

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE OFERECIDA POR Mário Luiz Nunes
da Silva E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 28.07.04
S. Button
ORIENTADOR

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

Análise Microestrutural e das Propriedades Mecânicas de Forjados em Aços Microligados Obtidos a Partir de Pré-Formas CWR

Autor: Mário Luiz Nunes da Silva

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button

07/2004

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

**Análise Microestrutural e das Propriedades
Mecânicas de Forjados em Aços Microligados
Obtidos a Partir de Pré-Formas CWR**

Autor: Mário Luiz Nunes da Silva

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button

Curso: Engenharia Mecânica – Mestrado

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Campinas, 2004
S.P. – Brasil

UNIDADE	FL
1ª CHAMADA	
	T/Unicamp
	Si 38a
	EX
COMBO BC/	61010
PROC.	16.114/04
	C <input type="checkbox"/> D <input checked="" type="checkbox"/>
PREÇO	11.010
DATA	18.11.04
1ª CPD	

Sib LA 332102

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

Si38ap/

Silva, Mário Luiz Nunes da

Análise microestrutural e das propriedades mecânicas de forjados em aços microligados obtidos a partir de pré-formas CWR / Mário Luiz Nunes da Silva. --Campinas, SP: [s.n.], 2004.

Orientador: Sérgio Tonini Button.
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Forjamento. 2. Microestrutura. 3. Conformação de metais. I. Button, Sérgio Tonini. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

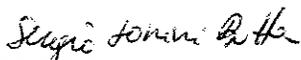
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Dissertação de Mestrado Acadêmico

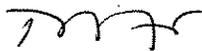
**Análise Microestrutural e das Propriedades
Mecânicas de Forjados em Aços Microligados
Obtidos a Partir de Pré-Formas CWR**

Autor: Mário Luiz Nunes da Silva

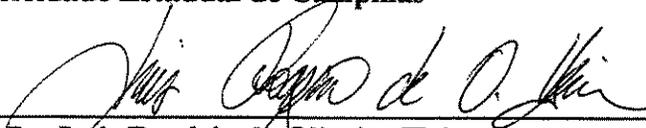
Orientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button



**Prof. Dr. Sérgio Tonini Button
Universidade Estadual de Campinas**



**Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos
Universidade Estadual de Campinas**



**Prof. Dr. Luís Rogério de Oliveira Hein
Universidade Estadual Paulista "Julio de Mesquita Filho"**

Campinas, 28 de Julho de 2004

Dedicatória:

A Mágda, minha adorada esposa e maior incentivadora. Que o tempo me permita retribuir-lhe tudo o que tem feito por mim. Grato pela presença constante, pelo amor devotado e pela paciência sem limites.

A Andressa, minha filha, pela compreensão nos momentos de ausência e pelo carinho dedicado.

A Tirso e Leninha, meus pais sempre presentes, por todo o apoio incondicional .

Agradecimentos

Muitos foram aqueles que auxiliaram na realização deste trabalho. Esperamos não cometer nenhuma injustiça se, por ventura, a memória nos trair e deixarmos de citar algum colaborador.

Com extremo carinho e profundo respeito, agradecemos ao Prof. Dr. Sérgio Tonini Button, por todo o crédito que nos concedeu, pelos meses de convívio, por todos os momentos de apoio e incentivo, imprescindíveis à conclusão deste trabalho.

À Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade de Campinas e em particular à Comissão de Pós-Graduação, pela recepção e atenção constante às nossas dificuldades.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), pela bolsa que nos foi concedida.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP), pelo custeio de todo o projeto, o que garantiu a execução e bom andamento de nossa pesquisa.

Aos professores Rezende, Itamar, Rubens e Cecília do Departamento de Materiais, por todos os esclarecimentos, incentivo e agradável convivência.

Ao amigo Fernando César Gentile, cuja pesquisa precedente possibilitou a realização de nossos ensaios, pelo apoio técnico e prático e pela amizade.

Ao amigo André Araújo, pela presença e auxílio constantes na execução dos trabalhos.

Ao amigo Wilian Regone, pelo empenho nos ensaios, pela ajuda na interpretação dos resultados e incentivo constante à leitura.

Ao amigo, “quase” irmão, Célio Caminaga, por todas as palavras de estímulo, pela abnegação e ajuda irrestrita, por compartilhar os momentos agradáveis e os nem tanto.

Aos técnicos do Laboratório de Caracterização de Materiais, Sérgio, José Luiz e Claudinete, por todo o apoio na obtenção dos resultados.

À ThyssenKrupp Metalúrgica Campo Limpo Paulista, na pessoa do Eng. Antônio José de Araújo Porto, por ter nos cedido gentilmente o aço para os ensaios e pelos esclarecimentos prestados ao longo dos trabalhos.

"Uma coisa só é impossível até que alguém duvide e prove o contrário"

Albert Einstein

Resumo

SILVA, Mário Luiz Nunes da Silva, *Análise Microestrutural e das Propriedades Mecânicas de Forjados em Aços Microligados Obtidos a Partir de Pré-formas CWR*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, 80 p. Dissertação de (Mestrado).

As vantagens dos processos de conformação de metais, que consistem em alta produtividade, baixos custos por peça, mínima geração de sucata, baixo consumo de energia e melhoria das qualidades do material, estimulam o aumento de sua aplicação. Entre estes processos se destaca o CWR, que é uma técnica de conformação de metais usada na manufatura de peças rotativas escalonadas. Os objetivos deste trabalho foram: (i) analisar como o processo CWR afeta a microestrutura e as propriedades mecânicas, especialmente as relacionadas com a fadiga mecânica, de produtos forjados a quente com aços microligados e (ii) comparar a microestrutura e as propriedades desses produtos com forjados semelhantes, obtidos pelo processo convencional por etapas sucessivas de forjamento a quente. Para o projeto das matrizes do processo CWR, foram consideradas condições descritas na literatura que garantiriam a estabilidade do processo no que diz respeito aos defeitos. Isto mostrou não ser suficiente e várias peças apresentaram cavidades centrais. Dando-se continuidade ao trabalho peças forjadas foram produzidas e analisadas. Os resultados mostraram que os defeitos não foram detectados nos exames metalográficos e não tiveram influência nas propriedades finais dos forjados. De modo geral, as peças produzidas a partir de pré-formas CWR apresentaram limite de resistência à tração e dureza superiores aos das peças somente forjadas e limite escoamento e resistência à fadiga inferiores.

Palavras chaves: cross wedge rolling, aços microligados, forjamento a quente

Abstract

SILVA, Mário Luiz Nunes da Silva, *Microstructure and Mechanical Properties Analysis of Microalloyed Steel Forged Parts Manufactured from CWR Preforms*, Campinas: School of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2004, 80 p. Dissertation (Master Degree).

The advantages of metal forming, consisting of high productivity, low costs per part, minimum scrap material and energy consumption and improvement of overall quality, stimulate the increase of their application. Cross Wedge Rolling (CWR) is an important metal forming technique used to manufacture stepped shafts. The aims of this work were: (i) to analyze how CWR affects the microstructure and the mechanical properties, especially the mechanical fatigue related ones, of microalloyed steel hot forged products and (ii) to compare the microstructure and properties of these products with similar forgings, manufactured by the conventional process of successive hot forging stages. To design the CWR tools, it was considered the conditions described in the technical literature that would guarantee the process stability, avoiding the defects. It proved not to be enough and some parts showed central cavities. Continuing the work, the parts were hot forged and then analyzed. The results showed that the defects were not detected by metallography and they did not have influence in the final properties of the forged parts. In general way, the parts manufactured from CWR preforms presented higher tensile strength and hardness than the only forged parts and lower yield strength and fatigue resistance.

Keywords: cross wedge rolling, microalloyed steels, hot forging

Sumário

Capítulo 1 – Introdução	1
Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica	3
2.1 O processo <i>Cross Wedge Rolling</i> – CWR	3
2.1.1 Fatores limitantes da estabilidade do processo	6
2.2 Aços microligados	12
2.3 Forjamento a quente	26
Capítulo 3 – Materiais e Métodos	34
3.1 Especificação do aço	34
3.1.1 Composição Química	34
3.1.2 Condição Metalúrgica e Propriedades Mecânicas	34
3.2 Projeto das ferramentas	36
3.3 Projeto das ferramentas de forjamento	37
3.4 Projeto das ferramentas de laminação	38
3.4.1 Projeto das ferramentas para laminação transversal	40
3.4.2 Projeto das ferramentas para CWR	41
3.5 Dimensões dos Tarugos	46
3.6 Processos propostos para comparação	48
3.6.1 Processo 1	49
3.6.2 Processo 2	50
3.7 Descrição dos Ensaios	51
3.7.1 Ensaios com a matéria-prima	51
3.7.2 Ensaios com as peças forjadas	51
Capítulo 4 – Apresentação e Discussão dos Resultados	53

4.1	Nomenclatura das amostras	56
4.2	Ensaio Metalográfico	56
4.3	Ensaio de Tração	64
4.4	Ensaio de Dureza	67
4.5	Ensaio de Fadiga	69
4.6	Dados de uma biela produzida industrialmente	71
4.7	Comparação de resultados	72
4.8	Considerações Finais	72
Capítulo 5 – Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros		74
5.1	Conclusões	74
5.2	Sugestões para Trabalhos Futuros	76
Referências Bibliográficas		77
Anexo A		
Anexo B		

Lista de Figuras

2.1	Cinco tipos de configurações de máquina para CWR [FU, X. P. e DEAN, T.A, 1993]	4
2.2	Zonas de conformação e produto laminado: (a) ferramenta de conformação; (b) produto laminado[LI, Q. et.al, 2002]	5
2.3	Região de estabilidade do processo CWR	10
2.4	Microestruturas sob diferentes condições de resfriamento: (a) – (c) aço ao vanádio; (d) – (f) aço ao vanádio e titânio [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001]	17
2.5	Características das microestruturas de aços microligados [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001]	18
2.6	Efeitos das condições de resfriamento nas propriedades mecânicas de aços microligados [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001]	20
2.7	Tamanho de grão austenítico versus temperatura de reaquecimento [ADAMCZYK, J. et al., 1995]	22
2.8	Tamanho de grão da austenita versus temperatura de reaquecimento : aços com titânio e sem titânio [MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. e SPEER, J. G., 2001]	23
2.9	Efeito combinado de Ti e N no tamanho de grão [LEE, D. L. et al, 1996]	29
2.10	Efeito da temperatura de encharque na resistência e tenacidade do aço B [LEE, D. L. et al, 1996]	30
2.11	Dureza dos aços microligado, AISI 1045 e AISI 1045 TR	30

	(temperado e revenido) [LEE, D. L. et al, 1996]	
2.12	Resistência e tenacidade do aço C e D no estado laminado (resfriado ao ar) [LEE, D. L. et al, 1996]	31
2.13	Resistência e tenacidade do aço C e D no estado laminado (resfriado em água) [LEE, D. L. et al, 1996]	31
3.1	Posição das micrografias na barra de aço	35
3.2	Micrografia da região central da barra de aço 27MnSiVS6 (ataque Nital 2%)	35
3.3	Micrografia da região periférica da barra de aço 27MnSiVS6 (ataque Nital 2%)	35
3.4	Corpo de prova para ensaio de tração	36
3.5	Corpo de prova para ensaio de fadiga	36
3.6	Peça forjada (vistas superior e lateral)	37
3.7	Ferramenta inferior de forjamento	37
3.8	Punção de forjamento	37
3.9	Pré-forma gerada no processo CWR	38
3.10	Vista isométrica do conjunto de ferramentas	39
3.11	Vista lateral do conjunto de ferramentas	39
3.12	Ferramenta para laminação transversal inferior	40
3.13	Ferramenta para laminação transversal superior	40
3.14	Gráfico de estabilidade do processo CWR e ponto característico deste projeto	45
3.15	Vista superior da ferramenta de CWR	45
3.16	Vista lateral	45
3.17	Pré-forma gerada no processo CWR. V1, volume das extremidades; V2, volume da seção trapezoidal e V3, volume da região central	46
3.18	Tarugo inicial	48
3.19	Processo 1	49
3.20	Processo 2	49
4.1	Pré-forma CWR cortada	53
4.2	Aspecto externo de defeito passante por todo o comprimento da peça	54

4.3	Amostra cortada apresentando defeito na região central	54
4.4	Posição de corte para ensaio metalográfico	58
4.5	Peça SF1 – 5, região centro (ataque Nital, 2%)	59
4.6	Peça SF1 – 5, região centro (ataque Nital, 2%)	59
4.7	Peça SF1 – 5, região cabeça (ataque Nital, 2%)	60
4.8	Peça SF1 – 5, região cabeça (ataque Nital, 2%)	60
4.9	Peça SF2 – 4, região centro (ataque Nital, 2%)	60
4.10	Peça SF2 – 4, região centro (ataque Nital, 2%)	60
4.11	Peça SF2 – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)	61
4.12	Peça SF2 – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)	61
4.13	Peça C – 2, região centro (ataque Nital, 2%)	62
4.14	Peça C – 2, região centro (ataque Nital, 2%)	62
4.15	Peça C – 2, região cabeça (ataque Nital, 2%)	62
4.16	Peça C – 2, região cabeça (ataque Nital, 2%)	62
4.17	Peça TC – 4, região centro (ataque Nital, 2%)	63
4.18	Peça TC – 4, região centro (ataque Nital, 2%)	63
4.19	Peça TC – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)	63
4.20	Peça TC – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)	63
4.21	Propriedades mecânicas das peças produzidas	66
4.22	Alongamento máximo das peças produzidas	67
4.23	Valores de dureza Brinell das peças produzidas	68
4.24	Parâmetros do ensaio de fadiga	69
4.25	Resultados dos ensaios de fadiga	70
4.26	Seção transversal da haste da biela com as posições dos ensaios metalográficos	71
4.27	Micrografia da biela (Nital, 2%)	71
4.28	Micrografia da biela (Nital, 2%)	71

Lista de Tabelas

2.1	Composição química dos aços estudados [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001]	17
2.2	Composição química do aço HSLA-80 [DAS, S. et al., 2003]	23
2.3	Propriedades do aço de acordo com o meio de resfriamento [DAS, S. et al., 2003]	24
2.4	Composição química dos aços estudados [LEE, D. L. et al, 1996]	28
2.5	Composição química dos aços ao carbono e microligados [CRISTINACCE, M. e REYNOLDS, P. E., 1996]	32
3.1	Composição química do aço microligado (% em massa)	34
3.2	Valores dos ângulos α e β	41
3.3	Variáveis dos processos	51
4.1	Nomenclatura das peças produzidas	57
4.2	Resultados dos ensaios de tração	64
4.3	Valores de dureza das peças produzidas	68
4.4	Resultados dos ensaios de fadiga	70

Nomenclatura

Letras Latinas

d	Diâmetro inicial do tarugo	[mm]
D	Diâmetro final do tarugo	[mm]
L	Comprimento inicial do tarugo	[mm]
L1	Comprimento do tarugo (pós CWR)	[mm]
M	Parâmetro constante do material	[]
V1	Volume das extremidades	[mm ³]
V2	Volume da seção trapezoidal	[mm ³]
V3	Volume da região central	[mm ³]
V _t	Volume total	[mm ³]

Letras Gregas

Δr	Redução total de altura	[mm]
α	Ângulo de conformação	[°]
β	Ângulo de deformação	[°]
ε	Deformação	[%]
μ	Coefficiente de atrito	[]
δ	Redução relativa	[]
σ	Tensão	[MPa]
ξ	Fator de carga	[]

Resumo dos Capítulos

Capítulo 1 – Apresenta-se uma visão global da pesquisa, incluindo-se os objetivos e as justificativas para a realização do trabalho.

Capítulo 2 – Apresenta-se a revisão bibliográfica realizada sobre o tema de estudo, dividindo-o em três grupos: o processo *Cross Wedge Rolling*, os aços microligados e o forjamento a quente.

Capítulo 3 – Descrevem-se as características do aço utilizado, os projetos de todas as ferramentas, o procedimento a ser desenvolvido e todos os ensaios de caracterização das peças produzidas.

Capítulo 4 – Apresentam-se e discutem-se os resultados obtidos nos ensaios de caracterização do aço utilizado e das peças produzidas através dos quatro processos propostos para comparação.

Capítulo 5 – Apresentam-se as conclusões finais da pesquisa, elaboradas a partir da comparação dos resultados obtidos em termos de propriedades mecânicas e microestruturas. A partir dos resultados são sugeridos alguns temas para trabalhos futuros.

Esta Dissertação de Mestrado Acadêmico gerou um trabalho que foi submetido e aprovado para apresentação no XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CBECIMAT) a ser realizado nos meses de novembro e dezembro deste ano em Porto Alegre, RS.

Capítulo 1

Introdução

Tendo em vista o destaque dado ao processo denominado *Cross Wedge Rolling* (CWR) nos últimos anos na indústria de forjados e à crescente utilização de aços microligados, propôs-se estudar o comportamento de tais aços, produzidos por este processo, para a fabricação de pré-formas para o forjamento a quente em matrizes fechadas, e analisar a qualidade do produto forjado final.

O processo CWR para a obtenção de pré-formas para o forjamento a quente apresenta uma série de vantagens quando comparado ao processo tradicional de forjamento a quente, dentre as quais pode-se citar o ganho considerável de produtividade tanto em termos do tempo total de processo (forjamento e usinagem posterior) como redução da matéria-prima.

A opção de se trabalhar com aços microligados se deveu ao fato de que são uma tendência atual da indústria automobilística como substituição dos aços convencionais. Estes aços convencionais atingem suas melhores propriedades mecânicas após passar por tratamentos térmicos de têmpera e revenido, o que representa gastos adicionais de energia e tempo.

Já os aços microligados apresentam propriedades semelhantes e em alguns casos até superiores às dos aços convencionais, quando resfriados a partir da temperatura do forjamento a quente, não necessitando de tratamentos térmicos adicionais

Esta pesquisa teve dois objetivos principais. O primeiro foi a análise de como o processo CWR afeta a microestrutura e as propriedades mecânicas, especialmente as relacionadas com a fadiga mecânica, de produtos forjados a quente com aços microligados.

O segundo objetivo foi comparar a microestrutura e as propriedades desses produtos com forjados semelhantes, obtidos pelo processo convencional por etapas sucessivas de forjamento a quente, pois supõe-se que processo CWR cause modificações importantes nas propriedades, já que o modo de escoamento do material originado por sua torção implica numa microestrutura diferente da obtida no forjamento convencional em que o escoamento se dá, principalmente, no plano de deformação que representa a maior área projetada do produto.

Para se cumprir tais objetivos as etapas principais foram vencidas: anteprojetado das ferramentas de CWR e forjamento, simulação numérica dos dois processos, projeto final das ferramentas, realização dos ensaios de CWR e forjamento a quente e análise dos resultados.

Especial atenção foi dada às etapas de anteprojetado e projeto final das ferramentas de CWR. A estabilidade do processo, no que diz respeito ao aparecimento de defeitos, está diretamente relacionada à correta escolha dos parâmetros principais que definem a geometria das ferramentas.

Após a realização dos primeiros ensaios e analisando-se as peças produzidas, algumas correções de rumo foram necessárias, as quais acabaram por aumentar ainda mais o grau de conhecimento que se tinha do processo CWR.

A constatação de que a definição dos parâmetros geométricos das ferramentas, apenas, não é suficiente para garantir a estabilidade do processo foi de extrema importância e certamente deve originar e motivar a realização de novos trabalhos de pesquisa. A busca de novas variáveis de influência, tais como temperaturas de pré-aquecimento e microestruturas do material de partida, por exemplo, deve encabeçar a lista de objetivos dos trabalhos futuros.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1. O processo *Cross Wedge Rolling* – CWR

Na indústria de processamento de metais é essencial o aperfeiçoamento dos processos de manufatura para que produtos de baixo custo sejam produzidos. Com esta finalidade, uma técnica de conformação de metais relativamente nova começa a ganhar popularidade. Na Europa e na Ásia, tem substituído muitas operações de fundição, forjamento e usinagem convencionais na manufatura de eixos escalonados. Trata-se do processo denominado *Cross Wedge Rolling* – CWR, que foi inventado há mais de um século atrás, porém aplicado industrialmente em 1942 [DONG, Y., LOVELL, M. e TAGAVI, K, 1998]. Tem sido relatado que centenas de produtos com diâmetros na faixa de 3 a 125 mm e comprimentos de 3 a 2000 mm estão sendo atualmente produzidos por esta técnica em todo o mundo.

O processo CWR é uma técnica de conformação de metais usada na manufatura de peças rotativas escalonadas. Neste processo, um tarugo cilíndrico é aquecido e deformado plasticamente em um produto axi-simétrico pela ação de ferramentas em forma de cunha fixadas em cilindros ou placas. [LI, Q. et.al, 2002] e [PATER, Zb. et al., 1999]

Desta forma possibilita-se o movimento tangencial de uma cunha em relação à outra com o forjado estando sujeito entre elas. No caso de rolos, pode-se trabalhar com um, dois ou três rolos

e no caso de placas, estas podem ser planas ou côncavas, como melhor pode ser visto na Figura 2.1.

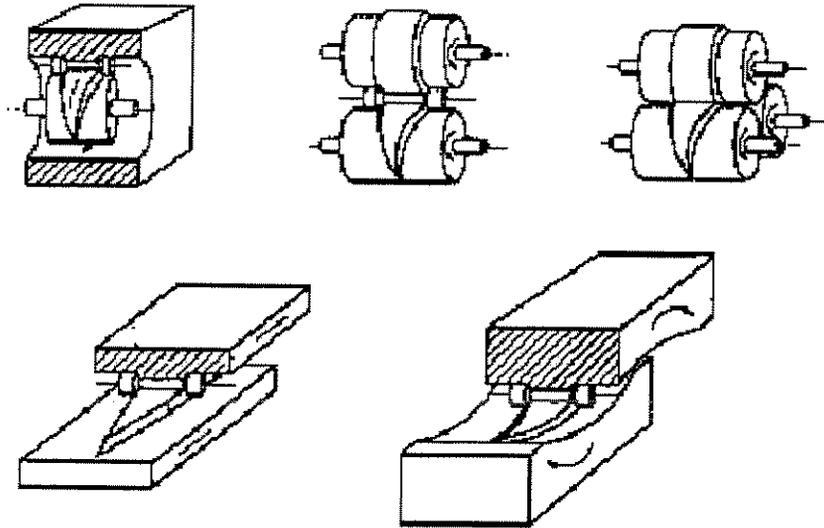


Figura 2.1 – Cinco tipos de configurações de máquina para CWR [FU, X. P. e DEAN, T.A, 1993]

Em cada uma das configurações mostradas na Figura 2.1, as ferramentas contêm quatro regiões distintas de conformação ou zonas. Estas são: (i) fendilhamento, (ii) zona de guia, (iii) zona de deformação e (iv) zona de calibração (Figura 2.2). Devido às variações na geometria da ferramenta, os mecanismos de deformação plástica presentes na peça em trabalho são muito diferentes em cada zona da ferramenta em cunha.

Na zona de fendilhamento, a ferramenta é composta de uma cunha cuja altura começa em zero e aumenta até a redução total de altura para a peça em trabalho, Δr . A função desta zona é dirigir o tarugo cilíndrico e plasticamente formar uma fenda em forma de cunha em seu perímetro. O ângulo desta fenda é controlado pelo ângulo de conformação da ferramenta, α [DONG, Y., LOVELL, M. e TAGAVI, K, 1998] e [DONG, Y., LOVELL, M. e TAGAVI, K, 2000].

