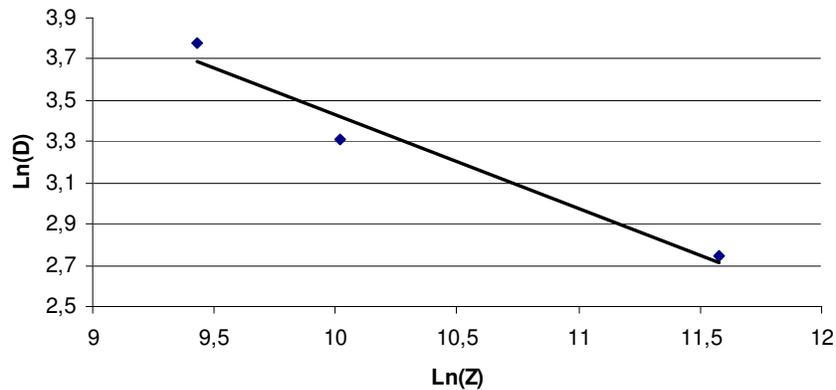


Figura 25 – Dependência linear entre ln (D) versus ln (Z) – Material DIN 20NiCrMo8 MOD.

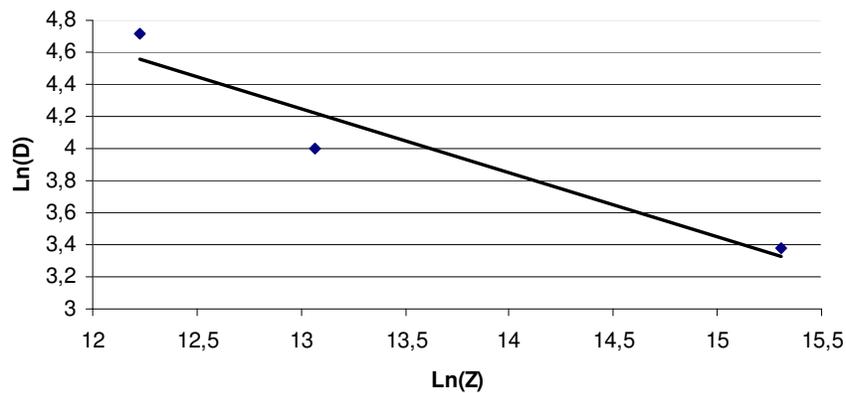


Figura 26 – Dependência linear entre ln (D) versus ln (Z) – Material DIN 16MnCr5 MOD.

Podemos também utilizar o coeficiente de determinação R^2 para representar a proporção da variabilidade do tamanho de grão austenítico em função da temperatura, fornecendo uma idéia de quão bem podemos prever a variação do tamanho de grão austenítico. Se R^2 é igual a 1 podemos prever a resposta exatamente. Os coeficientes de determinação obtidos nas figuras 24 e 25 resultaram em coeficiente de correlação de 0,9609 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e 0,9145 para o material DIN 16MnCr5 MOD. Neste caso o nível de acerto no uso de equação varia de 91 a 96 %.

4.2 – Simulação numérica

Trabalhando-se os dados do ensaio de torção com as expressões (1) a (15) obtêm-se dados para entrada na simulação numérica, e resumiu-se a seguir os parâmetros das equações constitucionais nas expressões 30 a 32 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e nas expressões 33 a 35 para o material DIN 16MnCr5 MOD. No apêndice item A.2. apresentam-se a relação dessas expressões com os parâmetros para entrada de dados do software de simulação numérica da tabela 09.

$$\varepsilon_c = 2,49 \times 10^{-3} \exp\left(\frac{7722,01}{T}\right) \quad (30)$$

$$D_{drx} = 33024,34 \left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{-0,4544} = Z^{-0,4544} \quad (31)$$

$$\sigma_m = 30,8624 * \sinh^{-1} \left[\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{9,00 \times 10^{-7}} \right)^{\frac{1}{4,554458}} \right] \exp\left(\frac{Q}{4,554458 * RT}\right) \quad (32)$$

$$\varepsilon_c = 1,88 \times 10^{-4} \exp\left(\frac{11080,2}{T}\right) \quad (33)$$

$$D_{drx} = 11012,7 \left[\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{-0,3535} = Z^{-0,3535} \quad (34)$$

$$\sigma_m = 26,59574 * \sinh^{-1} \left[\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{2,39 \times 10^{-7}} \right)^{\frac{1}{4,911755}} \right] \exp\left(\frac{Q}{4,911755 * RT}\right) \quad (35)$$

Na tabela 09 estão os dados para entrada no software MSC.Superform para o parâmetro de Yada e para o parâmetro Kumar.

Para a determinação do fator de atrito entre peça conformada e ferramentas, confrontaram-se as linhas de fluxo obtidas do fibramento de uma peça obtida do processo de conformação industrial (figura 27) e as malhas de várias simulações do processo de conformação industrial, destacam-se aqueles que se aproximaram da condição real prevista (figura 28) e com base nesta análise adotou-se 0,5 como o fator de atrito, pois observa-se que o aspecto das linhas da malha é similar ao das linhas de fibramento do corpo de prova industrial.

Tabela 09 – Parâmetros constitucionais de ambos materiais

DIN 20NiCrMo8 MOD		DIN 16MnCr5 MOD	
Parâmetros	Valores	Parâmetros	Valores
C1	33024,34	C1	11012,7
C2	-0,4544	C2	0,3535
C3	-0,4544	C3	0,3535
C4	$2,49 \times 10^{-3}$	C4	$1,88 \times 10^{-4}$
C5	7722,1	C5	11080,2
β_0	30,8642	β_0	$26,59574 \text{ MPa}^{-1}$
A	$9,00 \times 10^{-7}$	A	$2,39 \times 10^{-7} \text{ MPa}$
n	4,554458	n	4,911755
Energia de Ativação	$268,6 \text{ (KJ/mol}^{-1}\text{)}$	Energia de Ativação	$385,4 \text{ (KJ/mol}^{-1}\text{)}$

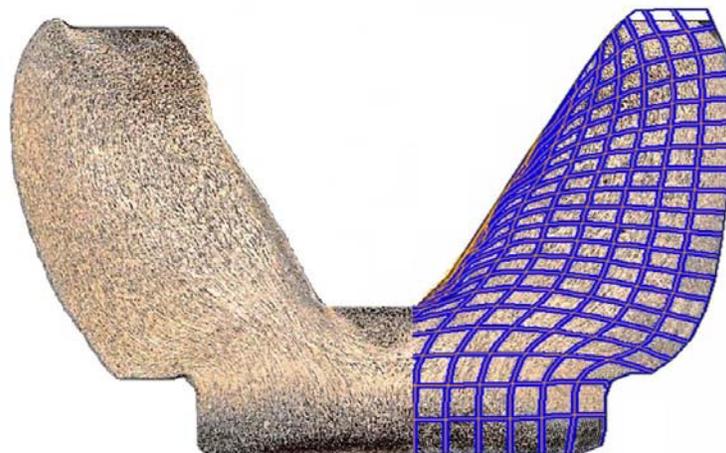
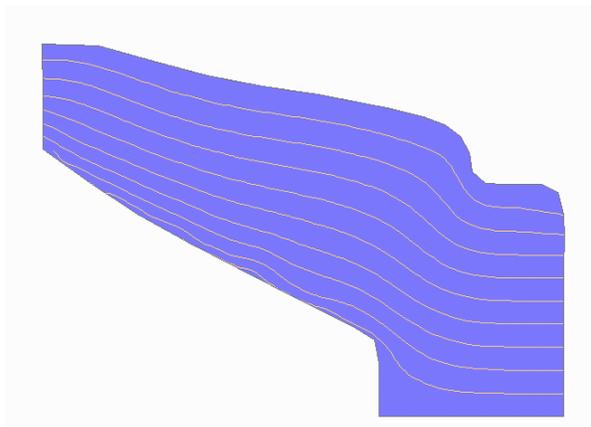
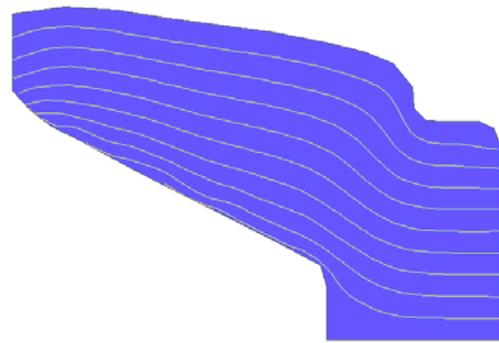


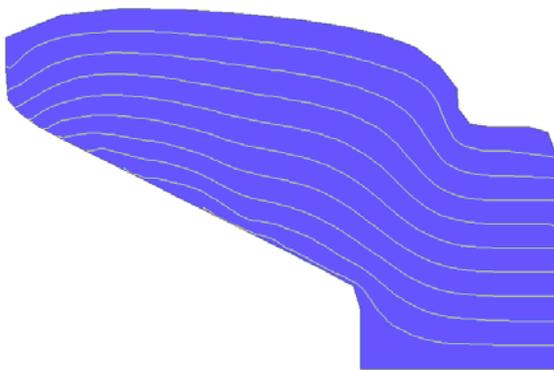
Figura 27 – Fibramento de uma peça obtida no processo de conformação industrial comparado com a malha deformada resultante da análise numérica para um fator de atrito igual a 0,5



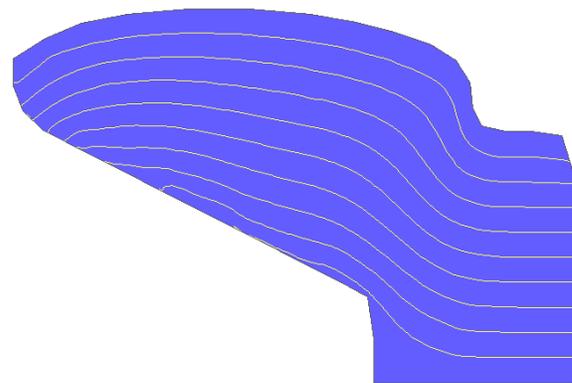
$m=0,2$



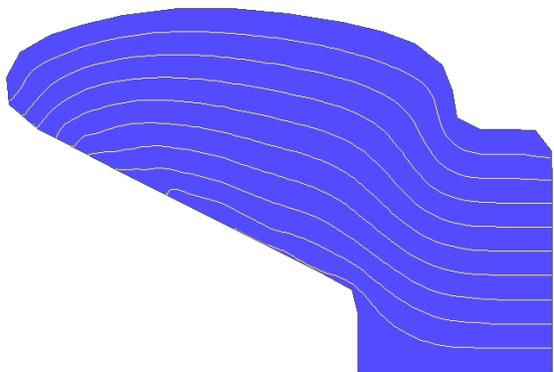
$m=0,3$



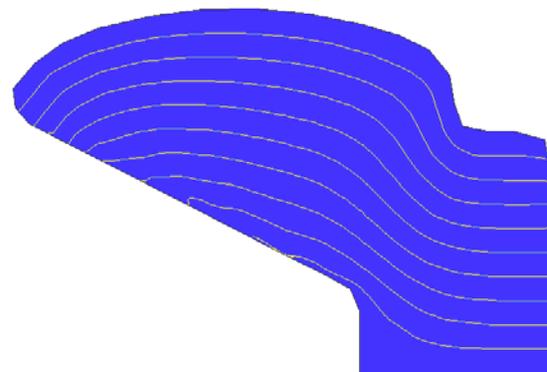
$m=0,5$



$m=0,7$



$m=0,8$



$m=0,9$

Figura 28 – Destaque das malhas das simulações do processo de conformação industrial obtidas pela simulação numérica para diferentes fatores de atrito [m]

Na simulação numérica foram empregados ao todo 105 incrementos no tempo.

Na figura 29 visualiza-se a distribuição da taxa de deformação no início da deformação. Observa-se que o ponto 1 alcança rapidamente 90 s^{-1} enquanto os pontos 2 e 3 praticamente permanecem na condição de repouso.

As figuras 30, 31 e 32 mostram a evolução do tamanho de grão austenítico durante a deformação a quente nos incrementos 30, 70 e 105 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD enquanto as figuras 33, 34 e 35 mostram a evolução do tamanho de grão austenítico durante a deformação a quente nos incrementos 30,70 e 105 para o material DIN 16MnCr5 MOD.

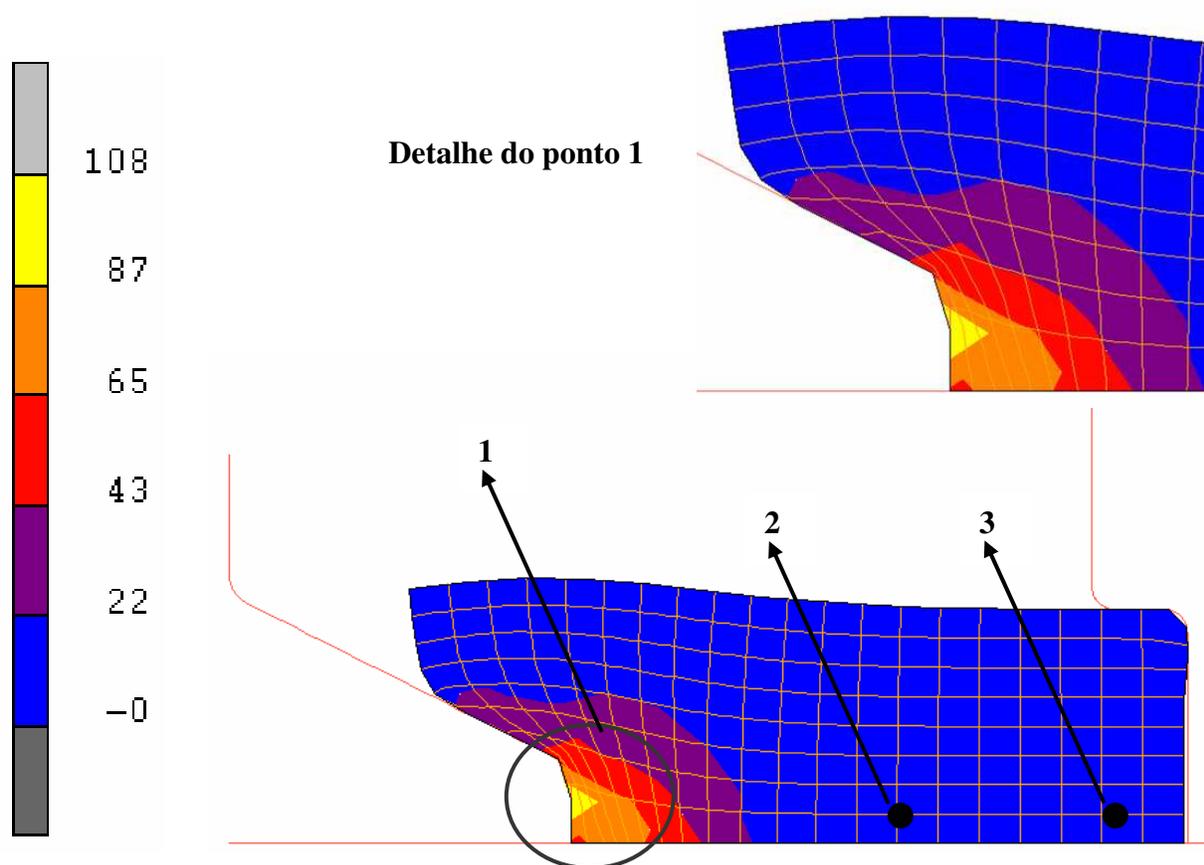


Figura 29 – Resultado da taxa de deformação [s^{-1}] para o incremento 24

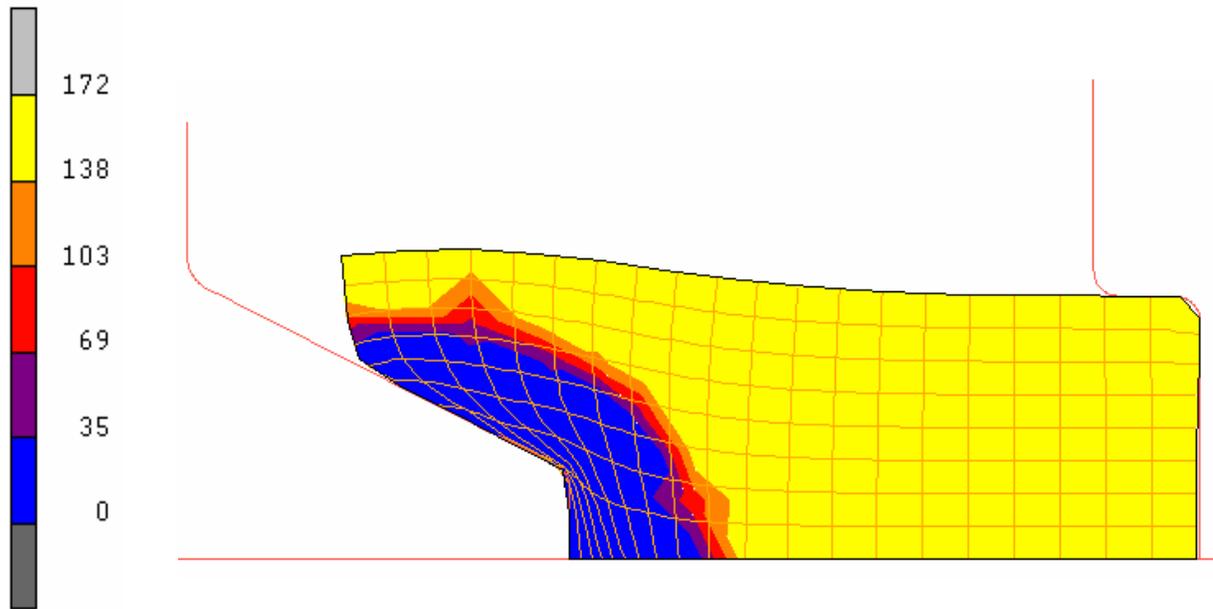


Figura 30 – Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 20NiCrMo8 MOD para o incremento 30

