SIMULAÇÃO FÍSICA DO PROCESSO DE FORJAMENTO DE UMA BIELA DE AÇO MICROLIGADO AO NIÓBIO

José Alberto Rodrigues Pereira

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. Juan Carlos Garcia de Blas, Dr. Ing.

Prof. Oscar Balancin, D. Sc.

Prof. Luiz Carlos Pereira, D. Sc.

Prof. Afonso Reguly, D. Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL MARÇO DE 2002

PEREIRA, JOSÉ ALBERTO RODRIGUES

Simulação física do Processo de Forjamento mento de uma Biela de Aço Microligado ao Nióbio [Rio de Janeiro]2002

VIII, 111p. 29,7 cm (COPPE/UFRJ, M.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2002)

Tese – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE.

1. Forjamento

- 2. Simulação Física
- 3. Microligado

I.COPPE/UFRJ II.Título (série)

À Deus, minha esposa meu filho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador Blas pela dedicação e competência prestados ao longo de todo este trabalho.

A todos os professores que se envolveram direta ou indiretamente com a minha capacitação.

Ao Laércio pela importante colaboração dada, tanto profissional como pessoal.

Ao João pela sempre voluntariosa colaboração.

Aos colegas da Universidade: Cassio, Alan, Juliana, Márcia e, principalmente, ao Décio, pela importante contribuição prestada durante a etapa de preparação e análise metalográfica.

Agradeço a minha esposa pelas palavras de incentivo e pela dedicação com que me auxiliou em todos os momentos deste trabalho.

Agradeço a minha mãe, que pela sua importante influência desde os primeiros anos, desenvolvendo em mim o gosto de querer aprender cada vez mais.

Por fim, agradeço à CAPES pela concessão da bolsa de estudos, à Aços Finos Piratini pela realização dos ensaios de simulação e à Forjas Brasileira pelo fornecimento do material empregado neste trabalho. Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

SIMULAÇÃO FÍSICA DO PROCESSO DE FORJAMENTO DE UMA BIELA DE AÇO MICROLIGADO AO NIÓBIO

José Alberto Rodrigues Pereira

Março/2002

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

A simulação física, em laboratório, do forjamento a quente de uma biela de aço microligado ao nióbio foi realizada em um simulador termomecânico. Os parâmetros empregados na simulação física foram coletados durante o próprio processo industrial de fabricação da biela, sendo feitas as devidas conversões dos valores das deformações quando da passagem do estado triaxial de deformações para o estado de deformação plana que caracteriza o ensaio de simulação. O tamanho de grão austenítico da entrada de cada passe do processo industrial foi determinado via microscopia ótica, sendo comparado com o tamanho de grão austenítico dos materiais submetidos à simulação física sob os mesmos parâmetros industriais. Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

PHYSICAL SIMULATION OF THE FORGING PROCESS OF A NIOBIUM MICROALLOYED STEEL CONNECTING ROD

José Alberto Rodrigues Pereira

March/2002

Advisor: Juan Carlos Garcia de Blas

Department: Metallurgical Engineering and Materials Science

Physical simulation of the forging process of a connecting rod made of steel bar microalloyed with niobium was done in a termomechanical simulator. The parameters used in the physical simulation were been collected during the own industrial process of forging de connecting rod, making the concerning conversions of the strain values from triaxial strain state to plane strain state which is the condition of the simulation test. The austenitic grain size in the beginning of each forging pass was evaluated by optical microscopy, being used to compare with the results attained in the physical simulation over the same operational parameters.

ÍNDICE

	Página
I. Introdução	1
II. Revisão Bibliográfica	2
II.1. O Processamento Termomecânico	2
II.2. Objetivo da Simulação Física	4
II.3. Princípios Metalúrgicos Associados ao Processo de Forjamento	8
II.3.1. Reaquecimento (Solubilização e Crescimento de Grão)	9
II.3.2. Influência da Temperatura Sobre a Deformação	9
II.3.3. Restauração	10
II.3.4. Crescimento de Grão	16
II.3.5. Evolução Microestrutural	17
II.3.6. Superfície Específica (Sv)	18
II.3.7. Efeito da Microestrutura Sobre as Propriedades Mecânicas (Em	
Particular, nas Propriedades de Interesse de uma Biela)	24
III. Metodologia Experimental	26
III.1. Experiência Industrial	27
III.1.1. Materiais	27
III.1.2. Processamento	27
III.1.3. Caracterização	28
III.1.4. Coleta dos Parâmetros Industriais	28
III.1.5. Caracterização Microestrutural	29
III.1.6. Avaliação das Deformações	31
III.1.7. Avaliação das Taxas de Deformação	34
III.2. Simulação Física no Simulador Termomecânico	37
III.2.1. Materiais	37
III.2.2. Equipamento	39
III.2.3. Processamento	39
III.3. Caracterização das Amostras	42
III.3.1. Preparação	42
III.3.2. Avaliação das Deformações	43
III.3.3. Caracterização Microestrutural	44

	Página
IV. Resultados	45
IV.1. Experiência Industrial	45
IV.1.1. Parâmetros Industriais	45
IV.1.2. Análise Metalográfica do Material Industrial	48
IV.1.3. Determinação da Deformação	55
IV.1.4. Determinação das Taxas de Deformação	61
IV.1.5. Esquema de Deformações	62
IV.2. Simulação Física	63
IV.2.1. Condições Efetivas de Realização dos Ensaios	63
IV.2.2. Análise dos Corpos de Prova	78
IV.2.3. Caracterização Microestrutural e Dimensional dos Corpos de Prova	82
V. Discussão	87
V.1. Experiência Industrial	87
V.1.1. Evolução Microestrutural	92
V.2. Simulação Física	95
V.2.1. Heterogeneidade da Deformação	98
V.2.2. Aspectos Microestruturais	105
VI. Conclusões	107
VII. Referencias Bîbliográficas	109

Capítulo I – Introdução

As operações de conformação à quente, tais como o forjamento e a laminação, passaram por substanciais transformações como conseqüência do emprego dos aços microligados. Instalações industriais tiveram que adaptar seus processos ou mesmo substituí-los, a fim de atender a uma demanda crescente por produtos de maior valor agregado.

Simultaneamente, o controle efetivo do processo adquiriu maior importância, uma vez que os parâmetros operacionais, tais como a deformação e a temperatura, deveriam atender a condições específicas, visando a obtenção de produtos com propriedades desejadas.

Uma prática que tem se mostrado comum nas plantas mais automatizadas e que possuam um razoável conhecimento do processo aliado a uma constante busca de melhoria da qualidade do produto e redução dos custos globais, é a operação em condições de temperaturas mais baixas. Entretanto, a adoção de tal prática operacional requer cuidados especiais seja no que se refere ao controle do equipamento para não ultrapassar condições que comprometam a sua integridade mecânica, assim como no que tange ao comportamento metalúrgico do material, durante e após o processo, o que irá determinar as propriedades do produto acabado.

O objetivo deste trabalho é reproduzir uma operação de forjamento por intermédio de um simulador termomecânico, com o propósito de determinar os parâmetros de processo que devam ser observados a fim de se alcançar as propriedades e microestruturas finais desejadas em escala de produção.

Capítulo II – Revisão Bibliográfica

II.1 - O Processamento Termomecânico

A conformação mecânica dos metais é realizada em altas temperaturas quando o objetivo é impor grandes deformações ao material sem o surgimento de defeitos, tais como fraturas ou trincas.

Este processo é fundamental para darmos forma aos componentes mecânicos. Entretanto, as propriedades dimensionais não são os únicos requisitos que precisam ser atendidos, há a necessidade de se obter propriedades mecânicas e microestruturais adequadas às condições de operação do componente [1].

Isto propiciou o natural desenvolvimento de algumas técnicas especiais de conformação, tais como a laminação controlada, onde o metal é laminado sob condições tais, que é possível obter um excelente controle de microestrutura e propriedades, e o que é muito importante, sem a presença de defeitos.

A seqüência de passes que serão efetuados até a obtenção da forma final desejada, quer seja via forjamento ou via laminação, é um parâmetro de suma importância, juntamente com a temperatura entre passes, taxas de deformação e o tipo de material empregado. O controle dessas variáveis é fundamental para se atingir as propriedades desejadas, e em se tratando de uma laminação ou forjaria industrial, técnicas de tentativa e erro são muito onerosas e raramente conduzem aos melhores resultados gerais, que aliem qualidade e custo.

Recentemente vem se observando a substituição da técnica de tentativa e erro por procedimentos científicos, tais como a modelagem numérica e a simulação física em laboratório [2] e [3].

Na simulação, tratada como tecnologia para o aperfeiçoamento do projeto de conformação à quente, há a necessidade de identificarmos os parâmetros básicos do processo, que no caso do forjamento podemos citar como sendo as deformações e

temperaturas, bem como a forma das matrizes para cada um dos passes. A temperatura de reaquecimento antes do forjamento é definida com base na composição química do aço. Os demais parâmetros tecnológicos do processo influenciam o escoamento do metal e as tensões no volume do material. Todas essas variáveis afetam a evolução microestrutural durante o forjamento e as propriedades mecânicas dor forjado [1].

Geralmente a disseminação de uma abordagem mais científica no ambiente industrial trás como conseqüência uma evolução contínua dos processos de manufatura, conforme mostrado na figura II.1:



Figura II.1 – Evolução dos Processos de Manufatura de Componentes via Forjamento.

Observando-se tais evoluções, é possível verificar claramente uma redução das etapas necessárias, devida principalmente ao desenvolvimento dos aços microligados e à crescente demanda por custos menores (energia e tempo).

II.2 – Objetivo da Simulação Física

A principal proposta dos processos de simulação física é reproduzir, em laboratório, os processos industriais.

Tratando-se da reprodução da conformação à quente de metais, os métodos mais empregados para simulação física são: laminação, torção e compressão.

Torna-se importante afirmar que nenhum desses métodos é capaz de simular perfeitamente um processo industrial complexo como o forjamento ou a laminação. Por exemplo, a simulação via laminação piloto apresenta algumas restrições concernentes às taxas elevadas de deformação e a processos industriais nos quais os tempos entre passes são muito curtos. A torção, por outro lado, impossibilita a confecção de corpos de prova para ensaios mecânicos em geral, pois a deformação varia radialmente, apesar de não variar longitudinalmente. Finalmente, a compressão possui limites quanto aos níveis de deformação e à taxa de deformação máxima conseguidos pelos equipamentos usuais de ensaios.

Apesar das significativas restrições apresentadas pelos métodos convencionais de simulação física, existem algumas vantagens importantes:

- 1) Durante os testes não há imobilização de equipamentos na indústria;
- 2) O dispêndio de material é insignificante;
- O ajuste experimental é rápido, permitindo uma grande quantidade de combinação de parâmetros durante os testes.

Todas essas vantagens tornaram a simulação física uma alternativa atraente para a reprodução de processos industriais, podendo ter sua atratividade potencializada quando combinada a outros métodos, tais como a simulação numérica.

Neste trabalho é adotado o método de simulação física por compressão, devido ao fato de estarmos interessados em reproduzir uma operação de forjamento, onde são aplicados diversos passes de conformação em alta velocidade. Ensaios de compressão em deformação plana são largamente empregados em simulação, por permitirem alcançar valores de deformação maiores que nos testes de compressão uniaxial de cilindros[4].

Considerando-se que não existe atrito entre o material e o punção, a ação de uma força externa P dará origem a uma distribuição uniforme de forças verticais sobre toda a seção do corpo de prova, e o mesmo se deformará homogeneamente [5].



Figura II.2 - Representação de um ensaio de compressão em condições de deformação plana.

Entretanto, a condição de ausência de atrito não se observa na prática, pois existem atritos ocorrendo nas superfícies de contato. Essas forças distorcem a distribuição uniforme da deformação sobre toda a seção do corpo de prova.

Observa-se que quanto mais próximo do centro da seção deformada, maior será o aumento da tensão, pois no centro as forças de atrito atingem seu valor máximo, decrescendo até zero nas extremidades.

Existe uma correlação entre o atrito e a deformação não-uniforme [6], onde se verifica que, em condições de deformação plana, a medida que a relação t/b aumenta, aumenta a heterogeneidade da deformação, e este aumento será ainda maior em condições de baixa lubrificação entre o punção e a amostra, situação em que se formará uma zona contendo material não deformado adjacente às superfícies dos punções [7].

A garantia de uma deformação bidirecional no plano, de modo que a deformação na direção da largura seja desprezível, é obtida através da geometria das amostras. É importante que a relação comprimento/largura esteja situada entre 6 e 10, enquanto que para assegurar homogeneidade da deformação entre os punções, deve-se buscar uma relação comprimento/espessura situada entre 2 e 4 [4].

A redução do efeito da fricção na interface punção/amostra é alcançada através do uso de uma fita ou pasta de grafite como lubrificante, sendo que ao se usar fita de grafite é necessário estimar a sua deformação, uma vez que a deformação em compressão plana é calculada em função da variação na espessura da amostra.

Em condições de deformação plana, semelhantes às encontradas no processo de laminação, o valor da deformação verdadeira na direção da espessura (\mathcal{E}_1), é o valor da integral da redução instantânea, determinada entre as espessuras inicial e final do elemento deformado, ou seja:

$$\varepsilon_1 = \int_{l_i}^{l_f} \frac{dl}{l} \tag{2.1}$$

Na equação 2.1 l_f e l_i são, respectivamente, as espessuras final e inicial do elemento deformado.

Portanto, temos como resultado:

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{l_f}{l_i} \tag{2.2}$$

A expressão 2.2 é a adotada neste trabalho para determinar a deformação verdadeira.

A busca por produtividades cada vez maiores nos processos industriais tornou necessária uma melhor compreensão acerca dos processos de conformação à quente em

alta velocidade. Nestas condições, simulação em alta velocidade torna-se uma necessidade, especialmente para simulação em múltiplos passes.

Os métodos mais empregados para conformação em múltiplos passes fazem uso de máquinas de ensaios com mecanismos servo-hidráulicos. Esta preferência se deve à ampla gama de controles computacionais e sistemas de aquisição de dados disponíveis.

Dentre tais máquinas de ensaios, sobressaem as máquinas GLEEBLE, mais especificamente , o modelo GLEEBLE 3500, que fazendo uso da tecnologia HYDRAWEDGE [4], é capaz de controlar individualmente a deformação e a taxa de deformação impostas ao corpo de prova ensaiado.

Esse controle preciso é possível através da utilização de dois sistemas servohidráulicos, um para cada lado da amostra, conforme a figura II.3[4]:



Figura II.3 – Esquema do Sistema de Controle da GLEEBLE 3500[4].