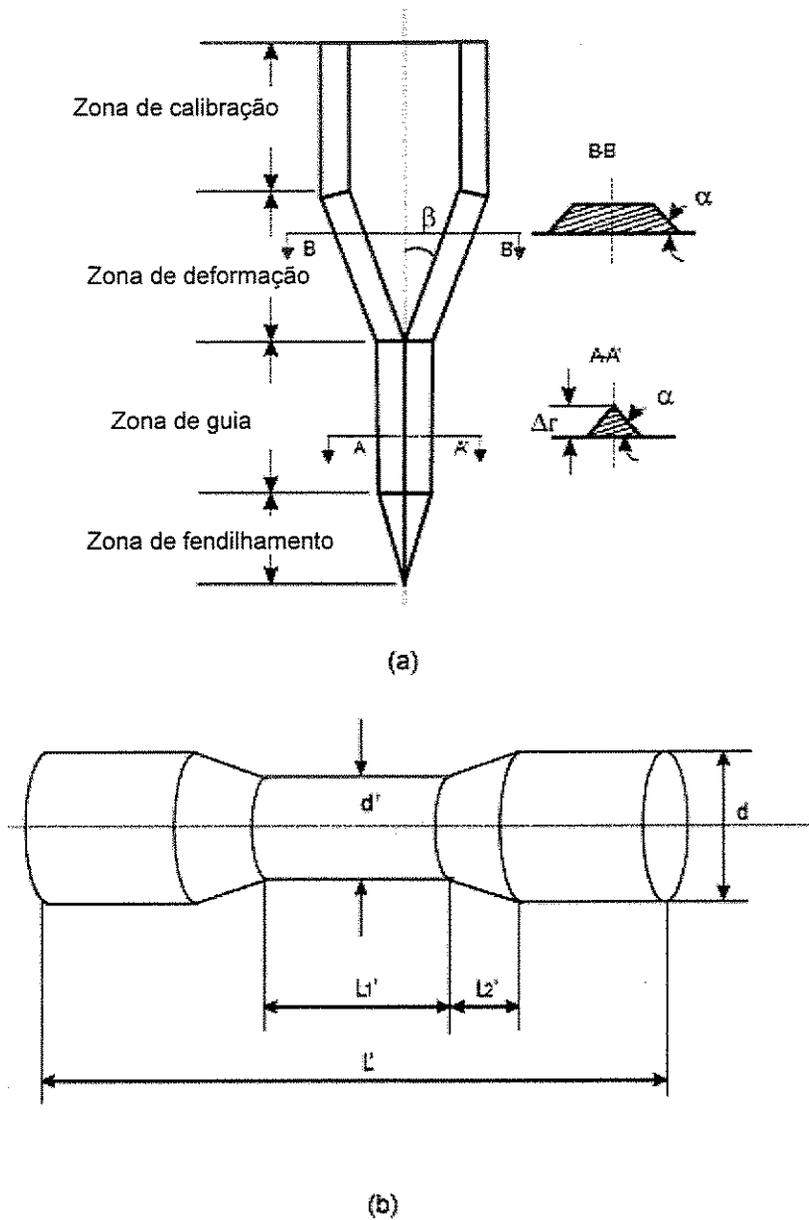


Figura 2.2 – Zonas de conformação e produto laminado: (a) ferramenta de conformação; (b) produto laminado[LI, Q. *et.al.*, 2002].

Na zona de guia, a secção transversal das matrizes não varia à medida que a ferramenta alarga a fenda obtida na zona de fendilhamento para uma ranhura, em formato de V, em volta de toda a circunferência da peça.

A zona de deformação é a secção mais crítica da ferramenta porque é nesta região que acontece a maior parte da deformação plástica imposta à peça. Dentro desta zona, o material é

estirado e forçado a escoar em direção às extremidades da peça de tal forma que os ressaltos do eixo podem ser formados. A quantidade de deformação plástica e elástica na zona de deformação é controlada pelo ângulo de deformação, β . Nestas últimas três zonas, a parede lateral da ferramenta apresenta ranhuras para assegurar que o material sendo deformado não deslize em relação à ferramenta, o que causaria a descontinuidade do processo.

Na região final da ferramenta, a zona de calibração, ocorre uma pequena deformação plástica a fim de se ter um ajuste fino da tolerância dimensional e da qualidade superficial do produto [DONG, Y., LOVELL, M. e TAGAVI, K, 1998] e [DONG, Y., LOVELL, M. e TAGAVI, K, 2000]..

Em seu artigo, Pater *et al.* [PATER, Zb *et al.*, 1999] afirmam que no projeto do processo de CWR, a tarefa mais importante é selecionar adequadamente os parâmetros básicos para as ferramentas, isto é, o ângulo de conformação α , o ângulo de deformação β e o comprimento das mesmas.

A tarefa consiste na definição direta dos dois ângulos, pois estes determinam os parâmetros restantes, levando-se em consideração as dimensões do forjado. Aumentos de β resultam em maior produtividade, menor perda de energia e menor sollicitação do aço da ferramenta, mas, simultaneamente, são reduzidas a precisão do produto e a estabilidade do processo [PATER, Zb *et al.*, 1999].

Sendo assim, é importante estar familiarizado com os fatores limitantes da estabilidade do processo CWR para restringir os valores aceitáveis para os ângulos α e β .

2.1.1. Fatores limitantes da estabilidade do processo

A estabilidade do processo CWR pode ser afetada principalmente por: escorregamento entre o produto e a ferramenta, dobras superficiais, estrição ou estiramento e cavidades internas. Pater *et al* [PATER, Zb *et al.*, 1999] apresentam relações matemáticas que devem ser obedecidas para se evitar o aparecimento dos defeitos citados:

a) Escorregamento entre o produto e a ferramenta.

Ocorre quando o momento total resultante das forças que provocam a rotação do produto forjado é menor que o momento total resultante das forças contrárias a esta rotação. Sob condições de escorregamento, a camada superficial do forjado é “enrugada” pelas ferramentas que se movem em direções opostas.

Providencia-se um serrilhado especial nas laterais das cunhas para eliminar a influência negativa do escorregamento em condições industriais.

A condição para um processo livre de escorregamento é representada pela equação experimental (2.1), assumindo-se um coeficiente de atrito constante $\mu = 0,35$ [PATER, Zb *et al.*, 1999]:

$$(0,15 + 0,0038\alpha)\beta^{0,925} \leq 1,93 \quad (2.1)$$

b) Marcas espirais na superfície do produto conformado.

São os defeitos superficiais mais freqüentes de produtos forjados por CWR e estão diretamente associados à redução relativa aplicada, δ . A estabilidade do processo, com relação a este defeito, é assegurada quando a redução relativa aplicada é maior do que os valores limites. A redução relativa é definida pela relação entre os diâmetros inicial, D e final, d , da peça de trabalho (expressão (2.2)), e os valores limites são dados pela equação (2.3) [PATER, Zb *et al.*, 1999]:

$$\delta = \frac{D}{d} \quad (2.2)$$

$$\delta \geq 1 + \pi \operatorname{tg} \alpha \operatorname{tg} \beta \quad (2.3)$$

c) Estricção ou estiramento.

Ocorre se as tensões de tração (causadas pela força axial de laminação) forem maiores que o limite de escoamento do material. O violento escoamento axial do material é acompanhado pela estricção do forjado até o rompimento da peça em trabalho. Com base na literatura técnica, encontra-se que este fenômeno é favorecido por ferramentas com valores altos para os ângulos α e β . A expressão matemática determinada por Hayama *et al.* e citada por Pater *et al.* [PATER, Zb *et al.*, 1999] descrita na equação (2.4) apresenta as condições para a estabilidade do processo CWR sem a presença da estricção:

$$\delta \leq \frac{1}{2} \left(2 + \pi g \alpha t g \beta + \frac{\sqrt{3\pi / 2 t g^3 \alpha t g \beta}}{\xi} \right) \quad (2.4)$$

onde ξ é um fator de carga, ou ainda um fator de correção, utilizado para comparar o processo CWR com a deformação de um tarugo por uma cunha em compressão simples (sem rotação da peça). Este fator ξ é calculado em função do ângulo de conformação da ferramenta, α , através da equação (2.5):

$$\xi = 51,559 e^{-0,0416\alpha} \quad (2.5)$$

d) Cavidades centrais.

Também chamadas de “efeito Mannesmann”, fazem parte dos defeitos mais comuns que afetam a estabilidade do processo CWR. Estes defeitos internos reduzem significativamente a resistência de peças conformadas e podem até levar à falha do produto. Li *et al.* [LI, Q. *et al.*, 2002] relatam que a explicação primária, segundo os pesquisadores, para o mecanismo de formação dos defeitos internos inclui: a forte tensão de tração na parte central do corpo de prova, a tensão de cisalhamento excessiva causada pela ação das matrizes de conformação e a fadiga de baixo ciclo que se desenvolve durante o processo de laminação. Outros relatos afirmam que

trincas centrais foram produzidas pela combinação de tensões de tração radiais e tensões de cisalhamento que ocorreram dentro da região central do tarugo durante a laminação.

Com relação à fadiga de baixo ciclo, deve-se ressaltar que nos processos CWR com dois rolos ou com matrizes planas a região central da peça em trabalho está sujeita a compressão na direção normal à superfície da ferramenta e a tração na direção lateral. À medida que a peça gira, as regiões de tração e compressão se alternam a cada 90°. Este carregamento cíclico favorece a formação de trincas por fadiga no material.

Vários outros pesquisadores citados por Li *et al.* [LI, Q. *et al.*, 2002] chegaram a conclusões parecidas. Uma tensão cisalhante pronunciada leva a deformação plástica além de um certo limite quando ocorre a formação de microtrincas que se rompem durante a deformação e conseqüentemente geram vazios internos.

A equação seguinte (2.6), determinada por Hayama *et al.* e citada por Pater *et al.* [PATER, Zb *et al.*, 1999], determina a condição de estabilidade do processo CWR sem cavidades centrais:

$$(0,15 + 0,0038\alpha)\beta^{0,325} \geq M \quad (2.6)$$

com M sendo um parâmetro constante do material a ser trabalhado com faixa de valores de 0,35 a 0,40. O limite inferior deste parâmetro se refere a materiais com boas propriedades de conformação.

Considerando as equações descritas anteriormente com relação à estabilidade do processo CWR: equação (2.1) relativa ao escorregamento entre a peça e a ferramenta, equação (2.3) relativa às marcas espirais, equação (2.4) referente ao fenômeno de estricção ou estiramento e a equação (2.6) relativa à formação de cavidades centrais nas peças laminadas, podemos determinar graficamente uma região onde a probabilidade de termos peças conformadas sem defeitos é maior, como destacado pela região vermelha da Figura 2.3.

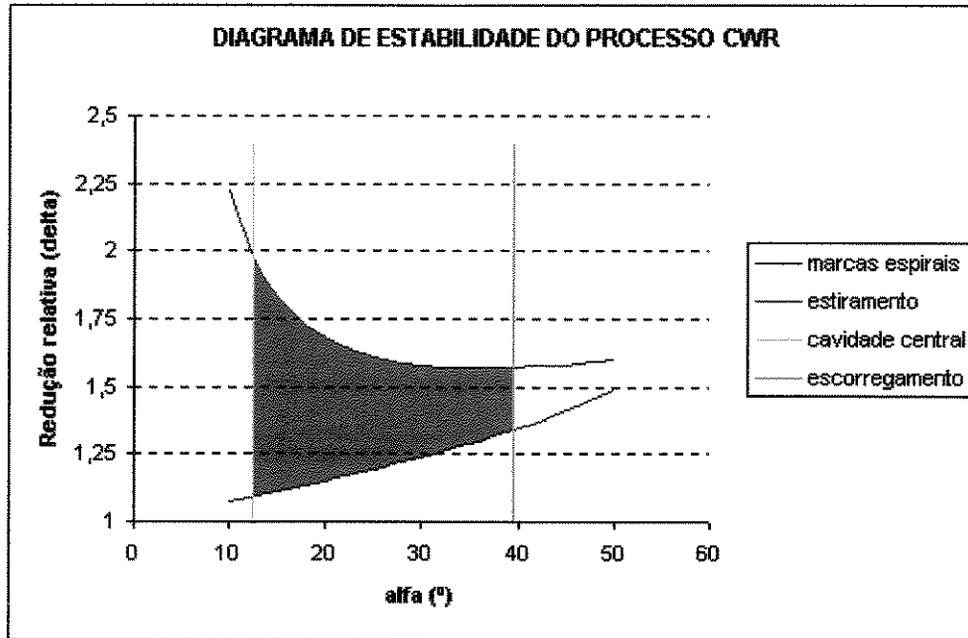


Figura 2.3: Região de estabilidade do processo CWR

Comparado aos processos de manufatura tradicionais, tais como usinagem, forjamento e processos de fundição, CWR apresenta características únicas e inovadoras [DONG, Y., LOVELL, M. e TAGAVI, K., 1998] e [BUTTON, S. T. e GENTILE, F. C., 2001]:

- Maior produtividade: uma ou mais peças podem ser produzidas em cada volta dos rolos. Se a geometria do produto não é extremamente complexa, pares podem ser feitos em uma única operação, utilizando-se ferramentas simétricas. Normalmente, os rolos giram com velocidade de 10-30 rpm, e sendo assim, no mínimo 10-30 peças podem ser produzidas por minuto. A produtividade do processo CWR é normalmente 5-20 vezes maior do que a usinagem e o forjamento.
- Maior utilização do material: no processo CWR, menos do que 10% do material bruto é desperdiçado em corte de pontas e esmerilhamento. Geralmente, 40% do material é desperdiçado em processos de usinagem (isto é, corte de metal) na forma de cavacos. Sendo assim, o processo CWR pode reduzir acentuadamente os gastos com matéria prima.

- Melhor qualidade do produto: o processo CWR é um processo de conformação do metal no qual a forma desejada do produto é alcançada por deformação plástica do material em uma temperatura elevada. Neste processo uma granulometria final menor é obtida, o que melhora as propriedades do produto final.
- Melhorias ambientais: comparado ao forjamento, o processo CWR produz menos barulho. Além do que, materiais de consumo, como líquidos de resfriamento, não são necessários.
- Automação e redução de custos: no CWR, a conformação, o acabamento superficial e o corte de pontas são automaticamente realizados em uma única operação, o que reduz acentuadamente o número de trabalhadores, máquinas auxiliares e área útil necessários para fabricar o produto.
- Menor dissipação de energia: no CWR, a matéria prima está, normalmente, na forma de barras longas que são continuamente alimentadas. Desde que apenas o comprimento correspondente a um tarugo é aquecido por vez, pouca energia é desperdiçada.

Devido a estas vantagens, a técnica CWR tem se tornado extremamente popular na Europa oriental e Ásia. Nos Estados Unidos ainda não tem sido amplamente aceita e isto se deve ao fato de que a deformação e os mecanismos de falha do CWR são ainda muito desconhecidos, o que torna difícil a automação de projetos de ferramentas [LI, Q. *et al.*, 2002].

Nesta pesquisa, focou-se um dos aspectos, dos quais não se encontram muitos dados e trabalhos na literatura técnica, que é o estudo da microestrutura e propriedades mecânicas de peças produzidas pelo processo CWR.

Tendo em vista que estas peças produzidas são, na maior parte das vezes, pré-formas intermediárias que sofrerão outras etapas de processamento, conhecer os micro-constituintes do material, as diversas transformações de fases a que estão sujeitos durante o processamento a quente e os mecanismos de deformação, endurecimento e amolecimento envolvidos se torna de grande valor para melhorar o entendimento do processo como um todo.

Como material objeto da pesquisa, escolheu-se trabalhar com aços microligados, que são uma tendência atual da indústria automobilística como substituição dos aços convencionais. Estes aços convencionais, como se sabe, atingem suas melhores propriedades mecânicas após passar por tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, o que representa gastos adicionais de energia e tempo.

Já os aços microligados apresentam propriedades semelhantes e em alguns casos até superiores às dos aços convencionais, quando resfriados a partir da temperatura do forjamento a quente, não necessitando de tratamentos térmicos adicionais [ENGINEER, S. e HUCHTEMANN, B., 1996].

2.2. Aços microligados

Segundo Teoh [TEOH, L. L., 1995], aços microligados foram inicialmente desenvolvidos nos anos sessenta com a finalidade de fornecer uma nova classe de aços superiores sem a necessidade de se lançar mão da adição de grandes quantidades de elementos de liga caros. Uma melhoria significativa em suas propriedades mecânicas tem sido alcançada através de micro-adições de elementos formadores de carbonitretos, carbonetos e nitretos a aços com baixo e médio teores de carbono, em conjunto com o controle dos parâmetros dos processos termomecânicos. Isto induz o endurecimento por precipitação em adição ao refino dos tamanhos de grão da austenita e da ferrita.

Aços microligados típicos possuem limite de escoamento com valores de até 275 MPa acima dos outros aços equivalentes, vindo daí a designação de aços HSLA, *High Strength Low Alloy*, ou com alta resistência e baixa liga.

Ao longo das últimas três décadas, tem-se preocupado inicialmente com a laminação de produtos planos como placas e tiras. Porém, a sinergia da tecnologia de micro-adições e o processamento termomecânico de barras e arames tornaram disponível uma nova família de aços

ferrítico-perlíticos mais acessíveis aos usuários finais como substituição aos aços convencionais ao C-Mn-Si.

Mais recentemente, estes conceitos estão sendo empregados em aços bainíticos, martensíticos e multifásicos, bem como em aços alto-carbono (até 0,8%) [TEOH, L. L., 1995].

Enquanto na tecnologia de fabricação dos aços microligados iniciais empregava-se a adição de um único elemento, atualmente, pequenas adições combinadas (na faixa de 0,001 a 0,1%) de nióbio, vanádio, titânio, zircônio e boro são amplamente utilizadas. Estes microligantes formam carbonetos (NbC, VC ou TiC), nitretos (NbN, VN, TiN) ou carbonitretos {Nb(C,N), V(C,N), Ti(C,N)} muito finos, precipitados estes que são produzidos durante o trabalho a quente, durante a transformação austenita-ferrita ou na ferrita durante o resfriamento.

Aços mais complexos podem ter elementos substitucionais tais como cobre, níquel, cromo e molibdênio adicionados para controlar a decomposição da austenita e a recristalização. Alumínio, nitrogênio, oxigênio e enxofre são algumas vezes deliberadamente incorporados aos aços para exercer um controle específico no tocante ao tamanho de grão, trabalhabilidade a quente ou usinabilidade [TEOH, L. L., 1995] e [TOSTENSON, D. H., BERTOLO, R. B. e GLASGAL, B. M., 1996].

Como bem afirmam em seus trabalhos, Zrník *et al.* [ZRNÍK, J. *et al.*, 2001 e ZRNÍK, J. *et al.*, 2003] o desenvolvimento de composição química específica de aços e tecnologias de produção são baseados na pesquisa sucessiva da relação entre estrutura e propriedades, composição e propriedades, e parâmetros tecnológicos e propriedades, com o propósito de estabelecer o papel dominante de um componente específico da estrutura e sua evolução durante a deformação plástica a quente do aço.

Um importante aspecto do aço microligado é a ampla faixa de microestruturas apresentadas, as quais podem ser obtidas pela variação da composição e do tratamento termomecânico. Os efeitos específicos de um componente microestrutural individual, isto é, tamanho de grão da austenita e da ferrita, precipitados, estrutura de discordâncias, carbonetos,

inclusões e textura, na resistência e tenacidade dos aços microligados trabalhados a quente de forma controlada têm sido largamente estudados. Os mecanismos de aumento de resistência são bem entendidos mas, para diferentes categorias de aços, quando a composição química varia, é necessário otimizar a solubilização na austenita e condições de laminação nas temperaturas de recristalização e não-recristalização para se obter a maior resistência e propriedades plásticas adequadas.

Ainda segundo Zrník *et al.* [ZRNÍK, J. *et al.*, 2001] e também Bakkaloglu [BAKKALOGLU, A., 2002], o condicionamento da austenita é agora entendido como mecanismo de controle que pode efetivamente influenciar o refino do grão ferrítico através da transformação austenita-ferrita.

Vários pesquisadores têm se dedicado ao estudo da influência dos elementos de liga vanádio, nióbio e titânio, principalmente, e das condições do trabalho a quente nas propriedades mecânicas finais dos aços microligados [KHLESTOV, V. M., KONOPLEVA, E. V. e MCQUEEN, H. J., 1998], [ADAMCZYK, J. *et al.*, 1995] e [KLIBER, J., SCHINDLER I., 1996]. Para se entender melhor a contribuição de cada elemento, relatamos a seguir alguns trabalhos julgados importantes.

Kuziak, Bold e Cheng [KUZIAK, R., BOLD, T. e CHENG, Y., 1995] e Hong *et al.* [HONG, S. G. *et al.*, 2003] relatam em seus trabalhos que para se obter microestruturas finas de perlita e ferrita dispersões muito estáveis e finas de partículas devem estar presentes no aço, para que impeçam o crescimento dos grãos austeníticos. O melhor efeito de ancoragem dos contornos de grãos da austenita foi alcançado após adições de titânio para formar nitreto de titânio nos aços.

Uma forte ação de ancoragem do carbonitreto de nióbio nos contornos de grãos foi também observada, enquanto que o carbonitreto de vanádio foi o menos efetivo a esse respeito. A capacidade de ancoragem dos grãos do carbonitreto de nióbio poderia estar relacionada à baixa solubilidade do nióbio na austenita em altas temperaturas. Aumento no teor de nitrogênio levou a um aumento substancial na capacidade de ancoragem do carbonitreto de vanádio. Esta

característica poderia estar ligada à crescente estabilidade do carbonitreto de vanádio à medida que o teor de nitrogênio aumenta.

Nos mesmos estudos, outro mecanismo importante abordado é o endurecimento por precipitação. Encontrou-se que o crescente teor de nitrogênio disponível para a reação de precipitação do carbonitreto de vanádio resultou em um aumento nas propriedades de resistência dos produtos tratados termomecanicamente. O efeito positivo do crescente teor de nitrogênio foi associado às mudanças na morfologia no carbonitreto de vanádio. Isto é, crescente teor de nitrogênio resultou em fração volumétrica maior de precipitados e tamanho médio de partículas menor.

Entre as conclusões deste estudo está que nenhum teor maior que 0,01% de titânio é necessário para efetivamente controlar o crescimento de grãos nos aços contendo 150 – 200 ppm de nitrogênio. A principal vantagem de se usar este elemento está relacionada à prevenção do crescimento de grão da austenita recristalizada.

Sobral, Mei e Kestenbach [SOBRAL, M. D. C., MEI, P. R. e KESTENBACH, H. J., 2004] também estudaram o mecanismo de endurecimento por precipitação de finas partículas de carbonitreto e seu efeito na resistência de aços microligados trabalhados a quente. Porém, o enfoque principal deste trabalho é o de estabelecer se há diferenças significativas nos efeitos causados pelas partículas em relação ao momento em que precipitam: na austenita durante a laminação, na transformação de fases austenita – ferrita – perlita ou ainda na ferrita supersaturada durante o resfriamento final.

Os autores afirmam que freqüentemente se acredita que um efeito de endurecimento direto só pode ser obtido de partículas as quais nuclearam na ferrita durante ou após a transformação de fase, e que a precipitação prévia na austenita, ainda que importante para o refino de grão, afetaria contrariamente o limite de escoamento através da redução de quantidade de elementos microligantes em solução, os quais estariam, por outro lado, disponíveis para precipitação na ferrita.

Um argumento a favor deste ponto de vista tem sido a idéia de que partículas nucleadas na ferrita seriam parcialmente coerentes com a matriz, enquanto que partículas nucleadas na austenita perderiam coerência durante a transformação para ferrita. Por outro lado, tem sido discutido teoricamente que a coerência não deveria ressaltar o efeito de endurecimento das partículas de carbonitreto nos aços microligados devido às baixas frações volumétricas envolvidas (tipicamente entre 10^{-4} e 10^{-3}). Além disso, tem sido mostrado agora que todas as partículas de carbonitreto encontradas em aços microligados comerciais são incoerentes.

Os pesquisadores conduziram ensaios onde simularam o processo de laminação a quente de tiras sendo que um dos lotes foi submetido a um tratamento de normalização após a laminação a quente. Foi mostrado que as partículas de carbonitreto, formadas na austenita durante a laminação de acabamento podem dar uma importante contribuição ao endurecimento por precipitação em tiras laminadas a quente. Esta contribuição ao endurecimento foi mantida após a normalização, contrariamente ao efeito de endurecimento da precipitação interfásica, a qual foi fortemente reduzida pela laminação.

A influência das condições do forjamento a quente na microestrutura e nas propriedades mecânicas foi estudada por Jahazi e Eghbali [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001]. Dois aços microligados ao vanádio e vanádio mais titânio, com composição química mostrada na Tabela 2.1, foram solubilizados a 1200 °C e forjados. Após o forjamento, foram submetidos a três condições de resfriamento: ar calmo, ar forçado e isolado. As microestruturas e propriedades mecânicas dos corpos de provas processados termomecanicamente foram estudadas.

Com relação à microestrutura, para ambos os aços, aumentando-se a taxa de resfriamento após o término do forjamento a 1070 °C, obtém-se tamanho de grão da ferrita menor e também maior fração volumétrica deste componente, como mostrado nas Figuras 2.4 e 2.5. Estes efeitos são geralmente associados à influência da taxa de resfriamento na coalescência e taxa de crescimento da ferrita.