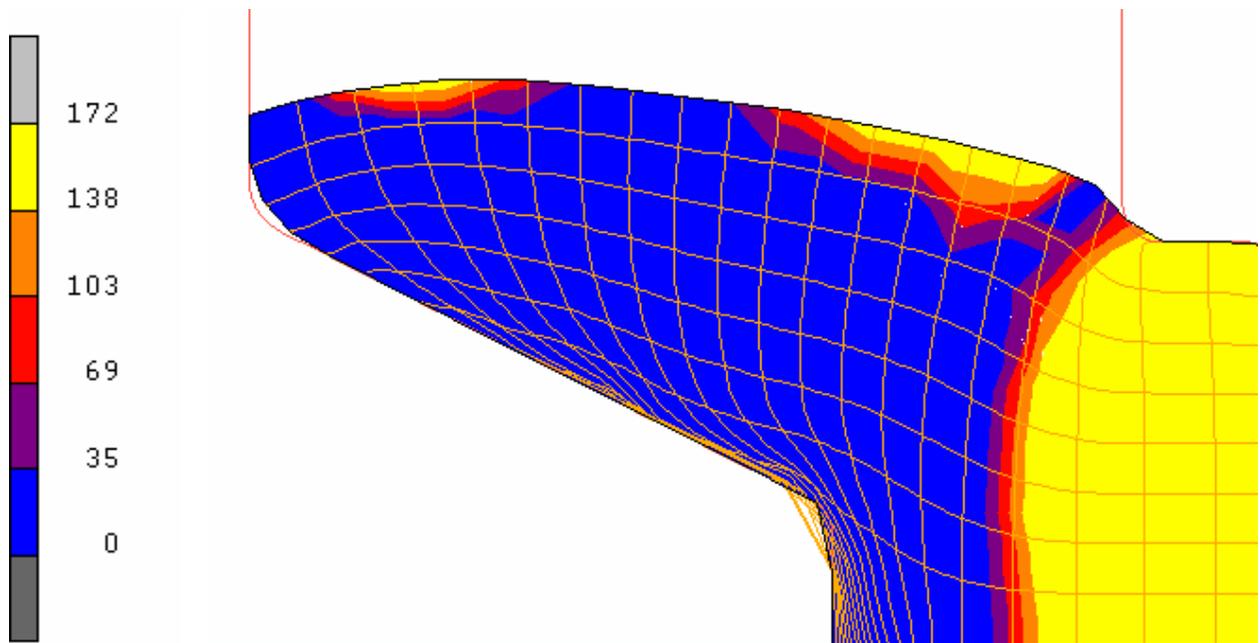


Figura 31 – Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 20NiCrMo8 MOD para o incremento 70

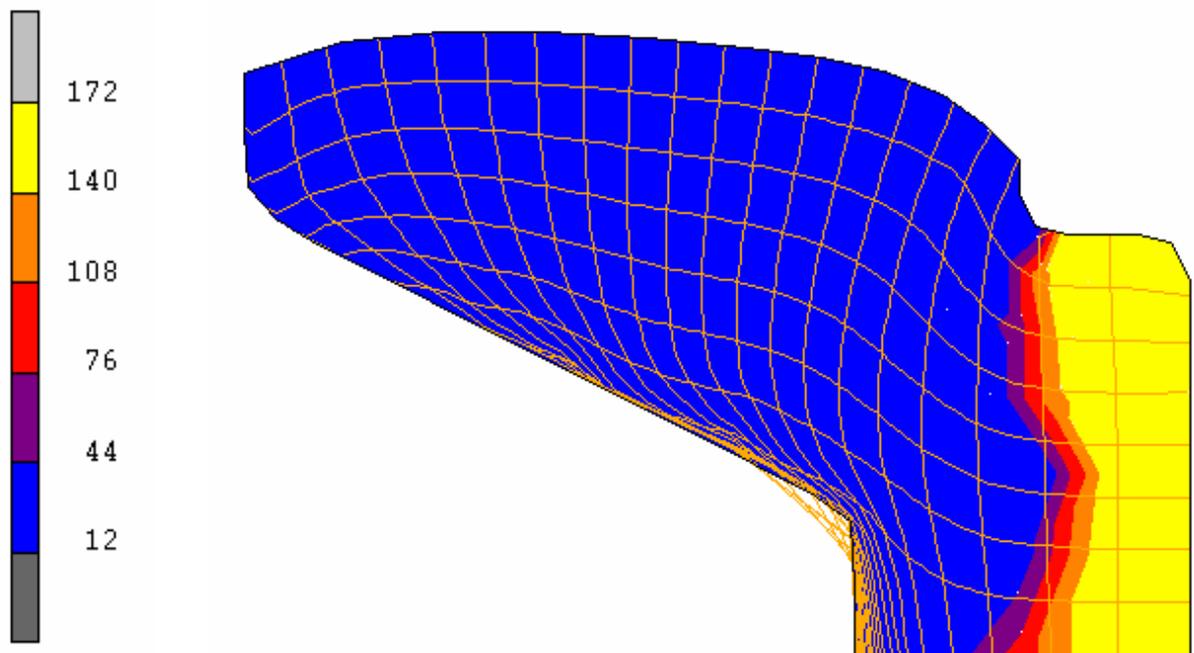


Figura 32 - Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 20NiCrMo8 MOD para o incremento 105

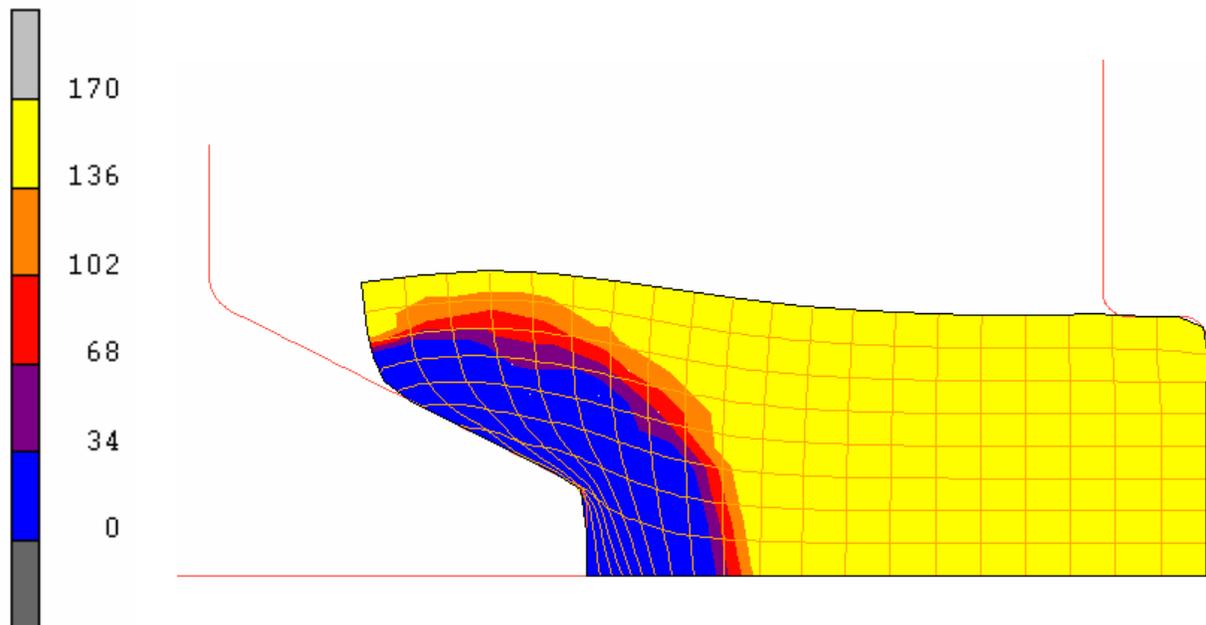


Figura 33 – Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 16MnCr5 MOD para o incremento 30

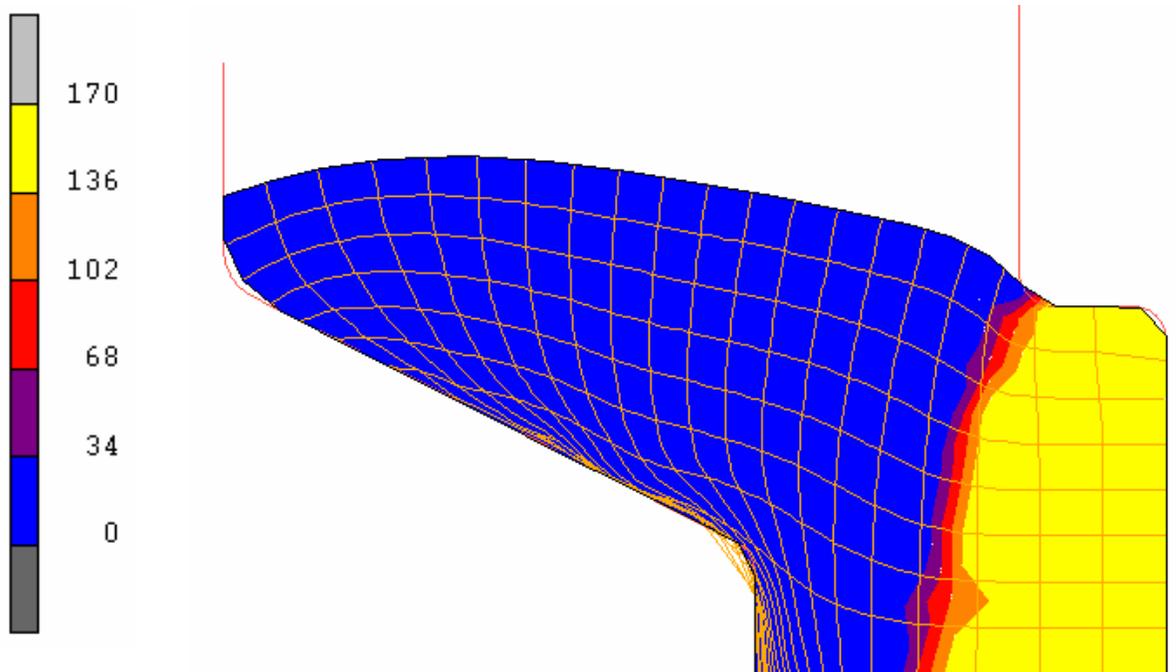


Figura 34 – Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 16MnCr5 MOD para o incremento 70

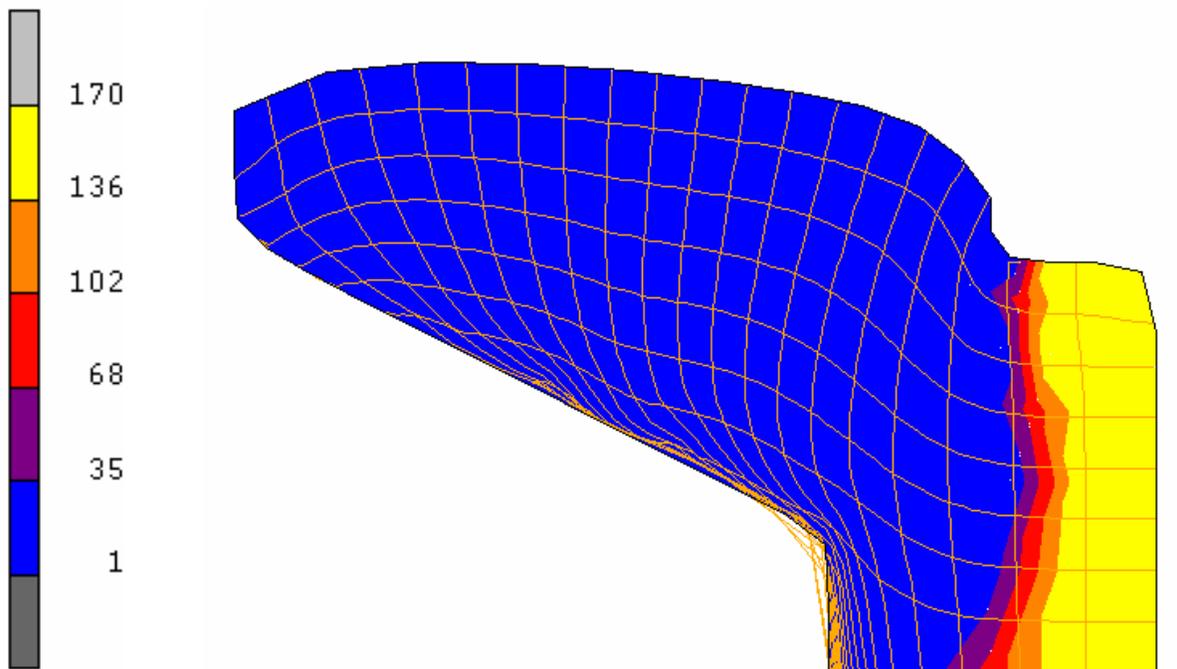


Figura 35 – Resultado do tamanho de grão austenítico [μm] para o material DIN 16MnCr5 MOD para o incremento 105

Observa-se imediato refino dos grãos no ponto 1 já no início da deformação (figura 30 e 33, incremento 30), enquanto que os demais pontos permanecem com o tamanho de grão austenítico original.

Ao final da deformação (figura 31 e 34 – incrementos 70 e figuras 32 e 35, incremento 105) o refinamento no ponto 2 é menos intenso, enquanto que o ponto 3 permanece com o tamanho de grão austenítico na condição inicial de aquecimento.

4.3 – Conformação industrial

Nas figuras 36 e 37 encontram-se os valores e respectivos desvios de medição do tamanho de grão austenítico das peças forjadas para os aços DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD respectivamente. Nessas figuras indica-se o valor médio e os limites referentes à média mais um desvio padrão e à média menos um desvio padrão.

As figuras 38 e 39 apresentam as microestruturas do tamanho de grão austenítico do forjamento do material DIN 20NiCrMo8 MOD e do material DIN 16MnCr5 MOD, respectivamente. Todos os grãos austeníticos nos pontos 1 a 5 em ambos os aços apresentaram-se na forma equiaxial.

Na figura 40 apresentam-se as microestruturas e porcentagem dos microconstituintes resultantes das três taxas de resfriamento empregadas nos produtos forjados a quente para ambos materiais, reveladas com Nital 5% e ampliada 100 vezes. Na figura 41 apresentam-se as microestruturas com ampliação de 500 vezes. Essas microestruturas se comparadas com as obtidas no ensaio de dilatométrica denotam maior heterogeneidade, o que se pressupõe seja devido à maior complexidade da geometria da peça forjada quando comparada com os resultados encontrados na amostra utilizada do ensaio de dilatométrica.

