



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**RELATÓRIO FINAL
PROCESSO 301355/2015-0**

ESTUDO DO FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL DE PRECISÃO

SERGIO TONINI BUTTON

Resumo

Forjamento é o processo de conformação de metais no qual um tarugo é deformado nas mais variadas formas geométricas com grandes deformações plásticas. As vantagens deste processo, que consistem em elevada precisão dimensional, aumento das propriedades mecânicas do material, baixo desperdício comparado a outros processos de conformação, estimulam o aumento de sua aplicação. O objetivo desta pesquisa é o desenvolvimento do forjamento multidirecional utilizando uma prensa hidráulica com cinco atuadores. A proposta é provocar deformações incrementais durante o forjamento da peça com a formação mínima ou sem formação de rebarba, evitando-se grande perda de material no processo e evidenciar a possibilidade de alcançar detalhes mais complexos sem a necessidade de grandes esforços ou até mesmo sem a necessidade de tantas etapas, quando confrontado ao processo convencional. Para este fim, o método dos elementos finitos foi utilizado para simular o processo e calcular cargas de forjamento, e temperaturas, tensões e distribuição das tensões de von Mises. As previsões numéricas mostraram que o processo multidirecional não apresenta risco de falhas no produto e é viável, pois permite a obtenção de produtos sem rebarbas e com cantos vivos, o que não é possível no processo convencional, sem a necessidade de tantas etapas e sem desperdício de matéria-prima.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1	ASPECTOS GERAIS.....	5
2.2	FORJAMENTO A QUENTE.....	5
2.2.1	INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO	6
2.2.2	INFLUÊNCIA DO ATRITO.....	9
2.2.3	DEFEITOS EM PEÇAS FORJADAS	10
2.3	FORJAMENTO DE PRECISÃO	12
2.4	FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL	14
2.5	AÇOS MICROLIGADOS.....	17
2.6	FABRICAÇÃO DE BIELAS	21
2.7	MAPAS DE PROCESSAMENTO	23
3	MATERIAIS E MÉTODOS	28
3.1	DEFINIÇÃO DA PEÇA	30
3.2	MODELO DO FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL	31
3.3	ADAPTAÇÃO DO PROCESSO MULTIDIRECIONAL PARA O CONVENCIONAL	36
3.4	INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DE TARUGO E DO ATRITO.....	39
3.5	OBTENÇÃO DO MAPA DE PROCESSAMENTO	40
3.6	OBTENÇÃO DA SENSIBILIDADE À TAXA DE DEFORMAÇÃO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA.....	42
3.7	ENSAIO DE COMPRESSÃO DE ANEL	44
3.8	ENSAIO DE RESFRIAMENTO	46
4	APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	47

4.1	FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL VERSUS FORJAMENTO CONVENCIONAL USANDO O AÇO ABNT 1045	47
4.1.1	TEMPERATURA	47
4.1.2	DEFORMAÇÃO EQUIVALENTE	50
4.1.3	TENSÃO DE VON MISES	51
4.1.4	FORÇA DE FORJAMENTO	53
4.2	OBTENÇÃO DO MAPA DE PROCESSAMENTO PARA O AÇO DIN 38MNSIVS5 54	
4.2.1	CURVA DE ESCOAMENTO	54
4.2.2	SENSIBILIDADE À TAXA DE DEFORMAÇÃO.....	58
4.2.2.1.	COMO FUNÇÃO DA TAXA DE DEFORMAÇÃO (ϵ) E TEMPERATURA (T)... 58	
4.2.2.2.	SENSIBILIDADE À TAXA DE DEFORMAÇÃO COMO FUNÇÃO DA TEMPERATURA.....	60
4.2.3	MAPA DE EFICIÊNCIA DA DISSIPACÃO DE ENERGIA.....	61
4.2.4	MAPA DE EFICIÊNCIA DE INSTABILIDADE.....	61
4.2.5	MAPA DE PROCESSAMENTO.....	62
4.2.6	EFEITO DA DEFORMAÇÃO NA EVOLUÇÃO DO MAPA DE PROCESSAMENTO.....	65
4.3	DETERMINAÇÃO DO FATOR DE ATRITO PELO ENSAIO DOS ANÉIS.....	70
4.4	INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DO TARUGO E ATRITO NO FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL USANDO O AÇO DIN 38MNSIVS5.....	72
4.5	DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE DE TROCA DE CALOR.....	79
4.6	FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL DE BIELA DE AÇO MICROLIGADO ...	80
5	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	86
	REFERÊNCIAS	88

1 INTRODUÇÃO

Este projeto possibilitou gerou resultados que foram publicados em uma dissertação de mestrado e em um projeto de iniciação científica e apresentados nos seguintes eventos científicos:

- ***Materials Science & Technology Conference*** realizado em Pittsburgh, EUA, 12 a 16 de outubro de 2014;
- ***30th Forging Technology Conference*** realizado em Plymouth, EUA de 8 a 9 de setembro de 2014
- ***ASPPRC Technical Meeting*** realizado em Colorado School of Mines na cidade de Golden, EUA de 15 a 16 de setembro de 2014.
- ***XIII International Conference on Computation Plasticity: Fundamentals and Applications, COMPLAS XIII***, de 1 a 3 de setembro de 2015, Barcelona, Espanha.

Além dessas publicações em Conferências Internacionais, um artigo completo foi publicado no Journal of Materials Science com o título “Processing maps for the analysis of hot workability of microalloyed steels 38MnSiVS5 and 0.39C1.47Mn” (<https://doi.org/10.1007/s10853-015-9563-2>).

A tecnologia de forjamento de precisão, que se baseia em processos de fabricação de produtos acabados e semi-acabados, conhecidos como *Net Shape* e *Near Net Shape Forming*, tem desempenhado um papel importante na redução de custos de produção e na melhoria da qualidade do produto e por isso vem sendo amplamente utilizado na indústria automobilística (SONG *et al.*, 2013).

Fuentes *et al.* (2011) propuseram um projeto computadorizado de engrenagens cônicas retas e cônicas avançadas, produzidas por forjamento de precisão para possibilitar a obtenção de peças com alta qualidade, geometrias complexas e boas propriedades mecânicas, além de permitir um melhor aproveitamento de material. Behrens *et al.* (2009) estudaram o forjamento de virabrequim usando ferramentas de forjamento multidirecional e operações de forjamento de precisão e, mostraram que esta tecnologia possibilita reduzir as etapas de produção e diminuir a quantidade de matéria-prima e energia.

O desenvolvimento do forjamento multidirecional visa à obtenção de produtos com detalhes geométricos, como cantos vivos e arestas boleadas, sem a necessidade de muitas etapas e desperdício de material como ocorre no processo convencional. Com esta tecnologia, a peça pode ser conformada em várias direções, em uma única etapa. Isto permite maior grau de deformação, bem como a redução do tempo total de conformação, e ainda possibilita melhor controle do escoamento do material (BEHRENS *et al.*, 2009).

A produção de biela pelo método convencional, por exemplo, envolve muitos estágios. No primeiro estágio obtém-se a pré-forma por processos como a laminação transversal com cunha (*cross-wedge rolling*) ou pela laminação (*roll forging*), seguido pelo forjamento bruto, pelo forjamento de acabamento e finalmente, pela rebarbação. Além do desperdício de matéria prima, de tempo e energia, por causa das tensões impostas pelo processo e pelo número de estágios, alguns defeitos podem ser formados (ERVASTI, 2008).

O processo de fabricação da biela apresenta ciclos repetidos, no qual as ferramentas são submetidas a altas pressões durante a deformação e, após a finalização da peça são aliviadas. Por causa do contato da matriz com o tarugo inicialmente quente, a temperatura da superfície da ferramenta sofre drástica mudança durante esses ciclos; as ferramentas aquecem bastante devido à deformação e à elevada temperatura do tarugo e, instantaneamente, esfria antes da conformação de uma nova peça (BUTTON, 2012). Estas variações de pressão e temperatura favorecem o desgaste prematuro de matrizes usadas no forjamento a quente.

Neste projeto, ao optar-se pelo desenvolvimento do forjamento multidirecional de precisão, teve-se como objetivo obter detalhes geométricos de peças forjadas sem a necessidade de tantas etapas de fabricação, bem como analisar e obter os melhores resultados em termos de escoamento do material, preenchimento das matrizes e forças de forjamento, que também serão úteis para o planejamento do processamento de peças de geometria similar.

A motivação para o desenvolvimento deste processo foi baseada nos trabalhos de Behrens *et al.* (2009) e Behrens *et al.* (2012). Segundo esses pesquisadores, o maior desafio para o projeto da sequência de forjamento é o desenvolvimento das ferramentas para o forjamento multidirecional. Na sequência de fabricação proposta por estes pesquisadores, ferramentas multidirecionais são usadas na etapa anterior ao forjamento final. O deslocamento das ferramentas multidirecionais é feito através de uma prensa unidirecional, que desloca as ferramentas horizontalmente por meio do movimento vertical da prensa.

Portanto, projetar ferramentas para uma prensa hidráulica com cinco atuadores pode tornar possível o deslocamento destas ferramentas no sentido horizontal e vertical ao mesmo e permitir o desenvolvimento do forjamento multidirecional para uma variedade de peças.

A opção de trabalhar com aço microligado deve-se à tendência de sua utilização na indústria automotiva como um substituto para os aços utilizados convencionalmente em motor, peças de suspensão e transmissão (HUI *et al.*, 2015). Aços microligados apresentam semelhante, e em alguns casos, até mesmo propriedades mecânicas superiores quando comparados aos aços convencionais. Seguindo a atual tendência, neste estudo foi utilizado o aço microligado ao Vanádio DIN 38MnSiSV5 para a confecção da biela.

Aços microligados contendo vanádio têm sido utilizados extensivamente pelo fato desse elemento desempenhar um importante papel no endurecimento através da formação de precipitados de V (C, N) na ferrita durante o resfriamento após a deformação plástica, eliminando a necessidade de tratamento térmico (BAKKALI EL HASSANI *et al.*, 2008). A adição de Vanádio aumenta a resistência à fadiga da ferrita-perlita e, por conseguinte, permite que essa propriedade mecânica seja elevada por meio do refinamento dos precipitados no aço microligado (HUI *et al.*, 2015).

A definição dos parâmetros ideais de processamento desempenha um papel importante na obtenção das peças forjadas de alta qualidade. Por esta razão, a computação numérica baseada na análise por elementos finitos tem se estabelecido como uma eficiente ferramenta, tornando-se parte integral no desenvolvimento do processo de forjamento (SCRIMIERI *et al.*, 2014). O método de elementos finitos (MEF) permite prever de forma eficiente a deformação do tarugo durante o processo de conformação, permitindo-se avaliar e determinar a distribuição e a variação de parâmetros de processo (LU *et al.*, 2013) que podem ser ensaiados e analisados sob diversas situações e quantas vezes forem necessárias num curto espaço de tempo, o que representa economia por se tratar de ensaios computacionais.

Neste estudo foi utilizado o *software Forge 2008*, que permitiu analisar o escoamento do material durante o forjamento multidirecional, bem como avaliar o correto preenchimento das matrizes e ainda determinar as forças necessárias para formação da peça. A simulação do forjamento convencional, usando diferentes tarugos, também foi realizada para comparar os diversos resultados e confirmar a eficiência do processo multidirecional. Além disso, a influência das dimensões dos tarugos de seção retangular no escoamento do material

durante o processo foi avaliada por simulação, permitindo-se prever a formação de defeitos como dobras e falta de preenchimento para algumas dimensões do tarugo.

Para alcançar o objetivo principal, objetivos específicos foram surgindo no decorrer do desenvolvimento deste projeto. Estes objetivos estão listados a seguir:

- Definir os critérios das ferramentas por meio da simulação numérica por elementos finitos;
- Simular o forjamento multidirecional de uma biela com aço ABNT 1045 e analisar a carga de forjamento, deformação equivalente, temperatura, tensões e distribuição das tensões de von Mises;
- Comparar os resultados de escoamento, deformação equivalente, tensão, perfil da temperatura e força de forjamento entre o processo multidirecional e convencional. Para este fim, as matrizes utilizadas no forjamento multidirecional foram adaptadas para o processo convencional. Três diferentes tarugos foram empregados na simulação do forjamento convencional;
- Definir as condições ideais de processamento (temperatura, deformação e taxa de deformação) através da construção de mapas de processamento para o aço microligado DIN 38MnSiVS5;
- Definir o melhor lubrificante através de ensaio de anel com o aço microligado em diferentes condições de atrito;
- Identificar o coeficiente de troca de calor no banco de dados do *software* de simulação que mais se aproxima o coeficiente do aço microligado a partir de ensaios de resfriamento com o aço DIN 38MnSiVS5. As curvas de resfriamento adquiridas experimentalmente foram comparadas com as obtidas por simulação;
- Inserir os dados de temperatura, deformação, taxa de deformação e tensão adquiridos por compressão a quente no banco de dados do *software* de simulação, na forma da equação de Hansel-Spittel, a fim de aprimorar o modelo numérico.
- Simular o forjamento a quente da biela de aço microligado com os dados reais do comportamento do metal, com o fator de atrito e coeficiente de troca de calor ajustados a fim de que os resultados das simulações sejam os mais confiáveis.
- Estudar a influência da geometria do tarugo e do atrito no escoamento do material, bem como na formação de defeitos.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ASPECTOS GERAIS

O forjamento destaca-se entre os vários processos de conformação empregados na indústria devido à máxima confiabilidade na obtenção de produtos com propriedades mecânicas superiores. Em decorrência da natureza do processo, que opera com forças preponderantemente compressivas, alguns defeitos como porosidade e micro trincas podem ser evitadas ou até mesmo eliminados.

O forjamento também é um dos métodos mais econômicos e eficientes para a fabricação de componentes metálicos complexos. Nele, o metal é sujeito a uma força de compressão elevada, normalmente por meio de prensa hidráulica ou golpes de martelo, deforma-se plasticamente e assume a forma das matrizes. Os componentes resultantes têm estrutura de grãos refinados e propriedades mecânicas melhoradas, tais como a resistência, tenacidade e ductilidade (SEMIATIN, 2005; SEROPE e SCHMID, 2006).

Os fenômenos físicos que ocorrem no interior da cavidade das matrizes e os efeitos dos parâmetros do processo no produto final são muito complexos. Para assegurar a qualidade do produto final, mesmo um engenheiro altamente experiente gasta muito tempo na otimização do projeto do processo por meio de ensaios demorados pelo método de tentativa-e-erro. Nesse sentido, a análise por elementos finitos auxilia na otimização do processo e evita ensaios físicos onerosos (GANGOPADHYAY *et al.*, 2011).

Avanços tecnológicos têm mudado o processo de forjamento significativamente. Esses avanços incluem aspectos como o melhoramento de ferramentas e a tecnologia das prensas, assim como, o desenvolvimento do processo para o aumento da rentabilidade e qualidade (BEHRENS *et al.*, 2009).

2.2 FORJAMENTO A QUENTE

Processo de conformação a quente é feito em elevadas temperaturas, o que torna o metal fácil de ser conformado em razão dos fenômenos de amaciamento, recristalização e recuperação, que ocorre simultaneamente com a deformação, tornando o metal menos propenso à fratura. Estes fenômenos dinâmicos são mecanismos de restauração da microestrutura e afetam significativamente o escoamento do metal, sendo o fator chave dos processos a quente (SAADATKIA *et al.*, 2015). Refinamento de grãos austeníticos pode ser alcançado pela

combinação da recristalização e deformação; ou seja, por meio do controle dos parâmetros do processo (temperatura, deformação e taxa de deformação (TIMOSHENKOV *et al.*, 2014).

O forjamento a quente possibilita grandes deformações, contudo, para peças complexas ocorre a formação de rebarba, fazendo-se necessário uma etapa posterior para o acabamento final. Entretanto, devido às melhores condições de conformabilidade, o processo permite a utilização de equipamentos menos robustos para obtenção da forma desejada.

Em operações de conformação contínua como o processo de forjamento a quente, o material geralmente é deformado em alta velocidade e a temperatura durante o processo pode ser consideravelmente aumentada. Isto se deve à deformação plástica e ao atrito entre a matriz e o tarugo, resultando num campo de temperatura complexo e mutável. A variação da temperatura durante o processo afeta as propriedades finais do produto e compromete a vida útil da matriz (ZHI *et al.* 2013).

2.2.1 INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE PROCESSO

Como vem sendo discutido, durante a deformação a quente é necessário um controle cuidadoso dos parâmetros de processamento (taxa de deformação, temperatura e deformação) porque eles têm considerável influência sobre os mecanismos de deformação, evolução da microestrutura e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas dos materiais deformados (NKHOMA *et al.*, 2014).

Babakhani *et al.* (2010) investigaram os efeitos dos parâmetros de forjamento a quente sobre o tamanho de grãos de austenita do aço 30MSV6. Constatou-se que o aumento da temperatura de pré-aquecimento de 1150 °C a 1300 °C resulta no aumento do tamanho médio dos grãos. Além disso, notou-se que com o aumento da deformação, o tamanho de grão austenítico diminui, como observado em duas diferentes taxas de resfriamento (2,5 °C/s e 1,5 °C/s). Os autores também verificaram que a temperatura de deformação e a taxa de resfriamento são parâmetros que permitem alcançar uma grande variedade de microestrutura em aços microligados.

Buscando-se investigar a influência do processo de forjamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de uma barra de liga Ti-6.5Al-1Mo-1V-2Zr de grande seção, Huang *et al.* (2013) produziram-na com diferentes técnicas de forjamento. Os resultados mostraram que para se obter as melhores propriedades, as microestruturas brutas de solidificação

devem ser completamente “quebradas” durante o forjamento do tarugo. Além disso, a temperatura de forjamento e a deformação devem ser muito bem controladas durante a etapa de acabamento.

Estudando-se o efeito da temperatura na deformação do material e no desgaste da matriz, Zhi *et al.* (2013) mostraram que a velocidade da prensa tem grande influência no desgaste da matriz, enquanto que a temperatura inicial do tarugo desempenha um importante papel na deformação do material. Para tal investigação os autores realizaram o forjamento a quente de virabrequim e usaram o método de elemento finitos tridimensional para desenvolver um modelo acoplado termomecânico mais preciso.

Na Figura 1A, a distância máxima da preenchimento (*under-filling*) mostra uma tendência à diminuição à medida que a temperatura inicial aumenta. Isso acontece por causa de mecanismos como a recuperação dinâmica (DRV) e a recristalização dinâmica (DRX) que ocorrem com o aumento da temperatura inicial do tarugo, o que resulta no amaciamento da microestrutura. Assim, a capacidade de deformação do material é melhorada porque a plasticidade do material tende a aumentar com o aumento da temperatura, e a resistência à deformação tende a diminuir.

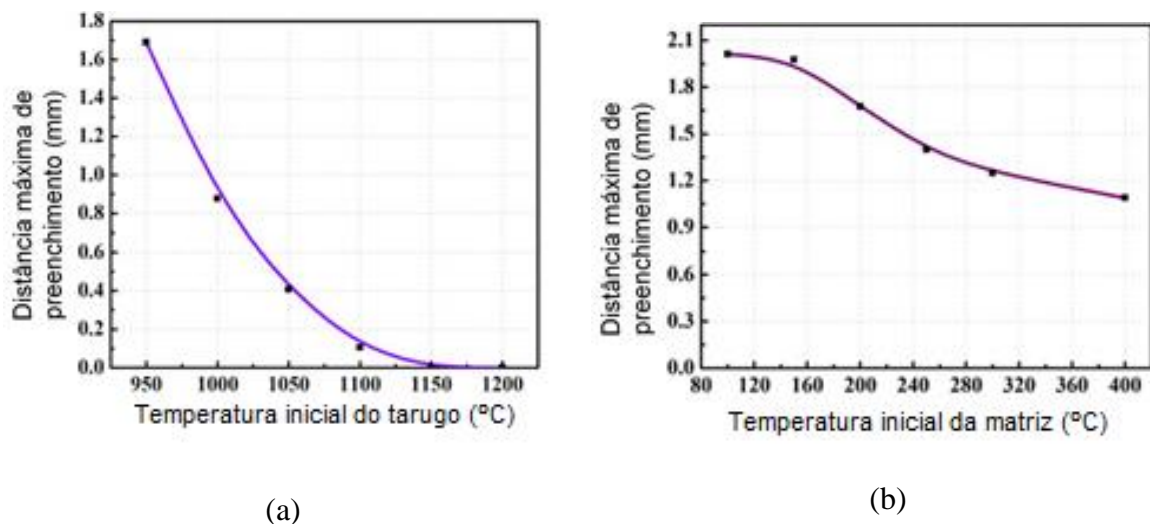


Figura 1. Efeito da temperatura inicial do tarugo em relação à distância máxima de preenchimento (Adaptada de ZHI et al., 2013).

Já na Figura 1B, o gráfico mostra uma tendência geral de queda da distância máxima de preenchimento sob diferentes temperaturas de pré-aquecimento da matriz, mas esta tendência não é tão acentuada se comparada à mudança de temperatura do tarugo. Os autores

explicam este comportamento afirmando que a relação entre a temperatura da peça de trabalho e a temperatura inicial da matriz não é tão diretamente correlacionada como a temperatura inicial do tarugo. Há mais troca de calor na superfície de contato e, portanto, a temperatura nesta região é mais pronunciada. No entanto, na região interna, essa troca é menor. Uma vez que a capacidade de deformação está diretamente relacionada com a temperatura, as alterações de temperatura no tarugo conduzem a uma mudança mais óbvia.

Em se tratando da velocidade da prensa, esses autores observaram que a temperatura máxima da peça de trabalho aumenta à medida que se aumenta a velocidade, juntamente com a diminuição da distância de preenchimento. A relação entre a velocidade da prensa e a distância máxima de preenchimento mostra uma tendência dissociada (Figura 2).

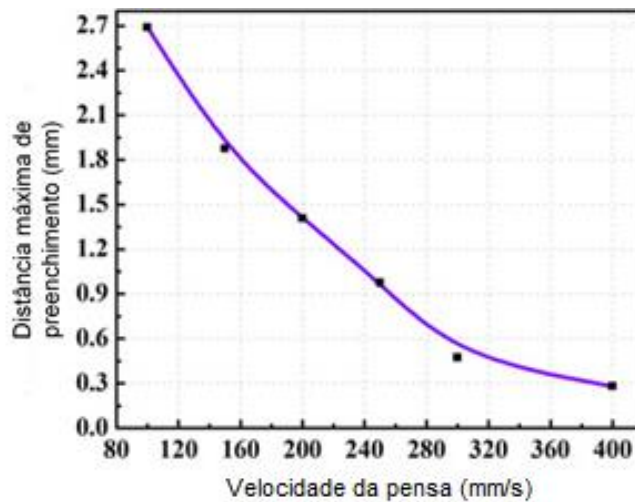


Figura 2. Efeito da velocidade da prensa na distância máxima de preenchimento (Adaptada de ZHI et al., 2013).

Em termos de desgaste de matriz, os autores afirmam que esta é uma das causas típicas de falha durante o forjamento a quente. Outras causas são os mecanismos de iniciação de trincas mecânicas, iniciação de trincas térmicas e deformação plástica. Quanto à matriz de forjamento, a alteração de suas dimensões causada pelo desgaste tem um grande efeito sobre a qualidade do forjamento e até conduz a alguns defeitos no produto (GRONOSTAJSKI e HAWRYLUK, 2008).

ZHI *et al.* (2013) concluíram que para se obter uma ótima relação entre o desgaste da matriz e a capacidade de deformação do material é necessário que a temperatura inicial da

matriz seja de 250 °C e que sua velocidade seja mantida no intervalo entre 200 a 300 mm/s quando a temperatura inicial do tarugo for 1100 °C.

2.2.2 INFLUÊNCIA DO ATRITO

Conhecer o coeficiente de atrito é de extrema importância para o desenvolvimento do processo de forjamento. Isto o torna mais competitivo, eficiente e propicia benefícios quanto ao custo final do produto. O forjamento a quente por apresentar uma difícil retenção do lubrificante em determinadas regiões das matrizes apresenta uma acentuada influência do atrito no desgaste das ferramentas e na qualidade superficial dos produtos (BUTTON, 2012).

Matsumoto *et al.* (2014) avaliaram a influência da camada de óxidos em aço-cromo sobre o atrito durante o forjamento a quente. Pelo fato da carepa estar situada na interface entre a ferramenta e a peça de aço durante o processo, ele influencia decisivamente as características de trabalho a quente. Observou-se que o baixo atrito e os valores de condutividade térmica da carepa conduzem à baixa carga de forjamento do aço-cromo. Desta forma, o que seria um problema para o forjamento a quente de aços passa a ser um benefício quando se trata de atrito.

O atrito influencia no preenchimento das cavidades das matrizes. Yuli *et al.* (2002) estudaram a influência das condições de atrito no escoamento do metal durante o forjamento de hélice usando 3D MEF e observaram que o aumento do coeficiente de atrito m de 0,1 para 0,4 permite maiores deformações equivalente e melhor distribuição do metal de forma a favorecer o preenchimento das cavidades da matriz.

Contudo, o atrito fornece algumas desvantagens como a exigência de maiores cargas de forjamento, o que contribui para o desgaste prematuro de ferramentas, aumenta a temperatura e a necessidade de energia. Segundo Barrau *et al.* (2003), parte da energia no forjamento é usada para quebrar as junções interfaciais devido ao atrito entre a ferramenta e a peça de trabalho. Assim, o atrito entre a ferramenta/matriz e a peça de trabalho durante o forjamento interfere diretamente na vida da ferramenta, bem como a capacidade do equipamento.

Lubrificantes são usados em processos de conformação para manter duas superfícies em relativo movimento separadas visando diminuir o atrito e consequentemente a geração de calor e desgaste das superfícies de contato (BUTTON, 2012). Com a lubrificação adequada é possível diminuir o desgaste da interface ferramenta-peça, reduzir a possibilidade

de peças defeituosas, com dobras ou incompletas, e reduzir as cargas de forjamento – sua função mais importante –, melhorando o acabamento superficial das peças.

Buscando compreender o fenômeno de desgaste durante o forjamento de aços, Daouben *et al* (2008) investigaram o efeito de lubrificante e dos parâmetros da lubrificação sobre o atrito no forjamento a quente. Para a realização do trabalho foram feitos ensaios de atrito específicos conhecidos como WHUST (*Warm Hot Upsetting Sliding Test*) que reproduzem condições de contato do forjamento a quente. As amostras utilizadas nesse ensaio foram aquecidas a 1100 °C. Visando caracterizar a influência da espessura do filme de lubrificante, quatro espessuras foram simuladas no WHUST (0 µm – lubrificação seca, 10 µm, 30 µm e 40 µm). Os resultados possibilitaram concluir que a espessura do filme na zona de rebarba dever ser maior ou igual a 30 µm para limitar o desgaste da ferramenta e reduzir o atrito.

Para verificar a influência do tamanho de partícula de grafite sobre o atrito e o desgaste na zona de rebarba de uma matriz de aço nitretado, dois lubrificantes foram ensaiados, um com tamanho médio de partículas (25-30 µm) e outro com partículas grandes (50 µm). A conclusão é que quanto maiores as partículas de grafite, mais espessa deve ser a camada de lubrificante de modo que permita ao agente de ligação, que pode ser a água numa mistura simples com grafite, ou água mais outros compostos químicos de acordo com o fabricante, reagir e formar uma camada de grafite homogênea (DAOUBEN *et al*, 2008).

2.2.3 DEFEITOS EM PEÇAS FORJADAS

Uma das vantagens do forjamento a quente é que ele permite o fechamento de vazios internos por causa das tensões compressivas impostas pelo processo, somadas aos fenômenos de recristalização dinâmica, que possibilitam que vazios tornem-se sítios para nucleação de novos grãos. Lee *et al.* (2011) estudaram a eliminação de vazios internos em grandes lingotes de modo a obter um bom produto final. Ensaios de compressão a quente foram utilizados com o objetivo de obter a resistência de escoamento do material do lingote em diferentes temperaturas e taxas de deformação. Simulações por MEF também foram realizadas para investigar o comportamento do lingote durante as várias etapas de forjamento, onde foi possível identificar pontos de transição de tensões hidrostráticas relacionados ao fechamento de vazios e saber que uma deformação efetiva igual ou superior a 0,6 fornece uma condição suficiente para o fechamento de vazios internos durante o forjamento.

Embora o processo de forjamento possibilite a obtenção de produtos de qualidade superior se comparado a outros processos de conformação, há defeitos que muitas vezes não são previstos no planejamento do processo. Em muitos casos, as imperfeições superficiais e internas que ocorrem durante o forjamento são os mesmos ou pelo menos semelhantes àqueles que podem ocorrer durante o trabalho a quente de lingotes ou tarugos (ASM INTERNATIONAL, 2002). Em alguns casos os defeitos podem resultar da má elaboração e/ou má execução do projeto na produção, ou problemas relacionados com a matéria-prima.

As imperfeições internas mais comuns encontradas em peças de aço forjadas são tubos (*pipes*), segregação, e inclusões não metálicas e *stringers*. Falhas internas causadas em peças forjadas também incluem trincas (*cracks*) ou rupturas (*tears*), que podem ser resultado da continuidade do forjamento após o metal ter sido resfriado e ter atingido uma temperatura abaixo da temperatura considerada segura. Rachaduras (*splits*) e fissuras internas são outros tipos de falhas causadas pela falta de manutenção ou pela má sobreposição de matrizes. Se o material é deformado de forma incorreta durante o forjamento, estes defeitos podem ser formados sem qualquer evidência na superfície da peça forjada (ASM INTERNATIONAL, 2002).

Algumas irregularidades na superfície aparecem como defeitos lineares causados pelo dobramento na superfície ao longo do metal quente resultante da progressão indevida na seqüência de preenchimento. Estas dobras são fundidas na superfície, mas devido à formação de uma camada de óxido entre a superfície decorrente da presença da atmosfera em contato com o aço em elevada temperatura, não são metalurgicamente ligadas. Assim, uma descontinuidade como um entalhe afiado é criado (ASM INTERNATIONAL, 2002). A Figura 3 mostra um exemplo de defeito de dobra.

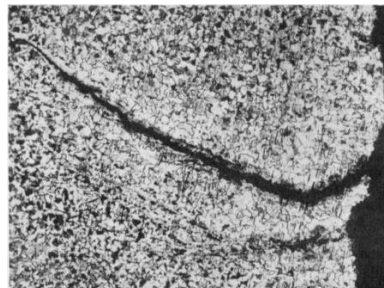


Figura 3. Aspecto microscópico de uma dobra. Aumento de 100X. (ASM INTERNATIONAL, 2002).

O trabalho a quente, apesar de apresentar uma série de vantagens como o aumento da tenacidade e ductilidade em relação ao bruto fundido, também apresenta algumas desvantagens como a necessidade de equipamentos para manterem as peças aquecidas e, conseqüentemente, um maior consumo de energia.

Quanto maior for a temperatura de trabalho maior será o volume de oxidação que acabará por prejudicar a qualidade superficial, fazendo-se necessários processos subsequentes de usinagem. Em altas temperaturas também ocorre a decarbonetação dos aços, o que prejudica a resistência mecânica dos produtos forjados.

Além disso, defeitos internos como defeitos em “V” (*burst*) podem ser encontrados em produtos forjados em temperaturas excessivas (Figura 4) (KRISHNA E SIDHU, 2002).

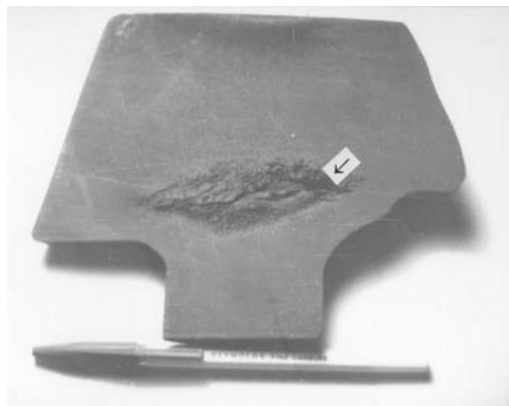


Figura 4. Seção de uma peça forjada apresentando *burst* (KRISHNA e SIDHU, 2002).

Inclusões não metálicas como óxidos, sulfetos e silicatos presentes no aço também são prejudiciais para o forjamento. As propriedades dessas inclusões são diferentes do metal e normalmente têm formas irregulares e natureza descontínua; dessa forma, servem como concentradores de tensão que limitam a capacidade do material resistir aos esforços. Etapas de deformação durante o trabalho a quente podem tornar as inclusões ainda mais alongadas e alinhadas com a direção do trabalho. Assim, linhas de inclusões segregadas resultam em baixas propriedades transversais, e geram áreas suscetíveis à fadiga (PESSARD *et al.*, 2009)

2.3 FORJAMENTO DE PRECISÃO

A tecnologia de forjamento de precisão tem desempenhado um papel importante na redução de custos de produção e na melhoria da qualidade do produto e, por isso, vem sendo amplamente

utilizado na indústria automotiva (SONG *et al.*, 2013 e KROIB *et al.*, 2013). A conformação de precisão baseia-se na fabricação de forjados com dimensões iguais ou próximas às do produto final, no que se denomina *Net Shape* e *Near Net Shape Forming*.

Um exemplo de forjamento de precisão é a extrusão lateral, na qual o processo é realizado em matrizes fechadas para garantir a qualidade das peças trabalhadas evitando-se operações posteriores como a estampagem e a remoção de rebarbas, reduzindo assim os custos de processamento (SONG *et al.*, 2007). A extrusão lateral permite a obtenção de produtos com elevada qualidade geral, bom acabamento superficial e tolerâncias dimensionais reduzidas.

Em comparação com o forjamento convencional, o forjamento isotérmico de precisão tem muitas vantagens, como a distribuição uniforme de temperatura, baixa carga de deformação e, material com alta plasticidade. No forjamento isotérmico de precisão as matrizes são aquecidas a uma temperatura próxima à temperatura de forjamento, sendo mantida constante durante toda a operação (ZHANG *et al.*, 2013).