Tabela 2.1- Composição química dos aços estudados [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001]

Composição química dos aços estudados (% em peso)							
Aço	C	Si	Mn	P	S	V	Ti
V	0,35	0,6	1,5	0,035	0,031	0,1	-
V – Ti	0,35	0,7	1,2	0,035	0,042	0,08	0,04

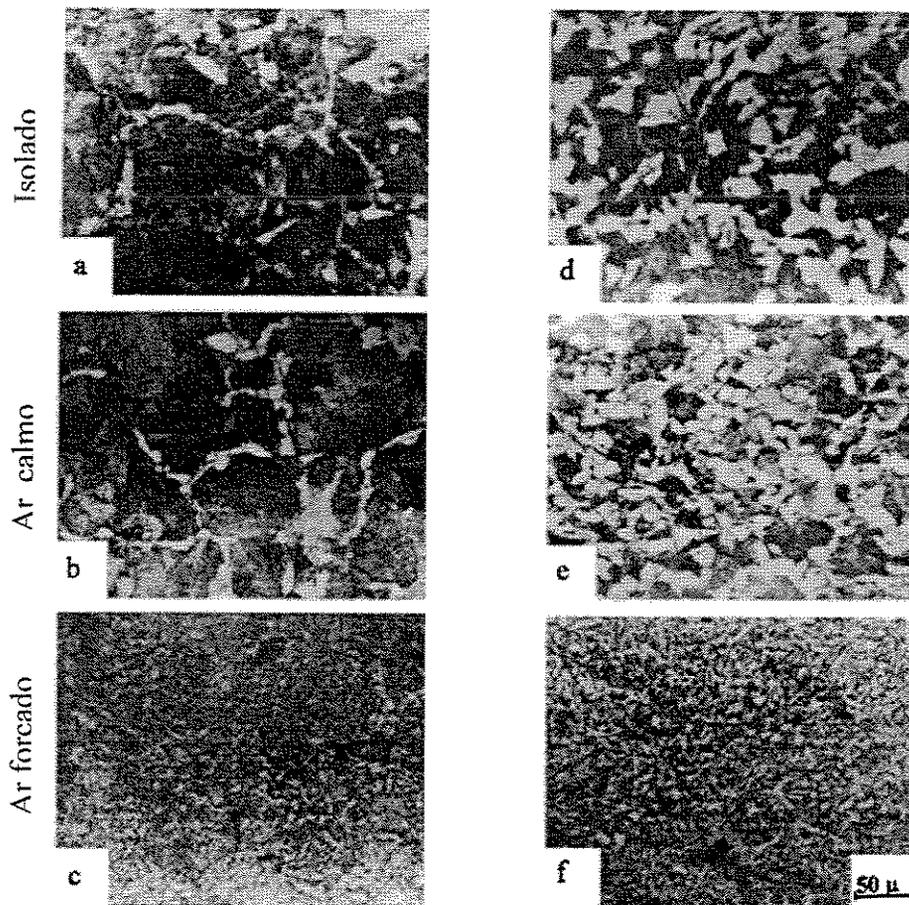


Figura 2.4 – Microestruturas sob diferentes condições de resfriamento: (a) – (c) aço ao vanádio; (d) – (f) aço ao vanádio e titânio [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001].

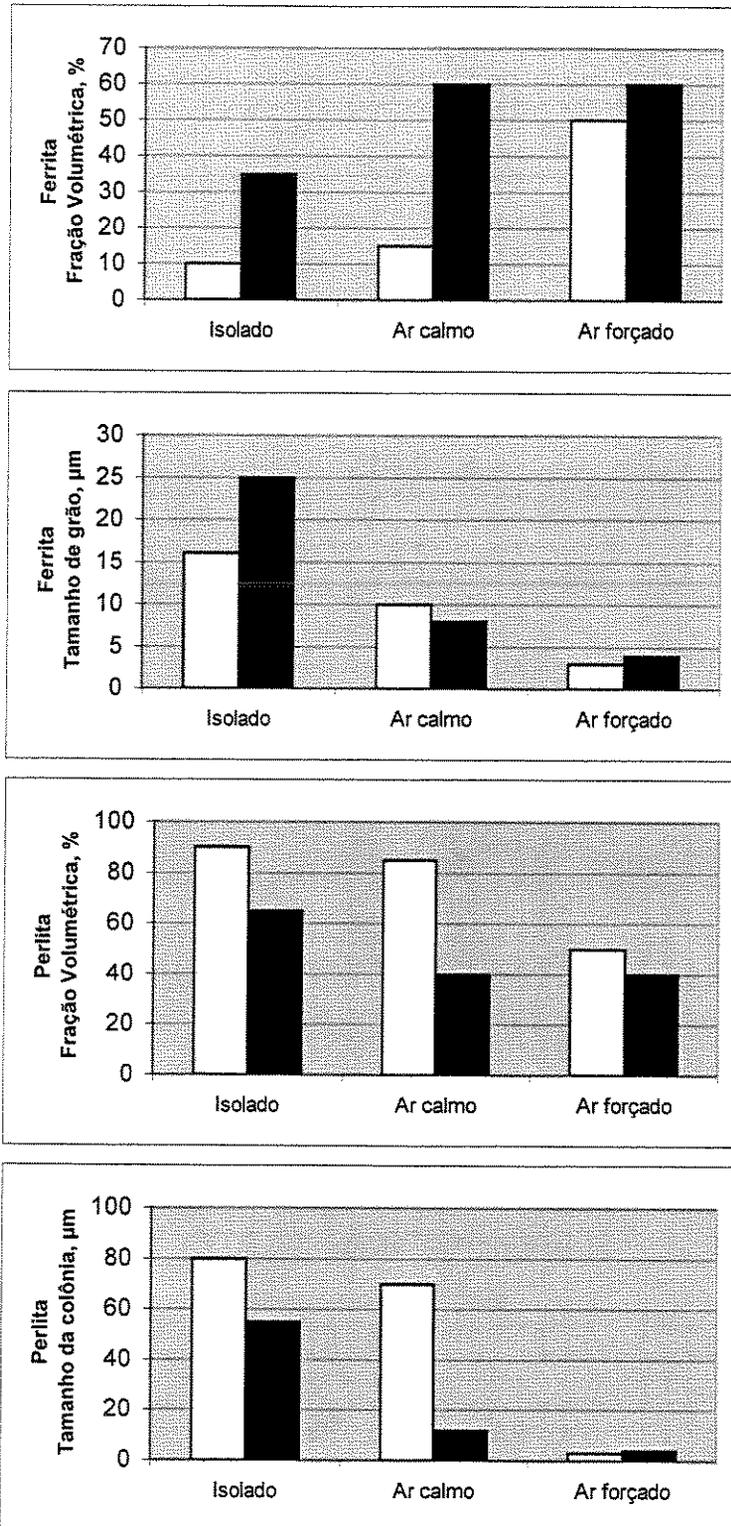


Figura 2.5 – Características das microestruturas de aços microligados [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001]: (□) aço V (■) aço V-Ti

Segundo os autores, é bem aceito, também, que em aços ao vanádio e ao vanádio mais titânio a precipitação de carbonitreto tem um papel importante no controle da microestrutura e propriedades mecânicas. O tamanho de grão da ferrita é influenciado pela formação de finos precipitados durante e após a transformação, levando à formação de grãos ferríticos muito finos. A presença de finas partículas de nitreto de titânio durante o forjamento acima da temperatura de recristalização da austenita (como a empregada pelos pesquisadores em seu trabalho) altera o crescimento do grão austenítico e produz microestruturas ferrítico-perlíticas finas. O fato de não se ter a mesma situação nos aços ao vanádio, leva à formação de grãos ferríticos mais grosseiros.

Com relação às propriedades mecânicas e ainda segundo Jahazi e Eghbali, a influência das condições de resfriamento nos aços ao vanádio e vanádio mais titânio são mostradas na Figura 2.6. O limite de escoamento e a resistência à tração aumentam com o aumento da taxa de resfriamento. O alongamento tende a melhorar com taxas mais baixas, enquanto que aumentando-se a taxa de resfriamento produz-se um leve efeito negativo na tenacidade ao impacto.

O limite de resistência à tração foi altamente influenciado pelo espaçamento interlamelar da perlita e também esteve relacionado à razão ferrita/perlita, à taxa de resfriamento e ao tamanho das colônias de perlita. O alongamento e a tenacidade ao impacto foram influenciados pela porcentagem de ferrita e pelo espaçamento interlamelar da perlita. Ambos aumentam com a proporção ferrita/perlita.

Como indicado na Figura 2.6, a adição de vanádio resulta em um aumento nos níveis de escoamento com uma redução associada na ductilidade e na tenacidade ao impacto. Isto está associado com a precipitação interfásica de carbonitreto de vanádio na ferrita e também nas lamelas de ferrita da perlita.

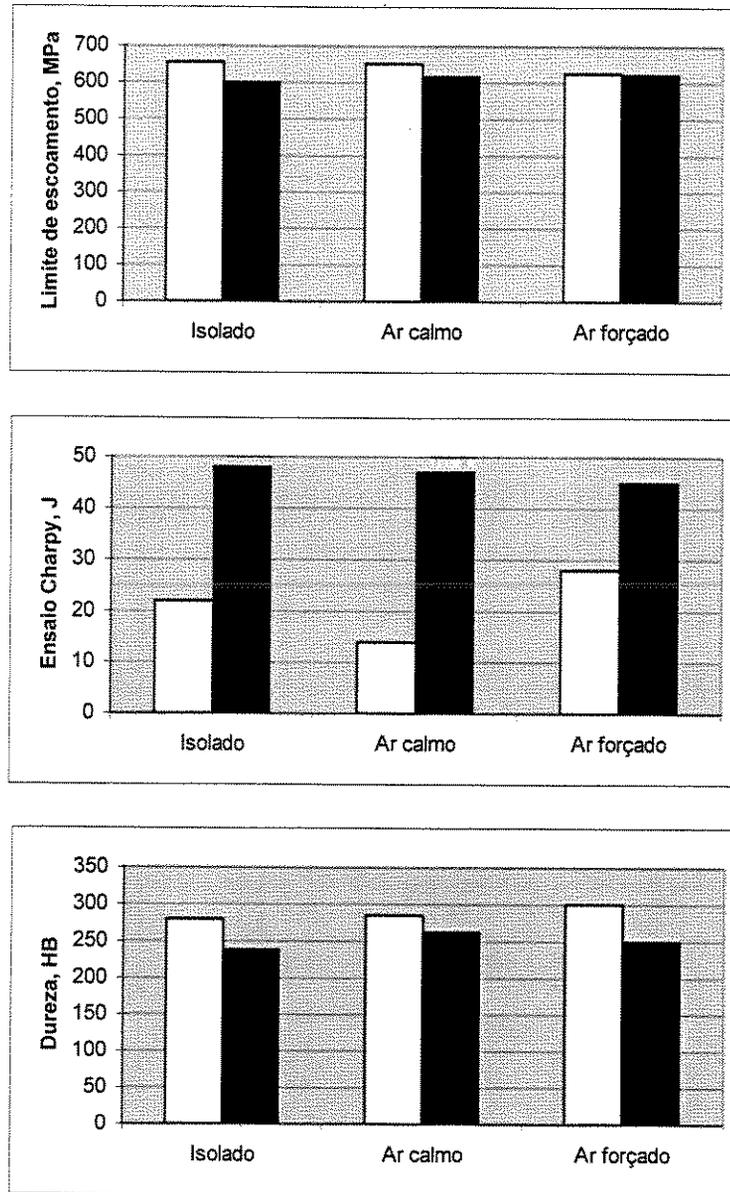


Figura 2.6 – Efeitos das condições de resfriamento nas propriedades mecânicas de aços microligados [JAHAZI, M. e EGHBALI, B., 2001]: (□) aço V (■) aço V-Ti

Em outro relato, Adamczyk *et al.* [ADAMCZYK, J. *et al.*, 1995] analisam a influência de carbonitretos de vanádio não dissolvidos na austenita na estrutura e propriedades mecânicas de aços microligados. Afirmam que forjados de aços microligados com estrutura fina de grãos de ferrita e perlita quando comparados com aços ligados temperados e revenidos têm propriedades

mecânicas similares ou melhores, mas sua tenacidade é inferior, particularmente a baixas temperaturas.

Uma tenacidade melhorada de forjados de microligados pode ser obtida por: diminuição do teor de carbono a valores inferiores a 0,3% [ADAMCZYK, J. *et al.*, 1995 e HOLAPPA. L., OLLILAINEN, V. e KASPRZAK, W., 2003], aumento do teor de manganês (caso típico do aço 27MnSiVS6), adições de cromo ou molibdênio até 0,2 a 0,3% que facilitam a produção de peças com estrutura bainítica e diminuição da parcela de contribuição do endurecimento por precipitação à resistência do aço através da redução das temperaturas de reaquecimento e de acabamento do processo de conformação.

Os autores concluem que parte dos carbonitreto não dissolvidos controlada pelas condições de reaquecimento leva a uma pequena melhoria das propriedades mecânicas mas, aparentemente, melhora a plasticidade e a tenacidade de estruturas ferríticas-perlíticas e também bainíticas. Para se obter boa tenacidade, particularmente a baixa temperatura, é recomendado que se aqueça abaixo de 1000 °C, de modo que a estrutura de grãos finos da austenita continue ancorada por uma grande fração de partículas de carbonitreto de vanádio não dissolvidas.

A Figura 2.7 apresenta a variação do tamanho de grão austenítico em função da temperatura de reaquecimento. O coalescimento de fases secundárias leva à solução de precipitados pequenos e crescimento das partículas maiores com decréscimo de seu número total – o processo que decide a efetividade do retardo da mobilidade do contorno de grão. Esta é a razão pelo súbito crescimento de grão em temperaturas de austenitização acima de 1000 °C, a despeito do fato de que carbonitreto de vanádio não dissolvidos ainda estão presentes em grande quantidade [ADAMCZYK, J. *et al.*, 1995].

Levando-se em consideração a grande contribuição do carbonitreto de vanádio ao endurecimento por precipitação aliado ao decréscimo simultâneo na ductilidade do aço (particularmente os aços com estrutura ferrítica-perlítica), teores de vanádio não devem exceder 0,15% e o teor de nitrogênio deve ser limitado ao valor necessário para formar o nitreto de vanádio.

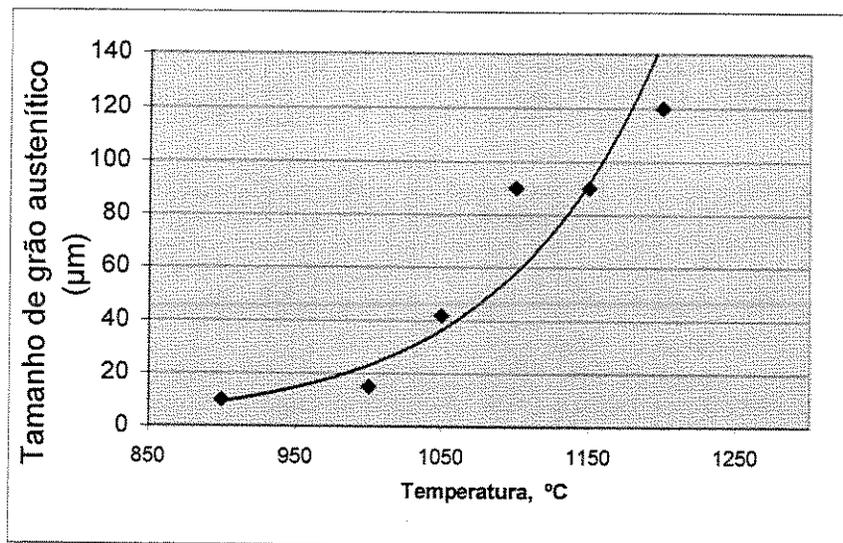


Figura 2.7 – Tamanho de grão austenítico versus temperatura de reaquecimento [ADAMCZYK, J. *et al.*, 1995].

Interessante se torna a comparação da Figura 2.7 com a Figura 2.8 apresentada por Matlock, Krauss e Speer [MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. e SPEER, J. G., 2001], onde é mostrado o gráfico de tamanho de grão austenítico em função da temperatura de reaquecimento para dois aços microligados, um com adição de titânio e outro sem.

Consistente com dados apresentados anteriormente, relativos à influência da adição de microligantes no crescimento de grão, percebe-se que adições de titânio diminuem efetivamente o crescimento de grão austenítico em estruturas deformadas a altas temperaturas [KASPAR, R. *et al.*, 1996].

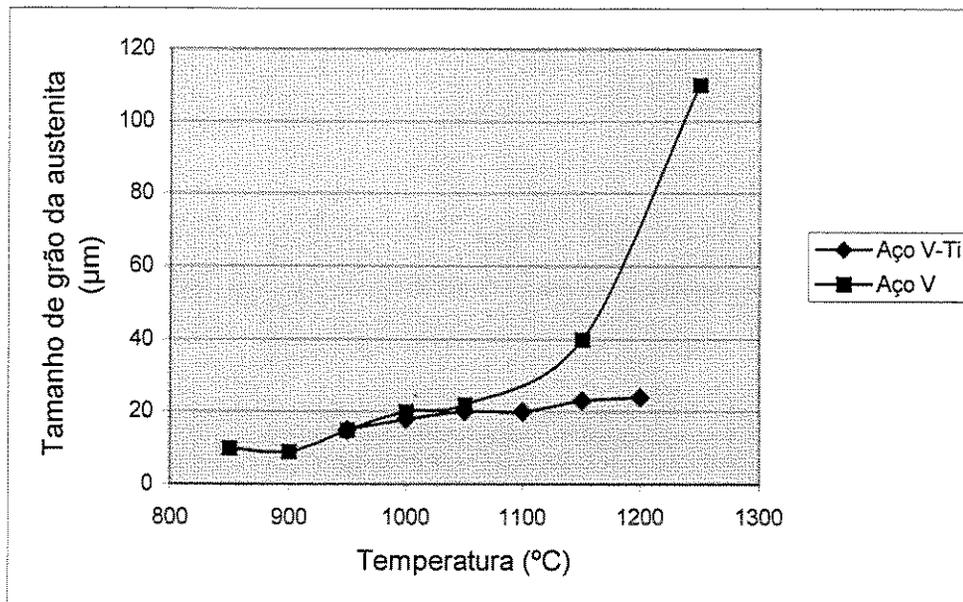


Figura 2.8 – Tamanho de grão da austenita versus temperatura de reaquecimento : aços com titânio e sem titânio [MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. e SPEER, J. G., 2001].

A influência da velocidade de resfriamento após o trabalho a quente tem sido pesquisada exaustivamente. Os ensaios conduzidos por Das *et al.* [DAS, S. *et al.*, 2003] com o aço microligado HSLA-80, cuja composição química se encontra na Tabela 2.2, demonstram a variação de propriedades mecânicas obtidas em função da taxa de resfriamento empregada.

Tabela 2.2 – Composição química do aço HSLA-80 [DAS, S. *et al.*, 2003]

C	Mn	S	P	Cu	Ni	Si	Cr	Mo	Ti	Al	Nb
0,05	1,0	0,001	0,009	1,23	1,77	0,34	0,61	0,51	0,03	0,025	0,037

Foram empregadas três condições de resfriamento: água, ar e areia. O material a ser conformado foi austenitizado a 1200 °C. Nesta temperatura e de acordo com a solubilidade

calculada através de relações termodinâmicas descritas na literatura, os elementos titânio e nióbio estavam completamente dissolvidos. Após o forjamento em duas etapas, encontraram-se os resultados mostrados na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Propriedades do aço de acordo com o meio de resfriamento [DAS, S. *et al.*, 2003]

Resfriamento	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	L.E. / L.R.
Em água	1190	1121	14,96	0,94
Ao ar	926,7	831,7	20,45	0,90
Em areia	832,4	651	15,81	0,78

O máximo valor para o limite de resistência foi obtido para o aço quando resfriado em água. O valor de limite de escoamento de 831,7 MPa obtido no resfriamento ao ar caiu para 651 MPa quando o aço foi resfriado em areia, valores esses ainda acima do especificado para este aço (~450 MPa).

A variação nas propriedades mecânicas pode ser explicada em termos da microestrutura obtida durante as diferentes taxas de resfriamento. A amostra resfriada em água apresentou uma mistura de martensita e bainita. A amostra resfriada ao ar apresentou estrutura predominantemente bainítica e a resfriada em areia apresentou estrutura ferrítica.

Finalizando esta análise e para corroborar os autores citados anteriormente, lembramos a revisão feita por Teoh [TEOH, L. L., 1995]. Em seu estudo, o autor comprova os benefícios obtidos com aços microligados laminados a quente e afirma que para os aços ferrítico-perlíticos, os parâmetros mais importantes que têm relação direta com as propriedades e a microestrutura são: (i) a composição da liga e os níveis de impurezas que causam fragilização (As, P, Sb, Sn), (ii) a fração volumétrica e a natureza de inclusões não-metálicas, (iii) o tamanho de grão da

ferrita e o tamanho das colônias de perlita, (iv) o espaçamento interlamelar da perlita e (v) o incremento do endurecimento por precipitação obtido pela adição de microligas. Comparados com os “antigos” aços C-Mn-Si laminados a quente, estes aços microligados são caracterizados por grãos ferríticos finos, com a microestrutura sendo endurecida pela presença de finas partículas de precipitados, contendo baixos teores de carbono e com inclusões não-metálicas benignas.

Os processos a quente com recristalização controlada e resfriamento ao ar forçado possibilitam a produção de aços com combinações atraentes de resistência (limite de escoamento na faixa de 450 – 550 MPa) , tenacidade (impacto Charpy de 20 J a $-29\text{ }^{\circ}\text{C}$), ductilidade e soldabilidade no estado de laminado a quente.

As propriedades de resistência e tenacidade ao impacto podem ser significativamente melhoradas pela adição de pequenas quantidades de molibdênio e/ou cobre. Estudos mostram que adições de até 0,08% de molibdênio podem aumentar a resistência à tração em $\sim 250\text{ MPa}$, o que pode ser atribuído ao refino das partículas de carbonitreto de vanádio. Adições de cobre têm um efeito endurecedor similar.

Uma contribuição significativa tem sido o desenvolvimento de aços microligados de médio teor de carbono (0,3 - 0,4% C) resfriado ao ar com microestrutura totalmente ferrítica-perlítica. Estes aços geralmente contêm níveis de adições de 0,1-0,2% Mo, até 0,1% V e até 0,05% Ti, o que proporciona significativa melhoria no limite de escoamento (550-700 MPa) e na resistência à tração. Eles também atingem temperabilidade adequada para se tornar uma alternativa mais barata em relação aos aços carbono convencionais temperados e revenidos SAE 1045, ou aos aços ligados da linha Cr-Ni-Mo (ex. SAE 4140).

Ainda segundo Teoh, aços baixo carbono microligados com microestrutura bainítica surgem com uma boa combinação de resistência e tenacidade ao impacto. Com um nível mais

alto de tenacidade, componentes fabricados com tais aços são mais tolerantes a defeitos e imperfeições que aparecem durante a manufatura ou são criados durante a sua utilização em serviço, por fadiga ou desgaste. Microestruturas predominantemente bainíticas são mais tenazes do que as ferríticas-perlíticas.

A obtenção de um perfil de propriedades ótimas é diretamente dependente do desenvolvimento de uma microestrutura multifásica favorável. A recente introdução de aços microligados baixo carbono (0,01% C) com estruturas ferrítica-bainítica-martensítica tem mostrado a capacidade de se alcançar resistência muito alta, boa tenacidade e excelente ductilidade, após resfriamento direto da laminação final. Estes aços oferecem possibilidades atraentes para aplicações sob condições severas de carregamento mecânico.

2.3. Forjamento a quente

Os aços microligados forjados têm sido usados em uma ampla variedade de aplicações substituindo os aços convencionais temperados e revenidos. O principal motivo para a preferência pelos aços microligados é a redução de custo que pode ser alcançada pela eliminação dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, baseando-se no fato de que as propriedades mecânicas obtidas nos aços microligados pós-forjamento são comparáveis às dos aços convencionais tratados termicamente. Componentes forjados de aços microligados são facilmente vistos, atualmente, em veículos e máquinas industriais.

Sabe-se que o endurecimento por precipitação é um dos principais mecanismos responsáveis pelo aumento da resistência nos aços perlíticos de médio carbono e é amplamente utilizado para o desenvolvimento de aços com alta resistência e baixa liga. Nestes aços, o vanádio é o elemento mais efetivo para promover o endurecimento por precipitação. Foi relatado que o limite de escoamento e a resistência à tração aumentam linearmente com o aumento do teor de vanádio até aproximadamente 0,15% (geralmente 100 MPa por 0,1% de adição de vanádio)

devido à precipitação de finas partículas de carbonitreto de vanádio durante o resfriamento a partir das temperaturas de forjamento [LEE, D. L., 1996].

Além da resistência, outra propriedade mecânica importante em aços forjados é a tenacidade que no caso de aços perlíticos de médio carbono pode ser melhorada pelo aumento da fração volumétrica de ferrita e pelo refino dos constituintes de fase, isto é, ferrita e perlita. A fração volumétrica de ferrita pode ser efetivamente aumentada pela redução do teor de carbono. Fases mais refinadas podem ser obtidas realizando o forjamento em temperaturas baixas e também pela dispersão de partículas de nitreto de titânio nos contornos de grão da austenita.