Tamanho do Grão Austenítico Médio

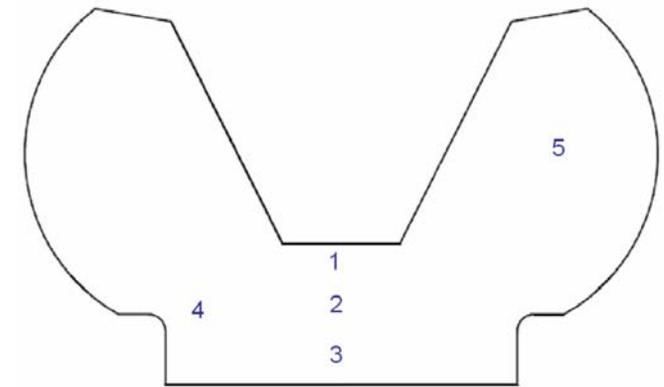
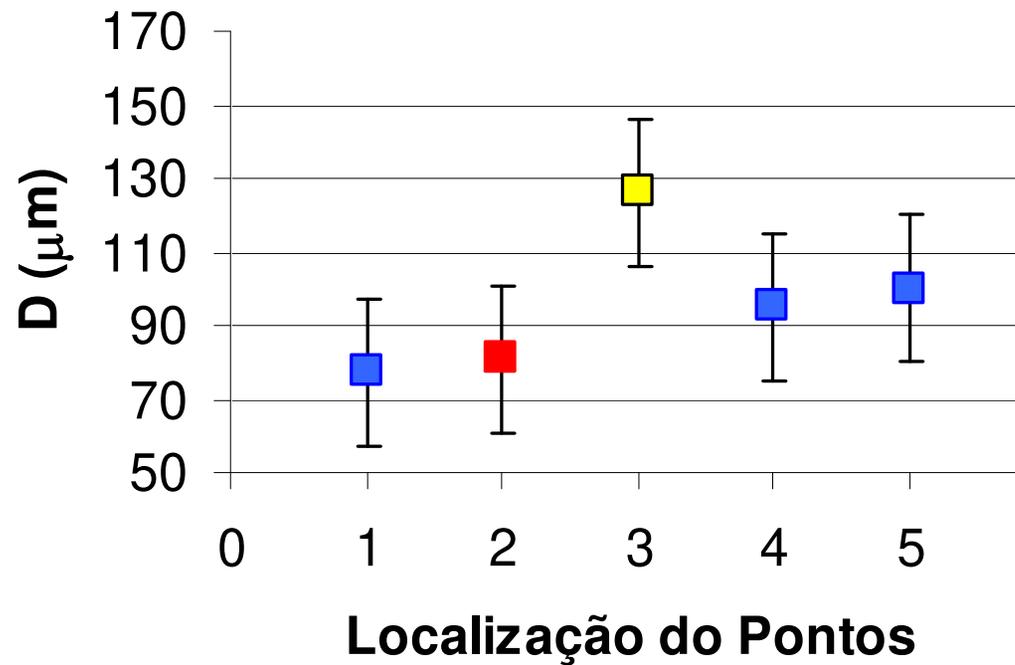


Figura 36 – Tamanho de grão austenítico das peças forjadas para o material DIN 20NiCrMo8 MOD

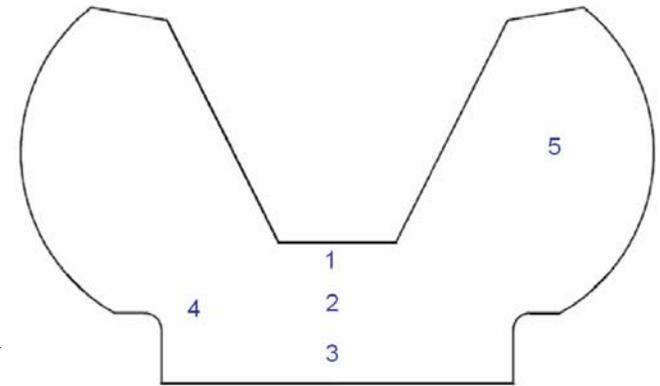
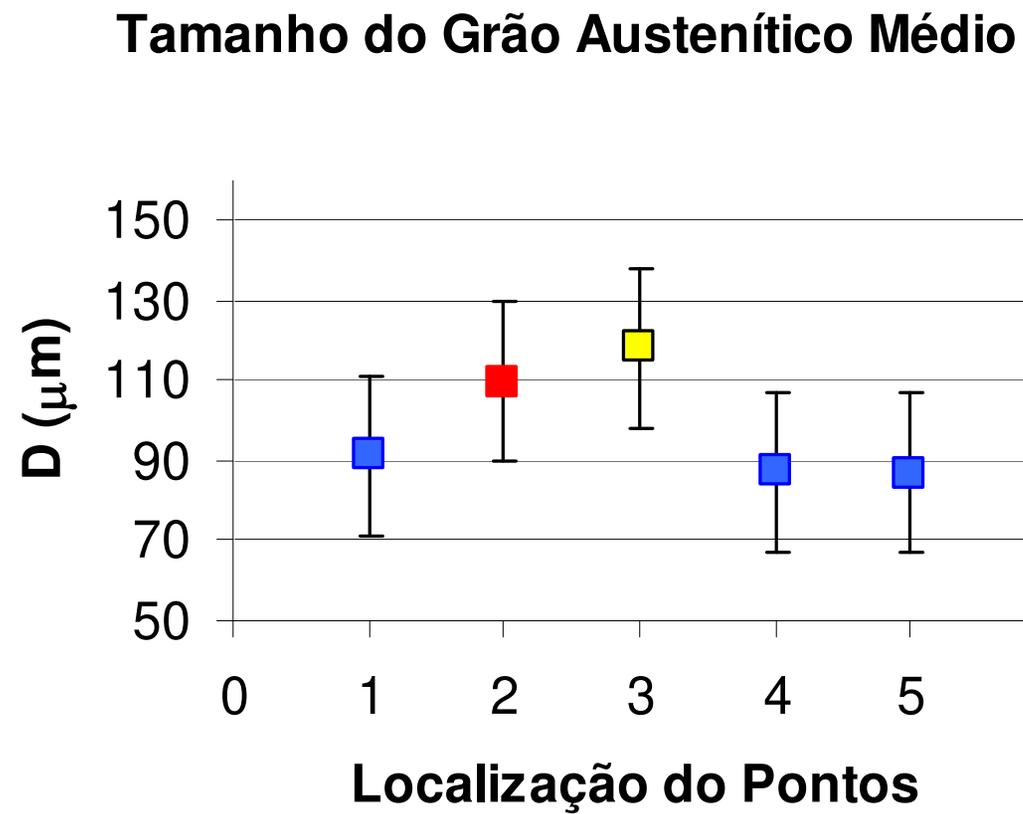
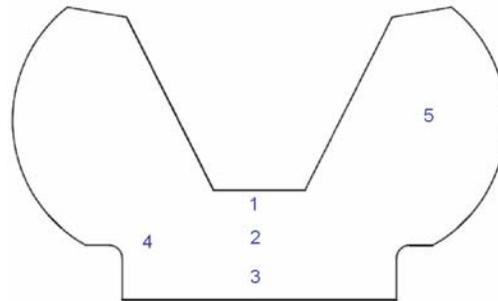
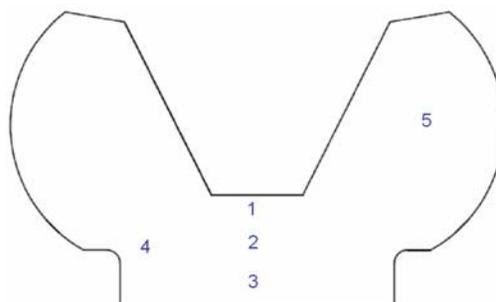


Figura 37 – Tamanho de grão austenítico das peças forjadas para o material DIN 16MnCr5 MOD



Pontos	1	2	3	4	5	
Peças	1					
	2					
	3					

Figura 38 – Tamanho de grão austenítico do material DIN 20NiCrMo8 MOD com taxa de deformação de 90 s^{-1} , ácido pícrico



Pontos	1	2	3	4	5
1					
2					
3					

Figura 39 – Tamanho de grão austenítico do material DIN 16MnCr5 MOD com taxa de deformação de 90 s^{-1} , ácido pícrico

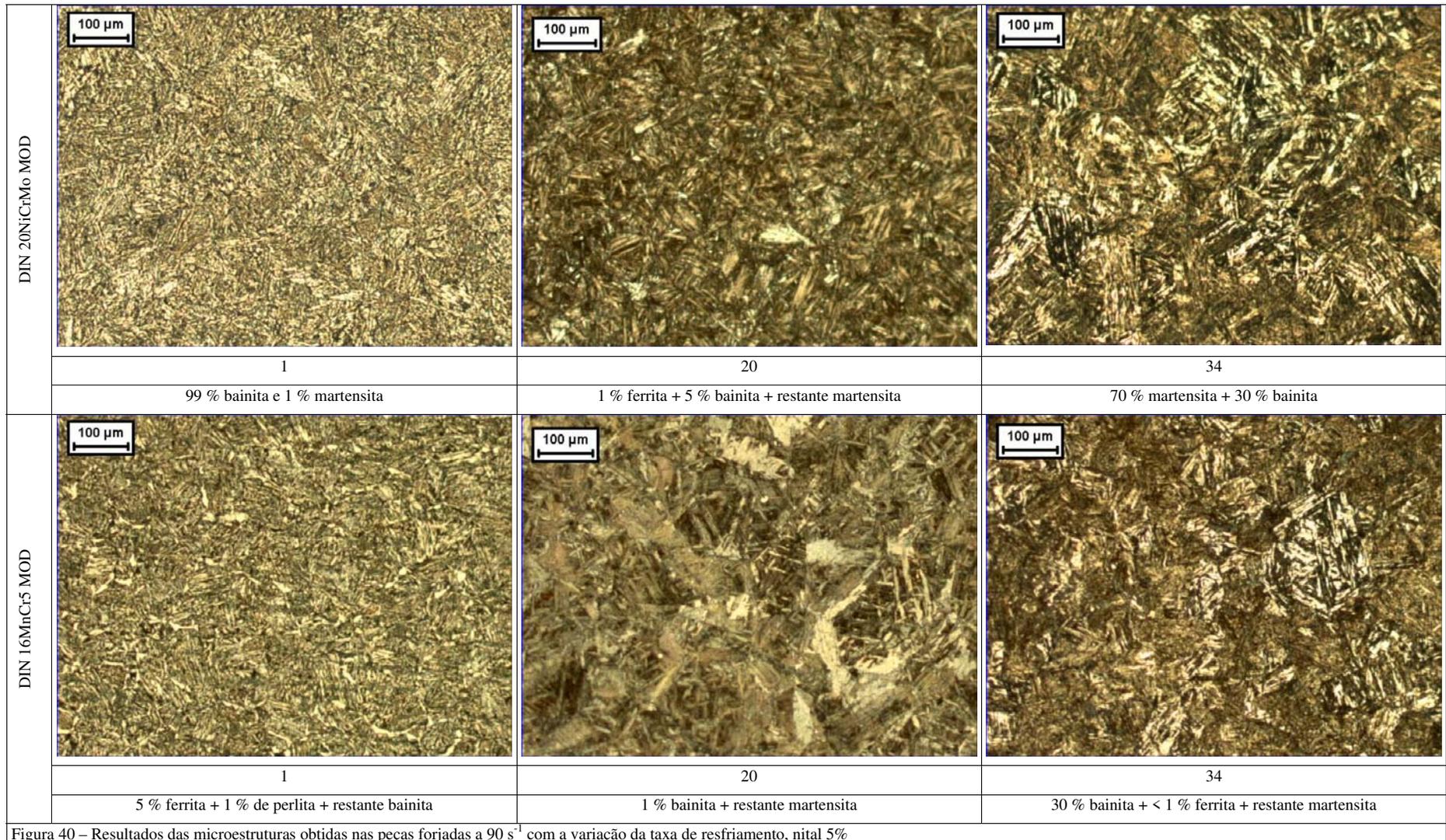


Figura 40 – Resultados das microestruturas obtidas nas peças forjadas a 90 s^{-1} com a variação da taxa de resfriamento, nital 5%

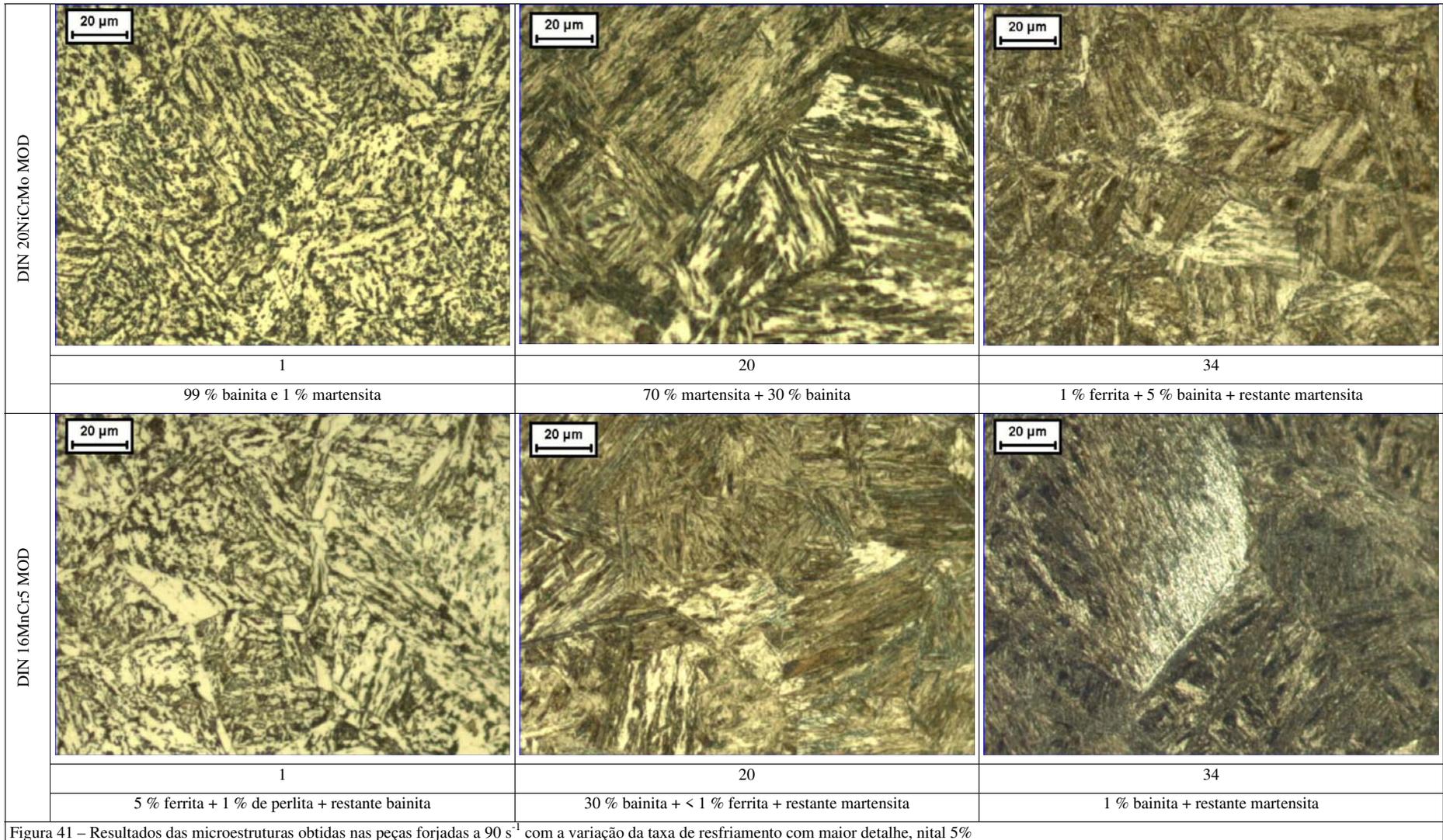


Figura 41 – Resultados das microestruturas obtidas nas peças forjadas a 90 s^{-1} com a variação da taxa de resfriamento com maior detalhe, nital 5%

4.4 – Comparação entre tamanho de grão austenítico do processo de conformação industrial versus o tamanho de grão austenítico da simulação numérica

Os resultados obtidos do tamanho de grão austenítico dos valores experimentais do processo de conformação industrial são comparados a seguir com os resultados obtidos do tamanho de grão austenítico da simulação numérica.

Inicialmente observa-se que os valores obtidos na simulação numérica do tamanho de grão austenítico foram menores do que os obtidos pelo ensaio experimental.

Tal fato ocorre 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 42), o que potencialmente pode ocasionar a recristalização seguida pelo crescimento de grãos. Esta informação é sustentada pela observação da equiaxialidade dos grãos austeníticos na peça resfriada.

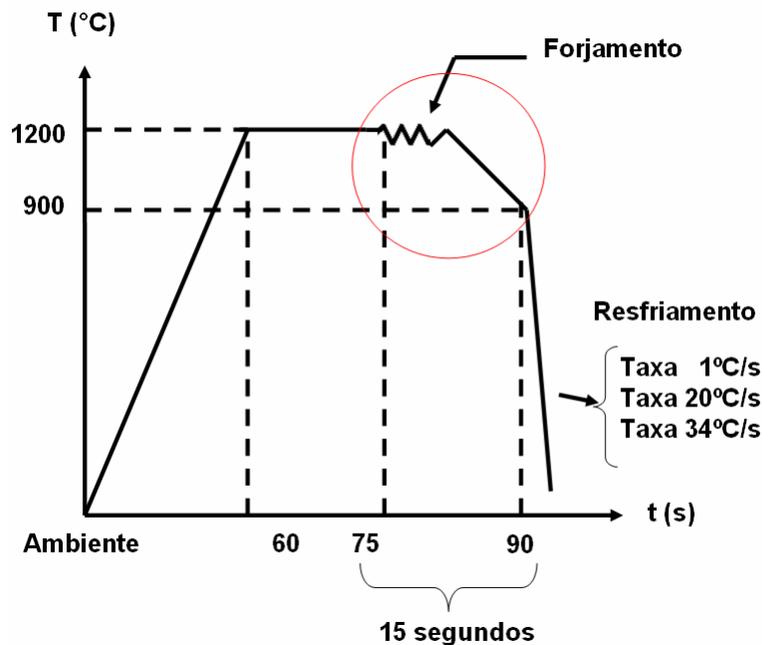


Figura 42- Gráfico da temperatura versus tempo, mostrando o tempo para o crescimento de grãos austeníticos

Visando complementar este efeito na análise e na simulação do processo de conformação foi assumido que o aumento do tamanho de grão austenítico após conformação aconteceu apenas por crescimento de grão durante resfriamento. Utilizou-se a equação (36) de GRASS *et al.*, 2003 para calcular o crescimento de grão após o término da recristalização. Esta equação foi desenvolvida para a condição de aço com carbono entre 0,30-0,50 % conformado a quente.

$$D_{cr}^2 = D_{drx}^2 + t * 10 \left(7,1 \frac{7180}{T} \right) \quad (36)$$

Sendo que D_{cr} é o tamanho de grão austenítico que cresce em função do tempo e temperatura a partir do grão recristalizado. D_{drx} é o tamanho de grão austenítico recristalizado, t é o tempo em que ocorre o crescimento e T é a temperatura.

O cálculo do crescimento de grão pela equação (36) para cada ponto foi aplicado na faixa do tamanho de grão austenítico encontrado na simulação numérica. Para o ponto 2, por conservadorismo, adota-se uma faixa mais ampla de 68-136 μm para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e de 35-121 μm para o material DIN 16MnCr5 MOD devido ao tamanho dos elementos nesse ponto, e utiliza-se a temperatura final obtida na simulação (na figura 43 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e na figura 44 para o material DIN 16MnCr5 MOD).