Associados a esses dois sistemas servo-hidráulicos existem dois programas computacionais: - um para controlar a deformação, e o outro para controlar a taxa de deformação. Tais características tornam este equipamento versátil o suficiente para simular tanto os processos de laminação quanto os de forjamento.

II.3 - Princípios Metalúrgicos Associados ao Processo de Forjamento

Tanto a laminação à quente quanto o forjamento são processos termomecânicos a altas temperaturas que promovem mudanças microestruturais na austenita e, dependendo das condições em que se dê a deformação, modifica-se a posterior transformação austenita => ferrita. Os benefícios alcançáveis por estes processos podem ser interpretados em função desses efeitos termomecânicos [8].

A figura II.4 [9] apresenta um diagrama para conceituação das etapas associadas ao Processamento Termomecânico .



Figura II.4 - Etapas associadas ao Processamento Termomecânico [9].

II.3.1 - Reaquecimento (solubilização e crescimento de grão)

O início do processamento termomecânico ocorre na etapa de reaquecimento, neste ponto do processo estamos buscando garantir:

1) Condições favoráveis para a posterior deformação à quente do material, e;

2) Solubilização dos elementos de liga.

Alguns cuidados devem ser tomados durante o reaquecimento para que não se comprometam as etapas posteriores; a maioria das medidas se relaciona ao controle do tamanho de grão, seja pela manutenção de um tamanho médio adequado e, também, pela garantia de um baixo desvio padrão nos tamanhos dos grãos (problema relacionado ao crescimento descontrolado de grão [10]).

II.3.2 - Influência da temperatura sobre a deformação

O processamento termomecânico é um processo de conformação mecânica caracterizado pela otimização das etapas de reaquecimento e de deformação, de modo a obter-se aços de alta resistência e baixa liga com uma boa tenacidade. Tais propriedades são uma conseqüência das microestruturas refinadas que o processamento termomecânico é capaz de promover, através da recristalização dos grãos austeníticos durante os passes em temperaturas intermediárias e da deformação da austenita abaixo da temperatura de não recristalização (TNR), potencializando a subseqüente nucleação dos grãos ferríticos[11].

Como conseqüência, obtém-se uma microestrutura transformada de reduzido tamanho de grão, o que proporciona melhorias nas propriedades de resistência mecânica e tenacidade [12].

Torna-se importante para a compreensão do processo de conformação a quente identificar o que ocorre quando um aço é submetido à deformações em temperaturas elevadas, para tanto, apresenta-se a figura II.5:



Figura II.5 - Comportamento de um aço quando deformado a altas temperaturas.

Durante a deformação ocorre um processo de geração de discordâncias, que na ausência de recristalização proporcionaria o atingimento de uma tensão máxima, a partir da qual o surgimento de novas discordâncias (com o aumento da deformação), seria equilibrado com o cancelamento de discordâncias no interior do material; o que caracterizaria a condição indicada na curva tracejada do gráfico anterior.

Contudo, não é assim que os aços se comportam, pois a partir de uma determinada quantidade de deformação crítica (${}^{\varepsilon_{c}}$), inicia-se o processo de recristalização dinâmica, que começa a contribuir para restaurar as propriedades do material, restringindo o crescimento da tensão com a elevação da deformação, conforme curva cheia da figura II.4.

II.3.3 – Restauração

O processo de restauração se dá pela combinação de dois mecanismos: a recuperação e a recristalização. Durante a recuperação, temos a predominância dos mecanismos de cancelamento de discordâncias, enquanto que na recristalização temos a formação de células de discordâncias e a posterior evolução para estruturas de grãos contendo baixa densidade de discordâncias em seu interior [12]. Na sequência o processo de recristalização será descrito em maior detalhe.

- Recristalização Dinâmica

Durante a deformação a quente da austenita, sob taxa de deformação constante, a curva tensão – deformação se apresenta com o aspecto ilustrado pela curva cheia da figura anterior. Após um encruamento inicial, atinge-se uma deformação crítica (\mathcal{E}_c), a partir da qual se inicia o processo de recristalização dinâmica, sendo um aspecto bem característico deste processo a presença de um ponto de máxima tensão associado a uma deformação de "pico" (\mathcal{E}_p).

Verifica-se que esse ponto de máxima tensão de escoamento ocorre após alguma fração de recristalização já ter ocorrido, admitindo-se que [12]:

$$\varepsilon_c \cong 0.8\varepsilon_p \tag{2.3}$$

Observa-se que os aços, em geral, seguem uma relação da forma,

$$\varepsilon_p = A d_0^{0.5} Z^n \tag{2.4}$$

Na expressão 2.4 Z é o parâmetro de Zener-Hollomon (ou taxa de deformação ajustada para a temperatura), d_0 é o tamanho de grão inicial, A é uma constante e o valor de n varia de 0,125 até 0,175, sem relação aparente com a composição.

O parâmetro de Zener-Hollomon já foi determinado para diversos tipos de aços[13].

- Recristalização Estática

Após deformação, o material começa a reduzir sua resistência devido aos mecanismos de recuperação e recristalização estáticas, os quais se dão ao longo do tempo em proporções dependentes da deformação prévia e da temperatura em que se encontra o material.

Esses fenômenos podem ser acompanhados pela observação das alterações na tensão de escoamento ao se aplicar uma deformação adicional após períodos distintos de tempo, ou via medição direta da microestrutura de amostras temperadas, quando é medida a fração recristalizada (Xv), conforme ilustrado na figura II.6 [12] :



Figura II.6 – Curvas de recristalização do aço AISI 5140 [12] As curvas geralmente obedecem à forma da equação de Avrami:

$$X_{v} = 1 - \exp(-k(t/t_{0.5})^{n})$$
(2.5)

Na expressão 2.5 X_v é a fração recristalizada no instante t ; $t_{0,5}$ é o tempo necessário para que 50% do material se recristalize ; n é uma constante e $k = -\ln(1 - F)$. Sendo que para $t_{0,5}$ tem-se F = 0,5.

Um aspecto a ser considerado na compreensão do fenômeno da recristalização estática é a dependência de sua taxa com a deformação e a temperatura.

- Influência da Deformação Sobre a Recristalização Estática

Uma importante característica do tempo para 50% de recristalização estática é que ele diminui, a princípio, com o aumento da deformação aplicada, conforme ilustrado na figura II.7 [12] :



Figura II.7 – Influência da Deformação sobre o $t_{0,5}$ [12].

Essa redução do tempo para 50% de recristalização estática com a deformação, está relacionada com o aumento da densidade de discordâncias que por sua vez acarreta um aumento na densidade de sítios de nucleação dos grãos recristalizados e em sua taxa de nucleação.

Entretanto, conforme observado na figura II.6, ocorre um abrupto término dessa dependência entre $t_{0,5}$ e a deformação para um valor de deformação aproximadamente igual a 0,8 \mathcal{E}_p , que corresponde ao início da recristalização dinâmica. A partir deste ponto, os núcleos de recristalização estarão sempre presentes na estrutura deformada, para qualquer deformação maior que \mathcal{E}_c . A recristalização estática em tais condições é denominada *recristalização metadinâmica*, para diferenciar da recristalização estática clássica (usual para baixas deformações), onde os núcleos são formados após a deformação[12].

- Influência da Temperatura Sobre a Recristalização Estática

Sob as mesmas condições de tamanho de grão inicial e de deformação, o tempo para 50% de recristalização estática diminui com o aumento da temperatura. Tal fato pode ser visto mais claramente na figura II.8 [12]:



Figura II.8 – Influência da Temperatura sobre o t_{0,5} [12].

A dependência de $t_{0,5}$ em relação à temperatura, pode ser representada por uma equação do tipo Arrhenius :

$$t_{0,5} = A\varepsilon^{-m}d_0^n \exp(\frac{Q}{RT})$$
(2.6)

Na equação 2.6 Q é uma energia de ativação para a recristalização estática [12].

Durante a recristalização em condições metadinâmicas, verifica-se uma alteração no comportamento do tempo para recristalização de 50% do material, que passa a ser expresso por :

$$t_{0,5} = A'Z''(\frac{Q}{RT})$$
(2.7)

Ou seja, $t_{0,5}$ não é mais função da deformação e do tamanho de grão inicial, e passa a depender do parâmetro de Zener Hollomon (ou também denominado, taxa de deformação ajustada com a temperatura).

Se analisarmos simultaneamente as figuras II.8 e II.9,



Figura II.9 – Diagrama Recristalização-Precipitação-Temperatura-Tempo (RPTT), comparando aço Carbono/Manganês (**CMn**) com aço contendo Nióbio (**Nb**) [14]. A letra **R** designa curvas de recristalização e a letra **P** designa curvas de precipitação; o índice **i** significa início, o índice **f** fim, os sobrescritos **o** e **e** representam precipitação

livre de deformação e induzida por deformação, respectivamente.

Verifica-se que ao diminuir a temperatura ou propiciar a precipitação, tem-se uma elevação no $t_{0,5}$, podendo, eventualmente, ultrapassar o tempo decorrido entre passes, o que do pondo de vista prático corresponde ao atingimento da temperatura de não recristalização ($T_{\rm NR}$).

Importante salientar que a presença de elementos de liga, principalmente o nióbio, tendem a aumentar o $t_{0,5}$, uma vez que possuem o efeito de retardar o processo de recristalização (conforme figura II.9), tal efeito já foi detalhado em diversos trabalhos ([14] e [15]).

Levando-se a termo o processo de recristalização, será obtida uma microestrutura cujo principal parâmetro é o tamanho de grão recristalizado, este tamanho de grão pode ser representado por expressões que irão depender de como se deu a recristalização (estática ou metadinâmica), tais expressões são [12]:

$$d_{rex} = Dd_0^s \varepsilon^{-t}$$
 recristalização estática (2.8)

$$d_{rex} = D^* Z^{-u}$$
 recristalização metadinâmica (2.9)

Nas expressões 2.8 e 2.9, D e D* são constantes com dimensão do tamanho de grão.

II.3.4 – Crescimento de Grão

Além da preocupação com o estabelecimento do tamanho de grão inicial para o processo de forjamento durante a etapa de reaquecimento, especial atenção deve ser dada ao tamanho de grão recristalizado; principalmente em relação à seguinte questão: - continuarão os grãos a crescer, após o término da recristalização ?

A tabela II.1 [11] apresenta a variação do tamanho de grão ao se manter o material em temperatura constante após conformação :

Temp.		Tempo de permanência na temperatura							
De	Aço	3 s		20 s		300 s		1800 s	
Perman.		μт	ASTM	μm	ASTM	μm	ASTM	μm	ASTM
1200°C	0,03%Nb	52	5.3	68	4.5	119	2.9	134	2.6
	Sem Nb	66	4.6	80	4.0	159	2.1	178	1.8
1050°C	0,03%Nb	25	7.4	26	7.3	32	6.7	34	6.5
	Sem Nb	61	4.8	77	4.2	110	3.2	102	3.4

Tabela II.1 - Variação do tamanho de grão com a temperatura e o tempo [11].

Observa-se que a 1050°C não há crescimento de grão no aço contendo nióbio, apesar de algum crescimento ocorrer a 1200°C.

Esses dados demonstram que todo o trabalho microestrutural realizado durante o processamento termomecânico pode ser desperdiçado, caso não sejam controlados os tempos e as temperaturas nos quais os materiais sejam mantidos após a conformação.

II.3.5 – Evolução Microestrutural

Diversos aspectos influenciam a microestrutura do produto obtido durante o processamento termomecânico, e conseqüentemente suas propriedades finais. Para melhor compreensão do processo como um todo, será feita referência novamente ao diagrama que foi apresentado na figura II.4.

De acordo com a figura II.4, em condições de temperatura elevada, digamos, superior a temperatura de não recristalização (T_{NR}), qualquer deformação imposta ao material vai sendo incorporada a um ciclo contínuo de recristalização e crescimento de grão, de modo que ao se encerrarem as deformações nesta faixa de temperaturas, tem-se uma microestrutura recristalizada, com tamanho de grão dependente da temperatura e do tempo de permanência na mesma (fenômeno do crescimento de grão devidamente detalhado na referência [10]).

Ao passarmos para a faixa de temperaturas compreendidas entre T_{NR} e a de início da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, a cinética de precipitação das microligas é acelerada e inicia-se o seu efeito retardador sobre a recristalização [16], de tal forma que, nas condições típicas de laminação, esta é suprimida para temperaturas abaixo de T_{NR} .

A deformação realizada abaixo desta temperatura será acumulada e a microestrutura austenítica será composta por grãos alongados e com bandas de deformação em seu interior. Adicionalmente, ocorrerá a precipitação dos elementos microligantes, favorecida pelos defeitos introduzidos pela deformação.

Supondo que a laminação se restrinja ao campo monofásico (austenita), o seu resultado consistirá no estado da austenita prévia à transformação, definido pela microestrutura (S_v) e pelos teores dos elementos microligantes que restaram em solução sólida.

II.3.6 – Superfície Específica Efetiva (Sv)

A microestrutura austenítica prévia à transformação é descrita pelo parâmetro S_V , a *superficie específica efetiva*, composta de duas parcelas: S_{Vcg} , devida aos contornos de grãos deformados e S_{Vdb} , correspondente às bandas de deformação [11]. A importância desse parâmetro reside no fato de relacionar-se com os sítios de nucleação das fases transformadas a partir da austenita no resfriamento subsequente, conforme verificado na figura II.10 :



Figura II.10– Dependência do tamanho de grão ferrítico com Sv [11]. (aço contendo nióbio).

Desta forma, a microestrutura final e a precipitação endurecedora, e conseqüentemente, as propriedades mecânicas, são determinadas pelo estado da austenita prévia e pelas condições de resfriamento. Importante ter em mente que esta relação independe da maneira como foi obtido o estado da austenita prévia.

Surge imediatamente o conceito de equivalência microestrutural, a saber: diferentes condições de processamento que proporcionem um mesmo estado da austenita prévia, caracterizado por S_V, e pelos teores de elementos microligantes em solução, serão consideradas equivalentes do ponto de vista microestrutural, pois resultarão nas mesmas microestruturas finais e propriedades mecânicas após a aplicação de condições de resfriamento idênticas[9].

- Bandas de Deformação

Sendo a austenita deformada em temperaturas inferiores a de recristalização, um outro fenômeno se manifesta adicionalmente ao alongamento dos grãos austeníticos, que é a introdução de bandas de deformação dentro dos grãos. Apesar de não se conhecer exatamente a natureza das bandas de deformação, constata-se por microscopia ótica que possuem forma semelhante à de maclas, apresentando-se como pares de linhas paralelas muito próximas, freqüentemente confinadas ao interior dos grãos[11].