Em adição ao desenvolvimento de aços microligados, como discutido acima, vários esforços têm sido feitos para se obter melhorias na resistência e tenacidade destes aços. Uma abordagem é o uso de aços martensíticos ou bainíticos com baixo teor de carbono, ao invés de aços perlíticos com médio teor de carbono. Neste caso, resistências mais altas podem ser obtidas a partir do constituinte de fase mais duro, isto é, a bainita ou a martensita, e a tenacidade pode ser melhorada através do decréscimo do teor de carbono a níveis muito baixos.

Em seu estudo, Lee *et al.* [LEE, D. L. *et al.*, 1996] investigaram dois tipos de aços: aço perlítico de médio carbono e aço martensítico de baixo carbono comparando-os com o aço convencional AISI 1045 temperado e revenido.

A composição química dos aços estudados é apresentada na Tabela 2.4. Os aços tipo A (AISI 1045) e B são perlíticos de médio teor de carbono e os tipos C e D são martensíticos de baixo carbono.

Tabela 2.4: Composição química dos aços estudados [LEE, D. L. *et al.*, 1996]

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	B	N
A	0,46	0,24	0,75	0,011	0,008	-	-	-	-	-	-	-	-
B	0,39	0,59	0,97	0,012	0,045	-	-	0,02	0,094	0,019	0,04	-	0,011
C	0,05	0,34	1,52	0,012	0,008	1,02	0,32	0,50	-	0,018	-	0,0021	-
D	0,010	0,29	1,51	0,010	0,010	0,51	0,21	0,20	-	0,017	-	0,0020	-

Os aços tipos A e B foram austenitizados a 1200 °C e então foram laminados a quente. Após a laminação, as barras foram resfriadas ao ar até a temperatura ambiente. Algumas barras foram aquecidas a várias temperaturas e novamente resfriadas ao ar até a temperatura ambiente sem sofrerem deformação. As barras restantes foram forjadas a quente em temperaturas na faixa de 900 – 1200 °C, após um encharque a 1270 °C e resfriadas .

Os aços tipos C e D foram aquecidos a 1200 °C, laminados a quente e resfriados até temperatura ambiente. A seguir, foram novamente aquecidos a 1250 °C e então laminados a quente com posterior resfriamento ao ar ou em água.

A) Aços Perlíticos

O refino do grão austenítico seria o fator mais influente na melhoria da tenacidade destes aços. A Figura 2.9 mostra a influência da razão N/Ti em porcentagem atômica. Razões maiores do que 1,5 são mais efetivas para controlar o tamanho de grão austenítico. Esta observação é consistente com o fato de que a ancoragem do contorno de grão pelo TiN é mais efetiva quando a composição do TiN é hiperestequiométrica.

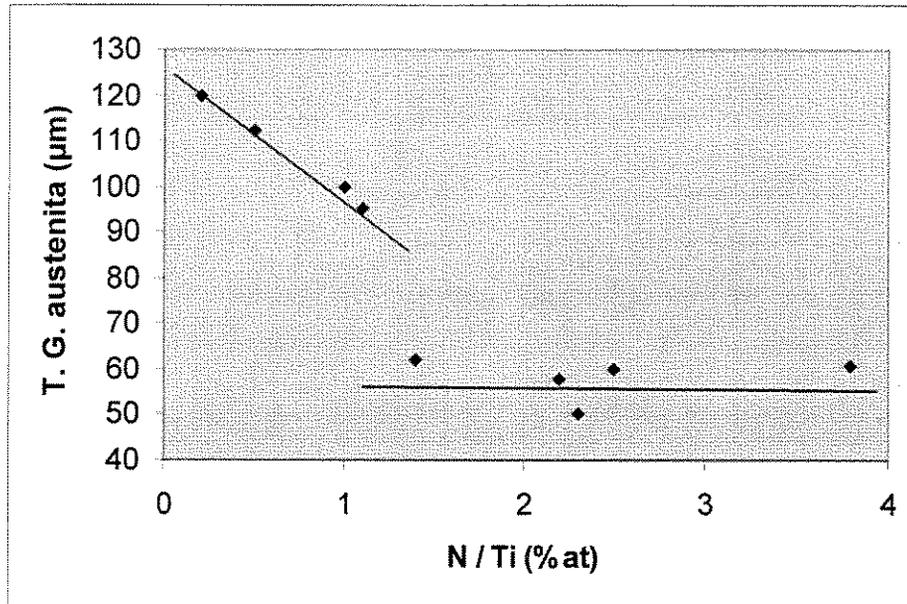


Figura 2.9: Efeito combinado de Ti e N no tamanho de grão [LEE, D. L. *et al.*, 1996]

A Figura 2.10 mostra as propriedades mecânicas do aço tipo B em função da temperatura de encharque. O limite de escoamento e a resistência à tração aumentam gradualmente com o aumento da temperatura. Isto é atribuído à melhoria da temperabilidade devido ao relativamente grande tamanho do grão austenítico em temperaturas mais altas. A tenacidade, medida em termos de ensaio de impacto Charpy, segue uma tendência oposta. Tamanhos de grãos menores favorecem a tenacidade.

Na comparação entre o aço microligado forjado e o aço AISI 1045 (aço A) ilustrada na Figura 2.11, podemos ver que a dureza do aço microligado é maior do que a do outro no estado forjado e se iguala à condição de temperado e revenido, a despeito do teor de carbono mais baixo. Isto é atribuído, em parte, ao endurecimento por precipitação devido à existência de finos carbonitretos de vanádio e, em parte, ao tamanho de grão pequeno dos constituintes de fase.

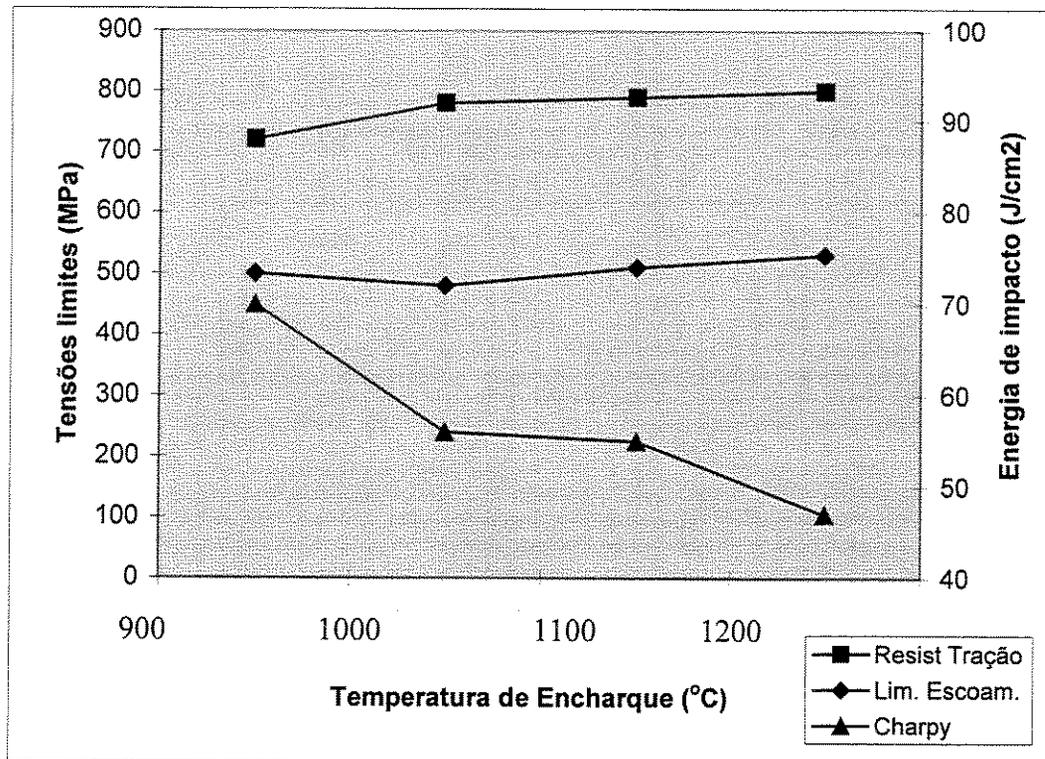


Figura 2.10: Efeito da temperatura de encharque na resistência e tenacidade do aço B [LEE, D. L. *et al.*, 1996]

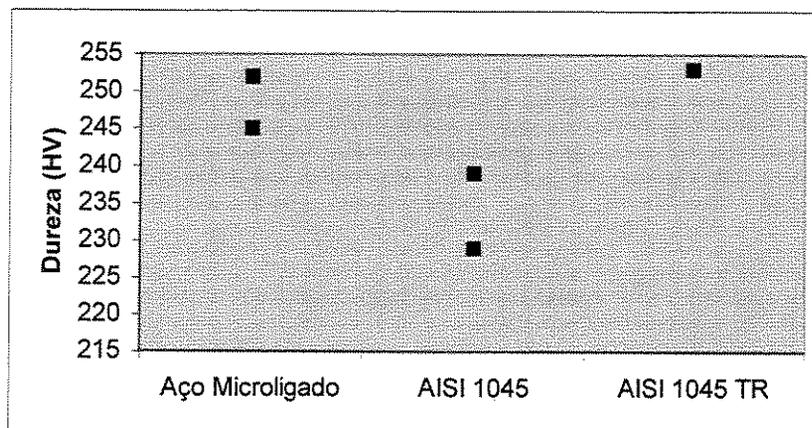


Figura 2.11: Dureza dos aços microligados, AISI 1045 e AISI 1045 TR (temperado e revenido) [LEE, D. L. *et al.*, 1996]

B) Aços Martensíticos

As propriedades mecânicas dos aços tipos C e D, os quais foram resfriados ao ar ou água após o trabalho a quente são apresentadas nas Figuras 2.12 e 2.13 respectivamente. Os valores de propriedades mecânicas são visivelmente superiores para os aços resfriados na água. Particularmente, o tipo C apresentou excelente tenacidade com valor próximo de 180 J/cm² e uma combinação muito boa de resistência e tenacidade foi obtida pelo aço tipo D.

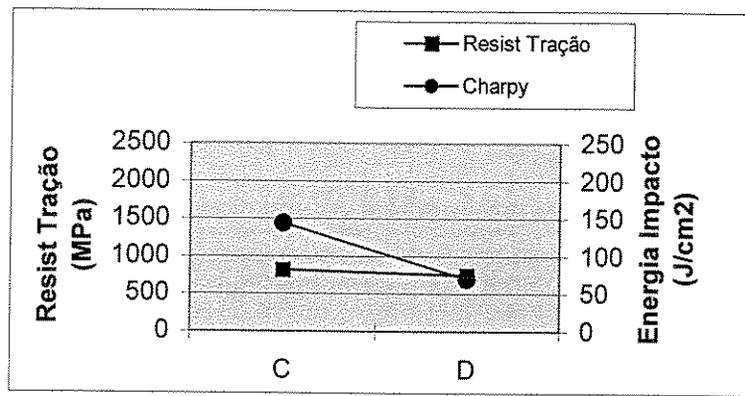


Figura 2.12: Resistência e tenacidade do aço C e D no estado laminado (resfriado ao ar) [LEE, D. L. *et al.*, 1996]

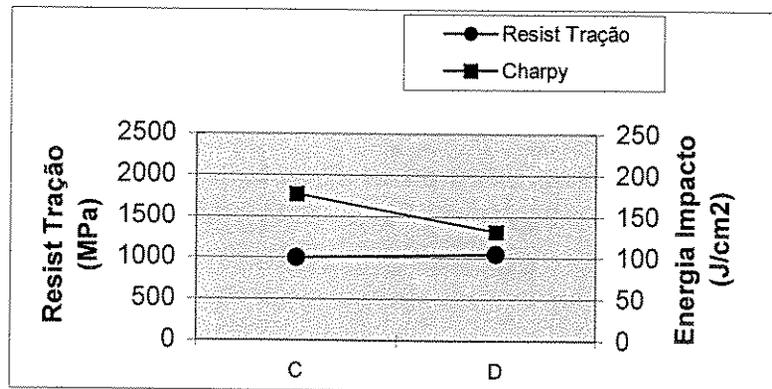


Figura 2.13: Resistência e tenacidade do aço C e D no estado laminado (resfriado em água) [LEE, D. L. *et al.*, 1996].

Outro estudo bastante abrangente no que diz respeito às condições de processamento e tipos de aços foi realizado por Cristinacce e Reynolds [CRISTINACCE, M. e REYNOLDS, P. E., 1996]. Os aços estudados (ao carbono e microligados) e suas composições químicas são apresentados na Tabela 2.5.

Tabela 2.5: Composição química dos aços ao carbono e microligados [CRISTINACCE, M. e REYNOLDS, P. E., 1996]

Aços ao carbono						
Tipo	C	Si	Mn	S	N	Outros
080A47 mod	0,45/0,50	0,10/0,35	0,70/0,90	0,06/0,08	-	
38MnSiS5	0,36/0,40	0,50/0,65	1,40/1,55	0,03/0,65	0,015/0,020	-
Aços Microligados						
Tipo	C	Si	Mn	S	V	Outros
VANARD 925	0,37/0,42	0,15/0,40	1,20/1,40	0,05/0,08	0,08/0,13	-
VANARD 1000	0,42/0,47	0,15/0,40	1,20/1,40	0,030/0,050	0,15/0,20	-
38MnSiVS5	0,5/0,40	0,50/0,80	1,20/1,50	0,03/0,065	0,08/0,13	Ti 0,015/0,030
27MnSiVS6	0,25/0,30	0,50/0,80	1,30/1,60	0,03/0,05	0,08/0,13	Ti 0,015/0,030
27MnSiVS6 mod	0,30/0,35	0,50/0,70	1,40/1,60	0,03/0,05	0,07/0,12	-
49MnVS3	0,44/0,50	0,50	0,70/1,00	0,03/0,065	0,08/0,13	
49MnVS3 mod	0,42/0,46	0,15/0,40	0,70/1,00	0,05/0,075	0,07/0,10	
17M	0,17/0,22	0,20/0,35	1,20/1,40	-	0,05/0,15	Cr 0,10/0,15
Macalloy 3M	0,60/0,65	0,20/0,35	0,75/0,90	-	0,09/0,15	Cr 0,80/0,90

As conclusões apresentadas por Cristinacce e Reynolds confirmam os dados obtidos por Lee. Em geral há um aumento na resistência à tração quando se aumenta a temperatura de reaquecimento para os aços carbono e microligados. Isto está associado ao aumento do tamanho

do grão austenítico, o que resulta em maior proporção de perlita e também em maior solução e reprecipitação de carbonitretos de vanádio e nióbio nos aços microligados.

À medida que se reduz a temperatura de forjamento, há uma melhoria na ductilidade e tenacidade associadas ao refino do tamanho de grão da austenita e da ferrita. Há também alguma redução no nível de resistência como resultado da redução da proporção de perlita.

Aumentando-se a taxa de resfriamento obtém-se um aumento no nível de resistência (desde que não se forme bainita), com pequena ou nenhuma redução na tenacidade. Isto é resultado do refino do tamanho de grão da ferrita, do menor espaçamento interlamelar da perlita e do refino das partículas de carbonitretos precipitados.

Capítulo 3

Material e Métodos

3.1 – Especificação do aço

3.1.1 – Composição Química

O aço utilizado para a realização dos ensaios foi cedido pela empresa Thyssenkrupp Metalúrgica Campo Limpo Paulista. Trata-se de um aço microligado denominado comercialmente 27MnSiVS6, com composição química detalhada na Tabela 3.1, obtida do certificado do fornecedor.

Tabela 3.1: Composição química do aço microligado (% em massa)

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

3.1.2 – Condição Metalúrgica e Propriedades Mecânicas

O processo de fabricação das barras de aço envolve as etapas de fundição em forno elétrico, lingotamento contínuo, reaquecimento dos tarugos, laminação de desbaste a quente, laminação a frio, tratamento térmico, endireitamento final e inspeção. O material se encontrava na forma de barras redondas com diâmetro de 38 mm. Os valores de dureza medida nas amostras recebidas estavam na faixa de 225 a 233 HB (62,5).

Na Figura 3.1 apresenta-se a posição nas quais foram efetuadas as fotos das micrografias da barra de aço utilizada nos ensaios. Nas Figuras 3.2 e 3.3 pode-se avaliar a microestrutura do material de partida. Nota-se que a microestrutura é totalmente composta das fases ferrita e perlita, com grãos não deformados, característicos de estruturas recozidas e com tamanho semelhante tanto no centro como na periferia da barra.

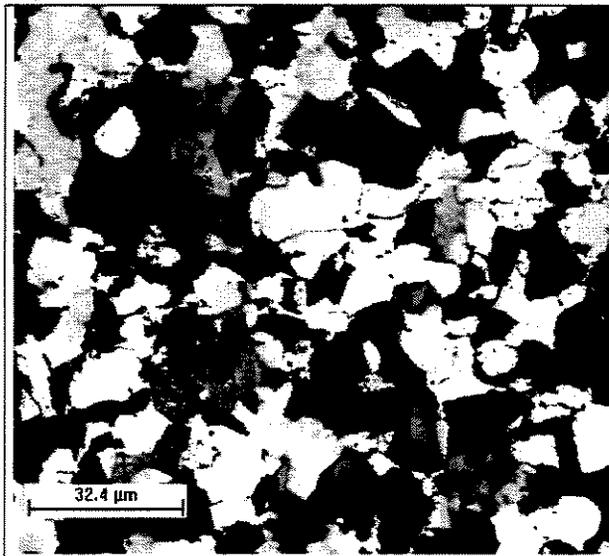
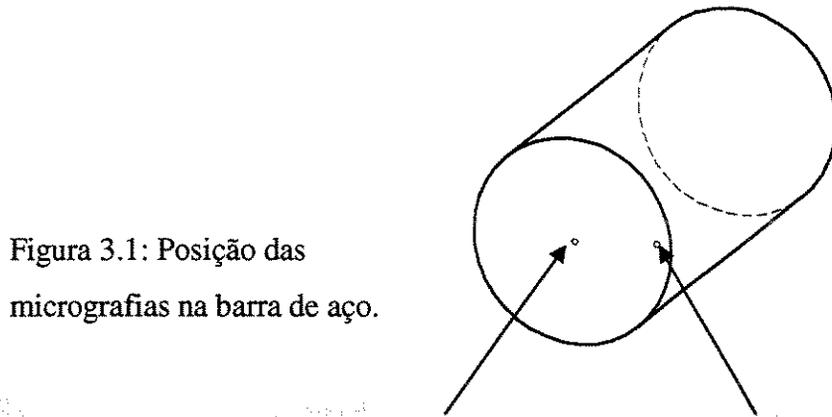


Figura 3.2: Micrografia da região central da barra de aço 27MnSiVS6 (ataque Nital 2%)

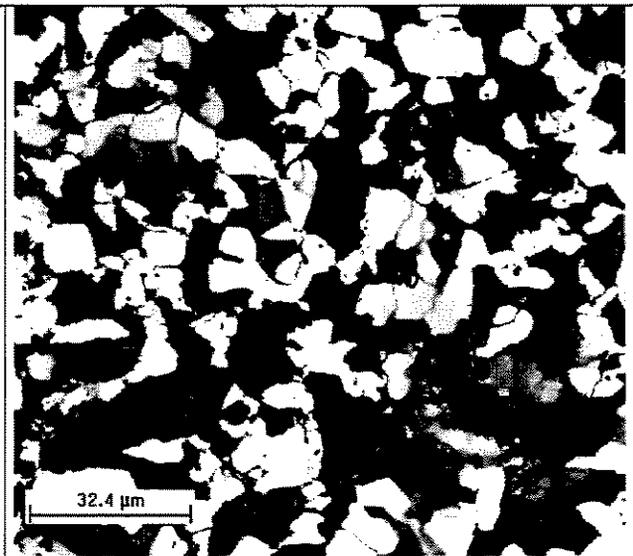


Figura 3.3: Micrografia da região periférica da barra de aço 27MnSiVS6 (ataque Nital 2%)

3.2 – Projeto das ferramentas

O projeto de todas as ferramentas teve como meta principal a produção de uma peça final forjada com dimensões apropriadas à usinagem de corpos de provas normatizados para a execução dos ensaios de tração e fadiga. Portanto, a seqüência de projeto obedeceu a uma direção oposta à seqüência normal de todo o processo.

Sendo assim e de acordo com as normas ASTM EM 662 (tração) e ASTM 466 (fadiga), definiram-se os corpos de provas para os ensaios, mostrados na Figura 3.4 e na Figura 3.5.

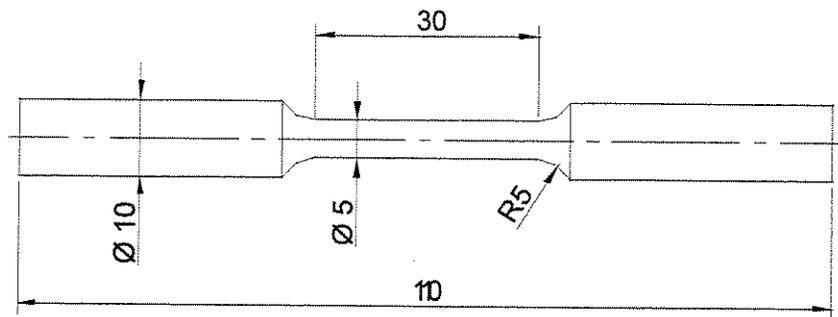


Figura 3.4: Corpo de prova para ensaio de tração

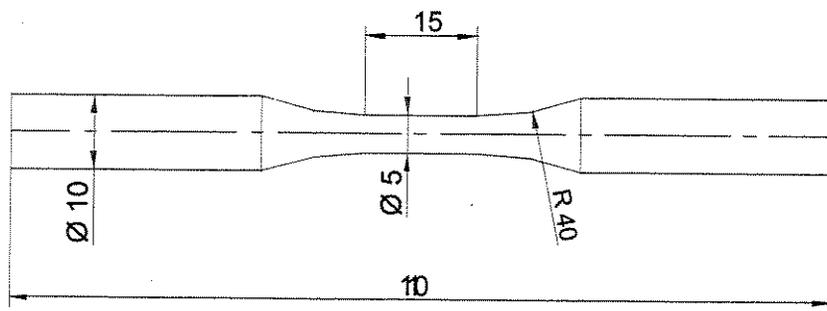


Figura 3.5: Corpo de prova para ensaio de fadiga

Tomando-se como base as dimensões dos dois corpos de provas para os ensaios mencionados e considerando-se o sobremetal necessário à usinagem dos mesmos, definiu-se a peça final forjada mostrada na Figura 3.6.

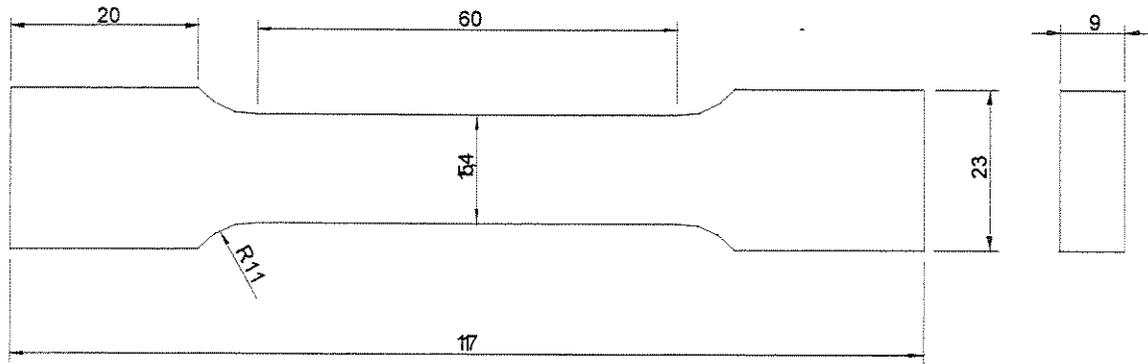


Figura 3.6: Peça forjada (vistas superior e lateral)

3.3 – Projeto das ferramentas de forjamento

Para o forjamento, optou-se por trabalhar com uma ferramenta inferior fechada, de tal forma a conter a pré-forma oriunda do processo CWR e não gerar rebarbas após a operação. Esta ferramenta inferior reproduz em sua cavidade o mesmo perfil da peça forjada mostrada na Figura 3.6.

As Figuras 3.7 e 3.8 apresentam as ferramenta inferior e superior (punção) de forjamento.