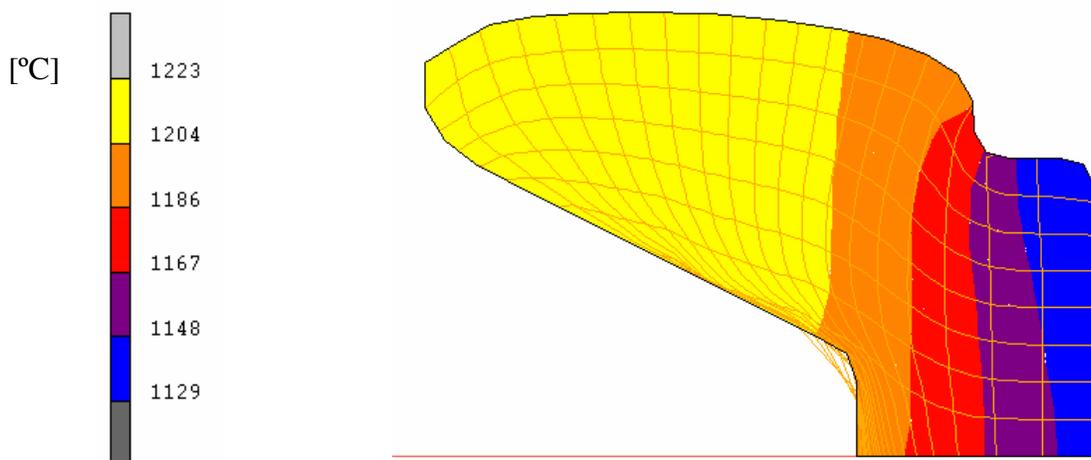


Figura 43 – Distribuição da temperatura na simulação numérica para o material DIN 20NiCrMo8 MOD

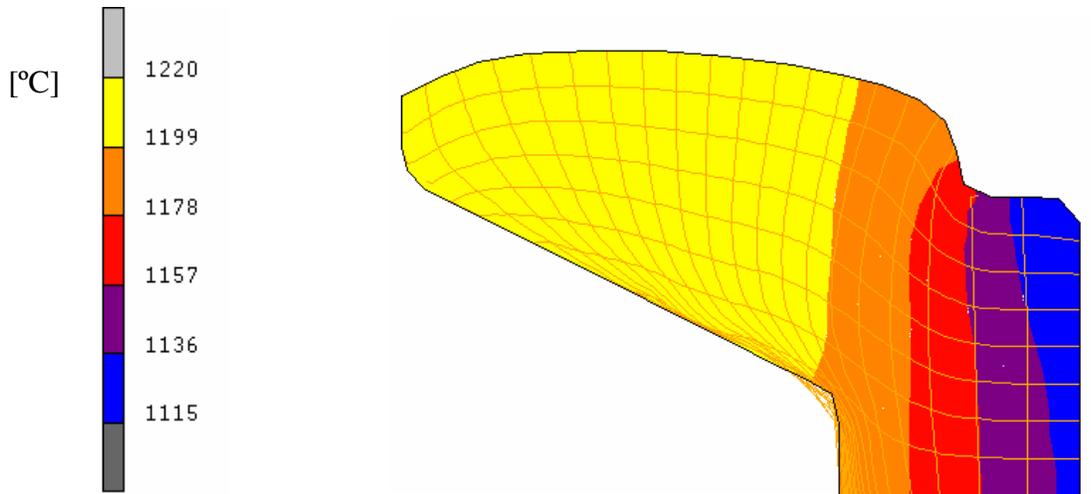


Figura 44 – Distribuição da temperatura na simulação numérica para o material DIN 16MnCr5 MOD

A comparação do tamanho de grão austenítico obtido no ensaio experimental, do tamanho de grão austenítico obtido por simulação numérica e do tamanho de grão austenítico obtido da simulação numérica seguida do crescimento dos grãos utilizando-se a equação (36) está indicado na figura 45 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e na figura 46 para o material DIN 16MnCr5 MOD.

Nessas figuras observa-se que os valores do tamanho de grão austenítico das simulações numéricas considerando-se o crescimento de grão austenítico no resfriamento, conforme expressão (32), apresentaram uma boa concordância com os valores obtidos experimentalmente. Em ambos materiais, no ponto 3, possivelmente houve algum refinamento de tamanho de grão austenítico durante a conformação a quente, o que pode explicar a diferença entre o tamanho de grão austenítico do ensaio experimental com o tamanho de grão austenítico da simulação numérica seguida do crescimento de grão austenítico.

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 tamanho de grão austenítico em cada ponto do produto conformado a quente. É possível, por exemplo, mudar o histórico de conformação de materiais e ou atuar na homogeneização dos grãos antes da transformação para bainita, ferrita ou perlita.

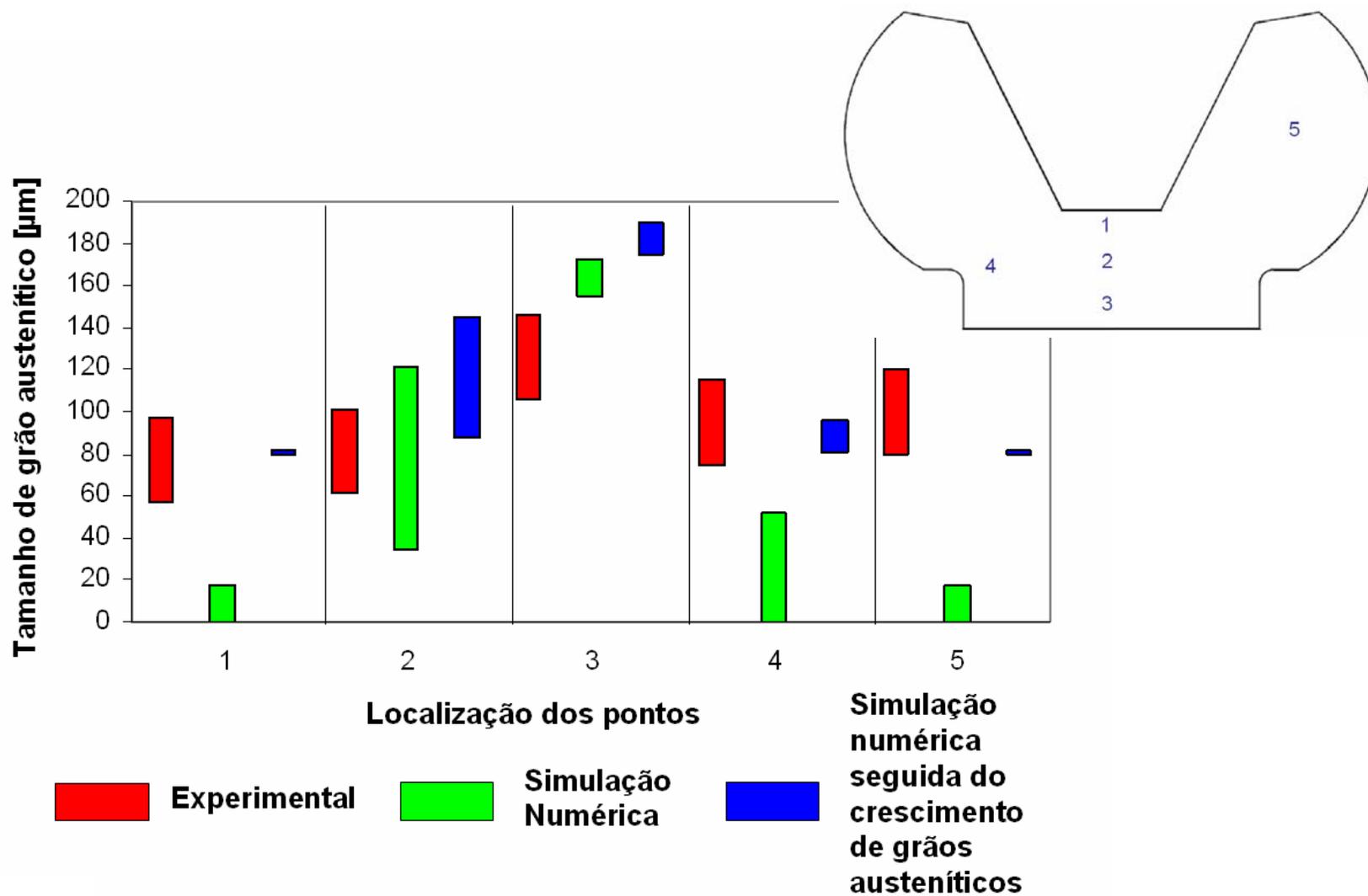


Figura 45 – Comparação do tamanho de grão austenítico para o material DIN 20NiCrMo8 MOD

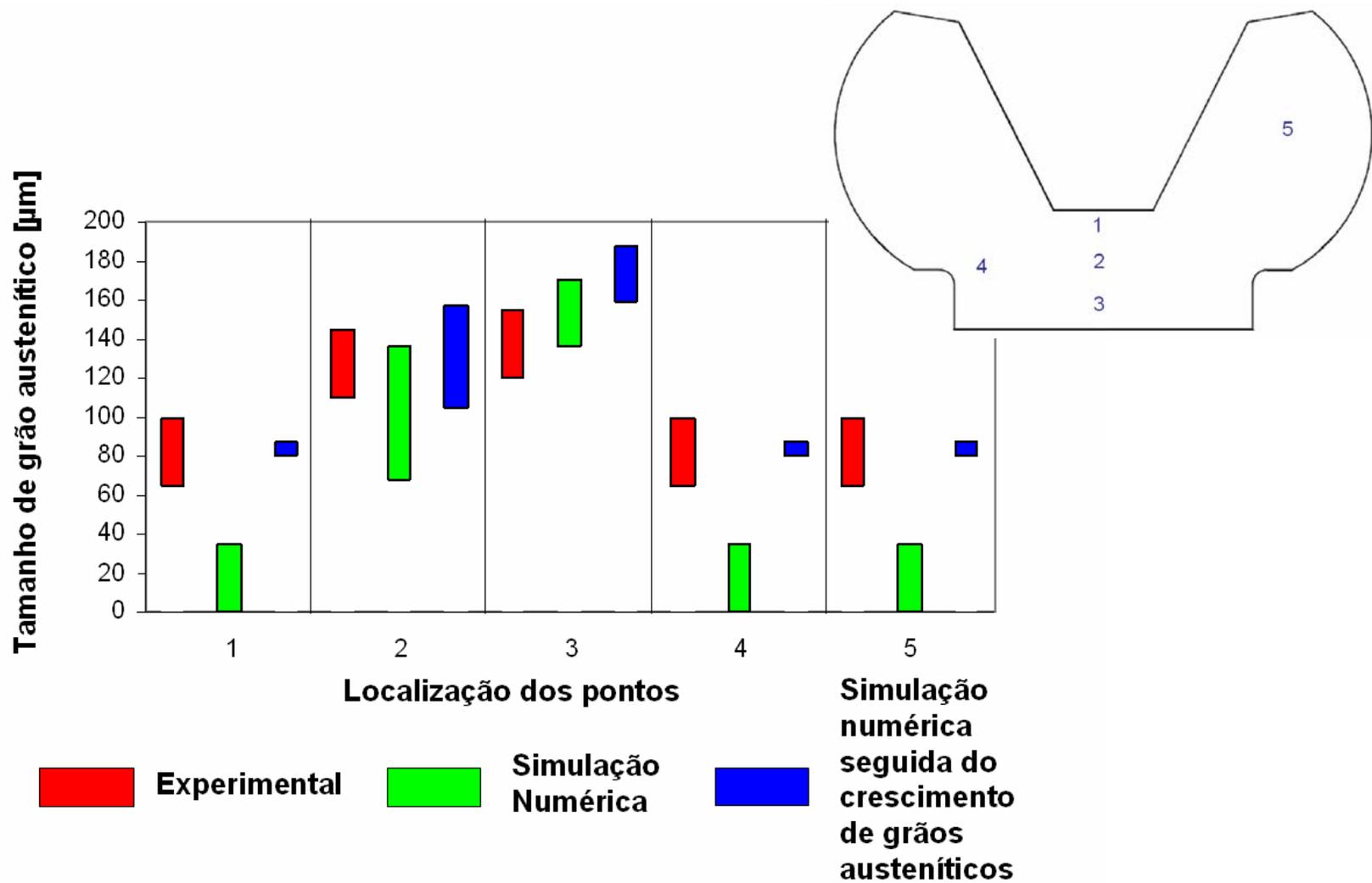


Figura 46 – Comparação do tamanho de grão austenítico para o material DIN 16MnCr5 MOD

4.5 – Ensaio de dilatométrica

A dilatométrica dos materiais DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD permite conhecer a influência da taxa de resfriamento na transformação de fases e por consequência na determinação das propriedades mecânicas desses materiais.

As figuras 47, 48 e 49 apresentam a dilatação do diâmetro do corpo de prova em função da temperatura para o material DIN 20NiCrMo8 MOD na dilatométrica às taxas de resfriamento de 1°C/s, 20 °C/s e 34°C/s.

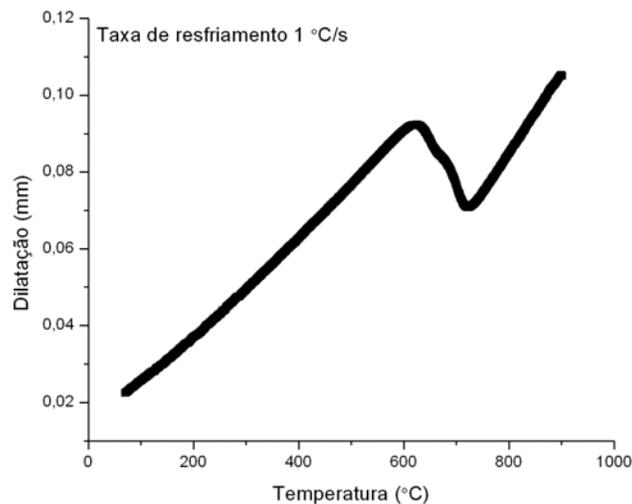


Figura 47 – Curva dilatométrica – material DIN 20NiCrMo8 MOD – 1 ° C/s

Na tabela 10 indicam-se as temperaturas de transformação das fases para o material DIN 20NiCrMo8 MOD obtidos no ensaio de dilatométrica.

Tabela 10 – Temperaturas de transformação de fases (°C) para o material DIN 20NiCrMo8 MOD

Taxa de resfriamento	Ferrita	Bainita	Martensita
1	723,5	650,7	-
20	-	554,0	365,0
34	-	451,6	378,0

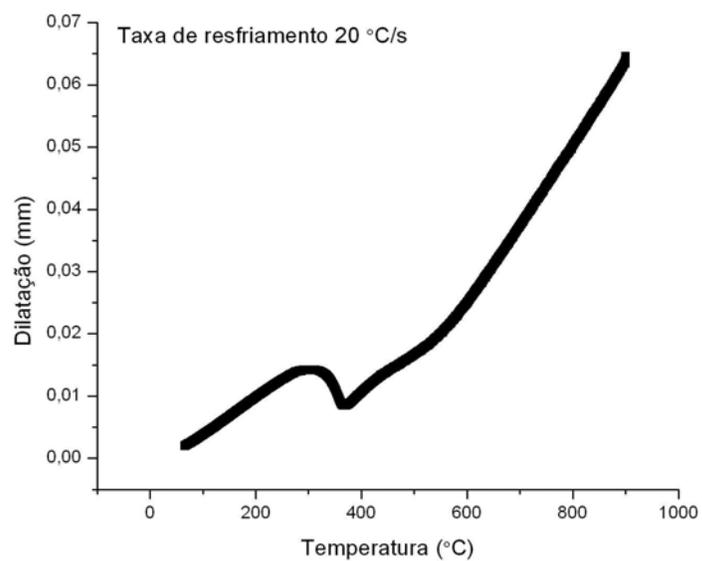


Figura 48 – Curva dilatométrica – material DIN 20NiCrMo8 MOD – 20 ° C/s

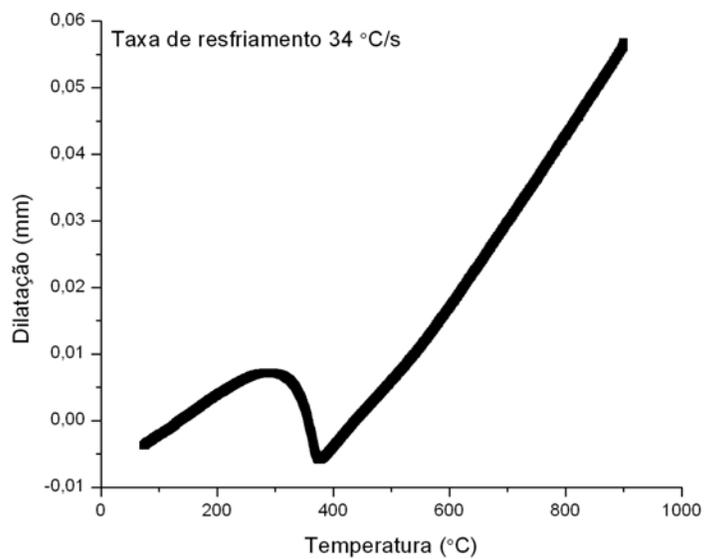


Figura 49 – Curva dilatométrica – material DIN 20NiCrMo8 MOD – 34 ° C/s

Na tabela 11 apresentam-se as temperaturas de transformação das fases para o material DIN 16MnCr5 MOD.