Fuentes *et al.* (2011) propuseram um projeto computadorizado de engrenagens cônicas avançadas de dentes retos e produzidas por forjamento de precisão. O motivo para a escolha deste processo é que além de possibilitar a obtenção de peças com alta qualidade, geometrias complexas e boas propriedades mecânicas, ele permite melhor aproveitamento de material, o que se deve a obtenção da peça sem rebarba, o que exclui a etapa de usinagem do produto após o forjamento.

Visando alcançar estreita tolerância de produtos *Net-shape* ou *Near-net-shape* é importante ter um conhecimento profundo da tecnologia de fabricação. Por esta razão, a computação numérica, baseada na análise por elementos finitos, tem-se estabelecido como eficiente ferramenta tornado-se parte integral no desenvolvimento do processo de forjamento. Por meio da simulação, matrizes podem ser melhoradas e importantes aspectos podem ser analisados antes que o processo seja empregado industrialmente.

Com o uso da ferramenta de simulação do forjamento, é possível avaliar diversas características envolvidas no processo, tais como: preenchimento da matriz, forma final, grau de deformação, estado de tensão, distribuição da temperatura, defeitos superficiais, linhas de escoamento, desgaste de ferramentas e outras características que combinadas podem levar a outros resultados, como por exemplo, a vida útil das ferramentas.

2.4 FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL

A demanda por ferramentas robustas e simples é geralmente satisfeita com ferramentas de trabalho unidirecionais. Mas os preços das matérias-primas exigem conceitos de ferramentas inovadoras, como a aplicada ao forjamento multidirecional (STONIS *et al.*, 2008, BEHRENS *et al.*, 2009). Com essa tecnologia, a peça pode ser conformada em várias direções, em uma única etapa. Isto permite maior grau de deformação, bem como a redução do tempo total de conformação, e ainda permite o controle do escoamento do material (BEHRENS *et al.*, 2009).

Behrens *et al.* (2009) estudaram o forjamento de virabrequim usando ferramentas de forjamento multidirecional e operações de forjamento de precisão. Para o desenvolvimento do trabalho foi utilizado um dispositivo com ferramentas multidirecionais em uma prensa hidráulica que atua apenas numa direção, de modo que o movimento vertical da prensa teve que ser desviado para a direção horizontal para formar os moentes do virabrequim (Figura 5).

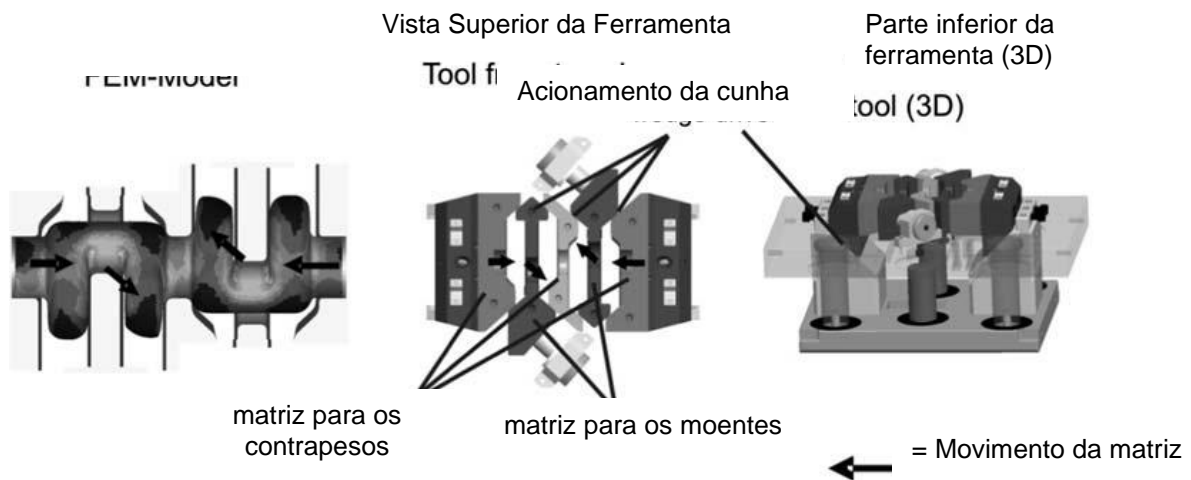


Figura 5. Ferramenta para o forjamento multidirecional (Adaptada de BEHRENS *et al.*, 2009).

A sequência desenvolvida consistiu em quatro estágios. Nos dois primeiros, a massa do contrapeso do virabrequim é alocada por extrusão lateral. O seguinte passo é a operação de forjamento multidirecional para formar a área de seção transversal do contrapeso. Nesta fase, o contrapeso é formado e o moente é deslocado radialmente. Finalmente, o último estágio do forjamento cria a forma *near net-shape* da geometria final. A Figura 6 detalha cada estágio do processo.



Figura 6. Sequência do forjamento para o virabrequim de dois cilindros (Adaptada de BEHRENS *et al.*, 2009).

A massa ao longo do eixo lateral do virabrequim colaborou para a concepção dos estágios individuais intermediários. Uma abordagem contínua da geometria da fase intermediária para a geometria final foi assegurada por este método (BEHRENS *et al.*, 2009).

Behrens *et al.* (2012) afirmam que para uma dada geometria da ferramenta, o forjamento multidirecional permite a realização de forjados isentos de dobras, que não são evitadas em operações unidirecionais.

No forjamento convencional, faz-se necessário a utilização de material extra para garantir o preenchimento completo da cavidade da matriz, o que resulta na formação de rebarba em torno da peça forjada. Na fabricação de peças complexas, como virabrequins, o desperdício de material ultrapassa 50% (LANGNER *et al.*, 2015).

Langner *et al.* (2015) apresentam uma sequência de forjamento utilizando ferramentas inovadoras para reduzir a formação de rebarba na produção de virabrequim. Esta sequência consiste em três operações de pré-forma, um aquecimento por indução, seguido pelo forjamento multidirecional e forjamento final (Figura 7). A diferença nesta sequência de forjamento em relação a apresentada por Behrens é o uso de uma matriz de forjamento convencional para o acabamento da peça.

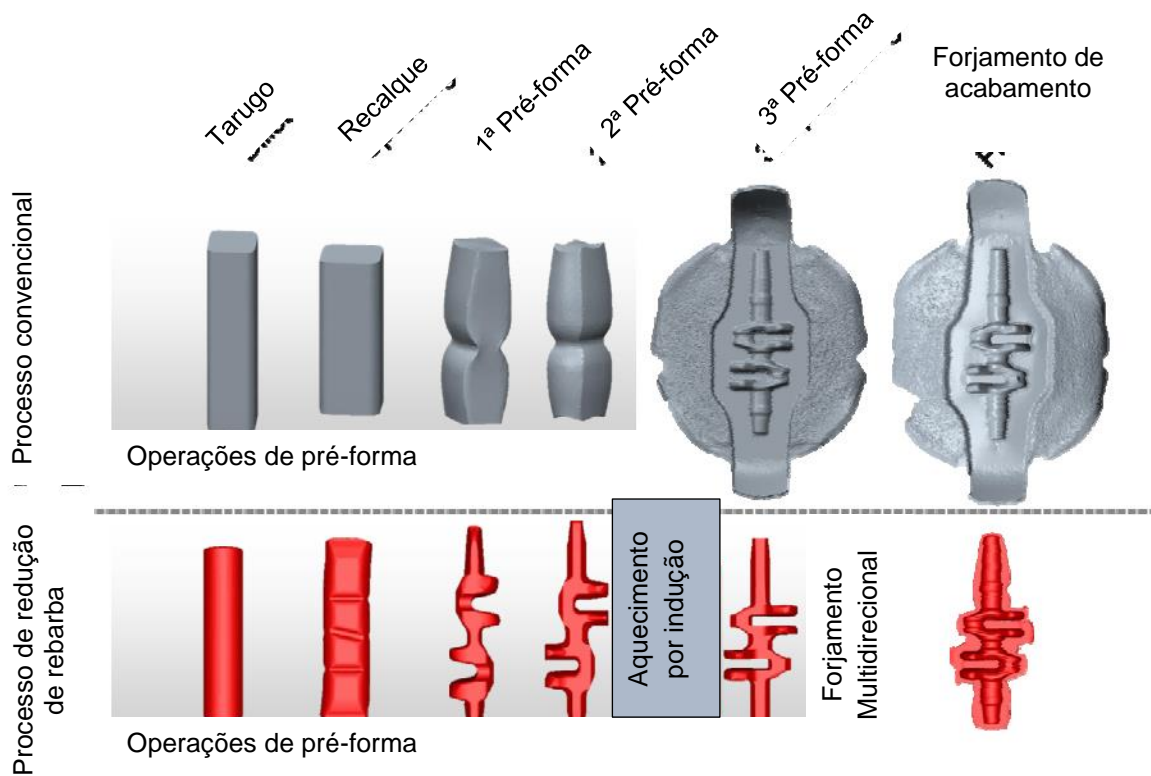


Figura 7 Comparação entre o forjamento convencional e o forjamento com redução de rebarba. (Adaptada de LANGNER *et al.*, 2015).

Como pode-se notar, as operações de pré-forma são responsáveis pela distribuição da massa para regiões adequadas. Nestas etapas não ocorre a formação de rebarba. Além disso, as cavidades das matrizes não são completamente preenchidas para evitar a sobrecarga, e consequentemente, o desgaste prematuro das matrizes.

Conforme Langner *et al.*, (2015), a proporção de rebarba gerada no processo convencional pode ser reduzida de 54% para 10% graças a melhor distribuição da massa nas etapas de pré-forma da nova sequência de forjamento. Devido a esta redução, o peso inicial do lingote pode ser diminuído de 10,8 kg a 8,0 kg. Assim, cerca de 2,8 kg do aço para produção de virabrequim pode ser salvo. A diminuição do peso do lingote permite uma redução significativa no consumo inicial de energia do processo de aquecimento por indução. Mesmo com o reaquecimento da pré-forma antes do forjamento multidirecional, o consumo de energia do novo processo desenvolvido é diminuído cerca de 24%, o que equivale a 1,34 kWh por peça.

Grosman *et al.* (2012) apresentaram uma inovadora tecnologia de fabricação baseada na deformação incremental realizada por uma série de finos martelos. O detalhe deste

método encontra-se no interior da geometria da matriz superior, que possui um conjunto de rolos, chamados de rolos de pressão, que se move para baixo em direção ao conjunto de martelos e executa movimento de rotação ao mesmo tempo, como mostrado esquematicamente na Figura 8. Dessa forma, a matriz superior não está diretamente em contato com o material. A deformação é executada pelos finos martelos.

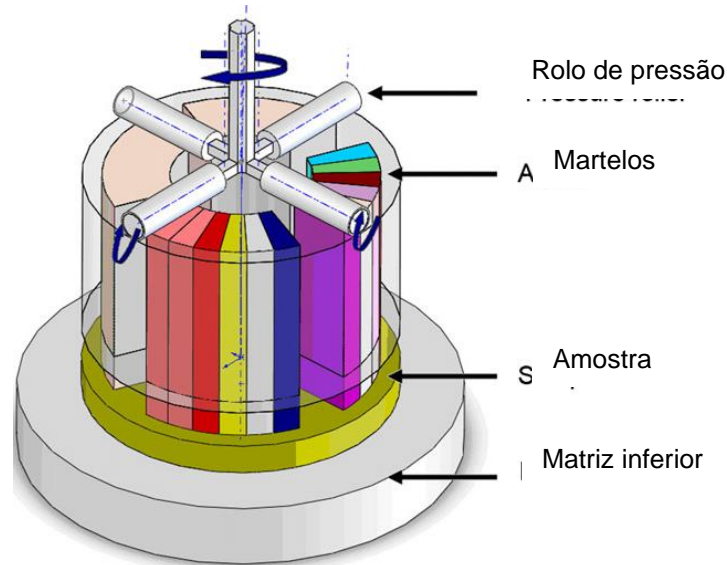


Figura 8. Ilustração esquemática do forjamento incremental (Adaptada de GROSMAN *et al.*, 2012).

Entre as vantagens desse processo pode-se citar a redução da carga aplicada e da energia requerida para obter um determinado nível de deformação equivalente; além de maiores deformações e obtenção de melhores propriedades mecânicas no produto final.

2.5 AÇOS MICROLIGADOS

Muitas indústrias do ramo automotivo têm se concentrado na importância dos aços de alta resistência e baixa liga ou aços microligados, por causa das propriedades mecânicas desejáveis como elevada resistência e dureza obtidas a partir do resfriamento logo após o forjamento a quente, sem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores (GLIŠIĆ *et al.*, 2014; BU *et al.*, 2015).

A adição de elementos de liga, como o titânio (Ti), nióbio (Nb) e vanádio (V), possibilita uma relação custo-benefício interessante na obtenção de uma boa combinação dessas propriedades (SHOW *et al.*, 2010).

Aços microligados contendo vanádio têm sido utilizados extensivamente nas condições laminada, normalizada ou temperada e revenida (LIU *et al.*, 2008; CHUN *et al.*, 2007). Isso se deve ao fato do vanádio desempenhar um importante papel no endurecimento pela formação de precipitados de V (C, N) na ferrita durante o resfriamento após a laminação (HAJISAFARI, 2013).

O comportamento da ductilidade a quente de aços microligados V-N e V-Nb foi analisado por Chen *et al.* (2012) e os resultados foram comparados com os do aço microligado ao V e Nb. Uma “calha” de ductilidade foi encontrada em ambos os aços em temperaturas entre 700 e 1050°C (Figura 9).

A faixa de temperatura na qual a estrição no ensaio é igual ou menor do que 60% é definida como a calha de ductilidade, que representa uma região sensível à fratura no trabalho a quente de lingotes obtidos por lingotamento contínuo. Quando a recristalização dinâmica ocorre durante a deformação, a estrição de todos os aços excede 60% (CHEN *et al.*, 2012).

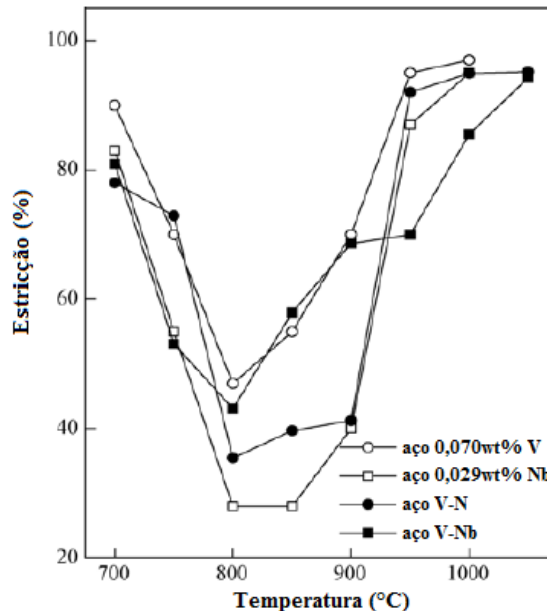


Figura 9. Curva de ductilidade a quente (Adaptada de Chen *et al.*, 2012).

Comparado ao aço V, o aço V-N tem uma calha de ductilidade mais larga e mais profunda com o aumento do teor de N, devido ao aumento de precipitados de V(C, N) no aço, pois a elevada quantidade de N favorece uma maior precipitação de V(C, N) na faixa de temperaturas da calha de ductilidade (CHEN *et al.*, 2012). O volume de fração de precipitados de V (C, N) como função da temperatura é mostrado na Figura 10.

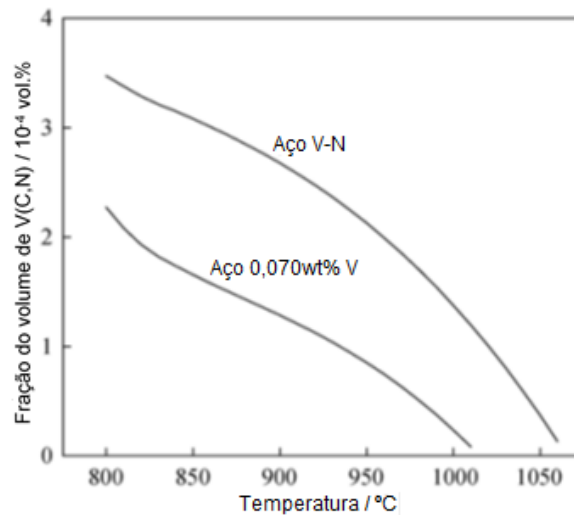


Figura 10. Fração de volume de precipitados V(C, N) (Adaptada de CHEN *et al.*, 2012).

Trabalhos recentes mostram que o V (C, N), MnS e outras nanofases tem um refinamento estrutural significativo e efeito nucleante na ferrita intergranular de aços microligados ao V (LI *et al.*, 2010).

O aço microligado 30MSV6 (sic) foi tratado termicamente sob diferentes condições por Hajisafari *et al.* (2012), e a relação ente as microestruturas e propriedades mecânicas foi investigada e verificou-se que a obtenção de ótimas propriedades está relacionada ao espaçamento interlamelar da perlita, ao tamanho de grão da ferrita pro-eutetóide e à presença de precipitados de (V, Ti)C e VC formados nos contornos de grãos e sub-grãos ou distribuídas aleatoriamente dentro da ferrita pro-eutetóide.

Outro estudo de Hajisafari *et al.* (2013) com esse mesmo aço objetivou analisar a evolução microestrutural e as propriedades mecânicas do aço microligado (30MSV6) durante o tratamento térmico de endurecimento por precipitação sob várias condições de resfriamento e envelhecimento. Pela otimização das taxas de resfriamento, uma boa combinação de ductilidade e resistência foram alcançados.

Zhang *et al.* (2013) estudaram o efeito da temperatura e da taxa de deformação na recristalização dinâmica e na mudança microestrutural do aço microligado 38MnVS durante o forjamento a quente, e demonstraram que a recristalização dinâmica é acelerada com o aumento da temperatura de deformação e a diminuição da taxa de deformação. Os autores também concluíram que grãos recristalizados menores podem ser obtidos mais facilmente em altas taxas de deformação e baixas temperaturas.

Precipitados em aços microligados de grãos ultrafinos foram analisados por Li *et al.* (2010) para investigar o mecanismo de refino do grão. Os resultados experimentais mostraram que precipitados de MnS e MnS + V (C, N) fornecem sítios de nucleação para a ferrita intra-granular, levando a um notável refino de grão. Além disso, subestruturas presentes na austenita, como contornos de grão, contornos de sub-grão, bandas de cisalhamento, discordâncias e células de discordâncias, aumentaram com a energia de deformação conduzida pela deformação a baixas temperaturas (temperatura de deformação igual ou maior que 800°C e deformação igual ou maior que 50%).

O refinamento do grão em aços microligados produz simultaneamente o aumento da resistência mecânica, da tenacidade a fratura e da ductilidade, sem afetar a conformabilidade, (Figura 11) SKOBIR, 2011).

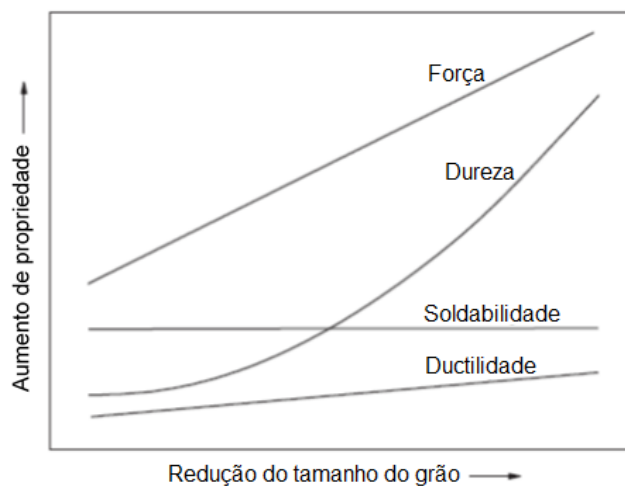


Figura 11. Efeito do tamanho dos grãos de ferrita nas propriedades do aço microligado (Adaptada de SKOBIR, 2011).

Hui *et al.* (2015) estudaram o efeito da adição de Vanádio (até 0.45%) na propriedade de fadiga de alto-ciclo em um aço microligado de médio carbono 37MnSiVS5,

com o objetivo de desenvolver um novo aço microligado com superior resistência à fadiga. Foi observado que a quantidade de precipitados V(C, N) aumenta com a adição do teor de vanádio e que estas partículas tem um efeito significativo nas propriedades do aço. Adições superiores a 0, 28% de V permite a obtenção de excelentes propriedades de fadiga, dureza e resistência mecânica por meio do endurecimento por precipitação.

Yang *et al.* (2014) analisaram o refinamento do grão austenítico e o comportamento do crescimento isotérmico em aço microligado ao vanádio através do processo de reaquecimento após processo termomecânico controlado. A formação de grãos ultrafinos foi atribuída à elevada densidade de nucleação da austenita na estrutura ferrita/martensita e a inibição do crescimento do grão austenítico devido à precipitação de partículas (Ti, V)C em temperatura de reaquecimento relativamente baixa. Porém, em elevadas temperaturas de aquecimento os grãos austeníticos crescem rapidamente devido a dissolução dos precipitados.

2.6 FABRICAÇÃO DE BIELAS

A peça escolhida para ser forjada pelo método proposto neste projeto foi uma biela que é um importante elo dentro de um motor de combustão interna, pois conecta o pistão ao virabrequim e é responsável pela transferência de potência gerada sobre o pistão para o virabrequim e dele, para a transmissão (LEE *et al.*, 2010). Existem diferentes tipos de materiais e métodos de produção utilizados para a fabricação de bielas. Os tipos mais comuns de bielas são de aço e de alumínio e os processos de fabricação mais comuns são a fundição, o forjamento e a metalurgia do pó.

As bielas forjadas são geralmente produzidas em várias etapas (Figura 12). Antes da geometria da biela ser gerada pelas matrizes, o material como recebido é pré-formado por laminação (*stretch-rolling*) ou laminação transversal com cunha. Após mais uma pré-distribuição da massa, a pré-forma é recalçada e estirada entre ferramentas planas. A biela é então forjada em matrizes fechadas em duas etapas sucessivas (pré-forjamento e forjamento final). Após a última etapa, a rebarba é removida e a peça é resfriada até a temperatura ambiente (GRASS *et al.*, 2006).

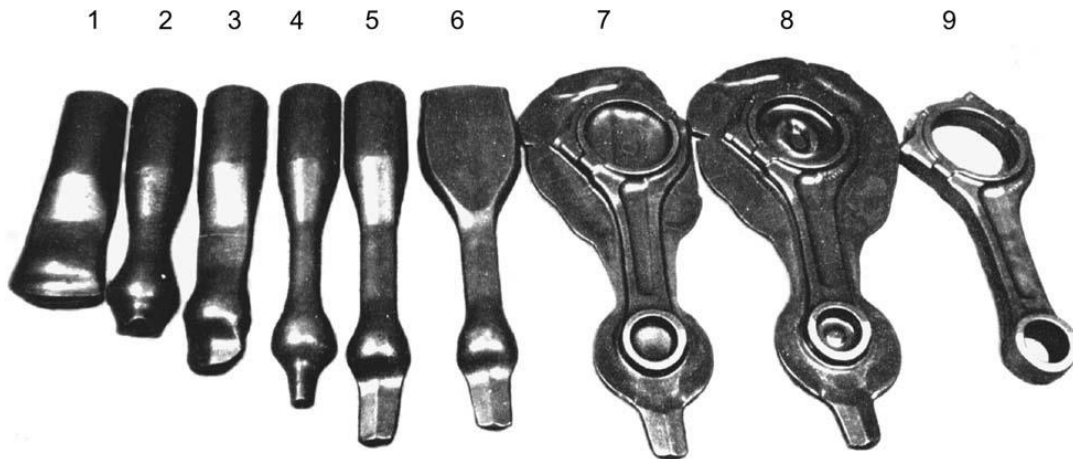


Figura 12. Etapas de conformação da biela: 1-5 laminação com cunha, 6 achatamento, 7 pré-forjamento, 8 forjamento final e 9 após rebarbação (Adaptada de GRASS *et al.*, 2006).

Processos de fabricação com muitas etapas apresentam uma série de desvantagens. Além da necessidade de muitos equipamentos e do processo de produção ser bastante demorado, o custo final do produto é elevado devido ao alto consumo de energia. Entretanto, a maior desvantagem deste processo é que defeitos formados nas etapas iniciais são mantidos e/ou maximizados nas últimas etapas conduzindo à falha da peça durante a fabricação ou em seu uso posterior. A Figura 13 apresenta o defeito de vazio em pré-forma produzida por laminação transversal com cunha.



Figura 13. Defeito em pré-forma obtido por laminação transversal com cunha (JI *et al.*, 2015).

O método de divisão por fratura surgiu como uma técnica para reduzir algumas etapas na fabricação de bielas (GU *et al.*, 2005). Em comparação com o método tradicional, a técnica de fratura diminui o número de etapas de produção, de equipamentos e de ferramentas,

e economiza energia. Assim, o custo de produção total é muito reduzido. Entre outras vantagens, esse novo método de produção fornece uma alta qualidade e precisão para a biela a baixo custo da produção.

Estudos de novos aços têm sido feitos com o intuito de facilitar esta técnica. Zhang *et al.* (2011) desenvolveram um aço microligado de médio carbono V-Ti-Ni para a produção de bielas pela técnica de fratura. A análise da microestrutura, da precipitação de fases e seu efeito sobre as propriedades mecânicas foram feitos por microscopia óptica, eletrônica de varredura e de transmissão. Os resultados mostraram que a constituição do aço é de ferrita e perlita. Notou-se que reduzindo a temperatura de laminação e acelerando a taxa de resfriamento após a laminação, a microestrutura com finos grãos de ferrita e o estreito espaço entre as lamelas de perlita podem ser obtidos no aço microligado V-Ti-N, além de grande quantidade de fases precipitadas distribuídas na ferrita, o que resultou em resistência à tração superior a 1000MPa e limite de escoamento maior que 750MPa.

A biela é uma das peças mais importantes do motor. Durante o seu funcionamento ela suporta complexas cargas de comportamento cíclico. Por causa de sua notável importância, o estudo de falhas em bielas é essencial para avaliar-se como a resistência mecânica pode ser aumentada a fim de evitar essas falhas (ZHENG *et al.*, 2011).

Xu e Yu (2007) investigaram algumas falhas em bielas de motor Diesel. Na fratura ocorrida no olhal menor da biela foi possível observar, por meio de microscópio óptico e eletrônico de varredura, grande quantidade de ranhuras axiais na superfície interna da fratura e fissuras de fadiga iniciadas a partir dessas ranhuras axiais. Os autores observaram que a baixa deformação e a fratura por fadiga de origem múltipla (diversos locais de origem) são os mecanismos de falha de fratura em bielas.

2.7 MAPAS DE PROCESSAMENTO

Os mapas de processamento representam uma metodologia de análise útil para identificar as regiões de instabilidade a partir de experimentos com base na variação dos parâmetros do processo. Eles podem ser usados para definir a melhor combinação de temperatura, tensão, e da taxa de deformação, que evitam a nucleação e propagação de defeitos, sendo assim uma ferramenta importante na indústria metal-mecânica.

O mapa de processamento, desenvolvido por Prasad *et al.* (1984), é baseado no princípio do Modelo Dinâmico do Material (DMM) e descreve o comportamento dinâmico do material em termos da evolução microestrutural sob os parâmetros de processo imposto (HAN *et al.*, 2013). De acordo com este modelo, a peça dissipa energia através de trabalho plástico (G) e processos metalúrgicos (J) (GUOZHENG *et al.*, 2012). Alguns exemplos de processos metalúrgicos incluem a recuperação e recristalização dinâmica, fraturas internas, dissolução e crescimento de partículas, transformação de fases induzidas por deformação e precipitação dinâmica (LIU *et al.*, 2014). A relação entre essas duas energias (J e G) para uma dada taxa de deformação e temperatura é determinada pela sensibilidade a taxa de deformação (m), dada por:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (1)$$

A taxa de sensibilidade a deformação, m , é um parâmetro muito importante na avaliação da conformabilidade dos metais em elevadas temperaturas. Através de m , é possível calcular outros dois importantes parâmetros, a eficiência da dissipação de energia (η) e a instabilidade (ζ). A eficiência da dissipação de energia se dá por meio de processos metalúrgicos durante a deformação plástica, sua expressão é dada por:

$$\eta = \frac{2m}{m + 1} \quad (2)$$

A eficiência da dissipação de energia é um parâmetro adimensional considerado um indicador da trabalhabilidade a quente. A variação de η em função da temperatura e taxa de deformação constitui o mapa de processamento que é dividido em regiões correlacionadas com os diferentes mecanismos microestruturais. Condições que proporcionem maiores valores de η são as mais favoráveis para o processamento, uma vez que se encontram em regiões "seguras".

Um parâmetro adicional, necessário na construção do mapa de processamento, é o coeficiente de instabilidade, ζ . Este parâmetro torna o mapa útil em operações do processo, pois ajuda a delinear regiões onde a instabilidade plástica, fraturas ou defeitos são mais prováveis de ocorrer. A variação do parâmetro de instabilidade em função da temperatura e da taxa de deformação representa o mapa de instabilidade, sendo obtida por:

$$\zeta = \frac{\partial \ln \left[\frac{m}{1 + m} \right]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (3)$$

Em regiões onde a equação (3) seja satisfeita (ie $\zeta < 0$), representa a área no mapa de processamento onde a instabilidade microestrutural é provável. O adequado processamento

é determinado através da utilização de ambos os mapas: o de eficiência da dissipação de energia (η) e o mapa de instabilidade (ξ). O mapa de processamento é encontrado através da sobreposição dos mapas de η e ξ .

O método proposto por Prasad *et al.* (1984) para o cálculo destes mapas tem sido questionado por pressupor que a sensibilidade à taxa de deformação, m , é uma constante. A uma dada deformação, m muitas vezes varia em função da taxa de deformação e temperatura para sistemas de ligas complexas, neste caso a tensão de escoamento não obedece exatamente o Princípio da Conservação da Energia (MURTY *et al.*, 2005). Quando m não é constante, a equação (2) para o cálculo do parâmetro η pode dar resultados errados. Por esta razão, Murty *et al.* (1998) propuseram um critério de instabilidade plástica onde m é uma variável, sendo o parâmetro η expressa por:

$$\eta = \frac{\frac{m\dot{\epsilon}^m}{m+1} \Big|_{\dot{\epsilon}_{min}} + \int_{\dot{\epsilon}_{min}}^{\dot{\epsilon}} m\dot{\epsilon}^m d\dot{\epsilon}}{\frac{\dot{\epsilon}^{m+1}}{2}} \quad (4)$$

Murty *et al.* (1998) indicaram um critério da região de instabilidade que é adequado para qualquer tensão e taxa de deformação. As definições para J e η são:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \Rightarrow \frac{\partial J}{\partial \dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \partial \sigma}{\partial \dot{\epsilon}} = \frac{\sigma \partial \ln \sigma}{\ln \dot{\epsilon}} = m\sigma \quad (5)$$

e

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{2J}{(\dot{\epsilon}\sigma)} \Rightarrow \frac{J}{\dot{\epsilon}} = \eta \frac{\sigma}{2} \quad (6)$$

Murty *et al.* (1998) utilizaram um critério baseado no princípio da continuidade aplicada a escoamento plástico severos proposto por Ziegler (ZIEGLER, 1963), que também foi usado por Srinivasan e Prasad (1994), para delinear a região de instabilidade nos mapas de processamento. De acordo com esse critério, a instabilidade no escoamento ocorre quando:

$$\frac{\partial J}{\partial \dot{\epsilon}} < \frac{J}{\dot{\epsilon}} \quad (7)$$

Relacionando as equações (5) e (6) com a equação (7), Murty *et al.* descreveram o critério de instabilidade como:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{2m}{\eta} - 1 > 0 \quad (8)$$

O critério pode ser reescrito na forma,

$$2m < \eta \quad (9)$$

Assim, para o escoamento estável, $\eta < 2m$ e $0 < m < 1$.

Quatro critérios de instabilidade plástica (Prasad, Murty, Gegel e Malas) foram comparados por Xiong *et al.* (2010) com base em dados experimentais de compressão a quente de ligas Ti-22Al-25Nb. Concluiu-se que o critério de Gegel e o critério de Mala são mais eficazes a elevadas temperaturas e baixas taxas de deformação. No entanto, em altas taxas de deformação ambos os critérios são descontínuos. As regiões de instabilidade previstas pelo critério de Prasad e critério de Murty são semelhantes (Figura 14). Ambos os critérios são eficazes em altas taxas de deformação. A vantagem do critério de Murty é o fornecimento de previsões mais precisas devido à base teórica e cálculos mais rigorosos. Além disso, o critério de Murty pode ser aplicado em muitos tipos de comportamentos de σ - $\dot{\epsilon}$.

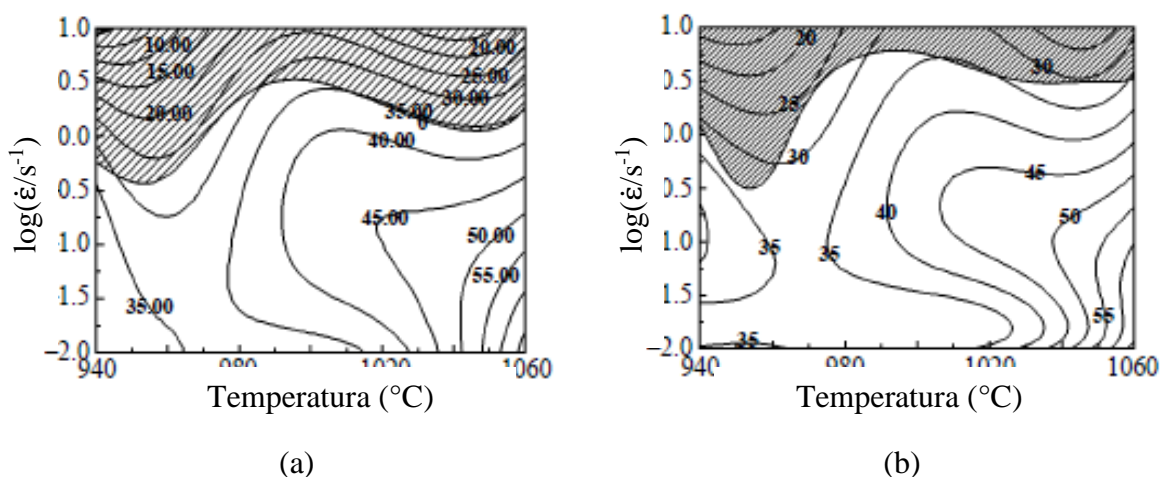


Figura 14. Mapas de processamento construído de acordo com o critério de (a) Prasad e (b) Murty (Adaptada de XIONG *et al.*, 2010).

