

RELATÓRIO FINAL

PROCESSO 308117/2006-9

Bolsa de Produtividade em Pesquisa- 1D

VIGÊNCIA: MARÇO/2007 A FEVEREIRO/2010

TÍTULO:

ESTUDO DA CONFORMABILIDADE PLÁSTICA DE UM
AÇO MICROLIGADO FORJADO POR *AUSFORMING*

Pesquisador Responsável: **Prof. Dr. Sérgio Tonini Button**

Laboratório de Conformação Mecânica

Departamento de Engenharia de Materiais

Faculdade de Engenharia Mecânica

Universidade Estadual de Campinas

ABRIL/2010

Considerações Preliminares

Este projeto de pesquisa teve como objetivo principal o estudo do comportamento microestrutural de um aço microligado, quando empregado no processo *ausforming*, a fim de analisar-se o desempenho do processo e a qualidade dos produtos, em termos de evolução microestrutural e das propriedades mecânicas dos produtos (tenacidade e resistência).

Para atingir os diversos objetivos apresentados no plano de trabalho inicial foi proposto um conjunto de atividades cumpridas de acordo com o cronograma inicialmente proposto.

Alguns resultados obtidos nesta pesquisa foram apresentados no SENAFOR 2005 em forma de artigo completo (Caminaga *et al.*, 2005).

Esta pesquisa redundou na defesa da tese de Doutorado de Celio Caminaga e no trabalho de Iniciação Científica de Mauricio Lopez Santaella.

Já estão preparados dois artigos científicos que brevemente serão submetidos para publicação nos periódicos *Scripta Materialia* e *Journal of Materials Processing Technology*.

Sumário

1 – Introdução	1
2 – Revisão Bibliográfica	4
2.1 Forjamento a morno	4
2.2 Forjamento a quente	6
2.3 <i>Ausforming</i>	8
2.4 Aços microligados e tratamentos termecânicos	10
3 – Procedimento Experimental	28
3.1 Matéria prima	28
3.2 Definição da peça	29
3.3 Projeto, dimensionamento e construção das ferramentas	30
3.4 Instrumentação da prensa hidráulica	32
3.5 Ensaio de dilatométrica	32
3.6 Ensaio com anel e definição do lubrificante	33
3.7 Tarugos iniciais	35
3.8 Ensaio de forjamento	35
3.8.1 Ensaio de forjamento preliminares	35
3.8.2 Ensaio de forjamento do produto	36
3.9 Caracterização dos produtos	37

3.9.1	Ensaio mecânicos	37
3.9.1.1	Ensaio de tração unidirecional	38
3.9.1.2	Ensaio de fadiga em flexão rotativa	38
3.9.1.3	Ensaio de tenacidade a fratura	40
3.9.1.4	Ensaio de dureza	46
3.9.2	Rugosidade superficial	46
3.9.3	Microscopia óptica	46
3.9.3.1	Caracterização de grão ferríticos	46
3.9.3.2	Caracterização de grão austeníticos	47
3.9.3.3	Classificação de inclusões não metálicas	47
3.9.4	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	47
3.9.5	Microscopia eletrônica de transmissão (MET)	48
3.9.5.1	Estimativa da contribuição dos precipitados ao limite de escoamento	49
3.9.5.2	Estimativa da densidade de discordâncias na ferrita	50
3.9.5.3	Estimativa da contribuição da composição química e da microestrutura ao limite de escoamento	51
3.10	Teste estatístico	52
4	Apresentação e Discussão dos Resultados	53
4.1	Matéria prima	53
4.2	Simulação numérica	54
4.3	Dilatometria	56
4.4	Ensaio com anel	57
4.5	Ensaio de forjamento	58
4.5.1	Ensaio de forjamento preliminares	58
4.5.2	Ensaio de forjamento do produto	61
4.5.2.1	Ensaio no laboratório	61
4.5.2.2	Ensaio na fábrica	62
4.6	Caracterização dos produtos	65
4.6.1	Ensaio mecânicos	65
4.6.1.1	Ensaio de tração	65
4.6.1.2	Ensaio de fadiga em flexão rotativa	67

4.6.1.3	Ensaio de tenacidade a fratura	70
4.6.1.4	Ensaio de dureza	74
4.6.2	Ensaio de rugosidade superficial	75
4.6.3	Microscopia óptica	75
4.6.3.1	Caracterização de grãos ferríticos	75
4.6.3.2	Caracterização de grãos austeníticos	81
4.6.3.3	Classificação de inclusões não metálicas	83
4.6.4	Microscopia eletrônica de transmissão (MET)	88
4.6.4.1	Estimativa da contribuição dos precipitados ao limite de escoamento	88
4.6.4.2	Estimativa da densidade de discordâncias na ferrita	93
4.6.4.3	Estimativa da contribuição da composição química e da microestrutura ao limite de escoamento	93
4.6.4.4	Efeito cumulativo dos mecanismos de endurecimento	96
5	Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros	98
5.1	Conclusões	98
5.2	Sugestões para trabalhos futuros	100
	Referências Bibliográficas	102

1. Introdução

A quantidade de produtos forjados usados na indústria automobilística tem aumentado nos últimos anos (FUJIKAWA, 2000) e a exigência por parte das montadoras por produtos com maior qualidade, a preços mais baixos e com diminuição do prazo de entrega, faz com que as indústrias de autopeças concentrem esforços na busca de processos e materiais alternativos. Esses materiais devem apresentar propriedades mecânicas iguais ou superiores aos materiais atualmente empregados, entretanto a custos menores.

Esses produtos metálicos semi-acabados, geralmente, são fabricados através dos processos de conformação mecânica, tais como, forjamento, laminação, trefilação e extrusão. Para os processos de forjamento a quente, a utilização de aços microligados, que também são conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) ou o termo em inglês HSLA (High Strength Low Alloy), tem uma extensa aplicação em componentes automotivos (GENTILE *et al.*, 2002).

As primeiras experiências de adição de elementos microligantes em aços baixo carbono estruturais foram realizadas na década de 50 e as primeiras publicações feitas por Binder em 1957 e por Great Lakes Steel Corporation em 1959 indicavam o começo de um significativo desenvolvimento na metalurgia dos aços (GLADMAN, 1996). A partir dos anos 60, o desenvolvimento de aços microligados estimulou o estudo das relações entre microestruturas e propriedades mecânicas, proporcionando uma vasta gama de aços estruturais de alta resistência.

Este presente trabalho tem como objetivo principal o estudo do comportamento microestrutural e de esforço mecânico de um aço microligado, quando empregado no processo *ausforming*, a fim de analisar-se o desempenho do processo e a qualidade dos produtos, em termos de evolução microestrutural e das propriedades mecânicas dos produtos (tenacidade e resistência). Isso se faz necessário pelo crescente emprego de aços com alta tecnologia, associado a um estudo acadêmico onde utilizou-se condições de processamento semelhantes as condições industriais de produção.

Para alcançar esse objetivo, várias etapas foram cumpridas, envolvendo o projeto, dimensionamento e construção de um ferramental para conformação a quente em matriz fechada, e também sua adequação primeiramente a uma prensa hidráulica disponível no Laboratório de Conformação Mecânica do DEMA – FEM – UNICAMP e posteriormente sua total adequação a uma prensa hidráulica industrial. Com esse ferramental foram realizados os ensaios com o aço microligado com os processos *ausforming*, forjamento a quente e forjamento a morno. Torna-se importante salientar que esse ferramental permitiu obter um produto forjado caracterizado por um complexo modo de escoamento, condição que representa a proximidade desse estudo às condições industriais de forjamento, que exige produtos com altos graus de complexidade.

A opção de trabalhar com aço microligado deveu-se ao fato de que sua utilização, principalmente em componentes automotivos, está aumentando constantemente em volume e em desenvolvimento tecnológico. Isto se explica pelo fato desses aços atingirem propriedades mecânicas satisfatórias, pós-forjamento a quente, sem a necessidade dos tratamentos térmicos convencionais de têmpera e revenido, apresentando assim, um ganho considerável de tempo e redução de custos.

Neste estudo, empregou-se um aço microligado ao TiV do grupo de ligas especiais, utilizado geralmente em construções mecânicas ou com função estrutural. Ele também é do grupo dos aços ferrítico-perlítico e possui a característica de endurecimento por precipitação em temperaturas de forjamento a quente. Esse aço tem denominação DIN 27MnSiVS6 e classificado com o número 1.5232 (“*Werkstoff-Nr*”), cuja norma equivalente é a ISO 11692:1994 (STHALSCHLÜSSEL, 2004) .

Uma das razões para estudar o processo de conformação *ausforming* vem da necessidade de produzir-se produtos semi-acabados com propriedades mecânicas clássicas bem definidas, tais como resistência e tenacidade. A diminuição da energia utilizada para a deformação e o aumento da forjabilidade dos produtos, também são motivos desse estudo.

Os processos de conformação a morno fornecem produtos complexos e de boa qualidade, aliando as vantagens das conformações a quente e a frio, por isso é muito utilizado na indústria automotiva. Dos processos de conformação a morno um dos mais difundidos e com maiores aplicações industriais é o forjamento. A maior desvantagem da conformação a morno com relação ao processo a quente é o aumento do limite de escoamento que ocorre com a diminuição da temperatura de deformação. O aumento da carga de conformação implicará na necessidade de se empregar prensas mais potentes e ferramentas mais resistentes.

Após a realização dos ensaios preliminares através de forjamento livre constatou a viabilidade do estudo, pois obteve-se diminuição da carga de forjamento, quando comparado com o processo de forjamento a morno e refino da microestrutura resultante.

Os ensaios mecânicos (tração unidirecional, fadiga em flexão alternada, tenacidade a fratura e dureza) foram empregados, a fim de avaliar-se o comportamento mecânico dos corpos de prova oriundos dos processos de forjamento empregados.

A microscopia óptica e a microscopia eletrônica (varredura e transmissão) foram utilizadas para caracterização microestrutural dos produtos forjados. Essa caracterização auxiliou a estimar os mecanismos envolvidos no aumento do limite de escoamento dos produtos forjados.

2. Revisão Bibliográfica

2.1 – Forjamento a morno

O forjamento a morno é um processo largamente utilizado nas indústrias automotivas (XINBO *et al.*, 2003). As temperaturas de forjamento a morno dos aços variam entre 600 a 900°C, e oferecem algumas importantes vantagens em comparação aos processos de forjamentos tradicionais. Os produtos forjados a morno apresentam-se com uma melhor precisão dimensional e melhor qualidade superficial em comparação ao forjamento a quente, devido à diminuição da oxidação e da dilatação/contração do material e da matriz. Muitas indústrias aplicam o forjamento a morno na fabricação de peças de aços carbono, com microestrutura final composta por ferrita e perlita (GARCÍA-MATEO *et al.*, 2001).

As principais vantagens do forjamento a morno em relação ao forjamento a frio são: menores cargas de forjamento, permitindo a redução do tamanho das prensas; redução considerável dos custos e das agressões ao meio ambiente, eliminando os processos de lubrificação empregados no forjamento dos tarugos; e melhores condições de forjabilidade dos materiais para formas mais complexas (NEUGEBAUER *et al.*, 2001).

A temperatura de forjamento é limitada ao mínimo de 500°C devido à possibilidade de ocorrência da "fragilidade a morno" em temperaturas mais baixas. Essa fragilização aumenta a tensão de escoamento e diminui a ductilidade. Ela ocorre para os aços no trabalho em temperaturas entre 200 a 400°C em que há energia suficiente para o deslizamento dos contornos

de grão o que pode nuclear trincas nessas regiões, mas essa energia não é suficiente para iniciar a recristalização dinâmica que evitaria e propagação das trincas nucleadas.

Enquanto no forjamento a quente convencional a utilização de elementos microligantes tais como Ti ou V tornou-se o principal meio para obtenção de aços ferríticos-perlíticos com boa combinação de resistência e tenacidade, no forjamento a morno, as baixas temperaturas de encharque aplicadas, que normalmente são abaixo de 900°C, conduzem ao refino da microestrutura austenítica e em consequência, a adição de um microligante não é requerida (GARCÍA-MATEO *et al.*, 2001).

A introdução de aços microligados ao vanádio (V) surge como um procedimento que pode aumentar a resistência dos aços pela modificação das microestruturas convencionais ferrita e perlita ou melhorar sua tenacidade pela redução do teor de carbono, mantendo a mesma resistência.

Durante os subseqüentes reaquescimentos no forjamento a morno, em que a faixa de temperatura é usualmente menor do que o requerida para a dissolução dos precipitados de V, uma significativa fração volumétrica de precipitados pode permanecer não dissolvida. Esta situação provoca algumas diferenças em comparação ao forjamento a quente convencional de aços microligados ao V.

Os precipitados não dissolvidos no forjamento a morno podem ter diferentes caminhos, dependendo de seu tamanho e distribuição. Eles podem controlar o tamanho de grão austenítico durante o aquecimento e aumentar a resistência final da microestrutura ferrita e perlita. Por outro lado, esses precipitados não dissolvidos podem modificar a evolução do tamanho de grão austenítico durante o forjamento a morno, afetando a recristalização estática e o crescimento do grão austenítico (GARCÍA-MATEO *et al.*, 2000 & GARCÍA-MATEO *et al.*, 2001).

2.2 - Forjamento a quente

O forjamento a quente é um processo industrial clássico e largamente difundido. Na Europa a cada ano, milhões de toneladas de peças em aço são produzidas por processos de forjamento a quente (PANJAN *et al.*, 2002).

Para obter uma boa combinação de tenacidade e resistência, requer-se uma estrutura de grãos finos. A estrutura final depende do tamanho de grão inicial na temperatura de austenitização e também dos controles de deformação e resfriamento empregados (BAKKALOGLU, 2002).

Um dos processos de conformação de aços bastante utilizado e que apresenta fenômenos metalúrgicos semelhantes ao forjamento a quente é a laminação. Existem três tipos básicos de parâmetros usados na tecnologia de laminação (Figura 2.1). O primeiro trata-se da *laminação de recristalização* e ocorre quando os grãos austeníticos são totalmente recristalizados entre os passes e progressivamente refinados durante a laminação. A deformação na região de recristalização (1) transforma os grãos austeníticos grosseiros *a* em grãos recristalizados e refinados *b*, devido a repetidas deformações e recristalizações dos grãos. Durante o resfriamento, estes grãos podem transformar-se em grãos ferríticos relativamente grosseiros *b'*.

O segundo chama-se *laminação controlada*, realizada quando uma considerável redução de seção acontece abaixo da temperatura de recristalização austenítica, os grãos austeníticos são alongados e reduzidos lateralmente e forma-se uma estrutura austenítica compacta, que pode ser uma efetiva superfície de nucleação. A deformação na região de não recristalização (2), orienta os grãos em bandas alongadas, transformando-os em grãos austeníticos não recristalizados *c*. Com o resfriamento, a ferrita pode nuclear nas bandas de deformação, como também nos contornos de grão da fase γ , resultando em grãos α finos e equiaxiais *c'*.

Por fim, tem-se laminação intercrítica, quando a deformação ocorre na região de fases α e γ , que está entre as linhas Ar_1 e Ar_3 , dessa região as bandas de deformação continuam sendo formadas e a ferrita deformada produz uma subestrutura *d*. Após a deformação, durante o

resfriamento, os grãos austeníticos não recristalizados transformam-se em grãos equiaxiais α , enquanto que a ferrita deformada transforma-se em subgrãos refinados d' . O controle do resfriamento posterior a laminação deve resultar na transformação dos produtos que fornecem excelentes combinações de resistência e tenacidade (BAKKALOGLU, 2002 and ZRNIK *et al.*, 2001).

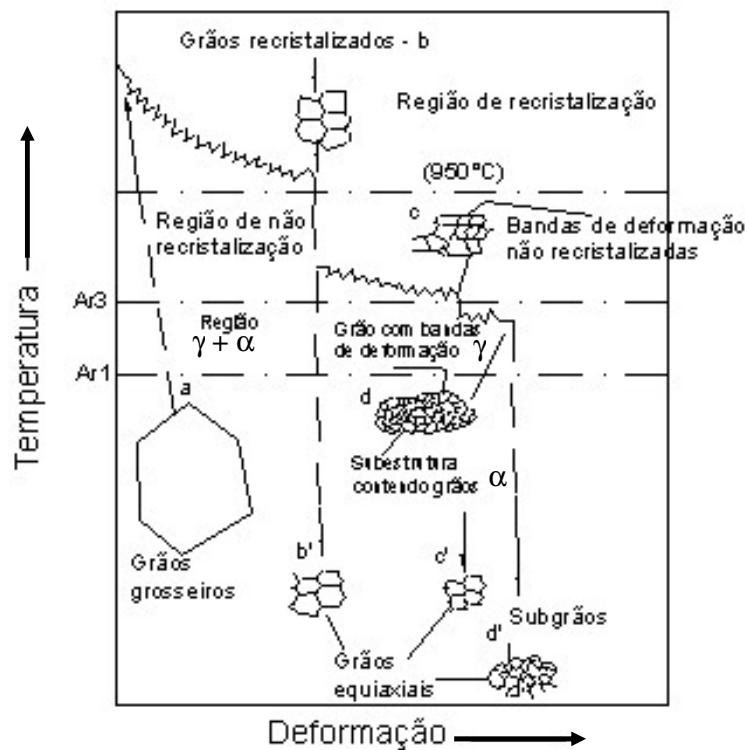


Figura 2.1 – Ilustração esquemática das mudanças na microestrutura durante a laminação controlada (BAKKALOGLU, 2002).

O escoamento do material é fortemente influenciado pela temperatura e taxa de deformação. Sob algumas condições, uma estrutura uniforme é geralmente estabelecida para uma segura faixa de deformação, quando a tensão é constante. Esta situação uniforme é considerada como o equilíbrio entre os processos de endurecimento e amaciamento. O endurecimento surge dos obstáculos, que impedem a movimentação das discordâncias. O amaciamento está associado com a recuperação e a recristalização, que ocorre durante a deformação a altas temperaturas. As propriedades finais dos aços são influenciadas pelo tamanho de grão austenítico após a uma dada

temperatura de deformação. O tamanho de grão final a uma certa temperatura de deformação decresce com o aumento da deformação e da taxa de deformação. Isto significa que a taxa de deformação é tão importante quanto a deformação, para influenciar a microestrutura final e conseqüentemente as propriedades mecânicas finais do produto (CARSÍ *et al.*, 1997; ELWAZRI, 2003 and FERNÁNDEZ *et al.*, 2003).

2.3 - Ausforming

O termo *ausforming* origina-se da tecnologia de aços de alta resistência (FRANZ & HORNBOGEN, 1998). Trata-se de um tratamento termomecânico empregado para melhorar a estrutura e as propriedades mecânicas (resistência e tenacidade) de aços de alta liga (ISOGAWA, *et al.*, 1998; FRANZ & HORNBOGEN, 1998 e HORNBOGEN, 1999).

O processo *ausforming* consiste no aquecimento do material até a temperatura de austenitização e posterior resfriamento até uma faixa de temperatura onde a austenita se encontra no estado metaestável, na qual é realizada a deformação do material (Figura 2.2). Em seguida pode sofrer uma transformação martensítica e um leve revenimento, decorrente do resfriamento.

Os processos termomecânicos têm sido extensivamente empregados na produção de aços, especialmente os produtos em chapa, pois podem ser utilizados na fabricação de aços ARBL com baixo custo e alta qualidade (BAKKALOGLU, 2002).

Contudo, os aços com alto teor de carbono e grande quantidade de elementos de liga não são utilizados, pois a resistência à deformação é geralmente alta no *ausforming*. Isto ocorre devido à precipitação de numerosos carbonetos durante a deformação, comparado ao forjamento a morno (ISOGAWA *et al.*, 1998).

A nucleação de carbonetos se dá em contornos de grãos austeníticos durante a tempera e revenimento da martensita. Esses carbonetos no contorno de grão podem estar envolvidos com vários mecanismos de fragilização na tempera e revenimento de aços carbono de alta resistência, tais como fragilização pela martensita revenida e fratura assistida por hidrogênio. A cementita

em forma de filmes precipita nos contornos de grãos austeníticos, que causam falhas ao longo dos contornos de grãos e diminui a resistência à fratura dos aços. O refinamento da cementita nos contornos de grãos é uma maneira de melhorar a resistência à fratura. A aplicação do *ausforming* pode acabar com o filme grosseiro de cementita no contorno de grão ou torná-lo fino. A quantidade e densidade de cementita torna-se baixa e partes dos contornos de grãos austeníticos podem até ficar livres da cementita (YUSA *et al.*, 1999).

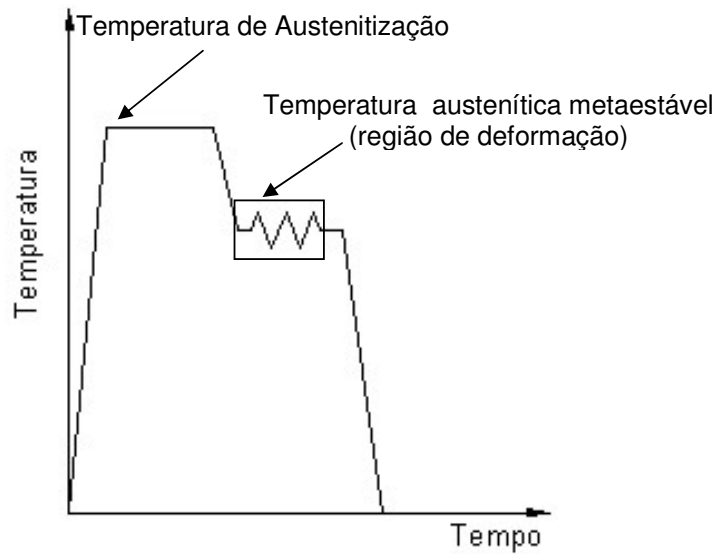


Figura 2.2 – Diagrama esquemático de um processo termomecânico (YUSA *et al.*, 1999).

Estudos realizados por Isogawa *et al.* (1998) em um aço inoxidável, comparando o *ausforming* com o forjamento a morno, em processos de recalque e extrusões direta e inversa, mostraram que a força requerida no *ausforming* é aproximadamente a metade da requerida no processo convencional de forjamento a morno.

A forjabilidade também é melhorada no *ausforming*. Nos ensaios de extrusão inversa pode-se notar a limitação do forjamento a morno (Figura 2.3), quanto à profundidade de penetração do punção e à ocorrência de trincas no material.

As propriedades mecânicas do *ausforming* são ligeiramente superiores quando comparadas com o material solubilizado ou com a martensita estabilizada. A qualidade superficial é boa e pode ser comparada com a dos produtos conformados a frio.

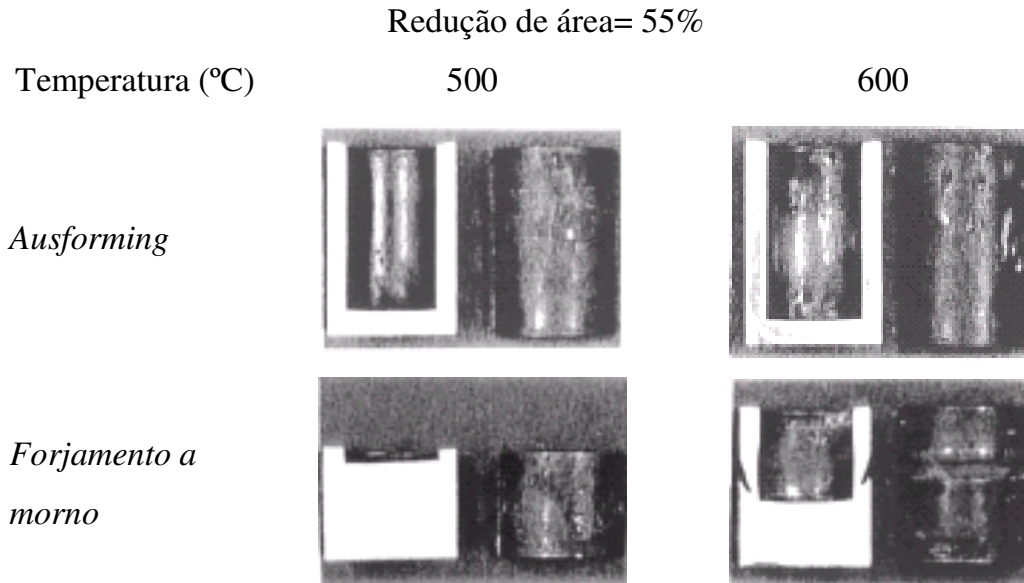


Figura 2.3 – Extrusão inversa em amostras de aço inoxidável (ISOGAWA *et al.*, 1998).

2.4 - Aços microligados e tratamentos termomecânicos

As propriedades dos metais são fortemente influenciadas pelo refino do grão. Os efeitos benéficos dessa prática são o melhoramento da resistência à fratura dos aços e o fenômeno da superelasticidade, a qual pode ser alcançada nos materiais com tamanho de grãos menores que 10µm (HUMPHREYS *et al.*, 2001). O refino de grão pode ser feito diretamente na fundição através do controle da solidificação ou por variações na composição química dos aços e aplicação de processos termomecânicos.

Com pequenas adições de elementos microligantes tem-se os aços microligados, que são materiais estruturais muito importantes. Entre os muitos fatores que estimularam o desenvolvimento da tecnologia dos aços ARBL, existem dois que impulsionaram as pesquisas

científicas. Referem-se à capacidade dos elementos microligantes de produzirem um substancial refino de grão e endurecimento por precipitação (KUZIAK *et al.*, 1995).

Uma importante característica dos aços microligados é a variabilidade de microestruturas que podem ser obtidas pela variação da composição do aço e do tratamento termomecânico (MAJTA & BATOR, 2002 e MATLOCK *et al.*, 2001). Durante a deformação a quente dos aços carbono, a microestrutura em desenvolvimento não é tão pronunciada como pode ser observado nos casos dos aços microligados que contenham isoladamente ou em combinação, pequenas quantidades de nióbio, titânio, vanádio, molibdênio, boro e alumínio. As adições desses elementos em aços de baixo carbono são usadas para facilitar o processo de condicionamento da austenita, influenciar a cinética de transformação de fase e possivelmente promover endurecimento da ferrita por precipitação. Entre os elementos microligantes, o nióbio tem fortemente influenciado esse fenômeno, pois trata-se de um elemento com um significativo papel nos tratamentos termomecânicos dos aços deformados a quente (MAJTA *et al.*, 1998 e MAJTA & BATOR, 2002).

Os efeitos da adição dos elementos microligantes em relação à resposta metalúrgica podem ser mais ou menos acentuados, conforme a Tabela 2.1. Pode-se observar que o endurecimento por precipitação é mais pronunciado quando adicionado o vanádio. Existe uma relação linear entre o teor de vanádio e o limite de escoamento ou da resistência à tração até aproximadamente 0,15% V. A temperatura de transição ao impacto também aumenta com o teor de V (WRIGHT, 1988 e LEE *et al.*, 1996).

A qualidade do forjamento em termos de resistência ao desgaste dos aços microligados ao nióbio encontra um grande campo de aplicações para a manufatura de componentes automobilísticos. De fato existe uma influência significativa da microestrutura e da transformação de fase na resistência ao desgaste dos materiais (CHAKRABORTY *et al.*, 2003).

As características dos aços microligados baseia-se na relação entre os parâmetros microestruturais e as propriedades mecânicas. O efetivo controle das propriedades mecânicas e a qualidade dos produtos podem ser melhorados pelo entendimento dos efeitos das condições de

processamento e das mudanças microestruturais que ocorrem durante a deformação a quente. A resistência e a ductilidade dos recentes aços microligados são fortemente dependentes de toda história do processo de produção (MAJTA & BATOR, 2002).

Tabela 2.1 – Efeitos dos elementos microligantes (WRIGHT, 1988).

Elemento	Endurecimento por precipitação	Refinamento do grão ferrítico	Fixação do Nitrogênio	Modificação da microestrutura
V	Forte	Fraco	Forte	Moderado
Nb	Moderado	Forte	Fraco	Nenhum
Mo	Fraco	Nenhum	Nenhum	Forte
Ti	Nenhum (<0,02%) Forte (>0,05%)	Forte	Forte	Nenhum

Existe um crescente interesse no uso de aços microligados de médio carbono para forjamento e posterior resfriamento direto, em substituição aos aços submetidos a tratamentos térmicos convencionais de tempera e revenimento, representando dessa forma economia de custos e prazos de entrega dos produtos. Em razão do baixo custo efetivo de processamento, o uso dos aços microligados de médio carbono está aumentando na indústria automobilística, em substituição aos aços temperados e revenidos especialmente em aplicações menos críticas, pois a resistência mecânica e a tenacidade à fratura dos aços microligados bainíticos são inferiores às dos aços temperados e revenidos, o que restringe seu uso em aplicações críticas, podendo a nucleação de trinca por fadiga ser evidenciada. O aumento da resistência dos aços microligados ferríticos-perlíticos ocorre através do acréscimo do volume da fração perlítica ou por refino de grão e sob endurecimento por precipitação na matriz ferrítica controlada com adição de elementos microligantes, como já mencionado anteriormente. Enquanto o refino de grãos é positivo para a resistência e a tenacidade, a presença da perlita limita a máxima tenacidade possível. (MATLOCK *et al.*, 2001).

Ensaio realizados em um aço microligado ao Nb (BAKKALOGLU, 2002), mostraram que a resistência à tração e o limite de escoamento dos aços laminados aumentam significativamente com a diminuição da temperatura de deformação, por outro lado o alongamento foi diminuído.

Quanto à tenacidade ao impacto, a temperatura de transição diminui com a redução da temperatura de laminação. A redução de área e a taxa de resfriamento também influenciam as propriedades mecânicas dos produtos.

O manganês é um elemento muito importante e barato. Esse elemento endurece por solução sólida e influencia a temperabilidade, que afeta o comportamento de compostos laminados ou forjados a quente, durante o processo de resfriamento. Estudos demonstram que o manganês influencia o tamanho de grão de duas formas. Em aços com teores ultrabaixos de enxofre (<0,001%), o manganês leva ao refino do grão austenítico. Aços contendo teores de enxofre entre 0,004 a 0,017%, o manganês provoca o aparecimento de grãos austeníticos grosseiros (LEDA, 1997).

Adições de elementos microligantes de Ti, V e Nb são freqüentemente usadas para o controle do tamanho de grão ou endurecimento por precipitação. Considerando-se a dependência da temperatura de solubilidade do precipitado, a maioria dos aços microligados resfriados utilizam Ti para o refino de grão e o V para o endurecimento por precipitação. Para que o refino de grão pelos precipitados seja efetivo, a temperatura de aquecimento dos forjados deve estar abaixo da temperatura de crescimento de grão (MATLOCK *et al.*, 2001).

O elemento microligante Ti, dependendo da quantidade, pode ser um efetivo inibidor e impedir o crescimento de grão austenítico, em estruturas deformadas a altas temperaturas, como mostra a Figura 2.4 (CARSÍ *et al.*, 1997 & MATLOCK *et al.*, 2001e PEÑALBA *et al.*, 1996).

A adição do Ti nos aços ao Nb resulta em um incremento na temperatura de crescimento do grão austenítico, em geral diminui o tamanho de grão médio para uma dada temperatura de aquecimento. Isso ocorre quando o Ti é utilizado em pequenas adições. A combinação do Nb e Ti resulta em um significativo efeito na quantidade de ambos elementos em solução sólida para cada temperatura, devido à formação de carbonitretos Ti-Nb complexos. Para uma dada temperatura, a quantidade de Nb não dissolvido aumenta com a adição de Ti. A temperatura de solubilização do aço ao Nb, aumenta de aproximadamente 1170°C para cerca de 1250°C em um aço microligado ao Nb-Ti (FERNÁNDEZ *et al.*, 2003).