As bandas de deformação são importantes sítios de nucleação para os grãos ferríticos, comparáveis aos contornos dos grãos austeníticos.

Em aços contendo nióbio, a introdução de bandas de deformação é detectável a temperaturas tão altas quanto 1000-950°C, devido à ação de retardo da recristalização promovida pelo nióbio. Além da nucleação nos contornos dos grãos e nas bandas de deformação, os grãos ferríticos freqüentemente nucleiam no interior dos grãos austeníticos deformados, porém com uma freqüência menor que nos contornos.

A densidade das bandas de deformação pode ser avaliada metalograficamente pelo método do número de interceptos por unidade de comprimento, ao longo da direção da espessura, conforme ilustrado na figura II.11 [11]:



Figura II.11 – Influência da deformação abaixo da temperatura de recristalização, sobre a área dos contornos de grãos austeníticos (a) e sobre a densidade de bandas de deformação (b) [11].

A densidade das bandas de deformação depende primariamente da redução, sendo fracamente afetada pela temperatura e taxa de deformação. Além disso, em laminação com múltiplos passes, a densidade é aproximadamente acumulativa no que se refere à redução de cada passe. Entretanto, nem todas as bandas de deformação possuem o mesmo potencial para nucleação da ferrita. Algumas bandas apresentam somente bandas de ferrita muito finas e planas, acarretando uma reduzida capacidade de nucleação[11].

- Modelo Para Avaliação da Superfície Específica (Sv)

Em relação aos passes realizados em condições de não-recristalização, ou seja, em temperaturas inferiores à T_{NR} , a microestrutura austenítica prévia à transformação será fundamentalmente influenciada pelo parâmetro superfície específica (Sv).

A seguir apresenta-se um modelo para descrever o parâmtero Sv [17]:



Figura II.12 – Modelo Para Avaliação da Superfície específica (Sv)[17].

Considerando na figura II.12 condições de volume constante, e que cada face pertence simultaneamente à dois grãos, a superfície específica será expressa pela relação:

$$S_{v} = \frac{\frac{D^{2}}{R} + D^{2}R + D^{2}}{D^{3}}$$
(2.10)

Que após simplificação algébrica, resulta em:

$$S_{v} = \frac{1}{D_{o}} \left(\frac{1}{R} + R + 1\right)$$
(2.11)

Sendo que para grãos não cúbicos, aproxima-se pela expressão apresentada na figura II.13 [17]:

$$SV = 0,429 N_{LII} + 2,571 N_{LI} - N_{LI}$$



Figura II.13 – Expressão da Sv Para Grãos Não Cúbicos[17].

Considerando que N_L corresponde ao número de interceptos por unidade de comprimento nos planos e nas direções descritas na figura II.13.

Como:

$$N_0 \approx \frac{1}{\bar{l}} \tag{2.12}$$

Tem-se:

$$S_{\nu} \approx \frac{2}{\bar{l}} \tag{2.13}$$

Ou, para os contornos dos grãos:

$$S_{\nu CG} \approx \frac{1}{\bar{l}} \left[\frac{0.429}{R} + 2.571R - 1 \right]$$
 (2.14)

E, para as bandas de deformação:

$$S_{V(DB)} = 0,63 \text{ x} (\% \text{red.} - 30) \text{ mm}^{-1}$$
 (2.15)

Resultando em:

$$S_{V(TOTAL)} = S_{V(CG)} + S_{V(DB)}$$
(2.16)

II.3.7 - Efeito da microestrutura sobre a propriedade mecânica (em particular, nas propriedades de interesse de uma BIELA)

Em relação ao componente mecânico empregado neste projeto (biela automotiva), uma das mais importantes propriedades mecânicas, que afeta diretamente sua vida útil, é a resistência mecânica, normalmente expressa através do limite de escoamento.

Foi estabelecido um modelo empírico relacionando a tensão de escoamento de um material com o seu tamanho de grão, tal relação denomina-se equação de Hall-Petch[7], expressa por:

$$\sigma_0 = \sigma_i + k' D^{-1/2} \tag{2.17}$$

Onde:

 $\sigma_0 ext{ -> Tensão de escoamento}$

 σ_i -> Tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias

- $k' \rightarrow$ Constante que representa uma medida da extensão do empilhamento de discordâncias nas barreiras
- $D \rightarrow Diâmetro do grão$

Pode-se afirmar que a equação de Hall-Petch mostra a dependência da tensão de escoamento com o tamanho de grão em qualquer deformação plástica até a fratura dúctil. Pode-se também dizer que exprime a variação da tensão de fratura frágil com o tamanho de grão e a dependência da resistência à fadiga com o tamanho de grão.

O efeito da microestrutura sobre a vida em fadiga dos materiais depende do modo de deformação, sendo mais pronunciado no regime de baixa tensão e alto-ciclo, onde predomina o estágio I de crescimento da trinca[7]. Em geral, nos metais, a resistência a fadiga é aumentada pela redução do tamanho das inclusões, pela introdução de tensões residuais compressivas na superfície e pela redução do tamanho de grão[18].

Desta forma, um processamento termomecânico que refine a microestrutura austenítica do aço, e por conseguinte os produtos da transformação (perlita + ferrita), irá favorecer a obtenção de materiais apresentando maior resistência mecânica e melhores propriedades de fadiga.

Capítulo III – Metodologia Experimental

O objetivo deste trabalho é simular, em laboratório, o forjamento industrial de uma biela de aço. Estabeleceu-se para esse fim um procedimento que consistiu, preliminarmente, na caracterização da prática industrial, quando foram determinados os tempos, as deformações e as temperaturas empregadas no decorrer da fabricação da biela.

Foram retiradas amostras do material de entrada de cada passe do forjamento, com o propósito de avaliar a condição microestrutural durante o processo industrial.

A partir dessas informações, elaborou-se o plano de simulação, cujo objetivo consistia em aplicar os parâmetros determinados na indústria à GLEEBLE 3500, o equipamento encarregado de simular o forjamento.

O plano de simulação foi executado, empregando-se corpos de prova confeccionados em aço de composição química similar à da biela forjada industrialmente.

Finalmente, os corpos de prova conformados no simulador termomecânico foram submetidos à análise metalográfica, objetivando a caracterização da microestrutura austenítica.

A verificação da qualidade da simulação física bem como a identificação das causas para eventuais desvios entre a condição industrial e a de laboratório foi realizada através do confronto entre os parâmetros empregados e a microestrutura obtida nas duas condições.

III.1 Experiência Industrial

III.1.1 Materiais

Utilizou-se o aço TL 1450 Nb-M, obtido por lingotamento contínuo e fornecido para forjamento na forma de barras redondas mecânicas, laminadas à quente, na bitola de 41,10 mm de diâmetro. A composição química do aço (em % do peso) é apresentada na tabela III.1:

Tabela III.1 - Composição química do aço empregado no processo industrial.

Elemento	Ċ	Si	Mn	S	Р	Al	Nb	Ν
%	0,47	0,26	0,87	0,063	0,030	0,026	0,065	0,012

III.1.2 Processamento

A barra redonda é preliminarmente cortada em pedaços de cerca de 110 mm de comprimento, os quais são introduzidos em um forno de reaquecimento por indução.

O reaquecimento é realizado em um intervalo de 200 segundos de duração, no qual o material inicia entrando no forno à temperatura ambiente, e termina saindo do forno a uma temperatura de 1175°C.

A seqüência de conformação da biela é iniciada em 4 passes de laminação, identificados por L1, L2, L3 e L4. O laminador é da marca NATIONAL com cilindro de 300 mm de diâmetro e velocidade constante em catálogo de 85 rpm.

Após os passes de laminação, o material é deformado numa prensa excêntrica de matriz fechada em 3 passes identificados por P1, P2 e P3. A prensa possui capacidade de 1600 t, e trabalha a uma velocidade média de 600 mm/s.

Após o último passe da prensa (P3), o material é submetido à duas operações de rebarbamento: - R1 e R2, adquirindo as dimensões finais da biela. A rebarbadora possui capacidade de 200 t, e trabalha a uma velocidade média de 270 mm/s.
III.1.3 Caracterização

O levantamento dos parâmetros industriais tornou necessário identificar na biela três regiões de interesse, a saber: - boleto, haste e ferradura, conforme a figura III.1:



Figura III.1 – Identificação das regiões de interesse da biela.

A distinção de áreas de interesse para a caracterização de bielas de aço é um procedimento já adotado anteriormente [19].

III.1.4 Coleta dos Parâmetros Industriais

A coleta dos parâmetros do processo bem como das amostras de material foi realizada na pesquisa de tese de AMADO [20], e compreendeu a medição dos parâmetros relativos à experiência industrial, mais particularmente, os valores da temperatura, do tempo e do reaquecimento do material ao longo do processo de forjamento da biela.

As amostras de material foram extraídas antes de cada passe, sendo uma destinada para análise metalográfica, e outra para avaliação dimensional. Todas as amostras foram submetidas à têmpera em água imediatamente após sua retirada do processo.

Os tempos de cada passe do forjamento dizem respeito ao instante em que as amostras sofreram a têmpera, sendo este o momento de entrada das amostras no passe seguinte; esses valores foram registrados através de um cronômetro, num total de seis medições por passe, sendo calculado um valor médio.

As temperaturas foram medidas através de um pirômetro laser nos três pontos que corresponderiam às regiões do boleto, da haste e da ferradura, sendo realizadas duas medições para cada região por passe, calculando-se um valor médio.

III.1.5 Caracterização Microestrutural

- Preparação das Amostras

O material destinado à avaliação microestrutural foi identificado e, posteriormente, amostras foram retiradas das três regiões anteriormente descritas da biela. Cada uma das amostras de cada região foi cortada através de disco de corte (DISCOTON), segundo as seções de corte descritas na figura III.2:



Figura III.2 – Seções de corte das amostras de cada passe do forjamento da biela.

Após o corte, as amostras foram embutidas e submetidas à seqüência de lixamento 100-220-320-400-500-600, e posterior polimento com pasta de diamante, nas granulometrias de 7, 3 e 1 mícron.

- Análise Metalográfica

Terminado o polimento, as amostras foram submetidas à ataque específico para revelar a microestrutura austenítica.

Esse ataque consistia na prévia aplicação de detergente líquido neutro (ODD) na superfície da amostra e imediata aplicação de solução composta por 200 ml de água destilada + 4 gramas de ácido pícrico + 4 gramas de FeCl₃.

O tamanho de grão austenítico das amostras foi avaliado através do método dos interceptos de Heyn [21]. Em uma das oculares do microscópio OLYMPUS BX60M foi colocada uma lente com uma cruz desenhada. A mesa do microscópio permitiu a movimentação da amostra em duas direções, possuindo réguas graduadas em décimos de milímetro. Assim a cada vez que o ponto central da cruz passava por um contorno de grão foi contado um ponto, sendo os valores iniciais (P_i) e finais (P_f) da régua anotados e a estimativa do diâmetro médio de grão da austenita previa feita através de:

$$\overline{L_3} = \frac{P_f - P_i}{N} = \frac{L_T}{N} \tag{3.1}$$

Sendo que na expressão 3.1 $\overline{L_3}$ corresponde ao diâmetro médio de grão em milímetros, N é o numero de interceptos e L_T a distancia em milímetros de uma linha que corta o número N de interceptos.

A relação entre $\overline{L_3}$ e o tamanho de grão ASTM G é dada por:

$$G = \left[-6,6457 \cdot \log \overline{L_3}\right] - 3,298 \tag{3.2}$$

O erro absoluto da medição corresponde ao desvio padrão da média amostral, e é expresso como:

$$Erro = \left(\frac{1}{\sqrt{N}}\right) \times \overline{L_3} \tag{3.3}$$

Os tamanhos dos grãos foram determinados em duas regiões: - uma primeira, denominada de <u>área selecionada</u>, com aproximadamente 4x4 mm, localizada a meio caminho do centro para a borda, sendo que, para o boleto e a ferradura, a direção centro/borda é perpendicular à direção do movimento da matriz, enquanto que para a haste a direção é paralela.

Dentro da região da <u>área selecionada</u>, realizou-se uma varredura horizontal e uma varredura vertical, extraindo-se, daí, o valor médio.

A segunda região, denominada <u>seção transversal</u>, abrangia toda a seção da amostra, e a avaliação dos grãos era feita mediante uma varredura na direção horizontal e uma varredura na direção vertical, extraindo-se, daí, o valor médio.

III.1.6 Avaliação das Deformações

A partir das amostras temperadas intermediárias dos passes de forjamento, foram medidas as dimensões das regiões de interesse, objetivando uma avaliação das deformações impostas ao material no decorrer do processo.

As medições foram realizadas nas mesmas seções correspondentes às seções de corte do material destinado à avaliação microestrutural (conforme figura III.2). As medições foram realizadas com paquímetro ou micrômetro, dependendo das condições geométricas das amostras.

A determinação das áreas das seções transversais foi feita mediante aproximação das mesmas para perfís geométricos com área de expressão conhecida, tais como círculos e elipses. Quando tal aproximação não era possível, fez-se uso da projeção da seção sobre papel milimetrado, e contou-se a área em mm².

A determinação das componentes de deformação obedeceu aos critérios mostrados a seguir:

- Direções

As direções para as quais as deformações foram determinadas, seguem a convenção definida na figura III.3:



Figura III.3 – Convenção adotada para as direções das deformações.

Sendo que:

- (1) direção do movimento da matriz.
- (2) direção perpendicular à direção 1, que juntamente com esta, forma o plano que contém a seção transversal da amostra.
- (3) direção normal à seção transversal da amostra.
- Deformações

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{l_f}{l_i} \tag{3.4}$$

$$\varepsilon_3 = \ln \frac{S_i}{S_f} \tag{3.5}$$

$$\varepsilon_2 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_3) \tag{3.6}$$

Os valores $l_f e l_i$ correspondem à dimensão da altura final e inicial da amostra na direção central de aplicação da carga de forjamento, e $S_f e S_i$ são, respectivamente, área final e inicial da seção transversal da amostra.

- Ponto de determinação das deformações

A deformação E₁ foi calculada no centro das seções das amostras, de modo a representar o valor médio para a respectiva seção. A deformação E₃ foi calculada medindo-se a área inicial e final da seção transversal das amostras, significando, também, o valor médio para a respectiva seção. A única exceção foi para a região de interesse correspondente à ferradura, uma vez que seu centro era eliminado da peça, tornando-se um furo, ficando o valor da deformação estabelecido à aproximadamente 9,00 mm de distância da periferia para o centro, no passe P1.