Entender a conformabilidade de aços microligados é importante, pois permite determinar os limites de deformação antes da instabilidade ou fratura. Mapas de processamento têm sido usados para avaliar a trabalhabilidade a quente de uma variedade de aços microligados em diferentes condições de processamento.

Al Omar *et al.* (1996) analisaram a trabalhabilidade a quente de um aço microligado de médio carbono usando mapas de dissipação de energia desenvolvidos pelo DMM e concluíram que o aço estudado experimentou DRX no domínio em torno de 1150 °C e 10 s⁻¹, e

DRV no domínio em torno de 900 °C e 0,1 s⁻¹, que podem ser considerados como os domínios ótimos para trabalho a quente.

Bakkali El Hassani *et al.* (2008) investigaram a deformação de um aço microligado de médio carbono durante o forjamento a quente, utilizando dois tipos diferentes de mapa de processamento: um baseado em critério fenomenológico e outro em critério da continuidade. Os resultados mostraram que todos os mapas de instabilidade na deformação de 0,6, que corresponde ao estado estacionário, apresentam um domínio de DRX, sendo destacado pelos autores como o domínio de ótima conformabilidade a quente. Ambos os mapas também apresentaram um domínio da DRV e nenhum tipo de escoamento instáveis.

Xu *et al.* (2009) construíram mapas de processamento para dois aços microligados de médio carbono, um contendo 0,098% de V e 2,3 x 10⁻⁴ % de N (designado como aço VN) e outro com teores ainda menores de V (< 0,005%) e N (≤ 0,005%) (designado como o aço sem VN). O objetivo era o de compreender o comportamento da deformação a quente e a influência do teor de vanádio e nitrogênio nas temperaturas de 750 a 1100 °C e taxas de deformação de 0,005 a 30 s⁻¹. Os autores concluíram que a precipitação de vanádio pode dificultar a recristalização dinâmica, sendo esta a razão pela qual o aço microligado VN apresenta maior deformação crítica para a DRX e maior pico de tensão, comparado ao aço microligado sem VN.

A conformabilidade a quente do aço microligado Nb-V-Ti, na faixa de temperatura entre 850 a 1100 °C e taxa de deformação de 0,001 a 30 s⁻¹, foi investigada por Xiang e Liu (2009) mediante a obtenção de mapa de processamento e análises microestruturais. O mapa de processamento apresentou uma eficiência da dissipação de energia de 21% a 1000 °C e 2 s⁻¹ e de 45% a 1050 °C na faixa de 0,01 a 1 s⁻¹. Por meio das análises microestruturais observou-se que esses dois picos de eficiência representam domínios de DRX.

Gu *et al.* (2014) investigaram o comportamento do aço não temperado 38MnVS6 por meio de testes de compressão a quente. Verificou-se que os fenômenos instáveis não aparecem sob as condições de deformação; no entanto, os parâmetros ótimos para o trabalho a quente encontram-se nas regiões correspondentes às temperaturas entre 950 e 1200 °C e intervalo de taxa de deformação de 0,01 a 5 s⁻¹, onde o mapa de processamento exibiu um domínio de DRX completa.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O objetivo desta pesquisa é desenvolver o forjamento multidirecional para fabricação de bielas com menos etapas e desperdício de matéria-prima. Assim, simulações pelo método dos elementos finitos foram usadas para determinar as condições ideais de processo. A Figura 15 apresenta o quadro das simulações realizadas na etapa inicial deste projeto.

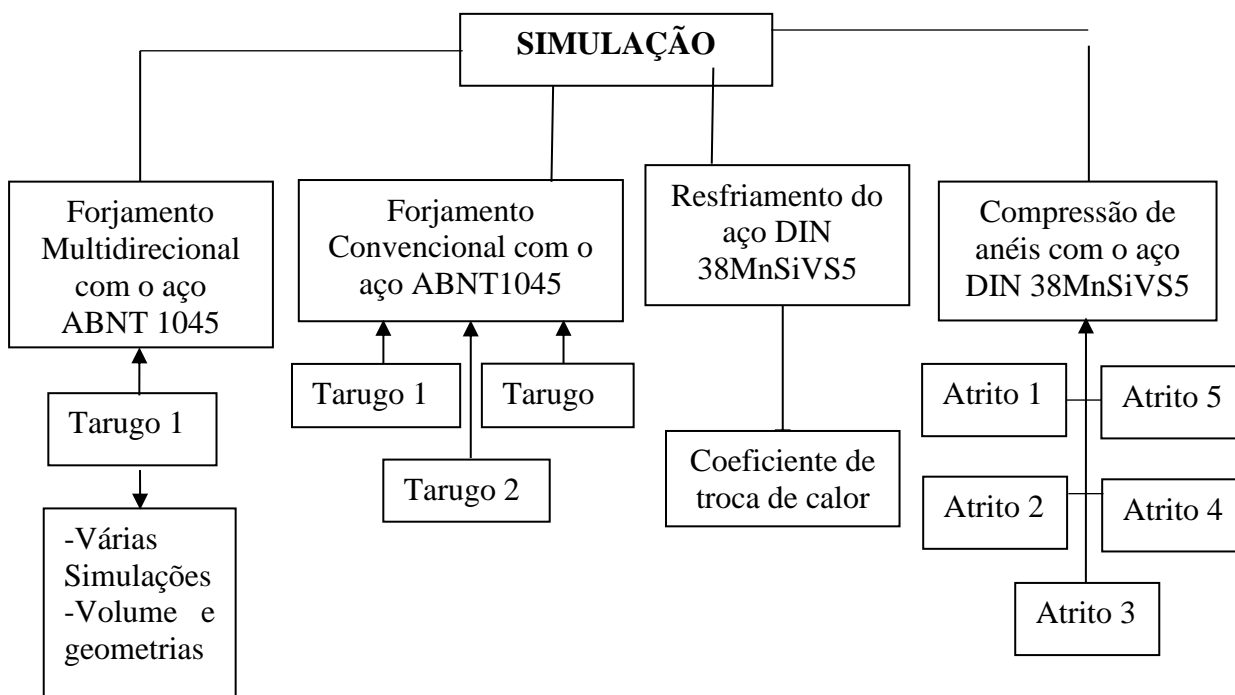


Figura 15. Simulações realizadas durante o desenvolvimento deste projeto.

A fim de comparar o processo de forjamento multidirecional e o convencional, as matrizes utilizadas no forjamento multidirecional foram adaptadas para o processo convencional. Deste modo, a geometria e as dimensões foram mantidas e uma garganta de rebarba foi acrescentada, e novas simulações foram realizadas mantendo-se também as demais condições do processo multidirecional.

O aço ABNT 1045 foi escolhido inicialmente para as simulações por ser amplamente empregado no forjamento a quente e por constar no banco de dados do *software* de simulação.

Na continuidade deste projeto, dados experimentais foram obtidos para o aço microligado DIN 38MnSiSV5. Ensaios de compressão de anel com o aço microligado foram

simulados e ensaiados experimentalmente em diferentes condições de lubrificação e determinados os coeficientes de atrito.

A fim de que os resultados das simulações numéricas sejam os mais confiáveis, uma nova simulação do forjamento multidirecional a quente da biela de aço microligado foi conduzida com os dados reais do comportamento do metal, com o fator de atrito e coeficiente de troca de calor ajustados.

A Figura 16 apresenta o quadro das etapas e procedimentos empregados nesta pesquisa.

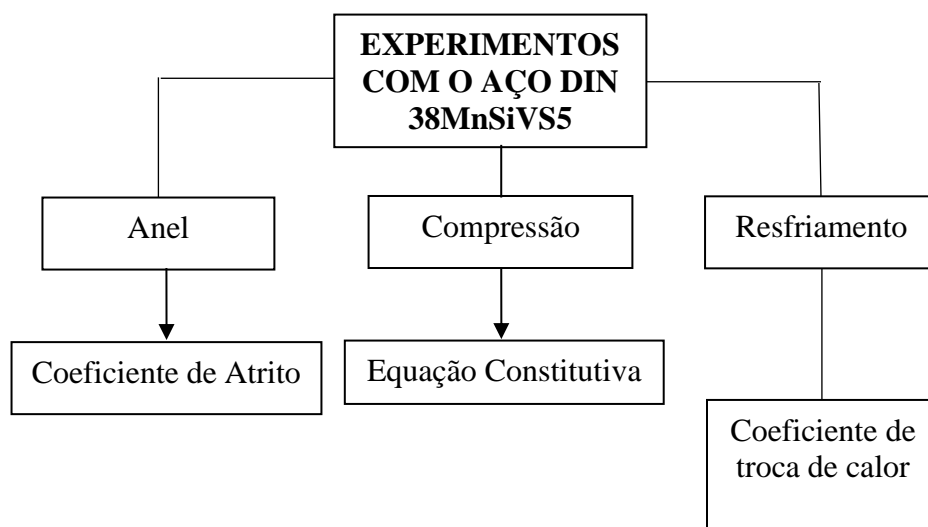


Figura 16. Etapas e procedimentos experimentais.

Um mapa de processamento foi construído com base em dados experimentais de compressão, em diferentes condições de temperatura e taxa de deformação, permitindo-se conhecer os parâmetros do processamento para a melhor conformabilidade do aço microligado que será utilizado nos ensaios experimentais.

As curvas levantadas no ensaio de compressão foram utilizadas na geração de equações constitutivas e implantadas no *software Forge 2008*, para a simulação do forjamento multidirecional com dados reais de tensão e deformação do aço microligado 38MnSiVS5.

3.1 DEFINIÇÃO DA PEÇA

A biela proposta neste estudo (Figura 17) apresenta extremidades diferentes da biela convencionalmente utilizada em motores de combustão interna. Esse novo formato da biela foi concebido para permitir a obtenção da peça pelo forjamento multidirecional de precisão. A extremidade inferior é menor do que a superior; entretanto, há um limite para esta diferença. Se a extremidade inferior for muito menor do que a superior pode haver a concentração de material na menor extremidade e, conseqüentemente, a formação de rebarba.

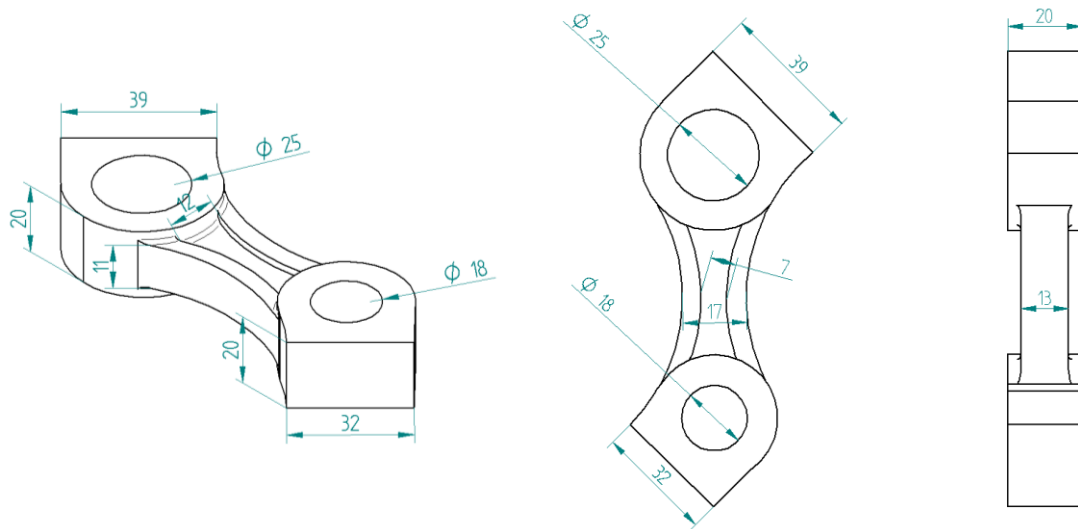
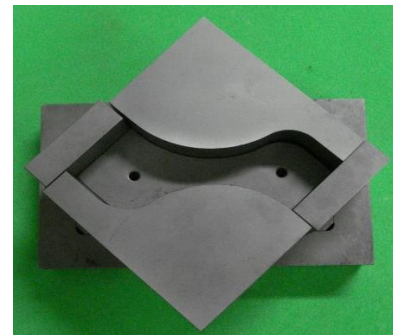
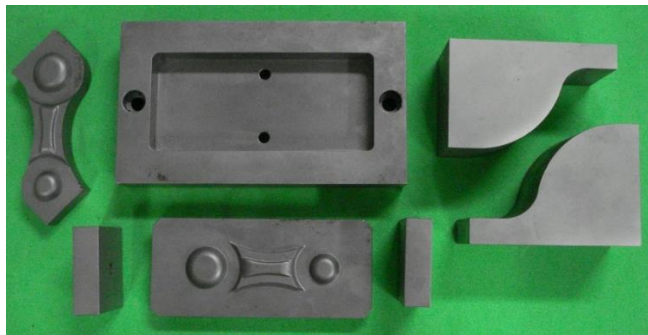


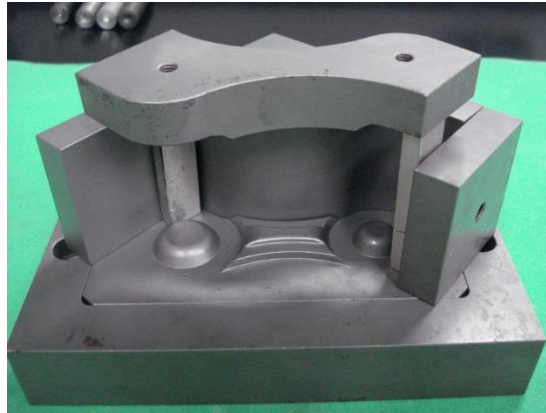
Figura 17. Modelo e dimensões da biela.

Para simular os processos de forjamento convencional e multidirecional, foram geradas as geometrias tridimensionais das ferramentas, das matrizes e da pré-forma com o *software* CAD *SolidEdge* V14, que além de gerar modelos sólidos, permite a transferência das características superficiais desses modelos para a entrada de dados no *software* comercial de simulação pelo método de elementos finitos *Forge 2008*. Figura 18 apresenta as ferramentas projetadas e já fabricadas, que serão utilizadas nos ensaios experimentais.



(a) Matrizes separadas

(b) Conjunto de matrizes na posição de forjamento



(c) Vista frontal do conjunto de matrizes

Figura 18. Ferramentas que serão utilizadas na etapa experimental do forjamento multidirecional.

3.2 MODELO DO FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL

Esse processo consiste no deslocamento de quatro ferramentas no plano horizontal sobre a superfície da matriz inferior (em verde na Figura 19). O fechamento das ferramentas horizontais gera uma geometria adequada para a obtenção da biela sem rebarba e exclui a necessidade de uma etapa prévia para obter as pré-formas como ocorre no forjamento convencional. Assim, neste processo multidirecional, utilizou-se um tarugo de seção retangular com a finalidade de se obter o produto final com o mínimo de etapas a partir de um tarugo de formato simples, visando a redução do tempo e dos custos de fabricação.

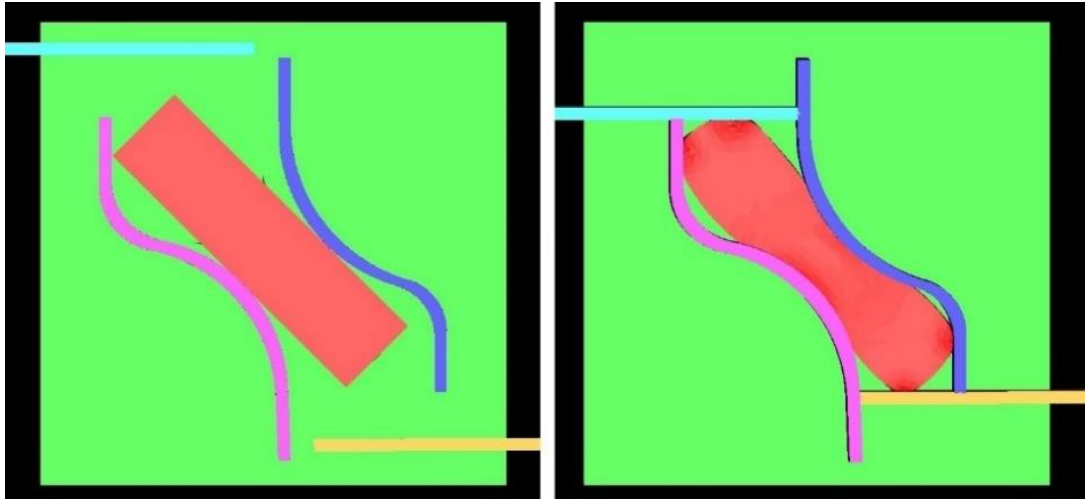


Figura 19. Movimento das ferramentas no forjamento multidirecional.

Após o fechamento das matrizes horizontais, a matriz superior desloca-se no sentido vertical finalizando o processo (Figura 20). Assim, a biela é produzida em apenas uma etapa, sem a necessidade de processos posteriores de rebarbação e calibração.

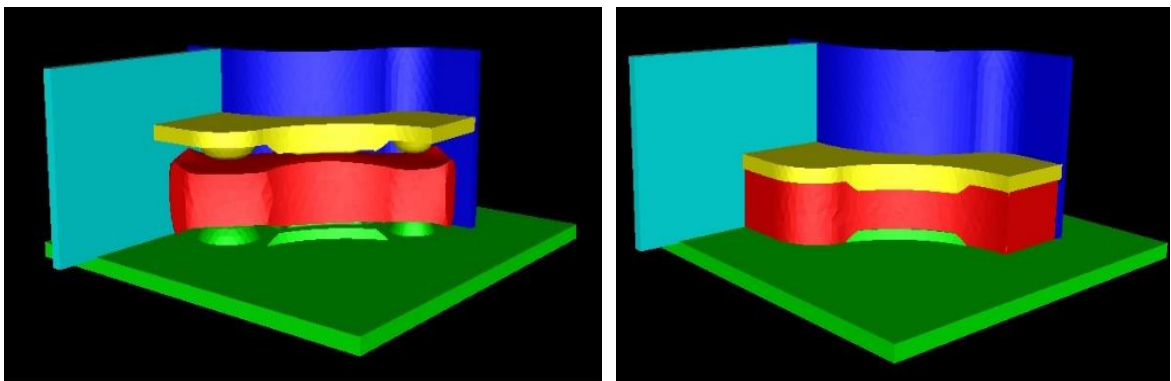
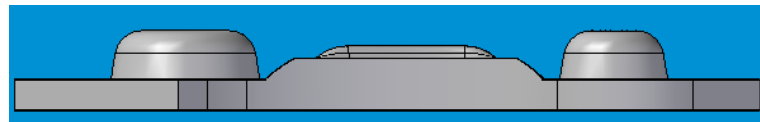


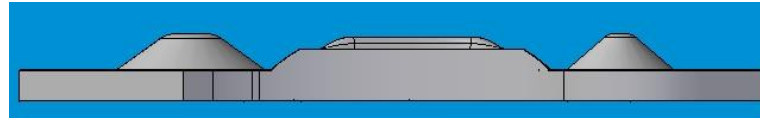
Figura 20. Deslocamento da matriz superior.

Visando alcançar bons resultados, uma série de modificações na geometria das matrizes e nas dimensões do tarugo foi necessária no decorrer das simulações.

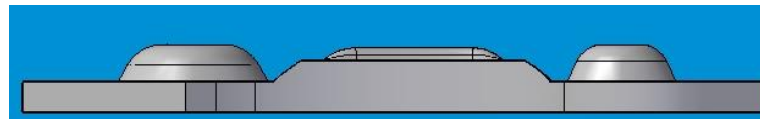
As matrizes, superior e inferior, apresentaram três diferentes modelos geométricos, mostrados na Figura 21. Os diversos processos simulados usando esses modelos de matrizes são descritos a seguir.



Modelo 1



Modelo 2



Modelo 3

Figura 21. Modelos geométricos das matrizes de forjamento.

Processo 1: Matrizes superior e inferior (Modelo 1) – Figura 22.

O tarugo é primeiramente deformado pelas ferramentas horizontais levando à concentração de material na região central da matriz. Essa região corresponde à haste da biela e possui uma elevação (protuberância) para formar a cavidade na peça. Essa elevação compete com a altura dos olhais tornando essa região bastante crítica. Como a geometria dos olhais não favorece o escoamento do material para as extremidades da matriz, há formação de rebarba.

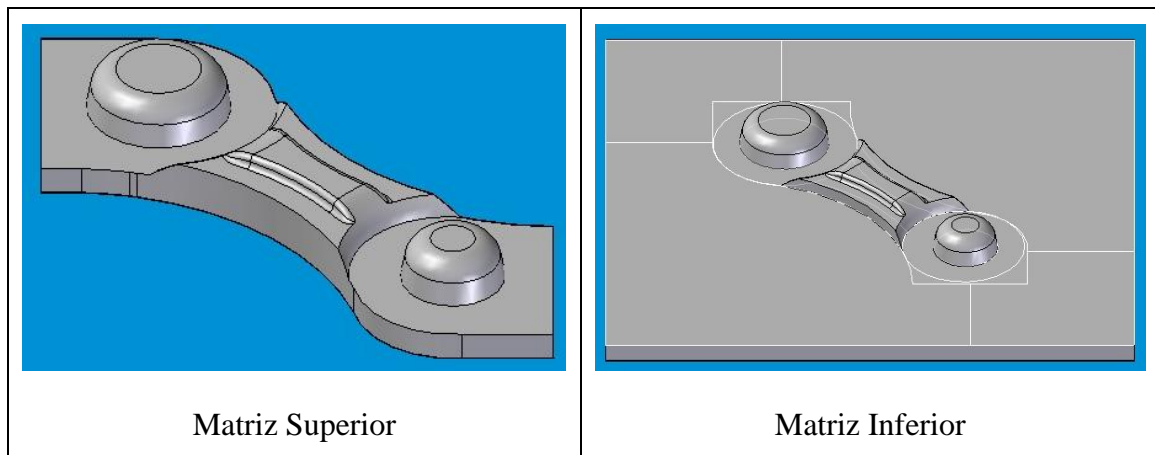


Figura 22. Matrizes do Processo 1.

Processo 2: Matriz superior (Modelo 2) e matriz inferior (Modelo 1) – Figura 23.

Visando antecipar o escoamento do material, a geometria da matriz superior foi alterada. O formato do olhal da matriz Modelo 2 é suavemente cônico para permitir que o material escoe facilmente para regiões de difícil acesso, como as regiões entre a protuberância e o olhal maior, protuberância e olhal menor e para as extremidades da matriz.

Esta alteração também foi problemática. O formato cônico da matriz superior permitiu um avanço muito antecipado do material, favorecendo a formação de dobra nas extremidades da biela, além de rebarba na região central.

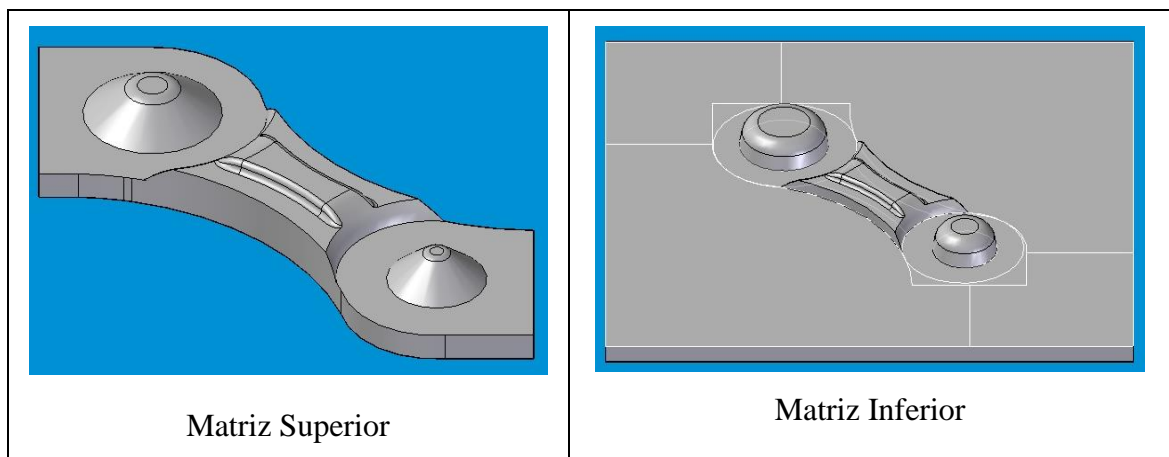


Figura 23. Matrizes do Processo 2.

Processo 3: Matriz superior (Modelo 3) e matriz inferior (Modelo 1) – Figura 24.

O formato da matriz superior foi então alterado mais uma vez. A matriz Modelo 3 possui ângulos intermediários em relação aos dois primeiros Modelos (1 e 2). O resultado do escoamento foi bem melhor que os anteriores. O corpo da biela foi formado sem rebarba e sem dobra. Entretanto, ainda houve a falta de preenchimento nas extremidades das matrizes.

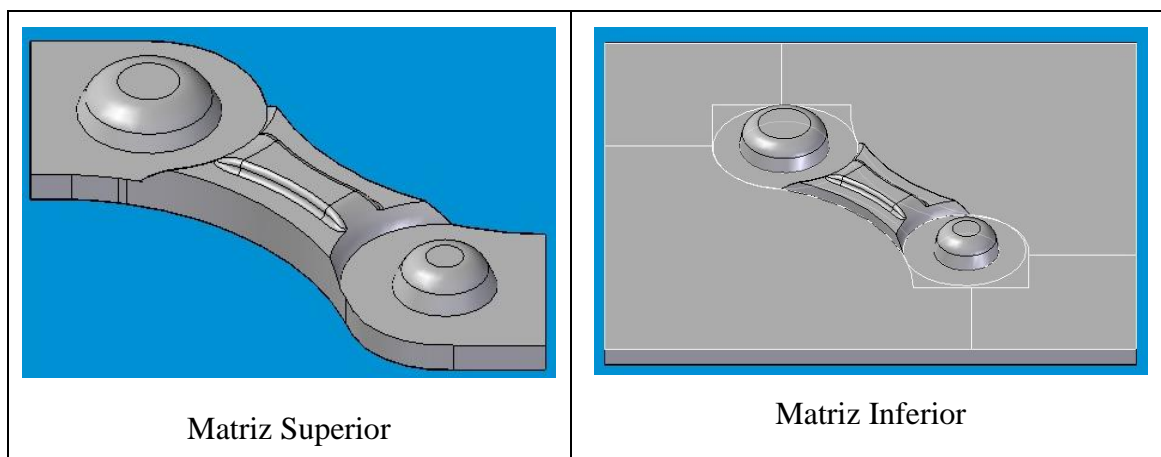


Figura 24. Matrizes do Processo 3.

Processo 4: Matriz superior e matriz inferior (Modelo 3) – Figura 25.

Como discutido, nos Processos 1 a 3, apenas as matrizes superiores foram modificadas. Já no Processo 4, ambas matrizes são idênticas ao Modelo 3.

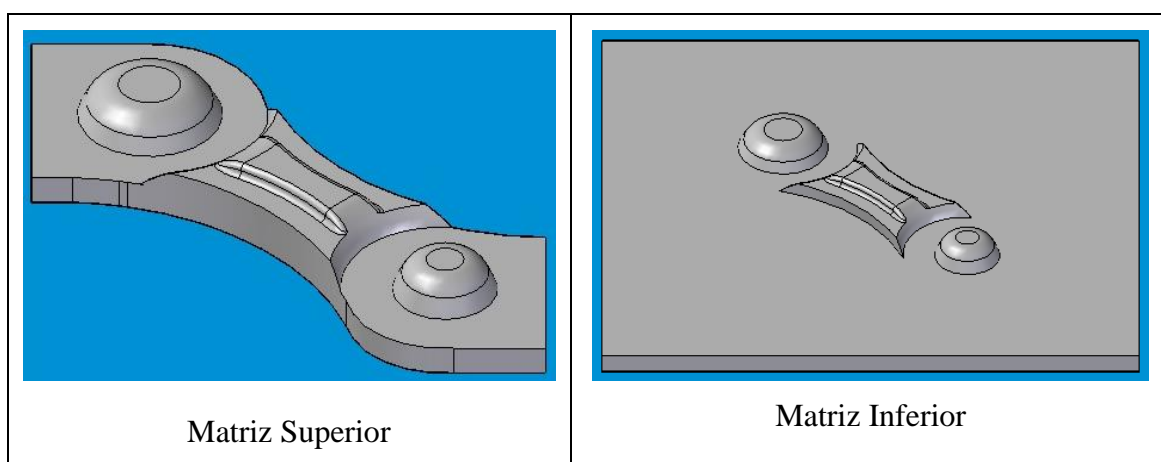


Figura 25. Matrizes do Processo 4.

Essa configuração apresentou os melhores resultados. As dimensões intermediárias dos olhais permitiram o bom escoamento do material para as extremidades da matriz e o atraso da formação da haste. A peça foi formada sem apresentar rebarba, dobra ou falta de preenchimento.

Por se tratar de um processo de precisão é de fundamental importância usar tarugos com dimensões e volume exatos, evitando-se assim a formação de rebarba. Para determinar as

dimensões ideais do tarugo foram necessárias, como comentado, alterações das medidas com o decorrer das simulações. Foram necessárias aproximadamente 50 simulações não só para determinar as dimensões, mas também o melhor posicionamento do tarugo na matriz.

O tarugo que apresentou os melhores resultados de preenchimento possui 105 mm de comprimento, 28 mm de largura e 17 mm de espessura. A simulação desse tarugo foi feita usando o esquema descrito no Processo 4 (matriz superior e inferior com o Modelo 3). A biela foi completamente formada sem apresentar dobra e rebarba.

3.3 ADAPTAÇÃO DO PROCESSO MULTIDIRECIONAL PARA O CONVENCIONAL

A fim de comparar os processos de forjamento, as matrizes utilizadas no forjamento multidirecional foram adaptadas para o processo convencional. Deste modo, a geometria e as dimensões foram mantidas e uma garganta de rebarba foi acrescentada (Figura 26).

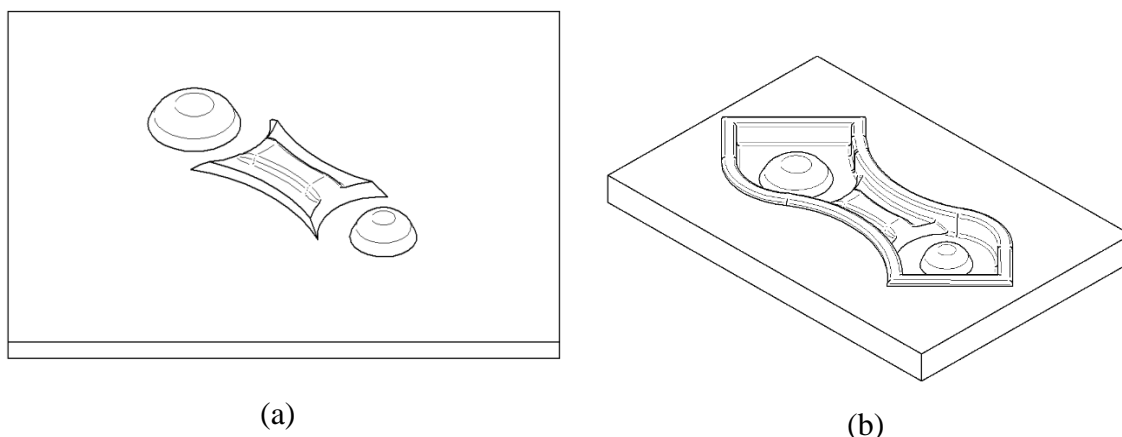


Figura 26. Modelo tridimensional das matrizes usadas na simulação do forjamento (a) multidirecional e (b) convencional.

Três diferentes tarugos foram empregados na simulação do forjamento convencional. O primeiro tarugo é o mais simples e similar ao utilizado no forjamento multidirecional. Os outros dois tarugos foram adotados a partir de geometrias utilizadas na indústria: o número 2 é similar aos tarugos obtidos por laminação transversal com cunha e o número 3, aos tarugos obtidos por corte a partir de chapas. A Figura 27 mostra os diferentes formatos e suas dimensões e a Tab. 1 apresenta o volume de cada tarugo e a quantidade de elementos finitos empregados para modelá-los.

Tabela 1. Volume dos tarugos e quantidade de elementos finitos de cada modelo.

Tarugo	Volume (mm ³)	Quantidade de elementos finitos tetraédricos
1	49 980	16 490
2	72 465	29 932
3	57 990	14 292

Variando-se o processo e a geometria do tarugo foi possível definir quatro casos de estudo que foram simulados utilizando as condições apresentadas na Tabela 2.