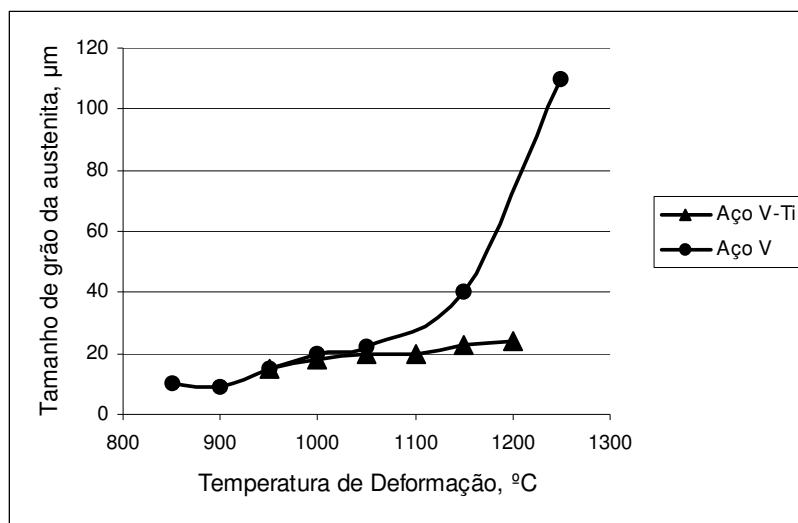


Figura 2.4 – Tamanho de grão para dois aços microligados (MATLOCK *et al.*, 2001).

A restrição do crescimento de grão utilizando-se o Ti ocorre pelo processo de formação de nitretos ou carbonitretos estáveis. Contudo, o mecanismo de formação desses nitretos e carbonitretos de Ti durante o processo de aquecimento do material não é claramente identificado (HONG *et al.*, 2003).

As propriedades mecânicas de um aço baixo carbono podem ser otimizadas com a produção de uma mistura fina de microestruturas perlíticas e ferríticas equiaxiais. A resistência de um aço de 0,2%C pode ser duplicada, com apenas uma leve redução na ductilidade, simplesmente reduzindo-se o tamanho de grão para algo entre 3 a 5μm. Isto pode ser alcançado pelo próprio controle da temperatura de austenitização, da temperatura inicial de deformação, dos intervalos entre os passes de conformação e da deformação dos passes individuais. A interação entre a transformação pelo aumento da deformação e a recristalização dinâmica da ferrita em processos de deformação de múltiplos passes a quente é benéfico à formação de uma mistura fina granulada de ferrita e perlita (SUN *et al.*, 2002).

Huang & Froyen (2002) afirmam que tamanhos de grão ferrítico de 3-5μm podem ser obtidos em aços baixo carbono, por meio de processos termomecânicos adequadamente

controlados. Para tanto, é importante o controle da microestrutura de pré-deformação para obter uma ferrita granulada ultrafina. O resfriamento da austenita abaixo da temperatura de transformação de fase é favorável à formação da ferrita ultrafina, homogênea e equiaxial. A temperatura e a deformação são dois fatores importantes. Uma deformação mínima em uma faixa específica de temperatura é necessária para se obter uma microestrutura ferrítica ultrafina. A transformação da austenita para ferrita auxiliada pela deformação deve ser considerada preferencialmente, pois ocorre mais facilmente do que a recristalização dinâmica da ferrita. Diminuindo-se a taxa de recuperação da ferrita e aumentando-se a concentração de defeitos na austenita, também se favorece a formação da ferrita ultrafina. Visto que a recristalização dinâmica da ferrita pode certamente ocorrer em altas temperaturas, a ferrita pode ser refinada com uma grande quantidade de deformação se necessário.

Eghbali & Abdollah-zadeh (2005) investigaram o refino de grão ferrítico em um aço baixo carbono microligado ao Nb, utilizando ensaios de compressão a quente para várias temperaturas de deformação. Monitorou-se através das curvas de tensão-deformação a ocorrência da transformação por tensão induzida da austenita para ferrita. Para temperaturas de deformação próxima da linha Ar₃, a tensão induzida levou ao amaciamento dinâmico. Grãos ferríticos equiaxiais e muito finos entre 2,5 e 4 µm foram obtidos com temperaturas de deformação de 810°C e 850°C, respectivamente. Quando as amostras foram super-resfriadas e deformadas a 760°C, foi obtido um tamanho de grão ferrítico equiaxial e ultrafino com aproximadamente 2µm. Constatou-se que quanto maior a deformação empregada menor o tamanho dos grãos ferríticos formados.

O desenvolvimento de uma microestrutura composta de ferrita acicular em vez de bainita é possível em aços microligados, dependendo da composição química, devido a uma adequada distribuição de inclusões não metálicas, compostas de núcleos de MnS ou particularmente revestidos de CuS. Este revestimento de CuS apresenta uma boa combinação do reticulado cristalino com a ferrita e ruim com austenita. O papel do tipo de inclusão na nucleação da ferrita pode ser explicado pela teoria na nucleação heterogênea clássica, assumindo-se diferenças de energia interfacial na inclusão/ferrita e na inclusão/austenita associada com a relativa combinação do reticulado das fases envolvidas. O melhoramento no balanço global da energia de nucleação

das inclusões é obtido quando uma alta energia de interface inclusão/austenita é substituída por uma baixa energia de interface inclusão/ferrita que pode facilitar a nucleação intergranular em vez da nucleação nos contornos de grão (MADARIAGA & GUTIÉRREZ, 1999).

Geralmente é aceito que os mecanismos que controlam a transformação da austenita para ferrita acicular são idênticos aos mecanismos que controlam a formação das microestruturas bainíticas. Enquanto a bainita é nucleada nos contornos de grãos austeníticos, a ferrita acicular é nucleada intragranularmente em inclusões não metálicas presentes nos aços. Dessa forma, a ferrita acicular sempre foi associada com conjuntos soldados, devido à alta densidade de inclusões presentes nos aços com depósitos de solda (SUGDEN & BHADSHIA, 1989 e ZHANG & FARRAR, 1996). Contudo, as micrografias da bainita e da ferrita acicular diferem significativamente (BADU & BHADSHIA, 1992 e SUGDEN & BHADSHIA, 1989).

Um estudo realizado por Sankaran *et al.* (2003a) mostra a caracterização das fases presentes em um aço microligado de médio carbono processado termomecanicamente. Inicialmente, empregou-se o resfriamento contínuo a partir da temperatura de forjamento para melhorar as propriedades mecânicas, quando comparadas com aços temperados e revenidos, que resultou em uma estrutura ferrítica-perlítica com tamanho de grão muito fino, porém constataram que tanto a resistência como a tenacidade foram inferiores. Posteriormente foram realizados ensaios com resfriamento em água (após a deformação) e adicional recozimento, com resultados comparáveis aos aços temperados e revenidos.

A diminuição da temperatura de deformação final leva ao refino do tamanho de grão, o que é benéfico para a tenacidade do produto e também promove a formação de ferrita. Aços microligados de médio carbono processados termomecanicamente, de modo a se obter microestruturas multi-fases (ferrita-bainita-martensita), apresentam limites de resistência à fadiga similares aos aços temperados e revenidos e levemente superiores aos aços com microestruturas constituídas de apenas ferrita e perlita (aproximadamente 18%) (SANKARAN *et al.*, 2003-b).

O efeito da temperatura de austenitização na cinética de transformação austenítica, para o aço microligado ao Nb, foi estudado por diferentes análises térmicas sob resfriamento contínuo e

concluiu-se que há uma forte dependência da temperatura e do tempo de austenitização para o início da formação da fase ferrítica, devido ao efeito no tamanho de grão austenítico. Aumentar a temperatura de austenitização implica em tempos de transformação maiores. Isso é resultado do aumento do tamanho de grão austenítico, o que diminui a temperatura A_{r3} , atrasando a transformação austenita/ferrita. Menores temperaturas A_{r3} implicam que a transformação ocorre em taxas menores, uma vez que a existe menos energia disponível para ativar a reação e reduzir a difusão do carbono. Igualmente, a temperaturas menores, a taxa de resfriamento ao ar é menor. Outra razão para o aumento no tempo de transformação é o aumento de Nb dissolvido, que segrega nos limites da austenita/ferrita (COTA *et al.*, 2002).

A partir de experimentos com um aço microligado ao Nb, conclui-se que ao aumentar a temperatura de austenitização de 900 para 1100°C, a temperatura A_{r3} diminuiu de 755°C para 668°C para resfriamento contínuo ao ar. O tamanho de grão austenítico aumentou de 9,5 para 100µm. Da mesma forma, o tamanho médio de grão ferrítico aumentou de 8 para cerca de 40µm, até o final da reação. Observou-se também que a taxa de crescimento de grão ferrítico aumentou significativamente (COTA *et al.*, 2004).

Um trabalho realizado por Peñalba *et al.* (1996) estudou a evolução do tamanho de grão austenítico em um aço microligado de médio carbono, com pequenas adições de vanádio e titânio em função da temperatura de reaquecimento, taxa de reaquecimento e da quantidade de titânio presente no aço. O efeito do Ti na variação do tamanho de grão austenítico em diferentes temperaturas está relacionado com a quantidade do mesmo presente no aço. Para valores muito pequenos praticamente não existe influência no crescimento do grão. Adicionando-se mais Ti até alcançar uma quantidade ideal, resulta na ancoragem do contorno de grão em diferentes temperaturas de austenitização. Insistindo na adição do microligante seu efeito é diminuído, tratando-se da ancoragem do contorno de grão. Já os precipitados que contém vanádio não apresentam nenhuma influência no crescimento dos grãos austeníticos, pois esses precipitados dissolvem-se a temperaturas baixas. Contudo, os precipitados de vanádio são fundamentais no endurecimento por precipitação.

Os elementos manganês e cobre são bem conhecidos por influenciarem a nucleação da ferrita acicular dentro dos grãos autênticos (MADARIAGA & GUTIÉRREZ, 1999 e ZHANG & FARRAR, 1996). A influência dos outros elementos de liga na evolução da transformação da ferrita acicular sob condições isotérmicas e de resfriamento contínuo ainda não é bem conhecida. O molibdênio em pequenas adições exerce forte efeito no endurecimento quando está dissolvido na austenita. Experimentalmente já foi detectada a redução da taxa de crescimento da ferrita em aços contendo molibdênio, pois esse elemento afeta a estabilidade termodinâmica da austenita em relação a ferrita. O melhor conhecimento dos efeitos do molibdênio na evolução da decomposição da austenita em resfriamento contínuo favoreceria o aumento da produção de microestruturas com ferrita acicular para forjados (GARCÍA DE ANDRÉS *et al.*, 2001).

O molibdênio não somente afeta a cinética de transformação, mas também modifica a morfologia da ferrita acicular. Ele favorece a formação de ferrita acicular e aumenta a quantidade de martensita presente na microestrutura final. Em aços contendo Mo a formação dessas fases é a principal variável limitante do uso dos ciclos de resfriamento para se obter microestruturas com o aumento das propriedades mecânicas (GARCÍA DE ANDRÉS *et al.*, 2001). Adicionando-se 0,4% Mo (em peso) em um aço baixo carbono microligado, a transformação bainítica foi reduzida e também observou-se que a austenita deformada deve transformar-se em bainita fina, se a taxa de resfriamento não for alta (KONG & XIE, 2006).

Como abordado anteriormente, o processo de laminação controlada termomecanicamente é empregado para melhorar as propriedades mecânicas dos aços microligados, já que com o refinamento do tamanho de grão obtêm-se elevados níveis de resistência e tenacidade. Contudo microestruturas com tamanho de grão não-uniforme, como por exemplo com regiões de grãos finos e grosseiros misturados, também são observadas em aços sujeitos ao processo de laminação controlada termomecanicamente (DAVIS & STRANGWOOD, 2002). Uma observação metalográfica realizada em um aço microligado ao Nb tratado termomecanicamente revelou uma estrutura de grãos ferríticos duplex, com regiões de grãos grosseiros envolvidas por bandas de grãos finos. Esse tipo de microestrutura apresenta grande significância no projeto estrutural já que algumas propriedades mecânicas dependem da fração de área dos grãos maiores, como por

exemplo, a tensão de fratura local que está diretamente relacionada com a extensão de grãos ferríticos dentro das regiões de grãos grosseiros (WU & DAVIS, 2004).

Um estudo feito por Zrnik et al. (2003) em tiras de aço microligado ao TiNb utilizando tratamento termomecânico concluiu que a temperatura de aquecimento crítica para inibição de grãos grosseiros foi de 1100°C, e que acima desse valor, o grão austenítico começa a crescer mais rapidamente. Supõe-se que seja devido ao crescimento e dissolução dos precipitados de Nb (carbonetos e nitretos). O tempo de encharque no processo de aquecimento teve pouco efeito no comportamento do crescimento do grão. Os grãos austeníticos de tamanho maior após o aquecimento podem ser refinados em tamanho de grãos menores através do processo de recristalização pela aplicação de deformação na região de temperatura de recristalização. O tamanho de grão recristalizado decresceu com o aumento da quantidade de deformação. Uma redução de 40% e 50% resulta em tamanho de grão austenítico com 36 e 12µm, respectivamente. Já deformações realizadas a 860°C, que é uma temperatura considerada dentro da região de não recristalização, aumentam significativamente os sítios de nucleação de ferrita, devido aos grãos austeníticos deformados e alongados, e devido às bandas de deformação presentes no interior desses grãos austeníticos.

Estudos realizados por Kuziak *et al.* (1995) demonstram que aumentos substanciais nas propriedades de resistência dos aços microligados, processados termomecanicamente podem ser alcançados pelo emprego de alto teor de nitrogênio. Neste caso, contudo, teores balanceados adequadamente de elementos microligantes devem ser introduzidos no aço. Por exemplo, nenhum teor maior de que 0,01% de titânio é necessário para efetivamente controlar o crescimento de grão nos aços que contenham entre 150 e 200 ppm de nitrogênio. A principal vantagem de se usar este elemento está relacionada à prevenção do crescimento de grão da austenita recristalizada. O controle do crescimento de grão no reaquecimento é de menor importância, especialmente quando processos de multi-passes são empregados para se chegar ao produto final. A estabilidade de carbonitreto de vanádio aumenta com o crescente teor de nitrogênio. Então, é importante que as temperaturas de reaquecimento sejam maiores que as de solubilização para este composto, a fim de ressaltar o endurecimento por precipitação na matriz ferrítica. Observou-se que aumentando os teores de nitrogênio teve-se um efeito positivo nas propriedades mecânicas dos

aços tratados ao nióbio, ainda que este elemento seja freqüentemente lembrado como um “veneno” para estes aços. O sinergismo entre o nióbio e o vanádio permite a diminuição do teor de vanádio em aços ao V-Nb para se obter o nível necessário de resistência, quando comparado aos aços V-N.

Maruyama & Smith (2002) estudaram o efeito do nitrogênio e do carbono nos primeiros estágios da recristalização estática da austenita sob deformação a quente em ligas de Fe-Nb. As análises do comportamento de amaciamento e observação microestrutural foram empregadas. Observou-se que o amaciamento é retardado pela adição de N ou C nas ligas. O grau de retardamento é maior para a adição N do que para o C. O retardo do começo da recristalização pode ser causado pelos átomos intersticiais e pelo pequeno agrupamento de átomos substitucionais-intersticiais, e não pelos finos carbonitreto de nióbio nas ligas. O forte ancoramento da movimentação de discordâncias pelo soluto N e pelo agrupamento de N e Nb, pode ser responsável pelo forte efeito de inibição do nitrogênio no estágio de nucleação da recristalização austenítica, com os átomos de soluto de nitrogênio aparentemente tendo o papel dominante.

Khlestov *et al.* (1998) relatam que a deformação da austenita acelera a transformação em ferrita ou perlita, mais acentuadamente quando o subresfriamento é menor nos estágios iniciais da deformação. O efeito é aumentado quando a deformação é maior e em baixas temperaturas. A formação de defeitos na austenita aumenta a taxa de nucleação ao longo dos contornos de grão no início da decomposição. O efeito da deformação é mais intenso com carbono na faixa de 0,02 a 0,06% em peso e é relativamente não afetado por elementos de liga que não alteram a temperabilidade.

Diferentemente da transformação da perlita, a deformação a quente afeta a reação da bainita de uma forma mais complexa. Em temperaturas mais baixas, a austenita deformada se transforma mais lentamente que a não deformada e com menor fração de bainita. Na faixa superior da região bainítica a deformação a quente acelera a transformação. A transição de retardo para a aceleração se processa gradualmente com o aumento da temperatura de transformação inicialmente nos primeiros estágios e então em todos os estágios da reação seguida de um aumento na

transformação por completo. Ambos os efeitos são intensificados por um aumento na deformação ou um decréscimo na temperatura de deformação.

Sob resfriamento contínuo, os efeitos da deformação podem se diferenciar consideravelmente daqueles sob transformação isotérmica. A faixa ferrita-perlita para uma austenita deformada a quente é alterada para temperaturas mais altas e tempos mais curtos nos diagramas CCT. Com taxas de resfriamento menores, o efeito de aumento de deformação é reduzido, porque a maior recuperação estática durante a pós-deformação mais longa, é atrasada em altas temperaturas. A transformação bainítica é igualmente não alterada ou não afetada.

Segundo Azevedo *et al.* (2005), o efeito da composição química do aço é insignificante em comparação com o efeito dos parâmetros termomecânicos, em se tratando da microestrutura resultante. Para ensaios de torção a morno, a utilização de microestrutura martensítica como inicial permitiu um significativo refino dos grãos ferríticos após a deformação. Isso ocorreu para os dois tipos de aços microligados estudados (C-Mn e Nb-Ti). A explicação seria que a alta densidade de altos ângulos dos contornos delineados, os blocos e plaquetas de martensita produziram um forte efeito de confinamento durante a deformação plástica. O confinamento produz uma deformação heterogênea (grãos subdivididos), que resultam em uma microestrutura fina e desorientada. A baixa temperatura de austenitização empregada nos ensaios (900°C) não permitiu a dissolução dos carbonetos e nitretos de Nb e Ti, desta forma minimizando a influência do Nb e do Ti na recristalização e recuperação.

Técnicas de refino de grãos ferríticos são aplicadas por tratamento termomecânico, desde que se parta de um tamanho de grão austenítico refinado, o que exige o uso de finas partículas de nitretos de titânio, que são capazes de inibir a formação de grãos grosseiros, com pequenas adições de Ti (<0,02%). Isto também permite altas temperaturas de austenitização para a dissolução dos carbonetos de vanádio e nióbio, possibilitando assim o endurecimento por precipitação, e preservando um tamanho de grão austenítico fino (TEOH, 1995).

A maioria das aproximações usadas nas análises de dados experimentais para a precipitação de carbonitretos na austenita, que se baseiam em cálculos termodinâmicos, segue o modelo

Hillert-Staffanson, que assume que os átomos substitucionais M (Ti, V, Nb) e os átomos intersticiais X (C, N) misturam-se raramente nos dois sub reticulados da estrutura composta de MX intersticial. Também a energia livre dos precipitados é descrita com um modelo de dissolução regular ou sub-regular, que considera a interação da energia entre os elementos de soluto. A Figura 2.5 indica a solubilidade de um aço microligado contendo TiV. Observa-se que por volta de 1150°C da-se o início da solubilização do elemento titânio. O vanádio é o primeiro a iniciar a solubilização, por volta de 700°C (ASHWIN *et al.*, 2005).

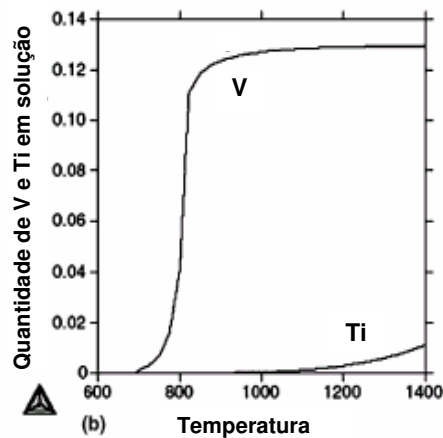


Figura 2.5: Solubilidade em aço microligado ao TiV (ASHWIN *et al.*, 2005).

Os elementos microligantes Ti e V reagem com o carbono e o nitrogênio para formar os carbonetos e nitretos, respectivamente. Entretanto os carbonetos e nitretos mostram uma extensa solubilidade recíproca e a resultante da solução sólida pode ser descrita com carbonitretos. Essa grande reciprocidade de solubilização dá-se pelo fato que eles têm estruturas similares cfc (cúbica de face centrada) e alta similaridade em termos de parâmetros de rede.

Eghbali & Abdollah-zadeh (2006) publicaram que para a temperatura de 1150°C, os precipitados de Nb (carbonetos e carbonitretos) estão totalmente dissolvidos. Já o Ti está parcialmente precipitado em forma de nitretos, e para total dissolução seriam necessárias temperaturas muito altas, perto do ponto de fusão do material. Ensaio de compressão isotérmicos foram realizados em um aço microligado ao NbTi, utilizando-se uma única temperatura de solubilização e várias temperaturas de deformação conforme mostrado na Figura 2.6.

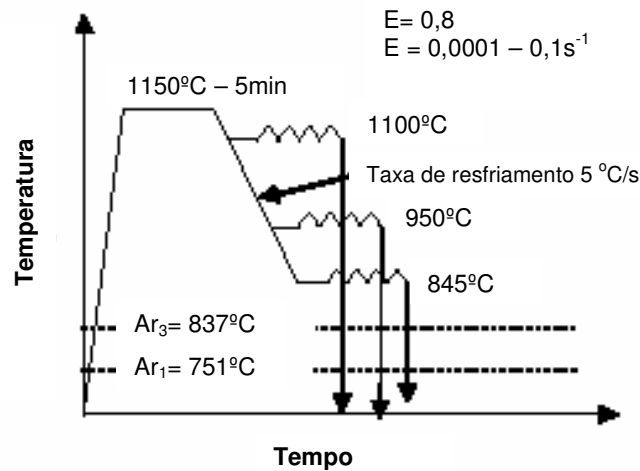


Figura 2.6: Condições empregadas no processo termomecânico (EGHBALI & ABDOLLAH-ZADEH, 2006).

Curvas de tensão-deformação foram obtidas (Figura 2.7). Para as deformações ocorridas a uma temperatura de 1100°C, a forma da curva indica a recristalização dinâmica durante o processo de deformação. Observou-se que diminuindo a temperatura de deformação para 950°C ocorreu o encruamento do material, de modo que a curva de tensão de deformação exibe uma tensão de escoamento crescente com a deformação. Quando a temperatura de deformação diminui para 845°C, que está um pouco acima da linha A_{r3} , o comportamento de amaciamento dinâmico se apresenta durante a deformação. São propostos três mecanismos para liberação da energia de deformação da austenita: recristalização dinâmica, recuperação dinâmica e transformação induzida por tensão. Nota-se que a 950°C, ocorre encruamento da austenita, pois esta temperatura é menor que a requerida para ocorrer recristalização dinâmica. Portanto, sugere-se que o amaciamento dinâmico que ocorre a 845°C não se dá devido à recristalização dinâmica da austenita. Para temperaturas menores que 950°C, a recuperação dinâmica também é menor. Então, conclui-se que a 845°C o amaciamento dinâmico tem a transformação induzida por tensão como principal mecanismo para a transformação da austenita para ferrita. Grãos refinados e equiaxiais são obtidos quando deformados à temperatura de 845°C que está pouco acima da A_{r3} . O tamanho de grão é de aproximadamente 1,5 μm , quando utilizadas taxas de deformação maiores. Isso ocorreu devido ao mecanismo induzido por tensão, que tem maior poder de refino

de grão se comparado com a deformação na região de recristalização ou na região de não recristalização.

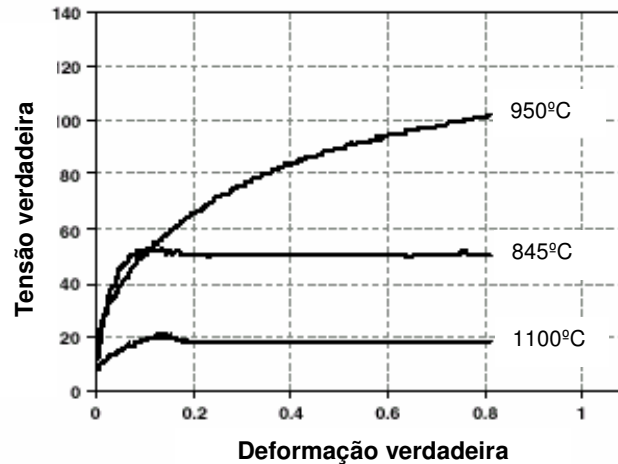


Figura 2.7: Curvas tensão/deformação resultantes do ensaio de compressão (EGHBALI & ABDOLLAH-ZADEH, 2006).

Em outro estudo realizado por Eghbali & Abdollah-zadeh (2007) tem-se que aumentando a taxa de deformação de $0,001$ para $0,1s^{-1}$ a tensão de escoamento também aumenta conforme mostra a Figura 2.8. Nota-se o comportamento de encruamento durante a deformação, para a maior taxa de deformação. Isto mostra que a taxa de deformação tem um papel muito importante para a ocorrência da transformação induzida por tensão durante a deformação para o controle do tempo e da energia de ativação. Aumentando a taxa de deformação aumenta-se a resistência à deformação, devido ao fato que a cinética do amaciamento dinâmico é diminuída. O tempo para o amaciamento dinâmico é diminuído e a taxa de nucleação também decresce e então o amaciamento dinâmico é inibido. O aumento da tensão de escoamento pode ser atribuída ao aumento da densidade de discordâncias e à diminuição do tamanho do sub-grão e conseqüentemente o aumento da energia armazenada.

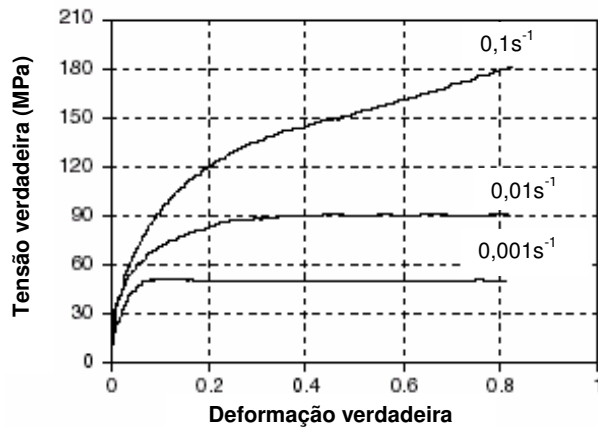


Figura 2.8: Curvas de escoamento para diferentes taxas de deformação (EGHBALI & ABDOLLAH-ZADEH, 2007).

Estudos realizados por Prasad et al. (2003) em aços contendo Nb e NbV demonstram que elevando a temperatura de austenitização, acima de 1000°C, eleva-se significativamente o limite de escoamento, a resistência a tração e a dureza superficial. Isso ocorre devido à dissolução dos precipitados Nb (carbonetos e nitretos), que gradualmente altera os constituintes da microestrutura, que passam de ferrítico-perlítico para bainita granular. Conseqüentemente, a ductilidade também é diminuída com o aumento da temperatura de austenitização.

Segundo Prasad & Sarma (2005a), o Nb e o V podem aumentar a endurecibilidade da austenita se estiverem em solução sólida. A segregação dos elementos microligados nos contornos de grão austeníticos diminui a nucleação e o crescimento dos produtos da transformação austenítica. A segregação no contorno de grão do Nb e do V reduz a energia de superfície dos contornos de grão austeníticos, o que resulta em diminuição da efetividade de nucleação de sítios. Esse comportamento é muito similar ao do boro. A contribuição dos elementos microligantes na endurecibilidade da austenita não foi extensivamente explorada. Aços contendo múltiplas adições de microligantes revelam a possibilidade do efeito da superendurecibilidade. Análises por EDX (Energy Dispersive X-ray) revelam que os precipitados são carbonetos e nitretos de Nb e V.

Aços contendo elementos microligantes de Nb e Ti são conhecidos como formadores de fortes carbonetos. Em aços de baixo carbono, esses elementos formam finos precipitados de carbonetos e carbonitretos, que elevam a resistência do aço. Esses precipitados (carbonetos e carbonitretos) podem, dependendo das taxas de resfriamento empregadas (por exemplo, resfriado em água), apresentar tamanhos de 30 nm com forma geométrica retangular nas lamelas de ferrita acicular. Para taxas de resfriamento menores (resfriamento ao ar), o tamanho do precipitado aumenta e sua ocorrência se dá principalmente nas discordâncias. Utilizando-se resfriamento em areia, que apresenta uma taxa de resfriamento bem menor, esses precipitados tornam-se grandes e uma baixa densidade de discordâncias pode ser observada na ferrita poligonal (GHOSH *et al.*, 2006).

Um estudo anterior realizado por Ghosh *et al.* (2003) mostra que a solubilidade do Ti e do Nb é alta a 1000°C e a tendência de formação de precipitados grosseiros é suavizada. A quantidade de precipitação do Nb proveniente da dissolução é muito dependente do grau da supersaturação e da quantidade de deformação. A precipitação do Nb durante o resfriamento é levemente aumentada entre as temperaturas de 900 a 650°C e a quantidade de Nb torna a dissolução maior entre as temperaturas de 800 a 600°C. Desta forma a precipitação de Nb (CN) é esperada para ocorrer com taxa acelerada em uma faixa específica de temperatura. Diminuir as taxas de resfriamento aumenta a difusão atômica intersticial, bem como a substitucional a altas temperaturas, na qual basicamente diminui-se a densidade de precipitação com o aumento do tamanho dos precipitados.

Estudos realizados por Ghosh & Chatterjee (2005) relatam que a precipitação de partículas de Nb (CN) induzida por tensão ocorre durante curtos tempos de deformação. A eficiência da precipitação dos microligantes adicionados depende da solubilidade da fase precipitante na austenita e da dependência da solubilidade em função da temperatura. A quantidade pré-existente de partículas esféricas ou cúbicas representa os sítios iniciais para as primeiras nucleações de precipitados finos. Observações realizadas em um aço estrutural mostra que os precipitados ricos em Ti formados inicialmente atuam como sítios preferenciais para precipitados ricos em Nb. As discordâncias geradas pela deformação da austenita, também agem como sítios de nucleação para

precipitados e como consequência, ocorre uma fina precipitação induzida por tensão. A forma, tamanho e distribuição das partículas são os parâmetros mais importantes, pois regulam a mobilidade das discordâncias e o efeito da taxa de encruamento.

Sobral *et al.* (2004a) relatam que partículas de carbonitretos formadas na austenita durante a laminação final podem dar uma importante contribuição para o endurecimento por precipitação em tiras de aço laminadas a quente. Essa contribuição foi mantida praticamente sem alteração após o processo de normalização quando a precipitação ocorreu na fase austenítica. Contudo, teve-se um efeito contrário para o endurecimento pela precipitação ocorrida na transformação interfásica (na interface γ/α), o qual foi fortemente reduzido pela normalização.

Estudos realizados por Gallego & Kestenbach (2005) em aços microligados ao TiV com diferentes teores de elementos microligantes, concluíram que os carbonitretos formados na austenita e pela precipitação interfásica podem estar presentes em um mesmo grão de ferrita, independentemente da composição química do aço. Também foram identificados por microscopia eletrônica de transmissão somente dois modos de precipitação de carbonitretos: na austenita e interfásica. A ocorrência desses precipitados promoveu o endurecimento por precipitação resultante de um efeito combinado entre a formação de carbonitretos na austenita e a precipitação interfásica. Contudo, o mecanismo de endurecimento mais efetivo nos aços microligados foi o refino do tamanho de grão ferrítico, favorecido pela não recristalização da austenita durante o processamento termomecânico.