- Rebarba

No passe onde ocorria a formação de rebarba, a área da seção transversal da rebarba foi descontada da área da seção transversal inicial da peça na entrada do passe onde a rebarba foi gerada.

Tal procedimento se aplicou ao passe P2 do forjamento, e a expressão para a deformação na direção (3) era corrigida para:

$$\varepsilon_3 = \ln \frac{(S_i - S_r)}{S_f} \tag{3.7}$$

Sendo que S_r corresponde à área da seção transversal da rebarba formada, mantendo-se inalteradas as expressões para as deformações nas direções (1) e (2).

- Deformação Plástica efetiva

A deformação plástica efetiva ou significante é calculada pela expressão a seguir [7]:

$$\varepsilon_{\rm ef} = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2]^{1/2}$$
(3.8)

III.1.7 Avaliação das Taxas de Deformação

As taxas de deformação (\mathscr{E}) do processo industrial são obtidas mediante o quociente entre a deformação efetiva (\mathcal{E}_{ef}) e o intervalo de tempo (Δt) durante o qual a deformação foi aplicada:

$$\mathscr{E}_{ef} = \frac{\varepsilon_{ef}}{\Delta t} \tag{3.9}$$

O cálculo do intervalo de tempo de aplicação da deformação leva em conta a geometria dos equipamentos de conformação e a velocidade especificada nos catálogos dos mesmos.

- Taxa de Deformação na Laminação

A determinação da taxa de deformação para os passes de laminação envolveu uma aproximação para o processo de laminação de barras, por se tratar da condição que mais se assemelha ao processo real.

Inicialmente calcula-se o comprimento do arco de contato (L) a partir da equação:

$$L = 0.7\sqrt{R(h_i - h_f)} \quad [22] \tag{3.10}$$

Onde R é o raio do cilindro, h_i é a altura inicial e h_f a altura final.

Determina-se o intervalo de tempo (Δt) de aplicação da deformação, através da expressão:

$$\Delta t = \frac{L}{V_p} \tag{3.11}$$

Onde V_p corresponde à velocidade periférica do cilindro, obtida no catálogo do equipamento. A taxa de deformação é então obtida através da aplicação da expressão (3.9).

- Taxa de Deformação no Forjamento em Prensa Excêntrica

O cálculo das taxas de deformação para os passes de forjamento em prensa excêntrica de matriz fechada fez uso do esquema apresentado na figura III.4 :



Figura III.4 – Modelo representativo de uma prensa excêntrica.

Sendo que R é o excêntrico, L é a barra de conexão, ω é a velocidade angular do excêntrico e α é o ângulo entre o excêntrico e a direção de deslocamento da matriz.

O material tem altura inicial h_i e altura final h_f . O deslocamento da matriz durante a deformação é $z=h_f-h_i$, dado pela relação:

$$z(\alpha, R, L) \coloneqq R + L - \left(R \cdot \cos(\alpha) + L \cdot \cos\left(a \sin\left(R \cdot \frac{\sin(\alpha)}{L} \right) \right) \right)$$
(3.12)

Esta relação permite obter o angulo α:

$$\alpha(z, R, L) \coloneqq \pi - \alpha \cos\left[\frac{1}{2} \cdot \frac{\left(2 \cdot R^2 + 2 \cdot R \cdot L - 2 \cdot R \cdot z - 2 \cdot L \cdot z + z^2\right)}{\left(R \cdot (z - R - L)\right)}\right]$$
(3.13)

Com a velocidade de rotação em radianos:

$$\omega = 2 \cdot \pi \cdot \frac{\text{RPM}}{60} \tag{3.14}$$

Calcula-se o tempo de duração da deformação:

$$\tau = \frac{\alpha(\text{hi} - \text{hf}, \text{R}, \text{L})}{\omega}$$
(3.15)

A taxa de deformação média é obtida dividindo-se a deformação efetiva pelo tempo de deformação:

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\varepsilon}{\tau}$$
(3.16)

III.2 Simulação Física no Simulador Termomecânico

III.2.1 Materiais

A simulação das operações de forjamento em laboratório foi realizada empregando-se um aço com composição química próxima à da biela produzida industrialmente.

Este aço se apresentava na forma de um tarugo de seção quadrada com 133x133 mm, fornecido pelo fabricante do aço e originário de lingotamento contínuo.

A composição química do tarugo de aço (em % do peso) era a mostrada na tabela III.2:

Tabela III.2 – Composição química do aço empregado na simulação física.

Elemento	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al	Nb
% peso	0,50	0,26	0,80	0,020	0,050	0,24	0,10	0,03	0,003	0,14	0,023	0,050

Com o propósito de permitir a confecção dos corpos de prova para o simulador termomecânico, cortou-se o tarugo em um bloco de dimensões 145 X 105,5 X 100 mm, de modo que a direção de lingotamento coincidisse com a direção da dimensão de 145 mm.

Laminou-se este bloco em passes sucessivos de maneira que a seção transversal à deformação fosse a de 105,5 X 100 mm e a direção de deformação fosse a de 105,5 mm, até obter-se uma placa de 13 mm de espessura, a partir da qual fossem usinados os corpos de prova.

- Corpos de Prova

Os corpos de prova para compressão em deformação plana eram paralelepípedos com as dimensões 20 x 15 x 10 mm, com acabamento da superfície feito por retífica, extraídos da placa de modo que a dimensão 15 mm ficasse orientada na direção de laminação e a dimensão 20 mm ficasse transversal à laminação, conforme esboçado na figura III.5:



Figura III.5 – Esboço da forma de extração dos corpos de prova da placa laminada.

O aspecto do corpo de prova preparado, assim como a indicação do local de aplicação da carga pelos punções do simulador termomecânico, são apresentados na figura III.6:



Figura III.6 – Aspecto do corpo de prova do simulador termomecânico e local de aplicação da carga de deformação.

III.2.2 Equipamento

A simulação física do forjamento foi realizada no simulador termomecânico GLEEBLE 3500, projetado e produzido pela Dynamic Systems Inc. e destinado à testes termomecânicos em materiais e para simulação física de processos.

Este equipamento possui um sistema de aquecimento ultra rápido por corrente direta, um sistema servo-hidráulico e um sistema de aquisição de dados controlado por computador. Dependendo das dimensões da amostra, podem ser obtidas taxas de deformações da ordem de 10^2 a 10^3 /s [4].

Tipicamente uma amostra de material é aquecida e trabalhada mecanicamente enquanto parâmetros de interesse, tais como temperatura, tempo e deformação são adquiridos com a freqüência de aquisição que se estabeleça na programação do equipamento. Esses parâmetros são gravados em arquivos de dados para tratamento posterior.

Após a aplicação do esquema de passes programado, a amostra pode ser resfriada em diversas taxas que vão desde um resfriamento lento até a têmpera em jato de água.

III.2.3 Processamento

Antes de ser introduzida no equipamento, a amostra é submetida a três operações: soldagem dos fios do termopar, fixação das lâminas de tântalo e lubrificação com paste de grafite.

Enquanto o termopar se destina à aquisição das temperaturas de processo, o tântalo previne eventual agarramento da amostra com os punções de cobre e a pasta de grafite se propõe a reduzir o atrito entre os punções e a amostra. Após estas operações, a amostra se apresenta conforme a figura III.7:



Figura III.7 – Preparação do corpo de prova para simulação física.

Antes de realizarmos a simulação propriamente dita, foram necessárias algumas experiências para definir um ciclo de reaquecimento a ser aplicado aos corpos de prova, que permitisse a obtenção da microestrutura prévia mais próxima possível à da obtida na prática industrial.

A prática industrial consistia em:

- a) Tempo entre entrada do material no forno e primeiro passe = 200 segundos; e
- b) Temperatura do material no primeiro passe = 1150° C.

Após algumas tentativas, estabeleceu-se o seguinte ciclo de reaquecimento para as amostras:

- 1) Aquecimento linear de 25 a 1175°C em 150 segundos; e
- 2) Permanência a 1175°C por 50 segundos.

Este ciclo de reaquecimento propiciou uma microestrutura na entrada do primeiro passe equivalente à da condição industrial, com tamanho de grão austenítico situado entre 62 µm e 70 µm.

No decorrer das experiências aplicou-se às amostras este ciclo de reaquecimento e os esquemas de deformação determinados conforme estabelecido na seção III.1, levando-se em consideração o fato da simulação ser realizada em condições de deformação plana, o que tornou necessário calcular a deformação correspondente ao modo de deformação plana (\mathcal{E}_{dp}), a partir da deformação plástica efetiva de forjamento (\mathcal{E}_{ef}), através da relação:.

$$\ln\frac{h_i}{h_f} = \varepsilon_{dp} = \frac{\sqrt{3}}{2}\varepsilon_{ef}$$
(3.17)

 $\label{eq:onderson} \text{Onde } h_i \text{ e } h_f \text{ correspondem, respectivamente, às espessuras inicial e final da} \\ \text{amostra.}$

O corpo de prova preparado conforme a figura III.7, é introduzido no equipamento e fixo entre os punções de aplicação da deformação, cujo detalhe pode ser visto na figura III.8.

Enquanto a deformação é aplicada, células de carga e sensores de deslocamento registram os valores da tensão e da deformação impostas ao corpo de prova, enquanto o termopar registra a temperatura do mesmo, que é aquecido mediante a passagem de corrente através dos punções de cobre.

Após o ciclo de deformações, a amostra é resfriada através de um jato de água, impondo, desta forma, uma têmpera ao material. Um esquema ilustrando a disposição da amostra dentro do equipamento é visto na figura III.8:



Figura III.8 – Representação esquemática da disposição da amostra durante ensaio, mostrando no detalhe da dimensão do punção.

Durante a aplicação dos esquemas, todas as amostras foram temperadas no instante correspondente à entrada do passe seguinte, caso houvesse, e então identificadas e destinadas para análise.

A identificação das amostras foi feita mediante a adoção de um código de 6 caracteres, conforme a figura III.9:



 $Ex.: FP3A12 - Amostra n^{o} 12, pertencente ao segmento ferradura, correpondente à entrada do passe P3. \\$

Figura III.9 - Identificação das amostras oriundas da simulação física.

III.3 Caracterização das Amostras

III.3.1 Preparação

Terminados os ensaios de simulação física, as amostras foram cortadas e embutidas segundo a figura III.10, a qual também apresenta a seção de observação microscópica:



Figura III.10 – Representação do corte, embutimento e seção de observação das amostras conformadas no simulador termomecânico.

Após o embutimento, as amostras foram preparadas para observação microscópica conforme os procedimentos descritos na seção III.1.5.

III.3.2 Avaliação das Deformações

Na avaliação das deformações impostas pelo simulador termomecânico aos corpos de prova, mediu-se a espessura da região não deformada (H) e a espessura da região deformada (h) através do microscópio OLYMPUS BX60M em ampliação de 50X, conforme a figura III.11:



Figura III.11 – Indicação das medidas empregadas no cálculo das deformações.

Sendo a deformação calculada através da expressão:

$$\boldsymbol{\mathcal{E}} = \ln \left(\mathrm{H/h} \right) \tag{3.18}$$

Nesta etapa foi necessário atentar para a lâmina de tântalo colocada ao redor dos corpos de prova. Ao constatar-se que as deformações eram aplicadas na forma de deslocamentos relativos dos punções (Δ H) em relação à espessura inicial do corpo de prova (fixa no valor de 10,00 mm), a existência da lâmina de tântalo proporcionou uma deformação real 4% superior à programada em todos os corpos de prova.

III.3.3 Caracterização Microestrutural

As amostras foram submetidas ao mesmo ataque descrito na seção III.1.3 para revelação da microestrutura austenítica, após o qual avaliou-se o respectivo tamanho de grão entre os passes pelo método dos interceptos de Heyn [21], utilizando-se o mesmo microscópio OLYMPUS BX60M.

As amostras conformadas no simulador termomecânico apresentam na seção deformada duas regiões bem distintas: - uma primeira, bem próxima da superfície de contato com os punções da máquina, onde praticamente não ocorre deformação e os grãos se apresentam com um tamanho equivalente ao da seção não deformada, e uma segunda, no centro da seção, onde os grãos foram efetivamente deformados, apresentando-se mais refinados, fato que será mostrado na seção IV.2.2.

A avaliação do tamanho de grão foi realizada em uma região distante cerca de 1,00 mm das superfícies externas, na qual a reta de referência para contagem dos interceptos era disposta na direção vertical para seções pouco deformadas (h > 4,00 mm) e na direção horizontal para as muito deformadas ($h \le 4,00$ mm), conforme apresentado na figura III.12:



Figura III.12 – Região considerada na avaliação metalográfica.

Foram realizadas três medições na direção selecionada e tomou-se a média para representar o tamanho de grão da amostra.

As direções de contagem dos interceptos adotadas nas amostras, assim como o número de interceptos avaliados por contagem, estão apresentados no capítulo dos resultados.

Capítulo IV – Resultados

Neste capítulo estão dispostos os resultados obtidos em decorrência da aplicação da metodologia experimental ao projeto de simulação em laboratório do forjamento de uma biela de aço.

Será mantida a separação entre etapa industrial e etapa de simulação.

IV.1 Experiência Industrial

IV.1.1 Parâmetros Industriais

O processo de conformação da biela se dá em três fases: passes de laminação, de forjamento em prensas de matriz fechada e rebarbamento. Tais etapas são apresentadas na tabela IV.1, juntamente com fotografias dos esboços resultantes de cada passe:

Fase	Seqüência	Descrição do Passe
Matéria-prima para confecção da biela	a	Barra redonda mecânica de 41,1 mm de diâmetro.
Laminação	b	L1 – primeiro passe de laminação.
Laminação	C	L2 – Segundo passe de laminação.

Tabela IV.1 – Etapas do forjamento da biela, e descrição dos passes.

Laminação	d	L3 – Terceiro passe de laminação.
Laminação	e and the second se	L4 – Quarto passe de laminação.
Forjamento	r	P1 – Primeiro passe de forjamento.
Forjamento	g	P2 – Segundo passe de forjamento.
Forjamento	h	P3 – Terceiro passe de forjamento.
Rebarbamento	i	R1 – Primeiro passe de rabarbamento.

	Ferradura	
	Boleto	R2 – Segundo e último passe
Rebarbamento		de rebarbamento. Conclusão
	and the second s	do forjamento.