Tabela 11 – Temperaturas de transformação de fases (°C) para o material DIN 16MnCr5 MOD

Taxa de resfriamento	Ferrita	Perlita	Bainita	Martensita
1	731,69	703,64	468,6	281,4
20	-	-	545,4	387,3
34	-	-	557,1	399,1

As figuras 50, 51 e 52 apresentam a dilatométrica do diâmetro do corpo de prova em função da temperatura para o material DIN 16MnCr MOD, para as três taxas de resfriamento estipuladas.

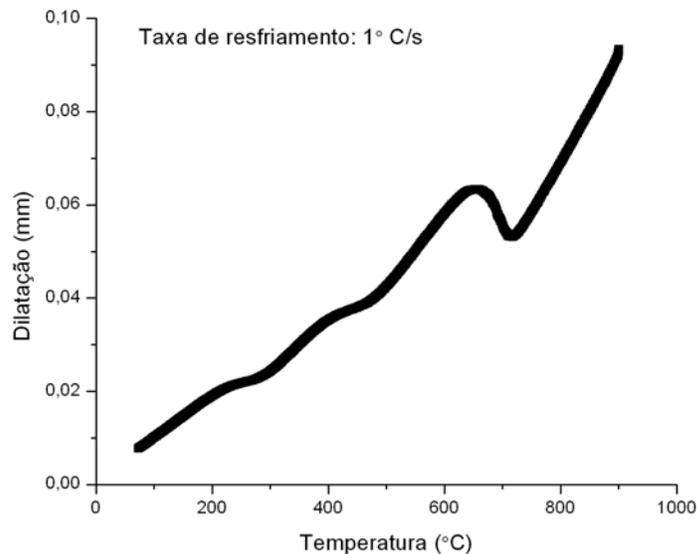


Figura 50 – Curva dilatometrica – material DIN 16MnCr5 MOD – 1 ° C/s

A partir dos corpos de prova de ensaios, caracterizou-se a microestrutura obtida em cada taxa de resfriamento para ambos materiais com ataque químico Nital 5%.

A figura 53 apresenta as microestruturas dos ensaios de dilatométrica de ambos materiais com ampliação de 100 vezes, enquanto na figura 54 apresentam-se as microestruturas do ensaio de dilatométrica com ampliação de 500 vezes.

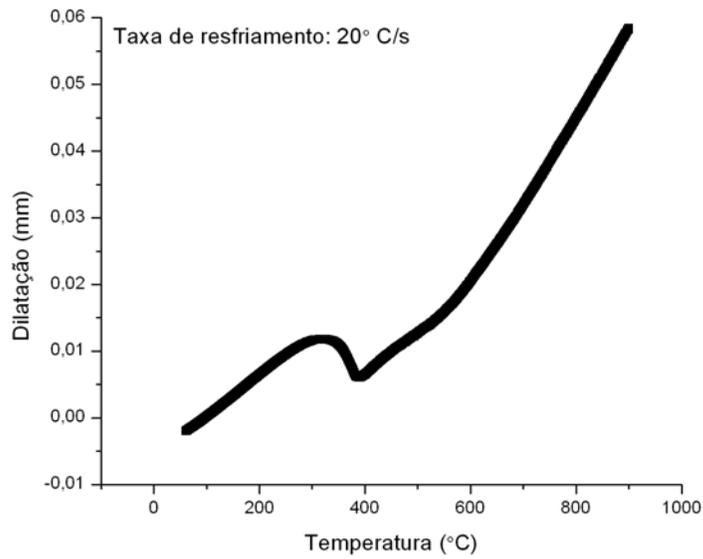


Figura 51 – Curva dilatometrica – material DIN 16MnCr5 MOD – 20 ° C/s

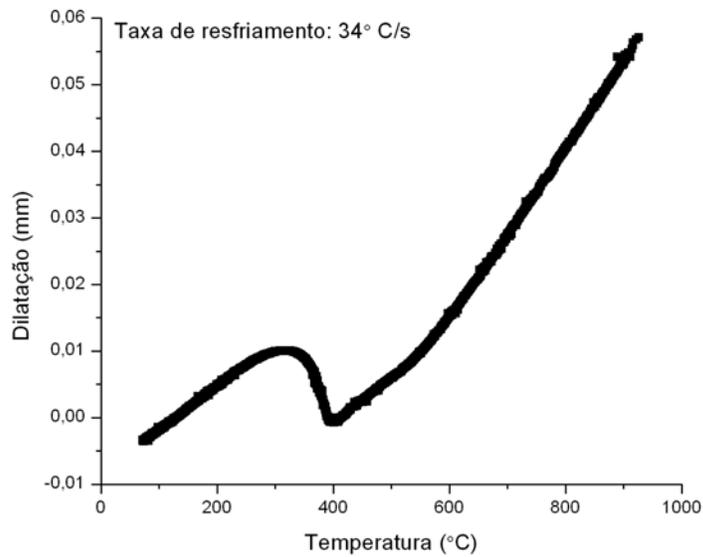


Figura 52 – Curva dilatometrica – material DIN 16MnCr5 MOD – 34 ° C/s

Tanto o material DIN 20NiCrMo8 MOD quanto o material DIN 16MnCr5 MOD apresentaram essencialmente a presença de bainita, martensita e ferrita pro-eutetóide.

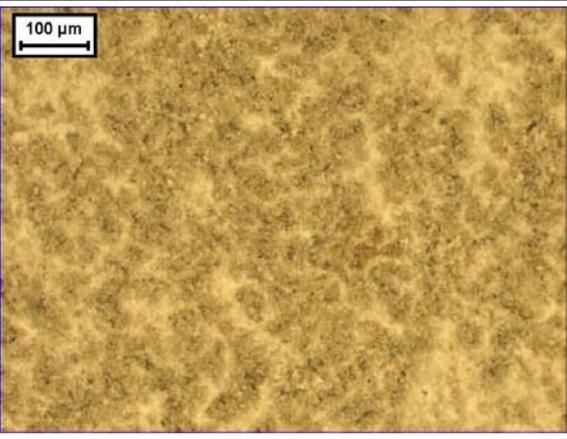
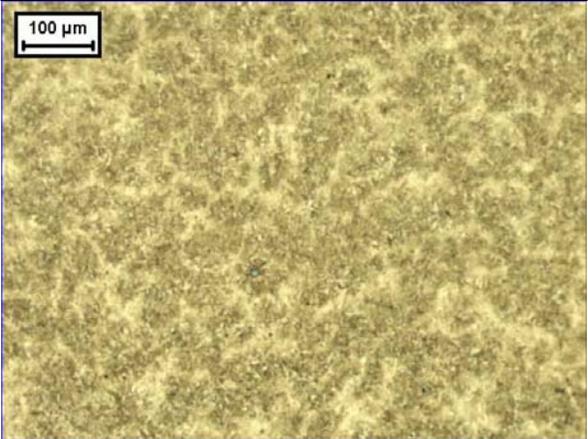
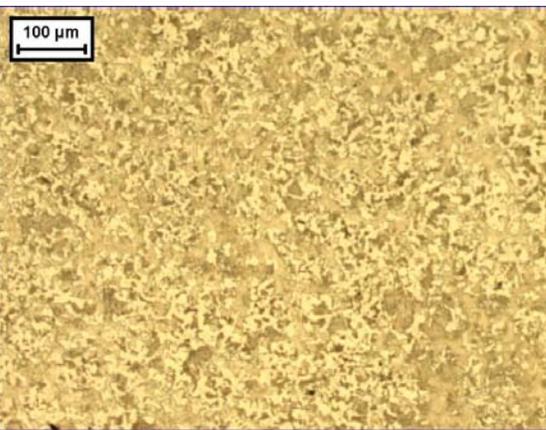
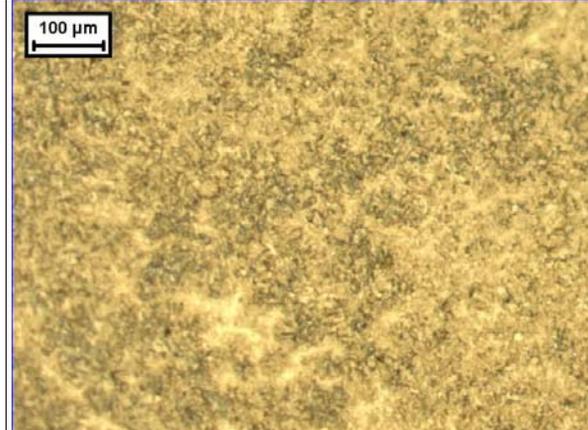
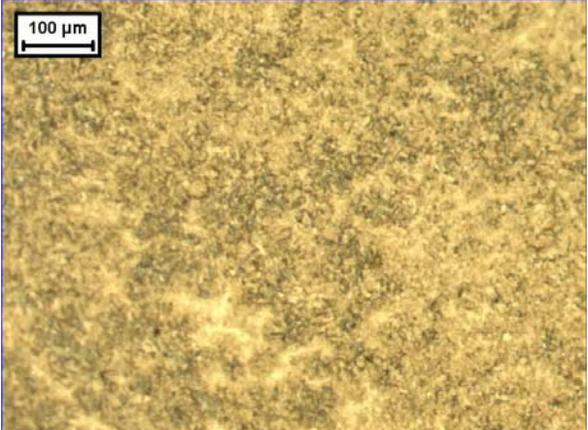
DIN 20NiCrMo MOD			
	1	20	34
	90% Bainita e 10 % Ferrita.	97% Martensita + 3 % Bainita	99% Martensita + 1% Bainita
DIN 16MnCr5 MOD			
	1	20	34
	45% Ferrita, 25% Perlita e 20% Bainita.	97% Martensita + 3% Bainita	99% Martensita + 1% Bainita

Figura 53 – Resultado das microestruturas em função da taxa de resfriamento [°C/s] obtidas no ensaio de dilatométrica, nital 5%

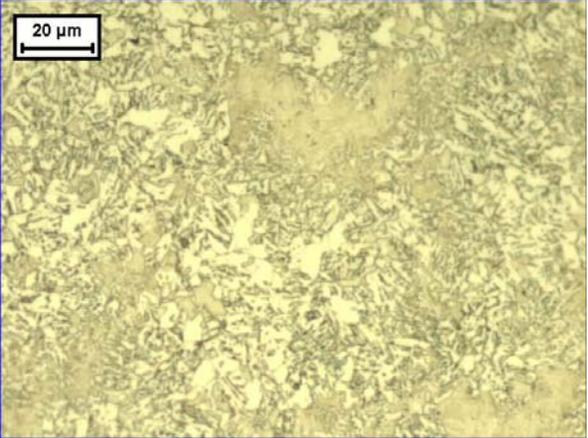
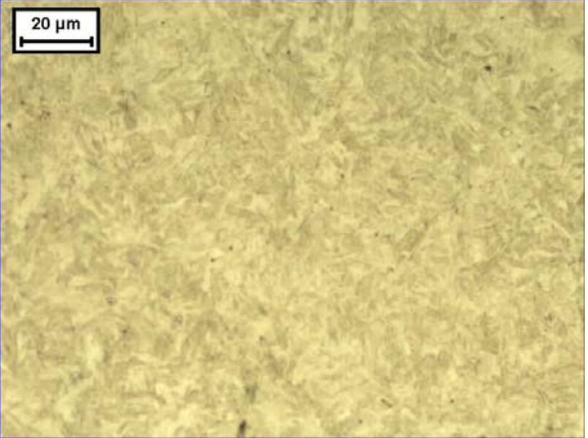
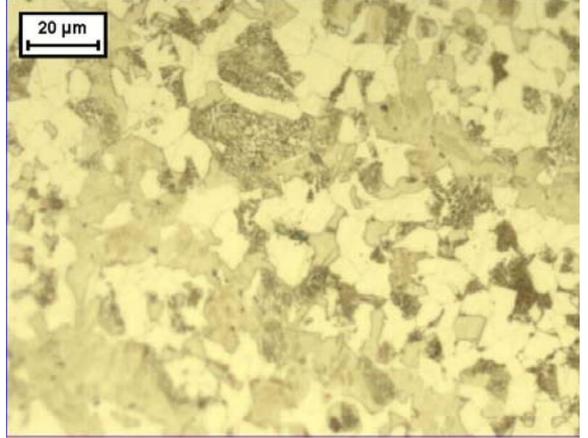
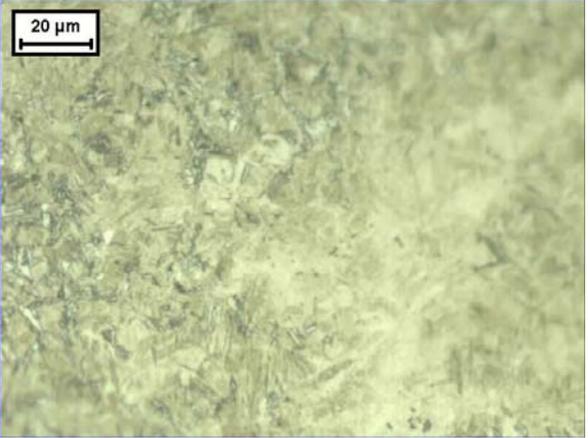
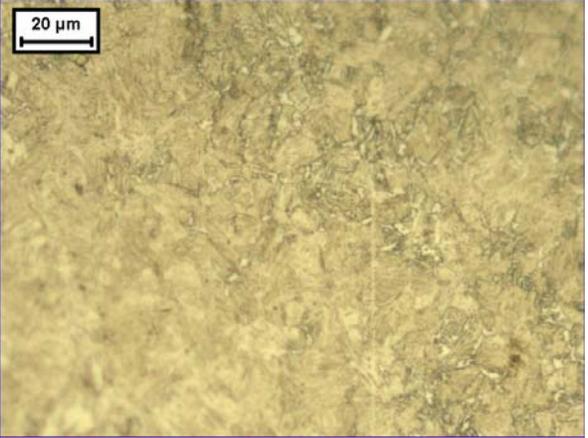
DIN 20NiCrMo MOD			
	1	20	34
	90% Ferrita e 10 % Bainita.	97% Martensita + 3 % Bainita	99% Martensita + 1% Bainita
DIN 16MnCr5 MOD			
	1	20	34
	45% Ferrita, 25% Perlita e 20% Bainita.	97% Martensita + 3% Bainita	99% Martensita + 1% Bainita

Figura 54 – Resultado das microestruturas em função da taxa de resfriamento [°C/s] obtidas no ensaio de dilatométrica, nital 5%

No material DIN 20NiCrMo8 MOD, a bainita na taxa de 1 °C/s apresentou-se na forma essencialmente granular com pequenos vestígios de bainita superior e com cerca de 10% de ferrita pro-eutetóide de granulometria de 20 µm.

Para a taxa de resfriamento de 20 e 34 [°C/s] o material DIN 20NiCrMo8 apresentou microestrutura predominantemente martensítica e com baixo percentual de bainita (3% e 1% respectivamente). Há vestígios de ferrita pro-eutetóide menores do que 0,5% nas taxas de 20 e 34 [°C/s].

O microconstituente bainita apresentou dureza de 381 HV0,025 enquanto a a martensita apresentou-se com dureza de 572 HV0,025.

No material DIN 16MnCr5 MOD e taxa de resfriamento de 1 [°C/s] registrou em torno de 40 % de ferrita pro-eutetóide com granulometria média de 20 [µm], 30% de perlita fina e 20 % de bainita granular.

Para a taxa de resfriamento de 20 e 34 [°C/s] o material DIN 16MnCr5 MOD apresentou microestrutura predominantemente martensítica e com baixo percentual de bainita (3% e 1% respectivamente). Há vestígios de ferrita pro-eutetóide menores do que 0,5% nas taxas de 20 e 34 [°C/s].

A bainita apresentou dureza de 383 HV0,025 e a martensita apresentou-se com dureza de 580 HV0,025.

4.6 – Previsão das propriedades mecânicas

Atuando com base nas temperaturas de transformação obtidas no ensaio de dilatométrica, calcularam-se as propriedades mecânicas resultantes através das expressões (16) a (23), somente para a taxa de resfriamento de 1 [°C/s] para os materiais DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD.

Nas expressões (16) a (23) não há o termo que atua quando da obtenção da estrutura martensítica, presente para a taxa de resfriamento de 20 e 34 [°C/s] e devido a isso não serão empregadas as expressões sugeridas para essas taxas de resfriamento.

Na tabela 12 estão os resultados dos cálculos para a previsão de dureza utilizando-se as informações obtidas nas tabelas 10 e 11 e nas expressões (16) a (23).

Tabela 12 – Previsão de dureza para a taxa de 1°C/s

HV	Método			
Material	Pickering	Yada	Know	Yoshie
DIN 20NiCrMo8 MOD	95,5	109,2	383,8	250,3
DIN 16MnCr5 MOD	100,2	142,5	533,8	155,4

Na coluna calculada pelo modelo de YOSHIE *et al*, 1992 caracterizada pela equação (23) utilizaram-se as equações 18 a 20 de KWON,1992 para determinação das propriedades mecânicas dos microconstituintes.

Comparam-se os valores obtidos da previsão com os valores obtidos do processo das peças forjadas no processo industrial descritas na tabela 13 e 14 para ambos materiais, que mostram a influência da taxa de resfriamento sobre as propriedades mecânicas desses materiais.