3. Procedimento Experimental

3.1 - Matéria prima

O material utilizado neste estudo trata-se de um aço microligado ao V e com uma pequena adição de Ti, empregado na indústria de componentes automobilísticos. A composição química do material é apresentada na Tabela 3.1 e o mesmo apresenta-se na condição metalúrgica normalizado. A matéria prima utilizada nesta pesquisa foi gentilmente fornecida pela empresa ThyssenKrupp Campo Limpo Paulista.

Tabela 3.1 – Composição química do aço microligado 27MnSiVS6 conforme certificado do fornecedor (% em peso).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	N	Ti	V
0,310	0,687	1,463	0,010	0,056	0,181	0,006	0,089	0,016	0,016	0,016	0,018	0,111

Realizou-se a caracterização da matéria-prima pela análise da microestrutura do material recebido, que também foi submetido a ensaios de tração unidirecional e de dureza superficial.

A caracterização microestrutural foi realizada com a amostra cortada, embutida em resina, lixada (até lixa 1200), polida com pasta de diamante em pano (até 1 μ m) e atacada com solução de Nital 2%. Posteriormente, foi analisada no microscópio óptico Olympus do Laboratório de Conformação Mecânica do DEMA – FEM – UNICAMP.

Os ensaios de tração unidirecional foram realizados em 3 réplicas da mesma amostra. Esses corpos de prova foram preparados conforme a norma ASTM E8M (2001) e foram ensaiados em uma máquina modelo MTS locada do Laboratório de Ensaios Mecânicos – DEMA – UNICAMP. A Figura 3.1 apresenta o desenho de usinagem do corpo de prova empregado no ensaio de tração. A taxa de deslocamento utilizada foi de 1,2mm/min.

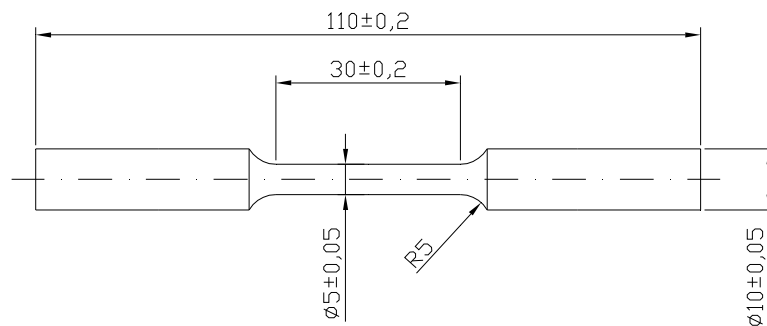


Figura 3.1: Corpo de prova de tração: matéria prima.

O ensaio de dureza na superfície das amostras foi realizado na escala Brinell (HB) com um equipamento do Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMA – FEM – UNICAMP. A esfera utilizada foi de 2,5mm e uma carga de 62,5 kN. Foram utilizadas 3 réplicas e realizadas 3 medidas em cada réplica.

3.2 – Definição da peça

A geometria da peça (produto conformado) a ser obtida nos ensaios de forjamento a quente, a morno e por *ausforming*, foi escolhida para obter-se um escoamento lateral do material, a fim de avaliar-se os processos empregados e o limite de conformabilidade do material conformado em cada um desses processos. Com essa geometria também torna-se possível verificar-se a presença de defeitos internos, como por exemplo a formação de vazios.

A peça apresenta dimensões suficientes para a confecção de corpos de prova para ensaios de tração uniaxial, fadiga (flexão rotativa) e tenacidade à fratura. As Figuras 3.2 e 3.3 apresentam a geometria e as medidas do tarugo inicial e da peça após os processos de conformação.

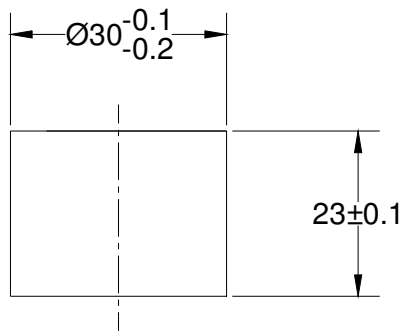


Figura 3.2 – Tarugo inicial.

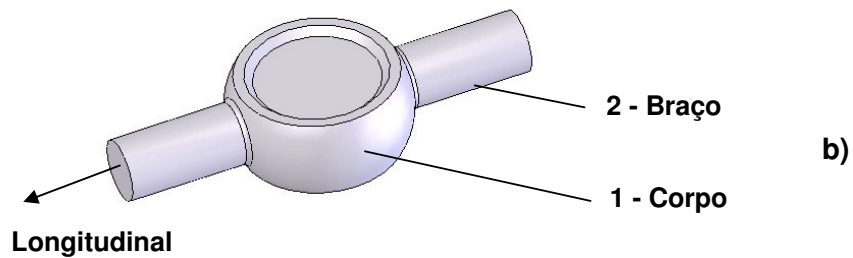
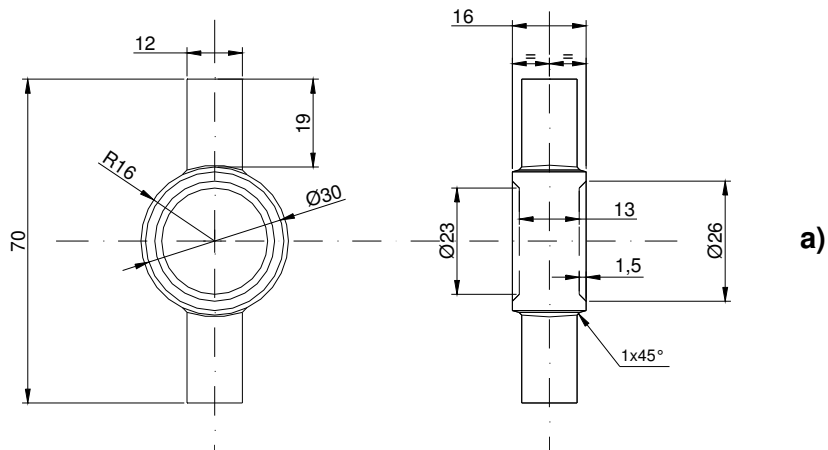


Figura 3.3 – Peça após processo de conformação: a) apresentação bidimensional; b) apresentação tridimensional.

3.3 – Projeto, dimensionamento e construção das ferramentas

As ferramentas de forjamento foram projetadas de modo a permitir o escoamento do material como numa extrusão lateral. Elas têm a concepção de matriz fechada e intuito de obter

produtos próximos da medida de acabamento (*near net shape*), característicos dos processos de forjamento a frio e a morno (YOSHIMURA & TANAKA, 2000).

Para se avaliar a funcionalidade das ferramentas projetadas, efetuou-se a simulação numérica do processo de forjamento a quente empregando-se o software MSC.Superforge 2005. Devido às características do produto forjado, houve a necessidade da simulação de modelos tridimensionais, adotando-se o plano de simetria mediano vertical a fim de reduzir o número de volumes finitos e desta forma, reduzir o tempo de processamento. A Tabela 3.2 apresenta as condições empregadas na simulação.

Tabela 3.2 – Condições de processamento empregadas na simulação numérica.

Material do tarugo: Aço AISI 5140
Material das matrizes: Aço AISI H13 temperado e revenido
Temperatura inicial do tarugo: 800 °C
Temperatura inicial das matrizes: 200 °C
Velocidade de avanço dos punções: 15 mm/s
Coefficiente de atrito: fator de atrito constante $m = 0,3$
Comprimento do lado do volume finito igual a 2 mm

Além dos resultados obtidos na simulação numérica, também foi construído um protótipo dessas matrizes em resina que foi montado entre molas helicoidais (Figura 3.4) utilizando-se punções em aço carbono. O material utilizado para o corpo de prova foi a massa de modelar.

A matriz de forjamento foi projetada bipartida com dois pinos guias para alinhamento das duas partes, a fim de permitir a extração da peça após a operação de conformação. Cada parte foi montada no interior um conjunto de peças e sobre molas-prato que garantem as matrizes não se desloquem verticalmente em relação ao tarugo. A Figura 3.5 apresenta a montagem esquemática das ferramentas e a Figura 3.6 mostra o ferramental já confeccionado e montado.

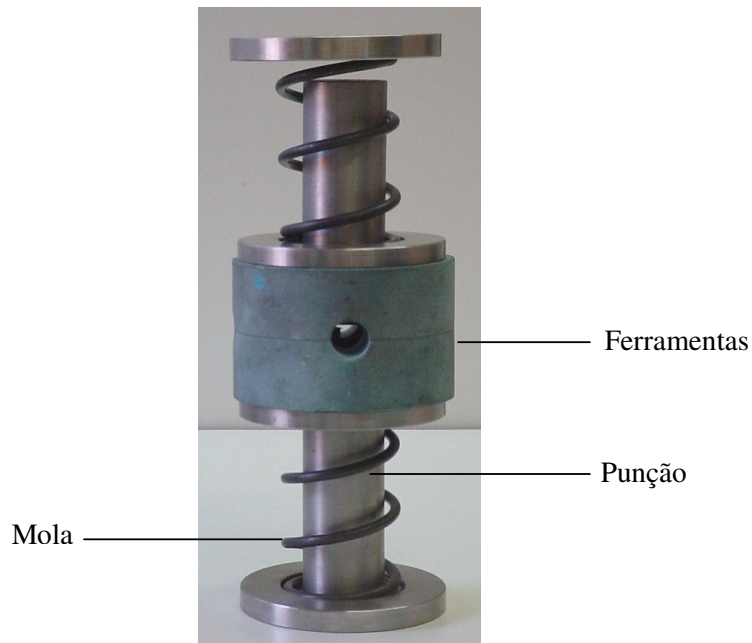


Figura 3.4 – Montagem da ferramenta de conformação em resina.

3.4 – Instrumentação da prensa hidráulica

A prensa hidráulica disponível no Laboratório de Conformação Mecânica – DEMA – FEM – UNICAMP, foi instrumentada para a aquisição dos dados da carga de forjamento empregada na deformação dos corpos de prova com duas células de carga com extensômetros elétricos que foram colados à superfície de um anel temperado e revenida com dureza de 42 HRC. Essas células foram montadas em duas colunas da prensa e passaram a sofrer as deformações provocadas pela reação das matrizes aos esforços de forjamento. A curva de calibração dessas células foi obtida a partir de ensaios com uma célula de 1000 kN, previamente calibrada no CT – Centro de Tecnologia / UNICAMP e que foi posicionada entre as mesas da prensa.

3.5 – Ensaio de dilatometria

As curvas CCT (*Contínuos Cooling Transformation*) são largamente usadas para determinar a microestrutura e as propriedades mecânicas após tratamentos térmicos. A maior parte dessas curvas é determinada pelo ensaio de dilatometria com ou sem deformação prévia ao resfriamento (COTA *et al.*, 1999).

Os ensaios foram realizados no Departamento de Engenharia de Materiais – USP – São Carlos, com uma taxa de aquecimento de 5°C/s até a temperatura de 1100°C durante 10 minutos de partamar e posteriormente resfriadas em varias taxas. Não foi realizada deformação prévia ao resfriamento.

3.6 – Ensaios com anel e definição do lubrificante

Esses ensaios foram realizados com os corpos de prova em duas temperaturas. Os primeiros ensaios a 800°C e posteriormente, à temperatura ambiente para se avaliar o desempenho do lubrificante empregado em comparação aos gráficos calibrados obtidos por Male & Cockcroft (1965) e Nagpal *et al.* (1978).

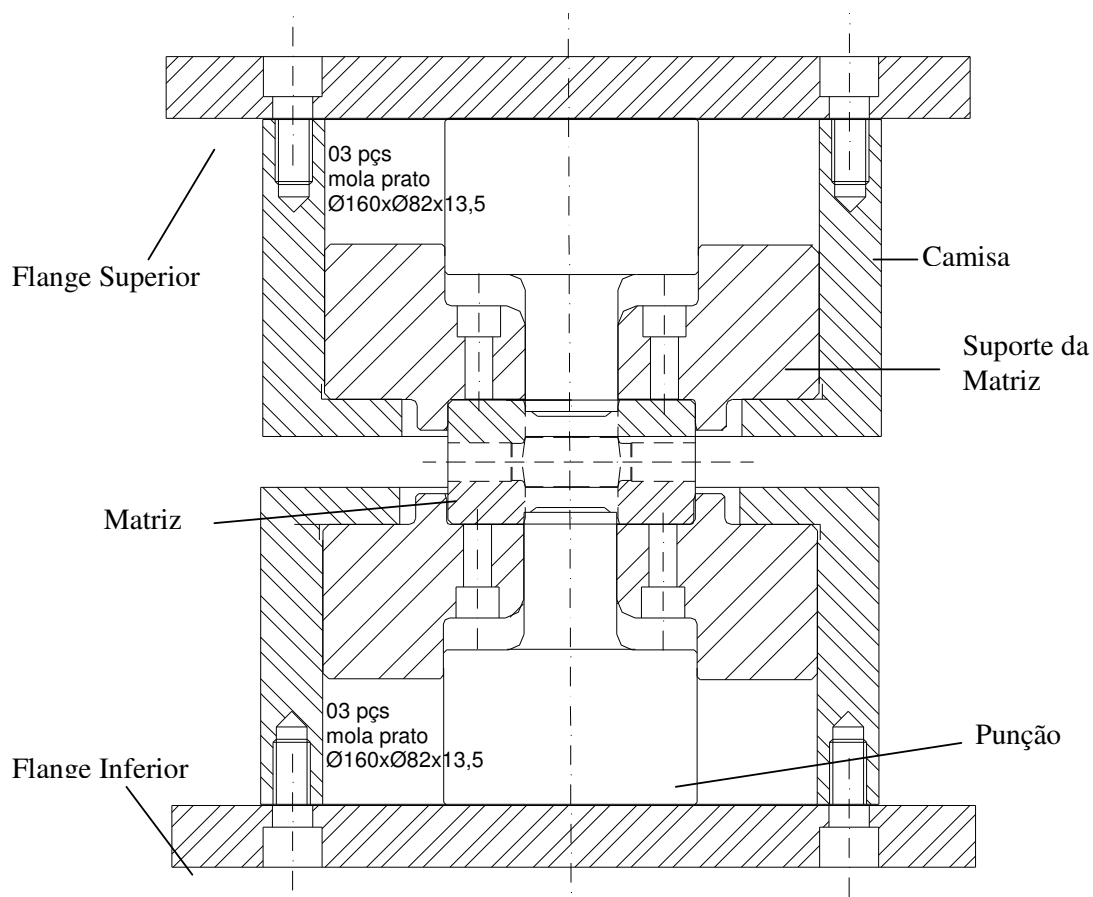
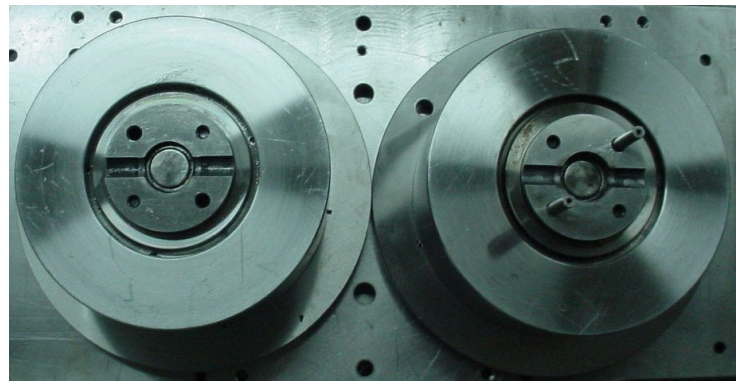
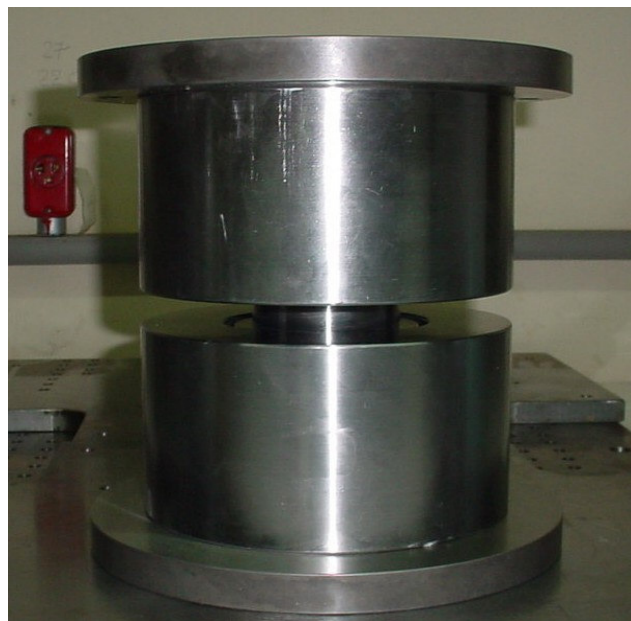


Figura 3.5 – Montagem esquemática das ferramentas de conformação.



a)



b)

Figura 3.6 – Ferramenta de conformação: (a) vista superior das matrizes abertas, (b) conjunto montado.

O lubrificante empregado foi o mesmo em ambas temperaturas, e é composto de uma mistura de graxa à base de bissulfeto de molibdênio com um óleo sintético fino com proporção de 1:2,3, respectivamente. Os anéis tiveram a relação de dimensões adotada igual a 6:3:2 (diâmetro externo:diâmetro interno:altura).

Para os ensaios de forjamento (a morno, a quente e *ausforming*) foi empregado o mesmo lubrificante utilizado no ensaio com anel.

O ensaio de anel também foi simulado no software MSC.Superforge 2005. Os parâmetros utilizados foram velocidade da prensa de 10mm/s, temperatura de trabalho de 800°C e a curva do material SAE1045.

3.7 – Tarugos Iniciais

Os tarugos iniciais foram preparados conforme a Figura 3.2. O diâmetro externo da matéria prima foi usinado em um torno convencional e os tarugos foram cortados em uma cortadora de amostra (“*cut-off*”) refrigerada. A condição metalúrgica dos tarugos a serem conformados é a mesma na qual recebido, ou seja, na condição normalizado.

3.8 – Ensaios de forjamento

3.8.1 – Ensaios de forjamento preliminares

A fim de se avaliar antecipadamente a viabilidade do estudo do processo *ausforming*, associado ao aço microligado, foram realizados alguns ensaios de recalque para determinar a carga necessária para a conformação e a microestrutura resultante e compará-las às obtidas nos processos de conformação a quente e a morno.

O material empregado para os estudos preliminares foi o mesmo aço utilizado nos ensaios do desenvolvimento deste projeto de pesquisa, porém com lotes de fabricação diferentes.

O tarugo inicial foi um cilindro de diâmetro 15mm com altura igual a 22mm. O comprimento foi determinado a fim de evitar a flambagem do tarugo, conforme o índice de esbeltez do material (LANGE, 1985). O grau de deformação verdadeira empregado nos ensaios foi de 0,693, ou seja, a altura final do tarugo após a deformação foi de 11mm.

A Tabela 3.3 mostra os parâmetros empregados para realização dos ensaios de forjamento a morno, a quente e pelo *ausforming*. Esse último teve duas taxas de resfriamento após a temperatura de austenitização. O tempo de encharque (homogeneização) na temperatura de austenitização foi de 15 minutos para todos os processos e foram feitas 2 réplicas para cada

ensaio. Os ensaios foram realizados em uma da prensa hidráulica (carga máxima 150 kN) disponível no Laboratório de Conformação Mecânica – DEMA – FEM – UNICAMP.

Tabela 3.3 – Condições de forjamento (ensaios preliminares).

Processo	Temperatura de aquecimento	Taxa de	Temperatura de deformação	Meio de
		Resfriamento antes do forjamento		Resfriamento após o forjamento
Forjamento a quente	1150°C	não	1150°C	ar calmo
Forjamento a morno	800°C	não	800°C	ar calmo
<i>Ausforming</i>	1150°C	1,2 °C/s	800°C	ar calmo
<i>Ausforming</i>	1150°C	8,3°C/s	800°C	ar calmo

3.8.2 – Ensaios de forjamento do produto

Para os ensaios de forjamento do produto foram empregados os processos de forjamento a morno, a quente e dois tipos de *ausforming*, nos quais empregaram-se duas temperaturas de homogeneização (encharque) e a mesma taxa de resfriamento antes do forjamento e que foram denominados como *ausforming 1* e *ausforming 2*.

As condições de ensaios para a conformação das peças utilizando as ferramentas de forjamento (mostradas nas Figuras 3.5 e 3.6), foram definidas conforme a Tabela 3.4. Todos os tarugos foram mantidos na temperatura de aquecimento por 15 minutos (temperatura de encharque) e as ferramentas de forjamento foram pré-aquecidas à temperatura de 180°C. Alguns ensaios preliminares foram realizados para os ajustes necessários da ferramenta.

Para cada uma dessas condições foram realizados 13 ensaios, de modo a permitir a verificação das cargas médias de forjamento e também fornecer material de análise para os corpos-de-prova para os ensaios de tração, fadiga, tenacidade, dureza e microscopia.

Devido a problemas operacionais, alguns ensaios foram desconsiderados, resultando no número de ensaios úteis mostrado na última coluna da Tabela 3.4, que foram utilizados para o cálculo das forças médias de forjamento.

A Figura 3.7 mostra a montagem do ferramental de forjamento na prensa utilizada para os ensaios na fábrica. Nessa foto, as matrizes são aquecidas por maçaricos.

Para a medição da força de forjamento nesses ensaios, foi fabricada e calibrada uma célula de carga, que na montagem na prensa ocupou a posição do calço sob o punção inferior.

Tabela 3.4 – Condições selecionadas para os ensaios de forjamento.

Processo	Temperatura de aquecimento	Taxa de Resfriamento antes do forjamento	Temperatura de deformação	Meio de Resfriamento após o forjamento	Número de ensaios úteis
Forjamento a quente	1150°C	não	1150°C	ar calmo	13
Forjamento a morno	800°C	não	800°C	ar calmo	11
<i>Ausforming 1 (1150°C)</i>	1150°C	8,7°C/s	800°C	ar calmo	9
<i>Ausforming 2 (1000°C)</i>	1000°C	8,7°C/s	800°C	ar calmo	7

3.9 – Caracterização dos produtos

3.9.1 – Ensaio mecânicos

Foram realizados ensaios com os produtos obtidos após os processos de forjamento, para avaliação das propriedades mecânicas (tração unidirecional, fadiga em flexão rotativa, tenacidade a fratura e dureza).

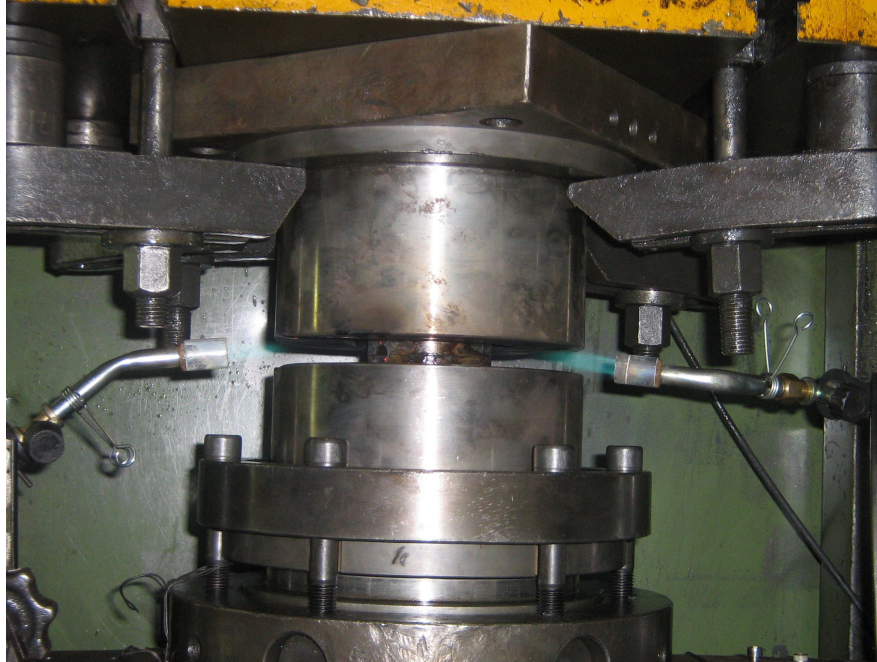


Figura 3.7– Montagem do ferramental de forjamento na fábrica.

3.9.1.1 – Ensaio de tração unidirecional

Esse ensaio primeiramente foi realizado em uma máquina modelo MTS do Laboratório de Ensaios Mecânicos, do DEMA – FEM – UNICAMP. Através desse ensaio obteve-se o limite de escoamento, o limite de resistência a tração e o alongamento do material. Foram empregadas 3 réplicas de cada processo e os corpos de prova foram preparados conforme a norma ASTM E8M (2001). A Figura 3.8 apresenta o desenho para usinagem dos corpos de prova de tração. A velocidade de deslocamento empregada foi de 1,2mm/min.

3.9.1.2 – Ensaio de fadiga em flexão rotativa

Realizou esse ensaio em uma máquina FD –Fatigue Dynamics Inc. do Laboratório de Ensaios Mecânicas – DEMA – FEM – UNICAMP. A frequência empregada nos ensaios foi de 83 Hz e todos os ensaios foram limitados em cinco milhões ciclos. A norma utilizada para preparação das amostras foi a ASTM E466 (2002). Foram realizados os ensaios com 3 a 5 réplicas de cada processo de forjamento (dependendo da quantidade de réplicas disponíveis). A

Figura 3.9 apresenta o desenho para usinagem dos corpos de prova utilizados no ensaio de fadiga. Os corpos de prova após os ensaios foram submetidos ao ensaio de líquido penetrante para avaliar a formação de trincas e caracterizar a falha do corpo de prova.

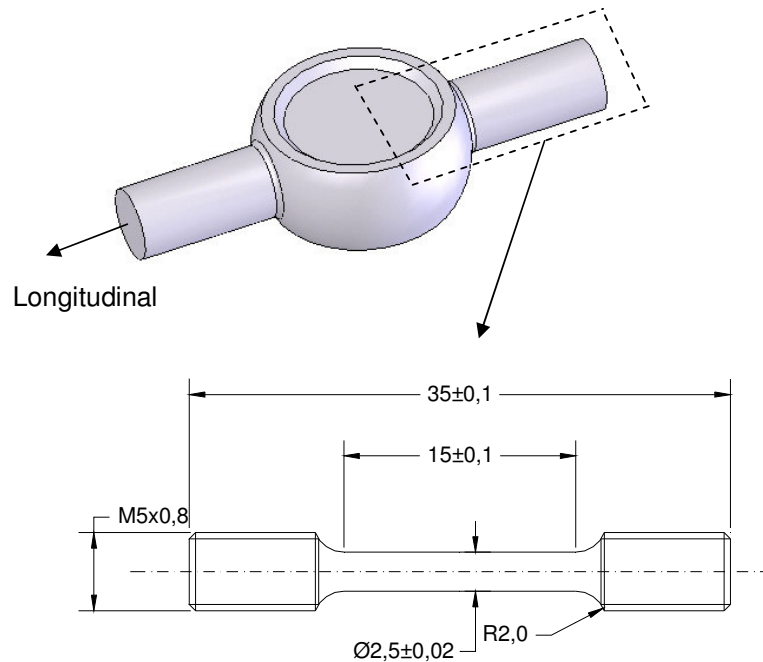


Figura 3.8 – Desenho do corpo de prova de tração.

O método para a determinação da tensão a ser aplicada nos ensaios foi definido considerando-se a ocorrência de falha por fadiga com cinco milhões de ciclos nos produtos provenientes do processo de forjamento a quente, como mostra a Tabela 3.5. A tensão aplicada é equivalente a porcentagem do LRT - Limite de Resistência a Tração médio dos produtos forjados a quente.

Assim, a tensão adotada e aplicada nos corpos de prova foi de 53,4% do LRT dos produtos obtidos pelo processo de forjamento a quente. Nota-se que esse método sempre induziu à falha do corpo de prova. Desta forma, pode-se comparar o comportamento em fadiga dos produtos obtidos pelos outros processos que apresentaram LRT médios maiores (*ausforming 1 e 2*) e menor (morno).

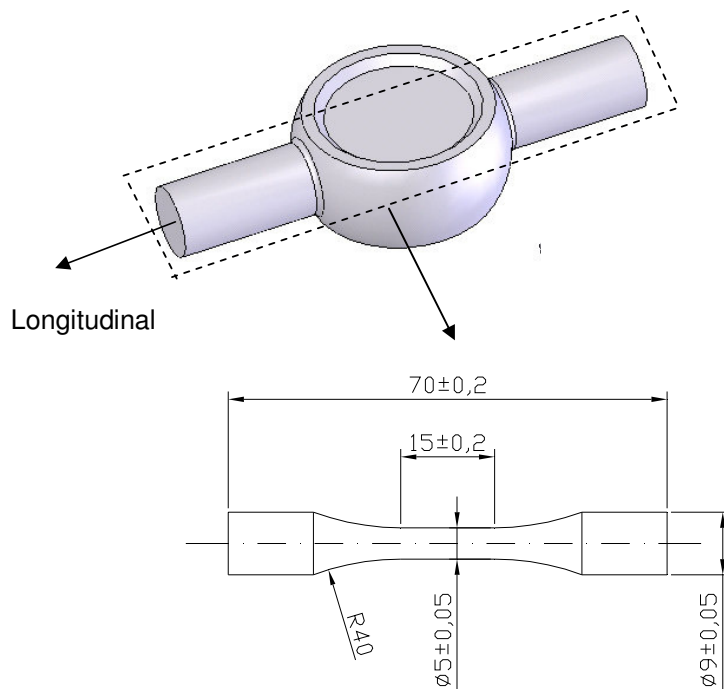


Figura 3.9 – Desenho do corpo de prova de fadiga.

Tabela 3.5 – Carregamentos aplicados para observar falhas por fadiga antes de cinco milhões de ciclos (produtos forjados a quente).

Ordem de carregamento	Tensão aplicada (% do LRT)	Observação de falha
1	68% do LTR	SIM
2	34%	NÃO
3	56%	SIM
4	45%	NÃO
5	51%	NÃO
6	53,4%	SIM

3.9.1.3 – Ensaio de tenacidade a fratura

Os ensaios de CTOD (deslocamento de abertura da ponta da trinca) foram baseados nas normas ASTM E399 (1997), E1290 (1999), E1820 (1999) e BS 7448 (1991) e foram feitos para

verificar a tenacidade à fratura do material após os processos de forjamento empregados. Os valores de CTOD determinados neste ensaio caracterizam uma resistência do material à propagação de uma trinca (HERTZBERG, 1989). O parâmetro de tenacidade a fratura utilizado neste trabalho foi o de deslocamento de abertura da ponta da trinca definido pela carga máxima (δ_m).

Para esses ensaios foram avaliados cinco réplicas de cada processo, com exceção do *ausforming 2* que teve três réplicas, devido à limitação de produtos obtidos por esse processo. Além disto, uma réplica do processo de forjamento a quente foi considerada inadequada. O desenho para usinagem dos corpos de prova de tenacidade a fratura é apresentado na Figura 3.10. Os corpos de prova foram ensaiados em uma máquina modelo MTS com capacidade de 100 kN, do Laboratório de Ensaios Mecânicos – DEMA – UNICAMP.