As temperaturas antes dos passes e os tempos decorridos ao longo do processo foram extraídos do projeto de formatura de DE LANNES [23] e estão apresentados nas tabelas IV.2 e IV.3:

Tabela IV.2 - Medidas da temperatura em que foi realizado cada passe do forjamento

]	Ferradura			Haste		Boleto			
Passe	Medida	Medida	Média	Medida	Medida	Média	Medida	Medida	Média	
	1	2		1	2		1	2		
L1	1148	1152	1150	1148	1152	1150	1148	1152	1150	
L2	1141	1149	1145	1137	1143	1140	1140	1144	1142	
L3	1133	1137	1135	1129	1131	1130	1133	1133	1133	
L4	1126	1125	1125,5	1119	1121	1120	1125	1121	1123	
P1	1100	1109	1104,5	1063	1096	1079,5	1090	1081	1085,5	
P2	1086	1047	1066,5	1046	1047	1046,5	1047	1037	1042	
P3	1027	1033	1030	1021	1030	1025,5	1019	1012	1015,5	
R1	907	929	918	870	849	859,5	945	933	939	
R2	899	912	905,5	864	826	845	927	911	919	

da biela (em °C).

Tabela IV.3 - Medidas do tempo em que cada passe do processo de conformação da

biela foi realizado (em segundos).

Passe	Medida	Medida	Medida	Medida	Medida	Medida	Média	Desvio
	1	2	3	4	5	6		Padrão
L1	1,56	1,04	2,85	2,43	2,44	2,70	2,14	±0,70
L2	2,83	2,19	4,03	3,62	3,67	4,05	3,40	±0,73
L3	4,09	3,76	5,20	4,96	4,84	5,27	4,62	±0,74
L4	5,29	4,63	6,41	6,21	6,16	6,56	5,88	±0,75
P1	9,67	10,29	11,62	11,99	12,65	12,33	11,43	±1,19
P2	11,21	12,43	13,25	13,71	14,19	13,96	13,13	±1,12
P3	14,52	14,66	15,25	15,75	16,17	15,91	15,58	±0,68
R1	28,02	37,67	30,28	39,28	38,06	29,11	33,74	±5,12
R2	30,80	40,67	33,56	42,28	41,19	32,42	36,82	$\pm 5,10$

IV.1.2 Análise Metalográfica do Material Industrial

A avaliação microestrutural das amostras temperadas manteve a identificação nas três regiões de interesse: boleto, haste e ferradura. Nas tabelas IV.4, IV.5 e IV.6 são apresentados os resultados determinados no projeto de formatura de DE LANNES [23] para os tamanhos dos grãos austeníticos.

				Area selecionada		Seção tra	insversal	
Seção de		Tempo	Temp.	Tam. de		Tam. de		
corte	Amostra	(s)	(°C)	Grão	Erro	Grão	Erro	
(fig. III.2)				(mm)		(mm)		
	Entrada L1	2.17	1150.0	62.8	5.7	62.8	5.7	
2.1	Entrada L2	3.40	1142.0	51.7	6.4	50.9	7.9	
3.1	Entrada L3	4.69	1133.0	57.8	9.3	43.5	5.3	
4.1	Entrada L4	5.88	1123.0	63.3	9.2	53.0	3.4	
5.1	Entrada P1	11.43	1085.5	81.7	14.0	96.5	3.9	
6.1	Entrada P2	13.13	1042.0	68.1	3.9	76.4	5.3	
7.1	Entrada P3	15.38	1015.5	60.8	7.4	39.1	3.6	
8.1	Entrada R1	33.74	939.0	48.9 *	1.71*	53.0 *	3.1 *	
9.1	Entrada R2	36.82	919.0	35.5 *	1.05*	39.3 *	1.8 *	

Tabela IV.4 – Tamanho de grão para os passes da região correspondente ao boleto.

				Área sele	ecionada	Seção transversal		
Seção de		Tempo	Temp.	Tam. de		Tam. de		
corte	Amostra	(s)	(°C)	Grão	Erro	Grão	Erro	
(fig. III.2)				(mm)		(mm)		
	Entrada L1	2.17	1150.0	62.8	5.7	62.8	5.7	
2.2	Entrada L2	3.40	1140.0	36.7	3.9	37.1	6.2	
3.2	Entrada L3	4.69	1130.0	29.5	5.2	35.6	2.3	
4.2	Entrada L4	5.88	1120.0	29.2	2.0	28.2	2.2	
5.2	Entrada P1	11.43	1079.5	29.2	2.1	32.0	1.8	
6.2	Entrada P2	13.13	1046.5	34.2	1.5	37.4	3.0	
7.2	Entrada P3	15.38	1025.5	18.6	3.2	19.1	1.5	
8.2	Entrada R1	33.74	859.5	17.0	6.1	18.9	12.9	
9.2	Entrada R2	36.82	845.0	12.6	3.2	13.8	2.4	

Tabela IV.5 – Tamanho de grão para os passes da região correspondente à haste.

Tabela IV.6 – Tamanho de grão para os passes da região correspondente à ferradura.

				Área sele	ecionada	Seção transversal		
Seção de		Tempo	Temp.	Tam. de		Tam. de		
corte	Amostra	(s)	(°C)	Grão	Erro	Grão	Erro	
(fig. III.2)				(mm)		(mm)		
	Entrada L1	2.17	1150.0	62.8	5.7	62.8	5.7	
	Entrada L2	3.40	1145.0					
	Entrada L3	4.69	1135.0					
	Entrada L4	5.88	1125.0					
	Entrada P1	11.43	1104.5					
6.3	Entrada P2	13.13	1066.5	51.0	5.1	40.5	2.6	
7.3	Entrada P3	15.38	1030.0	39.3	3.4	35.4	3.1	
8.3	Entrada R1	33.74	918.0	47.0*	2.22*	52.4 *	3.5 *	
9.3	Entrada R2	36.82	905.5	36.5	7.8	41.1	6.6	

Nas tabelas IV.4, IV.5 e IV.6, os valores assinalados com (*) não constavam na fonte citada [23], sendo determinados neste trabalho.

As micrografias relativas às amostras analisadas foram extraídas do projeto de formatura de DE LANNES [23] e estão apresentadas nas figuras IV.1, IV.2, IV.3 e IV.4, à exceção das micrografias assinaladas com (*), que não constavam na fonte citada, sendo realizadas neste trabalho.



 $Figura \ IV.1 \ - \ Amostra \ do \ reaquecimento \ industrial \ (Entrada \ L1) \ - \ Ataque: \ p'crico \ + \ FeCl_3$



Figura IV.2 - Série de micrografías das amostras de entrada dos diversos passes do forjamento da biela. Região de interesse: Boleto. Ataque: pícrico + FeCl₃



Figura IV.3 - Série de micrografias das amostras de entrada dos diversos passes do forjamento da biela. Região de interesse: Haste. Ataque: pícrico + FeCl₃



Figura IV.4 - Série de micrografias das amostras de entrada dos diversos passes do forjamento da biela. Região de interesse: Ferradura. Ataque: pícrico + FeCl₃

A relação entre a microestrutura austenítica e a transformada é verificada na figura IV.5:



Figura IV.5 – Relação entre microestrutura austenítica e transformada, para cada região da biela. Ataque da asutenita: pícrico + $FeCl_3$, ataque da microestrutura final: nital 2%.

IV.1.3 Determinação das Deformações

Avaliando-se as dimensões do material entre os passes do forjamento industrial, de acordo com a metodologia anteriormente descrita, obteve-se os valores constantes nas tabelas IV.7, IV.8 e IV.9 para as deformações principais e em modo de compressão plana (ε_{cp}) dos passes de cada região da biela.

Em todas as regiões de interesse da biela a seção de entrada no passe L1 era a mostrada na figura IV.6:

Seção de entrada no passe L1	Dados (mm)
	h1 = 41,1

Figura IV.6 – Seção de entrada no passe L1 de todas as regiões da biela (ferradura, haste e boleto).

Passe	Seção	Dados	(mm)	Área da	seção(mm ²)	Obs.	E 1	E 2	E 3	Ecp
		h2	12	Total	rebarba					
L1		32,0	48,0	1206		Adotada a forma elíptica	-0,25	0,16	0,10	0,22
L2		39,0		1195			-0,21	0,20	0,01	0,20
L3		35,3	40,5	1123		Adotada a forma elíptica	-0,10	0,04	0,06	0,09
L4		37,5		1104			-0,08	0,06	0,02	0,07
P1		31,5	41,3	1088		Adotada a forma chato canto redondo	-0,17	0,16	0,01	0,17
P2		29,3	32,0	938	84		-0,07	0,00	0,07	0,07
Р3		26,6	32,0	851			-0,10	0,00	0,10	0,19

Tabela IV.7 – Determinação das deformações principais dos passes do boleto.

Passe	Seção	Dados	(mm)	Área da	seção(mm ²)	Obs.	£ 1	E 2	E 3	Еcp
		h2	12	Total	rebarba					-
P1		25,6	54,5	1255		Adotada a forma chato canto redondo	-0,28	0,23	0,06	0,26
P2		28,0		1230	65		0,09	-0,06	-0,03	0,08
Р3		26,4		1204			-0,06	0,04	0,02	0,05

Tabela IV.8 – Determinação das deformações principais dos passes da ferradura.

Passe	Seção	Dados	(mm)	Área da	seção(mm ²)	Obs.	£ 1	E 2	E 3	Ecp
		h2	12	Total	rebarba					-
L1		19,0	46,8	889		Adotada a forma elíptica	-0,77	0,37	0,40	0,67
L2		25,0		491			-0,63	0,03	0,59	0,61
L3		14,0	30,3	424		Adotada a forma elíptica	-0,58	0,43	0,15	0,52
L4		17,0		227			-0,58	-0,05	0,63	0,60
P1		12,3	21,5	231		Adotada a forma chato canto redondo	-0,32	0,34	-0,02	0,33
P2		3,7	20,7	188	100		-1,20	1,56	-0,36	1,42
P3		3,0	20,7	181			-0,21	0,17	0,04	0,19

Tabela IV.9 – Determinação das deformações principais dos passes da haste.

Constatou-se que o valor encontrado para a deformação na região da ferradura para o passe P2 (apenas $\varepsilon = 0,08$), é muito pequeno quando comparado com o deslocamento de material, uma vez que a largura da ferradura é cerca de 1.5 vezes a largura de entrada, conforme observado na figura IV.7:



Figura IV.7 – Aspecto da biela deformada, após os passes P1 e P2, respectivamente. Atentar para o deslocamento de material na região da ferradura.

A determinação da deformação na região da ferradura após o passe P2 foi realizada mediante avaliação da expansão radial sofrida pelo material durante o passe. Este procedimento compreendia as seguintes etapas:

- a) Cálculo do volume de material compreendido entre os pontos onde se deseja determinar o valor da deformação (ponto 4 da figura IV.8);
- b) Cálculo do raio do cilindro (Rc) cuja altura é de 25,6 mm (que corresponde à altura do material antes do passe P2), de modo a que o mesmo comportasse o mesmo volume determinado no item a); e
- c) Determinação das deformações cincunferencial (ε_c), na direção da espessura (ε_e)
 e radial (ε_r), através das seguintes expressões:

 $\varepsilon_c = \ln (distância do ponto 4 ao centro / Rc)$

 $\epsilon_e = ln$ (altura no ponto 4 após P2 / altura no ponto 4 antes de P2)

$$\varepsilon_r = -(\varepsilon_c + \varepsilon_e)$$

Fazendo-se uso da projeção, sobre papel milimetrado, da seção do material conformado pelo passe P2, de acordo com a representação mostrada na figura IV.8, encontra-se o volume de material compreendido entre os pontos de interesse, o qual corresponde a 39766 mm³, o que irá proporcionar um valor para Rc correspondente a 22,2 mm.



Figura IV.8 – Representação do procedimento para cálculo da área das seções da região da ferradura após o 6º passe (P2).

Portanto, os valores para as deformações principais serão:

 $\varepsilon_c = 0,25$ $\varepsilon_e = 0,09$ $\varepsilon_r = -0,34$

Que resulta no valor 0,30 para a deformação em compressão plana para o passe P2 na região da ferradura.

IV.1.4 Determinação das Taxas de Deformação

Os valores das taxas de deformação foram obtidos mediante a aplicação da metodologia descrita na seção III.1.7, sobre os dados constantes nas tabelas IV.7, IV.8 e IV.9, e estão apresentados nas tabelas IV.10 e IV.11:

Região de	Dasse	ϵ h_i h_f		L	Tempo	æ	
interesse	1 2550	efetiva	(mm)	(mm)	(mm)	(s)	(s^{-1})
	L1	0.77	41.1	19.0	40.3	0.030	25.5
Haste	L2	0.71	46.8	25.0	40.0	0.030	23.7
	L3	0.60	25.0	14.0	28.4	0.021	28.2
	L4	0.70	30.3	17.0	31.3	0.023	29.9
	L1	0.25	41.1	32.0	25.9	0.019	12.9
Boleto	L2	0.23	48.0	39.0	25.7	0.019	11.9
	L3	0.10	39.0	35.3	16.5	0.012	8.1
	L4	0.08	40.5	37.5	14.8	0.011	7.2

Tabela IV.10 – Determinação das taxas de deformação dos passes de laminação.

Onde os valores extraídos do catálogo do equipamento, relativos ao diâmetro do cilindro e rotação, correspondem, respectivamente a 300 mm e 85 RPM, h_i é a altura inicial, h_f é a altura final e L é o comprimento do arco de contato.

Região de	Passe	3	\mathbf{h}_{i}	h_{f}	æ
interesse	1 4550	efetiva	(mm)	(mm)	(s ⁻¹)
	P1	0.30	34.0	25.6	6.054
Ferradura	P2	0.35(*)	25.6	3.5	4.313
	P3	0.06	3.5	3.0	4.989
	P1	0.38	17.0	12.3	10.277
Haste	P2	1.64	12.3	3.7	32.702
	P3	0.22	3.7	3.0	15.460
	P1	0.19	37.5	31.5	4.544
Boleto	P2	0.08	31.5	29.3	3.168
	P3	0.11	29.3	26.6	3.931

Tabela IV.11 - Determinação das taxas de deformação dos passes de forjamento.

(*)=> estimada por expansão radial.

IV.1.5 Esquema de Deformações

Concluída a medição dos intervalos de tempo, das temperaturas, das deformações e após calcular as taxas de deformação de todos os passes, extraiu-se os resultados constantes nas tabelas: IV.4, IV.5 e IV.6 (tempo e temperatura dos passes), IV.7, IV.8 e IV.9 (deformação em modo de compressão plana) e IV.10 e IV.11 (taxa de deformação). Estes resultados foram condensados na tabela IV.12 que corresponde ao esquema de deformações, cuja finalidade é orientar os ensaios de simulação física.