Tabela 13 – Dureza HV das peças forjadas por taxa de resfriamento – DIN 20 NiCrMo8 MOD

Taxa de resfriamento [°C/s]												
Amostras	1				20				34			
Pontos	1	2	3	\bar{X}	1	2	3	\bar{X}	1	2	3	\bar{X}
1	281	289	277	282	395	343	395	378	459	438	467	455
2	275	300	300	292	343	378	378	366	438	452	474	455
3	289	272	289	283	343	378	413	378	407	425	445	426
4	289	282	282	284	373	367	389	376	467	454	482	468
5	266	286	289	280	413	389	383	395	452	459	445	452

Tabela 14 – Dureza HV das peças forjadas por taxa de resfriamento – DIN 16MnCr5 MOD

Taxa de resfriamento [°C/s]												
Amostras	1				20				34			
Pontos	1	2	3	\bar{X}	1	2	3	\bar{X}	1	2	3	\bar{X}
1	239	262	259	253	445	395	438	426	452	459	467	459
2	216	250	245	237	445	395	419	420	459	445	425	443
3	250	262	247	253	438	413	432	428	452	432	459	448
4	259	253	253	255	438	413	383	411	432	432	467	444
5	256	253	256	255	419	389	378	395	438	467	467	457

Comparando-se esses resultados experimentais com a tabela 12, observa-se que os valores de dureza Vickers obtidos pelo cálculo com as equações propostas não são condizentes com os valores encontrados na prática.

A predição por expressões matemáticas não demonstrou uma correspondência adequada com os valores obtidos do processo de conformação industrial para a taxa de 1 [°C/s] conforme mostram as figuras 55 e 56 para os materiais DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD respectivamente, que apresentaram os valores previstos e experimentais para a tensão de escoamento calculada em função da dureza segundo as expressões do item 2.4.

Houve uma razão entre a tensão de escoamento equivalente média encontrada no processo industrial de 0,36 a 0,91 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e 0,42 a 2,13 para o material DIN 16MnCr5 MOD em relação a tensão de escoamento equivalente obtida da predição das propriedades mecânicas pelos modelos propostos.

Há uma diferença relativa entre as expressões, possivelmente porque todas foram baseadas para o processo de laminação a quente e para aços baixa liga. Não há uma expressão apropriada para os materiais que fazem parte desse trabalho, porém o método de YOSHIE *et al.*, 1992 conforme a equação (23) reproduziu um valor muito próximo da condição real para o material DIN 20NiCrMo8 MOD.

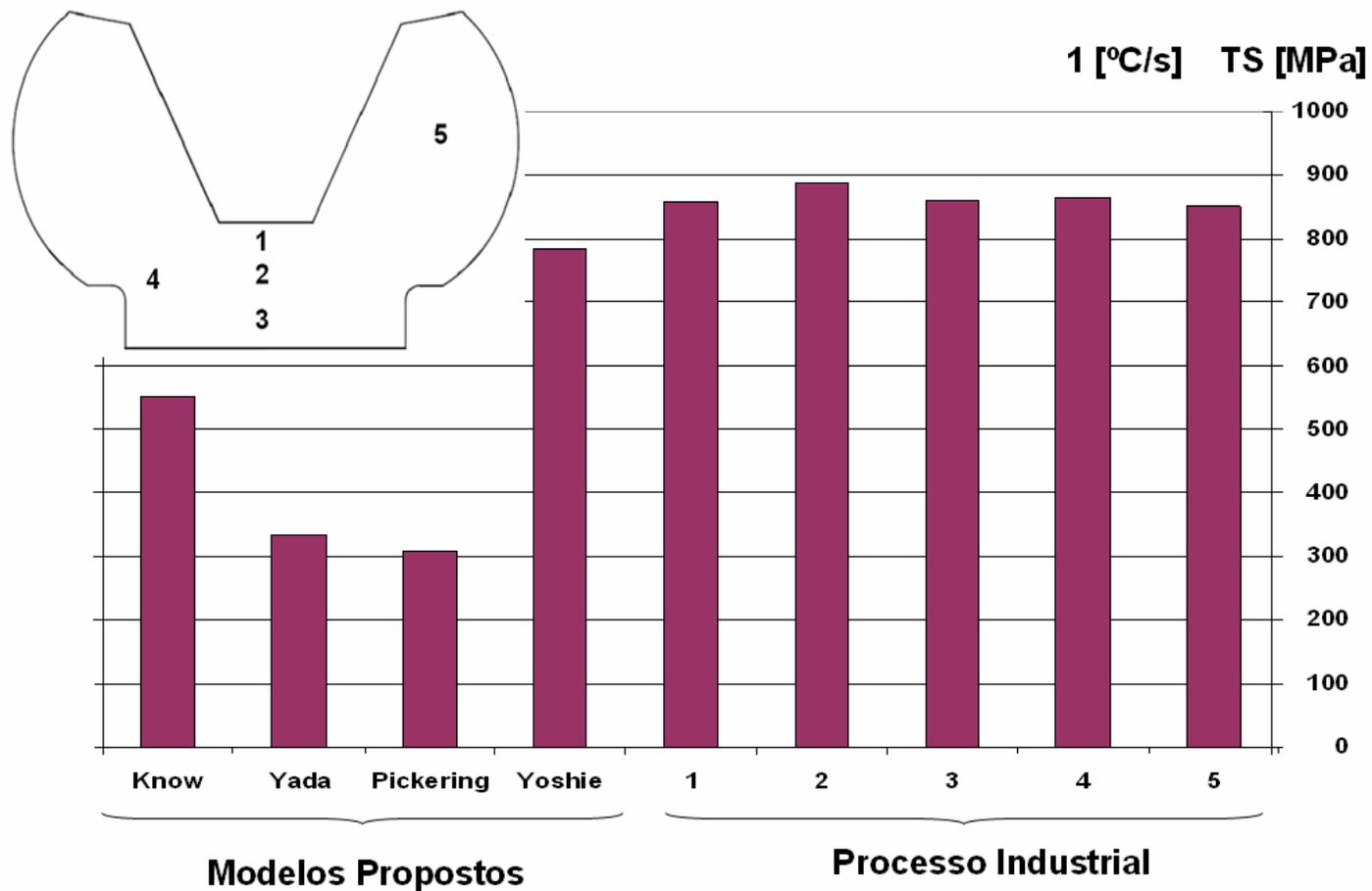


Figura 55 – Comparação da tensão de escoamento equivalente dos modelos propostos versus a tensão de escoamento equivalente do processo de conformação industrial – Material DIN 20NiCrMo8 MOD

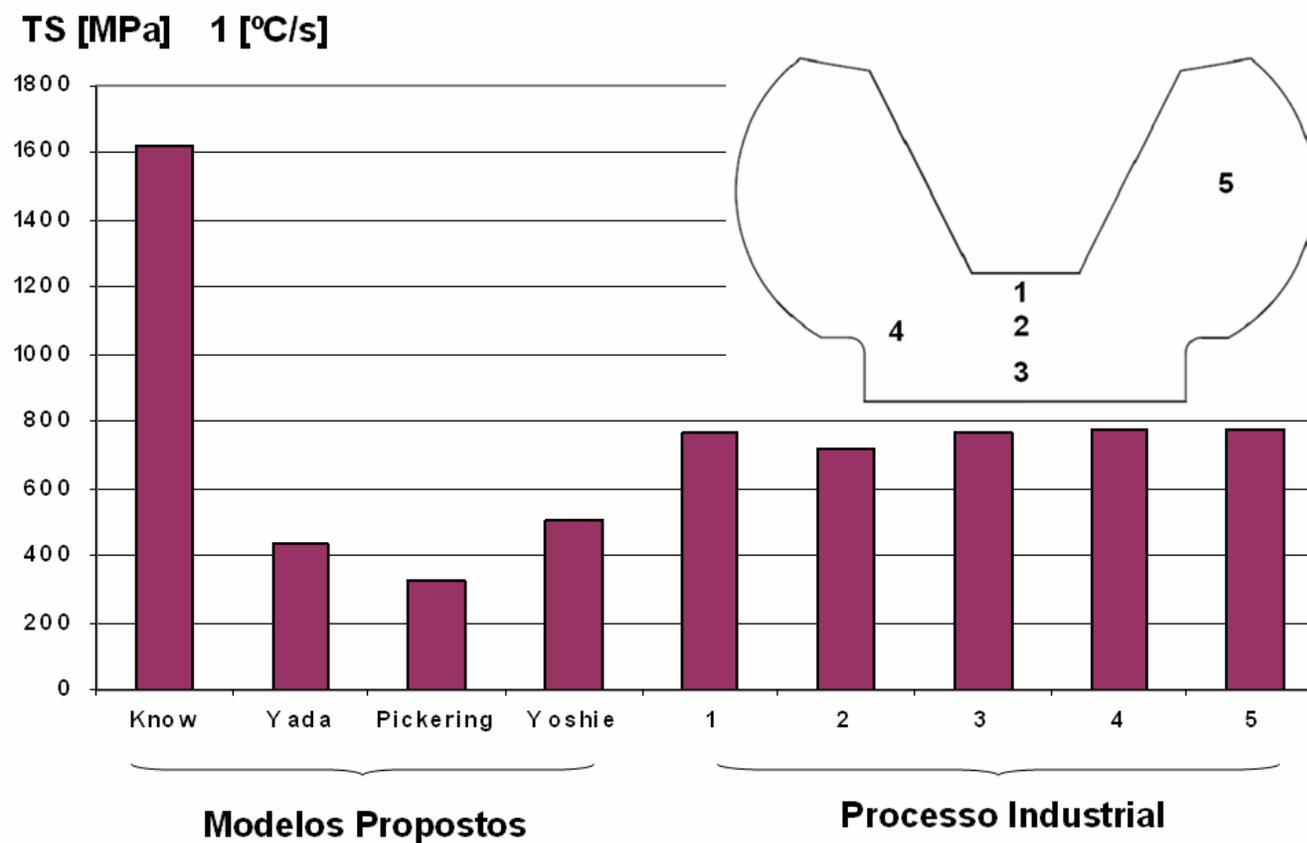


Figura 56 – Comparação da tensão de escoamento equivalente dos modelos propostos versus a tensão de escoamento equivalente do processo de conformação industrial – Material DIN 16MnCr5 MOD

Outra metodologia adotada por DONNAY *et al.*, 1996 e KUNDU *et al.*, 2004 possibilita prever o progresso da transformação durante resfriamento com base em diagramas de transformação por resfriamento contínuo comparando com ensaios de dilatométrica para determinar os micro-constituintes presentes.

Como não foram possíveis as medições da microdureza da ferrita (H_F), necessárias nessa previsão, devido à baixa granulometria e a interferência das outras fases, utilizou-se a expressão (37) para calcular essa microdureza.

$$H_F = 361 - 0,357A_3 + 50Si \quad (37)$$

Sendo A_3 a temperatura de transformação da fase líquida para a austenita.

Calcula-se a previsão das fases utilizando-se as frações correspondentes para cada micro-constituente obtidas no ensaio de dilatométrica mostradas nas figuras 53 e 54, os valores do tamanho de grão austenítico obtidos da simulação numérica e os dados experimentais da temperatura de transformação dos micro-constituintes obtidos dos ensaios de dilatométrica através das expressões de (24) a (27).

Os resultados são apresentados na tabela 15 para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e na tabelas 16 para o material DIN 16MnCr5 MOD.

Tabela 15 – Resultado de previsão da microdureza Vickers e da tensão de escoamento para o material DIN 20NiCrMo8 MOD						
Pontos	Taxa de resfriamento [°C/s]					
	1		20		34	
	HV1	MPa	HV1	MPa	HV1	MPa
1	350	980	379	1055	455	1055
2	350	980	379	1055	455	1055
3	350	980	379	1055	426	1055
4	350	980	379	1055	468	1055
5	350	980	379	1055	452	1055

Tabela 16 – Resultado de previsão da microdureza Vickers e da tensão de escoamento para o material DIN 16MnCr5 MOD

Pontos	Taxa de resfriamento [°C/s]					
	1		20		34	
	HV1	MPa	HV1	MPa	HV1	MPa
1	264	758	711	1906	733	1963
2	309	873	711	1906	733	1963
3	332	932	711	1906	733	1963
4	264	758	711	1906	733	1963
5	264	758	711	1906	733	1963

As figura 57 e 58 apresentam a comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica prevista conforme metodologia adotada por DONNAY *et al.*, 1996 e KUNDU *et al.*, 2004.

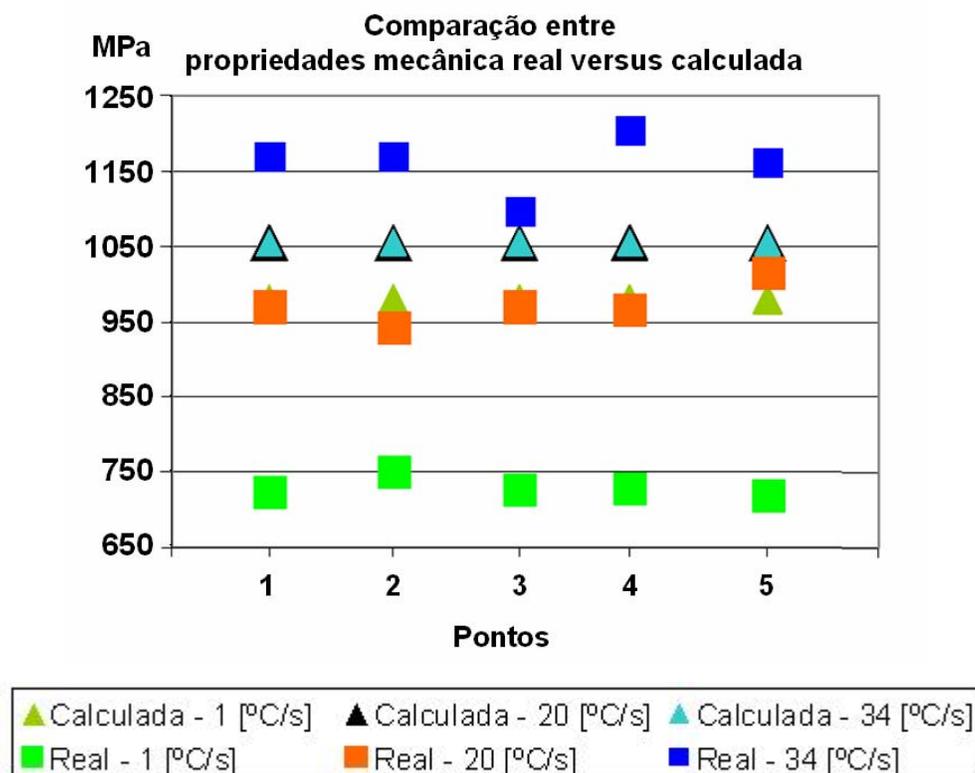


Figura 57 – Comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica calculada – DIN 20NiCrMo8 MOD

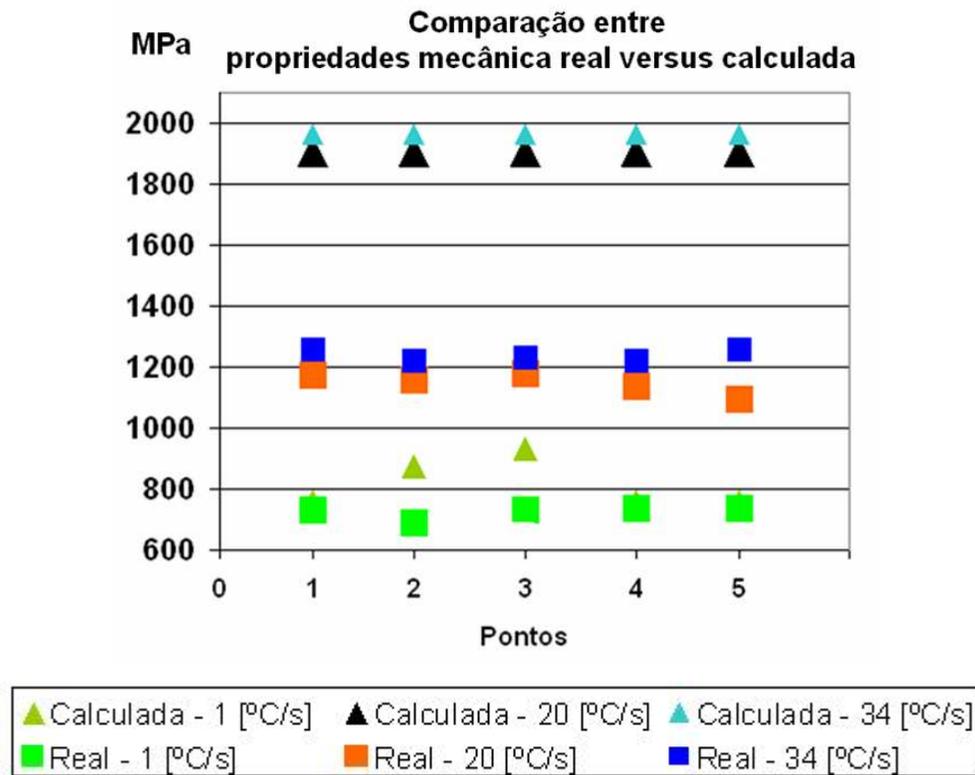


Figura 58 – Comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica calculada – DIN 16MnCr5 MOD

A predição da tensão de escoamento apresentou uma boa reprodutibilidade para a taxa de 20°C/s, uma diferença máxima de 9%, porém houve dispersão maior em relação aos valores esperados para taxas de 1 e 34 °C/s para o material DIN 20NiCrMo8 MOD e no material DIN 16MnCr5 MOD a predição da tensão de escoamento apresentou uma reprodutibilidade razoável para as taxas de 1 °C/s com uma diferença entre 2 a 21%.