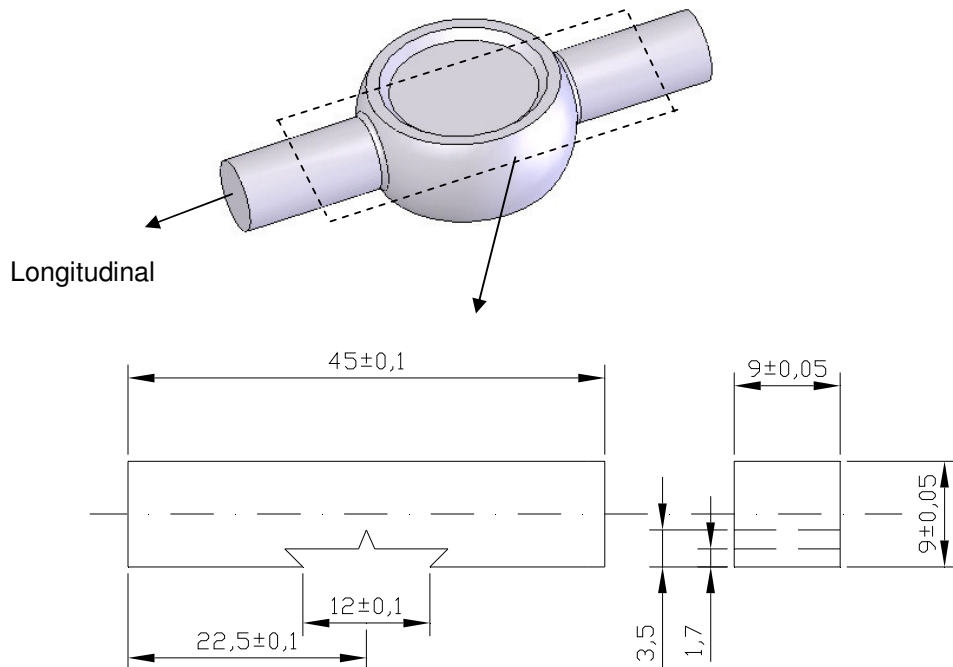


Figura 3.10 – Desenho do corpo de prova de tenacidade a fratura.

O arranjo do ensaio de CTOD (flexão em 3 pontos) é mostrado na Figura 3.11, com a distância entre os rolos inferiores (S) de 40mm. Primeiramente, inicia-se a pré trinca de fadiga conforme os parâmetros apresentados na Tabela 3.6 e em seguida aplica-se uma carga com uma taxa de deslocamento de 0,6mm/min, até atingir a carga máxima. Os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente.

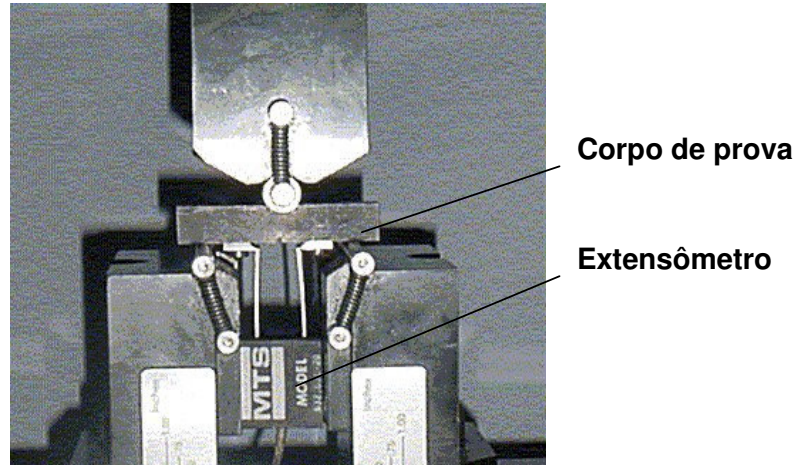


Figura 3.11 – Montagem do corpo de prova no ensaio de tenacidade a fratura.

Para os processos estudados, as curvas de carga em função da abertura do extensômetro não apresentaram descontinuidades (“*Pop-in*”), como mostrado na Figura 3.12, que também ilustra o critério para retirada dos valores de carga máxima (P_m) e da componente plástica do deslocamento total (V_p). O ensaio foi interrompido após a carga ter atingido o valor máximo.

Posteriormente, os corpos de prova foram colocados em um recipiente contendo nitrogênio líquido e em seguida fraturados, obtendo-se assim uma distinção entre a zona entalhada (usinada), a pré-trinca por fadiga, a região de propagação da trinca durante o ensaio e a zona clivada (Figura 3.13). O comprimento da pré-trinca de fadiga (a_0) foi medido em 9 pontos, conforme solicitam as normas já citadas, para determinação de um valor médio, já que a propagação da pré-trinca de fadiga não foi totalmente plana.

Tabela 3.6 – Parâmetros utilizados para realizar a pré-trinca de fadiga.

Processo	Corpo de Prova	Carga inicial (N)	Carga Final (N)	Nº de ciclos	Frequência (Hz)	Razão de carga (R)
<i>Ausforming 1</i>	A1	2850	1650	209313	20	0,1
	A2	3100	1750	53276		
	A5	3100	1750	66155		
	A6	3100	1750	64298		
	A7	3300	1950	92499		
<i>Ausforming 2</i>	A14	3300	1950	64116		
	A15	3400	2050	42083		
	A23	3400	2150	88225		
Morno	M1	3300	1950	42916		
	M2	3300	1950	24368		
	M4	3300	1950	62170		
	M8	3300	1950	36109		
	M12	3300	1950	50334		
quente	Q3	3300	1950	27873		
	Q4	3300	1950	59077		
	Q7	3300	1950	57001		
	Q11	3000	1850	30632		

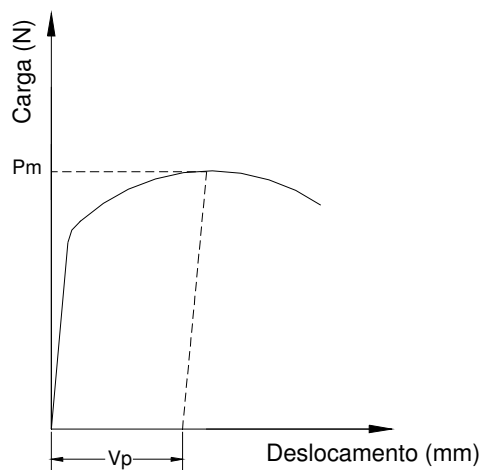


Figura 3.12 – Curva típica da carga em função do deslocamento de abertura da trinca, medido pelo “Clip gage”.

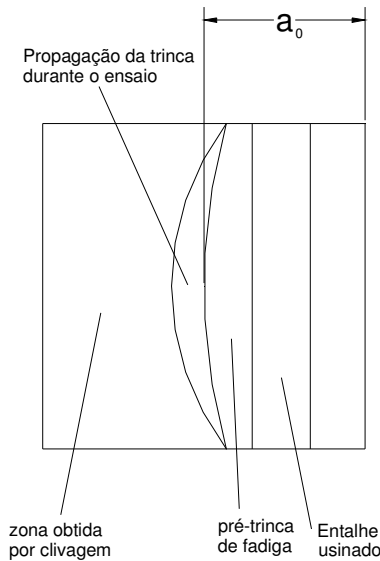


Figura 3.13 – Superfície esquemática de um corpo de prova de tenacidade a fratura.

O cálculo do fator K_q , que é conhecido como fator de intensidade de tensão (fratura dúctil) foi realizado com a expressão 3.1, esse parâmetro é dado em $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Utiliza-se K_{Ic} para amostras mais grossas e é conhecido como tenacidade a fratura em deformação plana (fratura frágil) e K_q para fratura dúctil. O valor de K_{Ic} é para um material específico e indica as condições de tamanho de defeito e de tensão necessária para a fratura frágil.

$$K_q = \frac{P_q S}{BW^{3/2}} f\left(\frac{a_i}{W}\right) \quad (3.1)$$

onde: P_q = carga de prova.

S = distância entre apoios

B = largura do corpo de prova.

W = altura do corpo de prova (Figura 3.10).

a_i = comprimento da pré-trinca de fadiga ($a_i = a_0$ - Figura 3.13).

$f(a_i/W)$ = valor tabelado conforme normas pertinentes a este sub-capítulo.

A qualificação em K_{Ic} ou K_q é feita da seguinte forma:

- calcula-se a razão de carga entre $P_{m\acute{a}x}/P_q$ obtidas do ensaio de flexão em três pontos.
- se a razão não exceder 1,10 procede-se o cálculo de K_q conforme a expressão 3.1 e deve-se verificar a espessura B conforme a Equação 3.2. Caso a espessura B calculada seja menor que ambas as espessuras B e b_0 ($b_0 = W - a_0$) do corpo de prova, então existe correlação entre K_q com K_{Ic} .
- se a razão exceder 1,10 procede-se também o cálculo de K_q conforme a expressão 3.1 e então não existe nenhuma correlação entre K_q e K_{Ic} .

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (3.2)$$

onde: σ_{ys} = limite de escoamento a 0,2% do comprimento útil (obtido pelo ensaio de tração) na temperatura de interesse, dado em MPa.

Após a qualificação do K_q , pode-se utilizar o parâmetro de deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD) na carga máxima (δ_m), sendo que este parâmetro é composto por uma componente elástica (δ_e) e outra plástica (δ_p), conforme a expressão 3.3.

$$\delta_m = \frac{k_q^2 (1 - \nu^2)}{2 \sigma_{ys} E} + \frac{r_p (W - a_0) \nu_{pl}}{r_p (W - a_0) + a_0 + z} \quad (3.3)$$

Onde: ν = coeficiente de Poisson é igual a 0,30.

E = módulo de elasticidade do aço é igual a 210.000 MPa.

z = distância do ponto de medição (“*Clip gage*”) até a face do entalhe usinado e é igual para todos os corpos de prova (1,7 mm).

r_p = fator de rotação plástica igual a 0,44.

3.9.1.4 – Ensaio de dureza

O ensaio de dureza na superfície dos produtos fornecidos pelos processos de forjamento foi realizado na escala HRC (Rockwell C) com um equipamento PANTEC do Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMA – FEM – UNICAMP. A carga utilizada foi de 1500N, a pré-carga de 100 N e o penetrador utilizado foi cônico (120°). Para cada processo foram considerados três produtos e três medidas em cada produto.

3.9.2 – Rugosidade superficial

Os resultados do ensaio de rugosidade superficial obtidos com um rugosímetro Mitutoyo SurfTest do Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia de Fabricação – FEM – UNICAMP.

As medidas foram realizadas nos braços dos produtos. Para tanto, foram considerados três produtos de cada processo de forjamento e quatro medidas em cada produto.

3.9.3 – Microscopia óptica

3.9.3.1 – Caracterização de grão ferríticos

Foram obtidas imagens da microestrutura na região do corpo (1) e na região dos braços (2), nos sentidos transversal e longitudinal do produto, conforme indicado na Figura 3.2b. As amostras foram cortadas, embutidas em resina, lixadas (até lixa 1200), polidas com pasta de diamante em pano (até 1 μ m) e atacadas com solução de Nital 2%. Posteriormente, foram analisadas no microscópio óptico Olympus do Laboratório de Conformação Mecânica do DEMA – FEM – UNICAMP. O método empregado para a medição do tamanho de grão ferrítico foi medir aleatoriamente 30 grãos no mesmo plano e na mesma direção.

3.9.3.2 – Caracterização de grãos austeníticos

Para obter os grãos austeníticos, antes do forjamento, as amostras para forjamento a quente e *Ausforming 1* foram aquecidas a 1100 °C e resfriadas em água, enquanto amostras para o *Ausforming 2* também foram resfriadas em água, porém aquecidas anteriormente a 1000 °C. Para a análise micrográfica, essas amostras foram cortadas, embutidas, lixadas (até lixa 1200) e polidas (com pasta de diamante até pano 1 µm) e atacadas com solução de ácido pícrico. As imagens foram analisadas no microscópio óptico Olympus do Laboratório de Conformação Mecânica do DEMA – FEM – UNICAMP. O método empregado para a medição do tamanho de grão austenítico foi medir aleatoriamente 30 grãos no mesmo plano e na mesma direção.

3.9.3.3 – Classificação de inclusões não metálicas

A classificação das inclusões não metálicas foi realizada segunda a norma ASTM E45 (1997), através do método A, que utiliza um aumento de 100x para observação. As observações foram realizadas no sentido longitudinal e cada amostra foi classificada em uma escala de 0,5 a 5.

Foram utilizadas as mesmas amostras observadas no item 3.9.3.1, ou seja, as amostras estavam cortadas, embutidas em resina, lixadas (até lixa 1200), polidas com pasta de diamante em pano (até 1µm) e sem ataque químico.

3.9.4 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Foi realizadas observações por microscopia eletrônica de varredura para caracterização das superfícies de fratura obtidas pelos ensaios de fadiga em flexão rotativa e tenacidade a fratura (CTOD).

Também foram preparadas amostras somente polidas (até pano de 1 µm) e de amostras polidas e atacadas com Nital 2% (são as mesmas amostras preparadas para o item 3.9.3.1). Essas observações foram realizadas para identificar inclusões não metálicas através das imagens e por análises de EDS – Análise por energia dispersiva de raio-x.

O equipamento utilizado nesses ensaios foi da marca JEOL, modelo JXA-840A e está locado no Laboratório de Microscopia Eletrônica – DEMA – FEM – UNICAMP. A tensão utilizada nos ensaios foi de 25 kV.

3.9.5 – Microscopia eletrônica de transmissão (MET)

Foram obtidos corpos de prova (uma amostra para cada processo de forjamento empregado neste estudo) para observação por microscopia eletrônica de transmissão. As amostras foram usinadas em forma de cilindro com \varnothing de $3 \pm 0,05$ x 30mm (Figura 3.14) e cortadas no sentido transversal do produto com espessura de aproximadamente 250 μ m. Posteriormente foram lixadas (em ambos os lados) com lixas de granulometria 400, 600, e 1200 até atingirem a espessura inferior a 100 μ m. As amostras receberam dois tipos de polimento eletrolítico: *Ion Beam* e *Tenupol*. Os parâmetros utilizados para os polimentos das amostras são apresentados na Tabela 3.7.

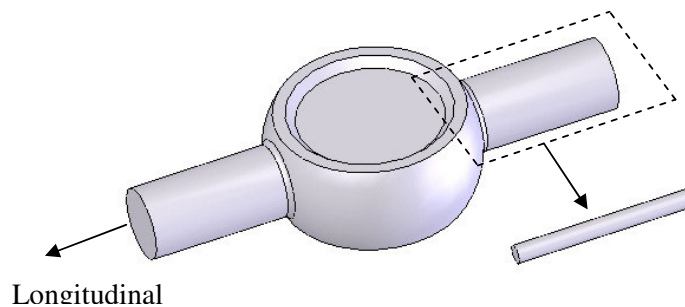


Figura 3.14 – Região de retirada de corpos de prova para MET.

O objetivo da observação através do MET foi medir o espaçamento interlamelar da fase perlítica, medir o diâmetro médio dos precipitados (nitretos, carbonetos e carbonitretos), e estimar a densidade de discordâncias e a fração volumétrica dos precipitados. O equipamento utilizado nesses ensaios foi o Philips CM 120 do Laboratório de Microscopia Eletrônica – DEMA – UFSCar – São Carlos – SP.

Tabela 3.7 – Parâmetros utilizados no polimento das amostras para a análise por MET.

	<i>Íon Beam</i>	<i>Tenupol</i>
Espessura do corpo de prova	30 µm	30 µm
Espessura do “ <i>dimpling</i> ”	10 µm	---
Ângulo do íon	12°	---
Diferença de potencial	5,0 kV	40V
Corrente	0,8 mA	0,5 A
Temperatura	---	18 °C
“ <i>Foto sensitivity</i> ”	---	5,0
“ <i>Flowrate</i> ”	---	5,5
Tempo	---	∞ (infinito)

3.9.5.1 – Estimativa da contribuição dos precipitados ao limite de escoamento

A espessura da amostra é um parâmetro importante para a determinação da fração volumétrica dos precipitados e da densidade de discordâncias existentes na ferrita. Entretanto, não foi possível determinar a espessura da amostra para este trabalho de modo que foi estipulada uma espessura média de 145 nm. Esse valor foi determinado em amostras de aço microligado ao V com o mesmo ataque (*Tenupol*) por Gallego (2003). A densidade de partículas por unidade de volume (N_v) foi calculada pela Expressão 3.4. Conseqüentemente, a Expressão 3.5 estima a fração volumétrica dos carbonitreos com morfologia arredondada (GALLEGO, 2003).

$$N_v = \frac{N}{A(d+t)} \quad (3.4)$$

Onde:

- N= número de partículas
- d= diâmetro médio das partículas (precipitados) - nm
- A= área projetada para contabilizar o número de partículas – nm²
- t= espessura da amostra - nm

$$F_v = \frac{\pi N_v d^3}{6} \quad (3.5)$$

Com a determinação de parâmetros microestruturais (fração volumétrica e tamanho real dos precipitados) obtidos por microscopia eletrônica de transmissão é possível estimar a contribuição dos precipitados para o limite de escoamento através do modelo de Orowan-Ashby, ou seja, a Expressão 3.6 (GLADMAN, 2002).

$$\Delta\sigma_p = \frac{10800 f_v^{1/2} \ln(1,63 d)}{d} \quad (3.6)$$

3.9.5.2 – Estimativa da densidade de discordâncias na ferrita

Como discutido nos trabalhos de Gallego & Kestenbach (2005), Gallego (2003) e Campos (2003), a densidade de discordâncias influencia o limite de escoamento dos aços microligados. Assim, a observação das discordâncias foi realizada em grãos ferríticos por microscopia eletrônica de transmissão. Para estimar a densidade de discordâncias (ρ), expressa em cm/cm^3 ou simplesmente em cm^{-2} foi utilizada a Expressão 3.7 (CAMPOS, 2003). Utilizou-se uma transparência com uma série de linhas paralelas (equidistantes 15mm) sobreposta às micrografias ampliadas de grão ferríticos com discordâncias para contabilizar o número de interseções entre as linhas teste e as discordâncias.

$$\rho = \frac{2 N' M}{L n t} \quad (3.7)$$

Onde:

- N' = número de intersecções entre as linhas teste e as discordâncias
- L = comprimento da linha teste (cm)
- n = número de linhas testes empregadas
- t = espessura da amostra -nm
- M = ampliação da micrografia

Uma vez calculada a densidade de discordâncias pode-se estimar sua contribuição ao limite de escoamento pelo modelo desenvolvido por Keh através da Expressão 3.8 em MPa (GALLEGO, 2003).

$$\Delta\sigma_d = \alpha m G b \rho^{1/2} \quad (3.8)$$

Onde:

- m= corresponde ao fator de Taylor para materiais cristalinos, quantitativamente em 2,733 para metais CCC
- α = constante que refere-se ao tipo de interação entre as discordâncias, valor adotado 0,38
- G= módulo de cisalhamento – 81.600 MPa
- b= vetor de Burgers – 0,248 nm

3.9.5.3 – Estimativa da contribuição da composição química e da microestrutura ao limite de escoamento

O espaçamento interlamelar da perlita pode ser considerado um parâmetro microestrutural importante em aços carbono (COSTA SILVA & MEI, 2006). Neste trabalho, o espaçamento efetivo foi medido através de micrografias obtidas pelo MET, no programa Image Tool.

A Expressão 3.9 permite estimar o limite de escoamento “intrínseco” (básico) para aços de médio carbono (GLADMAN, 2002). São parâmetros importantes para o cálculo do limite de escoamento básico a composição em aços médio carbono a química da matéria prima (Mn e Si), tamanho de grão ferrítico (d_α em μm), o espaçamento interlamelar da perlita (S_0 em nm) e a proporção de fases entre ferrita e perlita (f_α e f_β).

$$\Delta\sigma_0 = f_\alpha^{1/3} (35,4 + 58,5 Mn + 17,4 d_\alpha^{-1/2}) + [(1 - f_\alpha^{1/3}) \cdot (178,6 + 3,8 S_0^{-1/2})] + 63,1 Si \quad (3.9)$$

3.10 – Teste estatístico

Para todos os resultados submetidos a uma análise estatística, empregou-se a análise denominada PAN – Planejamento Aleatorizado por Níveis (Contraste das médias), que é recomendada para procedimentos experimentais nos quais realizam-se ensaios com a diferentes níveis de uma única variável de influência, com n' réplicas para cada nível (MONTGOMERY, 1991). Neste caso, a variável de influência estudada foi o tipo de processo de forjamento (4 níveis, com n' variando em função do tipo de processo, última coluna da Tabela 3.4) e as variáveis de resposta foram:

- carga de forjamento
- limite de resistência a tração
- limite de escoamento
- alongamento
- dureza superficial
- número de ciclos em fadiga por flexão rotativa
- parâmetro de deslocamento de abertura da ponta da trinca na carga máxima (δm)
- rugosidade superficial
- tamanho de grão ferrítico
- tamanho de grão austenítico

Para todos os testes de contraste foi empregado um nível de confiança de 95%, ou seja, admitiu-se um erro de apenas 5% (α').

4. Apresentação e Discussão dos Resultados

4.1 – Matéria prima

A microestrutura do material como recebido é apresentada na Figura 4.1, na qual nota-se que a mesma é constituída por grãos equiaxiais ferríticos e perlíticos. O tamanho de grão ferrítico médio encontrado foi de $7,58 \pm 1,51 \mu\text{m}$.

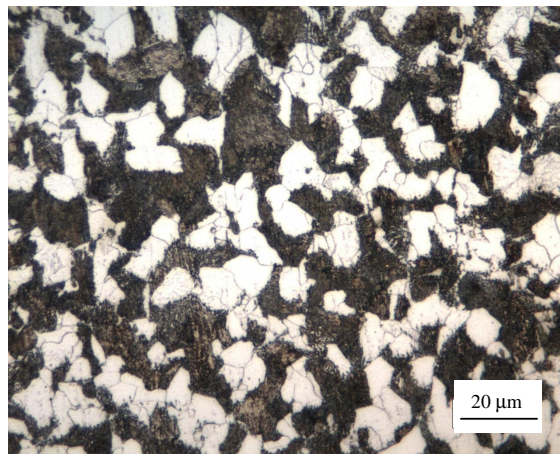


Figura 4.1 – Microestrutura do material de partida, condição metalúrgica normalizado.

O material apresentou um limite de escoamento médio de 556,31 MPa ($\pm 12,54$), limite de resistência à tração médio de 803,82 MPa ($\pm 14,00$) e alongamento médio de 21,66% ($\pm 1,53$). O

ensaio de dureza Brinell realizado nos corpos de prova apresentou resultados entre 218 a 225 HB.

4.2 – Simulação numérica

As Figuras 4.2 e 4.3 apresentam respectivamente os resultados obtidos na simulação para as forças nos punções e nas matrizes e a deformação plástica efetiva na peça deformada. A partir desses resultados, concluiu-se que os ensaios poderiam ser realizados, pois a grandeza das forças envolvidas no processo seria suportada pela capacidade de carga do equipamento do laboratório (prensa hidráulica).

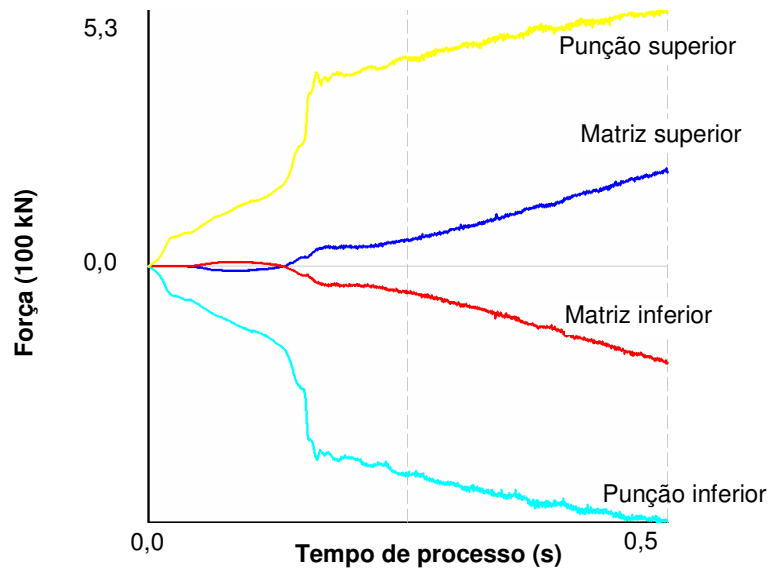


Figura 4.2 – Resultados da simulação numérica: forças nos componentes do ferramental.

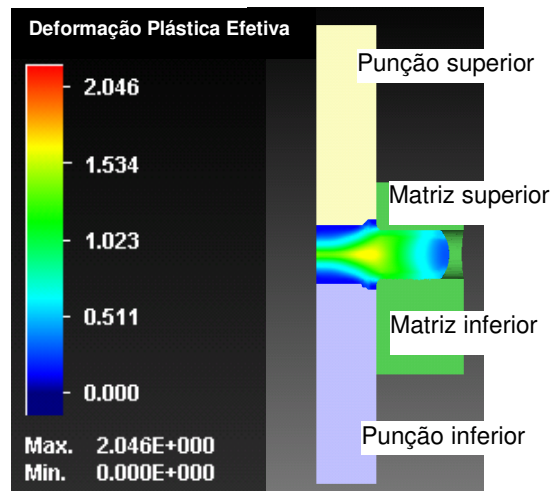


Figura 4.3 – Resultados da simulação numérica: deformação plástica efetiva.

Nos ensaios com as ferramentas em resina (protótipo) foi possível observar o funcionamento dinâmico das ferramentas e pelo corte de alguns produtos forjados, analisar as linhas de escoamento após a deformação (Figura 4.4).

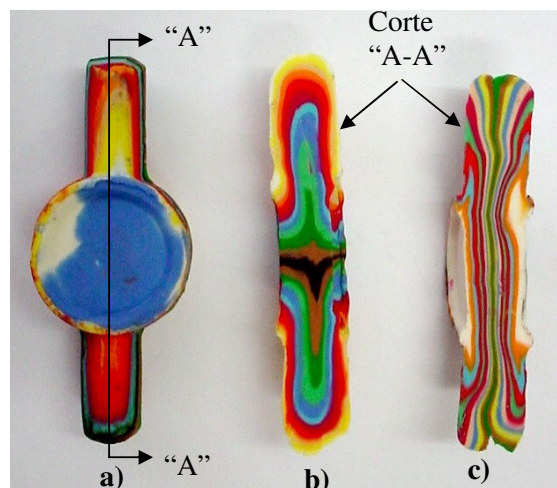


Figura 4.4 – Peças forjadas em massa de modelar: a) peça conformada, b) e c) aspecto das linhas de escoamento.

4.3 – Dilatometria

A Figura 4.5 mostra as curvas obtidas no ensaio de dilatometria e a curva de resfriamento experimental (ao ar) para os processos de forjamento empregados neste estudo. O diagrama CCT mostra as fases geradas devido às taxas de resfriamento impostas aos corpos de prova (NEVES *et al.*, 2002). Observa-se basicamente que as estruturas resultantes no material, dependendo do tratamento térmico empregado são ferrita, perlita, bainita e martensita. Nesses ensaios não foi possível identificar as estruturas bainita inferior, bainita superior e ferrita acicular, porém estima-se que a ferrita acicular é formada na região identificada por um círculo vermelho na Figura 4.5 (sem deformação prévia). Foram identificadas as temperaturas de transformação de fase Ac_1 (732 °C) e Ac_3 (848 °C) que são de extrema importância para definir-se as temperaturas de austenitização e de deformação e estão coerentes com as informações do fabricante do aço segundo a norma EM 10267 – 27MnSiVS6 (SAARSTAHL, 2007). Como também se observa na figura, a curva de resfriamento experimental (linha azul) fornece uma microestrutura composta de ferrita e perlita.

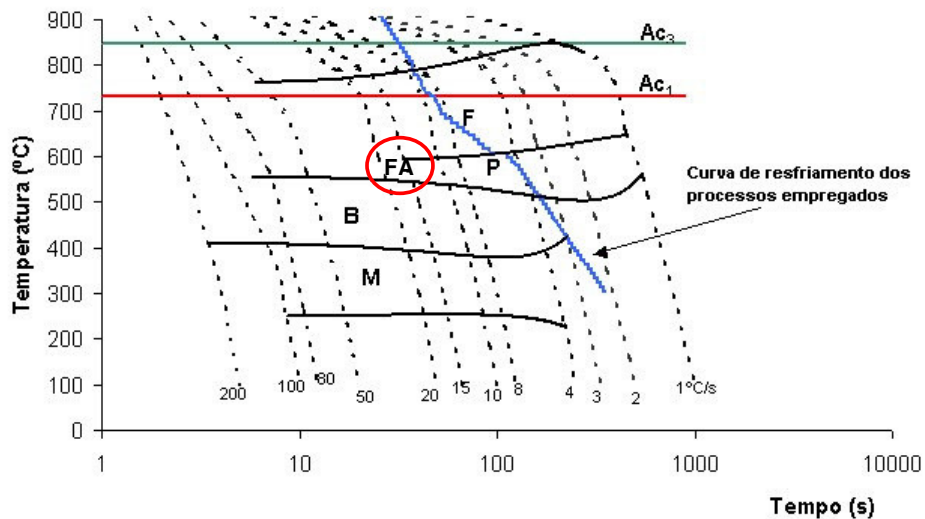


Figura 4.5 – Curvas CCT do aço microligado TiV.

4.4 – Ensaio com anel

As curvas simuladas no software MSC.Superforge 2005 e a curva experimental dos valores de coeficiente de atrito (μ) são indicadas na Figura 4.6. Observa-se que a curva experimental fornece $\mu=0,3$ para as reduções menores e diminui quando se eleva a redução, passando para $\mu=0,2$. Esses valores são próximos dos apresentados na literatura (MALE & COCKCROFT, 1965) e com comportamento semelhante ao apresentado, ou seja, valores de μ maiores para pequenas reduções de altura e valores menores de μ para reduções maiores. O coeficiente de atrito encontrado para a temperatura ambiente, utilizando o lubrificante preparado foi $\mu=0,03$, que pode ser associado a uma excelente condição de lubrificação. Esse valor de coeficiente de atrito é menor que os encontrados empregando-se fosfatização de zinco associado com MoS_2 (ROQUE, 1996) e semelhante ao encontrado quando utilizada uma mistura de fluido de transmissão e borato de sódio (DESHMUKH *et al.*, 2006).

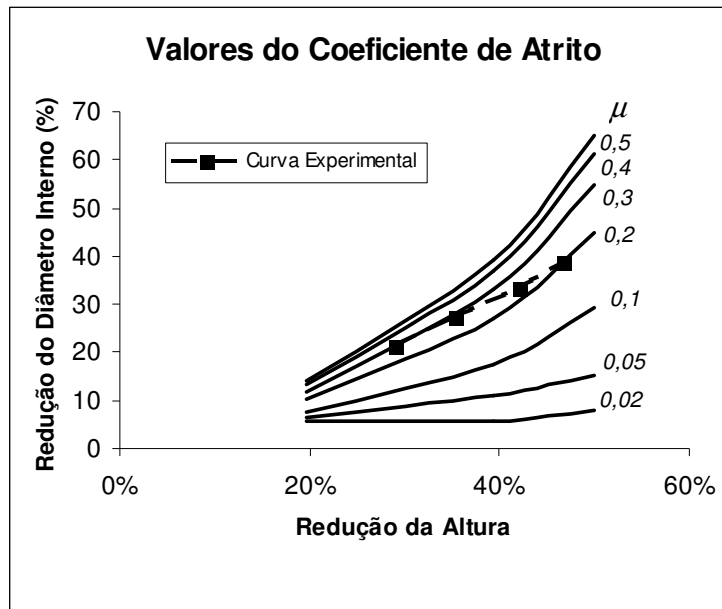


Figura 4.6 – Valores de coeficiente de atrito (μ) encontrados nos ensaios de anel.

4.5 – Ensaios de forjamento

4.5.1 – Ensaios de forjamento preliminares

As cargas médias necessárias para a deformação dos tarugos nos ensaios de forjamento preliminares são apresentadas na Figura 4.7. Pode-se observar que a menor carga (46 kN) é encontrada no forjamento a quente, em que o tarugo foi deformado a 1150°C, ou seja, a deformação ocorreu na zona de recristalização e resultou em grãos ferríticos e perlíticos (Figura 4.8a) com tamanho médio de grão ferrítico de 6 μm . Essa microestrutura está semelhante, em termos de morfologia e de tamanho de grão, à microestrutura do tarugo de partida, ou seja, provavelmente sem ganho de resistência mecânica, de modo que o tratamento térmico de tempera e revenimento será necessário para alcançar as propriedades mecânicas desejadas.