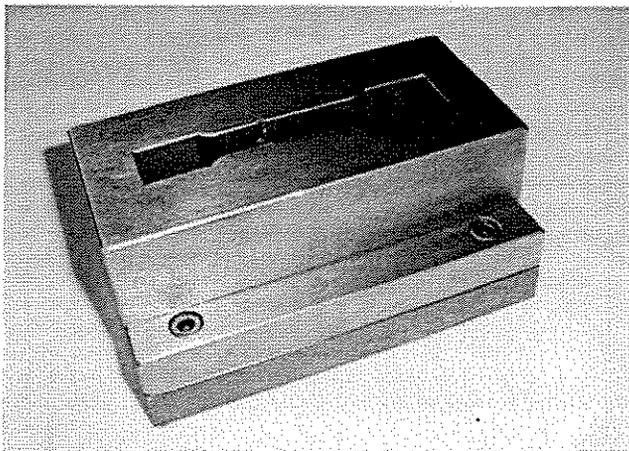


Figura 3.7: Ferramenta inferior de forjamento.

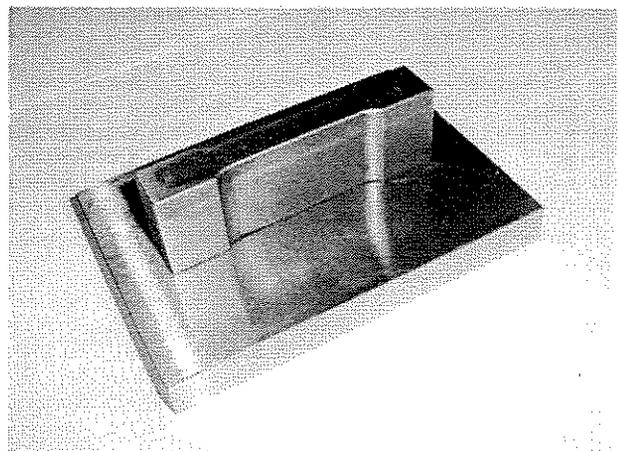


Figura 3.8: Punção de forjamento.

A matriz inferior e o punção foram confeccionados com aço para trabalho a quente, marca Villares H13. Foram fornecidas na condição temperada e revenida com dureza na faixa de 40 a 41 HRC. Os desenhos detalhados estão no anexo A.

3.4 – Projeto das ferramentas de laminação

Seguindo-se o mesmo raciocínio adotado para o projeto das ferramentas de forjamento, tornou-se necessário definir a peça produzida no processo CWR em função das dimensões da ferramenta do forjamento. Este dimensionamento visou o bom preenchimento da ferramenta de forjamento bem como a adequação dos esforços exercidos pela prensa durante esta operação.

Para simular esta operação e auxiliar na definição da peça produzida no processo de CWR, foi utilizado o programa de simulação MSC.SuperForge 2004® e a pré-forma que apresentou melhor preenchimento da ferramenta de forjamento está mostrada na Figura 3.9. Dados adicionais sobre esta simulação (esforços e deformações envolvidas) podem ser vistos no Anexo B.

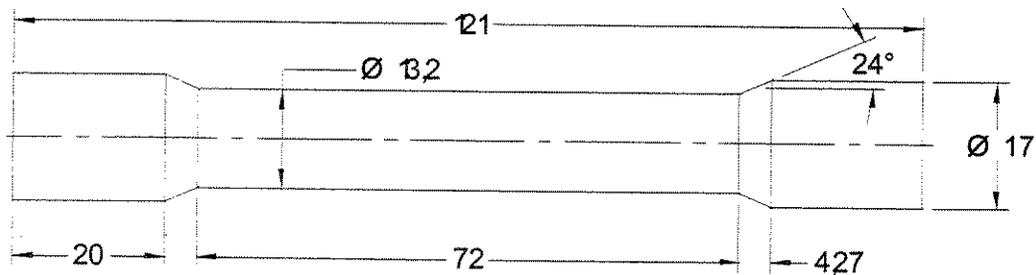


Figura 3.9: Pré-forma gerada no processo CWR

Levando-se em consideração que:

- no processo CWR as extremidades dos corpos de provas não sofrem redução, a qual acontece apenas na parte central dos mesmos devido ao contato com as cunhas das ferramentas e
- entre os objetivos deste trabalho estava o de forjar pré-formas com microestrutura previamente deformada e não aquela de origem do material recebido,

optou-se por introduzir uma etapa de laminação transversal anterior ao processo de CWR. Esta etapa teve por objetivo causar uma redução nas extremidades dos corpos de provas, modificando (refinando) a microestrutura inicial do material.

Para isto, projetaram-se ferramentas de laminação, denominadas ferramentas de laminação transversal, para trabalhar em conjunto com as ferramentas de CWR.

O conjunto com as quatro ferramentas pode ser visto nas Figuras 3.10 e 3.11.

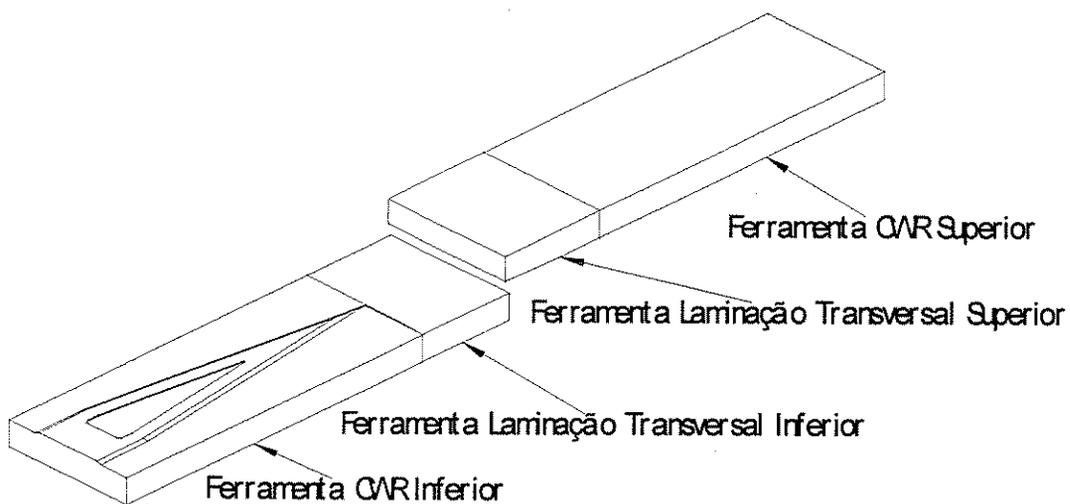


Figura 3.10: Vista isométrica do conjunto de ferramentas

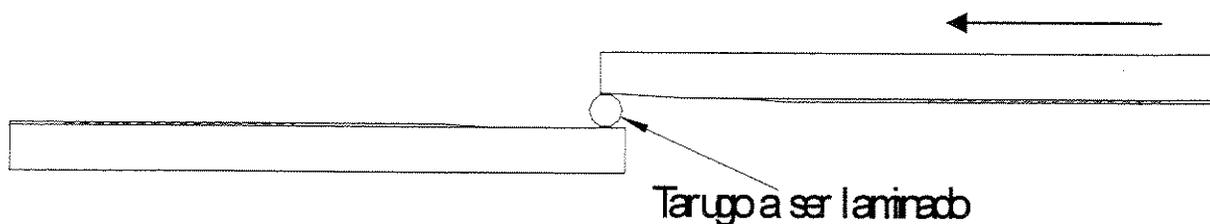


Figura 3.11: Vista lateral do conjunto de ferramentas

3.4.1 – Projeto das ferramentas para laminação transversal

O conjunto é composto de duas ferramentas (inferior e superior) descritas nas Figuras 3.12 e 3.13.

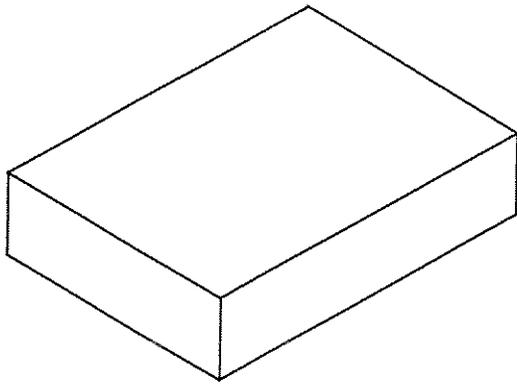


Figura 3.12: Ferramenta para laminação transversal inferior

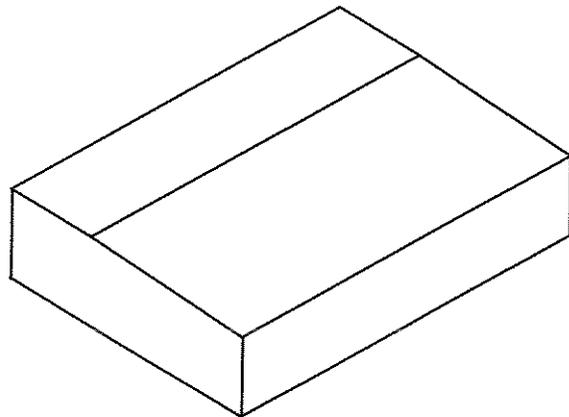


Figura 3.13: Ferramenta para laminação transversal superior

A matriz superior possui um setor com inclinação de 3° que provocará uma redução no diâmetro do tarugo de partida de 19 mm para 17 mm. Esta redução na área da seção transversal pode ser calculada pela expressão (3.1).

$$\Delta\text{Área} = \left(\frac{D^2 - d^2}{D^2} \right) \times 100 = \left(\frac{19^2 - 17^2}{19^2} \right) \times 100 = 20\% \quad (3.1)$$

onde:

D = diâmetro inicial do tarugo e

d = diâmetro final do tarugo

Desta forma, o tarugo inicial sofreu uma redução percentual de área de 20% em todo o seu comprimento imediatamente antes de entrar em contato com as ferramentas de CWR. Considerou-se esta redução como sendo suficiente para o objetivo de modificar a microestrutura inicial do material de partida.

As ferramentas para laminação transversal foram confeccionadas com aço para trabalho a quente, marca Villares H13. Foram fornecidas na condição temperada e revenida com dureza na faixa de 40 a 41 HRC. Os desenhos detalhados estão no anexo A.

3.4.2 – Projeto das ferramentas de CWR

O projeto das ferramentas para a operação de CWR foi elaborado tendo-se como base o manual da empresa Panambra Indústria e Técnica S.A. *Handbook of Wedge Rolling – Process and Practice* [HLADKÝ, V, s.d.].

Os parâmetros principais das ferramentas, como abordado na revisão bibliográfica, os ângulos α e β têm seus valores mais apropriados, e posteriormente adotados, nas faixas apresentadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Valores dos ângulos α e β

Parâmetro	Intervalo apropriado (°)	Valor adotado (°)
Ângulo α	20 – 30	24
Ângulo β	5 – 10	7,5

Outro parâmetro importante para o projeto das ferramentas de CWR é a redução de diâmetro, δ , do corpo de prova a ser laminado. Como já citado, o corpo de prova laminado apresenta o perfil descrito na Figura 3.11. Seu diâmetro inicial é 17 mm e a região central deformada apresenta diâmetro de 13,2 mm. Portanto, o parâmetro δ pode ser calculado pela expressão (3.2).

$$\delta = \frac{17}{13,2} = 1,3 \quad (3.2)$$

Com os três parâmetros principais definidos para o projeto das ferramentas de CWR (α , ângulo de conformação; β , ângulo de estiramento e δ , redução relativa) fez-se a verificação da estabilidade do projeto no que diz respeito à incidência dos principais tipos de defeitos neste processo.

A) Escorregamento:

A equação (2.1) apresenta a condição para a não ocorrência deste defeito.

$$(0,15 + 0,0038\alpha)\beta^{0,925} \leq 1,93 \quad (2.1)$$

$$(0,15 + 0,0038 \times 24)7,5^{0,925} \leq 1,93$$

$$1,56 \leq 1,93$$

Como 1,56 é menor do que 1,93 a condição foi considerada como atendida.

B) Marcas Superficiais:

A equação (2.3) apresenta a condição para a não ocorrência deste defeito.

$$\delta \geq 1 + \pi \operatorname{tg} \alpha \operatorname{tg} \beta \quad (2.3)$$

$$1,3 \geq 1 + \pi \operatorname{tg} 24 \operatorname{tg} 7,5$$

$$1,3 \geq 1,06$$

Como 1,3 é maior do que 1,06 a condição foi considerada como atendida.

C) Estiramento:

A equação (2.4) apresenta a condição para a não ocorrência deste defeito.

$$\delta \leq \frac{1}{2} \left(2 + \pi \tan \alpha \tan \beta + \frac{\sqrt{3\pi / 2 \tan^3 \alpha \tan \beta}}{\xi} \right) \quad (2.4)$$

com α e β em radianos, e na qual ξ é um fator de carga, ou ainda um fator de correção, utilizado para comparar o processo CWR com a deformação de um tarugo por uma cunha em compressão simples (sem rotação da peça). Este fator ξ é calculado em função do ângulo de conformação da ferramenta, α , através da equação (2.5):

$$\xi = 51,559 e^{-0,0416\alpha} \quad (2.5)$$

$$\xi = 51,559 e^{-0,0416 \times 24}$$

$$\xi = 19,0$$

voltando-se à equação (2.4) e lembrando-se que $\alpha = 24^\circ = 0,4189$ rad e $\beta = 7,5^\circ = 0,1309$ rad,

$$1,3 \leq \frac{1}{2} \left(2 + \pi \operatorname{tg} 0,4189 \operatorname{tg} 0,1309 + \frac{\sqrt{3\pi / 2 \operatorname{tg}^3 0,4189 \operatorname{tg} 0,1309}}{19} \right)$$

$$1,3 \leq 1,62$$

Como 1,3 é menor do que 1,62 a condição foi considerada como atendida..

D) Cavidades centrais:

A equação (2.6) apresenta a condição para a não ocorrência deste defeito.

$$(0,15 + 0,0038\alpha)\beta^{0,325} \geq M \quad (2.6)$$

onde M representa um parâmetro constante do material a ser trabalhado com faixa de valores de 0,35 a 0,40. O limite inferior deste parâmetro se refere a materiais com boas propriedades de conformação.

$$(0,15 + 0,0038 \times 24)7,5^{0,325} \geq 0,4$$

$$0,46 \geq 0,4$$

Como 0,46 é maior do que 0,4 a condição foi considerada como atendida.

Na Figura 3.14 as curvas referentes às equações (2.1), (2.3), (2.4) e (2.6) e também o ponto característico deste projeto foram plotados. Note-se que o referido ponto se situa dentro da região limitada pelas 4 curvas, região esta que fornece os valores de α e δ (e por conseqüência valores de β) para ferramentas consideradas estáveis em relação aos defeitos analisados.

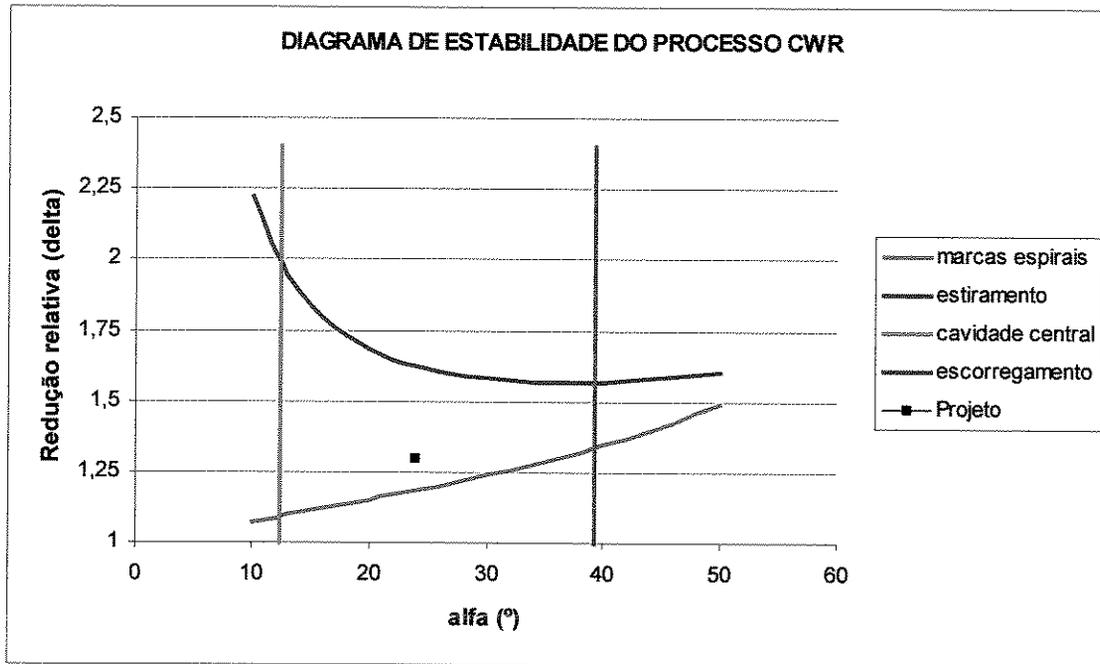


Figura 3.14: Gráfico de estabilidade do processo CWR e ponto característico deste projeto.

Aliando-se o perfil da peça a ser produzida pelo processo CWR aos parâmetros já definidos, elaborou-se o projeto final das ferramentas.

Este projeto pode ser visto, de forma simplificada nas Figuras 3.15 (vista superior) e 3.16 (vista lateral) e com todo o detalhamento no Anexo A. As ferramentas foram confeccionadas com aço para trabalho a quente, marca Villares H13. Foram fornecidas na condição temperada e revenida com dureza na faixa de 40 a 41 HRC.

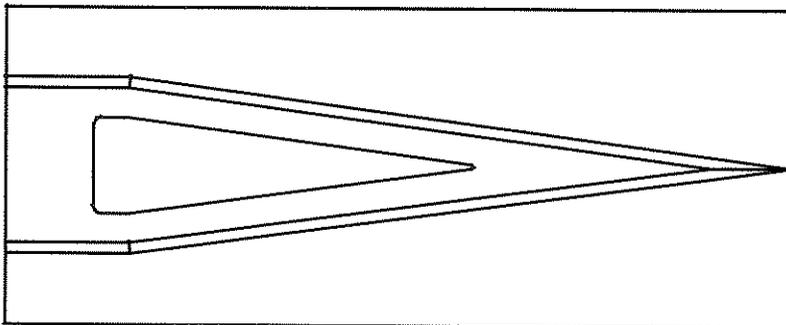


Figura 3.15: Vista superior da ferramenta de CWR



Figura 3.16: Vista lateral

3.5 – Dimensões dos Tarugos

O dimensionamento dos tarugos esteve relacionado a uma dada etapa do processo. Isto se deveu ao fato de se ter um tarugo que iniciou o processo, em seguida foi laminado na laminação transversal e logo após foi laminado no processo CWR. Para efeito de dimensionamento é como se houvesse dois tarugos distintos.

Seguindo todo o raciocínio desenvolvido até este ponto, definiram-se as dimensões do tarugo que iniciou o processo de CWR. Para isto, levou-se em conta o volume total da peça gerada nesta etapa.

Considerando-se a Figura 3.9, dividiu-se a pré-forma em 3 regiões distintas para facilitar o cálculo do volume de cada uma delas (Figura 3.17).

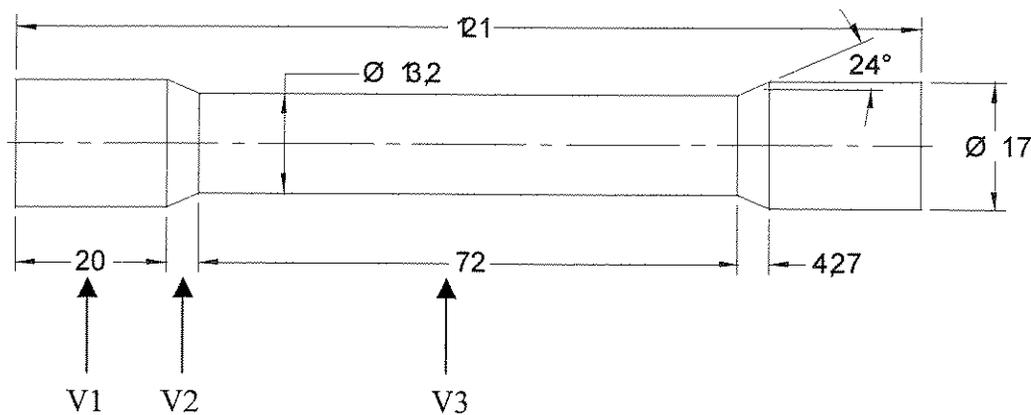


Figura 3.17: Pré-forma gerada no processo CWR. V1, volume das extremidades; V2, volume da seção trapezoidal e V3, volume da região central.

Cálculo de V1:

$$V1 = \frac{\pi \times 17^2}{4} \times 20 = 4.540 \text{ mm}^3 \quad (3.3)$$

Cálculo de V2:

$$V2 = \frac{\pi \times 4,27}{3} \left(\frac{17^2}{4} + \frac{17 \times 13,2}{4} + \frac{13,2^2}{4} \right) = 769 \text{mm}^3 \quad (3.4)$$

Cálculo de V3:

$$V3 = \frac{\pi \times 13,2^2}{4} \times 72 = 9853 \text{mm}^3 \quad (3.5)$$

Cálculo do volume total Vt:

$$Vt = 2 \times V1 + 2 \times V2 + V3 = 2 \times 4540 + 2 \times 769 + 9853 = 20471 \text{mm}^3 \quad (3.6)$$

Sendo que, o tarugo nesta etapa do processo tinha diâmetro igual a 17 mm, pôde-se calcular seu comprimento (L1):

$$L1 = \frac{Vt \times 4}{\pi \times 17^2} = \frac{20471 \times 4}{\pi \times 17^2} = 90 \text{mm} \quad (3.7)$$

Para se cumprir a última etapa do dimensionamento, calculou-se o comprimento (L) do tarugo inicial e adotou-se o diâmetro de 19 mm para o mesmo. Para esta adoção (uma vez que as duas variáveis estavam em aberto) utilizou-se o critério de se escolher um diâmetro comercial de barras, o que facilitaria a aquisição do aço a ser ensaiado. Note-se que se utilizou o mesmo volume de 20.471 mm³, já que não há perda de massa nestas etapas.

$$L = \frac{Vt \times 4}{\pi \times 19^2} = \frac{20471 \times 4}{\pi \times 19^2} = 72 \text{mm} \quad (3.8)$$

Cumpridas estas etapas, pode-se finalizar o dimensionamento do tarugo inicial, como mostrado na Figura 3.18.

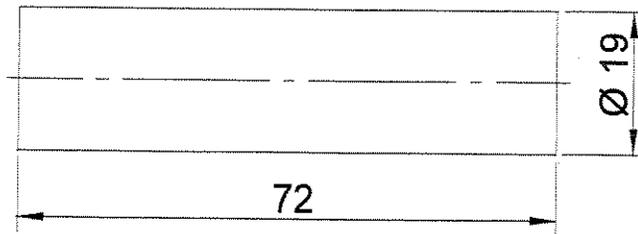


Figura 3.18: Tarugo inicial

Como as barras de seção transversal redonda obtidas para o ensaio possuíam diâmetro de 38 mm, os tarugos iniciais foram usinados da parte central das mesmas.

3.6 – Processos propostos para comparação

Entre os objetivos deste trabalho, estava a comparação de microestruturas e propriedades mecânicas das peças forjadas obtidas a partir de pré-formas do processo CWR e de peças obtidas por forjamento a quente convencional. Aqui, está se designando forjamento a quente convencional como sendo aquele onde a pré-forma apresenta a microestrutura do material como recebido.

Para demonstrar os dois processos propostos, cujas peças serão comparadas, elaboraram-se os fluxogramas apresentados nas Figuras 3.19 (Processo 1) e 3.20 (Processo 2). Note-se que o denominado “tarugo usinado” do Processo 2 apresenta as mesmas dimensões do corpo de prova gerado no processo CWR. Desta forma, os corpos de prova que iniciaram o processo de forjamento em ambos os processos, tiveram sempre as mesmas dimensões, facilitando as comparações que seriam feitas.

No processo 2, duas temperaturas de pré-aquecimento foram utilizadas, o que possibilitou analisar a influência desta variável nas propriedades finais das peças obtidas por este processo.