A influência do tamanho de grão austenítico na predição da propriedade mecânica, assim como na conformação industrial é apresentada nas figuras 59 e 60 para os materiais DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD respectivamente.

Influência da propriedade mecânica pelo tamanho de grão austenítico

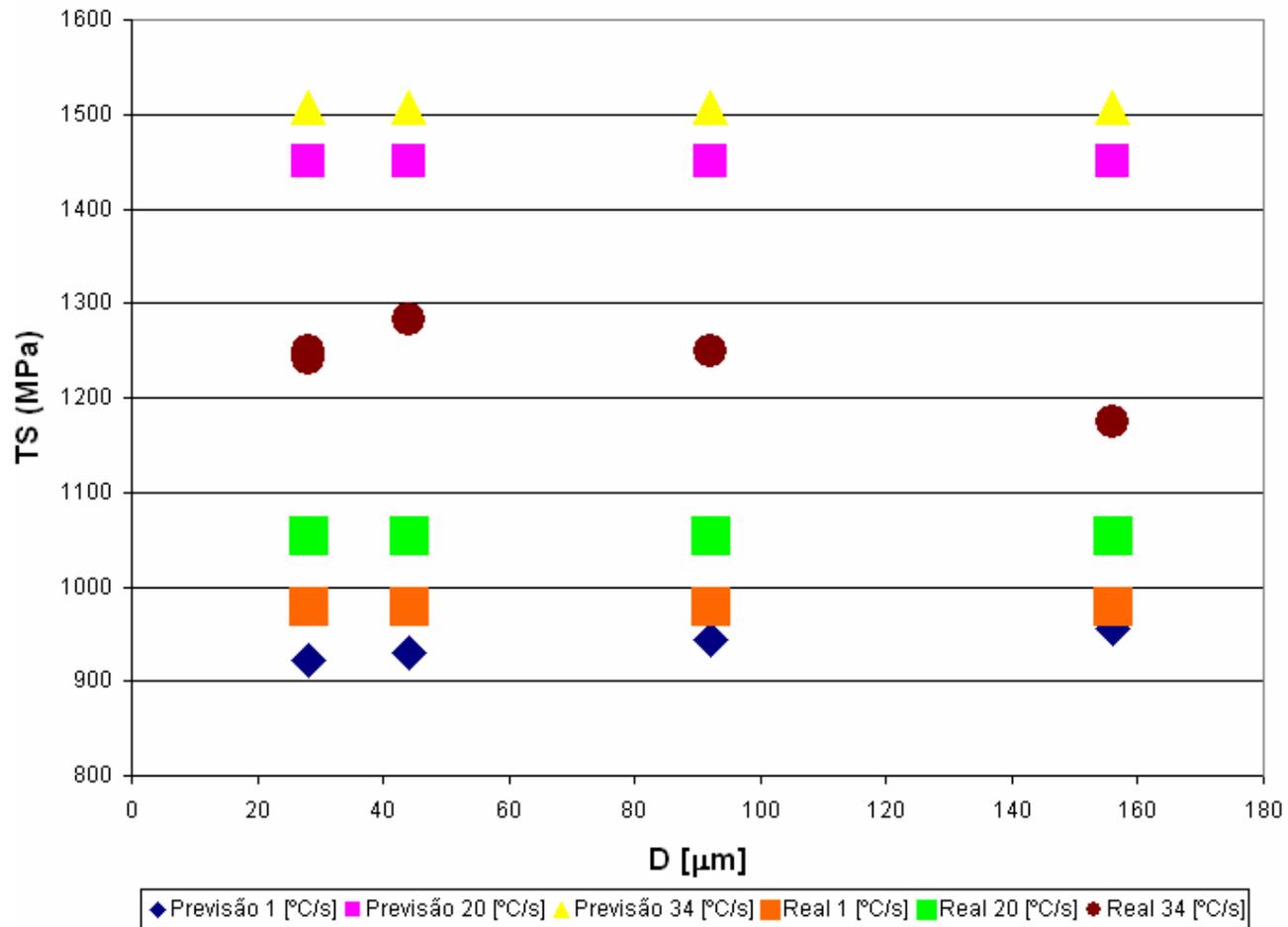


Figura 59 – Comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica calculada – material 20NiCrMo8 MOD

Influência da propriedade mecânica pelo tamanho de grão austenítico

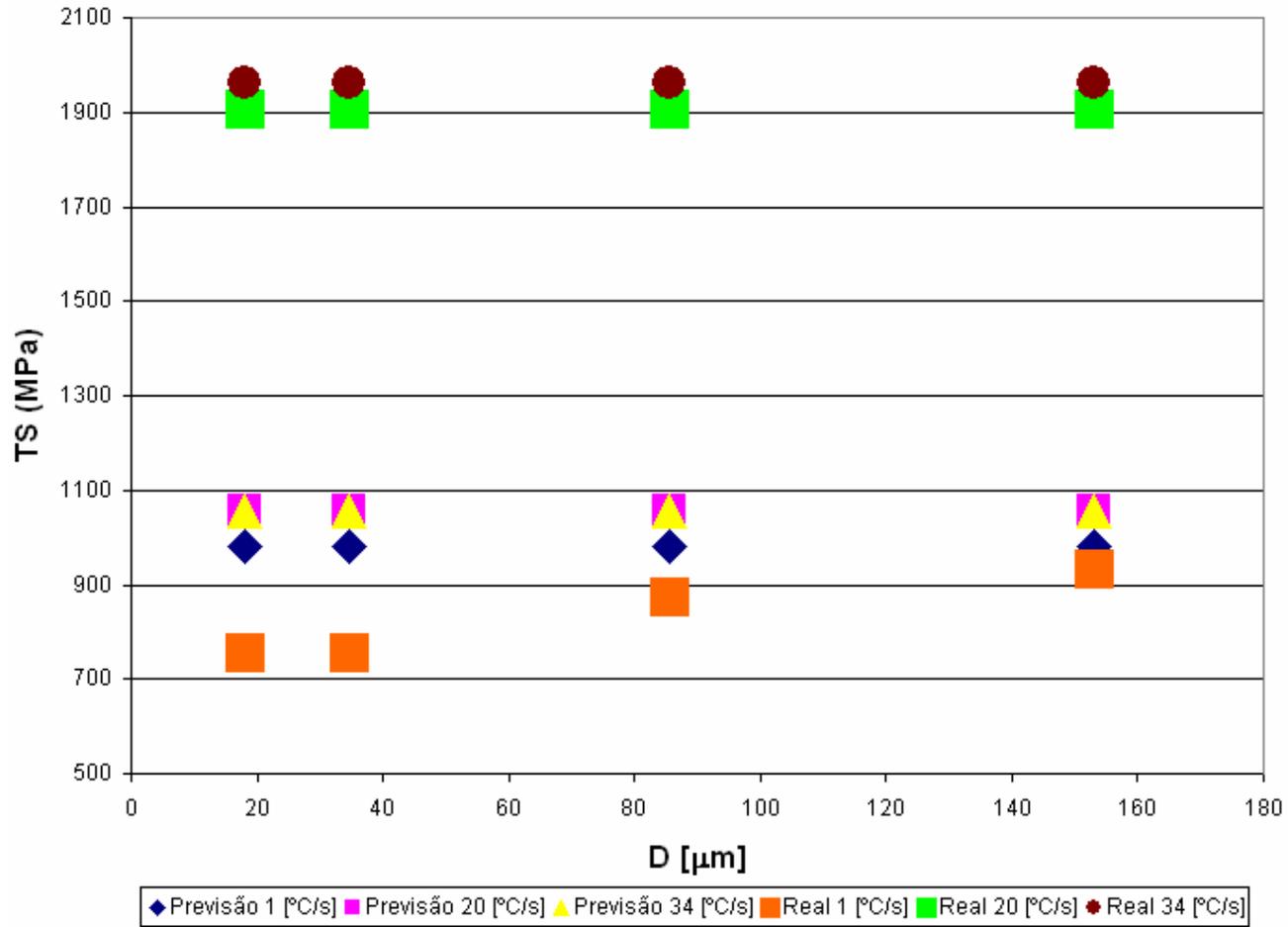


Figura 60 – Comparação da propriedade mecânica obtida no processo de conformação industrial versus a propriedade mecânica calculada – material 16MnCr5 MOD

Os valores de ambos materiais apresentaram um comportamento praticamente linear na posição horizontal, indicando que apesar da variação no tamanho de grão austenítico, este pouco influência nestes materiais em relação à obtenção da propriedade mecânica.

Uma possível causa das discrepâncias entre os resultados da propriedade mecânica do processo de conformação industrial e os resultados das propriedades mecânicas calculadas através dos resultados da simulação numérica e expressões da literatura deve-se ao fato dos materiais 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD apresentarem a composição química com teores de cromo e níquel maiores do que os apresentados na literatura, pois na literatura há apenas expressões utilizadas para aços com baixa liga.

Capítulo 5

5.1. Conclusões e sugestões para próximos trabalhos

Os mecanismos de amaciamento e endurecimento de produtos conformados a quente foram observados nos materiais analisados com a utilização de ensaios de torção a quente, simulação numérica e processo experimental.

A utilização de ensaios laboratoriais de torção a quente com taxas de até $20s^{-1}$ permitiu ajustar o software MSC.Superform através da determinação de parâmetros materiais necessários em trabalhos de simulação numérica da microestrutura, especificamente em relação ao tamanho de grão austenítico.

A previsão do tamanho de grão austenítico de peças conformadas a quente em máquina horizontal foi satisfatória utilizando-se de ensaios de torção a quente, simulação numérica e simulação numérica considerando-se o crescimento de grão austenítico.

Os valores do tamanho de grão austenítico das simulações numéricas considerando-se o crescimento de grão austenítico no resfriamento apresentaram uma boa concordância com os valores obtidos experimentalmente. Em ambos materiais, no ponto 3, possivelmente houve algum refinamento de tamanho de grão austenítico durante a conformação a quente, o que pode explicar a diferença entre o tamanho de grão austenítico do ensaio experimental com o tamanho de grão austenítico da simulação numérica seguida do crescimento de grão austenítico.

Pode-se utilizar o software MSC.Superform como ferramenta para conhecer o tamanho de grão austenítico previamente através de simulações numéricas de processos de conformação a quente com alta taxa de deformação.

Permite-se, assim atuar na seleção do tamanho de grão austenítico desejado, principalmente em processos em que seja necessário homogeneizar o tamanho de grão austenítico, como por exemplo, o processo de têmpera direta, ou resfriamento controlado evitando-se distorções da rede cristalina, ou propriedades mecânicas inapropriadas devido à heterogeneidade do tamanho de grão austenítico.

Essas informações prévias auxiliam na otimização do desenvolvimento de produtos pela redução de custos com simulações experimentais de processos de conformação a quente, especialmente com relação à determinação do tamanho de grão austenítico.

O comportamento dos aços DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD conformados a quente com alta taxa de deformação demonstraram aumentar a dureza conforme aumenta a taxa de resfriamento, conseqüência de micro-constituintes com dureza elevada obtidos da transformação da austenita para os micro-constituintes martensita e bainita.

A predição por expressões matemáticas pelas expressões de Kwon, Yada, Pickering e Yoshie não demonstraram uma correspondência adequada com os valores obtidos do processo de conformação industrial para a taxa de 1 [°C/s] para os materiais DIN 20NiCrMo8 MOD e DIN 16MnCr5 MOD

A comparação das propriedades mecânicas utilizando a simulação numérica e expressões conforme Donnay e Kundu apresentou 9% de diferença entre o valor real e o valor previsto de propriedade mecânica para a taxa de 20°C/s para o material DIN 20NiCrMo8 MOD, porém com diferenças maiores para as taxas de 1 °C/s e 34 °C/s e para o material DIN 16MnCr5 MOD MOD a predição da tensão de escoamento apresentou uma reprodutibilidade razoável para as taxas de 1 °C/s com uma diferença entre 2 a 21%.

Os materiais em estudo possuem alta temperabilidade, pois mesmo com baixas taxas de resfriamento obtêm-se microestruturas essencialmente bainíticas e martensíticas e por isso as equações descritas na literatura precisam ser ajustadas para esse material.

Este fato foi atribuído a uma diferença com relação à composição química dos aços estudados que apresentam elementos químicos como cromo, o níquel e o molibdênio que conferem maior temperabilidade à liga, enquanto na literatura empregam-se aços baixa liga.

5.2. Sugestões para os próximos trabalhos

Um das dificuldades para a simulação numérica é conhecer o valor do coeficiente de atrito das ferramentas. Para processo de conformação a quente com alta taxa de deformação é impossível aplicar o ensaio da arruela e o método de espiga. Há um grande campo na pesquisa de como determinar o coeficiente de atrito de processos industriais.

Para trabalhos futuros sugere-se determinar expressões para a previsão da influência da taxa de resfriamento sobre o comportamento industrial de produtos forjado a quente com alta taxa de deformação e utilizar o método de elementos finitos para prever os micro-constituintes a partir de diferentes taxas de resfriamento e diferentes geometrias através de softwares comerciais ou acadêmicos.

Referências Bibliográficas

BHADESHIA, H.K.D.H. High Strength Steels - “*Future Developments of Metals and Ceramics*”. Institute of Materials. 2nd Ed. London: Edited by Charles, J.A. & Greenwood, G.W., 1992, pp. 25-74.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels. *Transformation, Microstructure and Properties*. Second Edition. 2nd Ed. London: I.O.M3. 2001. 464 pp.

BUSSO, E.P. A Continuum Theory for Dynamic Recrystallization with Microstructure-Related Length Scales. *International Journal of Plasticity*, v. 14, pp. 319-353. 1998.

CABALLERO, F.G. Modelización de Las Transformaciones de Fase en Calentamiento Continuo de aceros con Microestructura Inicial de Ferrita, Perlita y Ferrita-Perlita. 1999. 127 f. Tese (doctorado). Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgica, Universidad Complutense de Madrid, Madrid.

CAHN, R.W.; *Jornal Inst. Met.*, v. 76, pp. 121. 1949.

CARSI M.; PENALBA F.; LARREA M.T.; RUANO O.A. Influence of Strain Rate on the Microstructure of a Thermo Mechanical Processed Medium Carbon Microalloyed Steel. *Material Science and Engineering A*, v. 234 236, pp. 703-706. 1997.

DAS S.; GHOSH A.; CHATTERJEE S.; RAO P.R. The Effect of Cooling Rate on Structure and Properties of a HSLA Forging. *Scripta Materialia*, v. 48, pp. 51-57. 2003.

DEARDO, A.J. Accelerated Cooling: A Physical Metallurgy Perspective. In: Proceedings of the International Symposium on Accelerated Cooling of Rolled Steel, v. 3, 1987, Canadian. Annual of Proceedings of Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining and Metallurgy. 26th CIM – Annual Conference of Metallurgists, Canadian, pp. 3-27.

DIETER, G.E. Mechanical Metallurgy. 1st Ed, adapted by BACON, D. New York: McGraw-Hill Book Company. 1988. pp. 524-529.

DOHERTY, R.D.; HUGHES, D.A.; HUMPHREYS, F.J.; JONAS, J.J.; JENSEN, D.J.; KASSNER, M.E.; KING, W.E.; McNELLEY, T.R.; McQUEEN, H.J.; ROLLETT, A.D. Current Issues in Recrystallization: A Review. Materials Science and Engineering A, v. A238, pp. 219-274. 1997.

DONNAY, B. HERMAN, J.C. LEROY, V. LOTTER, R. GROSSTERLINDEN, R. PIRCHER, H. Microstructure evolution of C-Mn steels in the hot deformation process: the stripcam model. In: 2nd International Conference on Modelling of Metal Rolling Process, Edited by Ingham, P. Teichert. T. Waterson, K. IOM., 1996, London. 23 pp.

FUGAROLAS, D.G. Modelling of transformation during induction hardening and tempering. 2002. 205 f. Thesis (PhD). University of Cambridge. Cambridge.

GANAPATHYSUBRAMANIAN, S.; ZABARAS, N.; Deformation Process Design for Control of Microstructure in the Presence of Dynamic Recrystallization and Grain Growth Mechanisms. International Journal of Solids and Structures, v. 41, pp. 2011-2037. 2004.

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, 2002, Natal. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CEBEMAT). Anais do XV CBECIMAT, Natal.

GERDAU - Disponível em: < <http://www.gerdau.com.br/port/index.asp> >. Acesso em 01 de julho de 2007.

GHOSH A.; DAS S.; CHATTERJEE S.; MISHRA B.; RAO P.R. Influence of Thermal Mechanical Processing and Different Post-Cooling Techniques on Structure and Properties of an Ultra Low Carbon Cu Bearing HSLA Forging. Materials Science Engineering A, v. 348, pp. 299-308. 2003.

GLEEBLE – Dynamics System Inc. – Gleeble® 3500 System– Disponível em: <<http://www.gleeble.com/>>. Acesso em 01 de julho de 2007.