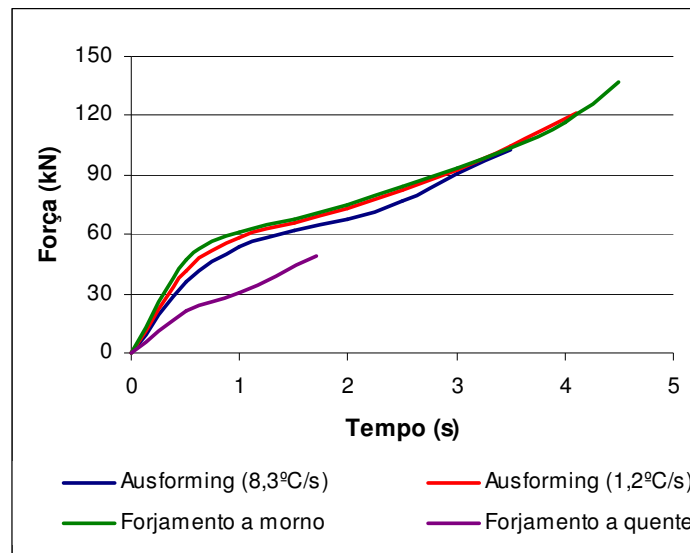


Figura 4.7 – Curvas de forjamento para os ensaios preliminares.

Por outro lado a maior carga (137 kN) foi apresentada pelo forjamento a morno, cuja deformação ocorreu na zona de não recristalização dos grãos austeníticos, resultando em um microestrutura refinada (Figura 4.8b), com tamanho de grão médio de 2,8 μm e aproximadamente 50% de perlita.

O processo *ausforming* com taxa de resfriamento de 1,2°C/s apresentou uma carga menor (122 kN) que o forjamento a morno, pois foi deformado em uma zona metaestável da austenita. A microestrutura resultante (Figura 4.8c) é bastante refinada, com tamanho de grão médio de 2,5 μm e a fase perlítica é maior (66%). Embora possa ter ocorrido um aumento do limite de resistência pelo refino de grão, uma porção perlítica maior acarreta em prejuízo na tenacidade do material (MATLOCK *et al.*, 2001).

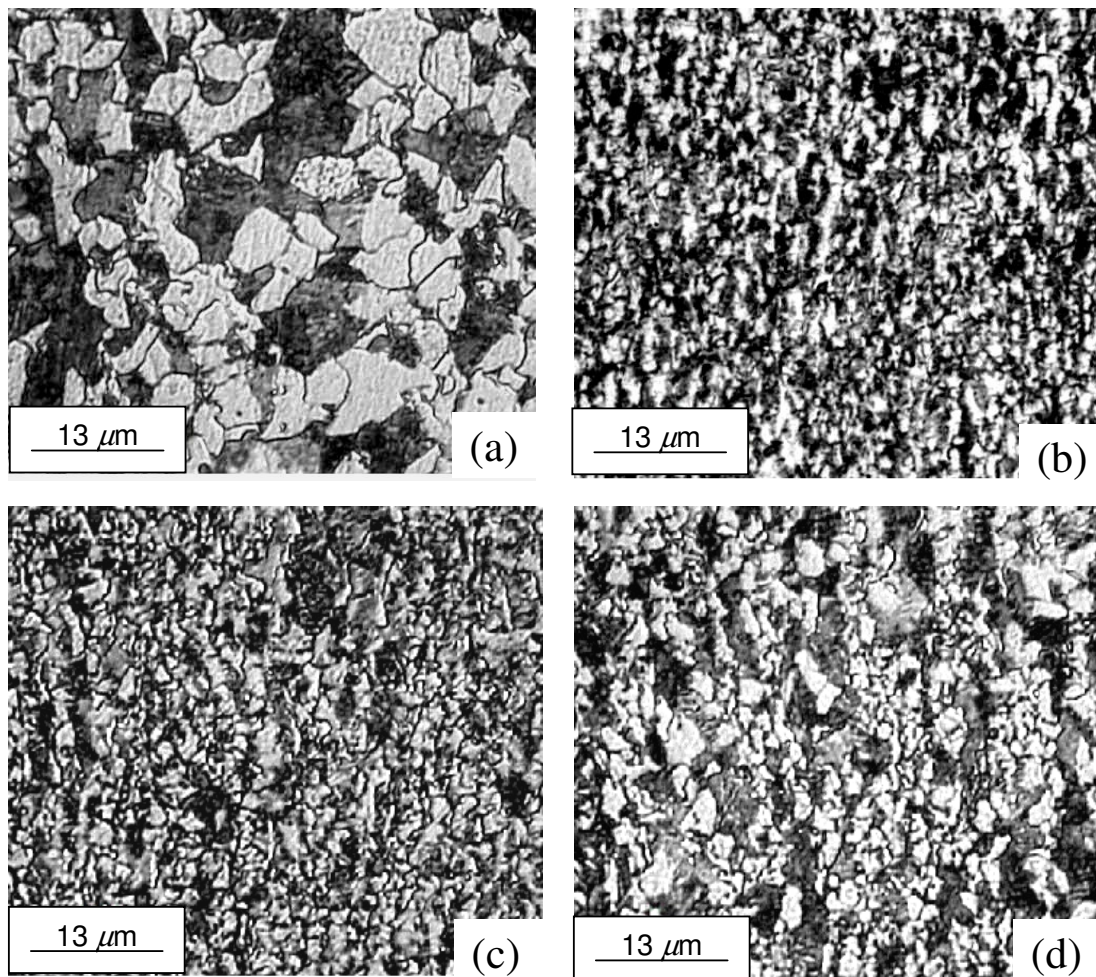


Figura 4.8– Micruestrutura resultante dos processos (ensaios preliminares): a) forjamento a quente; b) forjamento a morno; c) *ausforming* (8,3°C/s); d) *ausforming* (1,2°C/s).

Por fim o processo *ausforming* com taxa de resfriamento de 8,3°C/s foi o que apresentou a menor carga (103 kN) em comparação ao *ausforming* anterior e ao forjamento a morno. A

diferença de carga é de 34% em relação ao forjamento a morno, portanto considerável, pois implica em prensas com menor capacidade e menor consumo de energia. A deformação também ocorreu em uma zona metaestável da austenita, com microestrutura resultante (Figura 4.8d) refinada, composta por ferrita e perlita, cujo tamanho de grão médio é de 3 μm e que apresenta 57% de fase perlítica.

Referente ao tamanho de grão austenítico (Figura 4.9), observa-se que os precipitados de Ti ancorou o crescimento de grão, confirmando a afirmação feita por Matlock *et al.* (2001). Pois conforme a Figura 2.4 (capítulo 2), o tamanho de grão austenítico para um aço microligado ao V, aquecido a uma temperatura de 1150°C seria de aproximadamente 40 μm . Já para um aço microligado ao V-Ti aquecido a mesma temperatura apresentaria um tamanho de grão próximo de 23 μm . A microestrutura mostrada nessa figura apresenta um tamanho de grão austenítico médio de 24 μm , quando o aço estudado foi aquecido a 1150°C. Isso foi possível pois a porcentagem de Ti encontrada na composição química está em quantidade satisfatória, de acordo com o recomendado na revisão bibliográfica (CARSÍ *et al.*, 1997 & MATLOCK *et al.*, 2001), em termos de ancoragem do tamanho de grão austenítico em altas temperaturas.

Com os resultados preliminares foi possível definir a viabilidade do estudo e os processos que deveriam ser empregados nos ensaios de forjamento, com as ferramentas fabricadas.

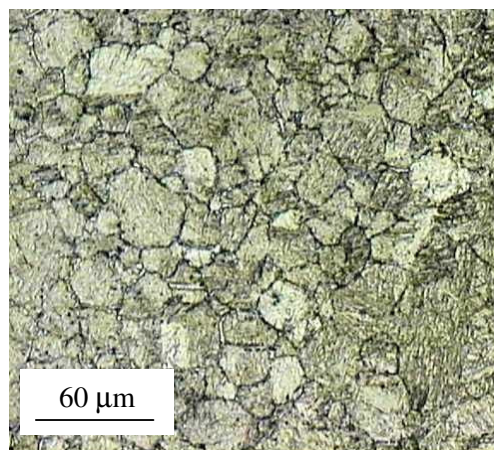


Figura 4.9 – Grãos austeníticos, material aquecido até 1150°C e resfriado bruscamente em água.

4.5.2 – Ensaios de forjamento do produto

4.5.2.1 – Ensaios no laboratório

O ensaio de forjamento realizado no Laboratório de Conformação Mecânica – DEMA – FEM – UNICAMP, na condição de forjamento a quente ocorreu normalmente dentro da capacidade de carga da prensa hidráulica empregada. Porém quando foi realizado o ensaio de forjamento a morno, a prensa não teve capacidade suficiente para a conformação dos braços do produto. A dificuldade em deformar o material no processo de forjamento a morno é atribuída a baixa velocidade de deslocamento desse equipamento. A Figura 4.10 apresenta os corpos de prova forjados a quente e a morno, na qual nota-se a diferença de deformação entre os processos causada pela falta de capacidade da prensa.



Figura 4.10 – Corpos de prova forjados no laboratório: a) a quente e b) a morno.

4.5.2.2 – Ensaio na fábrica

A empresa Polimec, situada na cidade de Hortolândia, disponibilizou uma prensa hidráulica de 3200 kN (velocidade de 14mm/s) para os ensaios de forjamento, que foi instrumentada a fim de medir-se as cargas de forjamento.

As curvas dos valores médios de carga de forjamento, em função do tempo de processo, estão mostradas na Figura 4.11. O processo de forjamento corresponde ao trecho que vai do instante zero até a carga máxima, sendo a queda posterior devida ao retorno do punção superior.

Nota-se nessas curvas, como esperado, que a menor carga ocorreu no processo de forjamento a quente. Também se observa que o processo de forjamento *Ausforming 1* apresentou a menor carga, quando comparado aos processos *Ausforming 2* e a morno. A Tabela 4.1 apresenta os valores médios e os desvios padrão das cargas máximas de forjamento para cada processo empregado.

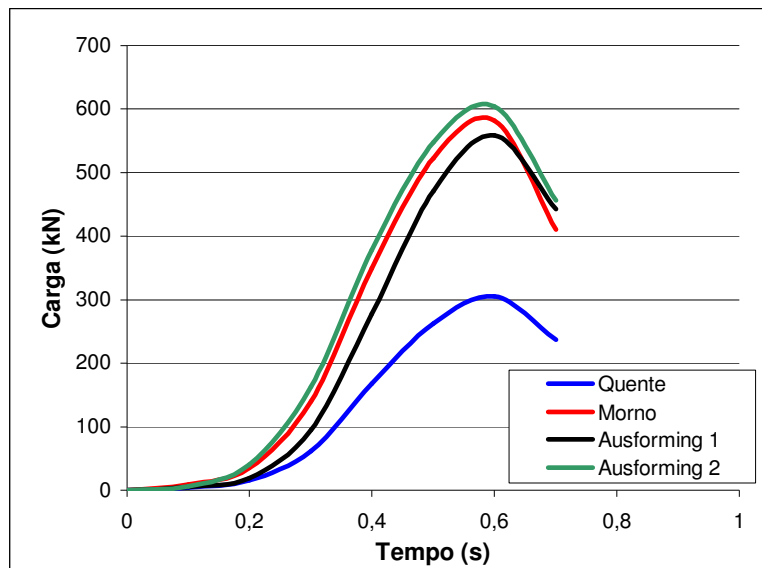


Figura 4.11 – Curvas médias da carga de forjamento.

O teste de contraste foi realizado com 95% de nível de confiança e mostrou que somente o processo de forjamento a quente apresenta média estatisticamente menor que os demais

processos. Portanto para os processos *Ausforming 1*, *Ausforming 2* e a morno, pode-se afirmar que as cargas máximas médias são estatisticamente iguais.

Nota-se que a carga máxima média obtida no forjamento a morno está coerente com os resultados apresentados no item 4.2 desse capítulo, no qual a carga estimada para o forjamento é de 530 kN, ou seja, muito próxima da obtida experimentalmente (apenas 9% de diferença da carga média).

Tabela 4.1 – Valores médios e desvio-padrão das cargas máximas de forjamento.

Processo	Carga (kN)	Desvio-Padrão (kN)
Quente	305,50	25,6
Morno	582,25	26,0
<i>Ausforming 1</i>	559,28	28,7
<i>Ausforming 2</i>	604,12	51,2

As Figuras 4.12 a 4.15 ilustram os produtos característicos obtidos nos ensaios de forjamento. Todos os produtos obtidos apresentaram as medidas especificadas na Figura 3.3 do capítulo 3. A única exceção foi para o forjamento a quente que apresentou altura menor (2mm em média), o que indica que um maior grau de deformação foi alcançado para esse processo. Acredita-se que isso ocorreu por algum desvio de setup da máquina (prensa), visto que a máquina deveria parar no fim de curso, independentemente da carga aplicada.



Figura 4.12 – Produto forjado pelo processo de forjamento a quente.

Pode-se observar nas Figuras 4.12 e 4.15 (forjamento a quente e *Ausforming 2*), em destaque na circunferência branca, que ocorreu uma falha superficial de preenchimento no corpo e nos braços do produto, gerando um defeito de conformação. Para o forjamento a morno (Figura 4.13) também ocorreu o defeito de conformação, pela falta de preenchimento no corpo do produto. O único processo de forjamento que não apresentou falha de preenchimento em nenhuma das peças obtidas, foi o *Ausforming 1* (Figura 4.14). Portanto, em termos de preenchimento da matriz sem defeito superficial, o processo *Ausforming 1* mostrou-se o processo mais adequado.

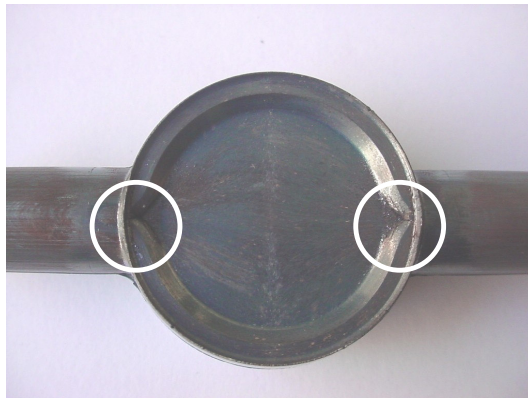


Figura 4.13 – Produto forjado pelo processo de forjamento a morno.



Figura 4.14 – Produto forjado pelo processo de forjamento *Ausforming 1*.

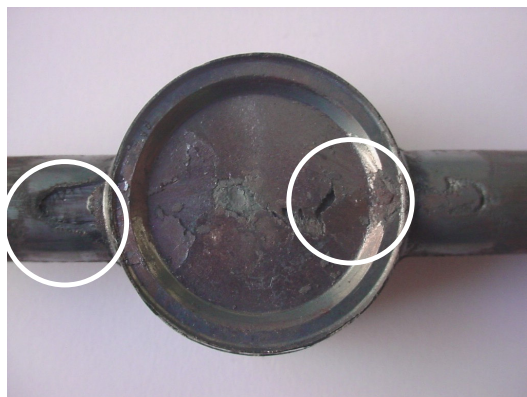


Figura 4.15 – Produto forjado pelo processo de forjamento *Ausforming 2*.

4.6 – Caracterização dos produtos

4.6.1 – Ensaio mecânicos

4.6.1.1 – Ensaio de tração

As propriedades mecânicas médias obtidas em ensaios de tração são apresentadas na Tabela 4.2. Estatisticamente a média do limite de resistência à tração do processo *Ausforming 1* é maior que as médias dos demais processos de forjamento empregados neste estudo, e que estatisticamente a média do processo a quente é maior que o processo a morno.

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas dos produtos forjados (Ensaio de Tração).

Processo	Limite de Escoamento (MPa)	Desvio Padrão (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Desvio Padrão (MPa)	Alongamento máximo (%)	Desvio Padrão (%)
Quente	648,06	7,33	892,63	13,17	16,03	0,73
Morno	591,76	6,34	803,92	16,98	20,42	0,44
<i>Ausforming 1</i>	720,38	6,00	1098,62	16,79	14,96	0,94
<i>Ausforming 2</i>	716,18	37,55	934,58	12,47	17,89	0,28

As médias do limite de escoamento para o processo de forjamento *Ausforming 1* e *Ausforming 2* são estatisticamente iguais e são maiores que dos demais processos de forjamento.

Constatou-se também que a média do limite de escoamento para o processo a quente é estatisticamente maior que a do processo a forno.

As médias do alongamento máximo para os processos de forjamento a quente e *Ausforming 1* são estatisticamente iguais e menores quando comparadas aos processos a forno e *Ausforming 2*. Entretanto, o processo de forjamento a forno apresentou estatisticamente o maior alongamento máximo.

Observa-se pelos resultados do ensaio de tração que o processo *Ausforming 1* apresentou as melhores propriedades mecânicas (limite de resistência a tração e limite de escoamento), com uma pequena redução do alongamento máximo, o que é coerente com os resultados encontrados por Prasad e Sarma (2005a, 2005b), que concluíram que a temperatura de austenitização mais elevada, favoreceu o aumento das propriedades mecânicas (limite de resistência à tração e limite de escoamento) de aços microligados submetidos a um tratamento termomecânico de laminação e que a presença de ferrita, perlita, ferrita acicular e bainita granular contribuíram para o aumento da resistência mecânica. Anteriormente os mesmos autores (PRASAD & SARMA, 2003) já haviam constatado que além de aumentar as propriedades mecânicas, as maiores temperaturas de austenitização diminuem o alongamento (ductilidade) e que a bainita granular é constituída por ferrita acicular e martensita/austenita retida (após análises por microscopia eletrônica de transmissão).

Notou-se também que o processo de forjamento a quente apresentou propriedades mecânicas (limite de resistência a tração e limite de escoamento) superiores ao processo de forjamento a forno. Esse resultado em especial contraria a literatura em geral, que cita o forjamento a forno como um processo clássico de aumento de resistência mecânica quando comparado ao forjamento a quente, obtendo-se boa combinação de resistência e tenacidade (GARCÍA-MATEO *et al.*, 2000). No item 4.6.4 a análise por MET permitirá explicar esse resultado inesperado.

4.6.1.2 – Ensaio de fadiga em flexão rotativa

Como descrito no capítulo 3, aplicou-se uma tensão de ensaio que direcionasse para a falha dos corpos de prova provenientes do processo de forjamento a quente. A Figura 4.16 apresenta uma estimativa da curva S-N'' obtida desse método para determinação do limite de fadiga. Os resultados do ensaio de fadiga para todos os processos estão apresentados na Tabela 4.3. Nota-se que para todos os ensaios aplicou-se um carregamento de 474 MPa equivalente à 0,534 LRT do produto obtido no processo de forjamento a quente.

Para realização do teste estatístico foi desprezado o resultado da réplica A13 (21.405.000 ciclos), pois trata-se de um valor muito grande quando comparado aos outros resultados para esse mesmo processo de forjamento (*Ausforming I*). Entretanto, o valor apresentado para a réplica A13 é importante, pois demonstra que a limitação de cinco milhões de ciclos foi satisfatória para estabelecer que os corpos de prova estão abaixo do limite de fadiga. Nota-se também que a tensão aplicada nos ensaios está praticamente no limiar do limite de fadiga para o processo de forjamento a quente, visto que houve uma grande dispersão dos resultados, resultante não do processo de aplicação de carga, mas pelo próprio limite de fadiga do material.

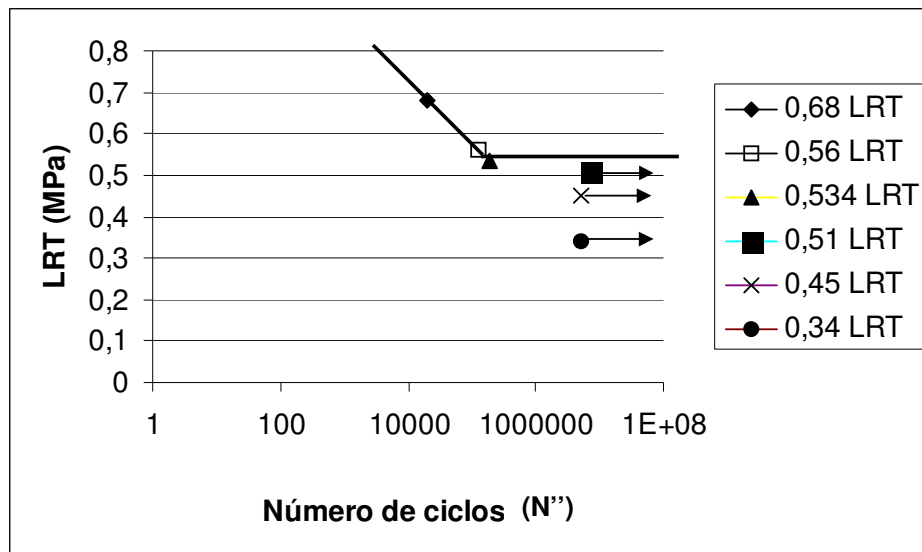


Figura 4.16 – Curva S-N'' para o processo de forjamento a quente.

Estatisticamente, as médias dos processos de forjamento *Ausforming 1* e *Ausforming 2* são maiores que as apresentadas nos processos a quente e a morno. Por sua vez, também constatou-se que as médias dos processos de forjamento a morno e a quente são estatisticamente iguais. Observa-se que qualitativamente o processo de forjamento a quente apresentou melhores resultados de resistência a fadiga que o processo de forjamento a morno, pois se fosse desconsiderado o resultado da réplica “Q8” (Tabela 4.3), as médias seriam estatisticamente diferentes.

Tabela 4.3 – Número de ciclos em fadiga por flexão rotativa.

Processo	Réplica	Tensão de Flexão (MPa)	Número de ciclos (voltas)	Média / Desvio Padrão
Quente	Q1	474	2.083.000	1.149.600 ± 948.965
	Q8		185.000	
	Q12		1.180.000	
Morno	M3	474	103.200	96.940 ± 38.453
	M5		48.100	
	M6		142.500	
	M7		122.000	
	M10		68.900	
<i>Ausforming1</i>	A8	474	6.088.700	6.404.833 ± 328.312
	A10		6.744.100	
	A11		6.381.700	
	A13		21.405.400	
<i>Ausforming2</i>	A19	474	5.052.500	6.096.300 ± 966.470
	A20		5.498.700	
	A21		6.852.000	
	A22		6.982.000	

A Figura 4.17 apresenta uma imagem da superfície de fratura da réplica M3, que falhou por fadiga. Nota-se na Figura 4.17(a) duas regiões de nucleação da trinca de fadiga. A Figura 4.17(b) indica com maior detalhe a região 2. As Figuras 4.17(c) e (d) apresentam a superfície de

crescimento da trinca por fadiga isenta de inclusões não metálicas. Essa observação foi realizada para todas as réplicas que falharam por fadiga e também não foi constatada a presença de inclusões não metálicas nas superfícies de crescimento por fadiga.

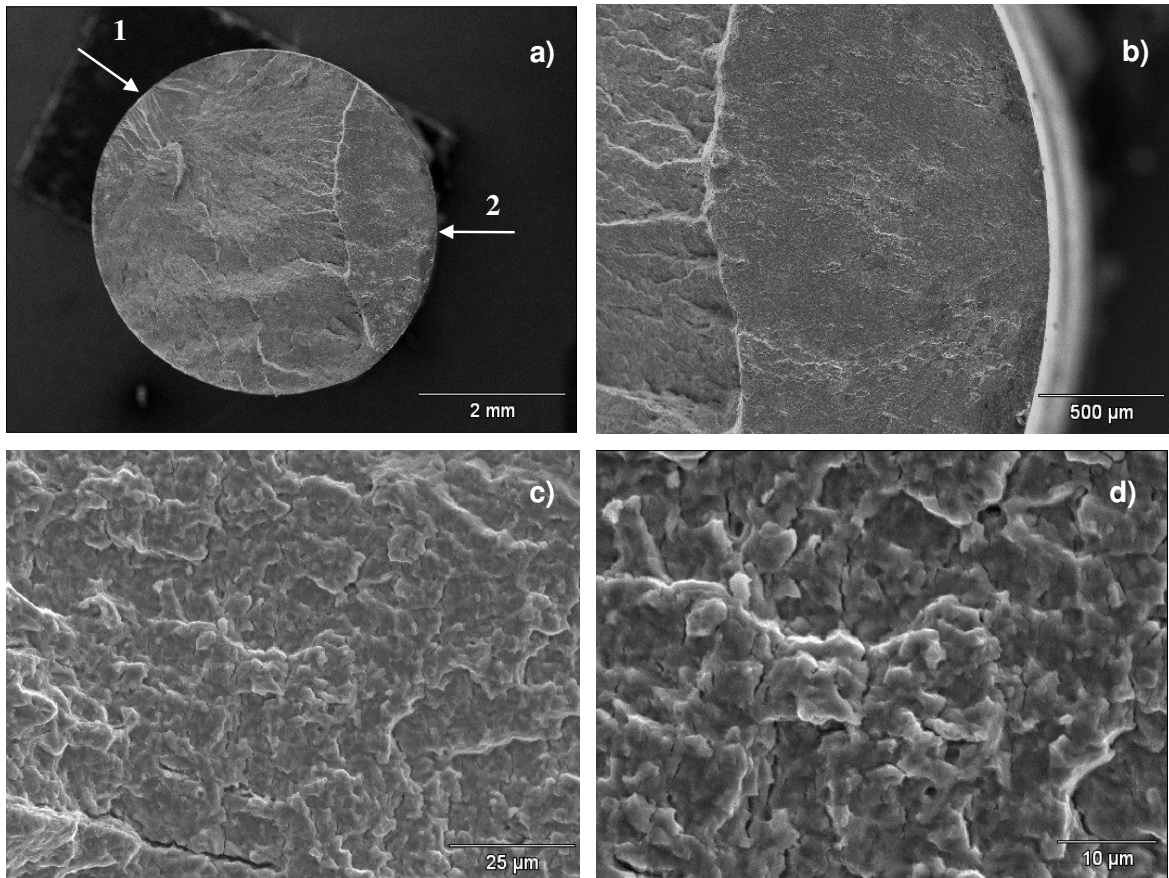


Figura 4.17 – Superfície de fratura: a) toda superfície (macroscópico), b) região 2 de nucleação e crescimento (macroscópico), c) e d) região de crescimento (microscópico).

A Figura 4.18 apresenta alguns corpos de prova após o ensaio de fadiga e submetidos ao ensaio de líquido penetrante, que demonstrou que para os processos de *Ausforming* (1 e 2), os corpos de prova não apresentaram trincas superficiais de fadiga.

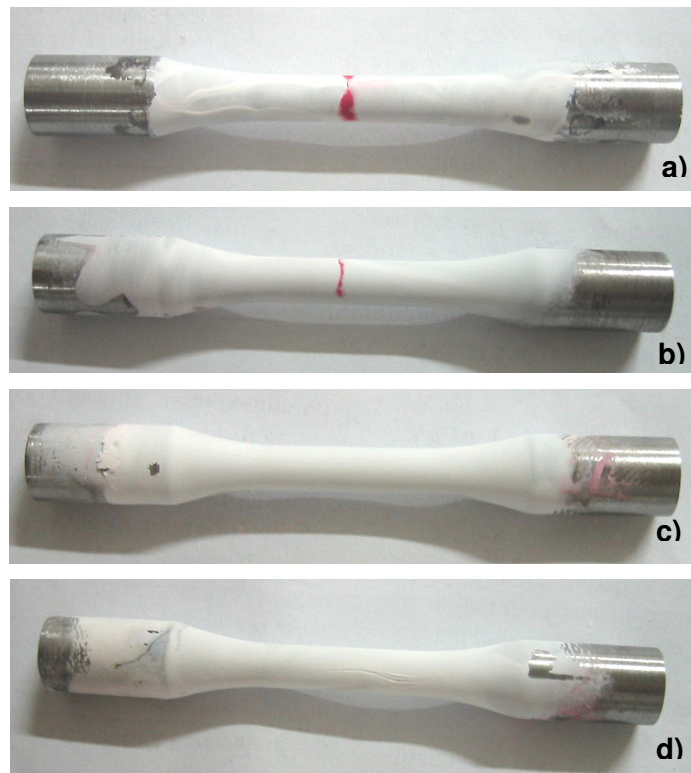


Figura 4.18 – Corpos de prova após ensaio de líquido penetrante: a) Processo de forjamento a quente, b) a morno, c) *Ausforming 1* e d) *Ausforming 2*.

4.6.1.3 – Ensaio de tenacidade a fratura

As curvas de carga x abertura da pré-trinca de fadiga dos ensaios de flexão em três pontos estão apresentadas nas Figuras 4.19 a 4.22. Para todos os ensaios não ocorreu fratura frágil dos corpos de prova, mas somente sua deformação permanente. A fratura frágil apresentada na Figura 4.23 foi resultado do resfriamento a -196°C (nitrogênio líquido) e pequena carga de impacto.

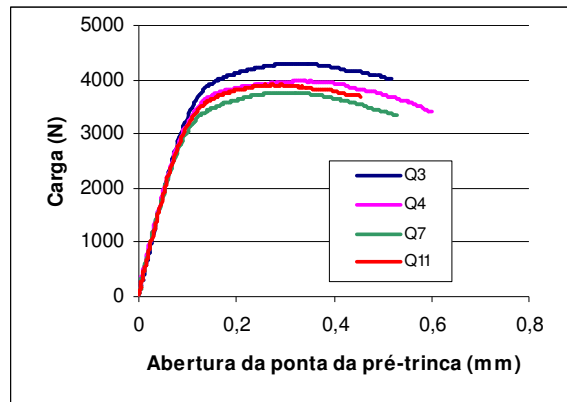


Figura 4.19 – Curvas de carga x abertura da ponta de pré-trinca de fadiga (processo a quente).

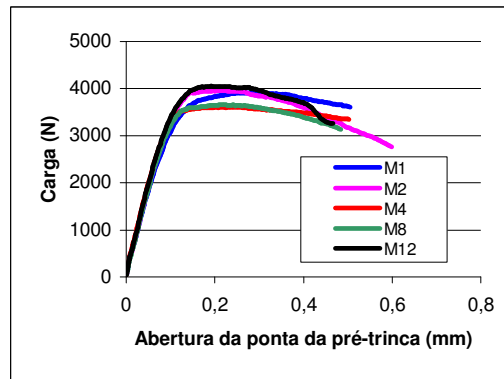


Figura 4.20 – Curvas de carga x abertura da ponta de pré-trinca de fadiga (processo a morno).

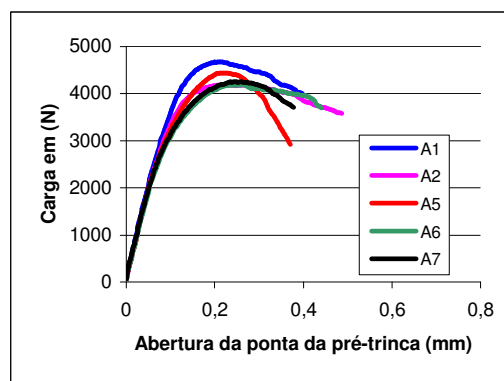


Figura 4.21 – Curvas de carga x abertura da ponta de pré-trinca de fadiga (processo a *Ausforming I*).