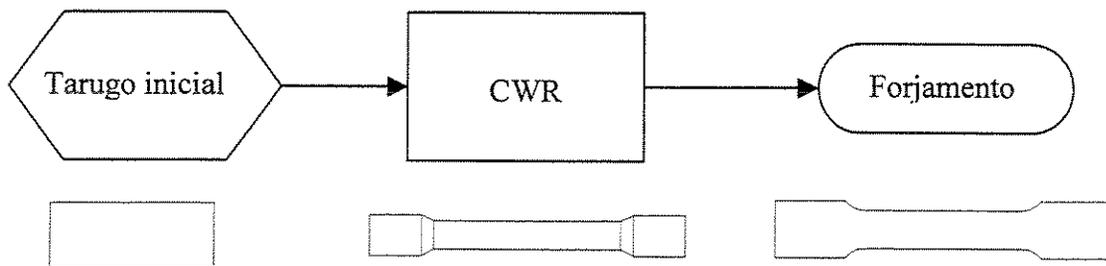


Figura 3.19: Processo 1

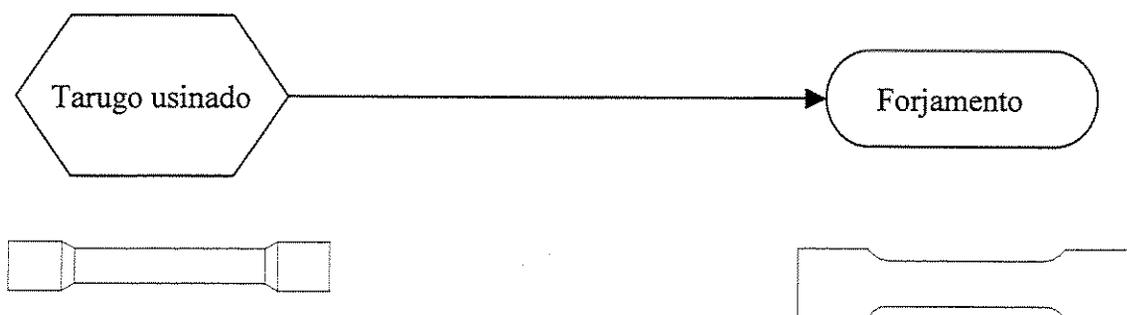


Figura 3.20: Processo 2

3.6.1 – Processo 1

A) CWR

A montagem das ferramentas para o processo CWR segue o esquema ilustrado nas Figuras 3.10 e 3.11. O conjunto superior permanece estático, solidário ao equipamento, enquanto que o conjunto inferior é acionado por um fuso acoplado a um motor. O movimento relativo de um conjunto em relação ao outro possibilita a laminação dos tarugos.

A rotação do fuso foi fixada em 1200 rpm. Com um passo de 10 mm (característico do fuso) obteve-se uma velocidade linear de avanço da ferramenta de 200 mm/s.

Os tarugos foram pré-aquecidos à temperatura de 1250 °C em um forno a resistência com tempo de permanência de 20 minutos, neste patamar.

Uma vez decorrido o tempo de encharque, foram imediatamente retirados do forno e laminados.

B) Forjamento a quente

Em seqüência ao CWR, os corpos de provas foram imediatamente transferidos deste processo (ainda rubros), colocados nas matrizes de forjamento a quente e forjados. As matrizes de forjamento foram montadas em uma prensa hidráulica com capacidade de 110 t e foram previamente lubrificadas com uma solução de MoS₂ para facilitar a retirada das peças forjadas.

C) Resfriamento das peças

Após os ensaios de forjamento, as peças conformadas foram resfriadas ao ar até atingirem a temperatura ambiente, devidamente identificadas e reservadas para os ensaios.

3.6.2 – Processo 2

A) Tarugo usinado

Das barras de aço recebidas foram usinados tarugos com dimensões idênticas às da pré-forma produzida pelo processo CWR (Figura 3.9). Estes tarugos foram pré-aquecidos em duas temperaturas diferentes: 1150 °C e 1250 °C e mantidos durante 20 minutos neste patamar.

B) Forjamento a quente convencional

Após serem pré-aquecidos, os tarugos foram imediatamente transferidos para as matrizes de forjamento e submetidos à deformação. De forma idêntica ao processo 1, as matrizes de

forjamento foram montadas em uma prensa hidráulica com capacidade de 110 tf e também foram previamente lubrificadas com uma solução de MoS₂ para facilitar a retirada das peças forjadas.

C) Resfriamento das peças

Após os ensaios de forjamento convencional, as peças conformadas foram resfriadas ao ar até atingirem a temperatura ambiente, devidamente identificadas e reservadas para os ensaios.

As variáveis dos dois processos descritos anteriormente são apresentadas na Tabela 3.3 de forma condensada.

Tabela 3.3: Variáveis dos processos

	Pré-aquecimento		CWR	Forjamento	Resfriamento
	Temperatura (°C)	Tempo (min)	Velocidade (mm/s)	Temperatura (°C)	
Processo 1	1250	20	200	-	ao ar
Processo 2	1150	20	-----	1150	ao ar
	1250	20	-----	1250	ao ar

3.7 – Descrição dos Ensaios

3.7.1 – Ensaios com a matéria-prima

Nas barras de aço microligado recebidas foram realizados ensaios de dureza Brinell com carga de 620 N e metalográfico para caracterização da matéria-prima. Todos os ensaios metalográficos foram realizados com o auxílio de um microscópio marca Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 32, do Laboratório de Caracterização de Materiais – DEMA – FEM – UNICAMP.

3.7.2 – Ensaios com as peças forjadas

Nas peças forjadas, foram efetuados os seguintes ensaios:

- Ensaios metalográficos para averiguação das microestruturas obtidas nos diferentes tipos de processos. As amostras foram lixadas e polidas e atacadas com reagente Nital (2%). Dois aumentos diferentes foram utilizados: 400x e 1000x.
- Ensaios de dureza Brinell com carga de 1850 N.
- Ensaios de tração uniaxial para levantamento das curvas $\sigma \times \epsilon$, dos diferentes tipos de processos. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios MTS, modelo TestStar II-810, do laboratório de Propriedades Mecânicas – DEMA – FEM – UNICAMP.
- Ensaios de fadiga sob tensão de tração com razão de carga (R) igual a 0,1, realizados no mesmo equipamento citado no item anterior.

Capítulo 4

Apresentação e Discussão dos Resultados

Os ensaios foram iniciados, conforme descrito no Capítulo 3, com o tarugo sendo laminado a quente pelo conjunto completo das ferramentas, ou seja, ferramentas em cunha mais ferramentas de laminação transversal.

Após os primeiros tarugos terem sido laminados e antes da operação de forjamento, foram cortados na seção transversal central, conforme ilustrado na Figura 4.1, para averiguação da presença ou não de defeitos.

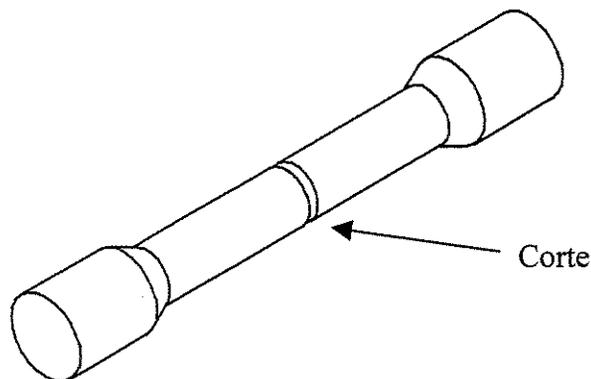


Figura 4.1: Pré-forma CWR cortada

Apesar de as ferramentas de CWR terem sido projetadas com parâmetros adequados à estabilidade do processo no que diz respeito às cavidades centrais, as pré-formas obtidas apresentaram estes defeitos. Alguns defeitos foram tão severos que chegaram a atravessar todo o comprimento das peças, como o que pode ser visto na Figura 4.2, na qual, além da cavidade central, observa-se outro tipo de defeito nas cabeças das peças semelhante a um “rechupe” de fundição. Esta geometria foi provocada pela etapa de laminação transversal, anterior ao CWR propriamente dito. Pode-se fazer esta afirmação com segurança, tendo em vista as informações relatadas a seguir.

Outros exemplos de defeitos podem ser vistos na Figura 4.3.

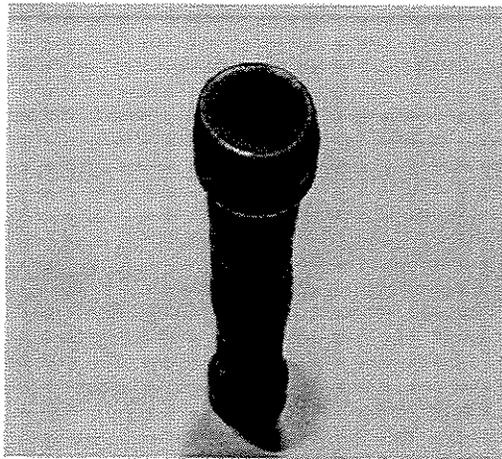


Figura 4.2: Aspecto externo de defeito passante por todo o comprimento da peça.

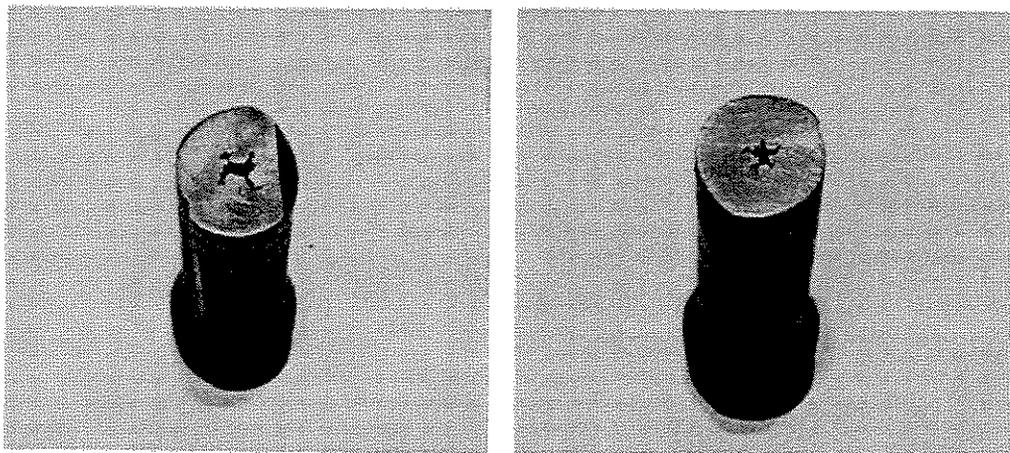


Figura 4.3: Amostras cortadas que apresentaram defeitos na região central.

Sabia-se que a laminação transversal introduzida no processo antes da etapa do CWR era uma variável a mais a afetar a deformação do material. O objetivo desta laminação adicional, como já abordado, foi o de provocar uma deformação nas extremidades dos tarugos, região esta que não é deformada no processo CWR.

Para se averiguar a influência desta etapa inicial, realizaram-se alguns ensaios sem as ferramentas de laminação transversal, ou seja, iniciando-se o processo diretamente com as ferramentas de CWR. Note-se que para a execução do processo com esta nova configuração, tornou-se necessário a usinagem de novos tarugos com diâmetro de 17 mm e comprimento de 90 mm (dado pela equação 3.7).

Laminou-se o primeiro tarugo com esta nova configuração de ferramentas e o mesmo foi cortado logo após o CWR. Não se detectou a presença de defeitos. Outros tarugos foram laminados e apresentaram cavidades centrais, porém com largura e comprimento inferiores aos apresentados pelos tarugos laminados com o conjunto completo de ferramentas. Outra característica apresentada pelos tarugos laminados apenas com as ferramentas de CWR foi a ausência do defeito semelhante ao “rechupe” de fundição e já comentado anteriormente. Este fato nos leva a creditar a ocorrência deste defeito à etapa de laminação transversal.

Decidiu-se dar seqüência ao processo de forjamento com os dois tipos de pré-formas: as produzidas com o conjunto completo de ferramentas e as produzidas apenas com as ferramentas de CWR. Esta decisão baseou-se no fato de não se ter conhecimento do comportamento destes defeitos nas etapas posteriores de trabalho a quente. A literatura técnica aborda a formação de defeitos e suas possíveis causas como pode ser visto nos trabalhos de Fu e Dean [FU, X. P. e DEAN, T.A, 1993], Li et al [LI, Q. et.al, 2002] e Pater et al [PATER, Zb et al, 1999], porém não se encontrou informação a respeito do comportamento destes defeitos uma vez formados.

A partir desta situação, definiram-se quatro tipos de processos a serem analisados e comparados. Em adição aos três tipos já definidos, somou-se o quarto processo de obtenção de

pré-formas para o forjamento a quente, ou seja, pré-formas obtidas apenas com as ferramentas de CWR.

4.1 - Nomenclatura das amostras

Para identificar as amostras, criou-se uma nomenclatura que levou em consideração o processo através do qual as mesmas foram obtidas.

- As amostras obtidas pelo processo 1, com o conjunto completo de ferramentas, foram designadas por **TC** (transversal + cunha).
- As amostras obtidas pelo processo 1, apenas com as ferramentas de CWR, foram designadas por **C** (cunha).
- As amostras obtidas pelo processo 2, na temperatura de 1250 °C, foram designadas por **SF1** (somente forjadas) .
- As amostras obtidas pelo processo 2, na temperatura de 1150 °C, foram designadas por **SF2** (somente forjadas) .

Para cada uma das condições descritas, foram produzidas 5 pré-formas para atender as necessidades de ensaios programados: 1 pré-forma para ensaio metalográfico, 2 pré-formas para ensaios de tração e 2 pré-formas para ensaios de fadiga. Na Tabela 4.1 pode-se ver a descrição de todas as amostras, bem como o ensaio programado para cada uma delas.

4.2 – Ensaio Metalográficos

As peças designadas para o ensaio metalográfico foram cortadas conforme indicado na Figura 4.4. As análises foram feitas observando-se a seção transversal das mesmas em duas posições distintas designadas como “centro” e “cabeça”. Todas as peças foram observadas com dois aumentos diferentes.

Tabela 4.1: Nomenclatura das peças produzidas

Peça	Processo	Temperatura de Pré-aquecimento (°C)	Ensaio Programado
TC – 1	Transversal + Cunha	1250	Tração
TC – 2	Transversal + Cunha	1250	Tração
TC – 3	Transversal + Cunha	1250	Fadiga
TC – 4	Transversal + Cunha	1250	Metalografia
TC – 5	Transversal + Cunha	1250	Fadiga
C – 1	Somente Cunha	1250	Tração
C – 2	Somente Cunha	1250	Metalografia
C – 3	Somente Cunha	1250	Fadiga
C – 4	Somente Cunha	1250	Fadiga
C – 5	Somente Cunha	1250	Tração
SF1 – 1	Somente Forjada	1250	Tração
SF1 – 2	Somente Forjada	1250	Fadiga
SF1 – 3	Somente Forjada	1250	Fadiga
SF1 – 4	Somente Forjada	1250	Tração
SF1 – 5	Somente Forjada	1250	Metalografia
SF2 – 1	Somente Forjada	1150	Fadiga
SF2 – 2	Somente Forjada	1150	Tração
SF2 – 3	Somente Forjada	1150	Fadiga
SF2 – 4	Somente Forjada	1150	Metalografia
SF2 – 5	Somente Forjada	1150	Tração

Na análise das microestruturas, levaram-se em consideração referências bibliográficas que auxiliaram a identificação das diversas fases presentes.

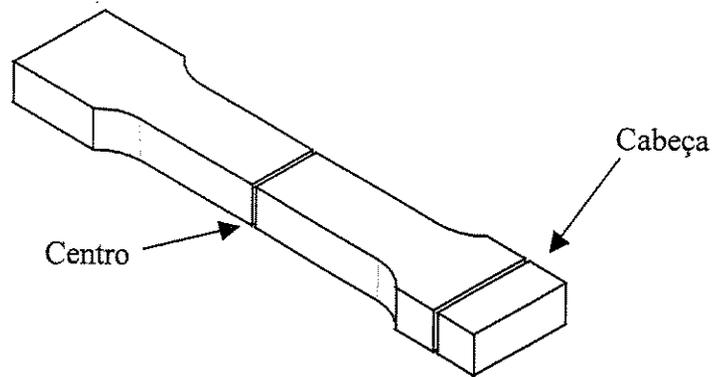


Figura 4.4: Posição de corte para ensaio metalográfico.

Um ponto a ser considerado refere-se aos fatores que influenciam a formação das microestruturas: velocidade de resfriamento e percentual de redução. Nas operações de CWR e forjamento a quente, estas duas variáveis atuaram simultaneamente. Particularmente nesta pesquisa, a influência de cada uma delas de forma individual, foi de difícil constatação. As dimensões das peças produzidas no processo CWR, ou seja, região central com diâmetro menor do que as extremidades, conduzem a um resfriamento mais rápido do centro das peças, na etapa posterior de forjamento. De forma individual, isto resultaria em estruturas mais encruadas nesta região do que nas extremidades.

Em contrapartida, as extremidades das peças, devido ao seu diâmetro maior, sofrem uma redução percentual maior do que a região central, na etapa de forjamento. Novamente, de forma individual, esta redução maior resultaria em uma estrutura mais encruada, visto que o final da deformação sofrida pela peça se deu abaixo da temperatura de recristalização do material.

Vê-se portanto, que as duas variáveis citadas atuam em sentidos opostos, tornando-se difícil avaliar a influência de cada uma delas, separadamente.

As Figuras 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8 apresentam as micrografias obtidas da peça SF1 – 5. Na região centro, temos uma estrutura complexa formada pelos microconstituintes perlita, ferrita e

ferrita acicular. Na região da cabeça, notamos a presença dos mesmos microconstituintes, porém com uma estrutura menos refinada do que a região centro.

Segundo Lee, Bhadeshia e Lee [LEE, C. H., BHADESHIA, H. K. D. H. e LEE, H. C., 2003], Bhadeshia [BHADESHIA, H. K. D. H., 1998] e Drobnjak e Koprivica [DROBNJAK, D. e KOPRIVICA, A., 1996], 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. Estes feixes de placas não-alinhadas produzem um aumento da tenacidade (sem comprometer o limite de resistência) pois, ao contrário da bainita, qualquer trinca que se forme, deverá caminhar por diferentes planos cristalográficos, dificultando sua propagação.

Deve-se salientar, baseado na origem dos componentes citados, a similaridade no aspecto das estruturas bainita e ferrita acicular. Estas observações confirmam a dificuldade que se encontrou, em algumas situações desta pesquisa, para se identificar corretamente as microestruturas obtidas. Correlacionando-se as informações contidas nas referências bibliográficas com as diversas microestruturas e propriedades mecânicas obtidas, pôde-se classificar as fases presentes nas peças obtidas nos diferentes ensaios.

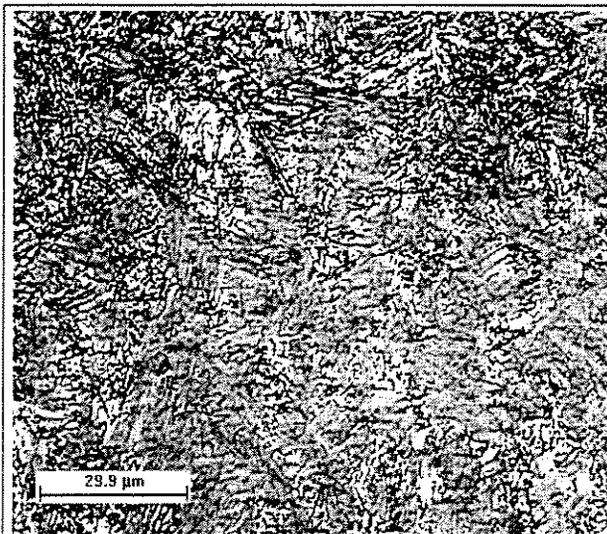


Figura 4.5: Peça SF1 – 5, região centro (ataque Nital, 2%)

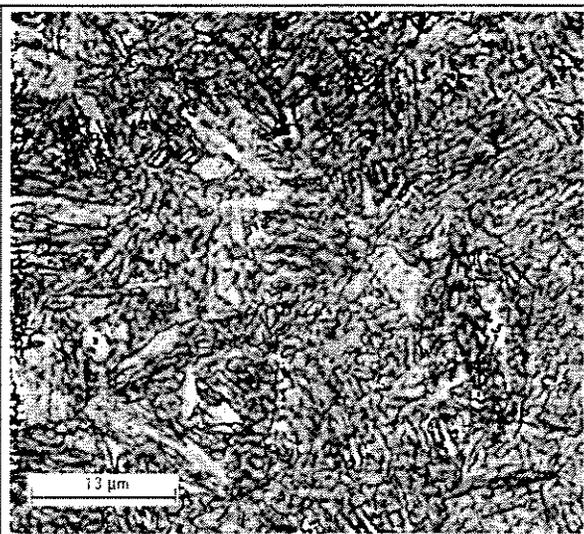


Figura 4.6: Peça SF1 – 5, região centro (ataque Nital, 2%)

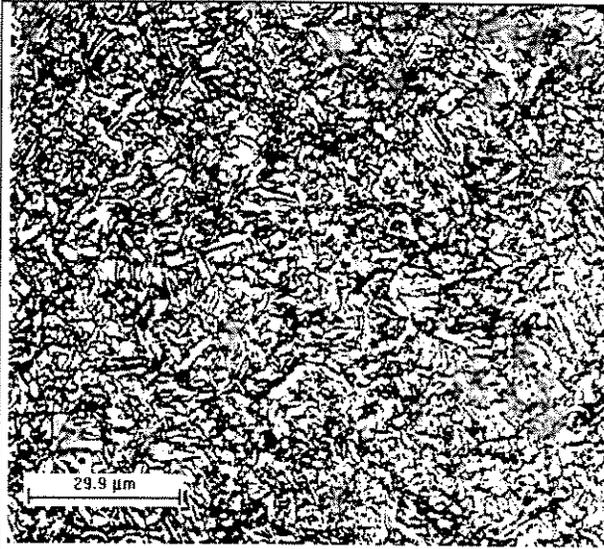


Figura 4.7: Peça SF1 – 5, região cabeça (ataque Nital, 2%)

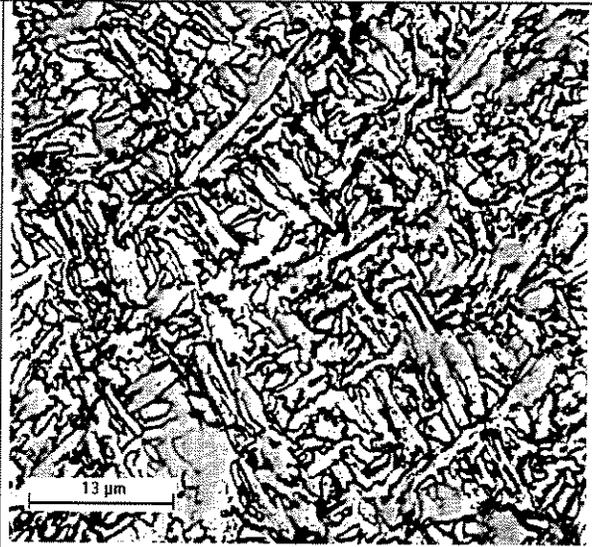


Figura 4.8: Peça SF1 – 5, região cabeça (ataque Nital, 2%)

As Figuras 4.9, 4.10, 4.11 e 4.12 apresentam as micrografias obtidas da peça SF2 – 4. A região centro apresenta uma estrutura composta por ferrita acicular com aspecto bainítico. A região da cabeça também apresenta estrutura composta por ferrita acicular

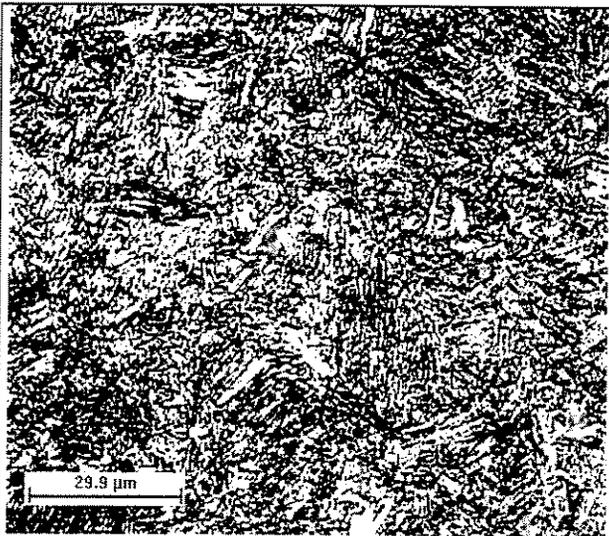


Figura 4.9: Peça SF2 – 4, região centro (ataque Nital, 2%)

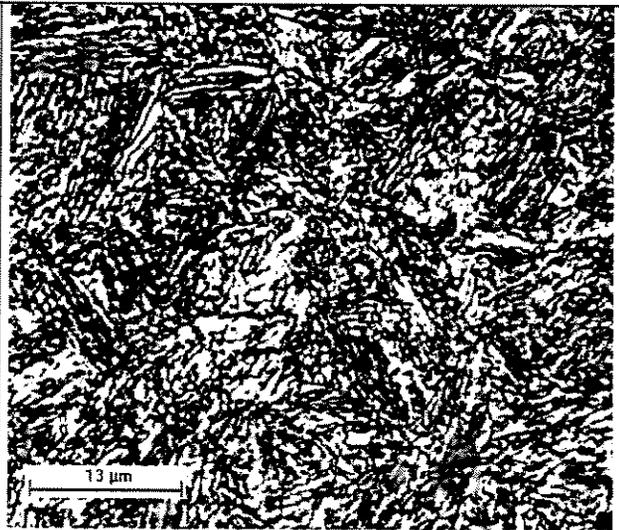


Figura 4.10: Peça SF2 – 4, região centro (ataque Nital, 2%)

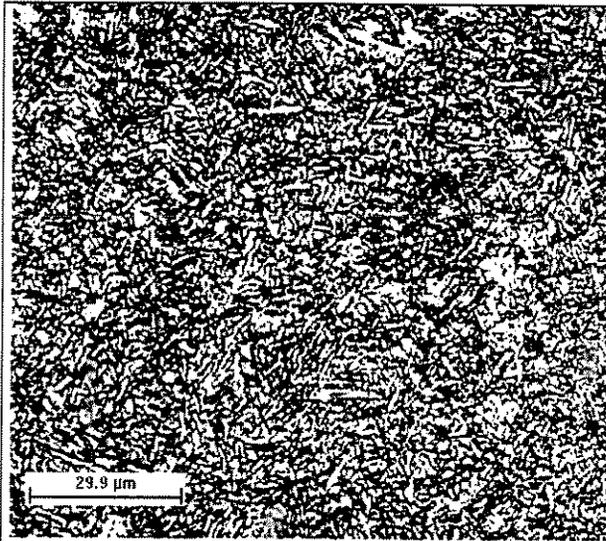


Figura 4.11: Peça SF2 – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)

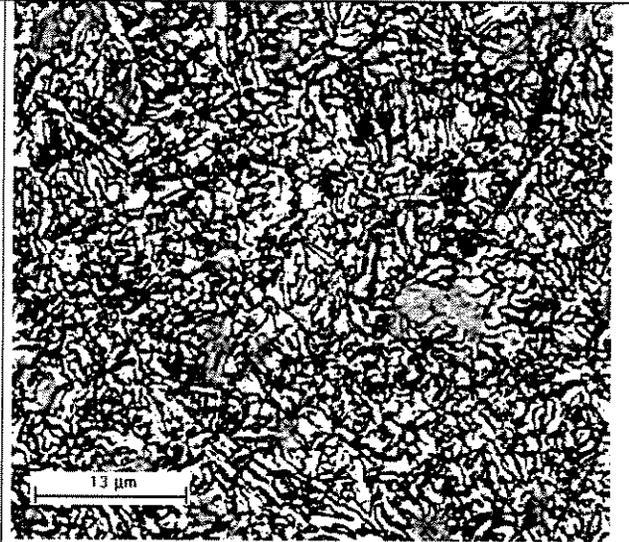


Figura 4.12: Peça SF2 – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)

Comparando-se as microestruturas da peça SF1 – 5 com as da peça SF2 – 4, pode-se notar uma estrutura menos refinada da primeira em relação à segunda. Isto se deve ao fato de que a peça SF1 – 5 foi pré-aquecida a 1250 °C, enquanto que a peça SF2 – 4 foi pré-aquecida a 1150 °C.