- *Caso 1: Forjamento multidirecional com tarugo 1.*
- *Caso 2: Forjamento convencional com tarugo 1.*
- *Caso 3: Forjamento convencional com tarugo 2.*
- *Caso 4: Forjamento convencional com tarugo 3.*

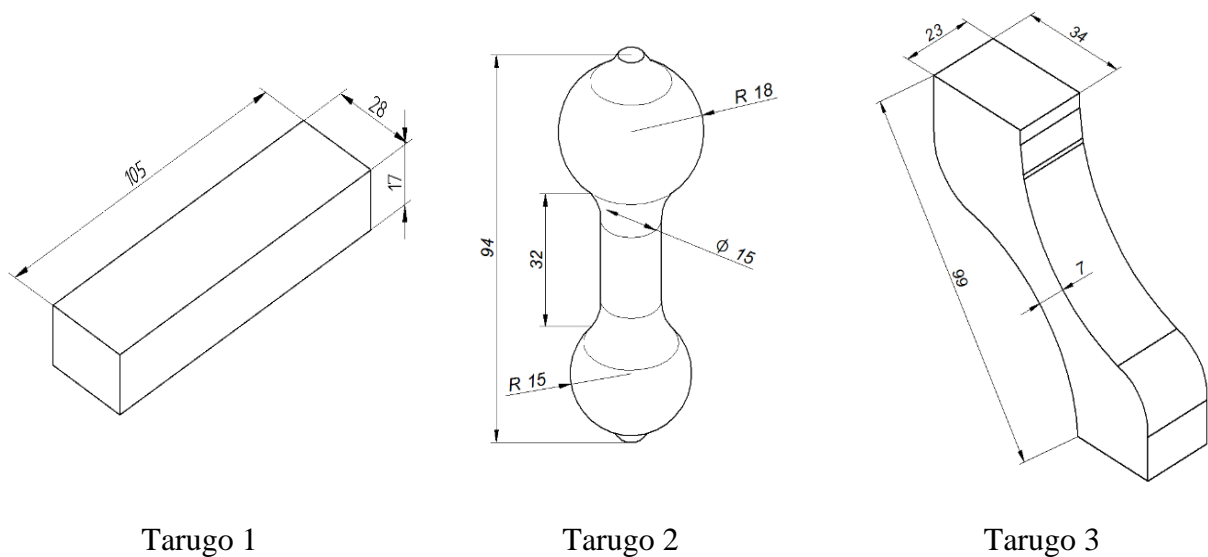


Figura 27. Modelos dos tarugos utilizados na simulação.

Tabela 2. Valores utilizados na simulação.

Variável de entrada	
Material do tarugo – Simulações iniciais	Aço ABNT 1045
Material do tarugo – Demais simulações	38MnSiVS5
Temperatura inicial do tarugo	1100°C
Temperatura inicial das ferramentas	200°C
Atrito na interface peça x ferramentas (coeficiente de Coulomb)	0,15
Coeficiente de troca de calor entre a peça x ferramentas	$2 \times 10^3 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$
Tipo de elemento utilizado nas ferramentas	Triangular
Tipo de prensa	Hidráulica
Velocidade de Forjamento	10 mm/s

O aço ABNT 1045 foi escolhido inicialmente para as simulações por ser amplamente empregado no forjamento a quente e por constar no banco de dados do *software* de simulação numérica. Na continuidade deste projeto, dados experimentais foram obtidos para o aço microligado DIN 38MnSiVS5, o qual foi inserido no *software* para simular o processo para o dado material, nas mesmas condições apresentadas na Tabela 2.

O coeficiente de atrito igual a 0,15 foi escolhido por representar a condição de lubrificação com aspersão de grafite nas matrizes antes do início do forjamento. O coeficiente de troca de calor e a velocidade da prensa foram escolhidos para representar as condições que deverão ocorrer nos ensaios experimentais. Estas condições estão disponíveis no banco de dados do *software* de simulação, sendo assim, deverão ser ajustadas visando tornar os resultados numéricos mais confiáveis.

Destaca-se que as matrizes e as ferramentas laterais são apenas superfícies de trabalho e, portanto, o tamanho do elemento usado no pré-processamento para a simulação não foi considerado nas simulações.

As temperaturas das matrizes e do tarugo foram adotadas na simulação a partir da revisão do artigo de Zhi *et al* (2013). Sabe-se que a capacidade de deformação aumenta com o aumento da temperatura. Contudo, temperaturas muito elevadas podem promover o crescimento excessivo ou anormal dos grãos, também conhecido como recristalização

secundária, que diminui a área total dos contornos de grãos e favorece a propagação de trincas entre os contornos (trincas intergranulares) quando o metal é sujeito a grandes esforços; a precipitação de elementos de baixo ponto de fusão nos contornos de grãos devido à difusão atômica favorecida pela temperatura que pode levar a fusão incipiente do metal (JIN et al., 2013). Além disso, o aumento da temperatura favorece o desgaste prematuro das ferramentas devido à perda de dureza pelo contato com o tarugo aquecido. A temperatura escolhida já possibilita uma boa deformação para o aço microligado e provavelmente é suficiente para dissolver precipitados formados pelos elementos de liga, sem provocar o crescimento anormal dos grãos, nem desgastar as ferramentas.

3.4 INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DE TARUGO E DO ATRITO

Três tarugos de seção retangular, com o mesmo volume e dimensões diferentes, foram avaliados através da simulação do processo multidirecional com o objetivo de alcançar o melhor escoamento de material - que evite dobras e outros defeitos, além de permitir o preenchimento completo das cavidades da matriz sem formação de rebarba. A Tabela 3 mostra as dimensões e quantidade de elementos finitos empregados para modelá-los.

Tabela 3. Dimensões dos tarugos.

Tarugo	Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)	Volume (mm³)	Quantidade de elementos
1	105	28	17	49 980	30 211
2	87,7	38	15	49 989	30 110
3	124,95	20	20	49 980	30 213

Variando-se as dimensões dos tarugos, foi possível definir três casos:

- Caso A - Forjamento multidirecional com Tarugo 1;
- Caso B - Forjamento multidirecional com Tarugo 2; e
- Caso C - Forjamento multidirecional com Tarugo 3.

As simulações numéricas foram realizadas utilizando o aço microligado 38MnSiVS5. As condições de temperatura do tarugo e das matrizes, coeficiente de troca de calor entre peça e ferramentas, tipo de prensa e velocidade de forjamento foram mantidas (Tabela 2).

A influência do atrito também foi considerada nesta análise. Desta forma, após a simulação de todos casos (A, B e C) novas simulações foram realizadas com os tarugos que apresentaram defeitos, como dobra e falta de preenchimento, com dois coeficientes de atrito (0,15 e 0,3) buscando-se avaliar a influência do coeficiente de atrito no escoamento do material e prever o coeficiente que favoreça a diminuição ou eliminação dos defeitos na biela forjada

3.5 OBTENÇÃO DO MAPA DE PROCESSAMENTO

Amostras cilíndricas foram usinadas a partir de uma barra laminada a quente com o eixo de simetria na direção da laminação. As amostras cilíndricas foram extraídas a partir do ponto médio do raio da barra. A Tabela 4 apresenta a composição química do aço microligado 38MnSiVS5 usado na construção do mapa de processamento.

Tabela 4. Composição nominal do aço 38MnSiVS5 (wt %).

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	V
0.37	1.32	0.010	0.064	0.62	0.08	0.13	0.02	0.19	0.020	0.086

Para analisar o comportamento da deformação a quente do aço microligado, ensaios de compressão foram realizados em uma máquina Gleeble® 3500 em temperaturas variando entre 900 a 1200 °C com intervalos de 50 °C, taxas de deformação de 0,3; 1; 3; 10 e 30 s⁻¹ e deformação verdadeira máxima de 1,0. Antes da compressão, as amostras foram aquecidas até a temperatura de deformação e mantidas por 60 s (Figura 28). Todas as amostras foram imediatamente resfriadas em água após cada ensaio de compressão visando preservar a microestrutura no momento da deformação.

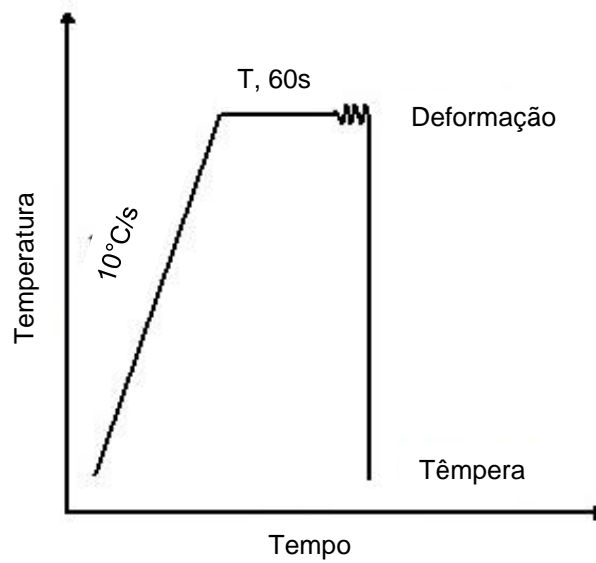


Figura 28. Representação gráfica do teste Termomecânico.

Técnicas microestruturais foram usadas para caracterizar as amostras após o ensaio de compressão a quente. As amostras deformadas foram cortadas na seção paralela ao eixo de compressão, embutidas em baquelite, lixadas e polidas. A Tabela 5 fornece detalhes dos procedimentos metalográficos.

Tabela 5. Processo automático de polimento para preparação das amostras.

Etapas	Disco/Pano	Lubrificante	Tempo (s)	Velocidade (RPM)	Força (N)
1	Disco de Platina 0 (Equivalente a 60-120 mesh)	Água	180	300	90
2	Disco de Platina 1 (Equivalente a 120-180)	Água	300	300	90
3	Disco de Platina 2 (Equivalente a 220-280)	Água	180	300	90
4	Disco de Platina 4 (Equivalente a 600)	Água	240	300	90

5	Pano de polimento com suspensão de diamante 6 µm	Óleo de polimento	300	300	65
6	Pano de polimento com suspensão de diamante 3 µm	Óleo de polimento	180	300	65
7	Pano de polimento com suspensão de diamante 1 µm	Óleo de polimento	180	300	65

Buscando-se revelar a austenita retida, as amostras deformadas foram atacadas quimicamente com uma solução saturada e aquecida de água destilada e ácido pícrico. As amostras foram imersas na solução por 15 s, enxaguadas com água destilada e novamente polidas em um pano de polimento de 25 µm. Essas etapas foram repetidas até que os grãos autênticos fossem revelados.

3.6 OBTENÇÃO DA SENSIBILIDADE À TAXA DE DEFORMAÇÃO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA

Outra maneira de obter a sensibilidade à taxa de deformação, além da apresentada pela expressão (1), é através de equações constitutivas que descrevem de forma eficaz a correlação entre a tensão de escoamento, taxa de deformação e temperatura. A sensibilidade à taxa de deformação pode ser calculada usando diferentes expressões, tais como a relação exponencial, relação exponencial de energia e pela equação do seno hiperbólico (ZANG *et al.*, 2012; CHEN *et al.*, 2014; e XIAO *et al.*, 2014), todas estas expressões são obtidas a partir da equação de Arrhenius.

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q/RT) \quad (10)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp(-Q/RT) \quad (11)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (12)$$

Onde $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação (s^{-1}), σ é a tensão de escoamento (MPa), n é o expoente de encruamento da tensão, Q representa a energia de ativação ($kJ mol^{-1}$), T é a temperatura (K), R representa a constante universal dos gases ($8,31 mol^{-1}K^{-1}$); A , A_1 , A_2 , n_1 , β e α são as constantes do material, e $\alpha = \beta / n_1$.

Tomando o logaritmo natural dos dois lados das expressões (10), (11) e (12), várias equações podem ser obtidas, respectivamente:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - (Q/RT) \quad (13)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - (Q/RT) \quad (14)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - (Q/RT) \quad (15)$$

Sendo $n_1 = \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \ln \sigma$ e $\beta = \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial \sigma$, n_1 e β podem ser obtidas por regressão linear do coeficiente angular das linhas paralelas para as diferentes temperaturas através da geração dos gráficos $\ln \dot{\epsilon}$ versus $\ln \sigma$ e $\ln \dot{\epsilon}$ versus σ , respectivamente, a partir das fórmulas (13) e (14). As mesmas curvas de tensão-deformação obtidas no ensaio de compressão a quente do aço microligado 38MnSiVS5 para construção do mapa de processamento foram utilizadas para plotar os gráficos da Figura 29 e calcular n_1 e β , bem como α , no estado de tensão permanente (σ_{ss}) para deformação de 0,96.

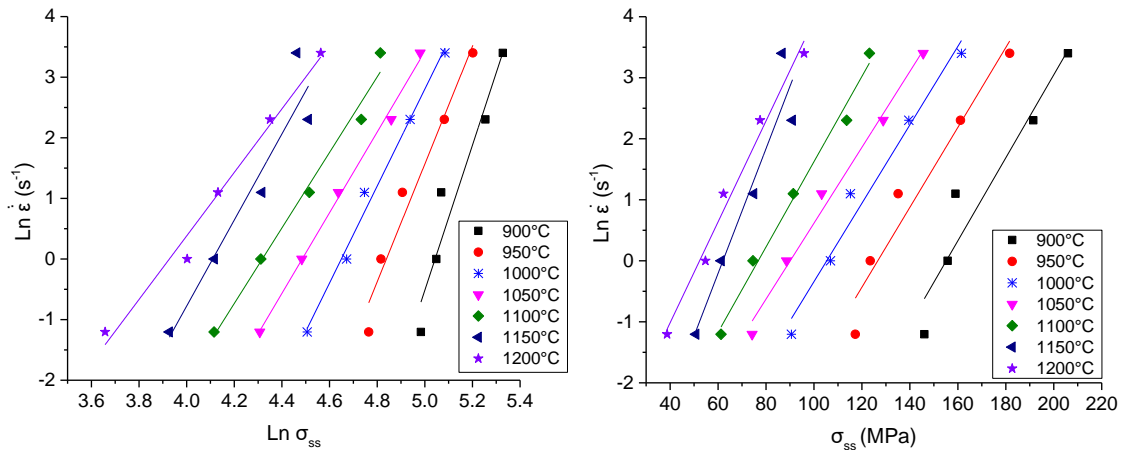


Figura 29. Relação entre (a) $\ln \dot{\epsilon}$ versus $\ln \sigma_{ss}$ e (b) $\ln \dot{\epsilon}$ versus σ_{ss} para o aço microligado.

A partir da expressão (15) o expoente de encruamento pode ser obtido a partir do coeficiente angular das curvas $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma_{ss})]$ (Figura 30), por meio do qual a sensibilidade à taxa de deformação $m = 1 / n$ pode ser calculada em função da temperatura.

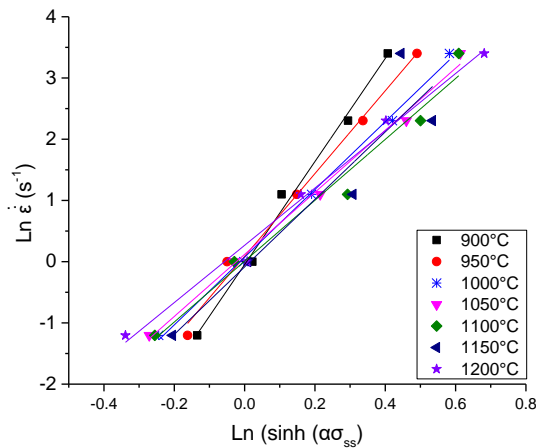


Figura 30. Relação entre $\ln \dot{\epsilon}$ versus $\ln [\sinh(\alpha\sigma_{ss})]$ para o aço microligado.

3.7 ENSAIO DE COMPRESSÃO DE ANEL

A partir de uma barra de aço microligado DIN 38MnSiVS5 foram confeccionados corpos de prova em formato anelar com as dimensões mostradas nas Figuras 31 e 32. A relação diâmetro externo x diâmetro interno x altura usada foi de 6:3:2. As condições de contato anel-ferramentas utilizadas no ensaio foram: (a) sem lubrificante; (b) água e grafite e (c) lubrificante à base de níquel.



Figura 31. Corpo de prova utilizado nos ensaios de anel.

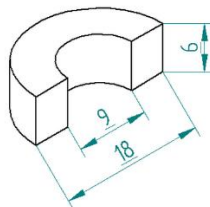


Figura 32. Dimensões do corpo de prova.

O ensaio foi realizado em uma prensa hidráulica com capacidade de 1200 kN com velocidade de 10 mm/s. As amostras foram aquecidas a temperaturas próximas a 1100 °C (com

uma variação de ± 20 °C) e mantidas nessa temperatura por 5 minutos antes de serem comprimidas. As ferramentas foram aquecidas a 200 °C.

Os corpos de prova conformados foram medidos antes e após o ensaio de compressão como mostra a Figura 33.

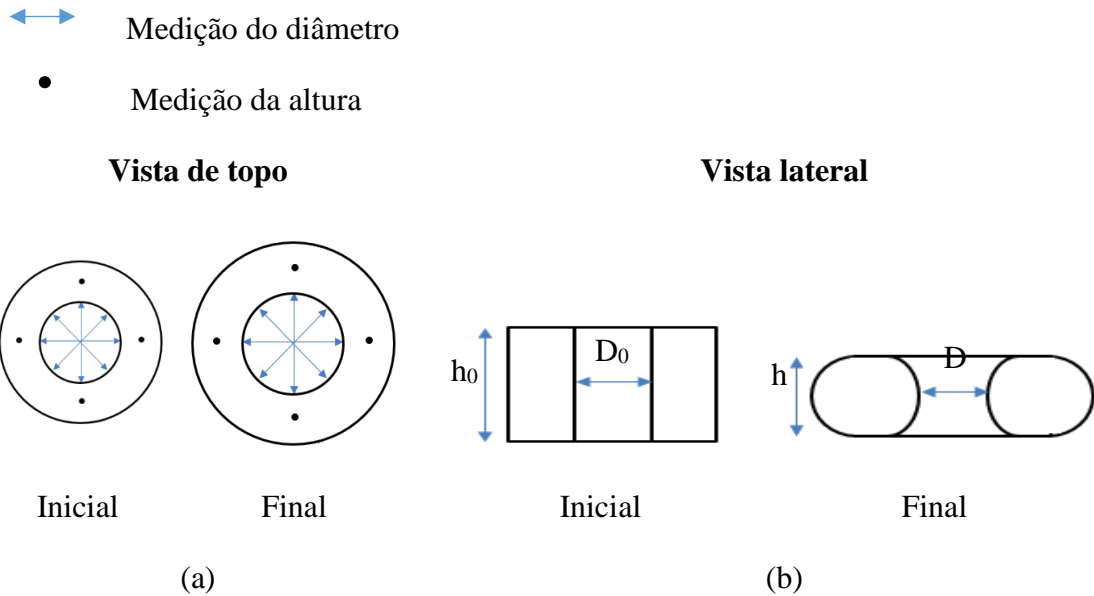


Figura 33. Locais de medição dos anéis antes e após a deformação a partir da (a) vista do topo e (b) vista lateral.

Foram feitas quatro medições da altura e do diâmetro interno com paquímetro digital. Após a obtenção destes valores, calculou-se a média que permitiu o cálculo da variação da altura e do diâmetro interno.

Estas variações de altura (h) e diâmetro (\varnothing) são obtidas através das equações (16) e (17):

$$\Delta h = -100 \times \frac{h - h_0}{h_0} \quad (16)$$

Onde, Δh , h e h_0 correspondem, respectivamente, a variação da altura, altura final e altura inicial.

$$\Delta \varnothing = -100 \times \frac{D - D_0}{D_0} \quad (17)$$

Onde, $\Delta \varnothing$, D e D_0 correspondem, respectivamente, a variação do diâmetro interno, diâmetro final e diâmetro inicial.

O ensaio de anel também foi simulado no *software Forge 2008*. Os parâmetros utilizados foram velocidade da prensa de 10 mm/s, temperatura de trabalho de 1100 °C, com reduções de 10 a 50% da altura nas três diferentes condições de contato anel-ferramentas.

3.8 ENSAIO DE RESFRIAMENTO

Visando maior precisão nos resultados numéricos, a perda de calor do tarugo durante o percurso entre o forno e a prensa foi também considerada na simulação. Para definir o coeficiente de troca de calor entre o tarugo aquecido e o ar ensaios de resfriamento foram realizados para o aço microligado a partir da temperatura estabelecida para o forjamento.

O objetivo desses ensaios foi avaliar o perfil térmico de resfriamento do material, a fim de auxiliar no ajuste dos parâmetros de convecção do modelo virtual. Nesse estudo foi utilizado corpo-de-prova com a mesma geometria de tarugo empregada na simulação (Figura 34). O corpo-de-prova foi aquecido à 1100 °C, e a temperatura foi monitorada por um termopar do tipo K posicionado em um furo de 2 mm de diâmetro no meio de duas faces. O aquecimento foi realizado em um forno elétrico resistivo e o resfriamento feito ao ar durante alguns segundos.

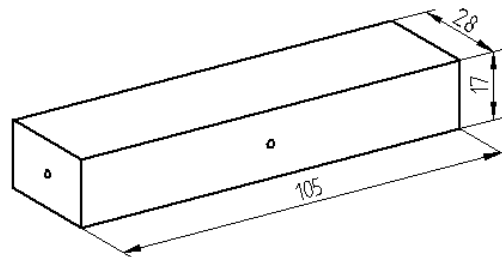


Figure 34. Corpo-de-prova usado no ensaio de resfriamento.

4 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Como discutido, o forjamento multidirecional permite a formação de uma peça em uma única etapa. O trabalho realizado pelas ferramentas no plano horizontal possibilita a obtenção da pré-forma a partir de um tarugo de geometria simples, pois redistribui o metal para posições mais adequadas, descartando desta forma a necessidade da etapa de pré-forjamento.

Após o fechamento das ferramentas, a formação da biela é alcançada pelo deslocamento da matriz superior no sentido vertical em direção à matriz inferior fixa. A configuração desse processo possibilita a obtenção de uma biela sem rebarba em apenas uma etapa, tornando-o um processo viável e operacional. Além disso, cantos vivos podem ser formados e defeitos gerados em etapas prévias ao forjamento podem ser evitados. Entretanto, é importante que a quantidade de metal seja suficiente para preencher toda a matriz, o que implica num maior cuidado com a operação de corte do tarugo.

4.1 FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL VERSUS FORJAMENTO CONVENCIONAL USANDO O AÇO ABNT 1045

4.1.1 TEMPERATURA

A temperatura é um fator importante que determina se o processo de conformação será bem sucedido. A Figura 35 mostra o perfil de temperatura no Caso 1 após o fechamento das ferramentas horizontais e no final da conformação da peça. Embora a temperatura inicial do tarugo estabelecida no pré-processamento seja 1100 °C, a temperatura registrada inicialmente na simulação foi um pouco abaixo desse valor provavelmente por causa do tempo que as ferramentas levam para iniciar a deformação.

Observa-se a perda de calor em regiões que têm maior contato com as ferramentas em razão da transferência térmica peça-ferramenta em todos os casos. Na Figura 35 (a), referente ao estágio de fechamento das ferramentas laterais, nota-se que na região interna a temperatura é mantida. Já no decorrer da formação da biela (Figura 35 (b)), por causa do aumento do contato da ferramenta superior com a pré-forma, a temperatura diminui ainda mais e passa a ser menos uniforme.

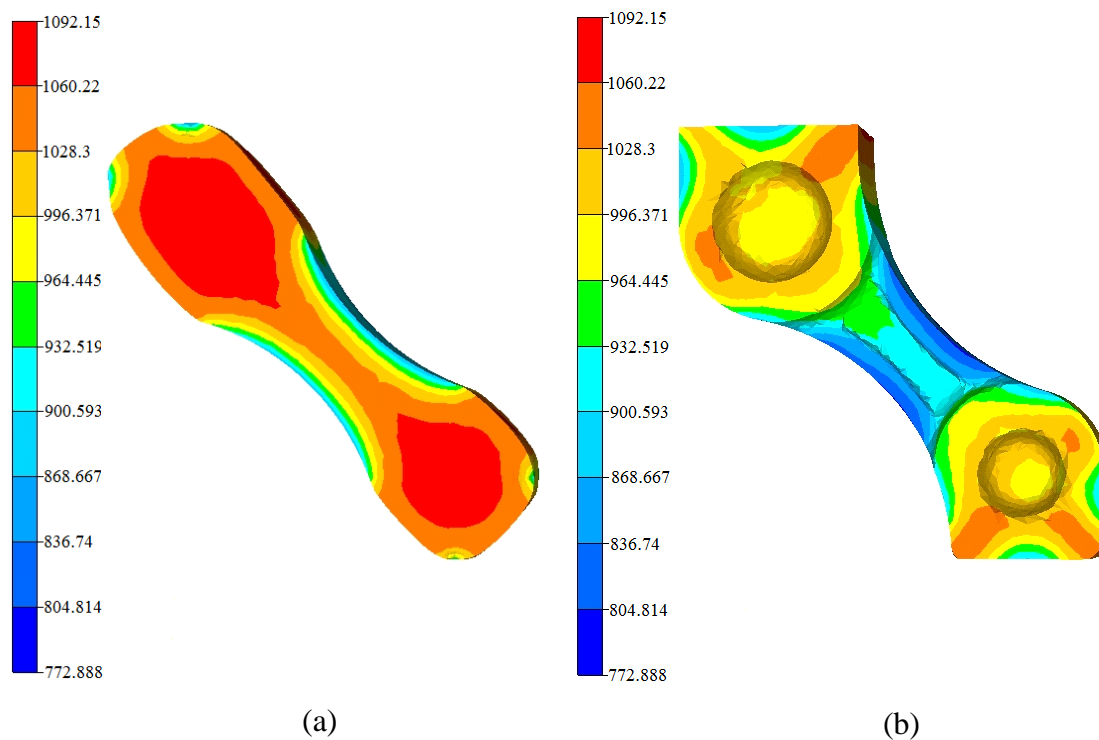


Figura 35. Distribuição da temperatura no Caso 1.

No processo convencional há apenas o deslocamento da ferramenta superior e a temperatura inicial do tarugo é de 1100 °C. A Figura 36 apresenta os perfis da temperatura dos Casos 2, 3 e 4.

O perfil de temperatura no Caso 2 mostrou-se o menos uniforme. A maior perda de temperatura ocorreu no centro da biela onde houve o maior contato entre a peça e a matriz. O formato do tarugo 1 revelou-se impróprio ao forjamento convencional, pois além da grande perda de material na região central, algumas regiões da cavidade das matrizes não foram preenchidas. A ausência de contato do material com a matriz nestas regiões explica a elevada temperatura registrada no olhal superior e inferior.

Nos Casos 3 e 4, houve a formação completa da peça e conseqüentemente, o tarugo apresentou maior contato com as matrizes, resultando no abaixamento da temperatura da peça. Na região da rebarba houve um aumento da temperatura, possivelmente, por causa do elevado esforço para escoar o material nessa região, na qual o atrito também pode ter contribuído para esse aumento.

O problema do procedimento no Caso 3 é que a operação de obtenção da pré-forma (laminação transversal com cunha) pode gerar defeitos devido às tensões impostas pelo

processo. Estes defeitos podem ser caldeados durante o forjamento a quente ou tornarem-se mais proeminentes quando comprimidos (SILVA *et al.*, 2006).

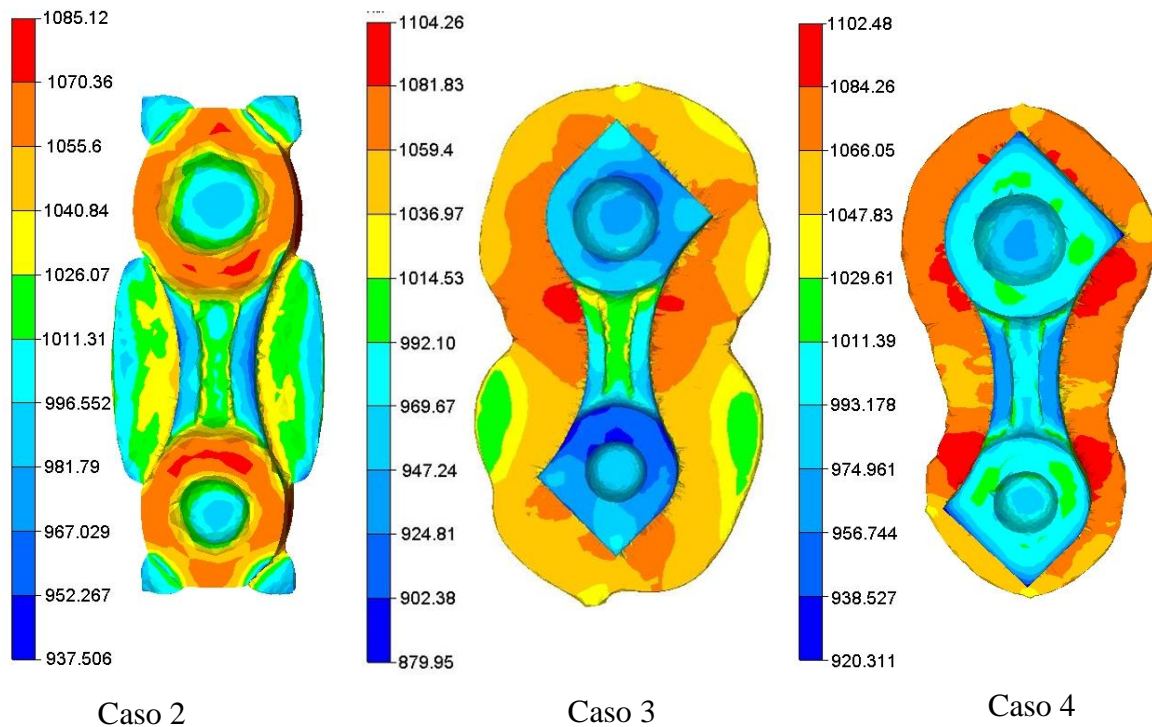


Figura 36. Distribuição da temperatura nos Casos 2, 3 e 4.

Faz-se necessário mencionar que uma espessura muito pequena da garganta de rebarba pode levar ao aumento da resistência ao escoamento. Não obstante, em contatos prolongados entre o material e a matriz pode ocorrer a diminuição da dureza da matriz e com isso aumentar o seu desgaste. Por outro lado, maior espessura da garganta faz crescer a quantidade de material nesta região, dificulta o preenchimento da cavidade e aumenta o tempo de usinagem da peça forjada.

O tamanho do tarugo é um outro fator que pode comprometer a peça final. Se o tarugo ou a peça inicial trabalhada for demasiadamente pequena pode conduzir ao preenchimento incompleto da matriz, ao passo que peças muito grandes podem levar a formação de rebarba excessiva. O preenchimento incompleto é um defeito que exige que a peça final seja descartada. No caso da rebarba, se for fina, pode ser removida por corte, o que adiciona custos e necessita ser minimizado. Se a espessura da rebarba for grande, a remoção pode afetar a resistência mecânica no local da rebarba danificando o produto final (CLEARY *et al.*, 2013).

4.1.2 DEFORMAÇÃO EQUIVALENTE

Outra grande vantagem do forjamento multidirecional são os valores satisfatórios de deformação equivalente (Figura 37). Como pode ser verificado no Caso 1, apesar da deformação estar concentrada na região central da biela, seu valor é baixo, em torno de 1,5, de modo que não há risco de falhas.

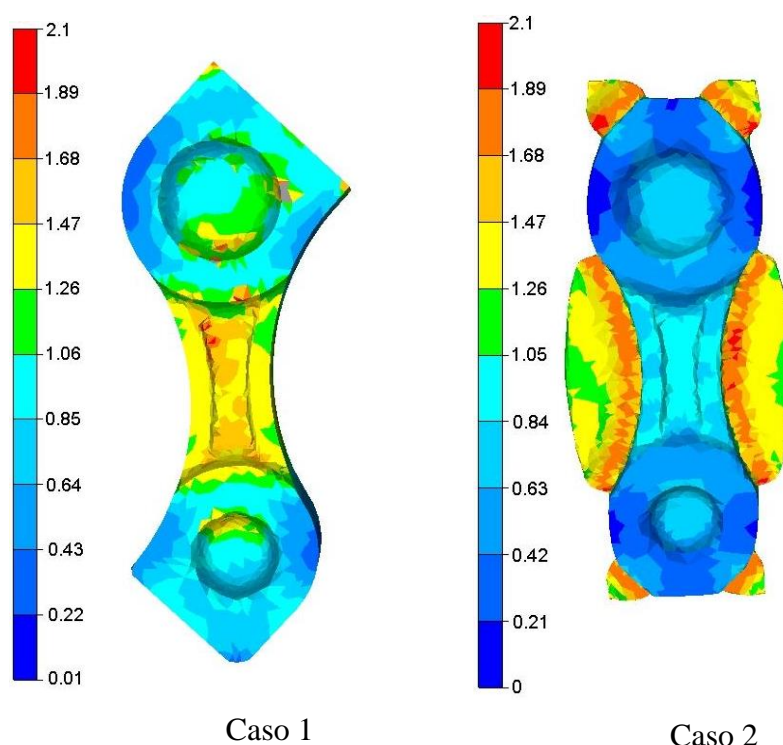


Figura 37. Distribuição da deformação plástica equivalente nos Casos 1 e 2.

No Caso 2, a distribuição da deformação passa a variar bastante, sendo mais acentuada em torno da rebarba. Devido ao preenchimento incompleto, os valores de deformação equivalente na região central da biela no Caso 2 apresentaram os menores valores.

A deformação equivalente do Caso 3, apresentada na Figura 38, mostrou-se bastante heterogênea, sendo maior próximo à rebarba. Entre todas as configurações de forjamento, o Caso 3 foi o que apresentou as maiores deformações equivalentes. No Caso 4 (Figura 38), a distribuição no interior do tarugo é homogênea, enquanto na rebarba a deformação apresenta uma pequena variação.

Analisando-se os quatro casos de forjamento simulados, é notável a grande influência da geometria da matriz e da metodologia de forjamento sobre a distribuição de

deformação no produto final. O perfil de deformação muda completamente entre as três geometrias dos tarugos.