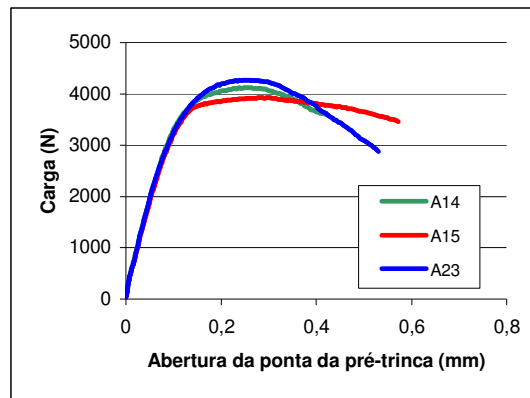


Figura 4.22 – Curvas de carga x abertura da ponta de pré-trinca de fadiga (processo *Ausforming 2*).

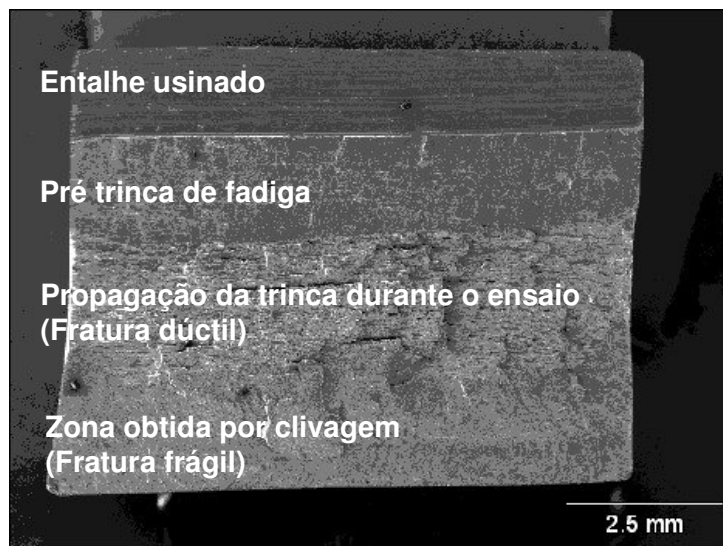


Figura 4.23 – Corpo de prova (M1) após o ensaio de flexão em três pontos e fratura frágil em nitrogênio líquido.

A Tabela 4.4 apresenta os resultados parciais do ensaio de tenacidade a fratura (P_q, K_{Ic}), bem como as medidas dos corpos de prova após usinagem (W e B) e o comprimento da pré-trinca de fadiga (a_i).

Nota-se que alguns ensaios apresentaram razão ($R=P_{m\acute{a}x}/P_q$) inferiores a 1,10, sinalizando que pode existir uma correlação entre K_{Ic} e K_{Iq} . Após realizar os cálculos conforme a Equação

3.2 (Capítulo 3), constatou-se que não existe nenhuma correlação entre o K_q obtido dos ensaios de flexão em três pontos, para os processos de forjamento a quente, a morno, *Ausforming 1* e *Ausforming 2* e o fator de intensidade de tensão K_{Ic} (ASTM E399:1997; E1290:1999 e E1820:1999).

Os resultados do ensaio de CTOD (δ_m – deslocamento de abertura da ponta da trinca definido na carga máxima) são apresentados na Tabela 4.5, para os processos empregados neste trabalho.

Tabela 4.4 – Resultados parciais do ensaio de tenacidade a fratura.

	P_q (kN)	$P_{máx}$ (kN)	R	S (cm)	B (cm)	W (cm)	a_i (cm)	a_i/W	$f(a_i/W)$	K_q (MPa.m ^{1/2})
Quente	3,87	4,30	1,110	4	0,910	0,916	0,486	0,530	2,94	57,06
	3,59	3,98	1,108		0,916	0,912	0,488	0,535	2,99	53,79
	3,28	3,76	1,148		0,914	0,910	0,497	0,546	3,09	51,05
	3,51	3,90	1,114		0,912	0,908	0,485	0,534	2,99	53,12
Morno	3,54	3,91	1,104		0,910	0,918	0,482	0,525	2,89	51,14
	3,87	3,96	1,024		0,920	0,914	0,490	0,536	2,99	57,55
	3,52	3,61	1,024		0,910	0,916	0,483	0,527	2,94	51,96
	3,56	3,65	1,025		0,912	0,908	0,480	0,528	2,94	53,07
	3,84	4,05	1,046		0,906	0,912	0,486	0,532	2,94	57,22
<i>Ausforming 1</i>	4,42	4,68	1,060		0,918	0,916	0,476	0,519	2,84	62,33
	3,86	4,19	1,086		0,920	0,912	0,463	0,507	2,70	51,99
	3,67	4,45	1,212		0,914	0,910	0,482	0,529	2,94	54,37
	3,42	4,19	1,223		0,910	0,910	0,479	0,526	2,89	50,11
	3,60	4,25	1,181		0,916	0,916	0,499	0,545	3,09	55,42
<i>Ausforming 2</i>	3,80	4,12	1,103		0,910	0,910	0,496	0,545	3,09	58,42
	3,71	3,93	1,060		0,910	0,914	0,491	0,537	3,04	56,73
	3,76	4,27	1,137	0,910	0,910	0,484	0,531	2,94	56,23	

R= $P_{máx}/P_q$

Tabela 4.5 – Resultados obtidos com o ensaio de CTOD.

Processo	δ_m (mm) – Média e desvio padrão
Quente	0,0737 ± 0,0044
Morno	0,0549 ± 0,0067
<i>Ausforming 1</i>	0,0537 ± 0,0036
<i>Ausforming 2</i>	0,0618 ± 0,0031

A melhor condição de tenacidade a fratura (qualitativamente) é para o processo de forjamento *Ausforming 1* e a pior para o processo de forjamento a quente. Contudo, as médias dos resultados do ensaio de CTOD (δ_m), para os processos de forjamento *Ausforming 1*, *Ausforming 2* e a morno são estatisticamente iguais e somente ocorre diferença estatística entre estes e a média do forjamento a quente. Portanto, pode-se afirmar que os processos de forjamento *ausforming1*, *ausforming2* e a morno possuem melhores propriedades de tenacidade a fratura (parâmetro δ_m) que o processo de forjamento a quente.

4.6.1.4 – Ensaio de dureza

A Tabela 4.6 apresenta os resultados do ensaio de dureza na superfície dos corpos de prova, na qual nota-se que o processo *Ausforming 1* apresentou a maior média e a análise estatística confirmou que a média desse processo é estatisticamente maior que as dos processos de forjamento *Ausforming 2*, a morno e a quente. Isso confirma a relação direta de dureza e limite de escoamento (DIETER, 1981), ou seja, quanto maior for a dureza, maior é a limite de escoamento.

Tabela 4.6 – Dureza na superfície dos corpos de prova (HRC).

Processo	Mínima	Máxima	Média	Desvio-Padrão
Quente	21	26	24,1	1,5
Morno	20	25	23,3	1,4
<i>Ausforming 1</i>	28	35	31,4	2,6
<i>Ausforming 2</i>	25	28	26,9	1,0

4.6.2 – Ensaio de rugosidade superficial

Os resultados do ensaio de rugosidade superficial são apresentados na Tabela 4.7. Aparentemente o produto com melhor acabamento superficial é o obtido pelo processo de forjamento a morno, mas estatisticamente as médias são iguais, devido à grande dispersão dos resultados, que é uma característica de produtos metálicos obtidos em processos de conformação a quente.

Tabela 4.7 – Rugosidade superficial (Ra - μm).

Processo	Mínima	Máxima	Média	Desvio Padrão
Quente	0,69	16,50	4,71	4,62
Morno	2,11	6,45	3,28	1,35
<i>Ausforming 1</i>	0,81	11,18	4,35	3,30
<i>Ausforming 2</i>	0,49	8,37	4,20	2,70

4.6.3 – Microscopia óptica

4.6.3.1 – Caracterização de grãos ferríticos

Os tamanhos médios de grão ferrítico são apresentados na Tabela 4.8. Como os grãos ferríticos não apresentaram diferença estatística entre a direção transversal e a longitudinal, a análise estatística (contraste das médias) foi realizada apenas no sentido transversal do produto, quando compararam-se os diferentes processos de forjamento e entre as regiões 1 (corpo) e 2 (braço).

Para a região 1 (corpo), a média do tamanho de grão ferrítico para o processo de forjamento a quente é estatisticamente maior que a média dos processos de forjamento a morno, *Ausforming 1*, *Ausforming 2*. Entretanto, para a região 2 (braço) as médias do tamanho de grão ferrítico são estatisticamente iguais para todos os processos.

Nota-se também que para os processos de forjamento *Ausforming 1* e *Ausforming 2* aparentemente houve crescimento do grão ferrítico na região 2, devido a essa região ter maior

energia (térmica e mecânica) para a recristalização estática, pois apresenta menor troca de calor com a ferramenta de forjamento. Porém, estatisticamente, somente o processo *Ausforming 1* teve média maior de tamanho de grão, quando foi comparada a região 1. No forjamento a morno não ocorreu diferença estatística entre as regiões.

Tabela 4.8: Tamanho de grão ferrítico.

Processo	Média e Desvio Padrão (μm)			
	Região 1 (corpo)		Região 2 (braço)	
	Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal
Quente	5,20 \pm 1,14	5,51 \pm 1,06	3,43 \pm 0,54	3,34 \pm 0,75
Morno	2,93 \pm 0,53	3,68 \pm 0,73	3,50 \pm 0,52	3,47 \pm 0,53
<i>Ausforming 1</i>	2,58 \pm 0,45	2,42 \pm 0,39	3,96 \pm 0,75	3,65 \pm 0,82
<i>Ausforming 2</i>	3,25 \pm 0,37	2,58 \pm 0,45	4,00 \pm 0,91	4,06 \pm 0,85

As Figuras 4.24 a 4.29 representam as microestruturas resultantes após os processos de forjamento. A Figura 4.24 apresenta a microestrutura do produto após o processo de forjamento a quente. Nota-se que as microestruturas apresentadas na Figuras 4.24a e 4.24c, são basicamente constituídas de grãos ferríticos e perlíticos, distribuídos homogeneamente. No entanto, para as microestruturas das Figuras 4.24b e 4.24d, o tamanho de grão ferrítico diminui (como abordado anteriormente) e observa-se maior presença de aglomerados de perlita (qualitativamente colônias maiores).

As microestruturas apresentadas na Figura 4.25 são referentes ao produto resultante do processo de forjamento a morno, na qual se observa que as microestruturas apresentam grãos refinados, distribuídos de forma homogênea e as fases são formadas por ferrita e perlita. Embora a microestrutura esteja refinada, isto não garantiu um melhora das propriedades mecânicas (vide item 4.6.6.1), pois o limite de escoamento e o limite de resistência à tração são estatisticamente menores que os do forjamento a quente que tem tamanho de grão ferrítico médio maior na região central, embora na região dos braços o tamanho de grão ferrítico médio seja estatisticamente igual ao do forjamento a morno.

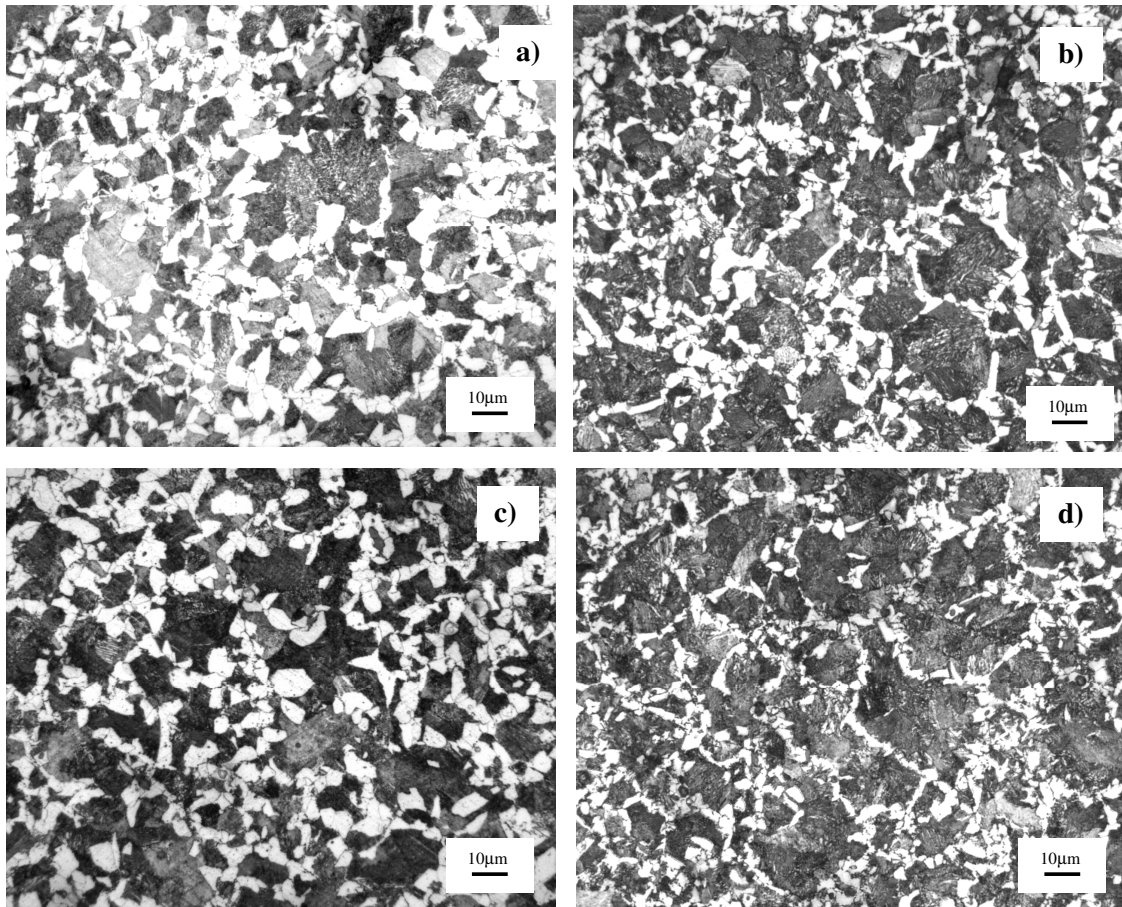


Figura 4.24 – Microestrutura do produto após o forjamento a quente:

a) corpo/transversal, b) braço/transversal, c) corpo/longitudinal, d) braço/longitudinal.

Esse resultado contraria a literatura em geral, que apresenta para tamanho de grãos menores, um limite de resistência esperado maior. Contudo, para o forjamento a morno, a baixa temperatura de encharque aplicada (800°C), conduz ao refino da microestrutura austenítica e em consequência a adição de um microligante (Ti) não é requerida (GARCÍA-MATEO *et al.*, 2001). Em nosso estudo tem-se também o V como agente microligante, assim os precipitados não dissolvidos não contribuem para a resistência final dos produtos forjados a morno (pelo mecanismo de endurecimento por precipitação), como mostrado nos trabalhos de García-Mateo *et al.* (2000) & García-Mateo *et al.* (2001).

Por outro lado, no forjamento a quente convencional, a utilização de elementos microligantes tais como Ti ou V, tornou-se o principal meio para obtenção de aços ferrítico-perlíticos com boa combinação de resistência e tenacidade como discutido no trabalho de García-Mateo *et al.* (2001).

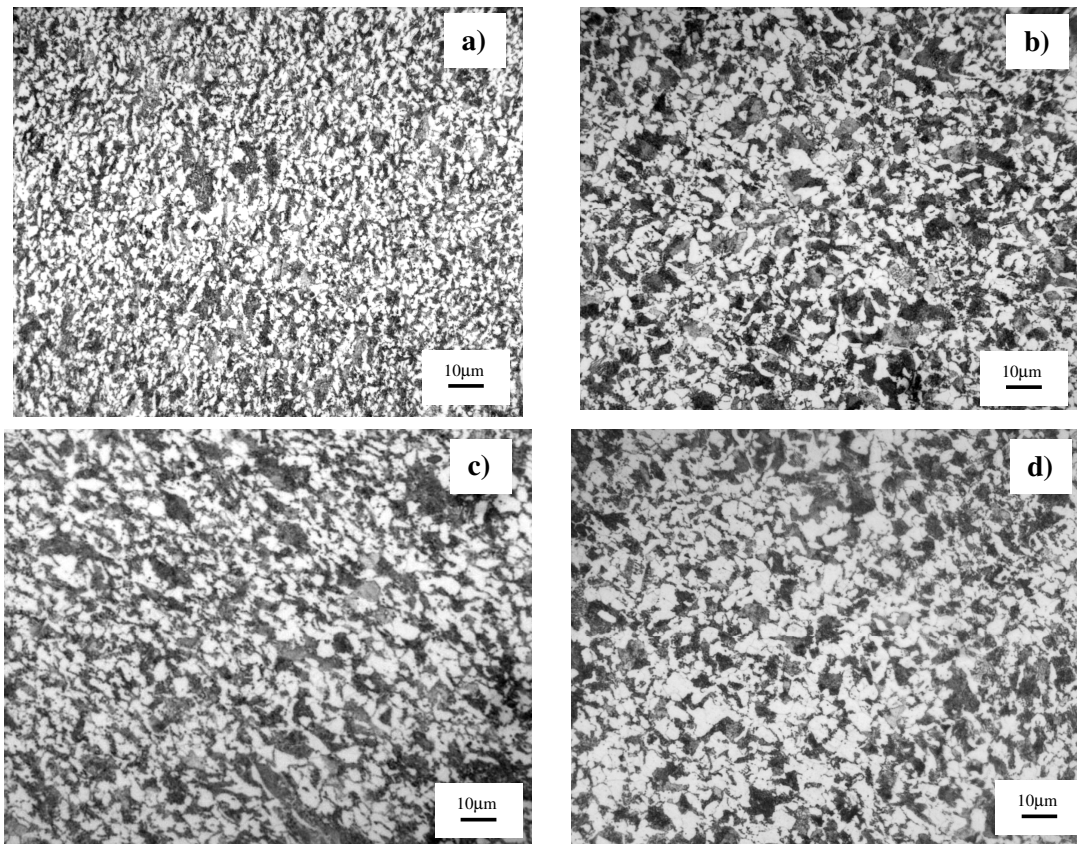


Figura 4.25 – Microestrutura do produto após o forjamento a morno:

a) corpo/transversal, b) braço/transversal, c) corpo/longitudinal, d) braço/longitudinal.

Na Figura 4.26 são apresentadas as microestruturas do produto após o processo de *Ausforming 1*. As Figuras 4.26a e 4.26.c apresentam-se constituídas pelos microconstituintes perlita, ferrita e também ferrita acicular, que não havia sido identificada na construção da curva CCT (Figura 4.7) para o material de partida.

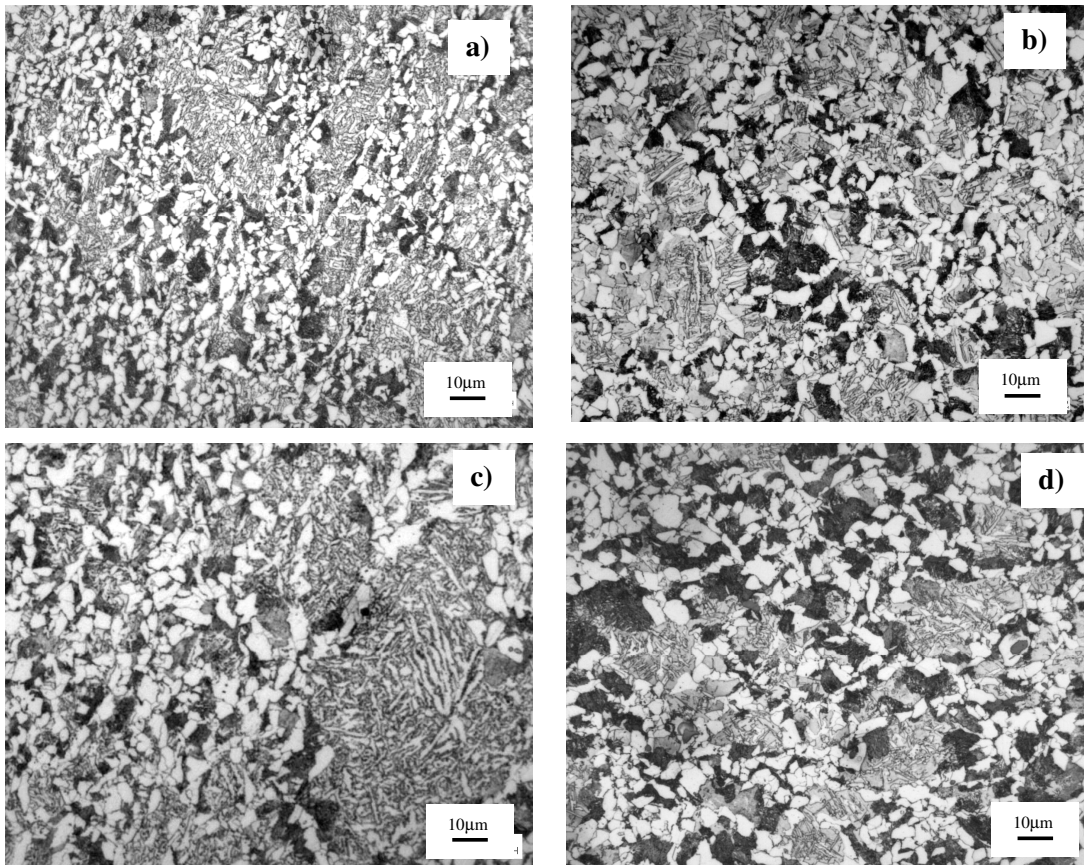


Figura 4.26 – Microestrutura do produto após o forjamento *Ausforming 1*:
a) corpo/transversal, b) braço/transversal, c) corpo/longitudinal, d) braço/longitudinal.

Deve-se salientar que, considerando-se a origem dos componentes citados, a similaridade no aspecto das estruturas bainita e ferrita acicular dificulta sua identificação. Neste estudo classificou-se a estrutura a partir da comparação das imagens apresentadas na literatura que trata de aços microligados.

Segundo Lee, *et al.* (2003), Bhadeshia (1998), Drobnjak & Koprivica (1996) e Sugden & Bhadeshia (1989) há evidências de que em muitos casos a ferrita acicular é, de fato, bainita que nucleou intragranularmente nas inclusões presentes no material. Enquanto a bainita é formada por pacotes de placas de ferrita paralelas, a ferrita acicular é muito mais irregular, com placas em diferentes planos. Esses feixes de placas não-alinhadas produzem um aumento da tenacidade (sem comprometer o limite de escoamento), pois ao contrário da bainita, qualquer trinca que se

forme, deverá caminhar por diferentes planos cristalográficos, dificultando sua propagação. Prasad & Sarma (2003) investigaram por microscopia eletrônica de transmissão a bainita granular presente em aços microligados tratados por processos termomecânicos e constaram que a mesma é constituída de ferrita acicular e austenita/martensita.

Na região 2 (Figuras 4.26b e 4.26d), a microestrutura também é constituída de grãos ferríticos e perlíticos, porém a quantidade de ferrita acicular aparentemente diminui, talvez devido à taxa de transferência de calor ter sido diminuída e o grau de deformação aumentada nessa região (SILVA *et al.*, 2006).

As microestruturas resultantes para o produto do processo de forjamento *Ausforming 2* são apresentadas na Figura 4.27. Essas microestruturas são constituídas das fases ferrítica e perlítica e como discutido anteriormente, apresentam tamanho de grão médio ferrítico igual nas duas regiões (no sentido transversal). A deformação, como a do processo de forjamento *Ausforming 1* deu-se com a austenita metaestável e na região de não recristalização. Portanto, a granulação ferrítica fina pode ter ocorrido por transformação induzida por tensão e por encruamento do material (geração de defeitos internos atuando como sítios para a nucleação), pois a temperatura de deformação foi abaixo da linha Ac_3 (848°C). Possivelmente se a deformação ocorresse em uma temperatura próxima e acima da linha Ac_3 poderíamos ter resultados de carga de forjamento menores que as contabilizadas para o processos de forjamento *Ausforming 1* e *Ausforming 2*, pois o principal mecanismo para a transformação da austenita para ferrita seria a transformação induzida por tensão, resultando em amaciamento dinâmico durante a deformação, como discutido nos trabalhos publicados por Eghabali & Abdollah-zadeh (2005, 2006 e 2007).

Nota-se também que a estrutura apresenta em menor proporção a presença de ferrita acicular (Figura 4.27a e 4.27c) e aparentemente desaparece nas regiões de maior deformação (Figura 4.27b e 4.27d). Entretanto, os produtos que apresentaram ferrita acicular na microestrutura, provenientes do processo de forjamento *Ausforming 1* e *Ausforming 2* elevaram os níveis das propriedades mecânicas dos produtos forjados (resistência e dureza). Xue *et al.* (2006) e Zhao *et al.* (2003) também identificaram a presença de ferrite acicular em aços

microligados tratados termomecanicamente e concluíram que ela contribui para aumentar a resistência mecânica do material.

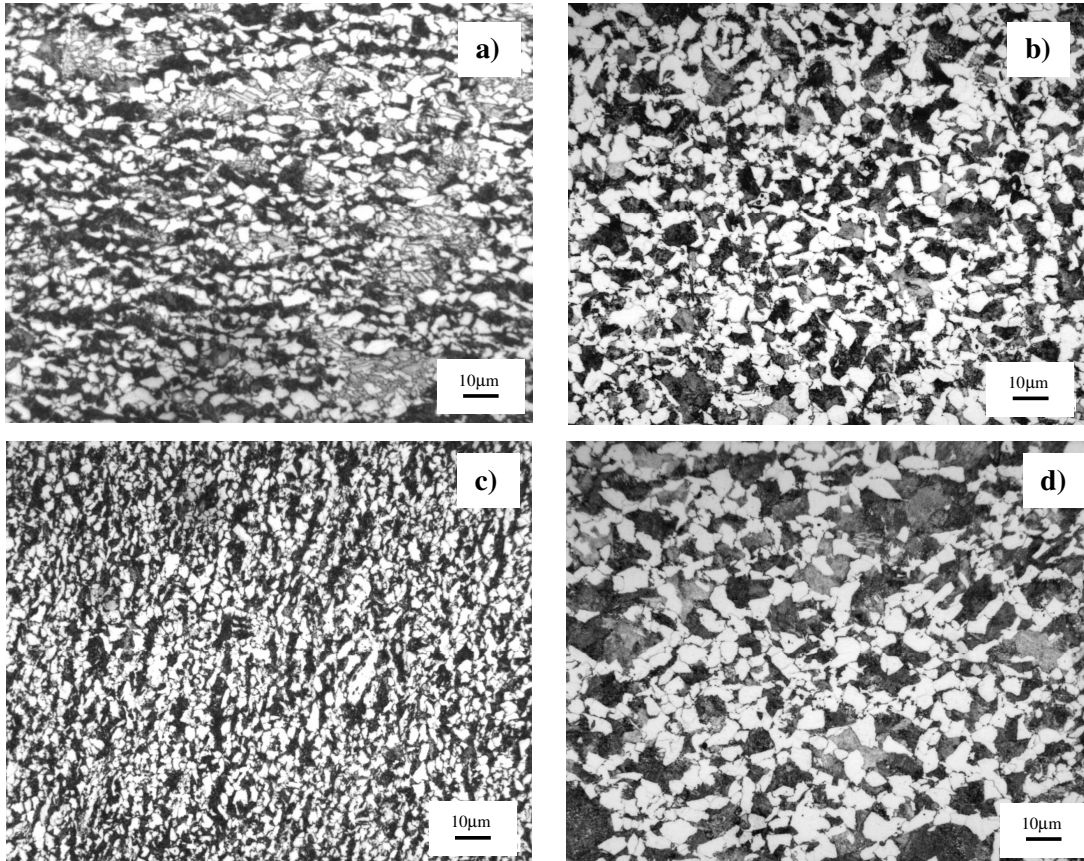


Figura 4.27 – Microestrutura do produto após o forjamento *Ausforming 2*:
a) corpo/transversal, b) braço/transversal, c) corpo/longitudinal, d) braço/longitudinal.

4.6.3.2 – Caracterização de grãos austeníticos

As microestruturas austeníticas são apresentadas nas Figuras 4.28 e 4.29, respectivamente anterior ao forjamento a quente e *Ausforming 1*, e anterior ao processo *Ausforming 2*.

O tamanho de grão médio austenítico é apresentado na Tabela 4.9. Qualitativamente, nota-se nessas figuras que para o processo *Ausforming 2* o material aquecido apresenta tamanho de grão menor que os processos a quente e *Ausforming 1*. Entretanto, estatisticamente não é possível

afirmar que as médias de tamanho de grão austenítico sejam diferentes, ou seja, pela análise estatística aplicada (95% de intervalo de confiança) conclui-se que essas médias são iguais.

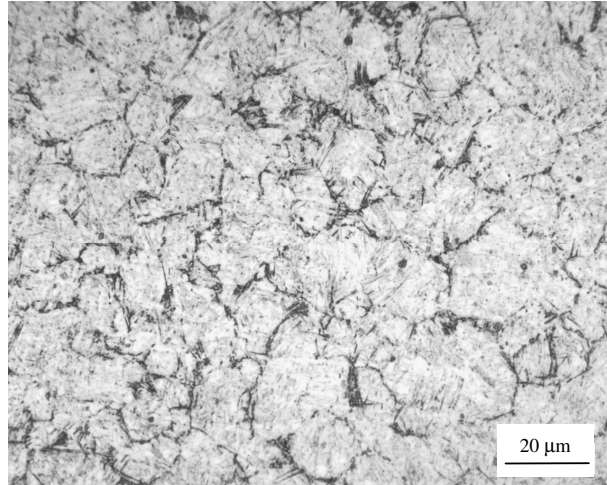


Figura 4.28 –Microestrutura austenítica (forjamento a quente e *Ausforming 1*).

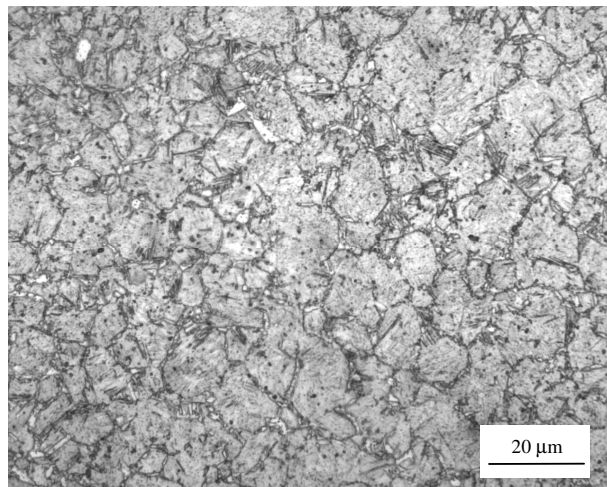


Figura 4.29 –Microestrutura austenítica (forjamento *Ausforming 2*).

Observa-se que o Ti ancorou o crescimento de grão austenítico, confirmando a afirmação feita por Matlock *et al.* (2001) e Hong *et al.* (2003). Além disso, nas duas maiores temperaturas de austenitização (1000°C e 1150°C) empregadas neste estudo, o tamanho de grão austenítico está coerente com o que é relatado por Matlock *et al.*(2001) e segundo Peñalba *et al.* (1996) a

porcentagem de 0,019% Ti em peso é a melhor concentração para uma eficiente ancoragem do crescimento de grão austenítico para um aço microligado ao V com concentração 0,10% (em peso), que são concentrações muito próximas do aço utilizado neste trabalho (Tabela 3.1). A estrutura perlítica resultante do forjamento e proveniente de uma granulação austenítica fina pode aumentar o limite de resistência a tração e a ductilidade dos produtos forjados (LEDA, 1997). Com o processo de forjamento a quente obtiveram-se produtos com maior fração perlítica, o que pode ter contribuído para a elevação da resistência mecânica, mas a ductilidade foi diminuída.

Tabela 4.9: Tamanho de grão austenítico.