As Figuras 4.13, 4.14, 4.15 e 4.16 apresentam as micrografias obtidas da peça C – 2. Na região centro, identifica-se a presença das fases perlita e ferrita com uma estrutura super-refinada. Na região das cabeças, tem-se a presença de uma estrutura complexa formada por ferrita acicular, ferrita e perlita.

Esta peça C – 2 foi obtida pelo processo CWR utilizando-se apenas as ferramentas em cunha e posteriormente foi forjada a quente. Comparando-se com o grupo de peças anteriores (peças SF, somente forjadas) a diferença em termos de processo é que estas peças sofreram uma redução no diâmetro, em sua região central e as cabeças não sofreram redução na etapa de CWR. Note-se que esta região central, não apresentou a formação de ferrita acicular, enquanto que todas as outras regiões de todas as peças apresentaram.

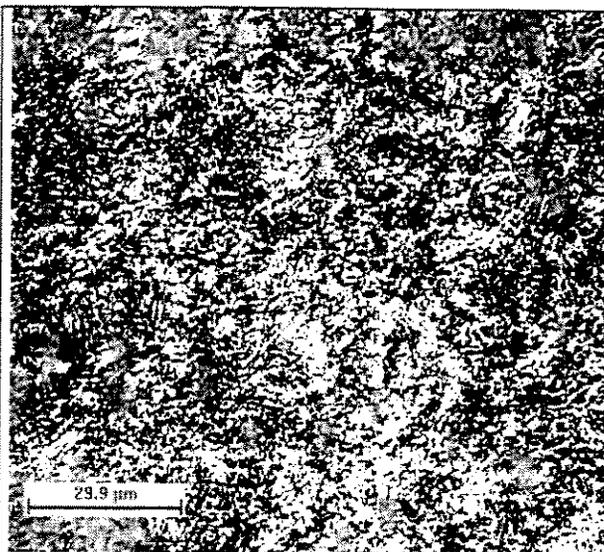


Figura 4.13: Peça C – 2, região centro (ataque Nital, 2%)

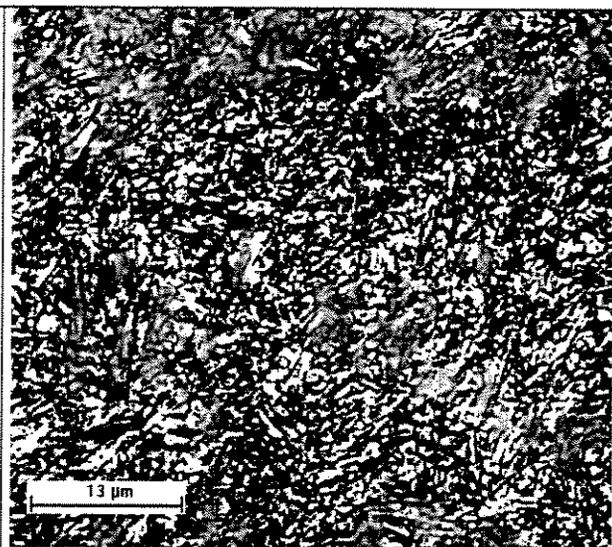


Figura 4.14: Peça C – 2, região centro (ataque Nital, 2%)

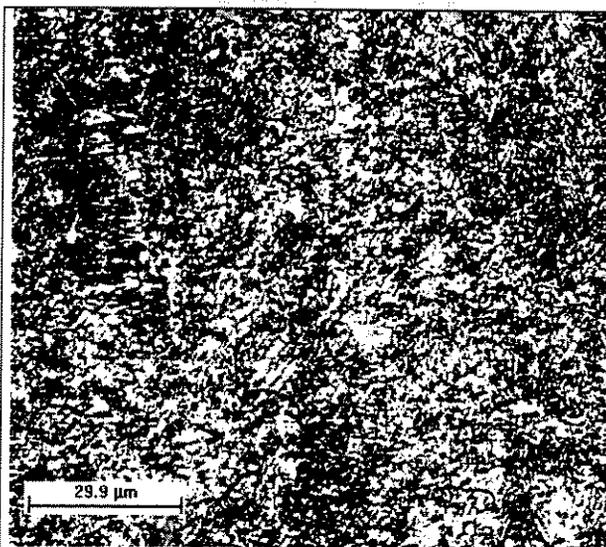


Figura 4.15: Peça C – 2, região cabeça (ataque Nital, 2%)



Figura 4.16: Peça C – 2, região cabeça (ataque Nital, 2%)

As Figuras 4.17, 4.18, 4.19 e 4.20 apresentam as micrografias obtidas da peça TC –4. Nesta peça, as duas regiões, centro e cabeça, apresentam uma estrutura formada por ferrita e perlita super-refinada. Não se notou a presença de ferrita acicular.

Esta peça, TC – 4, foi obtida pelo processo CWR utilizando-se o jogo completo de ferramentas para laminação transversal e cunha. Com a utilização das ferramentas para laminação transversal e comparando-se com a peça C - 2, as pré-formas produzidas sofreram reduções tanto na região centro como nas cabeças antes de serem submetidas ao forjamento a quente.

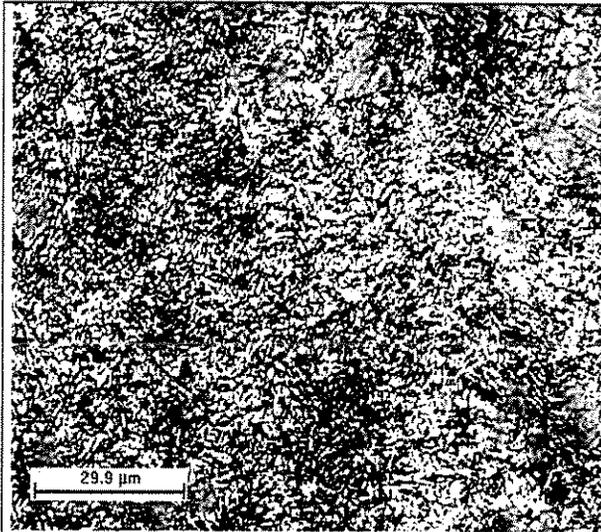


Figura 4.17: Peça TC – 4, região centro (ataque Nital, 2%)

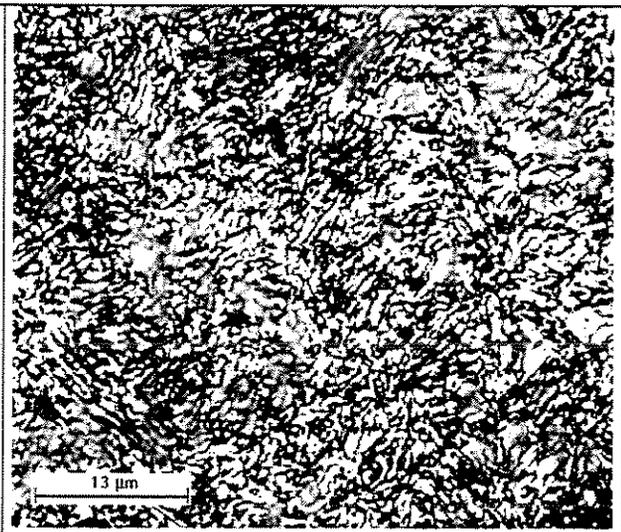


Figura 4.18: Peça TC – 4, região centro (ataque Nital, 2%)

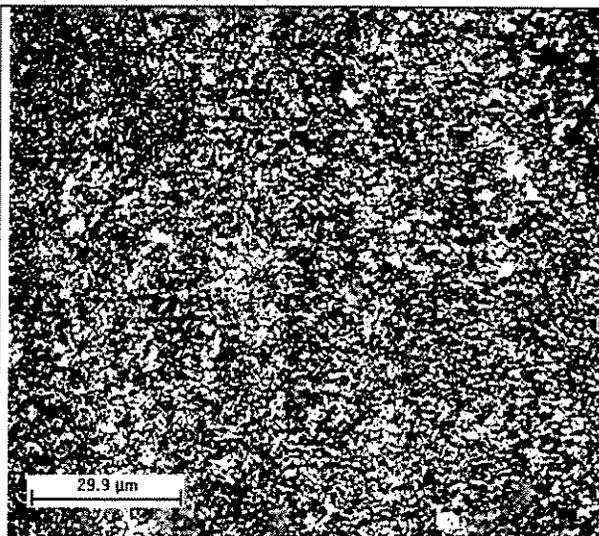


Figura 4.19: Peça TC – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)

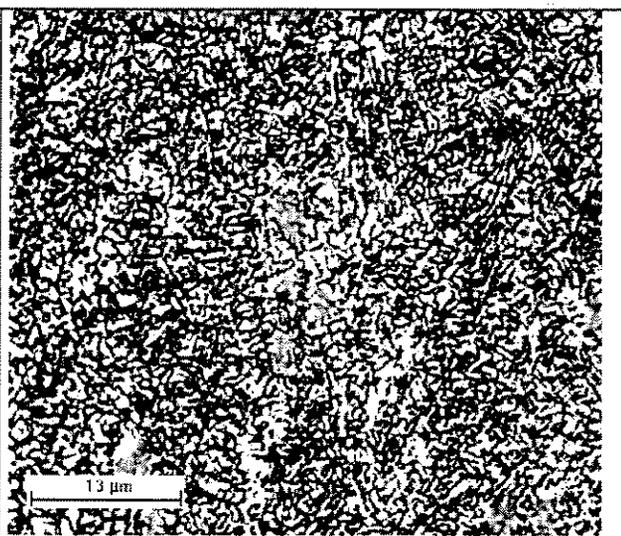


Figura 4.20: Peça TC – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)

Comparando-se as quatro peças analisadas, pôde-se notar que existe uma correlação entre a presença do microconstituente ferrita acicular e a redução imposta à região em questão. À medida que se aumentou a redução imposta, diminuiu-se a presença da ferrita acicular.

Lembrando-se, de acordo com os relatos científicos, que a ferrita acicular se forma de maneira intragranular e não a partir dos contornos de grãos da austenita, os dados indicam que estruturas mais refinadas dificultam a formação da mesma.

Ainda levando-se em consideração as quatro peças analisadas, não se notou a presença de nenhuma descontinuidade em todas as micrografias consideradas. Este fato é de extrema importância pois, indica que não houve influência dos defeitos tipo cavidades centrais após o forjamento a quente neste tipo de exame.

4.3 – Ensaio de Tração

A Tabela 4.2 apresenta os resultados dos ensaios de tração para as peças designadas. Alguns dos valores encontrados para o alongamento máximo são aproximados, visto que os corpos de provas romperam muito próximo da garra do extensômetro.

Tabela 4.2: Resultados dos ensaios de tração

Peça	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento Máximo (%)
C – 1	1100	1819	9
C – 5	1100	1885	8
TC – 1	1150	1644	2**
TC – 2	1100	1820	8
SF1 – 1	1300	1446	7,5*
SF1 – 4	1300	1422	7,5*
SF2 – 2	1360	1521	11,5
SF2 – 5	1430	1627	11,3

* Valores aproximados devido à ruptura do corpo de prova ter se dado próximo à garra do extensômetro.

** O valor de alongamento máximo da peça TC – 1 será desconsiderado na análise, devido ao erro de leitura do extensômetro.

Para facilitar a visualização dos dados elaboraram-se os gráficos com os dados da Tabela 4.2, apresentados nas Figuras 4.21 e 4.22.

Com relação ao limite de resistência à tração, as peças SF (somente forjadas) apresentaram dois níveis de valores. As peças que foram pré-aquecidas a 1150 °C possuem um nível de resistência superior ao das peças pré-aquecidas a 1250 °C. Isto é explicado pela microestrutura mais refinada daquelas peças, em virtude da menor temperatura de pré-aquecimento.

As peças produzidas a partir de pré-formas CWR apresentaram, de modo geral, níveis bastante superiores de limite de resistência à tração quando comparados ao das peças somente forjadas. De forma análoga, as microestruturas mais refinadas deste grupo de peças justificam plenamente os valores encontrados. Com exceção da peça TC – 1, não se notaram diferenças significativas entre os valores das peças produzidas com o jogo completo de ferramentas e os das peças produzidas apenas com as ferramentas de CWR. Ainda com relação à peça TC – 1, vê-se na curva relativa ao ensaio de tração que a mesma apresentou um rompimento prematuro, provavelmente causado por alguma descontinuidade interna. Portanto, os valores relativos a esta peça não serão considerados em nossa análise.

Com relação ao limite de escoamento, novamente pôde-se identificar, facilmente, dois níveis de valores. O primeiro deles, de valor superior, composto pelas peças SF e o segundo composto pelas peças produzidas a partir de pré-formas CWR. Considerando-se o fato de que todas as peças SF apresentaram o componente microestrutural ferrita acicular na região centro (aquela que é submetida a esforços no ensaio de tração) e as peças produzidas a partir de pré-formas CWR não apresentaram, pode-se associar este nível mais alto de limite de escoamento à presença deste microconstituente.

Outra importante constatação foi de que os possíveis defeitos internos (cavidades centrais) aparentemente não influenciaram os resultados dos ensaios de tração, já que as peças mais propensas a apresentarem estes defeitos foram as que exibiram maiores valores de limite de resistência à tração.

Na análise dos valores encontrados para o alongamento máximo das peças ensaiadas, as peças somente forjadas e pré-aquecidas a temperatura de 1150 °C apresentaram os valores mais altos. Todas as outras peças apresentaram valores muito próximos entre si e menores do que aquelas. Isto indica que a estrutura mais refinada de ferrita acicular teve uma influência predominante sobre a estrutura também de ferrita acicular (porém menos refinada) das peças somente forjadas e pré-aquecidas a 1250 °C e também sobre as estruturas compostas por ferrita e perlita das outras peças.

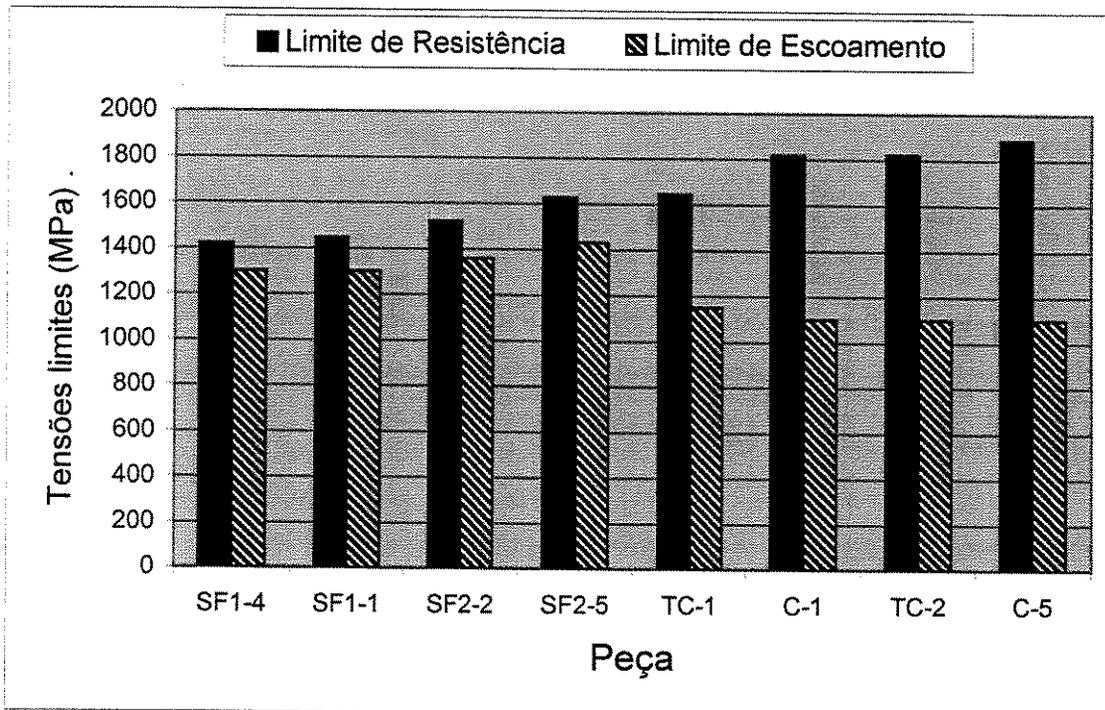


Figura 4.21: Propriedades mecânicas das peças produzidas.

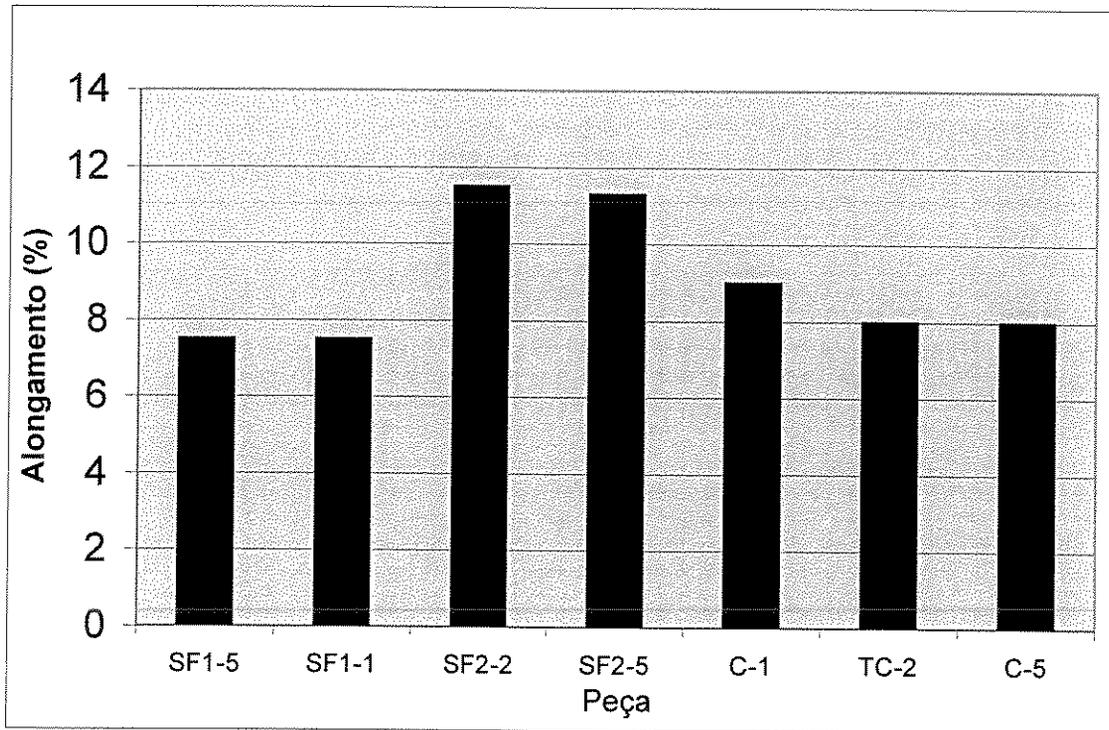


Figura 4.22: Alongamento máximo das peças produzidas.

4.4 – Ensaio de Dureza

Considerando-se as regiões medidas, os ensaios de dureza foram realizados de forma análoga aos exames metalográficos: nas seções transversais das regiões centro e da cabeça das peças produzidas. Foram realizadas quatro medidas em cada região. Os valores encontrados estão na Tabela 4.3.

A fim de facilitar a visualização dos dados, construiu-se o gráfico mostrado na Figura 4.23 a partir das informações da Tabela 4.3. Analisando-se os dados, pôde-se ver que existem dois mecanismos que competem paralelamente contribuindo para o aumento da dureza. O primeiro deles é a redução total imposta à região analisada, levando-se em conta todas as etapas do processo de obtenção da peça. O segundo mecanismo é a velocidade de perda de calor da região analisada, ou seja, a região central das peças, devido a menor quantidade de massa, tende a resfriar mais rapidamente. Isto implica em que a maior parte da redução desta região central,

durante a etapa de forjamento, tenha acontecido abaixo da temperatura de recristalização do material, aumentando o seu grau de encruamento.

Tabela 4.3: Valores de dureza das peças produzidas.

Amostra	Posição	Valores (HB)				Média (HB)
		1	2	3	4	
C - 2	Centro	438	426	373	415	413
	Cabeça	415	383	363	345	377
SF2 - 4	Centro	438	438	464	477	454
	Cabeça	290	282	278	278	282
SF1 - 1	Centro	404	451	415	415	421
	Cabeça	272	282	278	266	275
TC - 4	Centro	451	438	464	432	446
	Cabeça	492	502	507	477	495

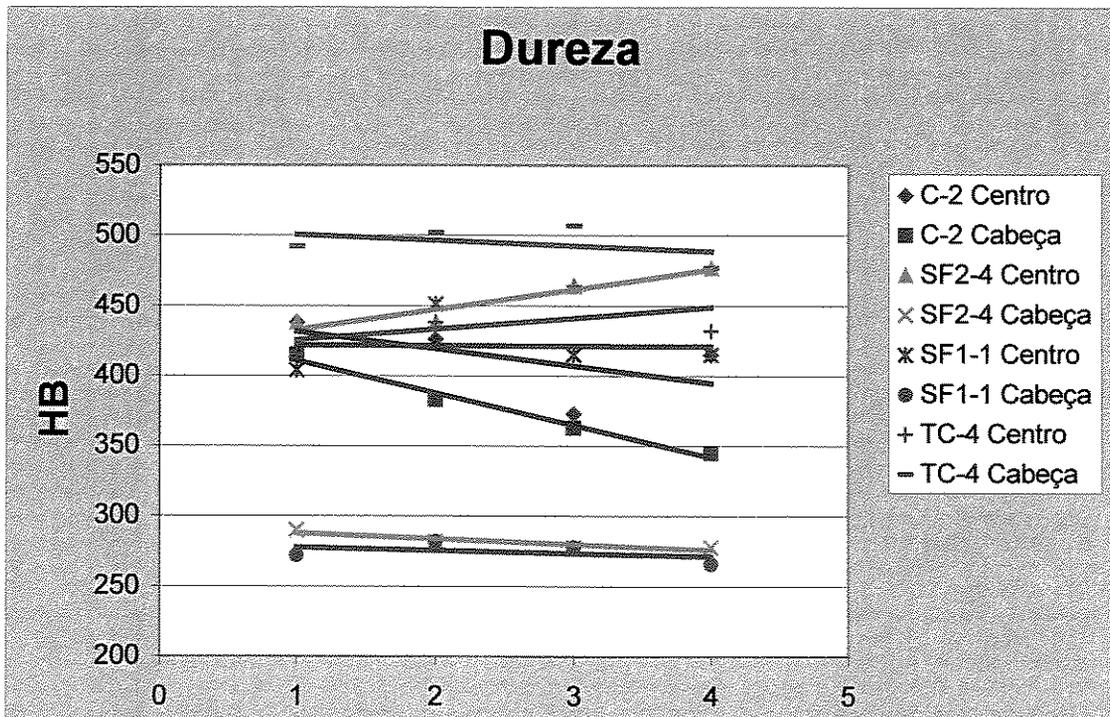


Figura 4.23: Valores de dureza Brinell das peças produzidas.