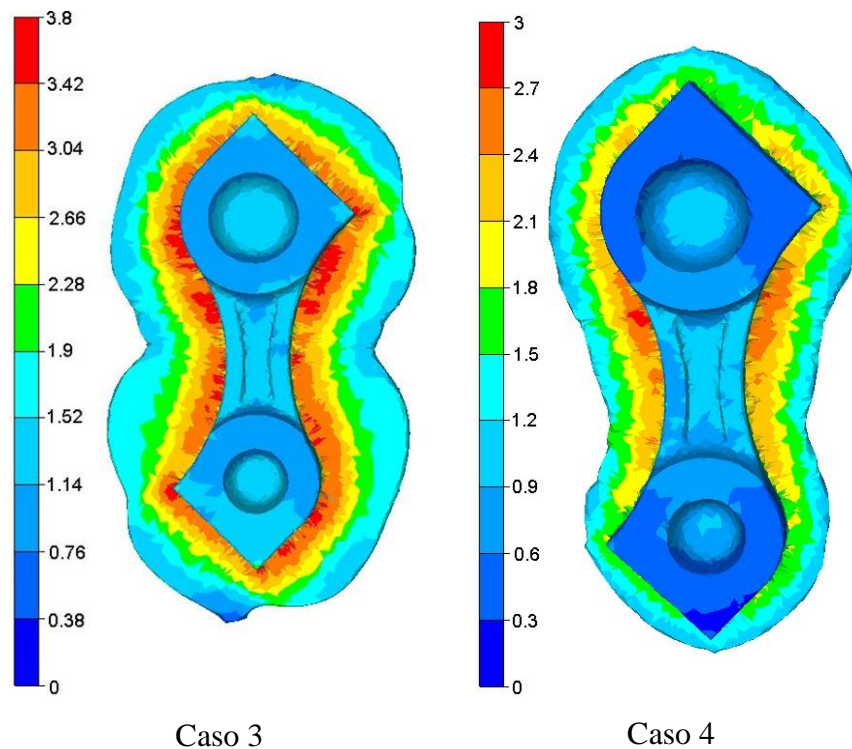


Figura 38. Distribuições da deformação equivalente nos Casos 3 e 4.

Ao se comparar os resultados de deformação equivalente aos dos processos convencionais pode-se concluir que valores maiores que 2,0 provavelmente são resultados do excesso de material escoado para a garganta de rebarba. Nos Casos 3 e 4, por exemplo, o preenchimento completo da matriz só ocorreu com a formação de rebarba. Essas operações possivelmente exigirão um controle preciso do volume para o corte do tarugo. Assim, operações de usinagem também serão necessárias para finalizar o produto.

4.1.3 TENSÃO DE VON MISES

No forjamento, a conformação do material se dá por esforços compressivos que possibilitam ao material adquirir o formato da matriz. Esse estado de tensão na maioria das vezes favorece a conformabilidade do material porque tende a fechar defeitos oriundos de etapas prévias ao forjamento, favorecendo a continuidade do processo. Entretanto, diferentes estados de tensão podem surgir devido à geometria das ferramentas e de como as forças são aplicadas durante a

deformação. Se as tensões locais forem muito altas, a ponto de dificultar o escoamento do material, o processo pode tornar-se instável levando ao surgimento de defeitos localizados.

A tensão de von Mises é um resultado obtido das combinações das tensões principais em qualquer ponto do material e é útil para determinar onde poderão ocorrer falhas. As Figuras 39 e 40 apresentam a distribuição da tensão nos diversos casos simulados.

Assim como a deformação equivalente, a tensão de von Mises no forjamento multidirecional também apresentou maiores valores na haste da biela, o que é de se esperar por se tratar de uma região de menor espessura e com acabamentos iguais ao do produto final. Contudo, uma pequena região exibiu um aumento da tensão que pode estar associado aos grandes esforços na finalização da biela.

Nos Casos 2, 3 e 4 as tensões são relativamente baixas, porém algumas regiões também apresentaram acentuado aumento da tensão. O Caso 4 exibiu tensões mais baixas entre todos os casos simulados.

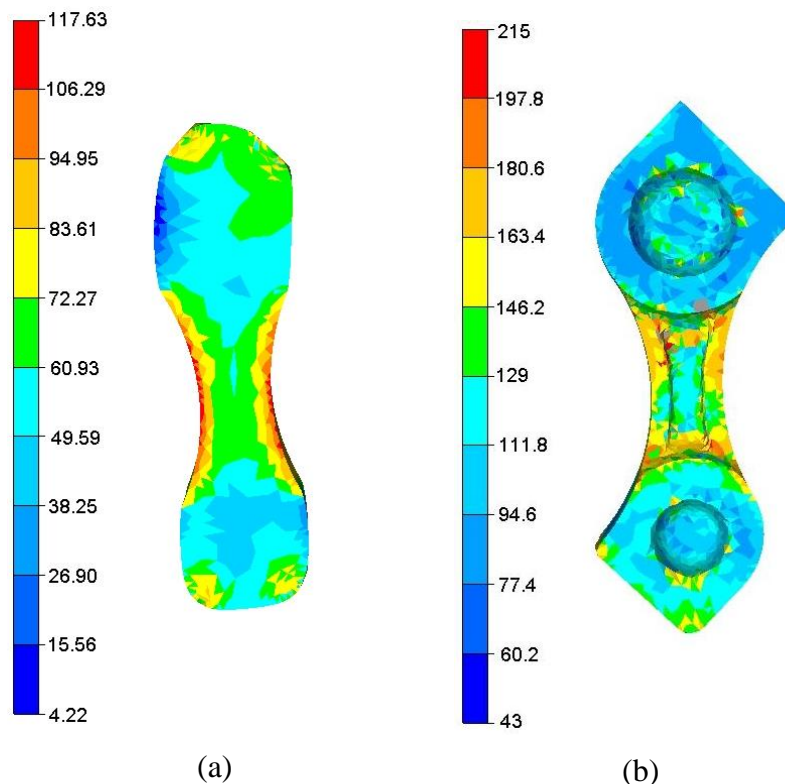


Figura 39. Distribuições da tensão de von Mises no Caso 1.

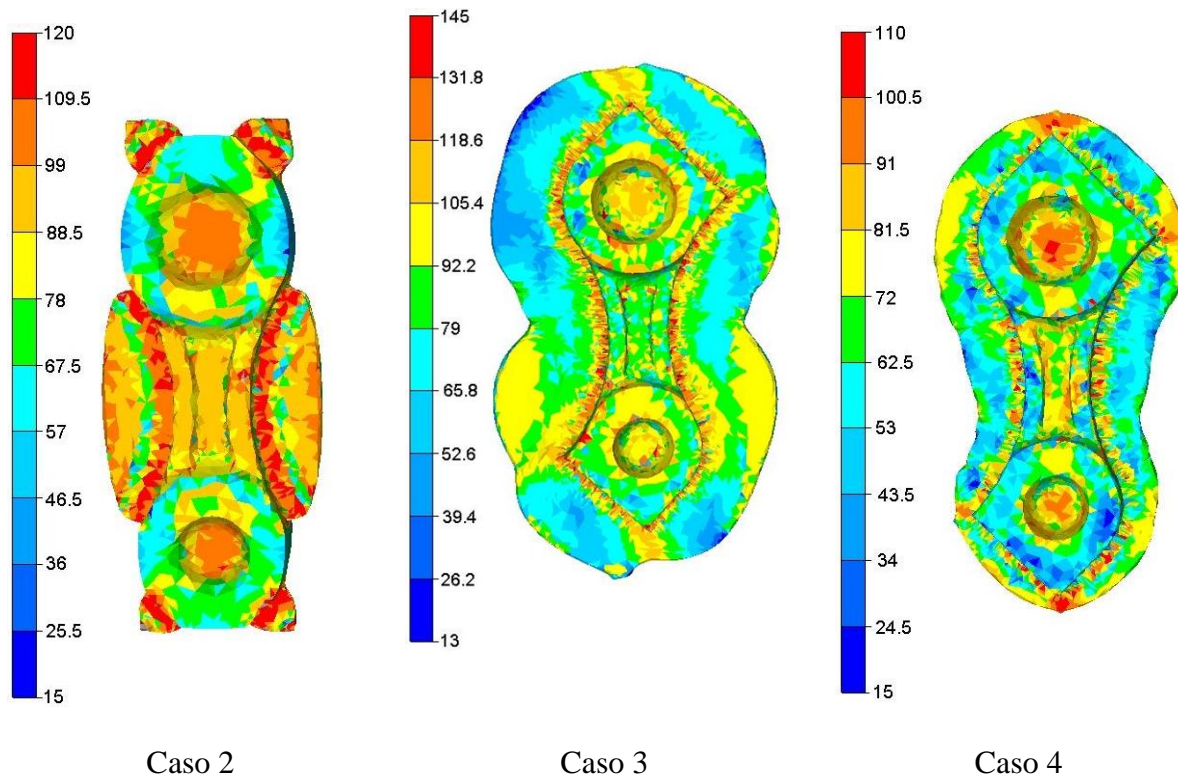


Figura 40. Distribuições da tensão de von Mises.

4.1.4 FORÇA DE FORJAMENTO

A força necessária na produção de uma peça também é um parâmetro fundamental no desenvolvimento do projeto de forjamento, tanto para a determinação da capacidade do equipamento quanto para o dimensionamento correto das ferramentas. Com base na simulação numérica obtiveram-se os esforços de forjamento em função do deslocamento da matriz superior (Figura 41).

A força máxima necessária para obtenção da peça por meio do forjamento multidirecional (Caso 1) é de aproximadamente 2800kN. Nota-se um aumento considerável da força a partir de um determinado instante, que pode estar relacionado à diminuição da temperatura causada pela transferência de calor entre peça-ferramenta/matriz antes da total formação da peça, pois em temperaturas mais baixas, o escoamento do material é dificultado devido ao aumento do limite de escoamento, exigindo maiores pressões de contato.

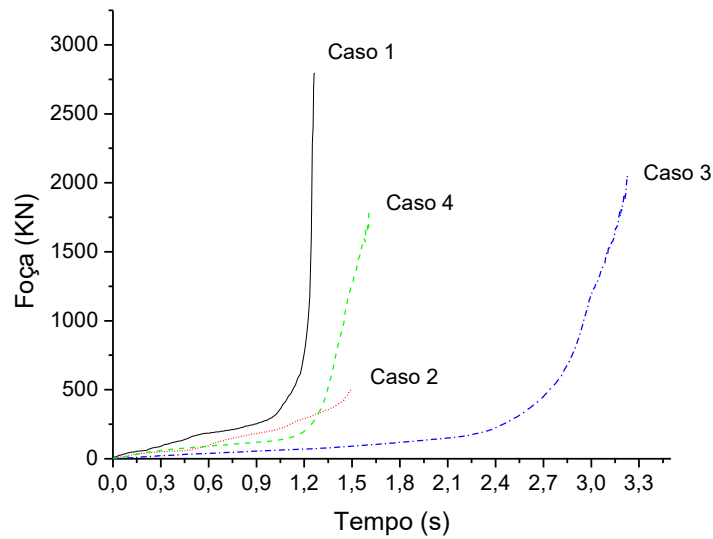


Figura 41. Força de forjamento na matriz superior.

Também verificou-se que esse aumento se dá com um deslocamento muito pequeno da matriz superior, o que permite associar a elevação excessiva da força à formação de detalhes geométricos da peça forjada, como os cantos vivos. Assim, esse aumento indesejável da força poderia ser evitado com o controle da temperatura e pela definição de um raio mínimo nos cantos do forjado.

No Caso 2, a carga prevista pela análise numérica é de 500kN. Esta operação apresentou o menor valor de força. O resultado previsto pela simulação pode estar atribuído à formação incompleta da biela.

No Caso 3, por causa do formato do tarugo foi necessário maior tempo para completar a operação. A força de forjamento foi de aproximadamente 2000kN, possivelmente por causa da formação de rebarba devido ao excesso de material do tarugo.

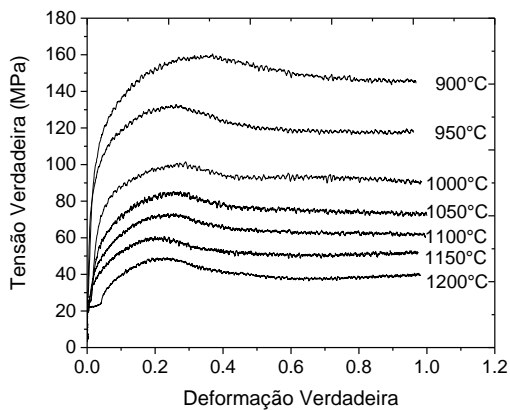
O forjamento da biela a partir da pré-forma 3 (Caso 4) necessitou uma força de quase 1800kN. Este resultado pode estar relacionado ao excesso de rebarba formada durante a conformação. Este processo torna-se inviável, pois além de necessitar de equipamentos que suportam maiores esforços, há necessidade de etapas adicionais para finalização da peça.

4.2 OBTENÇÃO DO MAPA DE PROCESSAMENTO PARA O AÇO DIN 38MnSiVS5

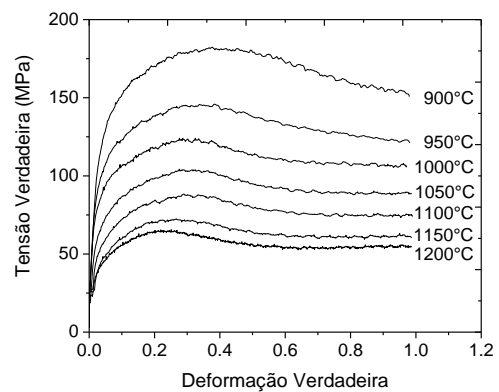
4.2.1 CURVA DE ESCOAMENTO

A Figura 42 mostra as curvas de tensão verdadeira versus deformação verdadeira para o aço microligado 38MnSiVS5 obtidas a partir dos ensaios de compressão a quente na máquina Gleeble® 3500, realizados durante o estágio de pesquisa em Colorado School of Mines/EUA no primeiro semestre de 2014. Observa-se que a tensão de escoamento é bastante sensível à temperatura e à taxa de deformação, pois aumenta com o aumento da taxa de deformação para uma mesma temperatura e diminui com o aumento da temperatura para uma mesma taxa de deformação.

Nota-se também que as curvas aumentam até um valor máximo para uma determinada deformação como resultado do encruamento, seguido por escoamento suave e estável (exceto nas elevadas taxas de deformação de 10 e 30 s⁻¹). O pico de tensão é devido à rápida multiplicação das discordâncias como resultado do aumento da deformação. Quando a deformação alcança um valor crítico, um amaciamento dinâmico devido a mecanismos como a DRX ocorre e equilibra o efeito da taxa de encruamento conduzindo a um a tensão de escoamento constante. Pode-se perceber que em altas taxas de deformação de 10 e 30 s⁻¹ o encruamento domina em deformações até 0,3 seguido por uma diminuição da tensão de escoamento com o aumento da deformação. Nestas taxas de deformação, o equilíbrio entre encruamento e amaciamento não é atingido e, portanto, a tensão de escoamento permanente nunca é observada.



(a)



(b)

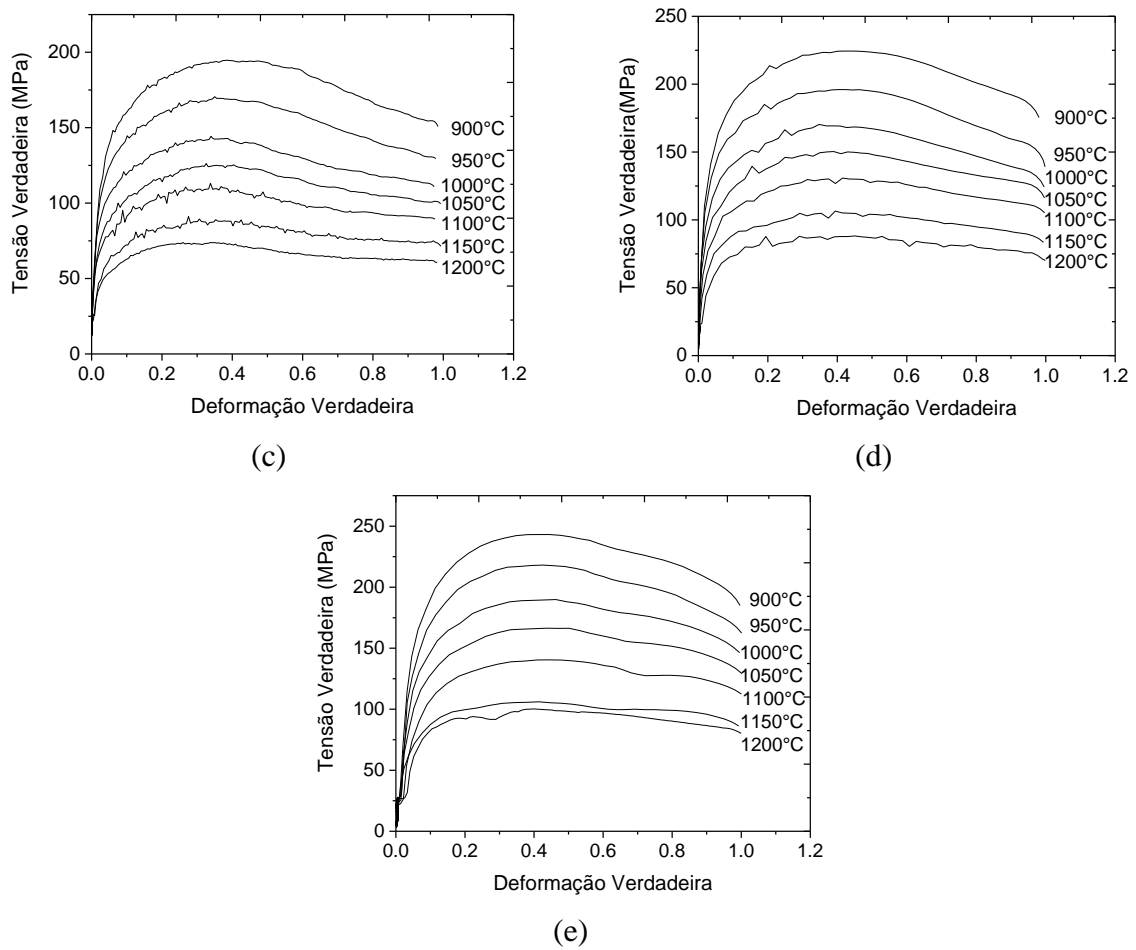


Figura 42. Curvas de escoamento do aço 38MnSiVS5 nas taxas de deformação de (a) 0,3 s⁻¹, (b) 1 s⁻¹, (c) 3 s⁻¹, (d) 10 s⁻¹ e (e) 30 s⁻¹ nas temperaturas entre 900 e 1200°C.

O software *Forge 2008* utiliza a equação constitutiva de Hansel-Spittel (Eq. 18) para a caracterização termomecânica dos materiais, em que ϵ é a deformação equivalente, $\dot{\epsilon}$ a taxa de deformação equivalente, T a temperatura e A , m_1 , m_2 , m_3 , m_4 , m_5 , m_7 , m_8 e m_9 são coeficientes de regressão.

$$\sigma_f = A e^{m_1 T} T^{m_9} \epsilon^{m_2} e^{m_4/\epsilon} (1 + \epsilon)^{m_5 T} e^{m_7 \epsilon} \dot{\epsilon}^{m_3} \dot{\epsilon}^{m_8 T} \quad (18)$$

O banco de dados possibilita que as curva de escoamento do aço microligado DIN 38MnSiVS5 (Figura 42) sejam inseridas em tabelas, como mostra a Figura 43.

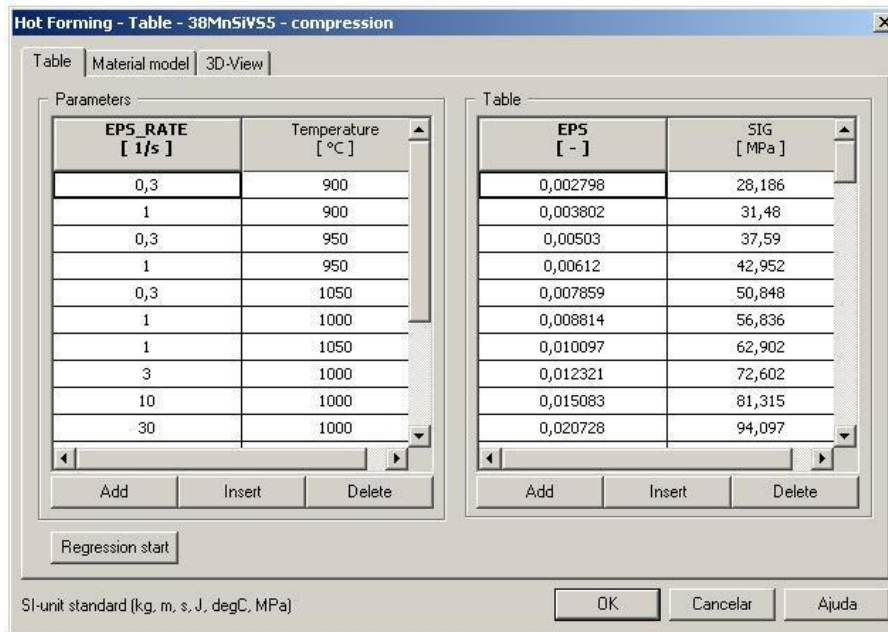


Figure 43. Tabela usada na determinação da equação constitutiva de Hansel-Spittel do aço microligado DIN 38MnSiV55.

Os valores de temperatura, deformação, taxa de deformação e tensão inseridos na tabela foram baseados no ensaio de compressão a quente. A Figura 44 mostra as curvas de escoamento do aço microligado inseridas no *software* (linha pontilhada preta) e as curvas de Hansel-Spittel (linha vermelha contínua). Quando a simulação necessita de valores de tensões de escoamento diferentes dos tabulados, o *software* calcula estes valores através de interpolação dos dados tabulados.

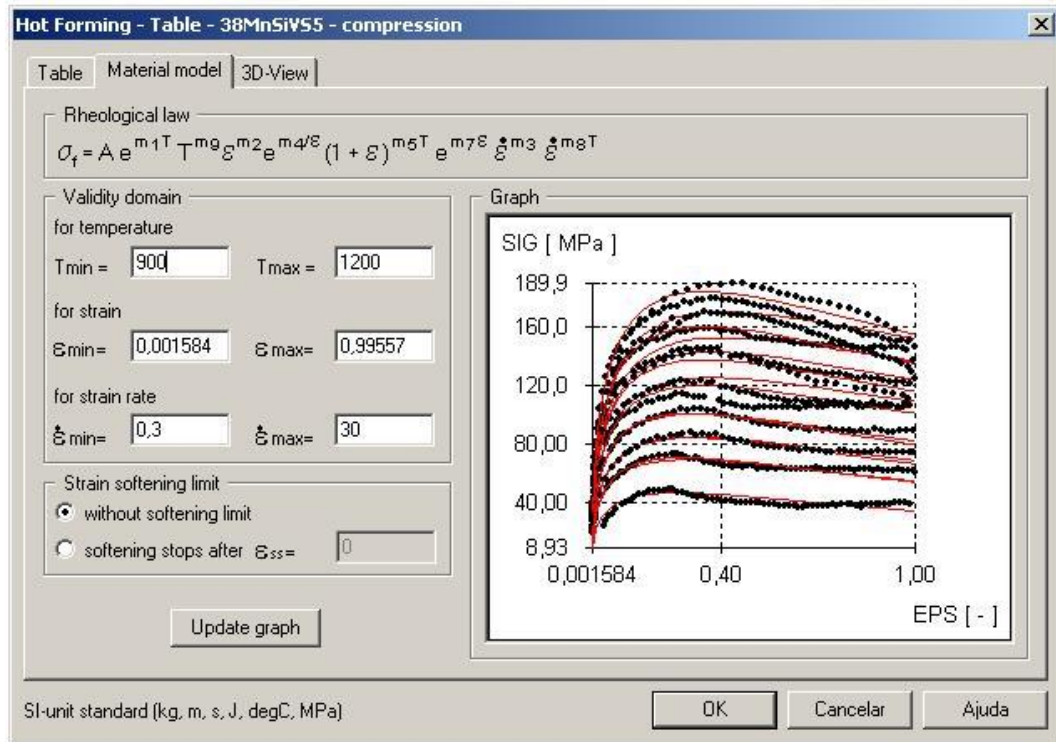


Figure 44. Curvas de escoamento do aço microligado (linha pontilhada preta) e curvas de Hansel-Spittel (linha vermelha contínua) para os diferentes valores de temperatura, deformação e taxa de deformação.

4.2.2 SENSIBILIDADE À TAXA DE DEFORMAÇÃO

4.2.2.1. COMO FUNÇÃO DA TAXA DE DEFORMAÇÃO ($\dot{\epsilon}$) E TEMPERATURA (T)

A sensibilidade à taxa de deformação da curva de escoamento é o parâmetro mais importante para o cálculo da eficiência da dissipação de energia, e portanto, para a avaliação da conformabilidade a quente. Os valores de m obtidos nesta pesquisa estão apresentados na Tabela 6. Nota-se alguns valores negativos para 1150 °C e taxa de deformação de 30 s⁻¹, o que significa que o aço microligado não segue o princípio da conservação de energia.

No critério de Prasad, o valor de m deve ser constante, e por isso esse critério não pode ser usado para o cálculo da eficiência da dissipação de energia do aço 38MnSiV55. Por esta razão, optou-se neste estudo por usar o critério de Murty por levar em consideração a variação do parâmetro m em função da temperatura e da taxa de deformação.

Tabela 6. Valores de m calculados em diferentes temperaturas e taxas de deformação do aço microligado 38MnSiVS5.

Deformação verdadeira	Taxa de deformação (s^{-1})	Temperatura ($^{\circ}C$)						
		900	950	1000	1050	1100	1150	1200
-0,96	0,3	0,051	0,034	0,142	0,160	0,165	0,156	0,278
	1	0,026	0,047	0,092	0,134	0,168	0,156	0,188
	3	0,074	0,102	0,095	0,147	0,168	0,150	0,134
	10	0,107	0,116	0,135	0,131	0,116	0,052	0,172
	30	0,068	0,087	0,123	0,076	0,065	-0,039	0,176

A Figura 45 apresenta o comportamento de m em função da temperatura e da taxa de deformação em 0,3 e 30 s^{-1} . Pode-se observar que m não é constante, o que explica sua variação com os parâmetros de processo. Em baixas taxas de deformação, o valor de m é mais estável; entre 1000 e 1150 $^{\circ}C$, m cai drasticamente até valores negativos na taxa de deformação de 30 s^{-1} , caracterizando uma instabilidade plástica.

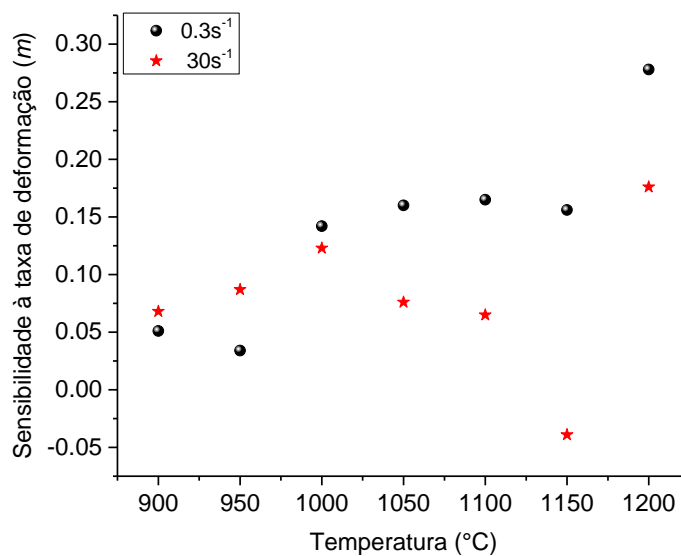


Figura 45. Sensibilidade à taxa de deformação em função da taxa de deformação e da temperatura.

4.2.2.2. SENSIBILIDADE À TAXA DE DEFORMAÇÃO COMO FUNÇÃO DA TEMPERATURA

A sensibilidade à taxa de deformação (m), bem como o expoente de encruamento (n), tem um forte efeito sobre a capacidade de absorção de energia do material, o qual tende a ser maior quando m é positivo e apresenta um significativo encruamento (*strain hardening*). Nesta situação, o material tende a suportar a deformação através do aumento da absorção de energia até um limite crítico, onde ocorre a falha (OZTURK *et al.*, 2013).

A Figura 46 apresenta a variação de m em função da temperatura obtida a partir das equações (10) a (15). Pode-se notar que m é positivo e aumenta com o aumento da temperatura em quase todas as temperaturas, exceto entre 1100 e 1150 °C, onde a sensibilidade à taxa de deformação diminui significativamente.

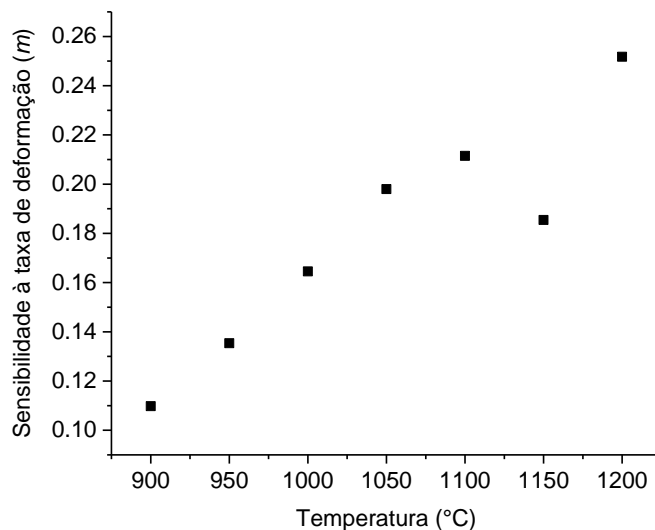


Figura 46. Sensibilidade à taxa de deformação em função da temperatura.

Comparando-se $m=f(T)$ e $m=f(T, \dot{\epsilon})$, pode-se notar que, apesar dos valores de m serem diferentes, eles apresentam um comportamento coerente, o que é confirmado pela queda de m a 1150 °C. Além disso, m apresenta elevado valor a 1200 °C em ambas funções. Contudo, valores positivos não representam necessariamente uma região segura; em alguns casos, a dissipação de energia pode estar relacionada a uma falha.

4.2.3 MAPA DE EFICIÊNCIA DA DISSIPACÃO DE ENERGIA

A Figura 47 apresenta o mapa de eficiência da dissipação de energia para a deformação de compressão de 0,96 do aço microligado DIN 38MnSiVS5. Cada iso-linha do mapa representa um estado microestrutural dinâmico do material e pode ser visto como a trajetória da microestrutura.

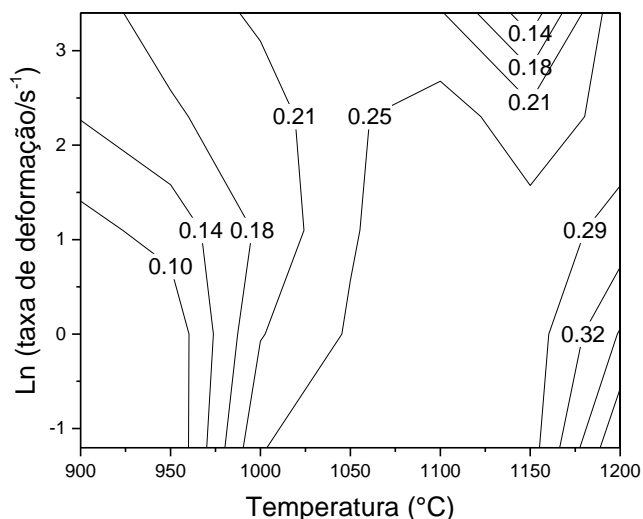


Figura 47. Mapa de eficiência da dissipação de energia.

O mapa de eficiência do aço microligado mostra valores de η entre 0,10 a 0,32. Os valores mais altos de η estão entre as temperaturas de 1150 e 1200 °C para taxas de deformação de 0,3 a 1 s⁻¹. As regiões com altos valores de eficiência de dissipação de energia não são necessariamente regiões seguras devido à complexidade na transição dinâmica ou coexistência de diferentes mecanismos de deformação induzida pela combinação de parâmetros de processamento (GUOZHENG *et al.*, 2012). Assim, o mapa de instabilidade também necessita ser obtido de forma a facilitar a avaliação do comportamento do material nas determinadas condições.

4.2.4 MAPA DE EFICIÊNCIA DE INSTABILIDADE

A Figura 48 mostra a variação do parâmetro de instabilidade (ζ) a uma deformação de 0,96 em diferentes temperaturas e taxas de deformação para o aço microligado 38MnSiVS5. Regiões inseguras são as áreas com valores de ζ negativos. Nota-se que a instabilidade está restrita a zonas com valores das iso-linhas de ζ entre -0,23 a -1,4.

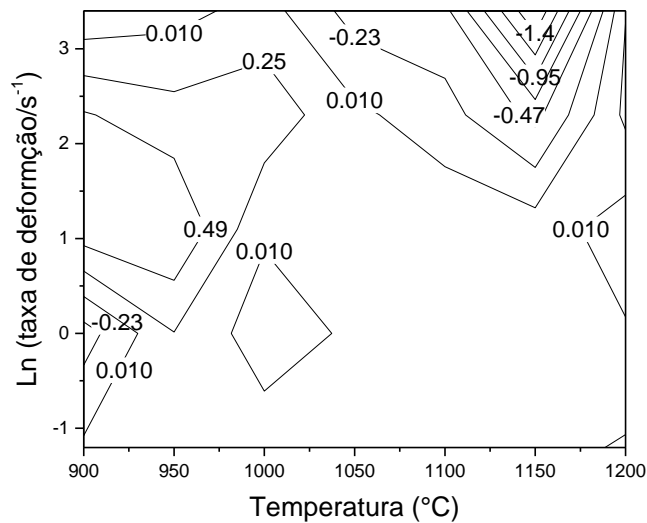


Figura 48. Mapa de instabilidade plástica.