Processo	Temperatura de Austenitização	Meio de Resfriamento	Tamanho média do grão e desvio padrão (μm)
Quente e <i>Ausforming 1</i>	1150°C	em água	12,10 \pm 3,60
<i>Ausforming 2</i>	1000°C	em água	8,86 \pm 2,02

4.6.3.3 – Classificação de inclusões não metálicas

O teor de inclusões foi classificado conforme a norma ASTM E45 (1997) e mostrado na Tabela 4.10 para as amostras obtidas dos processos de forjamento.

As inclusões foram classificadas como sulfetos da série fina. Também foi realizada a classificação para a matéria prima empregada neste trabalho. A Figura 4.30 apresenta as imagens das inclusões não metálicas para os processos de forjamento em amostras obtidas na região central dos corpos de prova, ou seja, regiões que sofreram menores deformações. A Figura 4.31 apresenta a imagem da matéria prima como recebida. As regiões com maiores deformações (nos braços dos corpos de prova) são apresentadas na Figura 4.32, essas imagens foram obtidas com um aumento de 100x. Constatou-se que a matéria prima apresenta tamanho 3 (classificação), ou seja, os processos de forjamento utilizados promoveram o refino dos sulfetos. Nota-se também que a menor classificação do teor de inclusões deu-se para o processo de forjamento a morno.

Tabela 4.10 – Classificação do teor de inclusões.

Processo de forjamento	Amostra/Região	Classificação ASTM E45 (inclusões não metálicas)
Morno	M4 – central	1,5
	M11 – braços	1,5
Quente	Q5 – central	2
	Q9 – braços	2
<i>Ausforming 1</i>	A2 – central	2,5
	A3 – braços	2
<i>Ausforming 2</i>	A16 – central	2,5
	A17 – braços	2

Pelas imagens verifica-se que os sulfetos apresentam-se como plaquetas ou como globulares para todos os processos de forjamento na região do centro dos corpos de prova. A matéria prima apresentou-se de forma lamelar e mais grosseira.

Verifica-se que os sulfetos apresentam-se como glóbulos para os processos de forjamento a quente e *Ausforming 1*, nas regiões que sofreram as maiores deformações (região dos braços) e em processos de forjamento que receberam as maiores temperaturas de austenitização (1150°C para os processos a quente e *Ausforming 1*). De maneira inversa, os processos de forjamento a morno e *Ausforming 2* deixaram a morfologia de plaquetas/glóbulos (região central) para tornarem-se apenas como plaquetas na região dos braços. Isso ocorreu para os processos que receberam temperaturas de austenitização menores, 800°C e 1000°C, respectivamente para o processo a morno e *Ausforming 2*.

A partir das análises do MEV foi possível determinar que tipo de sulfetos estão presentes nas amostras. Tratam-se de sulfetos de manganês (MnS), como apresentado nas Figuras 4.33 e 4.34, respectivamente para as amostras A3 (*Ausforming 1*) e M11 (morno), ambas na região dos braços.

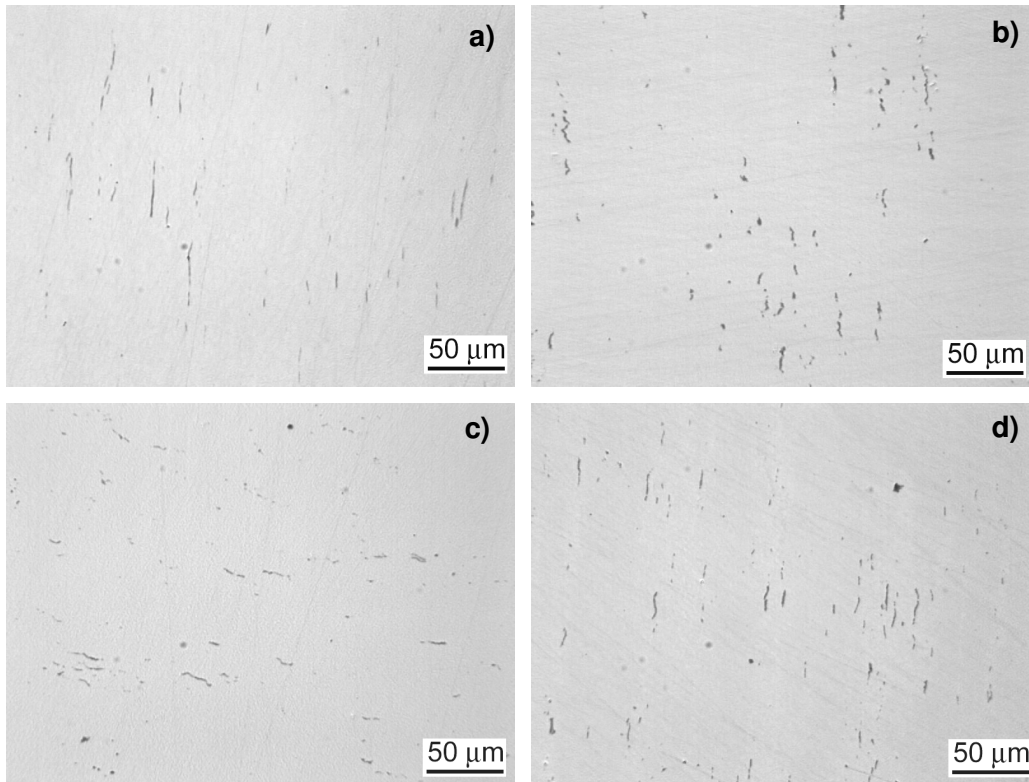


Figura 4.30 – Imagens de inclusões não metálicas – região central: a) Quente (Q5), b) Morno (M4), c) *Ausforming 1* (A2) e d) *Ausforming 2* (A16).

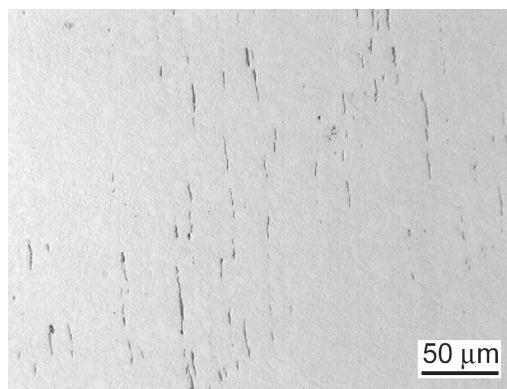


Figura 4.31 – Imagem de inclusões não metálicas na matéria prima.

As inclusões não metálicas são inevitáveis em aços elaborados por processos convencionais. Um dos sulfetos que ocorrem naturalmente em aços é o sulfeto de manganês (MnS) e em muitos casos eles são desejáveis, para proporcionar maior usinabilidade do material,

que é o caso da matéria prima deste trabalho, segundo o fabricante. Contudo, a tenacidade é influenciada por inclusões não metálicas. Portanto, o controle da forma, quantidade e distribuição é muito importante para a qualidade do material (COSTA e SILVA & MEI,2006 e GLADMAN, 2002).

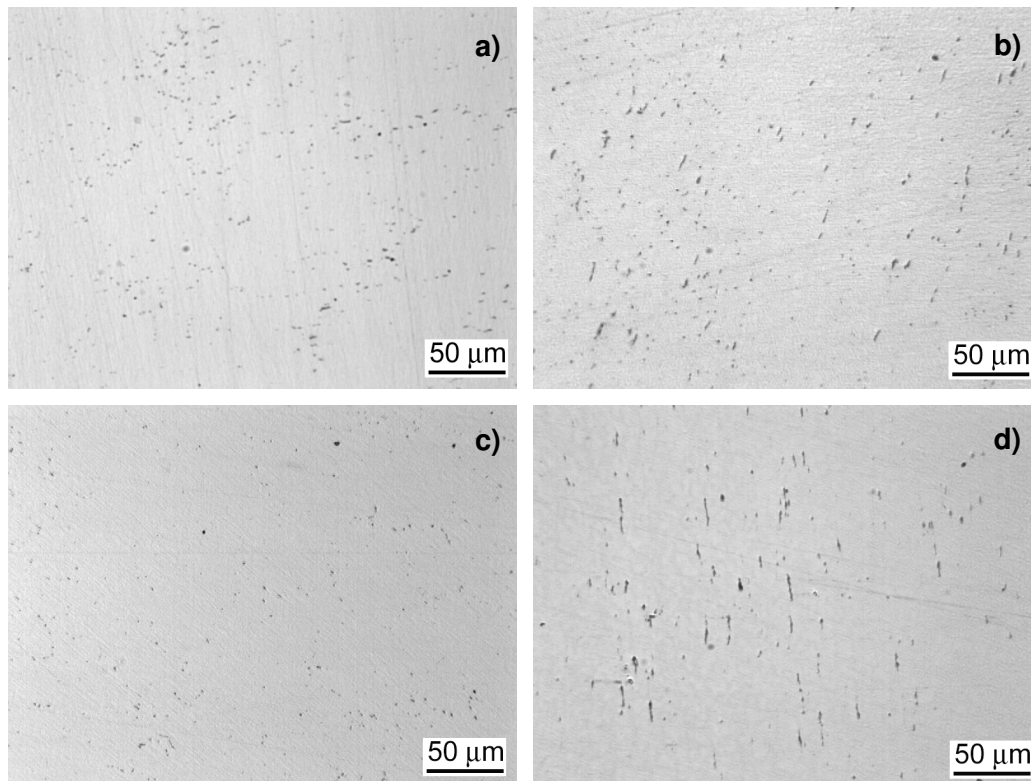


Figura 4.32 – Imagens de inclusões não metálicas – região do braço: a) Quente (Q9), b) Morno (M11), c) *Ausforming 1* (A3) e d) *Ausforming 2* (A17).

As inclusões não metálicas podem ter favorecido o processo de forjamento *Ausforming 1*, atuando como sítios para a nucleação da ferrita acicular, como já discutido em outros trabalhos que abordam a nucleação da ferrita acicular (ZHANG & FARRAR, 1996, MADARIAGA & GUTIERREZ, 1998 e COSTA e SILVA & MEI, 2006), que conferiu a esse processo maior limite de resistência à tração. Entretanto, a presença de inclusões não metálicas nos produtos obtidos pelos processos de forjamento a quente e a morno não lhes garantiu a presença da ferrita acicular em sua microestrutura. Já o processo de forjamento *Ausforming 2* teve em menor proporção a presença da ferrita acicular em sua microestrutura. Portanto, a presença ou não da ferrita acicular

em microestruturas de produtos forjados está mais relacionada com o tipo do processo de forjamento empregado (no caso os *ausforming*) do que com a presença de inclusões não metálicas sejam elas em forma de plaquetas ou glóbulos.

Os sulfetos de manganês são inclusões não metálicas de grande plasticidade e conseqüentemente são os principais responsáveis pela anisotropia dos produtos conformados (COSTA e SILVA & MEI, 2006). Entretanto, observa-se que para os processos de forjamento a quente e *Ausforming I* (região do braço), os sulfetos de manganês (MnS) apresentam-se de forma globular e distribuídos aleatoriamente. Isso significa que os produtos provenientes desses processos podem assumir comportamento isotrópico, ou seja, podem receber solicitações de cargas multiaxiais.

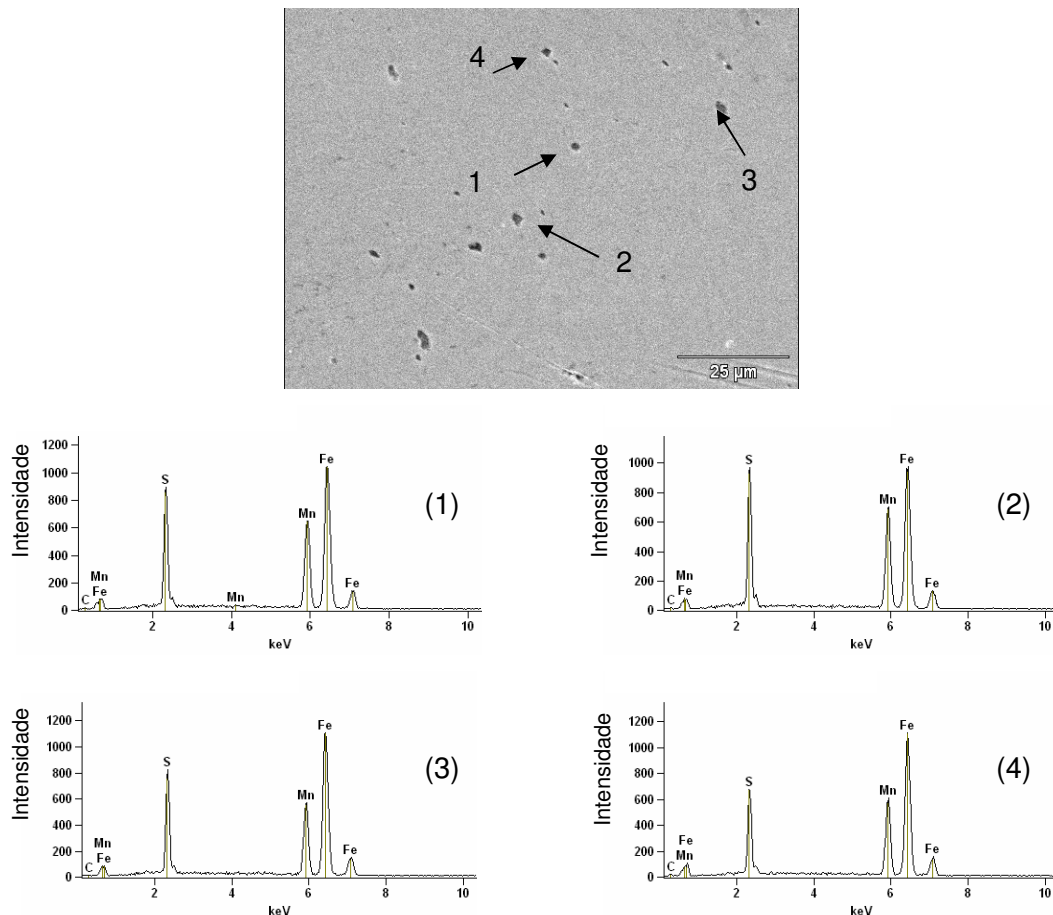


Figura 4.33 – Imagem e análise por EDS de inclusões em amostra A3 (*Ausforming I*) – região do braço.

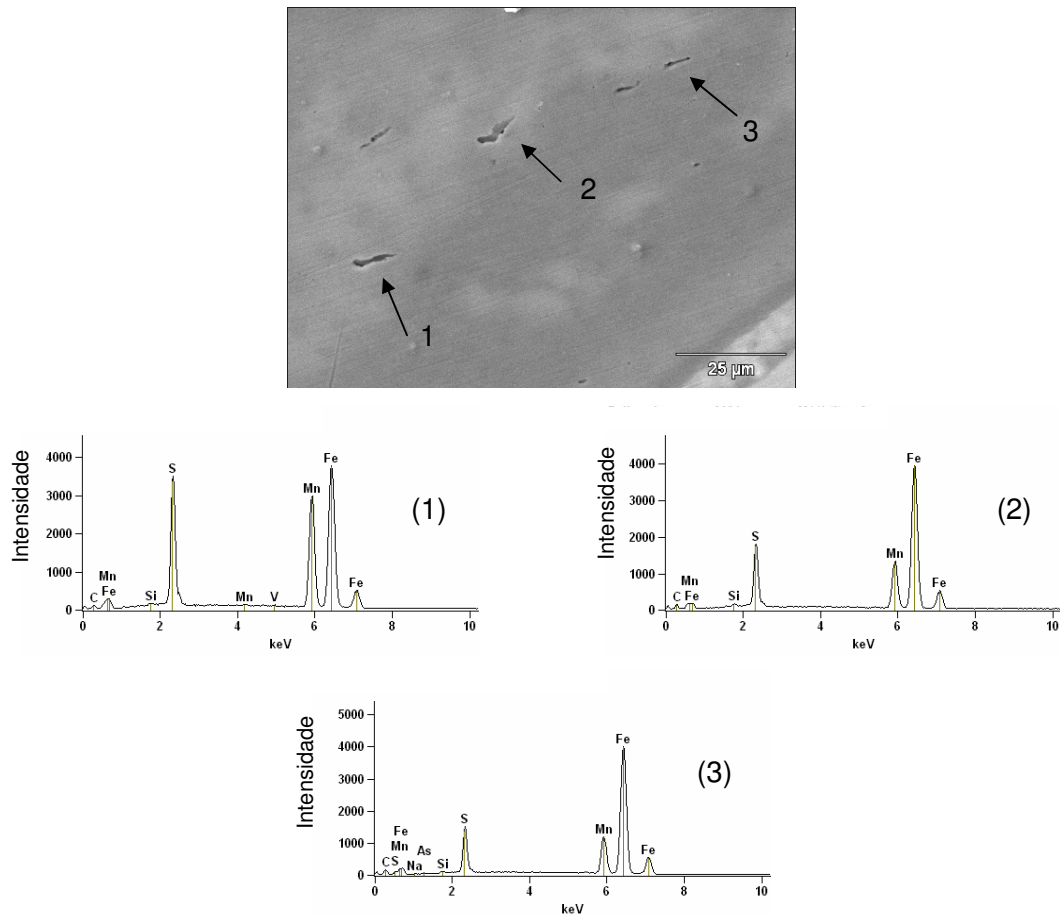


Figura 4.34 – Imagem e análise por EDS de inclusões em amostra M11 – região do braço.

4.6.4 – Microscopia eletrônica de transmissão (MET)

4.6.4.1 – Estimativa da contribuição dos precipitados ao limite de escoamento

As imagens via MET foram de fundamental importância para se estimar o diâmetro dos precipitados, sua densidade na amostra e sua contribuição ao limite de escoamento. Não foi objeto desse estudo determinar a origem dos carbonitretos (formação das partículas na austenita ou precipitação interfásica) e nem o nível de coerência entre a ferrita e os carbonitretos de vanádio, pois demandariam maior aprofundamento e tempo de investigação. Entretanto, baseando-se na literatura, alguns comentários são apresentados a seguir.

A Tabela 4.11 apresenta a fração volumétrica, o diâmetro médio dos precipitados e a estimativa de contribuição ao limite de escoamento.

Tabela 4.11 –Contribuição ao limite de escoamento pela precipitação dos carbonitreto.

Processo	Densidade por Unidade de Volume (nm⁻³)	Fração Volumétrica (Fv)	Diâmetro do Precipitado (nm)	Contribuição ao Limite de Escoamento (MPa)
Quente	3,47471E-05	0,000780	3,50 ± 0,71	150,07
Morno	1,18261E-05	0,000572	4,52 ± 1,01	114,11
<i>Ausforming 1</i>	2,26337E-05	0,001116	4,55 ± 1,21	158,90
<i>Ausforming 2</i>	6,07473E-06	0,001082	6,98 ± 1,47	123,74

A Figura 4.35a apresenta uma micrografia de uma amostra proveniente do forjamento a quente, onde pode-se visualizar as linhas de discordâncias e precipitação de carbonitreto que supõe-se que sejam de vanádio (indicados pelas setas) e na Figura 4.35b é apresentado o respectivo difratograma. Já com um maior aumento na Figura 4.36, os precipitados podem ser melhor visualizados.

Para o forjamento a quente, devido as altas temperaturas de encharque e deformação empregadas, provavelmente a formação dos carbonitreto aconteceu somente na austenita. Contudo, os precipitados apresentam-se de forma refinada e deram uma importante contribuição ao limite de escoamento, como concluíram de forma semelhante outros autores (GALLEGO, 2003 e CAMPOS, 2003).

Pode-se observar na Figura 4.37 os carbonitreto presentes no produto obtido no processo de forjamento a morno. Provavelmente a precipitação foi predominantemente interfásica, pois o material foi aquecido e deformado a uma temperatura de 800°C, abaixo da temperatura de completa austenitização (Ac₃) do material em questão. Também supõe-se que as discordâncias geradas pela deformação do material e os precipitados Ti não dissolvidos agiram como sítios de nucleação para os precipitados, gerando carbonitreto bem refinados como relatado por Ghosh & Chatterjee (2005) em aços microligados ao TiNb.

A baixa fração volumétrica observada no forjamento a morno, pode ter ocorrido devido a temperatura estar menor do que a requerida para a total dissolução dos precipitados de V, o que pode ter provocado a diferença negativa de contribuição ao limite de escoamento em comparação ao forjamento a quente, como é relatado pelos estudos de García-Mateo *et al.* (2000) e García-Mateo *et al.* (2001).

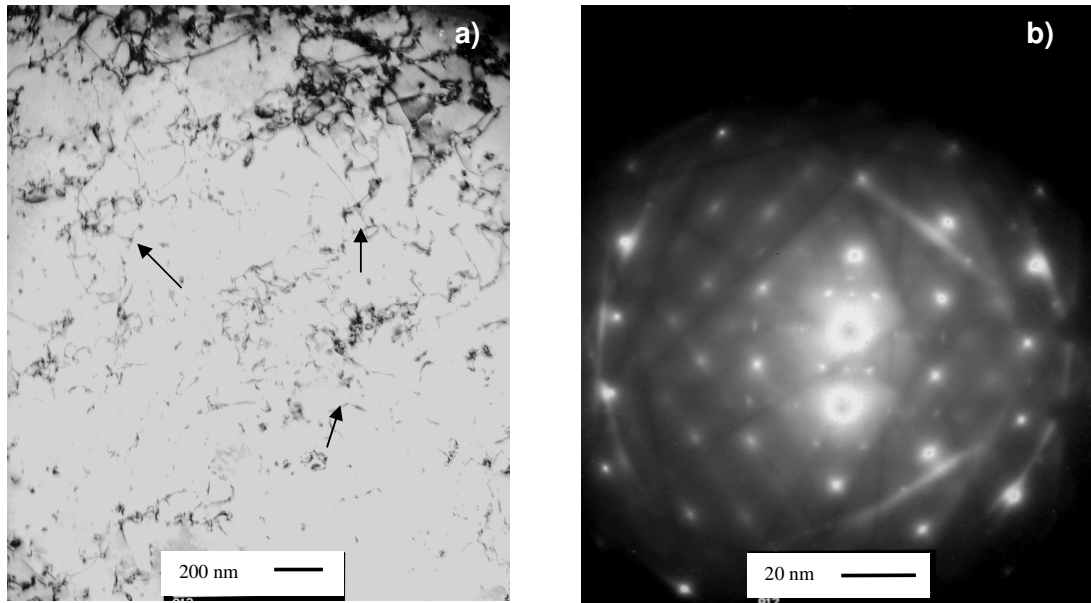


Figura 4.35 – Precipitação de carbonitretos em amostra do processo de forjamento a quente: a) discordâncias e precipitados – ataque *Tenupol* e b) difratograma.

A Figura 4.38 apresenta a precipitação para o processo de forjamento *Ausforming 1*. A precipitação presente possivelmente deu-se na austenita e foi interfásica. Nota-se que os precipitados são também bastante refinados e a fração volumétrica é a maior dentre os processos analisados, resultando assim na melhor contribuição ao limite de escoamento (Tabela 4.11).

A precipitação para o processo de forjamento *Ausforming 2* é apresentado na Figura 4.39. Esse processo teve uma boa fração volumétrica de precipitados, porém como o diâmetro médio foi o maior dentre todos os processos de forjamento, limitou-se sua contribuição ao limite de escoamento.

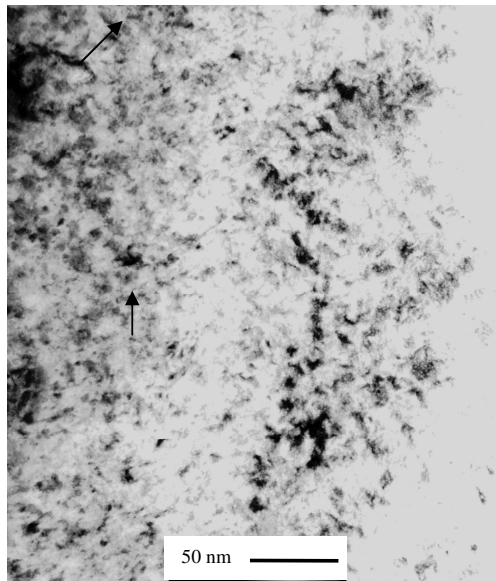


Figura 4.36 – Precipitação de carbonitretos em amostra do processo de forjamento a quente –
Ataque Ion Beam.

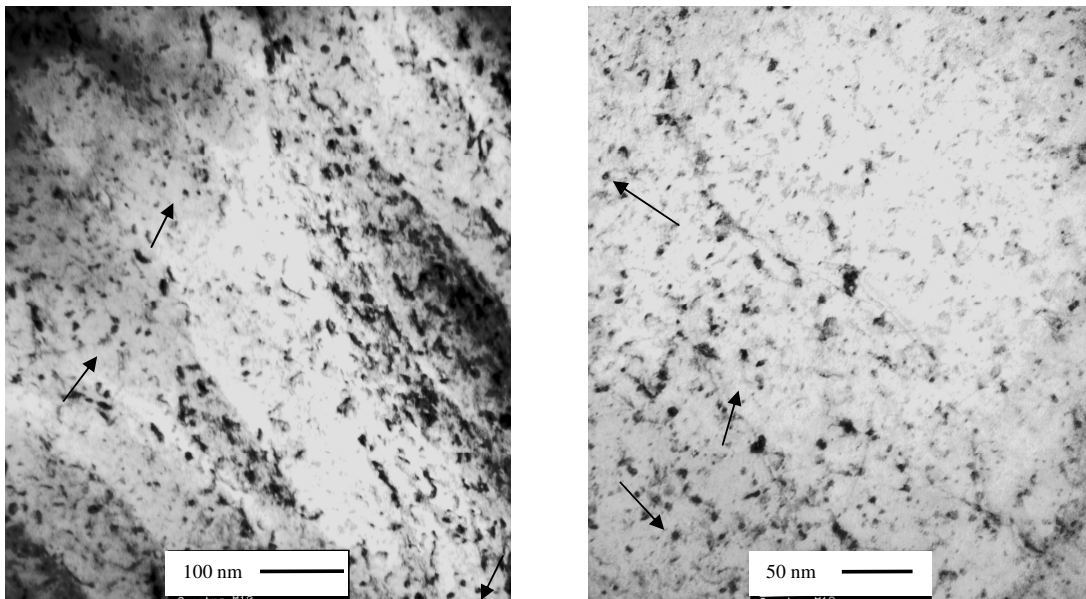


Figura 4.37 – Precipitação de carbonitretos em amostra do processo de forjamento a morno
(ataque *Ion Beam*).

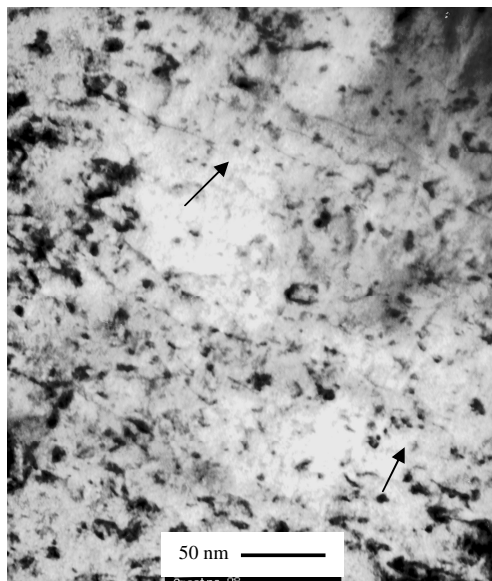


Figura 4.38 – Precipitação de carbonitretos em amostra do processo de forjamento *Ausforming 1* (ataque *Ion Beam*).

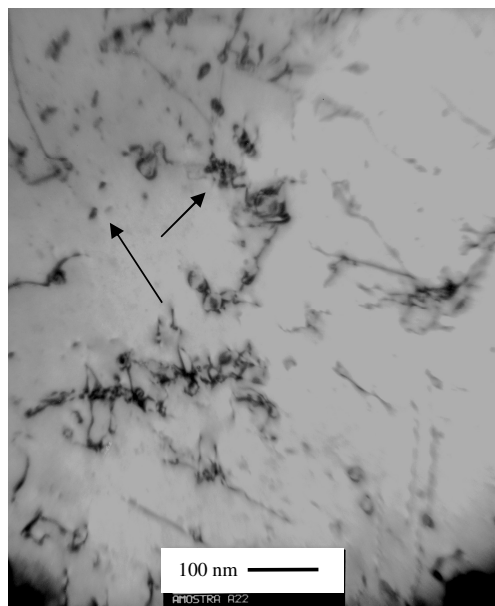


Figura 4.39 – Precipitação de carbonitretos em amostra do processo *Ausforming 2* (ataque *Tenupol*).

4.6.4.2 – Estimativa da densidade de discordâncias na ferrita

Para estimar a densidade de discordâncias na ferrita e sua contribuição ao limite de escoamento foi realizado uma caracterização quantitativa. Baixas densidades de discordâncias (10^8 cm^{-2}) contribuem para o limite de escoamento com no máximo de 10 MPa e são características de material recozido, enquanto as microestruturas de aços microligados com alta densidade de discordâncias (acima de 10^9 cm^{-2}) são obtidas com taxas de resfriamento acelerado após a conformação mecânica e podem contribuir consideravelmente ao limite de escoamento (SOBRAL, 2004b). A Tabela 4.12 apresenta os valores calculados pelas Expressões 3.7 e 3.8 e a Figura 4.40 apresenta micrografias onde observam-se as discordâncias geradas pelos processos de forjamento estudados.

Tabela 4.12 – Contribuição ao limite de escoamento pela densidade de discordâncias.

Processo	Densidade Discordâncias (cm^{-2})	Contribuição ao Limite de escoamento (MPa)
Quente	7,06E+10	55,84
Morno	1,61E+11	84,14
<i>Ausforming 1</i>	6,17E+10	51,72
<i>Ausforming 2</i>	6,03E+10	51,57

Nota-se que o processo de forjamento que maior gerou densidade de discordâncias foi o forjamento a morno e portanto, apresentou a maior contribuição ao limite de escoamento. Para os demais processos (quente, *Ausforming 1* e *Ausforming 2*) as densidades de discordâncias são praticamente iguais e tiveram contribuições semelhantes entre si ao limite de escoamento.

4.6.4.3 – Estimativa da contribuição da composição química e da microestrutruura ao limite de escoamento

Os espaçamentos interlamelares da perlita medidos em micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão são apresentados na Tabela 4.13, na qual também é apresentada sua contribuição ao limite de escoamento, que também pode ser denominado como

limite de escoamento “básico”, ou seja, sem considerar os efeitos do endurecimento por precipitação e por densidade de discordâncias no material. A Figura 4.41 apresenta micrografias, nas quais observam-se as lamelas de cementita em grãos perlíticos.