A coluna espessura apresenta o valor de espessura do corpo de prova após a aplicação de cada passe de deformação, considerando que a espessura inicial do corpo de prova é de 10,0 mm.

		E	Boleto			Haste			Ferradura				
Passe	t	T	εcp	dɛ/dt	Espessura	T	εср	dɛ/dt	Espessura	T	εср	dɛ/dt	Espessura
	(s)	(*C)	-	(S-1)	(mm)	(***)	-	(S-1)	(mm)	(°C)	-	(s-1)	(mm)
LI	2.17	1150	0.217	11.177	8.053	1150	0.667	22.091	5.133	1150	-	-	-
	3.40	1142	0.199	10.340	6.599	1140	0.615	20.509	2.776	1145	-	-	-
L3	4.69	1133	0.087	7.012	6.051	1130	0.520	24.399	1.651	1135	-	-	-
	5.88	1123	0.069	6.229	5.646	1120	0.606	25.887	0.900	1126	-	-	-
P1	11.43	1086	0.165	3.935	4.790	1080	0.329	8.900	0.648	1105	0.260	5.243	7.712
P2	13.13	1042	0.069	2.743	4.469	1047	1.420	28.320	0.157	1067	0.303	3.735	5.696
P3	15.38	1016	0.095	3.404	4.063	1026	0.191	13.388	0.129	1030	0.052	4.320	5.407
R1	33.74	939	-	-	-	860	-	-	-	918	-	-	-
R2	36.82	919	-	-	-	845	-	-	-	906	-	-	-

Tabela IV.12 – Esquema de deformações para a simulação física no simulador termomecânico.

Onde:

εcp: deformação em compressão plana
dε/dt: taxa de deformação
Li: passe em laminador

Pi: passe em prensa Ri: passe em rebarbadora T: Temperatura na entrada Concluída a caracterização do processo industrial, iniciou-se a parte experimental relativa à simulação física.

Observando-se o esquema de deformações (tabela IV.12), verificou-se que não seria possível simular alguns passes finais da região da haste, uma vez que a espessura final da área deformada seria muito reduzida, acarretando em insuficiência de material para análise. Este problema ocorreu a partir do passe L4, onde a espessura passou a ficar abaixo do 1,00 mm.

Desta forma, os únicos passes do forjamento da biela que não foram simulados correspondem aos passes P1, P2 e P3 relativos à região da haste.

IV.2.1 Condições Efetivas de Realização dos Ensaios

Durante cada ensaio realizado, o simulador termomecânico registra a temperatura, os instantes em que cada passe é aplicado, a deformação imposta e a tensão aplicada aos corpos de prova, tudo isso de acordo com a freqüência de aquisição estabelecida na rotina de execução. A partir desses dados é possível verificar a condição real em que cada amostra foi ensaiada.

- Temperatura

A verificação dessa condição fez necessária a elaboração de gráficos de temperatura versus tempo para cada amostra e sua correspondente região de interesse da biela, colocando-se, também, a temperatura planejada, que corresponde à temperatura real da biela obtida em medições efetuadas durante o processo de produção.

São apresentadas nas figuras IV.9, IV.10 e IV.11 as temperaturas das amostras ensaiadas no simulador termomecânico:


Figura IV.9 - Temperatura dos Passes Relativos ao Boleto : Planejado X Realizado.



Figura IV.10 - Temperatura dos Passes Relativos a Ferradura : Planejado X Realizado.



Figura IV.11 - Temperatura dos Passes Relativos a Haste : Planejado X Realizado.

As amostras HP1A8 e HL4A7 apresentaram temperaturas de ensaio significativamente inferiores à planejada, conforme observado na figura IV.11. Tal fato justifica os maiores valores para as tensões desses passes e os menores tamanhos de grão encontrados nessas amostras, conforme será visto nas seções seguintes.

- Deformação

A verificação das deformações impostas às amostras da simulação física envolveu a elaboração de gráficos deformação versus tempo, onde foi possível avaliar os instantes nos quais se deram as deformações e os seus respectivos valores.

Nesses gráficos também foram incluídas as deformações planejadas, que correspondem às deformações impostas pelo processo industrial avaliadas através das deformações aplicadas à biela durante o forjamento. Tais gráficos são apresentados nas figuras IV.12, IV.13 e IV.14:



Figura IV.12 - Deformação dos Passes Relativos ao Boleto : Planejado X Realizado.



Figura IV.13 - Deformação dos Passes Relativos à Ferradura : Planejado X Realizado.



Figura IV.14 - Deformação dos Passes Relativos à Haste : Planejado X Realizado.

Foram elaborados gráficos Tensão X Deformação para as amostras BR2A15, FR2A13 e HP1A8 as quais receberam todos os passes para sua respectiva região de interesse. Tais gráficos são apresentados nas figuras IV.15, IV.16 e IV.17. Nestes gráficos também está indicada a existência de uma tensão entre os passes (linha tracejada), cuja finalidade é fixar a amostra entre os punções.



Figura IV.15 - Gráfico Tensão-Deformação - Amostra BR2A15



Figura IV.16 - Gráfico Tensão-Deformação - Amostra FR2A13



Figura IV.17 - Gráfico Tensão-Deformação - Amostra HP1A8.

Uma avaliação do efeito da tensão aplicada entre os passes pode ser feita mediante uma comparação entre os valores da deformação acumulada ao início e fim de cada passe. Para a construção dessas tabelas foram tomados os arquivos de dados pertencentes às amostras que continham a seqüência completa dos passes para cada região da biela, a saber: BR2A15, FR2A13 e HP1A8, dados esses apresentados nas tabelas IV.13, IV.14 e IV.15:

				Deformação	
Passe	Deformação	Deformação final	Do passe	Entre passes	Planejada
L1	-0.0770	-0.2101	0.1332	0.0358	0.217
L2	-0.2459	-0.4623	0.2164	0.0485	0.199
L3	-0.5108	-0.5826	0.0719	0.0430	0.087
L4	-0.6256	-0.6815	0.0559	0.0485	0.069
P1	-0.7300	-0.8942	0.1642	0.0402	0.165
P2	-0.9344	-0.9995	0.0651	0.0279	0.069
P3	-1.0274	-1.1245	0.0971	-	0.095
		Def. acumulada	0.8037	0.2439	0.901

Tabela IV.13 – Deformações realizadas, planejadas e de fluência na amostra BR2A15. Deformação total medida na amostra igual a 0.990.

Tabela IV.14 – Deformações realizadas, planejadas o	e de fluência na amostra FR	2A13.
Deformação total medida na amostr	a igual a 0.680 .	

				Deformação	
Passe	Deformação	Deformação final	Do passe	Entre passes	Planejada
P1	-0.0601	-0.2518	0.1917	0.0488	0.260
P2	-0.3006	-0.6382	0.3376	0.0492	0.303
P3	-0.6874	-0.7407	0.0533	-	0.052

0.03823 0.0980 0.013	Def. acumulada	0.5825	0.0980	0.615
----------------------	----------------	--------	--------	-------

Tabela IV.15 – Deformações realizadas, planejadas e de fluência na amostra HP1A8. Deformação total medida na amostra igual a 2.810.

				Deformação	
Passe	Deformação	Deformação final	Do passe	Entre passes	Planejada
L1	-0.1011	-0.7051	0.6040	0.1517	0.667
L2	-0.8568	-1.5648	0.7080	0.1684	0.615
L3	-1.7332	-2.4130	0.6798	0.1360	0.520
L4	-2.5490	-3.8182	1.2692	-	0.606
		Def. acumulada	3.2610	0.4561	2.4080

Sendo que as deformações acumuladas no início e fim de cada passe são denominadas, respectivamente, por deformação inicial e deformação final, a

deformação do passe é a diferença entre deformação final e inicial, a deformação entre passes é a diferença entre a deformação final e a inicial de passes sucessivos e a deformação planejada é a constante na tabela IV.12 (esquema de deformações).

- Taxa de Deformação

A determinação da taxa de deformação em cada passe exigiu o registro gráfico da deformação em função do tempo no instante de cada passe para todas as amostras de simulação e determinar os pares ordenados (tempo, deformação) nos instantes de início e fim dos passes, para então proceder com o cálculo da taxa de deformação, através da expressão:

$$\mathscr{E} = \frac{\mathcal{E}_f - \mathcal{E}_i}{t_f - t_i} \tag{4.1}$$

Considerando-se que \mathcal{E}_f e \mathcal{E}_i são as deformações acumuladas na amostra respectivamente ao final e no início do passe, e, t_f e t_i são, respectivamente, os instantes de tempo onde termina e inicia o passe de deformação.

Nas figuras IV.18, IV.19 e IV.20 são apresentados os gráficos utilizados para determinação das taxas de deformação nas amostras BR2A15, FR2A13 e HL3A10. Nas mesmas figuras foram inseridos os valores planejados da deformação de cada passe.



Figura IV.18 – Deformação planejada x realizada para cada passe da amostra BR2A15.





BR2A15 – passe P3

Figura IV.18 (continuação) – Deformação planejada x realizada para cada passe da amostra BR2A15.





FR2A13 - passe P3

Figura IV.19 – Deformação planejada x realizada para cada passe da amostra FR2A13.



Figura IV.20 – Deformação planejada x realizada para cada passe da amostra HL3A10.

Extraindo-se desses gráficos os pares ordenados (tempo,deformação), elaborouse a tabela IV.16, onde são determinadas as taxas de deformação efetivamente aplicadas aos corpos de prova ensaiados no simulador termomecânico.

		Deformação (*)		Tempo		
Amostra	Passe	Início	Fim	Início	Fim	& (s ⁻¹)
	L1	-0.07696	-0.21011	202.4245	202.4357	11.888
	L2	-0.24589	-0.4623	203.8247	203.8441	11.155
	L3	-0.51077	-0.58263	205.304	205.3146	6.779
BR2A15	L4	-0.6256	-0.68151	206.6802	206.6892	6.212
	P1	-0.73001	-0.89416	212.4367	212.4733	4.485
	P2	-0.93438	-0.99946	-214.3895	214.4205	2.099
	P3	-1.0274	-1.1245	-216.8855	216.9173	3.053
	P1	-0.06014	-0.25181	211.7043	211.7425	5.018
FR2A13	P2	-0.30063	-0.63819	213.6249	213.7099	3.971
	P3	-0.6874	-0.74071	216.1425	216.1547	4.370
HL3A10	L1	-0.09115	-0.69767	202.4218	202.4462	24.857
	L2	-0.82613	-1.56000	203.8343	203.8627	25.840

Tabela IV.16 – Cálculo das taxas de deformação dos passes das amostras BR2A15, FR2A13 e HL3A10

(*) – deformação apresentada em valores acumulados ao longo dos passes.

Este procedimento foi aplicado à todas as amostras ensaiadas, determinado-se as taxas de deformação aplicadas aos corpos de prova durante a simulação física.

A confrontação entre as taxas realizadas nos ensaios e as taxas programadas na etapa experimental está apresentada nos gráficos das figuras IV.21, IV.22 e IV.23:



Figura IV.21 - Taxas de Deformação dos Passes do Boleto e Taxa de Deformação Programada



Figura IV.22 - Taxas de Deformação dos Passes da Ferradura e Taxa de Deformação Programada



Figura IV.23 - Taxas de Deformação dos Passes da Haste e Taxa de Deformação Programada

IV.2.2 Análise dos Corpos de Prova

- Linhas de Segregação

Durante as observações microscópicas preliminares dos corpos de prova conformados no simulador termomecânico, foi verificada a não homogeneidade das deformações ao longo da seção dos mesmos, o que foi claramente demonstrado pela comparação entre a disposição das linhas de segregação das regiões deformada e não deformada dos corpos de prova. Tal fato pode ser verificado no conjunto de micrografias realizadas sobre a amostra FR2A13, apresentado na figura IV.24:



Figura IV.24 – Disposição das linhas de segregação ao longo da seção deformada da amostra FR2A13. Ataque: pícrico + FeCl₃

As medidas das coordenadas das linhas de segregação dos corpos de prova foram feitas de acordo com o esquema apresentado na figura IV.25:



Figura IV.25 – Metodologia para medição das linhas de segregação das amostras da simulação física.

O posicionamento do eixo X está na seção não deformada do corpo de prova, e o do eixo Y no centro da região deformada; os números mostrados na figura correspondem aos índices das cooordenadas X e Y. Os valores das coordenadas das linhas de segregação, em milímetros, estão dispostos na tabela IV.17:

	BL2	2A21	BL3	3A20	BL4	A19	BP1	A18	BP2	2A17	BPS	BA16
Índice	Χ	Y	Χ	Y	X	Y	X	Y	Χ	Y	X	Y
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
1	1	1	0.5	0.5	0.7	0.60	1.2	1.2	1.6	1.29	1.1	0.99
2	2	1.80	1.2	1.2	1.6	1.30	3.1	2.09	2.6	1.69	2.4	1.69
3	3	2.50	2.1	1.79	2.3	1.70	5.3	2.69	3	1.79	4.2	2.09
4	3.8	3.1	4.2	2.89	5.2	2.70	7.2	3.29	4.5	1.99	4.6	2.19
5	5.2	4.00	5.9	3.39	6.6	3.20	8.7	4.09	6.6	2.39	7.1	2.59
6	6.6	4.99	7.3	4.09	7.6	3.80	10	5.29	8.2	2.89	8.4	2.89
7	8.2	6.10	8.8	5.19	10	5.51			10	4.29	9	3.29
8	10	7.79	10	6.2							10	4.18
	BR2	2A15	HL	2A9	FP2	A11	FP3	SA12	FR2	2A13		
Índice	Х	Y	X	Y	X	Y	Χ	Y	Х	Y		
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0		
1	0.7	0.49	0.6	0.51	2.2	1.89	1	0.89	0.8	0.8		
2	1	0.72	1.8	1.31	3.2	2.79	1.5	1.39	2.3	1.7		
3	2.2	1.42	3.9	2.01	4.3	3.38	2.5	1.89	4.6	2.49		
4	3.7	1.62	5.3	2.31	5.5	4.08	4.6	2.59	6.3	2.99		
5	6.2	1.92	7	2.71	7.7	5.49	5.5	2.89	7.6	3.49		
6	7.2	2.02	8.5	3.41	8.8	6.39	6.6	3.19	8.4	3.79		
7	8.7	2.52	10	4.71	10	7.59	8.1	3.89	10	5.20		
8	9.4	3.02					10	5.39				
9	10	3.52										

Tabela IV.17 – Coordenadas das linhas de segregação dos corpos de prova da simulação física.