A resposta da sensibilidade à taxa de deformação em função da deformação, temperatura e taxa de deformação é responsável não somente pela variação da eficiência de dissipação de energia, mas também pela variação da instabilidade. Conseqüentemente, regiões com baixos valores de m correspondem a áreas instáveis. O valor de m para o aço microligado é negativo em temperaturas próximas a 1150 °C e 30 s⁻¹, e 900 °C e 1 s⁻¹.

Contudo, os domínios seguros e não seguros nos mapas de processamento devem ser identificados com base em uma comparação abrangente da sensibilidade à taxa de deformação, eficiência da dissipação de energia, critério de instabilidade e morfologia da microestrutura dos materiais a serem avaliadas.

4.2.5 MAPA DE PROCESSAMENTO

Um mapa de processamento é o resultado da sobreposição de dois mapas: o mapa de eficiência da dissipação de energia e o mapa de instabilidade. Ao sobrepor os dois mapas, é possível determinar os domínios em que ocorrem os processos individuais e as condições limitantes para os regimes de escoamento instável. As iso-linhas nos mapas de processamento representam a eficiência de dissipação de energia e as regiões sombreadas correspondem a instabilidade em que os valores de ξ são negativos.

A importância de um mapa de processamento é descrever as condições para mecanismos de evolução microestrutural e regiões de escoamento instável sob várias condições de processamento. O mapa de processamento fornece a adequada extensão da temperatura e taxa de deformação onde instabilidade não deve ocorrer. A Figura 49 mostra o mapa de processamento obtido a uma deformação de compressão de 0,96 para o aço microligado DIN 38MnSiVS5.

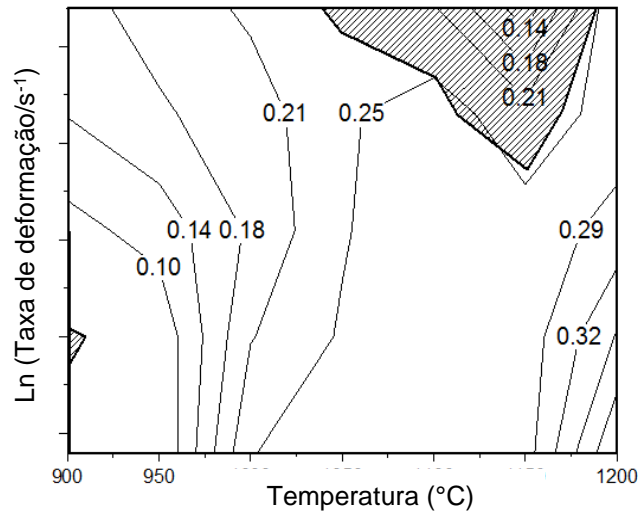


Figura 49. Mapa de processamento do aço 38MnSiVS5.

As regiões sombreadas, que sugerem a possibilidade de escoamento instável, estão localizadas em elevadas temperaturas e elevadas taxas de deformação; e em baixa temperatura e taxa de deformação. As regiões seguras no mapa de processamento podem ter características de DRX e/ou DRV. No entanto, para determinar a verdadeira causa da instabilidade, a avaliação da microestrutura foi conduzida após a deformação nas regiões de temperatura e de taxa de deformação onde instabilidades são indicadas no mapa de processamento.

A Figura 50 mostra a microestrutura das amostras deformadas à temperatura de 900 °C e taxa de deformação de 0,3 e 30 s⁻¹. A Figura 50 (a) revela sinais de um DRX secundário (crescimento anormal de grãos) na microestrutura do aço microligado. Este resultado é coerente com o mapa de processamento, o qual revela que em baixa eficiência de dissipação de energia (< 0,10) a instabilidade plástica pode ocorrer através do crescimento anormal de grãos e, portanto, deve ser evitado. Neste domínio de instabilidade, a baixa taxa de deformação pode ter influenciado o crescimento anormal dos grãos por oferecer tempo para que alguns grãos cresçam à custa de outros.

Na Figura 50 (b), grãos equiaxiais constituem toda a microestrutura, revelando que o amaciamento foi dominado por DRX, e, por conseguinte, estas regiões podem ser consideradas seguras. O tamanho médio dos grãos recristalizados demonstra que em elevadas taxas de deformação e baixas temperaturas o refinamento dos grãos pode ser facilmente obtido.

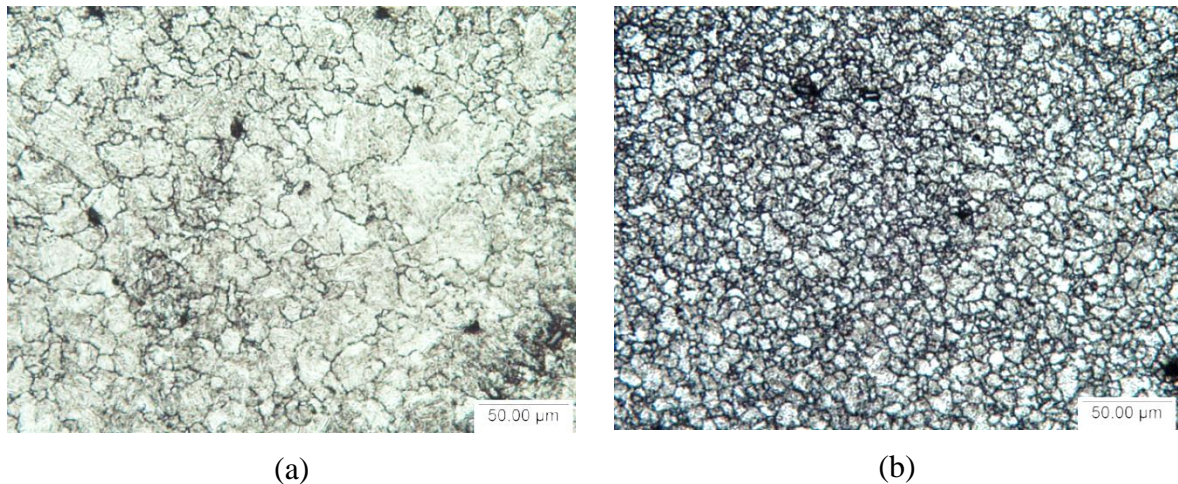


Figura 50. Micrografia representativa das amostras deformadas a 900 °C com taxa de deformação de (a) $0,3 \text{ s}^{-1}$ e (b) 30 s^{-1} .

Vazios no aço pode ser a causa de uma instabilidade. Apesar do processo de compressão favorecer o fechamento de vazios devido aos componentes de tensão compressivos, os vazios podem experimentar deformações diferentes, como resultado do escoamento do material durante a compressão.

A presença de inclusões também favorece a formação de vazios quando interfere no escoamento do metal e beneficia o escoamento não homogêneo local devido à descontinuidade na interface inclusão-matriz (LUO, 2001). O vazio localizado no meio de uma amostra é bastante prejudicial, uma vez que pode ser exposto a diferentes estados de tensões durante o processo que pode facilitar o seu crescimento. A Figura 51 apresenta ampliação da região central no aço microligado 38MnSiVS5, mostrando um vazio provavelmente causado por uma inclusão MnS.

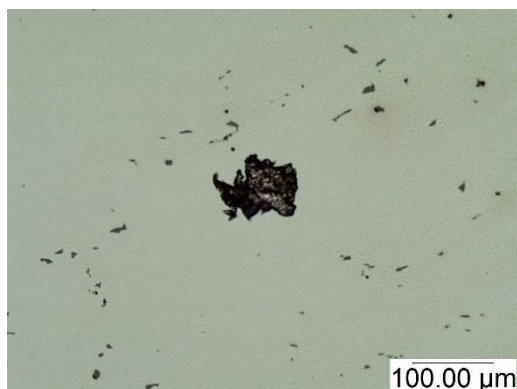
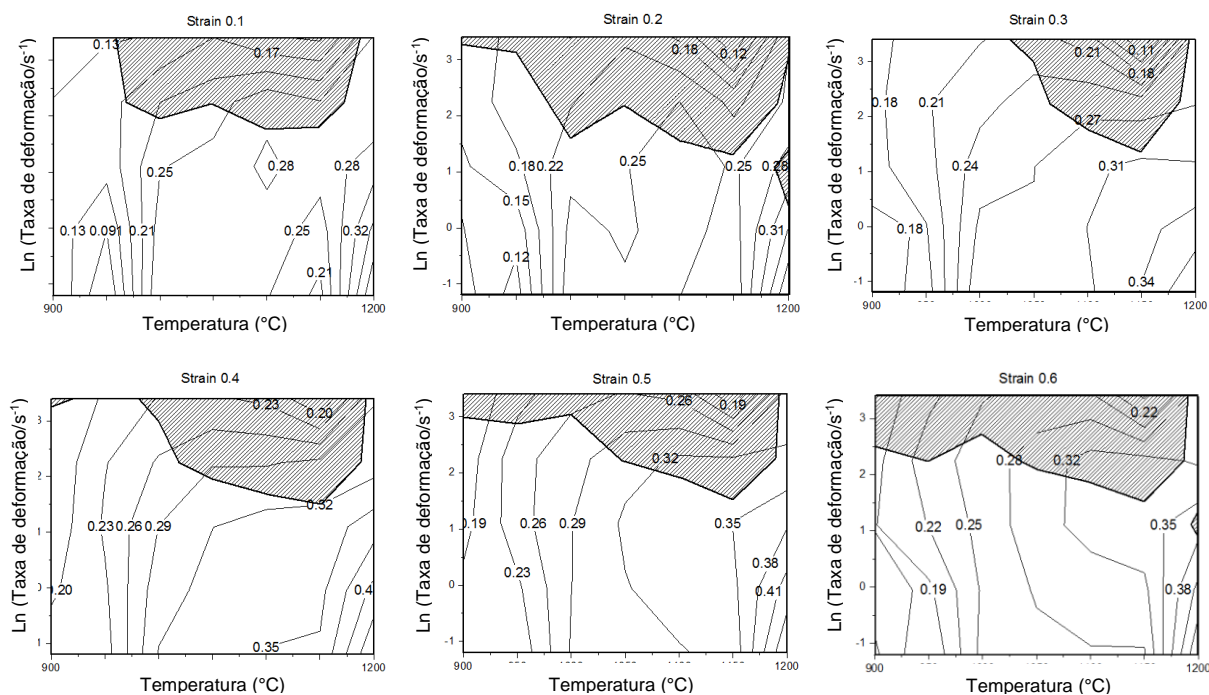


Figura 51. Microscopia ótica do aço 38MnSiVS5 comprimido a 1050 °C e 30 s⁻¹.

4.2.6 EFEITO DA DEFORMAÇÃO NA EVOLUÇÃO DO MAPA DE PROCESSAMENTO

A Figura 52 mostra os mapas de processamento para o aço microligado 38MnSiVS5 construídos na faixa de deformação de 0,1 a 0,96. No geral, os mapas de processamento para as diferentes deformações verdadeiras exibem distintas características que indicam que a eficiência da dissipação de energia e instabilidade se alteraram significativamente à medida que a deformação aumenta.



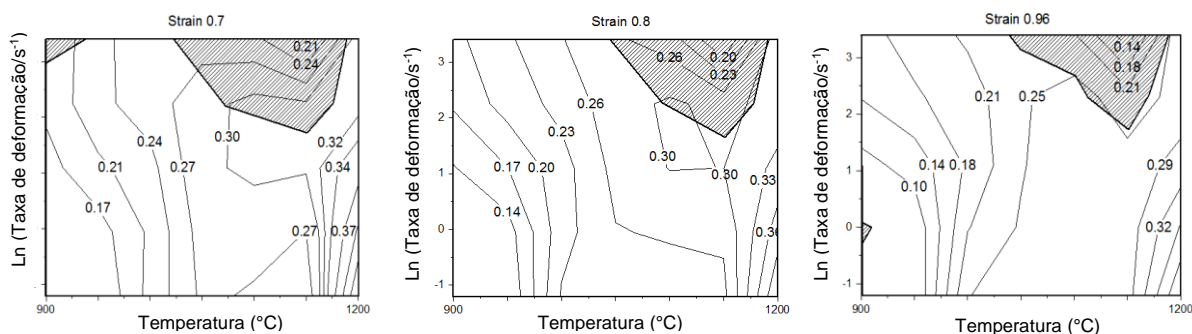


Figura 52. Mapa de processamento do aço microligado 38MnSiVS5 sob deformação compressiva de 0,1 a 0,96.

Os resultados das análises numéricas da biela forjada pelo processo multidirecional permitiram prever o comportamento do aço microligado em diversas condições. As Figuras 53, 54 e 55 apresentam o mapa de processamento para diferentes combinações de deformação, temperatura e taxa de deformação ao longo da seção longitudinal da biela. Nota-se que estes parâmetros variam ao longo da seção, o que torna necessário o conhecimento do efeito da deformação na evolução dos mapas de processamento.

A Figura 53 apresenta o mapa de processamento para a deformação de 0,98. Duas regiões foram analisadas: a região 1, onde a temperatura é de aproximadamente 1050 °C e a taxa de deformação é de $2s^{-1}$ e a região 2, onde a temperatura é de aproximadamente 1074 °C e a taxa de deformação é de $4s^{-1}$. A Figura 54 apresenta o mapa de processamento para a deformação de 0,7. A região analisada, região 3, está localizada em temperaturas de aproximadamente 1050 °C e taxa de deformação de $2s^{-1}$. A Figura 55 apresenta o mapa de processamento para a deformação de 0,5. A região analisada, região 4, está localizada em temperaturas de aproximadamente 1074 °C e taxa de deformação de $4s^{-1}$.

Como pode-se notar, as regiões 1, 2, 3 e 4 encontram-se em domínios seguros no mapa de processamento. Contudo, deve-se tomar cuidado ao trabalhar na região 4 por estar muito próxima de um domínio de instabilidade, assim, o aumento da taxa de deformação pode conduzir o material a uma zona insegura.

A análise da região da haste da peça pelo mapa de processamento não foi possível pois a deformação nesta região é superior a deformação do corpo-de-prova de aço microligado alcançada no ensaio de compressão. Sendo assim, as curvas de escoamento necessárias para a construção dos mapas ficaram limitadas a deformação de 0,98.

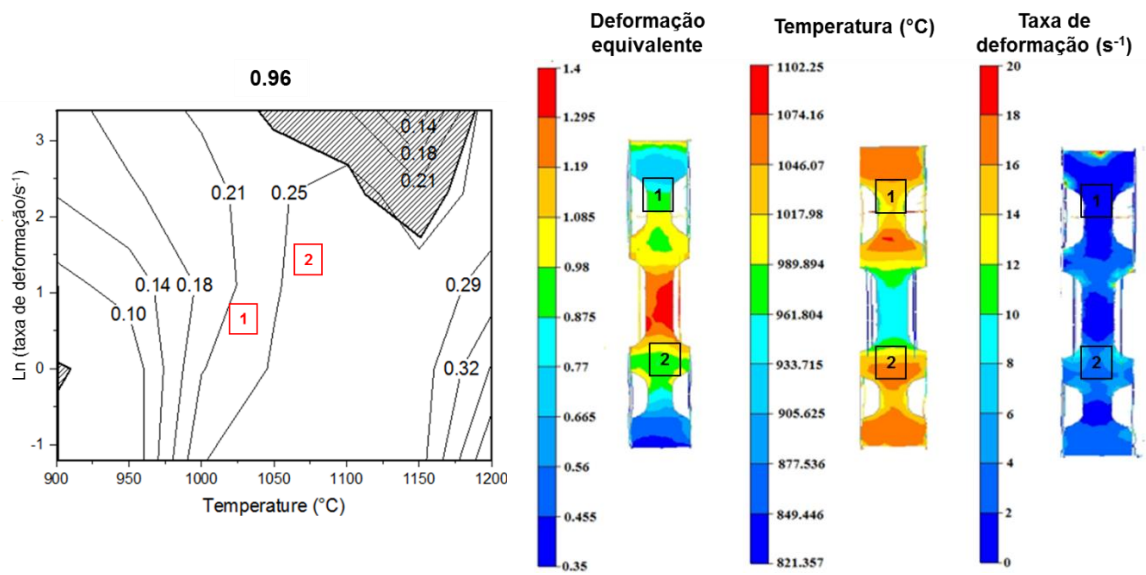


Figure 53. Análise do mapa de processamento para a deformação de 0,96 ao longo da seção longitudinal da biela forjada pelo processo multidirecional.

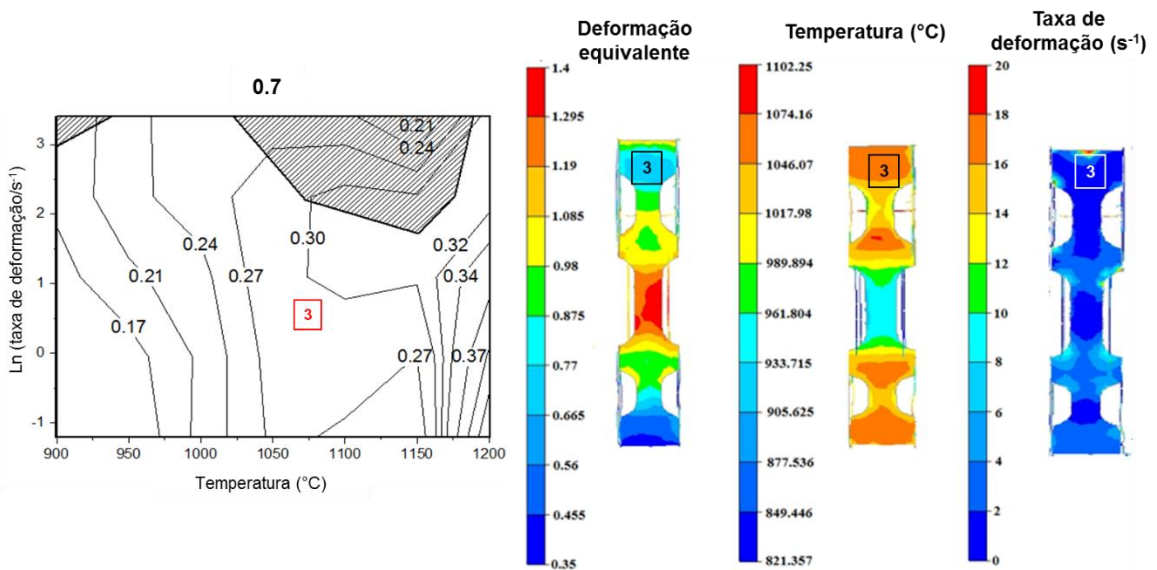


Figure 54. Análise do mapa de processamento para deformação de 0,7 ao longo da seção longitudinal da biela forjada pelo processo multidirecional.

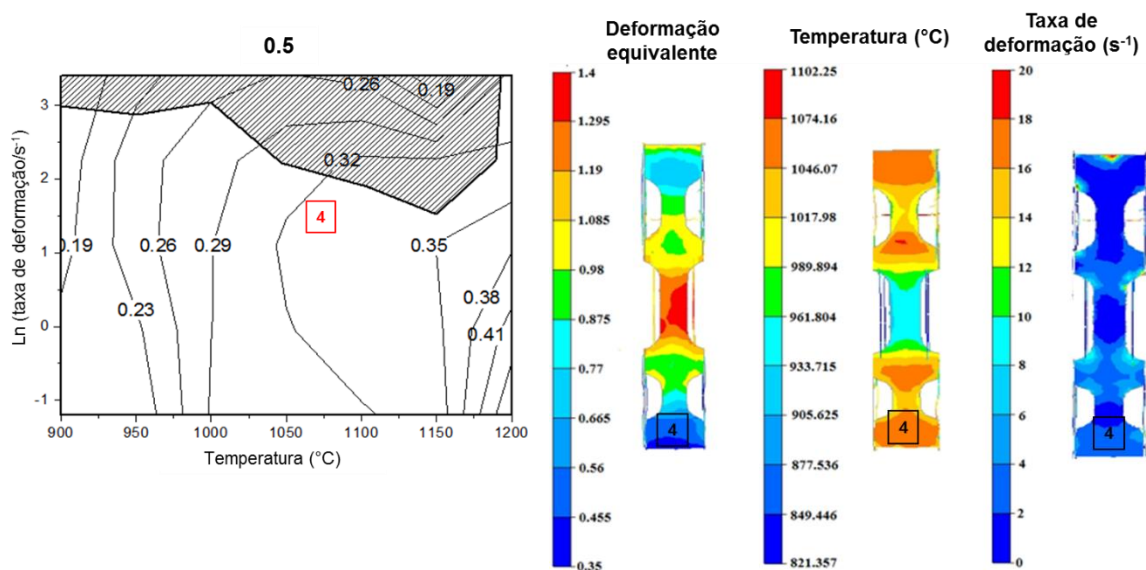


Figure 55. Análise do mapa de processamento para a deformação de 0,5 da seção longitudinal da biela forjada pelo processo multidirecional.

Para demonstrar que estes mapas de processamento são úteis no projeto de processos a quente, amostras de geometria anelar (diâmetro externo de 18 mm, diâmetro interior de 9 mm, e espessura de 6 mm) foram comprimidas à temperatura por volta de 1100 °C, taxa de deformação de 10 s^{-1} e deformação de 0,4. O mapa de processamento correspondente está apresentado na Figura 52. Os anéis foram produzidos com um aço microligado com composição química muito próxima a do aço microligado 38MnSiVS5 usado para construir os mapas de processamento (Tabela 7).

Tabela 7. Composição química nomina do aço microligado 38MnSiVS5 (wt %).

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	V
0.37	1.41	0.014	0.055	0.6	0.10	0.11	0.02	0.04	0.011	0.09

As amostras deformadas exibiram fratura intergranular, o que confirma que, para uma deformação de 0,4 a temperatura e a taxa de deformação estão em uma região insegura no mapa de processamento. A Figura 56 apresenta imagens de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da superfície da fratura da amostra deformada. Foram encontrados sulfetos

alongados, conforme confirmado por Espectrometria de Dispersão de Energia (EDS), mostrado na Figura 56 (b).

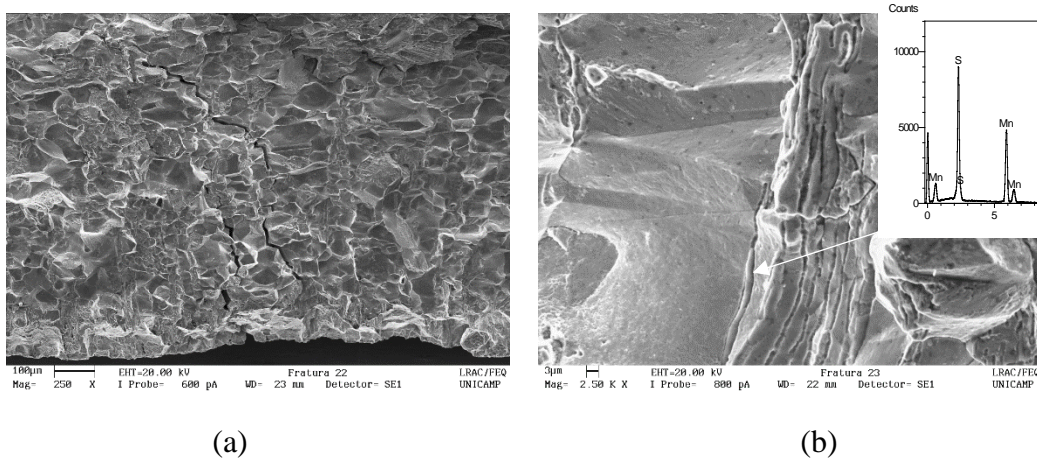


Figure 56. Imagens de MEV da amostra deformada na temperatura de 1100 °C, 10 s^{-1} e deformação verdadeira de 0.4: (a) superfície da fratura e (b) EDS de um sulfeto alongado.

As micrografias da Figura 57 revelam (a) fratura e (b) formação de micro trinca a partir de uma inclusão no anel deformado. Pode-se concluir que a influência de inclusões é mais significativa em altas taxas de deformação e elevadas temperaturas por favorecer a formação de micro trincas e propagação devido à concentração de tensões.

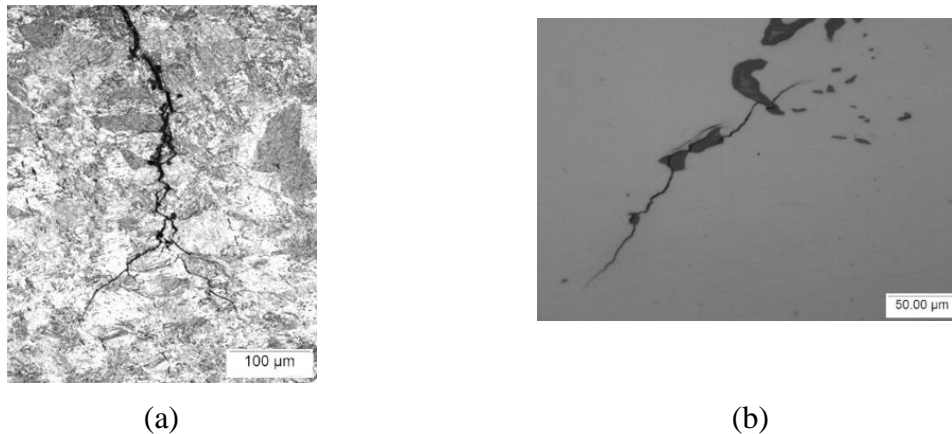


Figura 57. Micrografia representativa do aço microligado 38MnSiVS5 comprimido a 1100 °C, 10 s^{-1} e deformação de 0,4: (a) 2% Nital, e (b) polido, MO.

Durante alguns processos de conformação, inclusões deformáveis de MnS tornam-se alongadas e alinhadas com a direção de escoamento do metal (CYRIL *et al.*, 2009), ou continuam a ser arredondadas dependendo da quantidade de enxofre e das condições de

processamento. Em geral, a morfologia da inclusão é controlada pela composição e de como e quando é formada.

A presença de inclusões no aço microligado tem um efeito significativo, uma vez que perturba o escoamento do metal durante a deformação, influencia a redistribuição de defeitos estruturais e afeta significativamente o movimento de discordâncias (LUNEV *et al.*, 2012).

A deterioração das propriedades provocadas pela inclusão de MnS depende de algumas características tais como tamanho, forma, fração de volume e distribuição. A forma, por exemplo, pode dar origem a concentrações de tensão locais. Quando as inclusões estão localizadas ao longo dos contornos dos grãos na forma de filmes ou cadeias/bandas (*chains*) podem facilitar a formação de trincas (SHEVSTOSA *et al.*, 2011). As tensões próximas as trincas podem produzir condições necessárias para o surgimento de novas trincas e/ou outras descontinuidades no metal (MALINCHKA *et al.*, 2000).

4.3 DETERMINAÇÃO DO FATOR DE ATRITO PELO ENSAIO DOS ANÉIS

As variações percentuais calculadas para o diâmetro interno e para a altura dos anéis foram plotadas juntamente com as curvas obtidas na simulação numérica para diferentes condições de atrito, para confrontar os valores da redução do diâmetro das amostras obtidos experimentalmente e por simulação com os valores previstos teoricamente e disponíveis na literatura (Figura 58). As curvas com linhas contínuas da Figura 58 foram obtidas na literatura (LEE e ALTAN, 1972).

Os ensaios de compressão de anel foram simulados para definir a condição de atrito mais adequada para o processo multidirecional. Observa-se que as amostras ensaiadas sem lubrificante apresentaram fator de atrito (f) igual a 1,0 para todas as porcentagens de redução, o que indica que houve aderência entre o anel e as ferramentas. O mesmo comportamento foi obtido nas simulações nesta mesma condição, confirmando que os resultados da análise por MEF descrevem a situação real. Condições de elevado atrito também apresentam fator de atrito próximos à unidade.

De forma geral, observa-se que as formas das curvas experimentais apresentam uma boa concordância com as curvas teóricas.

Condições experimentais

- Sem lubrificante
- Água e grafite
- ★ Lubrificante a base de Níquel

Condições empregadas na simulação

- Sem lubrificante
- Água e grafite
- Tresca
- Atrito elevado
- Óleo

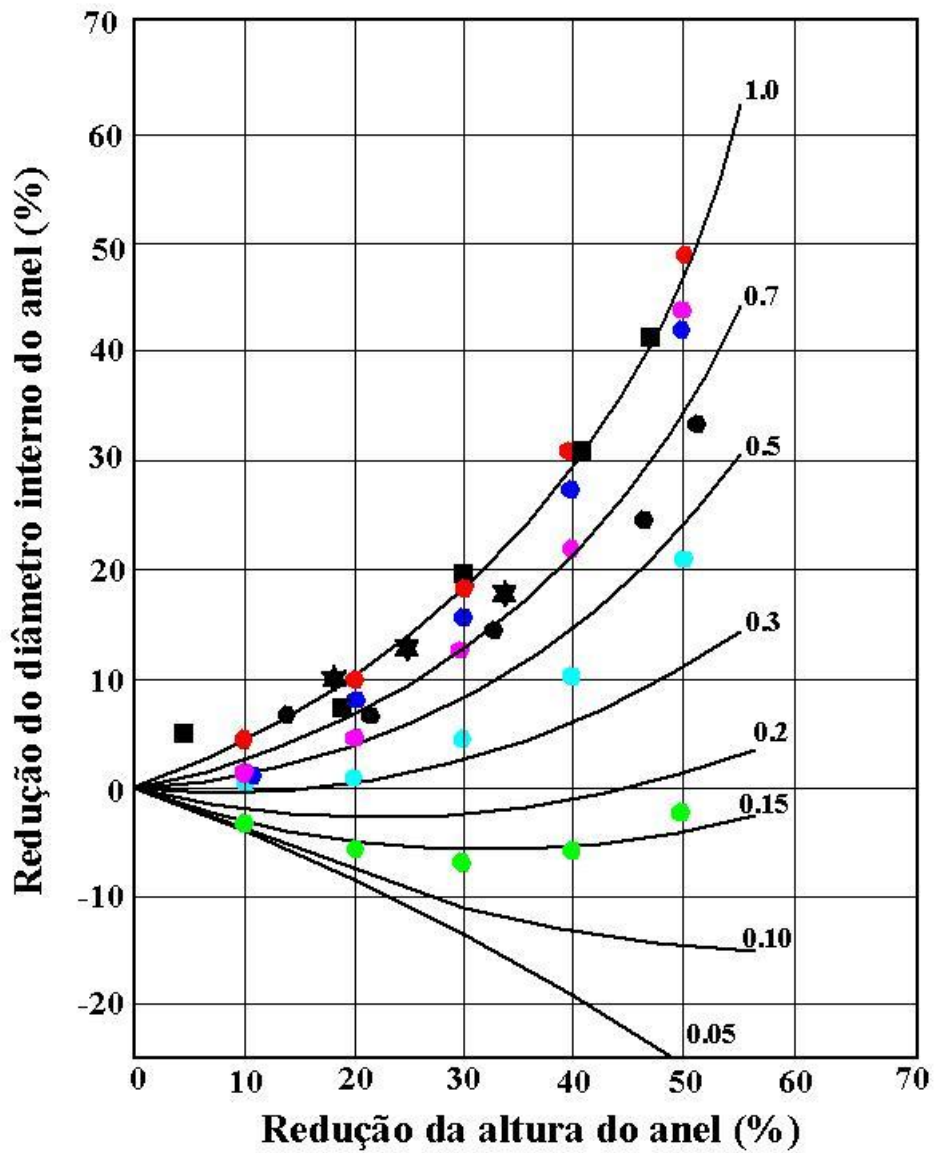


Figura 58. Valores do fator de atrito (f) encontrados nos ensaios experimentais e na simulação de compressão de anel.

Outro ensaio experimental, utilizando aspersão de água e grafite, apresentou fator de atrito superior em relação ao fator obtido na simulação numérica na mesma condição, sugerindo que nas condições reais de compressão, a condição de lubrificação por aspersão de grafite é um pouco mais severa, possivelmente por causa da rugosidade superficial ou perda de calor não considerados nas simulações.

A condição utilizando lubrificante à base de Níquel apresentou fator de atrito superior a 0.7. Assim, aspersão de água e grafite é a mais indicada para o processo.

Entre as condições de atrito simuladas, Tresca apresentou maior proximidade com o fator de atrito obtido experimentalmente utilizando aspersão de água e grafite. Portanto, para as próximas simulações do processo multidirecional, Tresca será usado para representar as condições reais visando a obtenção de resultados coerentes com o forjamento experimental.

4.4 INFLUÊNCIA DA GEOMETRIA DO TARUGO E ATRITO NO FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL USANDO O AÇO DIN 38MnSiVS5

Com as curvas de escoamento do aço microligado 38MnSiVS5 inseridas no banco de dados do *software Forge 2008*, novas simulações foram feitas para avaliar a influência da geometria do tarugo e atrito no forjamento multidirecional proposto neste estudo.

As Figuras 59 a 64 mostram o comportamento do escoamento do material para cada tarugo simulado. Pode-se observar que o escoamento é diferente em cada caso. Apesar do movimento das ferramentas horizontais forçar o metal para áreas apropriadas, este efeito pode ser alterado em função da geometria do tarugo o que explica as diferentes pré-formas obtidas e confirmar que a geometria do tarugo inicial desempenha um papel significativo no processo de obtenção do produto final. A Figura 59 apresenta as pré-formas obtidas em cada caso.