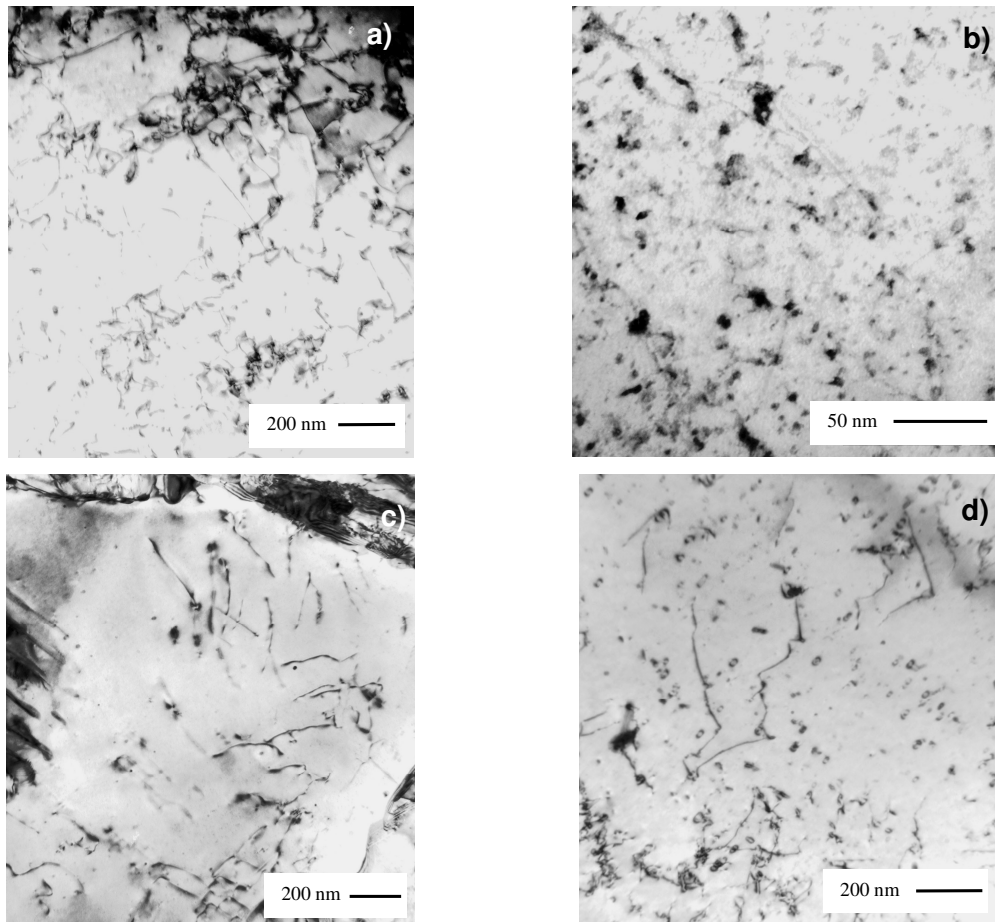


Figura 4.40 – Discordâncias em grão ferríticos: a) quente (*Tenupol*), b) morno (*Ion Beam*), c) *Ausforming 1* (*Tenupol*) e d) *Ausforming 2* (*Tenupol*).

Nota-se que o forjamento a quente teve a menor fração ferrítica, ou seja, dentre os processos de forjamento foi o que resultou em maior fração perlítica e isso leva a acreditar que embora o espaçamento interlamelar fosse quantitativamente o maior, essa maior fração perlítica contribuiu para o aumento do limite de escoamento básico do material, como discutido na literatura (COSTA e SILVA & MEI, 2006), pois a composição química é igual e o tamanho de

grão ferrítico é estatisticamente igual para todos os processos estudados na região dos braços da peça conformada (Tabela 4.8).

Tabela 4.13 – Contribuição ao limite de escoamento “básico” pela composição química e pela microestrutura.

Processo	Espaçamento Interlamelar (nm)	Fração Ferrítica Média (%)	Contribuição ao Limite de escoamento “básico” (MPa)
Quente	$99,56 \pm 26,47$	$37,12 \pm 0,49$	501,20
Morno	$61,03 \pm 10,35$	$59,64 \pm 1,53$	498,00
<i>Ausforming 1</i>	$70,95 \pm 18,87$	$62,95 \pm 4,70$	474,04
<i>Ausforming 2</i>	$88,21 \pm 22,71$	$55,23 \pm 1,65$	473,04

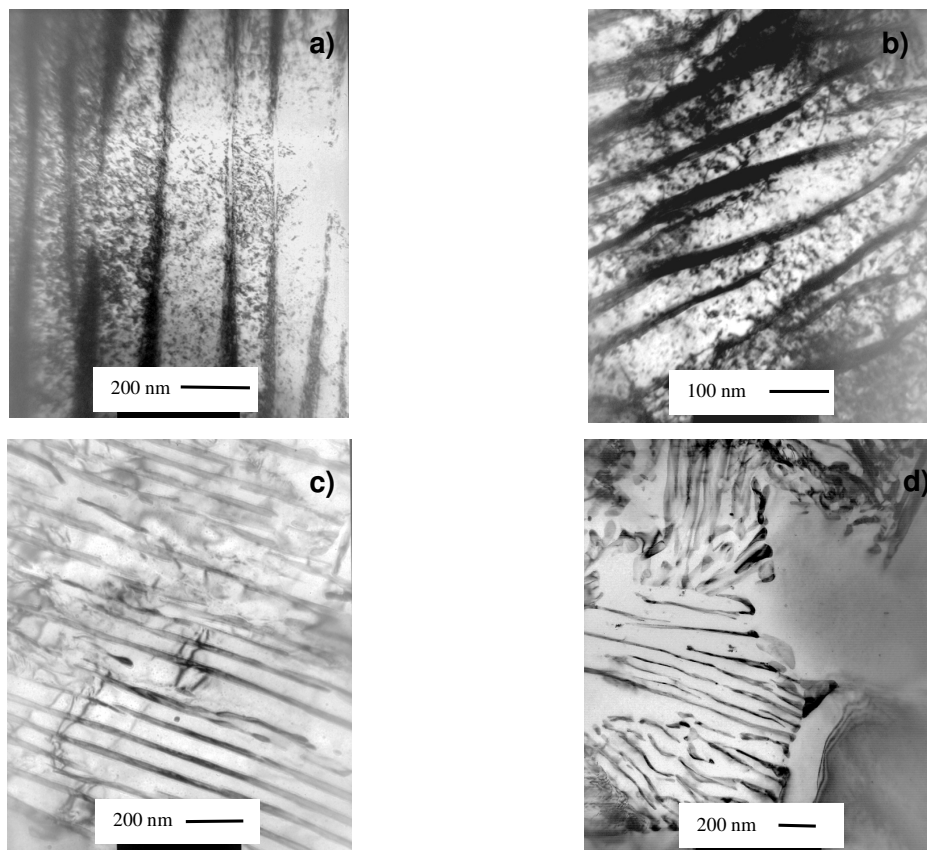


Figura 4.41 – Espaçamento interlamelar em grão perlíticos: a) quente (*Ion Beam*), b) morno (*Ion Beam*), c) *Ausforming 1* (*Tenupol*) e d) *Ausforming 2* (*Tenupol*).

4.6.4.4 – Efeito cumulativo dos mecanismos de endurecimento

O limite de escoamento medido experimentalmente pode ser interpretado como o somatório das contribuições de cada mecanismo de endurecimento (CAMPOS *et al.*, 2001). A participação dos mecanismos de endurecimento sobre o limite de escoamento do aço microligado ao TiV é apresentado na Tabela 4.14.

Tabela 4.14 – Somatório das contribuições ao limite de escoamento.

Processo	Básico (MPa)	Discordâncias (MPa)	Precipitado (MPa)	Limite de	Limite de	Diferença (%)
				Escoamento Acumulado (MPa)	Escoamento Experimental (MPa)	
Quente	501,20	55,84	150,07	707,12	648,06	9,11
Morno	498,00	84,14	114,11	696,24	591,76	17,66
<i>Ausforming 1</i>	474,04	51,72	158,90	684,66	720,38	-4,96
<i>Ausforming 2</i>	473,04	51,57	123,74	648,35	716,18	-9,47
Matéria Prima	430,17	42,41	57,80	530,37	556,31	-4,66

A diferença entre o limite de escoamento acumulado e o limite de escoamento experimental médio é menor que 10%, com exceção do forjamento a morno que apresenta uma diferença de 17,66 %. Essa diferença maior pode ser atribuída a pequena amostragem analisada, que deve ter mascarado a contribuição da precipitação no endurecimento do material para o forjamento a morno, pois o endurecimento básico e o endurecimento pela densidade de discordâncias estão coerentes com os resultados de outros pesquisadores (GALLEGO, 2003 e CAMPOS, 2003) para todos os processos de forjamento empregados deste trabalho.

Os processos de forjamento a quente, *Ausforming 1* e *Ausforming 2* que apresentaram diferença inferior a 10% entre o limite de escoamento acumulado e o experimental estão coerentes com os resultados de Gallego & Kestenbach (2005), que obtiveram resultados

semelhantes (próximos de 10%) quando analisaram o efeito acumulativo dos mecanismos de endurecimento em um aço médio carbono microligado ao V.

Neste trabalho acredita-se que o aumento das propriedades mecânicas para o processo de forjamento a quente deve-se ao refino de grão ferrítico, à alta densidade de discordâncias e ao endurecimento por precipitação, como discutido em um trabalho semelhante realizado por Bakkaloglu (2002). Outro fator que contribuiu foi uma maior fração perlítica, que diminui a ductilidade, porém aumentou a resistência mecânica, quando comparado ao processo de forjamento a morno, de forma semelhante ao apresentado por Matlock *et al.* (2001).

Para o processo de forjamento *Ausforming I* além destes mecanismos, a presença de ferrita acicular na microestrutura dos produtos forjados favoreceu o aumento das propriedades mecânicas (limite de resistência e limite de escoamento).

Por fim, os resultados dos ensaios mecânicos (tração unidirecional, fadiga em flexão rotativa, tenacidade a fratura e dureza) que avaliaram as propriedades de limite de escoamento, limite de resistência a tração, resistência a fadiga (em cinco milhões de ciclos), tenacidade a fratura e dureza da superfície dos produtos e os resultados do estudo microestrutural, que investigou o tamanho de grão ferrítico, as fases presentes e suas porcentagens, a natureza e quantificação das inclusões não metálicas e os mecanismos de endurecimento dos produtos forjados (análise via MET) indicam o processo de forjamento *Ausforming I* como o processo que obteve as melhores propriedades mecânicas, sem elevar a carga de forjamento, quando comparado ao forjamento a morno, e produtos obtidos isentos de defeitos superficiais o que indica uma característica de maior conformabilidade daquele processo.

5. Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

5.1 – Conclusões

Com a apresentação e análise dos resultados experimentais obtidos através da caracterização mecânica e microestrutural do aço microligado ao TiV forjado pelos processos a quente, a morno e *Ausforming*, pode-se concluir que:

- A carga de forjamento média do processo *Ausforming 1* é qualitativamente menor do que as cargas obtidas nos processos de forjamento a morno e *Ausforming 2*. Entretanto, não foi encontrada diferença estatística entre as cargas médias desses processos.
- Os produtos obtidos no processo de forjamento denominado *Ausforming 1* apresentaram o limite de escoamento (estatisticamente) igual aos obtidos no processo *Ausforming 2* e maior que os dos processos de forjamento a quente e a morno. O limite de resistência a tração dos produtos do processo *Ausforming 1* foi superior (estatisticamente) aos dos demais processos de forjamento estudados.
- A resistência à fadiga (limita em cinco milhões de ciclos) dos produtos forjados por *Ausforming 1* é igual à dos produtos do processo *Ausforming 2* e superior (estatisticamente) aos dos produtos forjados pelos processos a quente e a morno.

- A tenacidade a fratura (parâmetro de deslocamento de abertura da ponta da trinca definido pela carga máxima - δ_m) é estatisticamente igual para os processos *Ausforming 1*, *Ausforming 2* e a morno, porém os produtos do processo de forjamento a quente apresentaram propriedade de tenacidade a fratura inferior a dos demais processos (cerca de 29,68% em média).
- Na análise da qualidade superficial, em termos de preenchimento da matriz sem defeito superficial, o processo *Ausforming 1* mostrou-se o processo mais adequado. Já em termos de rugosidade superficial (Ra), estatisticamente as médias são iguais para todos os processos estudados, devido à grande dispersão observada nos resultados.
- Os produtos que apresentaram ferrita acicular na microestrutura, provenientes do processo de forjamento *Ausforming 1* são os que tiveram as melhores propriedades mecânicas (resistência e dureza).
- O processo de forjamento a quente obteve melhores propriedades mecânicas (limite de escoamento e limite de resistência a tração) quando comparado ao processo de forjamento a morno. Contudo, o alongamento máximo e a tenacidade a fratura do processo de forjamento a morno foram superiores ao forjamento a quente.
- Comparativamente para os processos de forjamento a quente e a morno, quando utilizou-se a investigação por microscopia eletrônica de transmissão e estimou-se os mecanismos de endurecimento (para o limite de escoamento) notou-se que referente ao endurecimento pela contribuição da composição química e da microestrutura, a maior fração perlítica contribuiu para melhorar o limite de escoamento do processo de forjamento a quente. A maior densidade de discordâncias elevou o limite de escoamento do processo de forjamento a morno. Por último a precipitação de carbonitretos V foi mais intensa no forjamento a quente e contribuiu significativamente para o aumento do limite de escoamento.

- A investigação por microscopia eletrônica de transmissão mostrou que o endurecimento por precipitação foi o principal mecanismo para elevar o limite de escoamento dos produtos forjados por *Ausforming* e a quente, quando comparado ao endurecimento por densidade de discordâncias.
- Para os processos de forjamento a quente e *Ausforming I* (região do braço), os sulfetos de manganês (MnS) analisados por microscopia óptica e por microscopia eletrônica de varredura apresentam-se de forma globular e distribuídos aleatoriamente. Isso significa que os produtos provenientes desses processos podem assumir comportamento isotrópico, ou seja, podem receber solicitações de cargas multiaxiais.

Portanto, as conclusões anteriormente apresentadas permitiram demonstrar que o processo *ausforming*, mais especificamente o processo *Ausforming I*, apresenta-se como uma alternativa viável aos processos de forjamento a morno e a quente, no que se refere principalmente à melhor qualidade geral dos produtos obtidos, em termos de propriedades mecânicas finais melhoradas (limite de escoamento, limite de resistência a tração, resistência a fadiga e tenacidade a fratura), a melhor conformabilidade evidenciada pela ausência de defeitos superficiais, comuns nos outros processos estudados e com carga de forjamento igual ao processo de forjamento a morno.

5.2 – Sugestões para trabalhos futuros

- Estudar o processo de forjamento *ausforming* com diferentes taxas de resfriamento (maiores do que as estudadas neste trabalho) do patamar de austenitização até a temperatura de forjamento e empregar temperaturas de forjamento acima da linha Ac_3 , para analisar-se o efeito da transformação da fase austenita em ferrita por tensão induzida, em termos de redução de carga de forjamento.
- Utilizar diferentes taxas de resfriamento após o processo de forjamento *Ausforming* (exemplo: resfriar em água) e confrontar os resultados dos ensaios mecânicos com os dos

produtos obtidos pelos processos de forjamento a morno e a quente tratados termicamente posteriores ao forjamento.

- Investigar através de microscopia eletrônica de transmissão a origem dos carbonitretos de V (precipitação na austenita ou interfásica) a fim de caracterizar sua efetiva contribuição ao limite de escoamento do material, quando processado por *Ausforming*.

Referências Bibliográficas

Ashwin P., Murugaiyan A., Podder A.S., Haldar A., Bhattacharjee D., Chandra S. & Ray R.K., Strain induced precipitation of complex carbonitrides in Nb–V and Ti–V microalloyed steels, *Scripta Materialia*, vol. 53, p.1309-1314, 2005.

ASTM E1290, Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement, 1999, 12p.

ASTM E1820, Standard Test Method For Measurement Of Fracture Toughness, 1999, 34p.

ASTM E399, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, 1997, 31p.

ASTM E45, Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel, 1997, 15p.

ASTM E466, Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, 2002, 5p.

ASTM E8M, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (Metric), 2001, 22p.

Azevedo G., Barbosa R., Pereloma E.V. & Santos D.B., Development of a ultrafine grained ferrite in low C-Mn and Nb-Ti microalloyed steels after warm torsion and intercritical annealing, *Materials Science & Engineering A*, vol. A402, p. 98-108, 2005.

- Badu S.S. & Bhadeshia H.K.D.H., Stress and acicular ferrite transformation, *Materials Science and Engineering A*, vol. 156, p. 1-9, 1992.
- Bakkaloglu A., Effect of processing parameters on the microstructure and properties of a Nb microalloyed steel, *Materials Letters*, vol. 56, p.200-209, 2002.
- Bhadeshia H. K. D. H., Alternatives to the ferrite-pearlite microstructures, *Materials Science Forum*, v. 284-286, p. 39-50, 1998.
- BS 7448, Fracture Mechanics Toughness Tests – Part 1: Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of metallic materials, 1991, 35p.
- Caminaga C., Santaella M.L. & Button S.T., Análise de forjamento *Ausforming* de aços microligados, *IX Conferência Internacional de Forjamento / 25º SENAFOR*, Anais do 25º SENAFOR, Porto Alegre (RS), Brasil, 2005.
- Campos S.S., Morales E.V. & Kestenbach, On Strengthening in Commercial Nb-Ti Hot Strip Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32A, p. 1245-1248, 2001.
- Campos, S.S., Precipitação de Carbonitreto em Aço Microligado ao Nb e Ti Processado no Laminador de Tiras a Quente, São Carlos: DEMa – UFSCar, 2003, 106p. Tese (Doutorado).
- Carsí M., Penalba F., Larrea M.T. & Ruano O.A., Influence of strain rate on the microstructure of a thermo-mechanically processed medium carbon microalloyed steel, *Materials Science & Engineering A*, vol. 234-236, p.703-706, 1997.
- Chakraborty K., Chattopadhyay A.B. & Chakrabarti A.K., A study on the grindability of niobium microalloyed forging quality HSLA steels, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 141, p.404-410, 2003.

- Costa e Silva, A.L.V. & Mei, P.R., *Aços e Ligas Especiais*, 2ed., São Paulo: Edgard Blücher, 2006, 646p.
- Cota A.B., Lacerda C.A.M., Oliveira F.L.G. & Silva Araújo F.G., Influência da temperatura de austenitização sobre a cinética de formação da ferrita em um aço microaligado, *Revista Escola de Minas - REM*, vol.55, p. 273-277, 2002.
- Cota A.B., Lacerda C.A.M., Oliveira F.L.G., Machado F.A. & Silva Araújo F.G., Effect of the austenitizing temperature on the kinetics of ferritic grain growth under continuous cooling of Nb microalloyed steel, *Scripta Materialia*, vol.51, p. 721-725, 2004.
- Cota A.B., Modenesi P.J., Barbosa R. & Santos D.B., Determination of CCT diagrams by thermal of an HSLA bainitic steel submitted to thermomechanical treatment, *Scripta Materialia*, vol.40, p. 165-169, 1999.
- Davis C.L. & Strangwood M., Preliminary study of the inhomogeneous precipitate distributions in Nb-microalloyed plate steels, *Journal of Materials Science*, vol.37, p.1083-1090, 2002.
- Deshmukh P., Lovell M., Sawyer W.G. & Mobley A., On the friction and wear performance of boric acid lubricant combinations in extended duration operations, *Wear*, vol. 260, p. 1295-1394, 2006.
- Dieter G.E, *Metallurgia Mecânica*, Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 2^a ed., 1981, p.655.
- Drobnjak D. & Koprivica A., Morphology and properties of continuously cooled bainita in medium carbon V-microalloyed steels, *Fundamentals and applications of Microalloying Forging Steels*, Pennsylvania: TMS, p. 93-107, 1996.
- Eghbali B. & Abdollah-zadeh A., The influence of thermomechanical parameters in ferrite grain refinement in a low carbon Nb-microalloyed steel, *Scripta Materialia*, vol. 53, p. 41-45, 2005.

- Eghbali B. & Abdollah-zadeh A., Strain-induced transformation in low carbon microalloyed steel during hot compression test, *Scripta Materialia*, vol. 54, p. 1205-1209, 2006.
- Eghbali B. & Abdollah-zadeh A., Deformation-induced ferrite transformation in low carbon Nb-Ti microalloyed steel, *Materials & Design*, vol. 28, p. 1021-1026, 2007.
- Elwazri A.M., Wanjara P. & Yue S., Dynamic recrystallization of austenite in microalloyed high carbon steels, *Materials Science & Engineering A*, vol. 339, p.209-215, 2003.
- Fernández A.I., Uranga P., López B. & Rodrigues-Ibabe J.M., Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size in Nb and Nb-Ti microalloyed steels, *Materials Science & Engineering A*, vol. 361, p.367-376, 2003.
- Franz M. & Hornbogen E., Martensitic transformation of a CuZnAl-shape memory alloy strengthened by hot-rolling, *Materials Science & Engineering A*, vol. 252, p.157-165, 1998.
- Fujikawa, S., Application of CAE for hot-forging of automotive components, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 98, p.176-181, 2000.
- Gallego, J. & Kestenbach, H.-J., Estudo Quantitativo dos Mecanismos de Endurecimento em Aços Comerciais Microligados com Vanádio, *Revista Matéria*, v. 10, n. 3, pp. 381 – 391, 2005.
- Gallego, J., Investigação por Microscopia Eletrônica de Transmissão do Endurecimento por Precipitação em Aços Comerciais Microligados ao Vanádio, São Carlos: DEMa – UFSCar, 2003, 117p. Tese (Doutorado).
- García de Andrés C., Capdevila C., Madariaga I. & Gutiérrez I., Role of molybdenum in acicular ferrite formation under continuous cooling in a medium carbon microalloyed forging steel, 2001, *Scripta Materialia*, vol.45, p. 709-716, 2001.

- García-Mateo C., López B. & Rodríguez-Ibabe J.M., Influence of vanadium on static recrystallization in warm worked microalloyed steels, *Scripta Materialia*, vol. 42, p.137-143, 2000.
- García-Mateo C., López B. & Rodríguez-Ibabe J.M., Static recrystallization kinetics in warm worked vanadium microalloyed steels, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 303, p.216-225, 2001.
- Gentile F.C., Neves F.O., Regone W. & Button S.T., Análise numérica e experimental da evolução microestrutural em forjamento a quente de um aço microligado ao V-Ti, *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT*, CD-ROM, Natal (RN), Brasil, 2002.
- Ghosh A. & Chatterjee S., Characterization of precipitates in an ultra low carbon Cu bearing high strength steel: A TEM study, *Materials Characterization*, vol. 55, p. 298-306, 2005.
- Ghosh A., Das S., Chatterjee S. & Ramachandra Rao P., Effect of cooling rate on structure and properties of an ultra-low carbon HSLA-100 grade steel, *Materials Characterization*, vol. 56, p. 59-65, 2006.
- Ghosh A., Das S., Chatterjee S., Mishra B. & Ramachandra Rao P., Influence of thermo-mechanical processing and different post-cooling techniques on structure and properties of an ultra low carbon Cu bearing HSLA forging, *Materials Science & Engineering A*, vol. A348, p. 299-308, 2003.
- Gladman T., Microalloyed forging steels, *Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels*, Proceedings of Symposium, 1996, p.3-12.
- Gladman, T., *The physical Metallurgy of Microalloyed Steels*, 2ed., Maney Publishing, 2002, 363p.

- Hertzberg, R.W., *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, 3ed., New York: John Wiley & Sons, 1989, Cap. 10: Microstructural aspects of fracture toughness, p.353-419.
- Hong S.G., Jun H.J., Kang K.B. & Park C.G., Evolution of precipitates in the Nb–Ti–V microalloyed HSLA steels during reheating, *Scripta Materialia*, vol. 48, p. 1201-1206, 2003.
- Hornbogen E., A comparative study of ausforming of shape memory alloys with A2 and B2 structures, *Materials Science & Engineering A*, vol. 273-275, p.630-633, 1999.
- Huang Y.D. & Froyen L., Important factors to obtain homogeneous and ultrafine ferrite-pearlite microstructure in low carbon steel, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 124, p. 216-226, 2002.
- Humphreys, F.J., Prangnell P.B. & Priestner R., Fine-grained alloys by thermomechanical processing, *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, vol. 5, p.15-21, 2001.
- Isogawa S., Yoshida H., Hosoi Y. & Tozawa Y., Improvement of the forgeability of 17-4 precipitation hardening stainless steel by *ausforming*, *Journal Materials Science & Engineering*, vol. 74, p.298-306, 1998.
- Khlestov V.M., Konopleva E.V. & McQueen H.J., Kinetics of austenite transformation during thermomechanical processes, *Canadian Metallurgical Quarterly*, v. 37, p. 75-89, 1998.
- Kong J. & Xie C., Effect of molybdenum on continuous cooling bainite transformation of low-carbon microalloyed steel, *Materials & Design*, vol. 27, p. 1169-1173, 2006.
- Kuziak R., Bold T. & Cheng Y., Microstructure control of ferrite-perlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 53, p. 255-262, 1995.

- Lange, K. (ed.), *Handbook of Metal Forming*, 1^a edition, McGraw-Hill, 1985.
- Leda H., Phase transformations and mechanical properties of steels containing 0,6% C, 0,7-1,4% Mn and microalloyed with V and Ti, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 64, p.247-254, 1997.
- Lee C. H., Bhadeshia H. K. D. H. & Lee, H. C., Effect of plastic deformation on the formation of acicular ferrite, *Materials Science and Engineering*, vol. A360, p. 249-257, 2003.
- Lee D.L., Yoo S.J., An K.S., Lee Y.W. & Choo W.Y., The effects of composition and hot parameters on the mechanical properties of microalloyed pearlitic and martensitic forging steels, *Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels*, Proceedings of Symposium, 1996, p.17-28.
- Madariaga I. & Gutiérrez I., Role of the particle-matrix interface on the nucleation of acicular ferrite in a médium carbon microalloyed steel, *Acta Materialia*, vol. 47, p. 951-960, 1999.
- Majta J. & Bator A., Mechanical behavior of hot and warm formed microalloyed steels, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 125-126, p.77-83, 2002.
- Majta J., Kuziak R. & Pietrzyk M., Modeling of the influence of thermomechanical processing of Nb-microalloyed steel on the resulting mechanical properties, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 80-81, p.524-530, 1998.
- Male A.T. & Cockcroft M.G., A method for the determination of the coefficient of friction of metals under conditions of bulk plastic deformation, *Journal of the Institute of Metals*, vol. 93, p. 38-46, 1965.
- Maruyama N. & Smith G.D.W, Effect of nitrogen and carbon on the early stage of austenite recrystallisation in iron–niobium alloys, *Materials Science and Engineering A*, vol. A327, p. 34-39, 2002.

- Matlock D.K., Krauss G. & Speer J.G., Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels, *Journal of Materials Processing Technology*, vol.117, p.324-328, 2001.
- Montgomery, *Design and Analysis of Experiments*, John Wiley and Sons, 3rd Ed., 1991, 649p.
- Nagpal V., Lahoti G.D. & Altan T., A numerical method for simultaneous prediction of metal flow and temperature in upset forging of rings, *Journal of Engineering for Industry*, vol. 100, p. 413-420, 1978.
- Neugebauer R., Kolbe M. & Glass R., New warm forming processes to produce hollow shafts, *Journal of Materials processing Technology*, vol. 119, p.277-282, 2001.
- Neves F.O., Regone W. & Button S.T., Análise do comportamento microestrutural de um aço microligado por simulação física análoga ao forjamento a quente, *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT*, CD ROM, Natal (RN), Brasil, 2002.
- Panjan, P., Urankar, I., Navinsek, B., Tercej, M., Turk, R., Cekada, M. & Leskovsek, V., Improvement of hot forging tools with duplex treatment, *Surface & Coatings Technology*, vol. 151-152, p.505-509, 2002.
- Peñalba F., Garcia de Andres C., Carsi M. & Zapirain F., Austenitic grain size evolution and continuous cooling transformation diagrams in vanadium and titanium microalloyed steels, *Journal of Materials Science*, vol. 31, p. 3847-3852, 1996.
- Prasad S.N & Sarma D.S., Influence of thermomechanical treatment on microstructure and mechanical properties of a microalloyed (Nb+V) weather-resistant steel, *Materials Science & Engineering A*, vol.A399, p. 161-172, 2005a.

- Prasad S.N & Sarma D.S., Influence of thermomechanical treatment on microstructure and mechanical properties of Nb bearing weather resistant steel, *Materials Science & Engineering A*, vol.A408, p. 53-63, 2005b.
- Prasad S.N, Mediratta S.R & Sarma D.S., Influence of austenitisation temperature on the structure and properties of weather resistant steels, *Materials Science & Engineering A*, vol.A358, p. 288-297, 2003.
- Roque, C.M.O.L., Aplicação do método dos elementos finitos no planejamento da seqüência de forjamento a frio, Campinas: UNICAMP, 1996, 126p. Dissertação (Mestrado Acadêmico).
- Saarstahl, EN10334 (http://www.saarstahl.de/english/produkte/walzstahlsorten/PDF-Dokumente/m_1302_30MnVS6.pdf), acessado em 18 de abril de 2007.
- Sankaran, S. Subramanya Sarma V., Kaushik V. & Padmanabhan K.A., Thermomechanical processing and characterisation of milt-phase microstructures in a V-bearing medium carbon micro-alloyed steel, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 139, p. 642-647, 2003a.
- Sankaran, S. Subramanya Sarma V., Padmanabhan K.A., Jaeger G. & Koethe A., High cycle fatigue behaviour of a multiphase microalloyed medium carbon steel: a comparison between ferrite-pearlite and tempered martensite microstructures, *Materials Science & Engineering A*, vol. 336, p. 249-256, 2003b.
- Silva M.L.N., Regone W. & Button S.T., Microstructure and mechanical properties of microalloyed steel forgings manufactured from cross-wedge-rolled preforms, *Scripta Materialia*, vol. 54, p. 213-217, 2006.
- Sobral M.D.C., Mei P.R. & Kestenbach H.J., Effect of carbonitride particles formed in austenite on the strength of microalloyed steels, *Materials Science and Engineering A*, vol. A367, p. 317-321, 2004a.

- Sobral M.D.C, Análise do processamento termomecânico de placas finas de aço microligado V-Nb com ênfase na precipitação de carbonitretos, Campinas: FEM – UNICAMP, 2004b, 147p. Tese (Doutorado).
- Sthalschlüssel, *Key of Steel*, CD-ROOM, version 4.0, 2004.
- Sugden A.A.B. & Bhadeshia H.K.D.H, Lower acicular ferrite, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20A, p. 1811–1818, 1989.
- Sun Z.Q., Yang W.Y., Qi J.J. & Hu A.M., Deformation enhanced transformation and dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel during multipass hot deformation, *Materials Science & Engineering A*, vol. 334, p. 201-206, 2002.
- Teoh L.L., Thermo-mechanical processing and microstructure of microalloyed steel bar and wire rod products, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 48, p. 475-481, 1995.
- Wright P. H., Microalloyed forging steels: a new generation, *Advanced Materials & Processes inc. Metal Progress*, vol. 12/88, p.29-34, 1988.
- Wu S.J. & Davis C.L., Effect of duplex ferrite grain size distribution on local fracture stresses of Nb-microalloyed steels, *Materials Science & Engineering A*, vol. 387-389, p. 456-460, 2004.
- Xinbo L., Hongsheng X. & Zhiliang Z., Flow stress of carbon steel 08F in temperature range of warm-forging, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 139, p.543-546, 2003.
- Xue X., Shan Y., Zheng L. & Lou S., Microstructural Characteristic of Low Carbon Microalloyed by Thermo-mechanical Controlled Process, *Materials Science & Engineering A*, vol. A438-440, p. 285-287, 2006.

- Yoshimura H. & Tanaka K., Precision forging of aluminum and steel, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 09, p. 196-204, 2000.
- Yusa S., Hara T., Tsuzaki K. & Takahashi T., Refinement of grain boundary cementite in medium-carbon tempered martensite by thermomechanical processing, *Materials Science & Engineering A*, vol. 273-275, p.462-465, 1999.
- Zhang Z. & Farrar R.A., Role of non-metallic inclusions in formation of acicular ferrite in low alloy weld metals, *Materials Science and Technology*, vol. 12, p. 237-260, 1996.
- Zhao M., Yang K. & Shan Y., Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite, *Materials Letters*, vol. 57, p. 1496-1500, 2003.
- Zrník J., Kvackaj T., Pongpaybul A., Sricharoenchai P. Vilk J. & Vrchovinsky V., Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of Nb-Ti microalloyed steel, *Materials Science & Engineering A*, vol. 319-321, p.321-325, 2001.
- Zrník J., Kvackaj T., Sripinproach D. & Sricharoenchai P., Influence of plastic deformation conditions structure evolution in Nb-Ti microalloyed steel, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 133, p. 236-242, 2003.