- Microestrutura

Uma outra evidência que confirma a heterogeneidade das deformações é o comportamento da microestrutura, onde se percebem, claramente, grandes diferenças entre os tamanhos dos grãos próximos à superfície e os do núcleo das amostras.

Essa diferença entre tamanhos de grãos é exemplificada para a amostra FR2A13, mostrada na figura IV.26:



Área deformada - centro

Figura IV.26 – Heterogeneidade da microestrutura na amostra FR2A13. Ataque: pícrico + FeCl₃

Esses fatos determinaram a adoção dos seguintes critérios para as análises metalográficas:

a) Desprezar a região adjacente às superfícies de contato com os punções do simulador termomecânico, onde a deformação final é próxima de zero; e

b) Considerar a região central da amostra, sabendo-se de antemão que a deformação média nesta região será certamente superior à deformação nominal imposta à amostra durante o ensaio.

IV.2.3 Caracterização Microestrutural e Dimensional dos Corpos de Prova

Os resultados das medidas dimensionais dos corpos de prova deformados no simulador termomecânico, e os tamanhos de grão resultantes, estão apresentados na tabela IV.18:

Amostra	Deformação total	Nº Interceptos	$\overline{L_3}(\mu m)$	Erro (µm)	Direção	$\overline{L_3}$ (µm) (região ND)
BL2A21	0.25	266	38.1	2.3	Vertical	58.8
BL3A20	0.48	327	24.8	1.4	Vertical	51.9
BL4A19	0.60	287	36.0	2.1	Vertical	68.5
BP1A18	0.63	262	37.9	2.3	Vertical	53.0
BP2A17	0.84	253	27.4	1.7	Vertical	51.0
BP3A16	0.88	191	45.1	3.3	Vertical	61.2
BR2A15	0.99	164	28.1	2.2	Vertical	58.4
FP2A11	0.27	284	33.6	2.0	Vertical	50.5
FP3A12	0.62	305	26.8	1.5	Vertical	54.1
FR2A13	0.68	218	36.6	2.5	Vertical	64.5
HL2A9	0.71	230	34.0	2.2	Vertical	55.7
HL3A10	1.44	171	21.0	1.6	Vertical	67.7
HL4A6	1.84	810	11.9	0.4	Horizontal	64.0
HP1A8	2.81	230	21.7	1.4	Horizontal	53.7

Tabela IV.18 – Resultados das análises dimensional e metalográfica realizada sobre as amostras da simulação física. ND => não deformada.

As micrografías correspondentes às microestruturas dos corpos de prova, estão apresentadas nas figuras IV.27, IV.28 e IV.29:



Figura IV.27 - Série de micrografias das amostras conformadas no simulador termomecânico, simulando os passes do forjamento da biela - região central das amostras. Ataque: pícrico + FeCl₃



Figura IV.28 - Série de micrografias das amostras conformadas no simulador termomecânico, simulando os passes do forjamento da biela - região central das amostras. Ataque: pícrico + FeCl₃



Figura IV.29 - Série de micrografias das amostras conformadas no simulador termomecânico, simulando os passes do forjamento da biela - região central das amostras. Ataque: pícrico + FeCl₃

Capítulo V – Discussão

Neste capítulo serão discutidos os resultados obtidos nos experimentos realizados no simulador termomecânico, comparando-os com os obtidos na operação industrial.

Serão também tratados os eventuais desvios entre o planejamento experimental e o experimento efetivamente realizado, a fim promover uma melhor compreensão do processo de simulação física no equipamento.

V.1 Experiência Industrial

- Temperatura e Tempo

As variações nos valores da temperatura e do tempo são consideradas satisfatórias para um processo industrial de forjamento, e caracterizam uma boa reprodutibilidade da prática industrial.

Esse aspecto é apresentado nas tabelas V.1 e V.2 que mostram a amplitude de variação dos valores medidos de temperatura e o desvio padrão dos valores medidos do tempo:

	Ferradura		Haste		Boleto	
Docco	Média	Amplitude	Média	Amplitude	Média	Amplitude
1 8550	(°C)	(°C)	(°C)	(°C)	(°C)	(°C)
L1	1150	4	1150	4	1150	4
L2	1145	8	1140	6	1142	4
L3	1135	4	1130	2	1133	0
L4	1125,5	1	1120	2	1123	4
P1	1104,5	9	1079,5	33	1085,5	9
P2	1066,5	39	1046,5	1	1042	10
P3	1030	6	1025,5	9	1015,5	7
R1	918	22	859,5	21	939	12
R2	905,5	13	845	38	919	16

Tabela V.1 – Temperaturas médias e diferenças entre os valores máximo e mínimo (amplitude), medidos para as temperaturas dos passes da biela.

Tabela V.2 – Média e desvio padrão dos valores medidos para os tempos dos passes da biela.

Dasse	Média	Desvio
1 4550	(s)	Padrão (s)
L1	2,14	0,70
L2	3,40	0,73
L3	4,62	0,74
L4	5,88	0,75
P1	11,43	1,19
P2	13,13	1,12
P3	15,58	0,68
R1	33,74	5,12
R2	36,82	5,10

- Deformações

Quanto ao critério de determinação das deformações da biela forjada, baseado nas medidas dimensionais entre cada passe, algumas considerações importantes devem ser feitas.

A primeira se refere à atribuição de um valor médio de deformação para uma operação de forjamento apresentando alguns passes de laminação e outros passes em matrizes fechadas, onde se desenvolvem significativas deformações redundantes.

Uma deformação média é na realidade uma aproximação da condição real de deformação de um forjado, uma vez que não mostra a heterogeneidade da deformação ao longo de sua seção.

Outro importante fator detectado durante a avaliação das deformações foi a grande influência que a rebarba possui sobre o valor das deformações no forjado. O critério de excluir a área da seção transversal da rebarba da área da seção transversal do forjado nos passes onde a rebarba é formada, ou seja, no passe P2, aumenta o valor final da deformação do passe, principalmente para a região da haste, onde a rebarba é proporcionalmente maior.

A utilização de projetores de perfis permitiria obter medidas mais precisas para as áreas das seções do forjado. Entretanto, a imprecisão obtida pela aproximação para figuras geométricas conhecidas não é significativa face ao problema da heterogeneidade das deformações, o que será detalhado na seção V.2.1.

Uma avaliação que seja a mais realista possível dos valores da deformação dos passes é essencial para o êxito do experimento de simulação; isto poderia ser alcançado mediante aplicação de métodos numéricos tais como elementos finitos[2] e [3], os quais não foram objeto deste trabalho.

- Taxas de Deformação

O procedimento adotado para determinar o intervalo de tempo da deformação dos passes efetuados em prensa excêntrica [7], resulta em valores equivalentes à realidade do processo industrial.

Em relação aos passes de laminação, foi adotado o método de laminação de barras [22], por se tratar da condição que mais se aproxima do processo industrial. Este método apresenta uma diferença geométrica em relação ao processo real, uma vez que no forjamento os passes de conformação são realizados por intermédio de um cilindro contendo cavidades responsáveis por impor a forma do material, enquanto que na laminação convencional o cilindro possui geometria uniforme.

- Caracterização Microestrutural da Biela

Uma das questões levantadas durante a análise metalográfica das amostras oriundas da simulação física foi a da heterogeneidade microestrutural ao longo da seção deformada dos corpos de prova, fato mostrado na seção IV.2.2.

Esta heterogeneidade se manifestava na forma de diferença entre os tamanhos dos grãos no centro da seção e na superfície da mesma.

Foi feita uma avaliação na biela forjada industrialmente a fim de verificar se a microestrutura se apresentava homogênea ou não. Com esse propósito, comparou-se o tamanho de grão da área selecionada com o da seção transversal, conforme disposto nas figuras V.1, V.2 e V.3:



Figura V.1 – Comparação entre o tamanho de grão da área selecionada e da seção transversal - Boleto



Figura V.2 – Comparação entre o tamanho de grão da área selecionada e da seção transversal - Ferradura



Figura V.3 – Comparação entre o tamanho de grão da área selecionada e da seção transversal - Haste

Verifica-se que, com a exceção do passe P2 da ferradura (fig. V.2), todas as diferenças entre os tamanhos dos grãos da área selecionada e os da seção transversal são da mesma ordem de grandeza dos erros das medições, caracterizando, assim, uma microestrutura bastante homogênea na biela forjada.

V.1.1 Evolução Microestrutural

Nesta seção é apresentada a evolução da microestrutura austenítica nas posições selecionadas da biela durante o forjamento industrial.

Serão apresentados os tamanhos dos grãos austeníticos ao longo do tempo juntamente com os valores das deformações aplicadas ao material, a fim de relacionar os efeitos das condições de processamento sobre os fenômenos de recristalização e de crescimento de grão. As figuras V.4, V.5 e V.6 apresentam a evolução microestrutural das regiões correspondentes à ferradura, haste e boleto:



Figura V.4 – Evolução microestrutural da região da ferradura.



Figura V.5 – Evolução microestrutural da região do boleto.



Figura V.6 – Evolução microestrutural da região da haste.

A linha tracejada das figuras anteriores é uma ilustração de como seria o refino de grão associado à recristalização decorrente do passe de deformação, seguido do crescimento de grão associado ao tempo entre passes, devido ao fato do material se manter em temperatura elevada.

Verifica-se que na posição da ferradura os reduzidos valores de deformação dos passes proporcionaram um refino da microestrutura por recristalização estática, tais deformações se mantiveram abaixo dos valores críticos para a recristalização dinâmica, de acordo com o que se mostrou na figura II.7 e referência [12].

Na posição do boleto, as pequenas deformações impostas pelos passes do laminador em condições de temperatura elevada acarretam um refino reduzido da microestrutura e crescimento de grão (tabela II.1 e referência [11]).

Observando-se os resultados para a posição da haste, fica evidente que as elevadas deformações ultrapassaram os valores críticos para proporcionar a recristalização dinâmica[12]. Como conseqüência, obtém-se um significativo refino da microestrutura.

Como conseqüência desta evolução microestrutural, observa-se que a microestrutura final na posição da haste apresenta-se muito mais refinada que as demais, conforme mostrado na figura IV.5.

V.2 Simulação Física

- Temperatura

Observando-se as figuras IV.9, IV.10 e IV.11, verifica-se que, para as amostras relativas ao boleto, os passes de laminação se deram em temperaturas bastante próximas das temperaturas do processo industrial. Entretanto, para os passes da prensa, as temperaturas da simulação física foram aproximadamente 25°C superiores às do processo industrial.

Nas amostras relativas à ferradura a temperatura de simulação foi praticamente idêntica à temperatura do processo industrial.

Quanto à simulação da haste, as amostras HL2A9 e HL3A10 apresentaram um desvio em relação à temperatura do processo industrial da ordem de 10°C para menos e para mais, respectivamente. Tal fato não apresentou causa identificada nos arquivos de comando dos experimentos dessas amostras (scripts).

- Deformação

Observando-se as figuras IV.12, IV.13 e IV.14, verifica-se a concordância entre os instantes planejado e realizado para a aplicação dos passes de deformação.

Entretanto, o mesmo não é observado em relação aos valores das intensidades das deformações, os quais se mostraram bastante afastados dos valores planejados, sendo que este afastamento aumenta a medida que os passes são aplicados.

Uma observação atenta dos gráficos deformação X tempo revela que mesmo durante os intervalos entre passes ocorre uma certa deformação em todos os corpos de prova para todas as regiões da biela. Tal fato deve-se à permanência de uma tensão compressiva, de valor aproximadamente 50 Mpa durante esses intervalos. Tal tensão compressiva, cuja finalidade é manter a amostra fixa entre os punções, pode ser claramente verificada nas linhas tracejadas mostradas nas figuras IV.15, IV.16 e IV.17, e em alguns casos possui intensidade comparável à tensão de deformação dos passes.

A permanência de uma tensão compressiva nos intervalos entre os passes, em condições de temperatura elevada, favorece o surgimento dos mecanismos de fluência, os quais são os principais responsáveis pelas deformações nestes intervalos.

É possível quantificar a intensidade do fenômeno da fluência avaliando-se as deformações entre passes constantes nas tabelas IV.13, IV.14 e IV.15:

Analisando-se essas tabelas, pode-se verificar que para as amostras do boleto e da ferradura, a deformação por fluência entre os passes é da mesma ordem de grandeza, situando-se na faixa entre 0,03 e 0,05.

Em relação à amostra da haste, a deformação por fluência adquire valor bastante superior, próximo a 0,15. Isto explica, em parte, a maior diferença entre o total de deformação previsto para a haste (2,408) e o total de deformação realizado (3,261).

Atentando-se, novamente, para as tabelas IV.13, IV.14 e IV.15, constata-se que em todas as amostras, o primeiro passe de deformação é sempre inferior ao planejado

(passes L1 do boleto e da haste, e passe P1 da ferradura), tal fato é conseqüência do simulador subtrair do primeiro passe uma pequena quantidade de deformação para fixação da amostra entre os punções.

Em relação à haste, foi verificada uma significativa diferença entre as deformações dos passes e as deformações planejadas; tal fato não pode ser suficientemente esclarecido neste trabalho. Deve ser considerado o fato de que na amostra em questão (HP1A8) as temperaturas dos passes foram significativamente inferiores às planejadas.

Verifica-se que quanto às demais amostras a deformação dos passes é bastante próxima da deformação planejada.

A diferença entre a deformação total medida no corpo de prova (extraída da tabela IV.18) e a deformação planejada é uma conseqüência do fenômeno de fluência que se manifesta nos intervalos entre os passes.

Uma forma de se reduzir a deformação por fluência seria empregar uma carga de fixação para as amostras a mais baixa possível, de modo a minimizar o valor da tensão entre os passes (fato verificado nas figuras IV.15, IV.16 e IV.17).

- Taxa de Deformação

A partir das figuras IV.18, IV.19 e IV.20, fica claro que o intervalo de tempo no qual foram aplicadas as deformações foi o mesmo do programado.

Observa-se uma concordância entre taxa de deformação programada e realizada para as amostras da ferradura e do boleto (figuras IV.21 e IV.22), onde os valores da deformação realizada não se distanciaram dos valores programados.

O que garante a taxa de deformação é o correto valor da deformação aplicada ao corpo de prova, se existirem diferenças em relação à deformação, a taxa ficará comprometida. Tal problema é evidenciado nas amostras HP1A8 e HL4A7, cujas

distorções verificadas nas deformações acarretaram os grandes desvios nas taxas de deformação dos passes L3 e L4 da haste, conforme foi mostrado na figura IV.23.