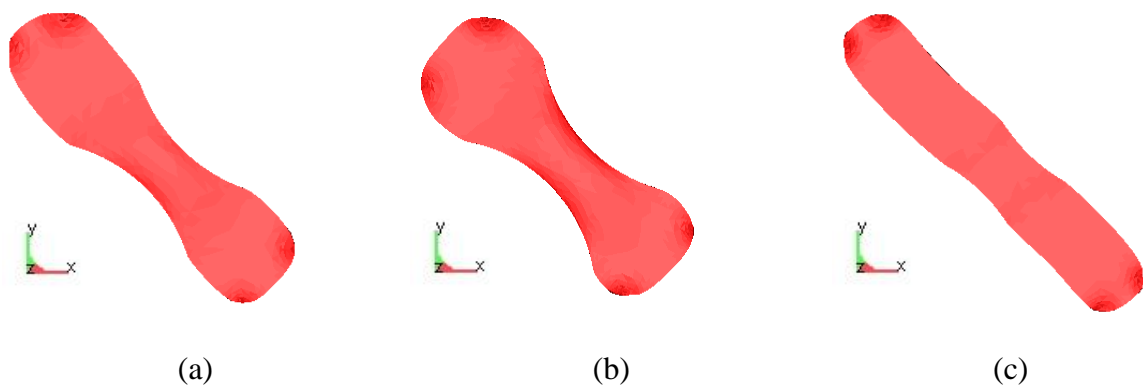


Figura 59. Vista superior das pré-formas obtidas pelo: (a) Caso 1, (b) Caso 2 e (c) Caso 3.

A Figura 60 mostra as a vista lateral das pré-formas, onde é possível notar que até a formação da haste da biela (região central) é diferente em cada caso.

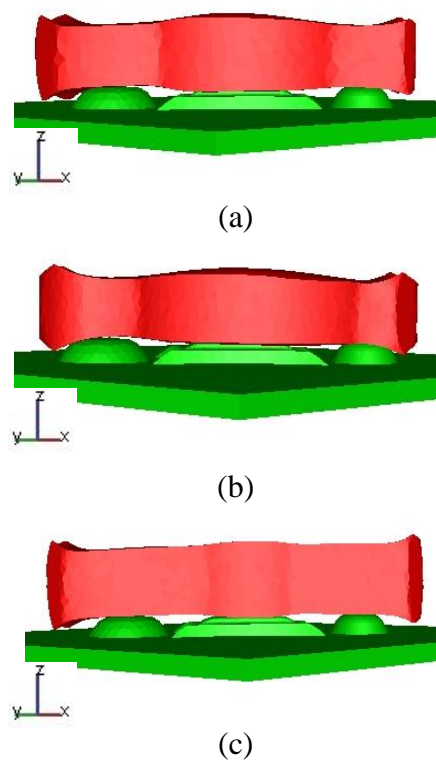


Figure 60. Vista lateral das pré-formas obtidas pelo: (a) Caso 1, (b) Caso 2 e (c) Caso 3.

Para entender o comportamento do escoamento do material durante o movimento das ferramentas horizontais, 100 nós foram selecionados na linha de centro da superfície dos tarugos, de uma extremidade a outra, de forma a permitir que as pressões fossem determinadas em cada nó (Figura 61).

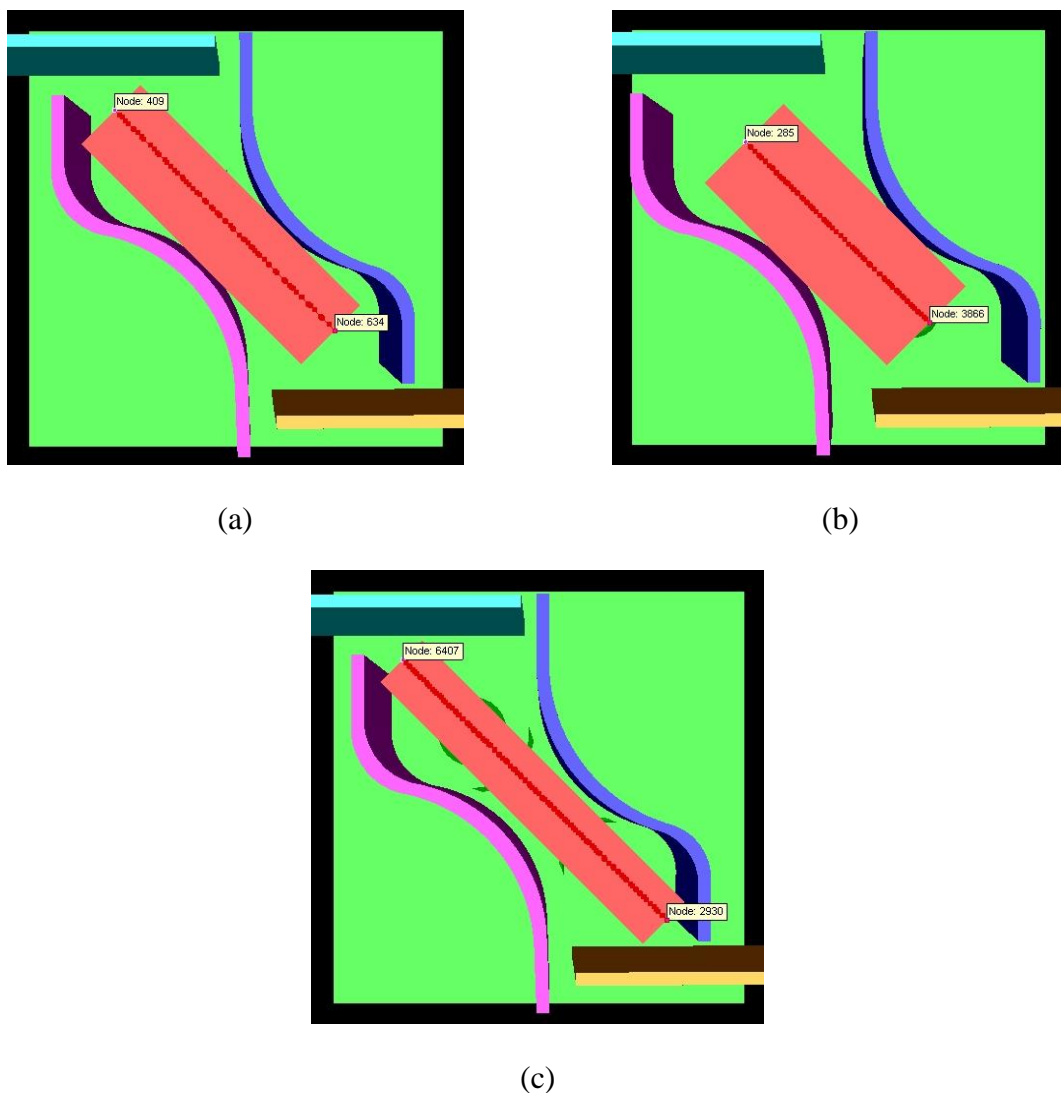


Figura 61. Seleção de nós na linha de centro da superfície do (a) Tarugo 1, (b) Tarugo 2 e (c) Tarugo 3.

As curvas de pressão versus comprimento da Figura 62 revelaram que o perfil de pressão é diferente para cada tarugo. Observa-se que a pressão no Tarugo 1 é maior no centro, entre 40 e 60 mm, antes e após este ponto o tarugo não sofre quase nenhuma deformação. A ação das ferramentas horizontais (na cor lilás e azul na Figura 61) sobre o tarugo o faz deslocar da posição inicial. Como consequência, o movimento do material na extremidade inferior do tarugo (62 a 105 mm) reage sobre as ferramentas (Figura 62 (a)); e por isso, as pressões passam a ser negativas. Após a acomodação, o tarugo é fixado pelas ferramentas.

A Figura 62 (b) mostra que as pressões aumentam desde a extremidade superior até o centro do Tarugo 2, e decrescem até a extremidade inferior, ou seja, as deformações são

mínimas nas extremidades e máximas no meio do tarugo. No Tarugo 3 (Figura 62 (c)), nota-se que as pressões maiores estão associadas à formação do olhal superior, e depois caem constantemente até a extremidade inferior.

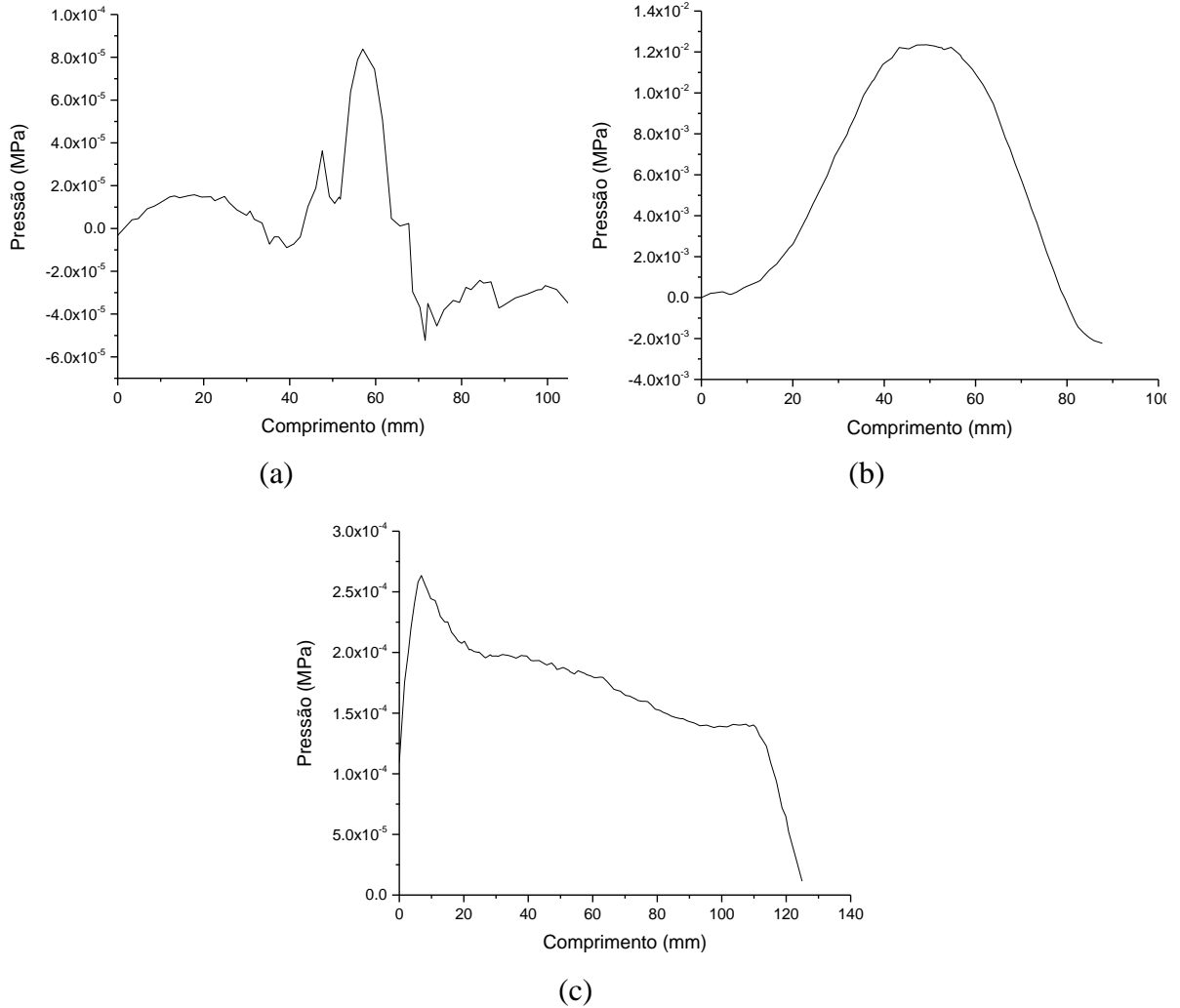
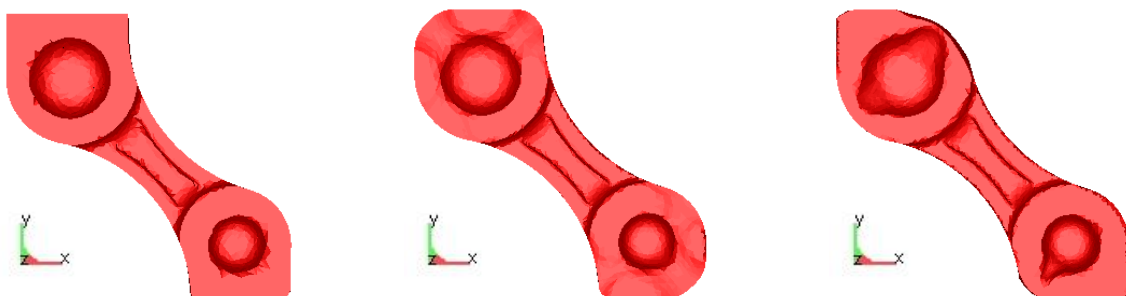


Figura 62. Pressão versus comprimento para (a) Tarugo 1, (b) Tarugo 2 e (c) Tarugo 3.

O Caso 1 (Figura 63 (a)) permite a obtenção de uma biela sem defeitos visíveis e sem rebarba em uma única etapa.



(a)

(b)

(c)

Figura 63. Vista superior das bielas obtidas para: (a) Caso 1, (b) Caso 2 e (c) Caso 3.

A forma dos tarugos nos Casos 2 e 3 favorece o desenvolvimento de defeitos de forjamento. Como pode-se notar, tarugo excessivamente longo tende a apresentar defeito por falta de preenchimento; por sua vez, tarugo demasiadamente comprido facilita o surgimento de dobras, além da falta de preenchimento. Destaca-se que ambos tarugos favorecem a formação de rebarba (Figura 64).

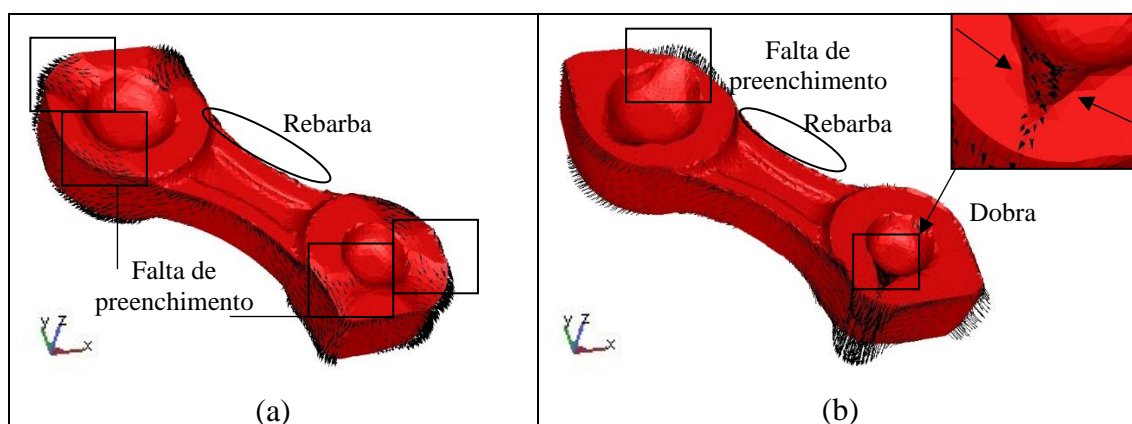


Figura 64. Defeitos de forjamento na peça forjada: (a) Caso 2 e (b) Caso 3.

Dobra é definida como o contato entre duas superfícies da peça de trabalho quando a superfície dobra ou colapsa sobre si mesma (THOTTUNGAL e SIJO, 2013). Este defeito é perigoso quando está localizado no interior da peça de trabalho, pois torna-se invisível, e o produto pode ser aceito pelo setor de controle de qualidade. É importante mencionar que este defeito favorece a iniciação de trincas, o que pode conduzir à fratura do produto causando falha durante o serviço.

A Figura 64 (b) apresenta a formação de dobra no Caso 3. Apesar do forjamento envolver elevadas tensões de compressão, quando a matriz superior se desloca para baixo, estados de tensões adicionais surgem, o que pode resultar em um escoamento localmente não homogêneo. Como pode ser visto pelos vetores de velocidade, o olhal inferior da biela apresenta duas frentes de escoamento oposta uma a outra; o colapso dessas frentes de escoamento resulta em uma área de dobra localizada.

Outra variável do processo que influencia no escoamento do material é o coeficiente de atrito Coulomb. As simulações numéricas foram realizadas para o Caso 2 e 3 usando outro coeficiente de atrito de 0,30 para representar a condição de contato severa entre o tarugo e as ferramentas. As Figuras 65 e 66 apresentam o escoamento do material para ambos coeficientes a partir da vista superior e lateral, respectivamente.

Os resultados da simulação mostram que o coeficiente de atrito mais elevado tende a minimizar a falta de preenchimento e a dobra, pois retarda o escoamento do material na região onde a deformação é mais rápida e, conseqüentemente, permite um escoamento homogêneo e minimiza defeitos de forjamento.

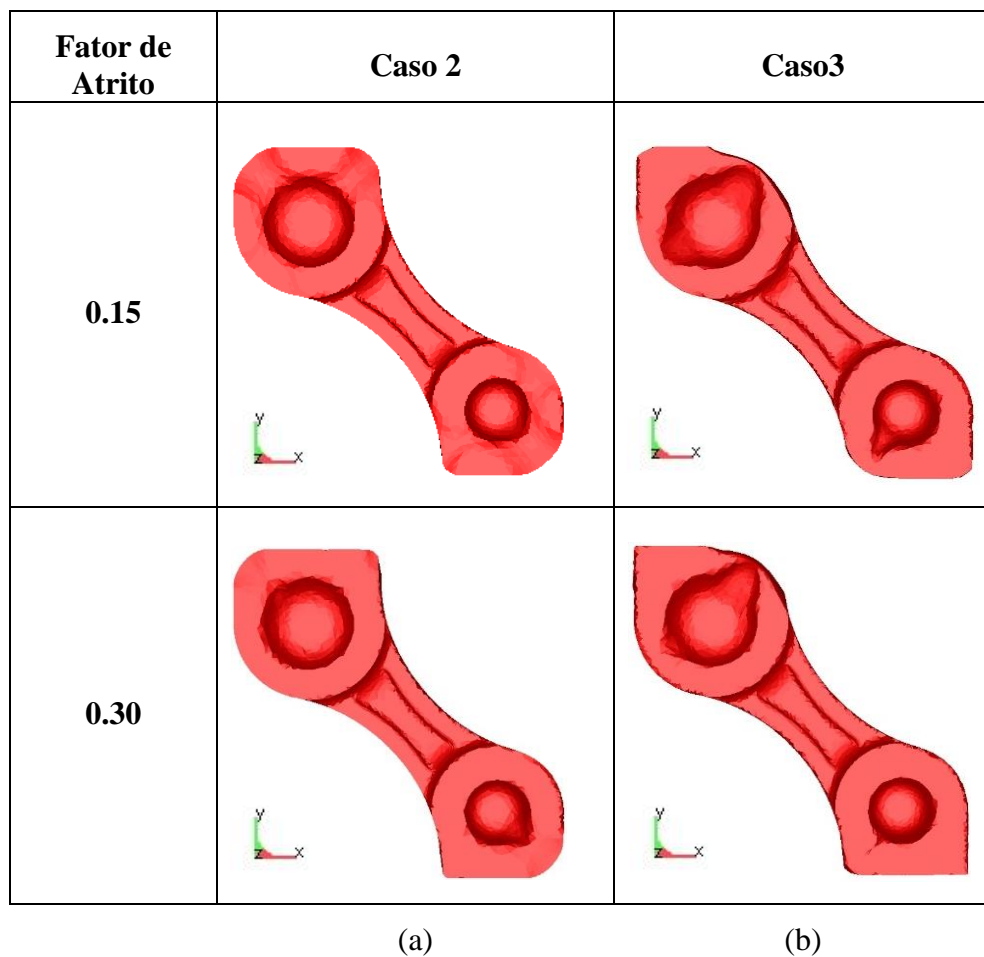


Figura 65. Escoamento do metal em função do coeficiente de atrito: (a) Caso 2 e (b) Caso 3.

No caso 2 (Figura 65 (a)), a cavidade do molde foi quase completamente preenchida usando-se o coeficiente de atrito de 0,30. No caso 3 (Figura 65 (b)), a dobra e a falta de preenchimento são minimizadas com o coeficiente de atrito mais elevado. No entanto, como pode ser visto na a Figura 66, a rebarba tende a aumentar com o aumento do atrito.

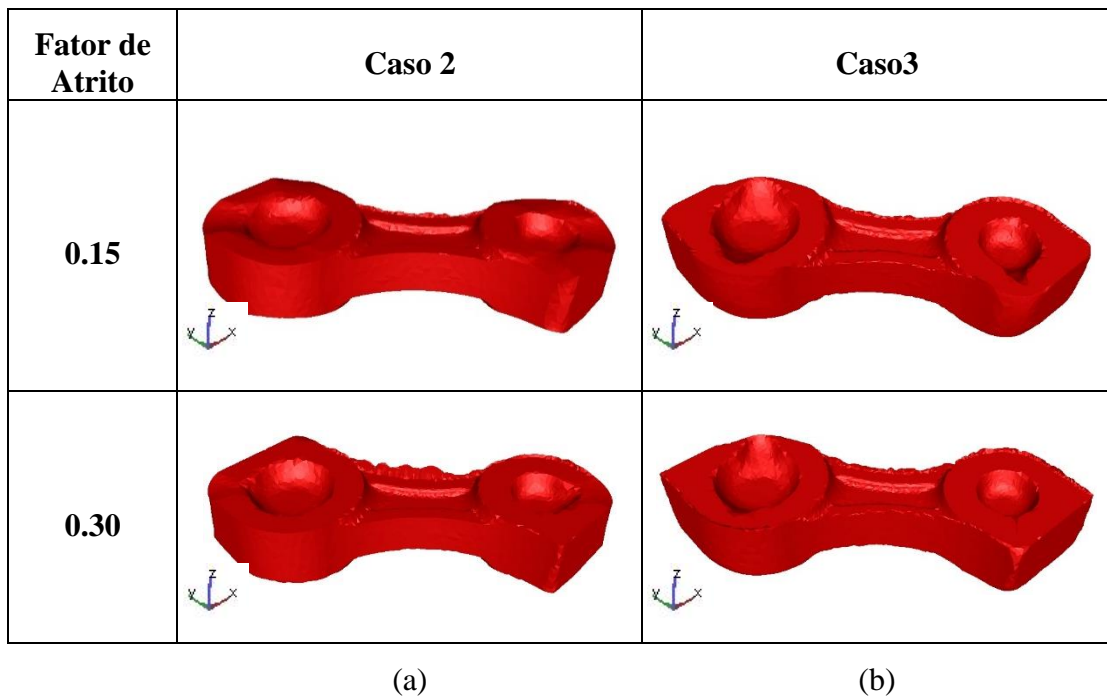


Figura 66. Escoamento do metal em função do coeficiente de atrito: (a) Caso 2 e (b) Caso 3.

O aumento do atrito traz consigo algumas desvantagens como a exigência de maiores cargas de forjamento, o que contribui para o desgaste prematuro das ferramentas, aumenta a temperatura e a necessidade de energia. Assim, o atrito entre a ferramenta/matriz e a peça de trabalho durante o forjamento interfere diretamente na vida da ferramenta, bem como a capacidade do equipamento.

A Figura 67 mostra que a carga de forjamento nos Casos 2 e 3 aumenta quando o coeficiente de atrito é aumentado de 0,15 para 0,30.

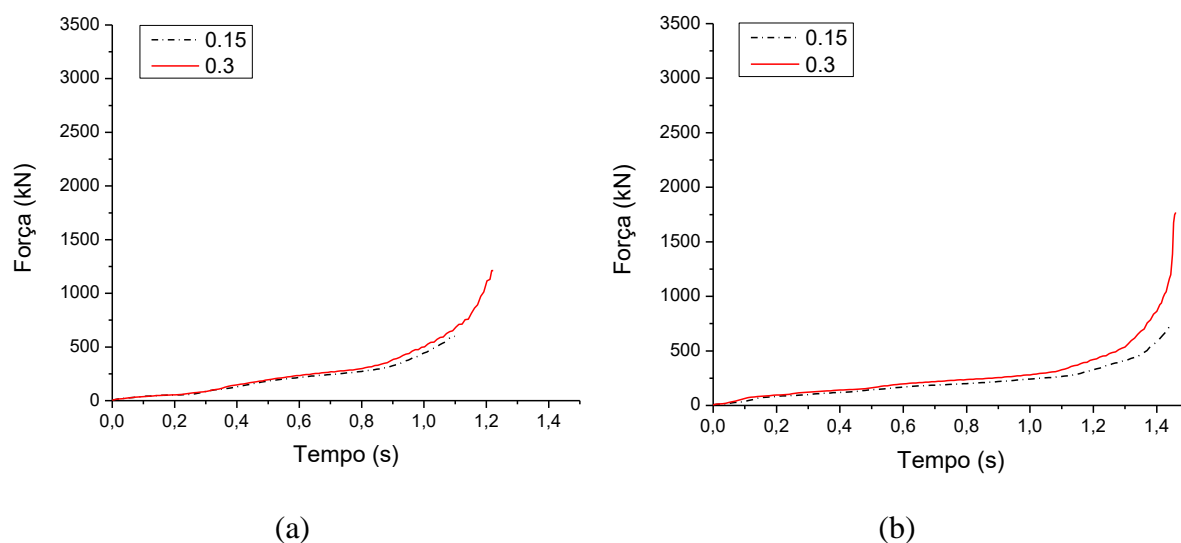


Figura 67. Carga de forjamento na matriz superior para os diferentes coeficientes de atrito no (a) Caso 2 e (b) Caso 3.

Nas curvas referentes ao forjamento multidirecional com coeficiente de atrito mais elevado (linha vermelha contínua), observa-se um aumento substancial da carga à medida que o processo é finalizado, o que pode estar relacionado com a formação de cantos vivos na biela e a diminuição de temperatura causada pela transferência de calor entre peça e matriz, o que dificulta o escoamento do material devido ao aumento da tensão, exigindo conseqüentemente, maiores pressões e carga de forjamento.

No caso 2 são obtidas cargas máximas de 598kN e 1213kN para os coeficientes de atrito de 0.15 e 0.30, respectivamente, enquanto no caso 3, as cargas máximas são 723kN e 1768 kN, respectivamente. O Caso 3 apresenta maior carga de forjamento porque o tarugo é mais espesso do que os demais (Tabela 3), assim, a matriz superior tem um longo caminho a percorrer e, portanto, maior atrito para superar até atingir a altura final do produto.

4.5 DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE DE TROCA DE CALOR

O ensaio de resfriamento foi realizado com a finalidade de definir o coeficiente de troca de calor real do aço microligado DIN 38MnSiVS5, a fim de auxiliar no ajuste dos parâmetros de convecção do modelo virtual. Corpos-de-prova com as mesmas dimensões que a do tarugo usado no forjamento da biela foram aquecidos a 1100°C e resfriados ao ar por alguns segundos para representar a perda de calor do metal durante o percurso forno-prensa hidráulica.

A Figura 68 apresenta as curvas de resfriamento de transporte plotadas a partir dos resultados da variação de temperatura obtidos nos ensaios de resfriamento (curva pontilhada) e nas simulações numéricas (curva contínua). O coeficiente de troca de calor de $10 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$ representa a condição de resfriamento ao ar disponível pelo banco de dados do *software* de simulação. Nota-se que esse perfil de resfriamento não está de acordo com o resfriamento real do aço microligado em contato com o ar; portanto, o coeficiente de troca de calor foi ajustado até obter-se um perfil de resfriamento que se aproximasse ao perfil do ensaio experimental.

O coeficiente de troca de calor de $150 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$ foi o que obteve uma maior proximidade com a curva experimental, sendo assim, a melhor opção para representar a situação real.

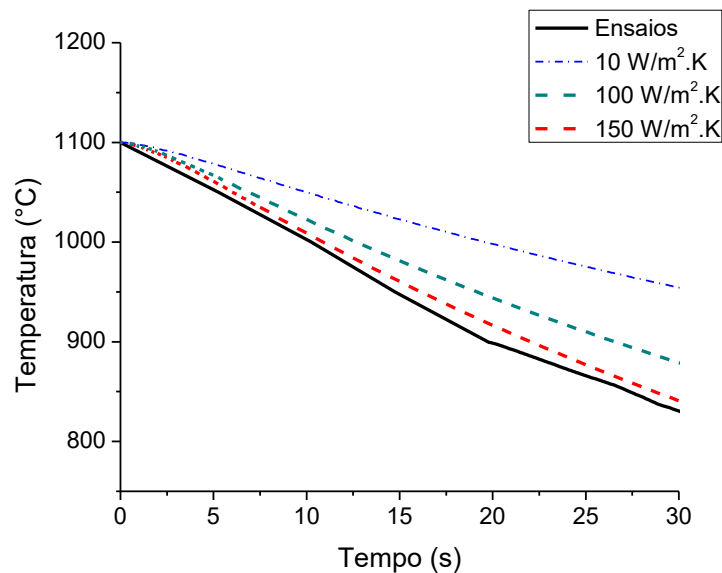


Figure 68. Curvas resfriamento do aço microligado.

4.6 FORJAMENTO MULTIDIRECIONAL DE BIELA DE AÇO MICROLIGADO

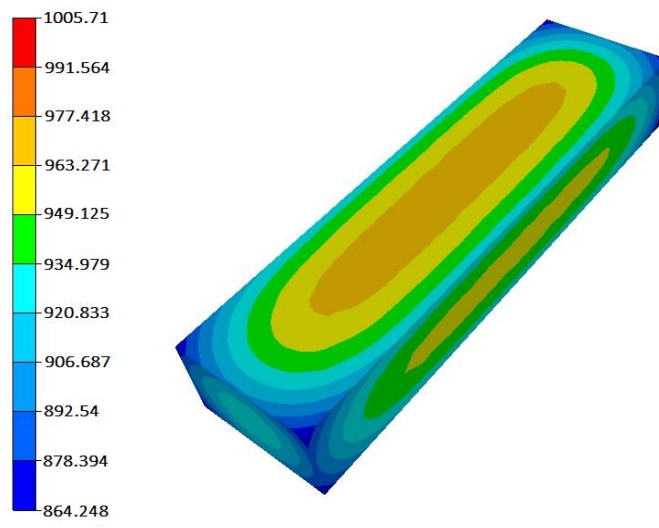
As Figuras 69 a 73 apresentam os resultados da simulação do forjamento multidirecional da biela feita com o aço microligado DIN 38MnSiVS5. A temperatura de $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ foi mantida uma vez que ficou comprovado pelo mapa de processamento ser uma região segura em todas as taxas de deformação para deformação de 0,96.

A condição de atrito utilizada foi a de Tresca (0,45), pois segundo comprovado pelo ensaio de compressão de anel, este fator de atrito disponível no banco de dados do *software* de simulação apresenta maior proximidade com o fator de atrito obtido experimentalmente

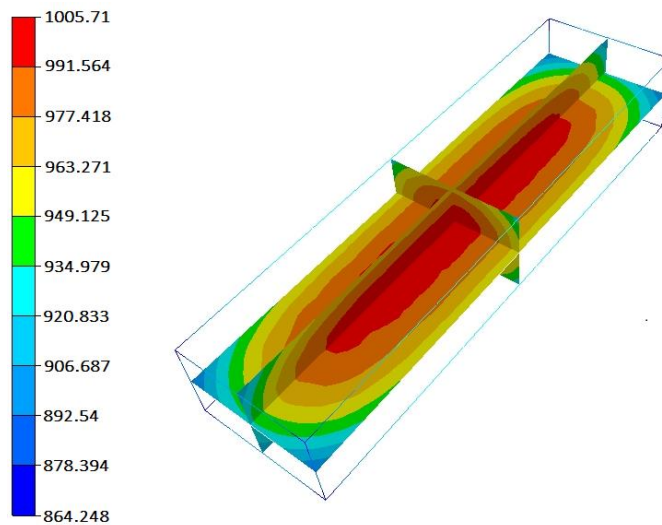
utilizando aspersão de água e grafite (condição de atrito escolhido para o forjamento experimental). O coeficiente de perda de calor foi outro parâmetro ajustado nesta simulação através do ensaio de resfriamento do aço microligado. O coeficiente de perda de calor em contato com ar de $150 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$ revelou ser a melhor opção para representar a situação real.

Foi usada uma malha fina de 1,84 mm. A quantidade de elementos finitos tetraédricos usada para modelar o tarugo foi de 40 557. O tamanho do elemento usado nas matrizes e ferramentas laterais não foi considerado na simulação, pois são superfícies de trabalho.

A Figura 69 mostra o perfil de temperatura de transporte do tarugo a ser forjado. Nota-se que a temperatura máxima na superfície é de 991°C e não mais 1100°C , como considerado nas simulações anteriores. A perda de temperatura na superfície (Figura 69 (a)), principalmente nas arestas do tarugo é devido ao maior fluxo de calor convectado em razão do maior número de faces. A temperatura, contudo, é mantida no interior do material do tarugo (Figura 69 (b)).



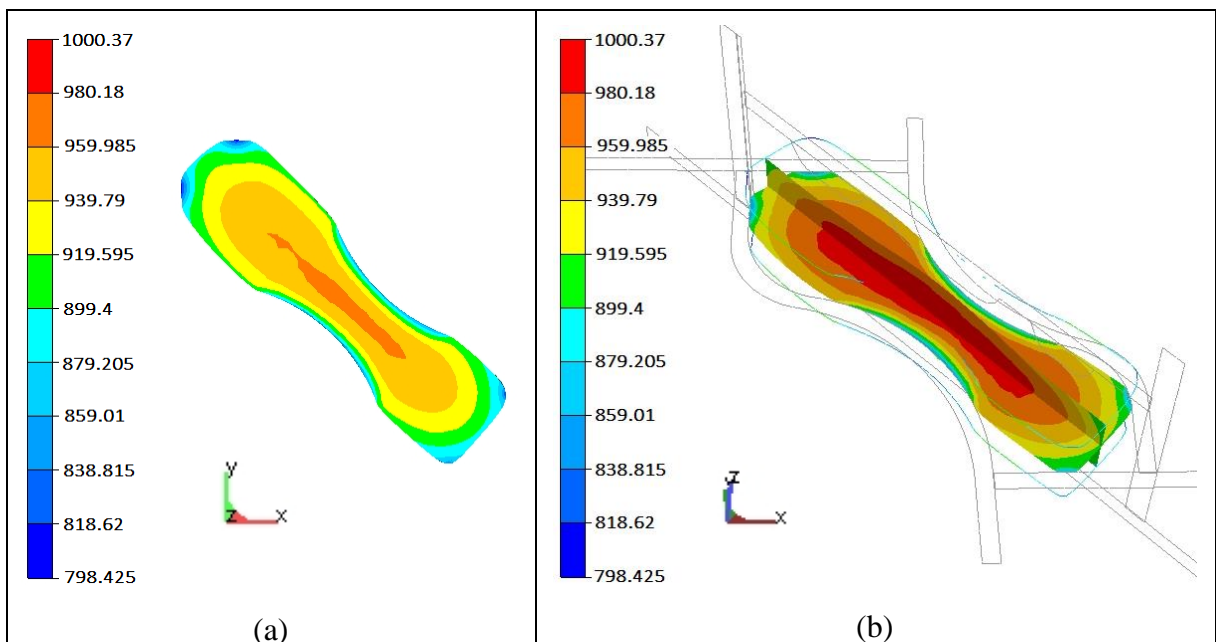
(a)



(b)

Figura 69. Perfil da distribuição da temperatura do tarugo após o resfriamento ao ar: (a) na superfície e (b) diferentes planos de corte.