GORELIK S.S. Recrystallization in Metals on Alloys. 1st Ed. Translated from the Russian by AFONASYER V.A. Moscow. 1981. 480 pp.

GRASS, H., KREMPASZKY, C., REIP, T., WERNER, E. 3-D Simulation of Hot Forming and Microstructure Evolution. Computational Materials Science, v. 28, pp. 469-477. 2003.

GUIMARÃES, V.A. Influência da Taxa de Resfriamento nas Propriedades Mecânicas e no Micromecanismo de Fratura de um Aço Microligado com Nióbio e Titânio. 1997. Tese (Doutorado). Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP). Campinas. 1997.

HATEBUR. Disponível em < <http://www.hatebur.com> > Acesso em 01 de julho de 2007.

HONEYCOMBE, R.W.K. The Plastic Deformation of Metals. 2nd Ed. Edited by Arnold E. American Society for Metals. 1984. 350 pp.

HONEYCOMBE, R.W.K.; BHADESHIA, H.K.D.H. – Steels – Microstructure and Properties. 2nd Ed. London: Metallurgy & Materials Science. 1995. 324 pp.

IBF. Institute für Bildsame Formgebung. Disponível em < <http://www.ibf.rwth-aachen.de/ibf.htm> >. Acesso em 4 de junho 2007.

ISORÉ, A. Forjamento de Aços Ferramentas para Matrizes. Aspectos Gerais Sobre Forjamento. 1983. Porto Alegre. Anais do SENAFOR, Porto Alegre, pp. 9-32.

ITABASHI M.; KAWATA K. Carbon Content Effect on High-Strain-Rate Tensile Properties for Carbon Steels. International Journal of Impact Engineering, v. 24, pp. 117-131. 2000.

JANG, Y.S.; KO, D.C.; KIM, B.M.; Applications of the Finite Element Method to Predict Microstructure Evolution in the Hot Forging of Steel. Journal of Materials Processing Technology, v. 101, pp. 85-94. 2000.

JOHNSON, G.R.; COOK, W.H. In: 7th International Symposium Ballistics, 1983, The Hage, Netherlands, pp. 12-21.

JONAS,J.J.; SELLARS, C.M.; TEGART, W.J.McG.; Strength and Structure under hot-working Conditions. Metallurgical Reviews, v. 14, pp. 1-23. 1969.

JORGE JR, A.M.; Instrumentação de uma Máquina de Ensaio de Torção a Quente. 1991. Dissertação (mestrado). Faculdade de Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR). São Carlos.

JORGE JR, A.M.; Análise do Comportamento Mecânico de Aços Inoxidáveis em Altas Temperaturas e Altas Taxas de Deformação. 1991. 212 f. Tese (doutorado). Faculdade de Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR). São Carlos.

KALOS, M.H; WHITLOCK, P.A. Monte Carlo Methods, 1st Ed. v. I: Basics. New York: A Wiley-Interscience Publications. New York, 1986. 186 pp.

KIM, S.; LEE, Y.; LEE, D.L.; YOO, Y.C.; Modeling of AGS and Recrystallized Fraction of Microalloyed Medium Carbon Steel During Hot Deformation. *Materials Science and Engineering A*, v. A355, pp. 384-393. 2003-a

KIM S.I.; LEE Y.; BYON S.M. Study on Constitutive Relation of AISI 4140 Steel Subject to Large Strain at Elevated Temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 140, pp. 84-89. 2003-b.

KOPP, R. Some current development trends in metal-forming technology. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 60, pp. 1-9. 1996.

KOVAC F.; DZUBINSKY M.; BORUTA J. Prediction of low carbon steel behavior under hot rolling service conditions. *Acta Materialia*, v. 51, pp. 1801-1808. 2003.

KUNDU, S. MUKHOPADHYAY, A. CHATTERJEE, S. CHANDRA, S. Modelling of microstructure and heat transfer during controlled cooling of low carbon wire rod. *ISIJ International*, v.44, n° 7, pp. 1217-1223. 2004.

KWON, O. A Technology for the Prediction and Control of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Steel. *ISIJ International*, v. 32, n°3, pp. 350-358, 1992.

LAASRAOUI A.; JONAS J.J. Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperatures and Strain Rates. *Metallurgical Transactions A*, v. 22A , n° 7, pp.1545-1558. 1991.

LAHOTI, G.D.; ALTON, T. Topical Report n°11 – Ring and Spike Tests for Evaluating Forging Lubricants – Batelle – Columbus Laboratories, January, 1982.

LARSON, R.; FABER, B.; *Estatística Aplicada*. 2ª. Ed. Sao Paulo: Editora Pearson Prentice Hall, 2004. 496 pp.

LEE W.S.; YEH G.W. 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, pp. 224-234. 1997

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 Materials Processing Technology*, v. 130-131, pp. 181-188. 2002.

LIENHARD IV, J.H., LIENHARD V, J.H. A Heat Transfer Textbook. 3rd. Ed Cambridge, 2000. 688 pp.

MADARIAGA I.; GUTIÉRREZ I.; GARCÍA-DE ANDRÉS C.; CAPDEVILA C. Acicular Ferrite Formation in a Medium Carbon Steel with a Two Stage Continuous Cooling. *Scripta Materialia*, v. 41, n° 3, pp. 229-235, 1999.

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, pp. 293-310. 1995.

McQUEEN H. J.; RYAN N. D. Constitutive Analysis in Hot Working, *Material Science and Engineering A*, v. 322, pp. 43-63. 2002.

MEDINA S.F.;HERNANDEZ C.A. General Expression of the Zener-Hollomon Parameter as a Function of Chemical Composition of Low Alloy and Microalloyed Steels. *Acta Materialia*, v. 44, n° 1, pp. 137-148. 1995.

MEDINA S.F.;HERNANDEZ C.A. The Influence of Chemical Composition on Peak Strain of Deformed Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels. *Acta Materialia*, v. 44, n° 1, pp. 149-154. 1996-a

MEDINA, S.F.; HERNANDEZ, C.A.; Modelling of the Dynamic Recrystallization of Austenite in Low Alloy and Microalloyed Steels; *Acta Materialia*, v. 44, n°1, pp. 165-171. 1996-b.

MEI, P.R. Efeitos do Tratamento Termomecânico na Estrutura e Propriedades dos Aços com Médio e Alto Teor de Carbono Microligados com Nióbio. 1989. Livre Docência. Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP). Campinas.

MSC SOFTWARE - Disponível em <<http://www.mssoftware.com>> Acesso em 09 de julho de 2007.

MSC SUPERFORM - Software MSC.Superform™ - Software de Simulação de Conformação. Disponível em <http://www.mssoftware.com/products/products_detail.cfm?PI=28> Acesso em 09 de janeiro de 2007.

NAKAMURA, T.; UEKI, M.; The High Temperature Torsional Deformation of a 0,06 % C Mild Steel; Transactions ISIJ, v. 15, pp. 185-193. 1975.

NEUMAYER-TEKFOR - Disponível em: < <http://www.neumayer-tekfor.com.br> >. Acesso em 01 de julho de 2007.

NEVES F.O.;REGONE W.; BUTTON S.T. Análise do Comportamento Microestrutural de um Aço Microligado por Simulação Física Análoga ao Forjamento a Quente, 2002, Natal. In? Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CEBEMAT). Anais do XV CBECIMAT, Natal.

OLIVEIRA, M.A. Estudo do comportamento plástico de um aço em forjamento isotérmico na região intercrítica. 2001. 248 f. Tese (Doutorado). Faculdade de Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR), São Carlos.

PADILHA, A.F.; SICILIANO JUNIOR, F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3^a. Ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. 2005. 232 pp.

QUINGBIN L.; ZENGXIAN F.; HE Y.; SCHICHUN W. Coupled Thermo-Mechanical of The High-Speed Hot Forging Process – Journal of Materials Processing Technology, v. 69, pp. 190-197. 1997.

RAO K.P.; HAWBOLT, E.B. Assessment of Simple Flow-Stress Relationships Using Literature Data for a Range of Steels. Journal of Materials Processing Technology, v. 29, pp. 15-40. 1992.

RAO K.P.; PRASAD Y.K.D.V.; HAWBOLT, E.B. Hot deformation Studies on a low carbon steel – part 1. Flow curves and the constitutive relationship. Journal of Materials Processing Technology, v. 56, pp. 897-907. 1996.

REGONE W. Simulação da laminação a quente de um aço livre de intersticiais (IF) através de ensaios de torção. 2001. Tese (Doutorado). Faculdade de Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR). São Carlos.

REIS, G.S. Influência da Microestrutura e das Condições de Deformação nas Curvas de Escoamento Plásticos de Aços Inoxidáveis Dúplex no Ensaio de Torção a Quente. 1999. Tese (Doutorado). Faculdade de Engenharia de Materiais. Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR). São Carlos.

ROBERTS, W.; BODÉN, H.; AHLBLOM, B. Dynamic Recrystallization Kinetics. Metal Science, pp. 195-205. 1979.

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, nº 12. 1977.

SELLARS, C. M.; TEGART, W. J. Mc G. La Relation entre la Résistance et la Structure dans la Déformation à Chaud. Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie, nº 12. 1966.

SELLARS C. M. The Physical Metallurgy of Hot Working. Hot Working and Forming Processes. The Metals Society. 1980.

SELLARS. C.M.; Modeling Microstructural Development during Hot Rolling. Materials Science and Technology, v. 6, nº 11, pp. 1072-1081. 1990.

SERAJZADEH S.; MIRBAGHERI H.; TAHER A. K. Modeling the Temperature Distribution and Microstructural Changes During Hot Rod Rolling of a Low Carbon Steel. Journal of Materials Processing Technology, v. 125-126, pp. 89-96. 2002.

SESHACHARYULU,T.; MEDEIROS, S.C.; FRAZIER, W.G.; PRASAD, Y.V.R.K. Microstructural Mechanisms During Hot Working of Commercial Grade Ti-6Al-4V With Lamellar Starting Structure. Material Science and Engineering, v. A325, pp. 112-125. 2002.

SHIDA, S.; Empirical formula of flow stress of carbon steels-resistance to deformation of carbon steels at elevated temperature, 2nd Report. J. JSTP, v 10, pp. 610-617. 1969 (in Japanese).

SILVA, A.L.C.; MEI, P.R.; Aços e Ligas Especiais. 2ª. Ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais. 1988. 512 pp.

SOUZA M.M.; KOPP R.; KARHAUSEN K. Simulação Numérica dos Processos de Conformação Plástica para o Planejamento de Tratamentos Termomecânicos In: Seminário Nacional de Conformação, v. VII. 1991. Porto Alegre. Anais do XI SENAFOR, Porto Alegre.

SOUZA M.M.; PORTO, A.J.A.; KARHAUSEN K.; KOPP R. Otimização de Biela Microligada por Meio do Método de Elementos Finitos e Delineamento de Experimentos. In: Seminário Nacional de Conformação, 1994. Porto Alegre. Anais do XIV SENAFOR, Porto Alegre.

SUPERFORM_USERGUIDE. Manual do usuário do software MSC.Superform. 2005.

TERMOMECC – Laboratório de Tratamentos Termomecânicos – Departamento de Materiais – Universidade Federal de São Carlos – Disponível em: <<http://www.dema.ufscar.br/termomecc/olab.html>>. Acesso em 01 de julho de 2007.

ULVIRA, J.L.; JONAS, J.J. *Transaction Metallurgical Society AIME*, v. 242, pp. 1619-1968. 1968.

VERNUGOPAL S.; MEDINA E.A.; MALAS III J.C; Medeiros S.; Frazier W.G. *Optimization of Microstructure During Deformation Processing Using Control Theory Principles*, v. 36, nº 3, pp. 347-353. 1997

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, nº2, pp. 100-109. 1983.

YADA, H. *Prediction of Microstructural Changes and Mechanical Properties in Hot Strip Rolling*. In: *Proceedings of the International Symposium on Accelerated Cooling of Rolled Steel*, v. 3. 1987, Canadian. *Annual of Proceedings of Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining and Metallurgy*. 26th CIM – Annual Conference of Metallurgists, pp. 105-119.

YAMAKAMI, W.J.; BUTTON, S.T.; GALLEGU, J.; LIMA, C.R.P.; MATSUMOTO, H. *Eliminação de Tratamento Térmico Utilizando Resfriamento Controlado: Uma Proposta de Flexibilizar o Forjamento a Quente*. In: *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais*, 2004. Porto Alegre. *Anais do XIV CEBIMAT*, Porto Alegre.

YOSHIE, A.; FUJIOKA, M.; WATANBE, Y.; NISHIOKA, K.; MORIKAWA, H.; *Modelling of Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Steel Plates Produced by Thermo-Mechanical Control Process*. *ISIJ International*, v. 32, nº 3, pp. 395-404. 1992.

ZENER, C.; HOLLOMON, J.H.; *Journal Appl. Physics*, v 15, pp. 22. 1944

Apêndice

A.1. Expressões utilizadas para determinar a taxa de deformação

A seguir são apresentadas as expressões utilizadas para determinar a taxa de deformação da prensa horizontal utilizada nessa dissertação.

$$\dot{\theta} = \frac{\theta a}{l} \quad (37)$$

Sendo que $\dot{\theta}$ é a taxa de deformação angular, θ é a velocidade de rotação da biela, a é o raio da biela e l é o comprimento útil do corpo de prova.

A expressão 37 apresenta a conversão de rotações por minuto [min^{-1}] para rotações por segundo [s^{-1}]

$$\dot{\theta} = \frac{\theta a}{l} = \frac{\theta a}{60l} \quad (38)$$

A expressão 38 apresenta a conversão para taxa de deformação linear.

$$\dot{\theta} = \frac{\theta a}{60l} \cdot P \quad (38)$$

Sendo P equivale ao perímetro do diâmetro da biela que na equação (38) é simplificado.

$$\dot{\theta} = \frac{\theta a}{60l} \cdot P = \frac{\theta a}{60l} \cdot 2\pi a = \frac{a^2 \theta \pi}{30l} \quad (38)$$

Para determinar o comprimento útil para o ensaio de torção para qualquer taxa de deformação temos:

$$l = \frac{a^2 \dot{\theta} \pi}{30\dot{\gamma}} \quad (39)$$

A taxa de deformação é:

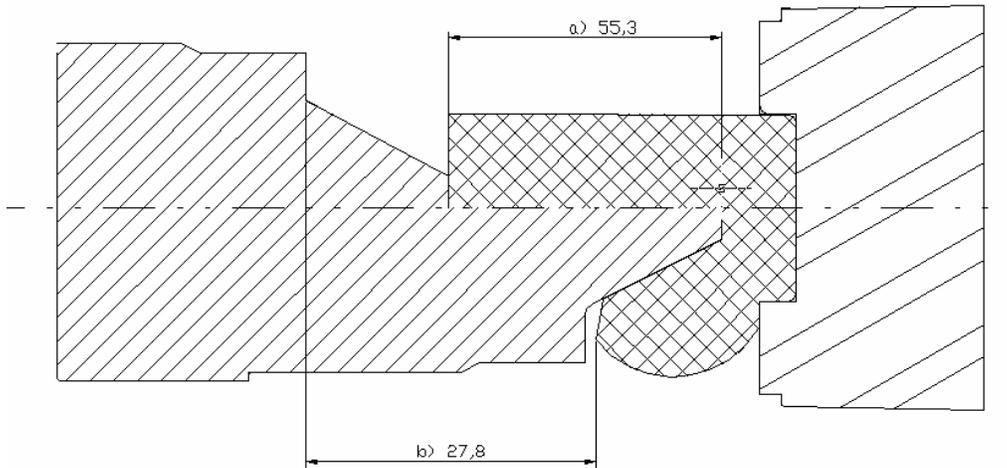
$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{1}{h} \cdot \frac{dh}{dt} = \frac{v}{h} \quad (40)$$

Utilizando a velocidade de rotação de 120 Rpm da prensa horizontal e conhecendo o diâmetro da biela que é de 160 cm, portanto:

$$v = 120RPM = \frac{120\text{voltas}}{1\text{minuto}} = \frac{120\text{voltas}}{60\text{segundos}} = 2\text{voltas/segundo} \quad (41)$$

$$v = \frac{2\text{voltas}}{\text{segundo}} = \frac{\pi \cdot \phi_{\text{biela}}}{s} = \frac{\pi \cdot 160\text{cm}}{\text{segundo}} = \frac{502,655 \times 10\text{mm}}{\text{segundo}} = 5026,55\text{mm/s} \quad (42)$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{h} = \frac{5026,55\text{mm}}{s \cdot h} \quad (43)$$



$$a) \dot{\varepsilon} = \frac{v}{h} = \frac{5026,55\text{mm}}{s \cdot 55,3\text{mm}} = 90,89\text{s}^{-1}$$

$$b) \dot{\varepsilon} = \frac{v}{h} = \frac{5026,55\text{mm}}{s \cdot 27,8\text{mm}} = 180,81\text{s}^{-1}$$

Figura 61 – Determinação da taxa de deformação para a prensa horizontal

A.2. Relação dos parâmetros para entrada de dados do software de simulação numérica da tabela 09 com as expressões das equações constitucionais

$$\varepsilon_c = C4 \exp\left(\frac{C5}{T}\right) \quad (44)$$

$$D_{drx} = C1 \left[\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{-c2} = Z^{-c3} \quad (45)$$

$$\sigma_m = \beta_0 * \sinh^{-1} \left[\left(\frac{\dot{\epsilon}}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \right] \exp\left(\frac{Q}{nRT}\right) \quad (46)$$