V.2.1 Heterogeneidade da Deformação

A heterogeneidade das deformações, constatada na seção IV.2.2, propiciou uma distribuição não uniforme das deformações ao longo da seção dos corpos de prova ensaiados no simulador termomecânico.

O elevado grau de segregação do material permitiu o aproveitamento da presença de linhas de segregação para avaliar a distribuição real das deformações no interior das amostras.

Através da relação entre o espaçamento das bandas de segregação nas regiões deformada e não deformada, foi possível determinar a distribuição das deformações.

O comportamento das linhas de segregação foi representado através de um gráfico no qual foram confrontadas as coordenadas dessas linhas nas regiões deformada (Y) e não deformada (X), gráfico este que é apresentado na figura V.7 para a amostra BP3A16 :



Figura V.7 - Coordenadas das linhas de segregação - amostra BP3A16.

A figura V.7 apresenta uma reta contínua, que une as extremidades do gráfico, descrevendo a condição ideal de deformação homogeneamente distribuída na seção do corpo de prova, os segmentos de reta que partem das extremidades do gráfico apresentam a condição de deformação nula que se manifesta nas regiões que ficam em contato com os punções do simulador termomecânico, conseqüência do atrito presente nessa região, conforme descrito na seção II.2.

Os histogramas de distribuição das deformações foram calculados a partir dos dados constantes da tabela IV.18, realizando-se o seguinte cálculo:

deformação =
$$\ln \frac{X_{i+1} - X_i}{Y_{i+1} - Y_i}$$
 (5.1)

Onde i é o índice da coordenada, e os valores da deformação são determinados sobre a extensão da seção deformada (Y).

As distribuições das deformações para as amostras correspondentes ao boleto, tomando como referência a região deformada (Y), são apresentadas na figura V.8:


Figura V.8 - Distribuição das deformações - Amostras do boleto.



Figura V.8 (continuação) - Distribuição das deformações - Amostras do boleto.

As distribuições das deformações para as amostras correspondentes à ferradura, tomando como base a região deformada (Y), são apresentadas nas figuras V.9:



Figura V.9 – Distribuição das deformações – Amostras do ferradura.

Em relação às amostras correspondentes à região da haste, somente a HL2A9 apresentava as linhas de segregação visíveis e distinguíveis, nas demais, o elevado grau de deformação não permitiu avaliação. A distribuição da deformação para a amostra HL2A9 é apresentada na figura V.10:



Figura V.10 – Distribuição das deformações – Amostra da haste.

Todas as distribuições confirmaram que ao se deformar o corpo de prova no simulador termomecânico, obtém-se um valor máximo de deformação próximo ao centro da amostra, e um valor desprezível na superfície, próximo às regiões de contato com os punções da máquina.

Realizando-se uma avaliação sobre os valores das deformações centrais, máximas e nominais impostas aos corpos de prova, determinaram-se os valores dispostos na tabela V.3:

T	1 1		τ 7	-	•	— т		C	~	•	1	. 1		<i>,</i> .				1	•		~
10	he	9	1/		4		101	tormag	nec	n_{0}	ונ	control	e n	10V1mg	nara	90	amostras	da	C11111	200	ഹ
10	ענו	a	v		, –	- 1		IOTHA		S 1107111111	1.1.	CUIIIIAI	U II	палина	Dara	4.5	annositas	ua	SILLIU	ava	av
	~ ~.					_						•••••			P *** **				0111100		

física.

CP	ɛ nominal	E central	E máxima		
BL2A21	0.25	0.439	0.439		
BL3A20	0.48	1.22	1.22		
BL4A19	0.6	1.03	1.06		
BP1A18	0.63	1.3	1.3		
BP2A17	0.84	1.66	2.01		
BP3A16	0.88	1.5	1.83		
BR2A15	0.99	2.12	2.3		
HL2A9	0.71	1.45	1.54		
FP2A11	0.27	0.54	0.61		
FP2A12	0.62	1.1	1.3		
FP2A13	0.68	1.22	1.22		

Com o propósito de corrigir futuros experimentos de simulação, foi estabelecida uma correlação entre a deformação nominal imposta ao corpo de prova e as deformações central e máxima.

Desta forma, efetuou-se uma regressão linear pelo método dos mínimos quadrados, entre a deformação nominal (deformação imposta pela máquina ao corpo de prova), e a deformação central (centro da amostra), apresentada na figura V.11:



Figura V.11 – Regressão linear entre deformação nominal e central nas amostras da simulação física.

Efetuou-se, também, uma regressão entre a deformação nominal e a deformação máxima, que é apresentada na figura V.12:



Figura V.12 – Regressão linear entre deformação nominal e máxima nas amostras da simulação física.

Os valores das deformações central e máxima empregados nas regressões foram extraídos dos histogramas anteriores, enquanto que a deformação média (ou nominal) foi extraída da dimensão física das amostras deformadas.

Tais considerações permitiram afirmar que a deformação no centro do corpo de prova apresenta valor igual ao dobro da deformação nominal imposta pelo simulador termomecânico ao mesmo.

V.2.2 - Aspectos microestruturais

Confrontando-se o tamanho de grão na entrada de cada passe do forjamento da biela, com o respectivo tamanho de grão das amostras oriundas da simulação física, obteve-se a tabela V.4:

		Biela			Simulador					
Região	Amostra	TG (µ)	Erro	Emédia	Amostra	TG (µ)	Erro	Ecentral		
	Entrada L2	51.7	6.4	0.22	BL2A21	38.1	2.3	0.44		
	Entrada L3	57.8	9.3	0.42	BL3A20	24.8	1.4	1.22		
	Entrada L4	63.3	9.2	0.51	BL4A19	36.0	2.1	1.03		
Boleto	Entrada P1	81.7	14.0	0.58	BP1A18	37.9	2.3	1.30		
	Entrada P2	68.1	3.9	0.75	BP2A17	27.4	1.7	1.66		
	Entrada P3	60.8	7.4	0.82	BP3A16	45.1	3.3	1.50		
	Final	30.8	6.9	0.92	BR2A15	28.1	2.2	2.12		
	Entrada P2	51.0	5.1	0.26	FP2A11	33.6	2.0	0.54		
Ferradura	Entrada P3	39.3	3.4	0.56	FP3A12	26.8	1.5	1.10		
	Final	45.2	8.3	0.61	FR2A13	36.6	2.5	1.22		
	Entrada L2	36.7	3.9	0.67	HL2A9	34.0	2.2	1.45		
Haste	Entrada L3	29.5	5.2	1.28	HL3A10	21.0	1.6	NA(*)		
	Entrada L4	29.2	2.0	1.80	HL4A6	11.9	0.4	NA(*)		
	Entrada P1	29.2	2.1	2.40	HP1A8	21.7	1.4	NA(*)		

Tabela V.4 - Tamanhos dos grãos das amostras da biela e do simulador, juntamente com os respectivos valores das deformações.

(*) NA – não avaliada.

Os dados informam que os tamanhos dos grãos das amostras do material oriundo da simulação física são significativamente menores que os da biela forjada.

Como explicação para essa diferença, aponta-se o fato de que foi exatamente na região onde ocorre o valor máximo de deformação onde foram realizadas as análises quantitativas para determinação do tamanho de grão.

Capítulo VI – Conclusões

Os resultados deste trabalho permitiram as seguintes conclusões:

- A qualidade do processo de simulação física depende fundamentalmente do grau de precisão com que são obtidos os parâmetros do processo real, os quais devem também representar fielmente as condições efetivas de processamento. No caso do forjamento esses parâmetros são a temperatura dos passes, o intervalo de tempo entre os mesmos, as deformações e as taxas de deformação de cada um dos passes.
- Quanto aos parâmetros temperatura e tempo, os métodos usuais de medição não oferecem dificuldades quanto à obtenção dos mesmos, sendo prontamente obtidos na prática industrial.
- 3. Em relação à deformação dos passes, o método de medida das dimensões do material antes e depois de cada passe apresenta dificuldades em se tratando de formas geométricas mais complexas. Tais dificuldades poderiam ser contornadas, em parte, seja pelo uso de projetores de perfis ou pela aplicação de métodos numéricos, tais como elementos finitos. Especial atenção deve ser dada ao material que irá compor a rebarba dos passes seguintes.
- 4. As eventuais imprecisões na determinação das deformações dos passes de forjamento se propagaram no cálculo das respectivas taxas de deformação, sendo estes dois parâmetros os que necessitam de uma melhor metodologia para avaliação.
- 5. A simulação física reproduziu satisfatoriamente as condições de tempo e de temperatura em todas as amostras ensaiadas. Os instantes nos quais se deram os passes de simulação também corresponderam aos instantes determinados no processo industrial.

- 6. As amostras da simulação física apresentaram uma forte heterogeneidade microestrutural ao longo da seção deformada. Essa heterogeneidade foi quantificada em termos das coordenadas das linhas de segregação observadas entre as regiões deformada e não deformada das amostras, e é devida a uma distribuição não uniforme da deformação entre a periferia e o centro das mesmas. Na região central das amostras a deformação chega a atingir o dobro do valor programado pelo simulador termomecânico, tendo como conseqüência o fato das mesmas possuírem tamanhos de grãos significativamente menores que os da biela. Futuros trabalhos envolvendo experimentos com este equipamento deverão levar este fato em consideração.
- 7. Outro fator que contribuiu para a maior deformação aplicada aos corpos de prova de simulação foi a ocorrência do fenômeno de fluência entre os passes; a deformação por fluência foi identificada e teve a sua intensidade determinada.
- 8. A evolução microestrutural da biela de aço corresponde aos fenômenos metalúrgicos envolvidos, sendo que em condições de elevada deformação predomina o mecanismo de recristalização dinâmica, conforme observado para a haste, enquanto que em condições de temperatura elevada e reduzida deformação, obtém-se pouco refino ou mesmo crescimento de grão, conforme observado para o boleto.

Capítulo VII – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] –SINCZAK, J., MAJTA, J., GLOWACKI, et al, "Prediction of Mechanical Properties of Heavy Forgings", *Journal of Materials Processing Technology*, 80-81, pp. 166-173, 1998.

[2] – EL-BITAR, T, "Modification of Roll Pass Design of Low Pearlite, Fine-Grained Sheet Steel Using Numerical Modeling and Processing Maps", *Canadian Metallurgical Quarterly*, v. 39, n. 3, pp. 319-324, 2000.

[3] –MAJTA, J., KUZIAK, R., PIETRZYK, M., et al, "Use of The Computer Simulation to Predict Mechanical Properties of C-Mn Steel, After Thermomechanical Processing", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 60, pp. 581-599, 1996.

[4] – DIGITAL CONTROL GLEEBLE SYSTEM TRAINING SCHOOL: *Gleeble Systems and Applications*, Dynamic Sistems Inc., New York, 1998.

[5] – HOSFORD, W. F., CADDELL, R. M., *Metal Forming – Mechanics and Metallurgy*, Prentice-Hall, Inc., 1983.

[6] – BACKOFEN, W. A., *Deformation Processing*, Addison-Wesley Publishing Company, 1972.

[7] – DIETER, G. E., Metalurgia Mecânica, 2 ed., Guanabara Dois, 1981.

[8] – TEOH, L. L., "Thermo-Mechanical Processing and Microstructure of Microalloyed Steel Bar and Wire Rod Products", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 48, pp. 475-481, 1995.

[9] - GARCIA DE BLAS, J. C., BALANCIN, O., "Aplicação de Técnicas de Simulação ao Desenvolvimento de Produtos Laminados a Quente de Aços Microligados". In: *Contribuição Técnica ao 37° Seminário de Laminação da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, Curitiba – PR, 20 a 22 de setembro de 2000.

[10] – GLADMAN, T., PICKERING, F. B., "Grain Coarsening of Austenite", *Journal of The Iron and Steel Institute*, p. 653, June 1967.

[11] - KOZASU, I., OUCHI, C., SAMPEI, T., et al, "Hot Rolling as a High-Temperature Thermo-Mechanical Process". *In: Proceedings of the Micro Alloying 75*, p. 100.

[12] - SELLARS, C. M., "The Physical Metallurgy of Hot Working", *HSLA Steels, Metallurgy and Applications*, ASM International, Metals Park, Ohio, pp. 3-15, 1986.

[13] – MEDINA, S. F., HERNADEZ, C. A., "General Expression of the Zenner-Hollomon Parameter as a Function of the Chemical Composition of Low Alloy and Microalloyed Steels", *Acta Mater.* v. 44, n. 1, pp. 137-148, 1996.

[14] – LEE, K. J., "Recrystallization and Precipitation Interaction in NB-Containing Steels", *Scripta Materialia*, v. 40, n. 7, pp. 837-843, 1999.

[15] - WEISS, I., JONAS, J. J. "Interaction Between Recrystallization and Precipitation During the High Temperature Deformation of HSLA Steels", *Metallurgical Transactions*, v. 10A, p. 831, July 1979.

[16] – MARUYAMA, N., UEMORI, R., SUGIYAMA, M., "The Role of Niobium in The Retardation of The Early Stage of Austenite Recovery in Hot-Deformed Steels", *Materials Science and Engineering*, v. A250, pp. 2-7, 1998.

[17] – SPEICH, G. R., CUDDY, L. J., GORDON, C. R., et al, "Formation of Ferrite From Control-Rolled Austenite". In: *Proceedings of the International Conference on the Phase Transformation in Ferrous and Alloys*, pp. 341-365, Philadelphia, 1983. [18] – DOWLING, N. E., Mechanical Behavior of Materials – Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue, Prentice-Hall International Editions, pp. 365-366, 1993.

 [19] – JESZENSKY, G., PLAUT, R. L. Medium Carbon Vanadium Microalloyed Steels For Drop Forging, Publicação n. BR98E1510 do Instituto de Pesquisas Tecnológicas – IPT, São Paulo, 1992.

[20] – AMADO, F. P., Simulação do Forjamento Controlado em Escala de Laboratório, Exame de Qualificação ao Doutorado Submetido ao Corpo Docente da Coordenação dos Programas de Pós-Graduação em Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro (COPPE/UFRJ), 1998.

[21] VOORT, G. F. V., *Quantitative Microscopy - Metallography Principles and Pratice*, McGraw-Hill, chapter 6, Taiwan, Republic of China, 1984.

[22] – TSELIKOV, A. I., NIKITIN, G. S., ROKOTYAN, S. E.: *The Theory of Lengthwise Rolling*, MIR Publishers, p. 136, Moscow, 1981.

[23] – LANNES, L. P., Evolução Microestrutural no Forjamento a Quente de Uma Biela de Aço Médio Carbono Microligado ao Nióbio, Projeto de Formatura Submetido ao Corpo Docente do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ), 2001.