A Figura 70 apresenta o perfil de temperatura do aço microligado, na superfície e planos de corte do tarugo, após o fechamento das ferramentas horizontais. Observa-se a perda de calor em regiões que têm maior contato com as ferramentas em razão da transferência térmica (Figura 70 (a)), ao passo que em regiões internas, a temperatura é mantida em torno de 1000 °C (Figura 70 (b)).



(a)

(b)

Figura 70. Perfil da distribuição da temperatura do tarugo após o fechamento das ferramentas horizontais: (a) na superfície e (b) em diferentes planos de corte.

Após a obtenção completa da biela, apesar do maior contato da peça de trabalho com as matrizes (superior e horizontais), percebe-se que a temperatura ainda se mantém elevada nos olhais (entre 907 a 950°C aproximadamente - Figura 71). A manutenção da temperatura pode estar associada a existência de uma grande massa internamente aquecida. Ao ser conformada a etapa final essa porção se projeta para a superfície da peça mantendo o perfil de temperatura da biela significativamente uniforme. Houve maior resfriamento na haste da peça, contudo, as menores temperaturas foram encontradas na rebarba.

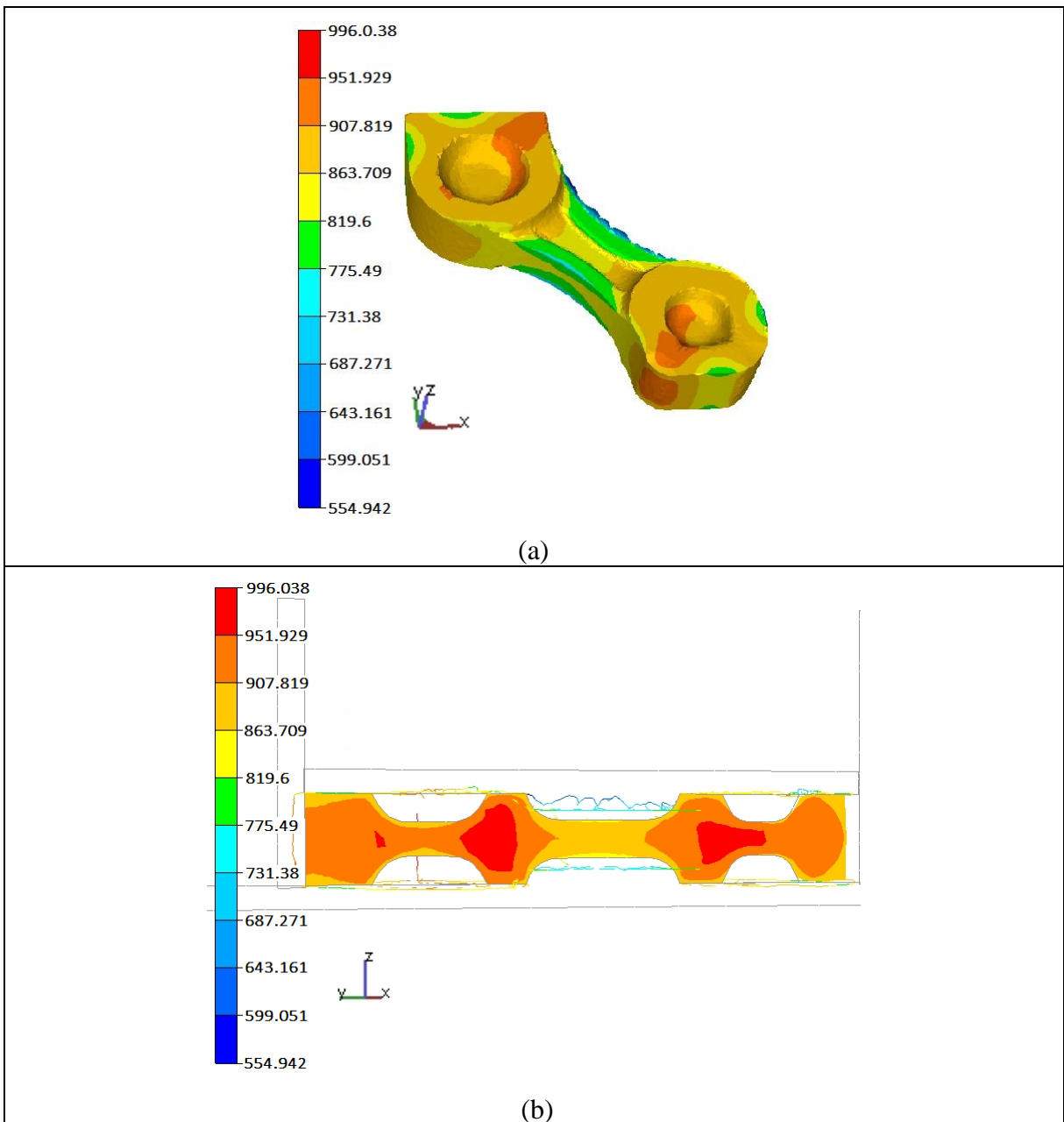


Figure 71. Perfil da distribuição da temperatura após a completa obtenção da biela: (a) na superfície e (b) ao longo da seção longitudinal.

A Figura 72 (a) apresenta a distribuição da deformação plástica após a obtenção da biela. Como pode ser observado, elevados valores de deformação (em torno de 1.75) encontram-se na haste por ser uma região de menor espessura e com acabamentos iguais ao do produto final. Valores máximos de deformação de 3.5 estão localizados na rebarba.

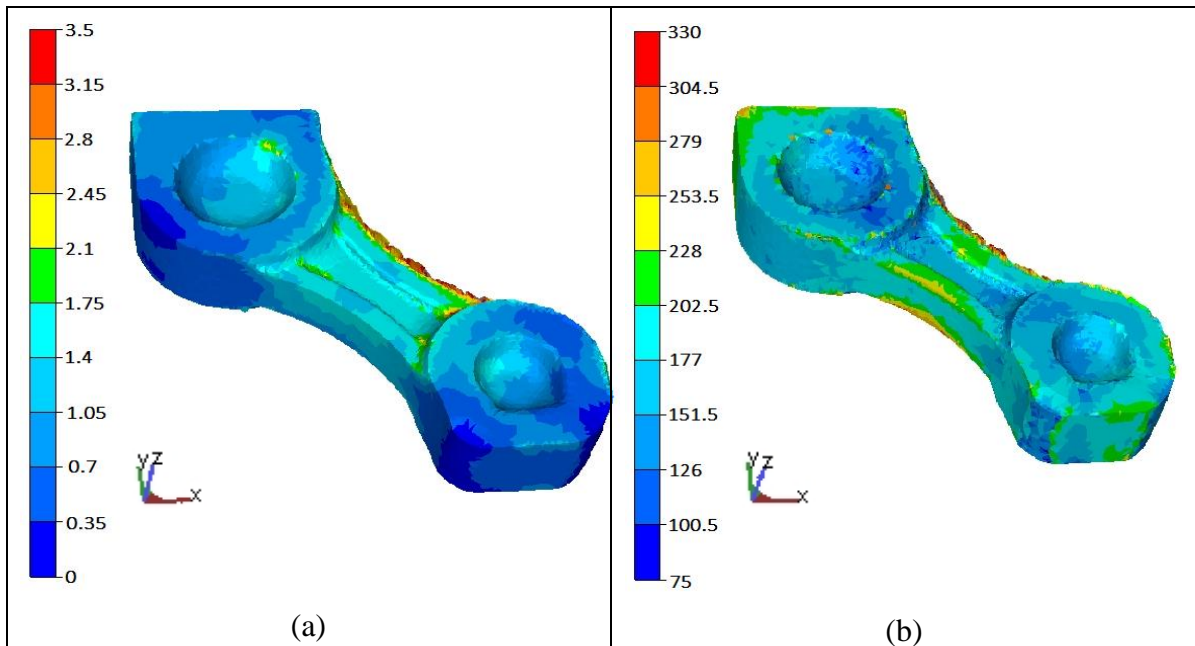


Figure 72. Perfil de distribuição (a) da deformação plástica equivalente e (b) tensão de von Mises (MPa)

Assim como a deformação equivalente, a tensão de von Mises também apresentou elevados valores na haste da biela, o que pode estar associado aos grandes esforços na finalização da peça (Figura 72 (b)). O máximo valor da tensão de von Mises está localizado na rebarba.

A Figura 73 revela a carga de forjamento ao longo do fechamento da matriz superior. A força necessária para a produção da peça com o aço microligado é de aproximadamente 3300 kN, enquanto para o aço ABNT 1045 é em torno de 2800 kN (Figura 41). Contudo, deve-se destacar que a análise numérica do forjamento multidirecional usando o aço microligado levou em consideração o resfriamento de transporte do tarugo e condição de atrito mais severa e mais representativa do processo real.

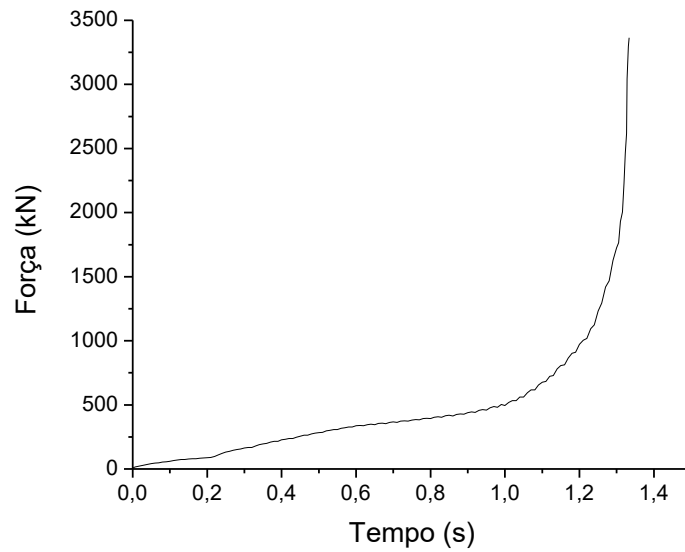


Figura 73. Carga de forjamento na matriz superior para obtenção da biela com aço microligado.

Analisando-se a curva da força de forjamento pode ser observado um desvio no padrão da curva a um determinado instante que pode estar associado a formação dos cantos vivos e acabamentos finais da peça. Pode-se concluir assim, que o aspecto da curva é característica do processo.

5 CONCLUSÕES

Neste projeto foram realizadas simulações por elementos finitos dos processos de forjamento multidirecional e convencional. As previsões numéricas mostraram que o processo multidirecional não apresenta risco de falhas no produto e é viável, pois permite a obtenção de produtos sem rebarbas e com cantos vivos estabelecendo-se adequada condição de lubrificação e temperatura, o que não é possível no processo convencional, sem a necessidade de tantas etapas e sem desperdício de matéria-prima.

A geometria da matriz e a metodologia de forjamento revelou ter grande influência sobre a distribuição de deformação no material. O perfil de deformação muda completamente entre as três geometrias dos tarugos: tarugo de seção retangular; tarugo obtido por laminação transversal com cunha e tarugo obtido por corte a partir de chapas. O processo multidirecional de precisão obteve deformação equivalente menor e mais uniforme. Nos processos convencionais a deformação foi bastante heterogênea e a completa formação da peça só foi possível com a formação de rebarba. Além disso, a obtenção de um formato complexo normalmente não é possível com uma única etapa de trabalho, exigindo uma ou mais etapas de pré-forjamento.

O coeficiente de atrito, obtidos através dos ensaios de anel, possibilitou concluir que a lubrificação com aspersion de água e grafite na simulação é bem melhor do que em condições reais. Por tanto, a condição de Tresca foi utilizada por se aproximar com a situação reais.

O mapa de processamento obtido para o aço microligado apresentou uma instabilidade em temperaturas e taxas de deformação elevadas, e portanto, deve-se evitar operações nestes parâmetros de processamento. Os mapas servem como critérios de falha, assim essa ferramenta foi usada para avaliar a combinação de parâmetros do processamento ao longo da seção longitudinal da peça de trabalho. As regiões analisadas confirmaram estar em regiões seguras.

A análise da região da haste da peça pelos mapas de processamento não foi possível pelo fato da deformação nesta região ser superior a deformação dos corpos-de-prova de aço microligado usados nos ensaios de compressão. Seria importante fazer ensaios de compressão a quente usando maiores deformações e taxas de deformações para varrer uma região maior na peça final e prever regiões favoráveis a instabilidades.

A análise da redução de defeitos por simulação numérica feita para diferentes dimensões de tarugo de seção retangular mostrou que tarugos muito largos ou compridos não favorecem o escoamento do material, beneficiando a formação de defeitos de dobras e a falta de preenchimento da matriz. Um maior coeficiente de atrito tende a favorecer o escoamento minimizando estes defeitos. Entretanto, exige maiores cargas de forjamento, o que interfere diretamente na vida da ferramenta, bem como a capacidade do equipamento.

Os modelos simulados com o aço microligado confirmaram que os maiores esforços estão localizados na haste da peça, motivo pelo qual a deformação equivalente e tensão de von Mises apresentaram valores elevados. Não distante, a força de forjamento para obtenção da peça feita com o aço microligado é significativamente maior do que a necessária para produzir a biela de aço carbono. Este aumento, possivelmente, é devido ao resfriamento de transporte do tarugo e condição de atrito mais severa ajustados no modelo numérico.

REFERÊNCIAS

AL OMAR, A.; CABRERA, J.M.; PRADO, J.M. **Characterization of the hot deformation in a microalloyed medium carbon steel using processing maps**. Scripta Materialia, V. 34, n. 8, p. 1303-1308, 1996.

BABAKHANIA, A.; ZIAEIB, S. M. R.; KIANI-RASHID, A.R. **Investigation on the effects of hot forging parameters on the austenite grain size of vanadium microalloyed forging steel (30MSV6)**. Journal of Alloys and Compounds, V. 490, p. 572–575, 2010.

BAKKALI EL HASSANI, F.; CHENAOU, A.; DKIOUAK, R.; ELBAKKALI, L.; AL OMAR, A. **Characterization of deformation stability of medium carbon microalloyed steel during hot forging using phenomenological and continuum criteria**. Journal of Materials Processing Technology, V. 199, p. 140-149, 2008.

BARRAU, O.; BOHER, C.; GRAS, R.; REZAI-ARIA, F. **Analysis of the friction and wear behaviour of hot work tool steel for forging**. Wear, V. 255, p. 1444-1454, 2003.

BEHRENS, B-A.; NICKEL, R.; MULLER, S. **Flashless precision forging of a two-cylinder crankshaft**. Production Engineering Research and Development, V. 3, p. 381–389, 2009.

BEHRENS, B-A.; NICKEL, R.; STONIS, M. **Simulation algorithm for the assessment and modification of multi-directional forging processes and tool geometries**. Production Engineering Research and Development, V. 6, p. 187–198, 2012.

BU, F.Z.; WANG, X.M.; CHEN, L.; YANG, S.W.; SHANG, C.J.; MISRA, R.D.K. **Influence of cooling rate on the precipitation behavior in Ti–Nb–Mo Microalloyed Steels During Continuous Cooling and Relationship to Strength**. Materials Characterization, V. 102, p. 146-155, 2015.

BUTTON, S.T. Tribology in Metal Forming Processes. In: **Tribology in Manufacturing Technology**, Springer, Chapter 3, 2012.

CHEN, B-H; YU, H. **Hot ductility behavior of V-N and V-Nb microalloyed steels**. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. Vol. 19, n. 6, p. 525-529, 2012.

CHEN, Y.F.; PENG, X.D.; XU, H.B.; JIANG, H.D.; GUAN, G.H. **Constitutive Equations and Processing Maps for 49MnVS3 Non-quenched and Tempered steel**. Strength of Materials, V. 46, p. 198-207, 2014.

CHUN, X.; SUN, Q.; CHEN, X. **Research on transformation mechanism and microstructure evolution rule of vanadium–nitrogen microalloyed steels.** Materials and Design, V. 28, n.9, p. 2523–2527, 2007.

CLEARY, P.W.; PRAKASH, M.; DAS, R.; HA, J. **Modelling of metal forging using SPH.** Applied Mathematical Modelling, V. 36, n.8, p. 3836-3855, 2013.

CYRIL, N.; FATEMI, A.; CRYDERMAN, B. **Effects of Sulfur Level and Anisotropy of Sulfide Inclusions on Tensile, Impact, and Fatigue Properties of SAE 4140 Steel.** SAE International Journal of Materials and Manufacturing, V. 1, n.1, p. 218-227, 2009.

DAOUBEN, E.; DUBOIS, A.; DUBAR, M.; DUBAR, L.; DELTOMBE, R.; TRUONG DINH, N.G; LAZZAROTTO, L. **Effects of lubricant and lubrication parameters on friction during hot steel forging.** International Journal of Material Forming, V. 1, n. 1, p. 1223 –1226, 2008.

ERVASTI, E. **Closed-die forging and slab hot rolling with focus on materials yield,** Tese (Doutorado) - School of Industrial Engineering and Management, KTH -Kungliga Tekniska högskolan, Suécia, 2008.

FUENTES, A.; ISERTE, J.L.; GONZALEZ-PEREZ, I.; SANCHEZ-MARIN, F.T. **Computerized design of advanced straight and skew bevel gears produced by precision forging.** Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, V. 200, p. 2363-2377, 2011.

GANGOPADHYAYA, T.; PRATIHARB, D. K.; BASAKC, I. **Expert system to predict forging load and axial stress.** Applied Soft Computing, V. 11, p. 744-753, 2011.

GLIŠIĆ, D.; RADOVIĆ, N.; DROBNJAK, D.; FADEL, A. **Critical Stress for Cleavage Fracture in Continuously Cooled Medium Carbon V-microalloyed Steel.** 20th European Conference on Fracture (ECF20). Procedia Materials Science, V. 3, p. 1226-1231, 2014.

GRASS, H.; KREMPASZKY, C.; WERNER, E. **3-D FEM-simulation of hot forming processes for the production of a connecting rod.** Computational Materials Science, V. 36, p. 480-489, 2006.

GRONOSTAJSKI, Z.; HAWRYLUK, M. **The Main Aspects of Precision Forging.** Archives of Civil and Mechanical Engineering, V. 8, n. 2, p 39–55, 2008.

GROSMAN, F.; MADEJ, Ł.; ZIOŁKIEWICZ, S.; NOWAK, J. **Experimental and numerical investigation on development of new incremental forming process.** Journal of Materials Processing Technology, V. 212, p. 2200-2209, 2012.

GU, S-D.; ZHANG, L-W.; RUAN, J-H.; ZHOU, P-Z.; ZHEN, Y. **Constitutive Modeling of Dynamic Recrystallization Behavior and Processing Map of 38MnVS6 Non-Quenched Steel**. Journal of Materials Engineering and Performance, V. 23, n.3, p. 1062–1068, 2014.

GU, Z.; YANG, S.; KU, S.; ZHAO, Y.; DAI, X. **Fracture splitting technology of automobile**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, V. 25, p. 883-887, 2005.

GUOZHENG, Q.; LEI, Z.; TAO, C.; YANG, W.; YUANPING, M.; WENQUAN, L. **Identification for the Optimal Working Parameters of As-extruded 42CrMo High-strength Steel from a Large Range of Strain, Strain Rate and Temperature**. Materials Science & Engineering A, V. 538, p. 364-373, 2012.

HAJISAFARI, M.; NATEGH, S.; YOOZBASHIZADEH, H.; EKRAMI, A. **Fatigue Properties of Heat-Treated 30MSV6 Vanadium Microalloyed Steel**. Journal of Materials Engineering and Performance, V. 22, n. 3, p. 830-839, 2013.

HAJISAFARI, M.; NATEGH, S.; YOOZBASHIZADEH, H.; EKRAMI, A. **Improvement in Mechanical Properties of Microalloyed Steel 30MSV6 by a Precipitation Hardening Process**. Journal of Materials Engineering and Performance, V. 20, n. 5, p. 66-73, 2012.

HAN, Y.; LIU, G.; ZOU, D.; LIU, R.; QIAO, G. **Deformation Behavior and Microstructural Evolution of As-cast 904L Austenitic Stainless Steel during Hot Compression**. Materials Science & Engineering A, V. 565, p. 342-350, 2013.

HUANG, D.; WANG, H.; CHEN, X.; CHEN, Y.; GUO, H. **Influence of forging process on microstructure and mechanical properties of large section Ti-6.5Al-1Mo-1V-2Zr alloy bars**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, V. 23, n. 8, p. 2276-228, 2013.

HUI, W. ; CHEN, S.; ZHANG, Y.; SHAO, C.; DONG, H. **Effect of vanadium on the high-cycle fatigue fracture properties of medium-carbon microalloyed steel for fracture splitting connecting rod**. Materials & Design, V. 66, p. 227-234, 2015.

JI, H.; LIU, J.; WANG, B.; ZHANG, Z.; ZHANG, T.; HU, Z. **Numerical analysis and experiment on cross wedge rolling and forging for engine valves**. Journal of Materials Processing Technology, V. 221, p. 233-242, 2015.

JIN, Y.J.; LU, H.; YU, C.; XU, J.J. **Study on grain boundary character and strain distribution of intergranular cracking in the CGHAZ of T23 steel**. Materials Characterization V.84, p. 216 - 224, 2013.

KRISHNA, B. V.; SIDHU, R.K.; **Analysis of center burst during hot forging**. Practical Failure Analysis, V. 2, n. 5, p. 61-66, 2002.

KROIB, T.; ENGEL, U.; MERKLEIN, M. **Comprehensive approach for process modeling and optimization in cold forging considering interactions between process, tool and press.** Journal of Materials Processing Technology, V. 213, n.7, p. 1118-1127, 2013.

LANGNER, J.; STONIS, M.; BEHRENS, B.-A. **Innovative Tool Concepts and Experimental Trials of a Flash Reduced Forging of Crankshafts.** Applied Mechanics and Materials, V. 736, p. 158-164, 2015.

LEE, C.H.; ALTAN, T. **Influence of Flow Stress and Friction upon Metal Flow in Upset Forging of Rings and Cylinders.** ASME, Journal of Engineering for Industry, Vol. 94, p. 775-785, 1972.

LEE, M. K.; LEE, H.; LEE, T. S.; HOON, J. **Buckling sensitivity of a connecting rod to the shank sectional area reduction.** Materials & Design, V. 31, n. 6, p. 2796-2803, 2010.

LEE, Y.S.; LEE, S.U.; VAN TYNE, C.J.; JOO, B.D.; MOON, Y.H. **Internal void closure during the forging of large cast ingots using a simulation approach.** Journal of Materials Processing Technology 211: 1136–1145, 2011.

LI, X.; WANG, X.; FENG, X. **Effect of Nanophase on the Nucleation of Intragranular Ferrite in Microalloyed Steel.** Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science, V. 25, n. 2, p. 228-233, 2010.

LIU, S-X; CHEN, Y.; LIU, G-Q.; ZHANG, Y-G.; HUANG, J-K. **Effect of intermediate cooling on precipitation behavior and austenite decomposition of V–Ti–N steel for non-quenched and tempered oil-well tubes.** Materials Science and Engineering A, V. 485, p. 492-499, 2008.

LIU, Y.; NING, Y.; YAO, Z.; GUO, H.; NAN, Y. **Effect of True Strains on Processing Map for Isothermal Compression of Ni-20.0Cr-2.5Ti-1.5Nb-1.0Al Ni-based Superalloy.** Journal of Alloys and Compounds, V. 612, p. 56-63, 2014.

LU, S-Q.; LI, X.; WANG, K-L.; LIU, S-B.; FU, M.W. **A method for prediction of unstable deformation in hot forging process by simulation.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, V. 23, p. 3739-3747, 2013.

LUNEV, V. V.; PIROZHKOVA, V. P. **Nature and diagnostics of nonmetallic inclusions in steels.** Russian Metallurgy (Metally), V. 2012, n. 6, p. 535-538, 2012.

LUO, C. **Evolution of voids close to an inclusion in hot deformation of metal.** Computational Materials Science, V. 21, p. 360-374, 2001.

MALINOCCHKA, YA. N.; BAGNYUK, L.A. **Mechanism of formation of faceted manganese sulfides**. *Metally*, No. 1, pp: 62-65, 2000.

MATSUMOTOA, R.; OSUMIB, Y.; UTSUNOMIYAA, H. **Reduction of friction of steel covered with oxide scale in hot forging**. *Journal of Materials Processing Technology*, V. 214, p. 651-659, 2014.

MURTY, S.V.S.N.; RAO, B.N. **On the Development of Instability Criteria during Hot Working with Reference to IN 718**. *Materials Science & Engineering A*, V. 254, p. 76-82, 1998.

MURTY, S.V.S.N.; RAO, B.N.; KASHYAP, B.P. **Identification of Flow Instabilities in the Processing Maps of AISI 304 Stainless Steel**. *Journal of Materials Processing Technology*, V. 166, p. 268-278, 2005.

NKHOMA, R.K.C.; SIYASIYA, C. W.; STUMPF, W. E. **Hot workability of AISI 321 and AISI 304 austenitic stainless steels**. *Journal of Alloys and Compounds*. V. 595, n. 15, p. 103–112, 2014.

OZTURK, F.; POLAT, A.; TOROS, S.; PICU, R.C. **Strain Hardening and Strain Rate Sensitivity Behaviors of Advanced High Strength Steels**. *Journal of Iron and Steel Research*, V. 20, n. 6, p. 68-74, 2013.

PESSARD, E.; MOREL, F.; MOREL, A. **The anisotropic fatigue behavior of Forged steel**. *Advanced Engineering Materials*, V. 11, n. 9, p. 732-735, 2009.

PRASAD, Y.V.R.K.; GEGEL, H.L.; DORAIVEU, S.M.; MALAS, J.C.; MORGAN, J.T.; LARK, K.A.; BARKER, D. R. **Modeling of Dynamic Behavior in Hot Deformation: Forging of Ti-6242**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 15A, pp. 1883-1892, 1984.

SAADATKIA, S.; MIRZADEH, H.; CABRERA, J-M. **Hot deformation behavior, dynamic recrystallization, and physically based constitutive modeling of plain carbon steels**. *Materials Science & Engineering A*, V. 636, p. 196–202, 2015.

SCRIMIERY, D.; AFAZOV, S.M.; BECKER, A.A.; RATCHEV, S.M. **Fast mapping of finite element field variables between meshes with different densities and element types**. *Advances in Engineering Software*, V. 67, p. 90-98, 2014.

SEMIATIN, S. L. *ASM Handbook - Metalworking: Bulk Forming*. ASM International, V. 14, 2005. Acesso em: <http://app.knovel.com/hotlink/toc/id:kpASMHVAM6/asm-handbook-volume-14a/asm-handbook-volume-14a>

SEROPE, K.; SCHMID, R. S. **Manufacturing Engineering and Technology**. Prentice-Hall, NJ, 2006.

SHEVSTOSA, O.A.; ZYUNBAN, N.A.; RUTSKII, D.V. **Aspects of the formation of sulfide inclusion and their effects on the quality of low-alloy structural steel**. Metallurgist, V. 54, p. 11-12, 2011.

SHOW, B.K.; VEERABABU, R.; BALAMURALIKRISHNAN, R.; MALAKONDAIAH, G. **Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel**. Materials Science and Engineering: A, V. 527, n. 6, p. 1595-1604, 2010.

SILVA, M.L.N; BUTTON, S.T.; REGONE, W. **Microstructure and mechanical properties of microalloyed steel forgings manufactures from cross-wedge-rolled preforms**. Scripta Materialia, V. 54, n. 2, p. 213-217, 2006.

SKOBIR, DA. **High-strength low-alloy (HSLA) steels**. Materials Technology, V. 45, p. 295-301, 2011.

SONG, B.; XU, C.; FU, C.; FU, Z.; WANG, G.; LIU, S.; YUAN, Z.; LI, X.; LI, X. **Research on Precision Forging Tooth Billet of Driven Bevel Gear**. Proceedings of the FISITA 2012 World Automotive Congress, Lecture Notes in Electrical Engineering, V. 193, p. 183-197, 2013,

SONG, J-H.; IM, Y-T. **Process design for closed-die forging of bevel gear by finite element analyses**. Journal of Materials Processing Technology, V.192–193, p. Pages 1–7, 2007.

SRINIVASAN, N.; PRASAD, Y.V.R.K. **Hot-working Characteristics of Nichrome and the Development of Processing Map**. Journal of Materials Processing Technology, vol. 41, n.4, p. 409-424, 1994.

STONIS M.; LUCKE M.; NICKEL R. **Forging of long flat pieces of aluminium with a precise mass distribution operation**. In: TMS annual meeting and exhibition: aluminum alloys: fabrication, characterization and applications, New Orleans, USA, 2008.

THOTTUNGAL, A. P.; SIJO, M. T. **Controlling measures to reduce rejection rate due to forging defects**. International Journal of Scientific and Research Publications, V. 3, p. 2250-3153, 2013.

TIMOSHENKOV, A.; WARCZOK, P; ALBU, M.; KLARNER, J.; KOZESCHNIK, E.; BUREAU, R.; SOMMITSCH, C. **Modelling the dynamic recrystallization in C–Mn micro-**

alloyed steel during thermo-mechanical treatment using cellular automata. Computational Materials Science, V. 94, p. 85–94, 2014.

WEI, H-L; LIU, G-Q. Effect of Nb and C on the Hot Flow Behavior of Nb Microalloyed Steels. Materials & Design, V. 56, p. 437-444, 2014.

XIANG, S.; LIU, G. Q. Characterization of Hot Deformation of Nb-V-Ti Microalloyed Steel Using Processing Map. Advanced Materials Research, V. 79-82, p. 1439-1442, 2009.

XIAO, Y.; CUI, Z.; YIN, H.; GUO, C. High Temperature Deformation Behavior and Constitutive Modelling for 05Cr17Ni4Cu4Nb Stainless Steel. Procedia Engineering, V. 81, p. 1277-1282, 2014.

XIONG, M.; WEIDONG, Z.; YU, S.; YONGQING, Z.; SHAOLI, W.; YIGANG, Z. A Comparative Study of Various Flow Instability Criteria in Processing Map. Rare Metal Materials and Engineering, V. 39, p. 756-761, 2010.

XU, L.; WANG, C-Y.; LIU, G-Q.; BAI, B-Z. Hot deformation behavior of medium carbon V-N microalloyed steel. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, V. 19, p. 1389-1394, 2009.

XU, X.L.; YU, Z.W. Failure Analysis of a Diesel Engine Connecting Rod. Journal Failure Analysis and Prevention, V. 7, n. 5, p. 316–320, 2007.

YANG, G-W.; SUN, X-J.; YONG, Q-L.; LI, Z-D.; LI, X-X. Austenite Grain Refinement and Isothermal Growth Behavior in a Low Carbon Vanadium Microalloyed Steel. Journal of iron and steel research, International, V. 21, n. 8, p. 757-764, 2014.

YULI, L.; HE, Y.; MEI, Z.; ZENGXIANG, F. A study of the influence of the friction conditions on the forging process of a blade with a tenon. Journal of Materials Processing Technology, V. 123, n. 1, p. 42 – 46, 2002.

ZANG, J.; DI, H.; WANG, H.; MAO, K.; MA, T.; CAO, Y. Hot Deformation Behavior of Ti-15-3 Titanium Alloy: A Study Using Processing Maps, Activation Energy Map, and Zener-Hollomon Parameter Maps. Journal Materials Science, V. 47, p. 4000-4011, 2012.

ZHANG Y., JIANG Z., ZHAO Y, SHAN D. Isothermal precision forging of complex-shape rotating disk of aluminum alloy based on processing map and digitized technology. Materials Science&Engineering A 580: 294–304, 2013.

ZHANG, T-b.; SHEN, Y.; LIU, P.; YONG, Q-l.; BAO, Y-z. **New Type Austenite Dynamic Recrystallization of Microalloyed Forging Steels 38MnVS During Forging Process.** Journal of Iron and Steel Research, International, V. 20, n. 5, p. 57-60, 2013.

ZHANG, X.; CAI, Q.; ZHOU, G.; CHEN, Q.; XIONG, Y. **Microstructure and mechanical properties of V–Ti–N microalloyed steel used for fracture splitting connecting rod.** Journal of Materials Science V. 46, p. 1789–1795, 2011.

ZHENG, B.; LIU, Y.; LIU, R.; MENG, J. **Finite Element Analysis of Tractor Diesel Engine Connecting Rod.** Advances in Intelligent and Soft Computing, V. 105, p. 473-477, 2011.

ZHI J., JIE Z., JIN-JIN J., LIANG H., HAI Y. **The Effect of Temperature Condition on Material Deformation and Die Wear.** Journal of Materials Engineering and Performance, V. 22, n. 7, p. 2019-2028, 2013.

ZIEGLER, H. **Progress in Solid Mechanics**, John Wiley and Sons, New York, NY, USA, V. 4, p. 93, 1963.