4.5 – Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados segundo os parâmetros descritos no gráfico da Figura 4.24. Os corpos de provas estiveram submetidos a tensões de tração durante todo o ensaio. A tensão mínima foi de 90 MPa e a máxima de 900 MPa.

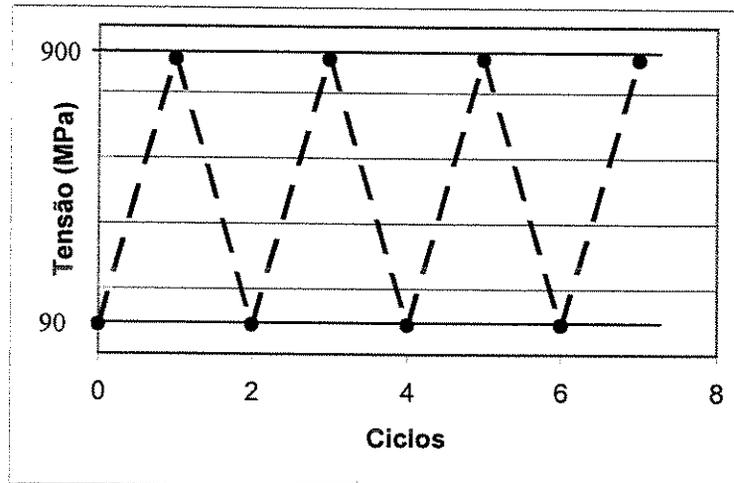


Figura 4.24: Parâmetros do ensaio de fadiga.

Optou-se por trabalhar com o valor de tensão máxima de 900 MPa, por estar bastante próximo dos menores valores de limite de escoamento encontrados nos ensaios de tração. Desta forma, havia a expectativa de que os corpos de prova rompessem com um número de ciclos não muito elevado. Para se limitar o tempo de ensaio, definiu-se o número máximo de ciclos igual a 2.000.000 (2×10^6).

Os resultados dos ensaios de fadiga estão na Tabela 4.4 e no gráfico da Figura 4.25. Com exceção da peça SF2 – 3, todas as peças somente forjadas suportaram o número máximo de ciclos. As peças produzidas a partir de pré-formas CWR e que romperam com número de ciclos menores foram exatamente as que possuíam limite de escoamento muito próximo do valor máximo de tensão do ensaio de fadiga. Exceção a esse fato foi a peça C – 4, que suportou o número máximo de ciclos estipulado. De forma semelhante à análise feita para os ensaios de tração, os possíveis defeitos internos aparentemente não influenciaram os resultados dos ensaios

de fadiga e este, como se sabe, é bastante sensível a qualquer tipo de defeito no material, seja ele interno ou externo.

Tabela 4.4: Resultados dos ensaios de fadiga

Peça	Nº. de ciclos até a ruptura (ou máximo)
SF2 - 1	$2,0 \times 10^6$
C - 4	$2,0 \times 10^6$
SF1 - 3	$2,0 \times 10^6$
SF1 - 2	$2,0 \times 10^6$
SF2 - 3	$6,7 \times 10^5$
C - 3	$1,7 \times 10^5$
TC - 3	$8,3 \times 10^4$
TC - 5	$4,6 \times 10^4$

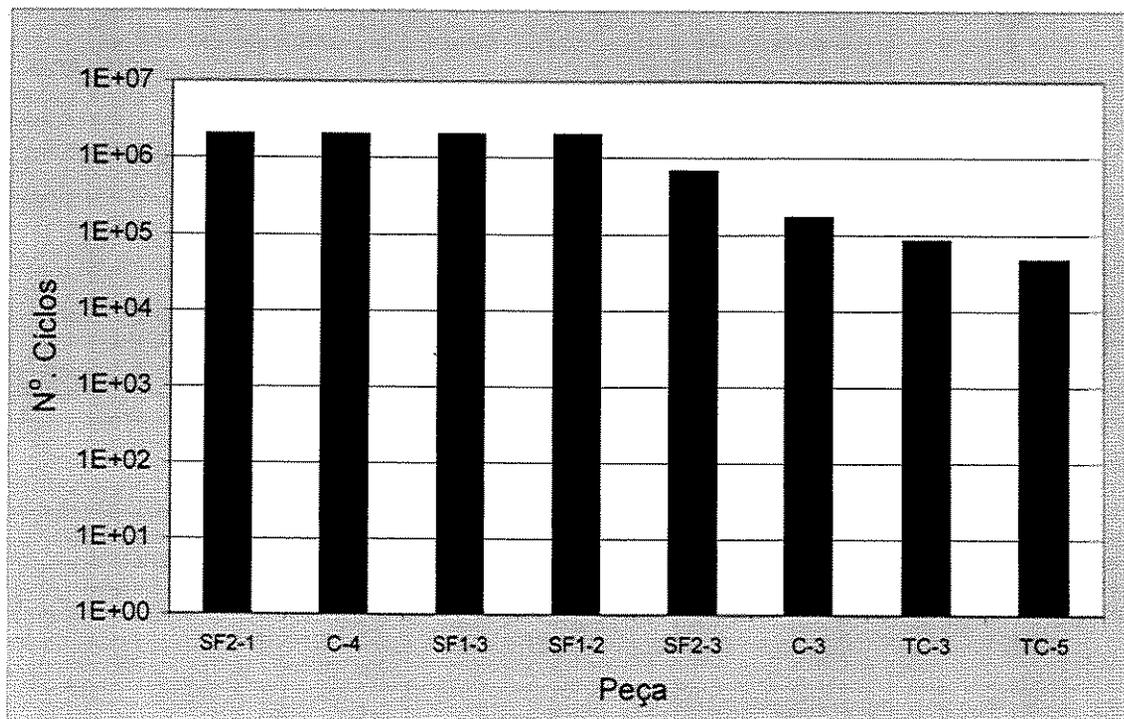


Figura 4.25: Resultados dos ensaios de fadiga

4.6 – Dados de uma biela produzida industrialmente

A empresa ThyssenKrupp Metalúrgica Campo Limpo Paulista cedeu gentilmente uma biela produzida com o mesmo aço utilizado nesta pesquisa e produzida por forjamento a quente a partir de uma pré-forma CWR. Na seção transversal da haste cortada desta biela, foram realizados exames metalográficos e ensaios de dureza. A Figura 4.26 apresenta as posições dos exames metalográficos e estes são exibidos nas Figuras 4.27 e 4.28.

Observando-se as micrografias, percebe-se que a amostra é formada pelos microconstituintes ferrita e perlita, sendo que a região central da haste (Figura 4.27) apresenta estrutura mais refinada do que as bordas (Figura 4.26). Este fato é explicado pela maior deformação sofrida pela região central durante a operação de forjamento. Pode-se notar também o alinhamento dos grãos da região central indicando-se claramente a direção de escoamento do material durante a operação.

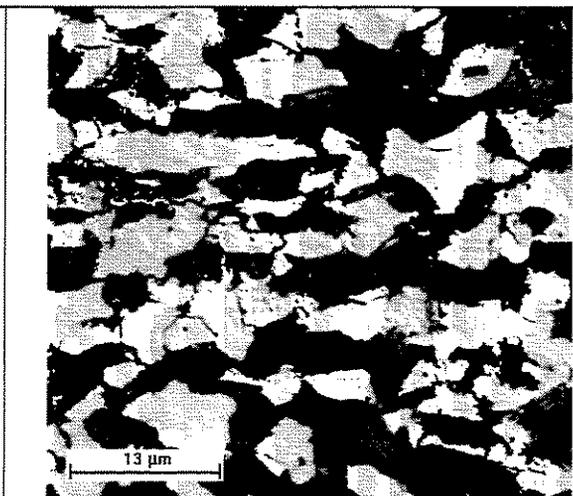
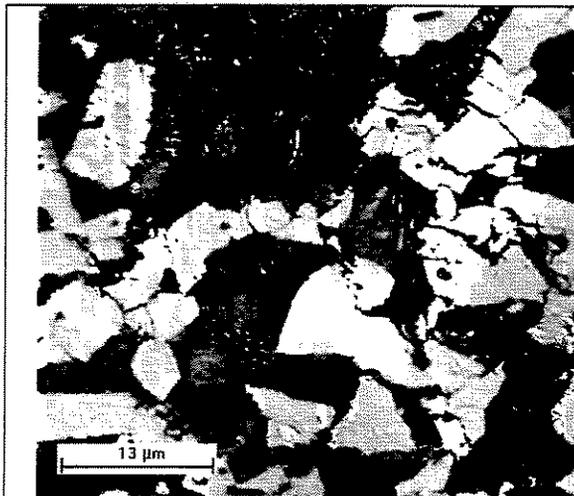


Figura 4.27: Micrografia da biela (Nital, 2%)

Figura 4.28: Micrografia da biela (Nital, 2%)

Os valores de dureza obtidos na seção transversal da biela estiveram na faixa de 250 a 293 HB. Não foi possível a realização de ensaios de tração devido ao tamanho da peça não permitir a confecção de corpos de prova.

4.7 – Comparação de resultados

Em termos comparativos, houve uma diferença significativa nas microestruturas obtidas nesta pesquisa e as obtidas na biela produzida industrialmente. Todas as micrografias da pesquisa apresentaram estruturas muito mais refinadas do que as da biela. Isto pôde ser observado nas peças produzidas a partir de pré-formas CWR, formadas por estrutura ferrítica-perlítica, na região centro. As peças somente forjadas apresentaram estrutura formada por ferrita acicular, na região centro.

Como resultado desta estrutura mais refinada, as peças produzidas nesta pesquisa apresentaram valores de dureza bem mais elevados (Tabela 4.3).

Estes resultados podem ser explicados pelo tamanho dos corpos de provas utilizados nesta pesquisa. Com dimensões inferiores às dos tarugos utilizados na indústria, os corpos de prova apresentaram velocidades de resfriamento superiores, o que fez com que a maior parcela de deformação plástica imposta pelo forjamento, ocorresse abaixo da temperatura de recristalização característica do material.

4.8 – Considerações Finais

Apesar de as ferramentas para o processo CWR terem sido projetadas segundo critérios que garantiriam a estabilidade do processo, os defeitos tipo cavidades centrais apareceram em várias peças. Isto fez com que se alterassem as etapas do processo proposto inicialmente, onde se previa

trabalhar com uma etapa inicial de laminação transversal para provocar uma deformação nas extremidades dos tarugos de partida.

Cortando-se algumas peças produzidas sem a etapa de laminação transversal inicial ou seja, apenas com as ferramentas de CWR, notou-se que algumas apresentavam defeitos e outras não. Este fato comprovou a instabilidade do processo. Como não havia nenhum método seguro para a detecção dos defeitos internos das peças, optou-se por dar seqüência às etapas de forjamento a quente.

É importante que se registre que os defeitos não causaram perda de propriedades mecânicas. Inclusive, as peças produzidas a partir de pré-formas CWR foram as que apresentaram maiores valores de limite de resistência à tração e dureza. Os defeitos que possivelmente existiam nas pré-formas, provavelmente foram caldeados durante a etapa de forjamento a quente, visto que não se encontraram vestígios dos mesmos nos exames metalográficos.

A microestrutura formada por ferrita acicular pôde ser associada ao grau de deformação imposta à região em questão. Aumentando-se o grau de deformação, diminuiu-se a formação de ferrita acicular.

Devido às dimensões (pequenas) dos tarugos utilizados nos ensaios, a alta velocidade de resfriamento das peças teve papel preponderante na formação das microestruturas finais.

Na comparação de propriedades mecânicas das peças produzidas nos ensaios e de uma biela produzida industrialmente, as peças apresentaram níveis de propriedades mais elevados, como conseqüência das microestruturas mais refinadas obtidas.

Capítulo 5

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros

5.1 – Conclusões

- A deformação plástica causada pelo conjunto completo de ferramentas (laminação transversal e CWR) provocou defeitos internos severos nas peças, algumas vezes passantes por todo o comprimento da mesma. O defeito semelhante a um “rechupe” de fundição foi provocado pela laminação transversal e evitado nas pré-formas produzidas apenas com as ferramentas CWR.
- Foram produzidas pré-formas com e sem defeitos, utilizando-se apenas as ferramentas CWR e as mesmas condições de operação. Ainda que estas ferramentas tenham sido projetadas segundo critérios aceitos por vários pesquisadores que garantiriam a estabilidade do processo, esta estabilidade não foi atingida.
- Em todos os exames metalográficos realizados, encontraram-se microestruturas muito refinadas. Todas as peças SF apresentaram o microconstituente ferrita acicular. Considerando-se o grau de deformação plástica imposta a cada região das peças produzidas a partir de pré-formas, pôde-se estabelecer uma correlação direta entre a deformação e a presença do microconstituente: quanto maior a deformação, menor ou até inexistente a presença de ferrita acicular.

- Os eventuais defeitos presentes nas peças produzidas a partir de pré-formas, não foram detectados nos exames metalográficos. Aparentemente estes defeitos foram caldeados na etapa de forjamento a quente.
- As peças produzidas a partir de pré-formas apresentaram valores de limite de resistência à tração superiores aos das peças somente forjadas. Estas, por sua vez, apresentaram valores de limite de escoamento superiores. Como todas as peças somente forjadas apresentaram ferrita acicular em sua região central e as peças produzidas a partir de pré-formas não apresentaram, associou-se este nível mais alto de limite de escoamento à presença do microconstituente.
- Com relação à dureza pôde-se identificar dois mecanismos que a influenciaram. O primeiro deles é a redução total imposta à região analisada. O segundo mecanismo é a velocidade de perda de calor da região analisada. Sendo assim, a região central das peças, devido a menor quantidade de massa, tende a resfriar mais rapidamente. Isto implica em que a maior parte da redução desta região central, durante a etapa de forjamento, tenha acontecido abaixo da temperatura de recristalização do material. De forma geral, as regiões centrais das peças produzidas apresentaram níveis de dureza maior, com exceção da peça TC – 4, cuja região da cabeça apresentou os maiores valores de dureza desta pesquisa.
- As peças SF pré-aquecidas a 1150 °C apresentaram os maiores valores de alongamento máximo, o que é justificado pela presença de ferrita acicular mais refinada do que a das peças SF pré-aquecidas a 1250 °C.
- De modo geral, as peças apresentaram valores satisfatórios de resistência à fadiga. As peças que romperam com menor número de ciclos foram as que exibiram menores valores de limite de escoamento, valores estes muito próximos da tensão máxima empregada nestes ensaios.

- Comparando-se os valores de dureza das peças produzidas nos ensaios com os de uma biela produzida industrialmente, as peças apresentaram níveis mais elevados, como consequência das microestruturas mais refinadas obtidas.

5.2 – Sugestões para Trabalhos Futuros

- Estudar de forma mais aprofundada a influência de parâmetros outros na formação dos defeitos tipo cavidades centrais. A definição dos parâmetros α , ângulo de conformação; β , ângulo de estiramento e δ , redução relativa não garantiu a estabilidade do processo. Deve-se estudar, por exemplo, a influência da temperatura de pré-aquecimento e do material na formação de defeitos.
- Estudar a possibilidade de se ter um modelo físico que permita a variação dos ângulos das ferramentas, sem que se tenha de construir outros jogos de ferramentas, pois o alto custo das mesmas inviabiliza um estudo experimental mais abrangente.
- Dar continuidade ao estudo do processo CWR por simulação numérica.
- Trabalhar com tarugos iniciais de diâmetros maiores para minimizar a perda de calor nas operações posteriores ao CWR.

Referências Bibliográficas

- o ADAMCZYK, J. *et al.* Structure evolution during hot deformation of a C-Mn-V-N steel grade. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 53, p. 15-22, 1995.
- o ADAMCZYK, J. Interaction of carbonitrides V(C,N) undissolved in austenite on the structure and mechanical properties of microalloyed V-N steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 53, p. 23-32, 1995.
- o BHADSHIA, H. K. D. H. Alternatives to the ferrite-pearlite microstructures. **Materials Science Forum**, v. 284-286, p. 39-50, 1998.
- o BAKKALOGLU, A. Effect of processing parameters on the microstructure and properties of an Nb microalloyed steel. **Materials Letters**, v. 56, p. 263-272, 2002.
- o BUTTON, S. T. e GENTILE, F. C. Estudo do processo de Cross Wedge Rolling para a produção de eixos escalonados com aços microligados. In: **SENAFOR, XXI**, 2001, Gramado, RS.
- o CRISTINACCE, M. e REYNOLDS, P. E. The current status of the development and use of air cooled steels for the automotive industry. In: VAN TYNE, C., J., KRAUSS, G. e MATLOCK, D. K. **Fundamentals and applications of Microalloying Forging Steels**. Pennsylvania: TMS, 1996.
- o DAS, S. The effect of cooling rate on structure and properties of a HSLA forging. **Scripta Materialia**. V. 48, p. 51-57, 2003.
- o DONG, Y., LOVELL, M. E TAGAVI, K. Analysis of interfacial slip in cross-wedge rolling: an experimentally verified finite-element model. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 80-81, p. 273-281, 1998.

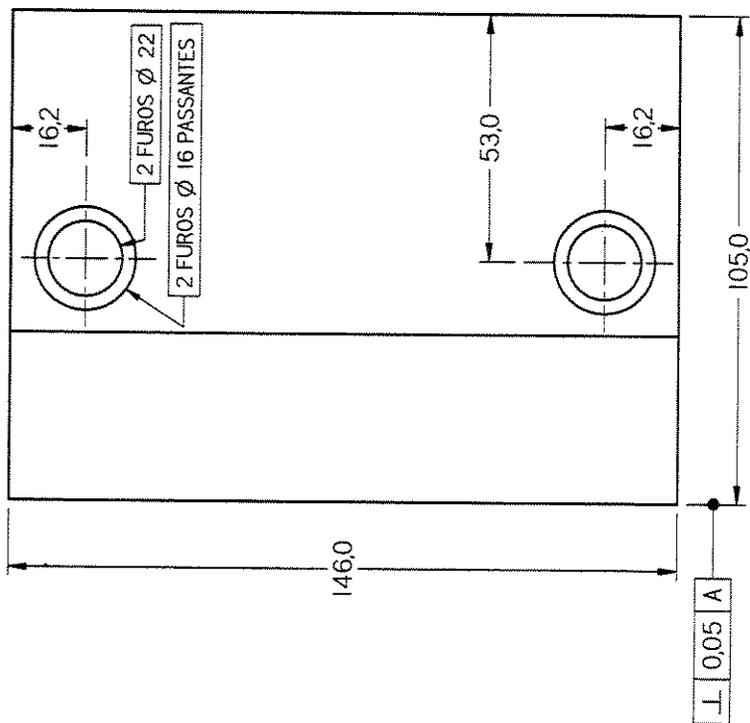
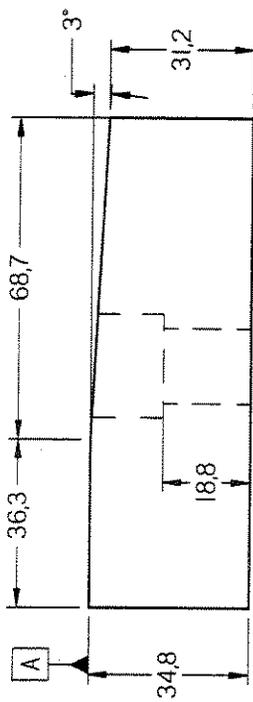
- o DONG, Y., TAGAVI, K. e LOVELL, M. Analysis of interfacial slip in cross-wedge rolling: a numerical and phenomenological investigation. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 97, p. 44-53, 2000.
- o DROBNJAK, D. e KOPRIVICA, A. Morphology and properties of continuously cooled bainite in medium carbon V-microalloyed steels. **Fundamentals and applications of Microalloying Forging Steels**. Pennsylvania: TMS, 1996
- o ENGINEER, S. e HUCHTEMANN, B. Review and development of microalloyed steels for forging, bars and wires. In: VAN TYNE, C., J., KRAUSS, G. e MATLOCK, D. K. **Fundamentals and applications of Microalloying Forging Steels**. Pennsylvania: TMS, 1996.
- o FU, X. P. e DEAN, T.A. Past developments, current applications and trends in the cross wedge rolling process. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 33, n. 3, p. 367-400, 1993.
- o HLADKÝ, V. Handbook of wedge rolling process and practice. Tool design and tool making. **W. Engineering for hot metal forming**. BRNO, Czech Republic.
- o HOLAPPA. L., OLLILAINEN, V. e KASPRZAK, W. The effect of silicon and vanadium alloying on the microstructure of air cooled forged HSLA steels. **Scripta Materialia**, v. 48, p. 51-57, 2003.
- o HONG, S. G *et al.* Evolution of precipitates in the Nb-Ti-V microalloyed HSLA steels during reheating. **Scripta Materialia**, v. 48, p. 1201-1206, 2003.
- o JAHAZI, M., EGHBALI, B. The influence of hot forging conditions on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 113, p. 594-598, 2001.
- o KASPAR, R. *et al.* Improving the properties of medium carbon steels with modified post-forging treatment. In: VAN TYNE, C., J., KRAUSS, G. e MATLOCK, D. K. **Fundamentals and applications of Microalloying Forging Steels**. Pennsylvania: TMS, 1996.
- o KHLESTOV, V. M., KONOPLEVA, E. V. e MCQUEEN, H. J. Kinetics of austenite transformation during thermomechanical processes. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 37, n. 2. p. 75-89, 1998.

- o KLIBER, J., SCHINDLER I. Recrystallization/precipitation behavior in microalloyed steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 60, p. 597-602, 1996.
- o KUZIAK, R., BOLD, T. e CHENG, Y. Microstructure control of ferrite-perlite high strength low alloy steels utilizing microalloying additions. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 53, p. 255-262, 1995.
- o LEE, C. H., BHADESHIA, H. K. D. H. e LEE, H. C. Effect of plastic deformation on the formation of acicular ferrite. **Materials Science and Engineering**, v. A360, p. 249-257, 2003.
- o LEE, D., L. The effects of composition and hot working parameters on the mechanical properties of microalloyed pearlitic and martensitic forging steels. In: VAN TYNE, C., J., KRAUSS, G. e MATLOCK, D. K. **Fundamentals and applications of Microalloying Forging Steels**. Pennsylvania: TMS, 1996.
- o LI, Qiang *et al.* Investigation of morphology of internal defects in cross wedge rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 125/126, p. 248-257, 2002.
- o MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. e SPEER, J. G. Microstructure and properties of direct-cooled microalloy forging steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 117, p. 324-328, 2001.
- o PATER, Zb. A study of cross wedge rolling process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 80-81, p. 370-375, 1998.
- o PATER, Zb. *et al.* Study of the process stability of cross wedge rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 92-93, p. 458-462, 1999.
- o SOBRAL, M. D. C., MEI, P. R. e KESTENBACH, H. J. Effect on carbonitride particles formed in austenite on the strength of microalloyed steels. **Materials Science and Engineering**, v. A367, p. 317-321, 2004.
- o TEOH, L. L. Thermo-mechanical processing and microstructure of microalloyed steel bar and wire rod products. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 48, p. 475-481, 1995.
- o TOSTENSON, D. H., BERTOLO, R. B. e GLASGAL, B. M. Toughness of microalloyed ferrite-pearlite steel. In: VAN TYNE, C., J., KRAUSS, G. e MATLOCK,

D. K. **Fundamentals and applications of Microalloying Forging Steels.**
Pennsylvania: TMS, 1996.

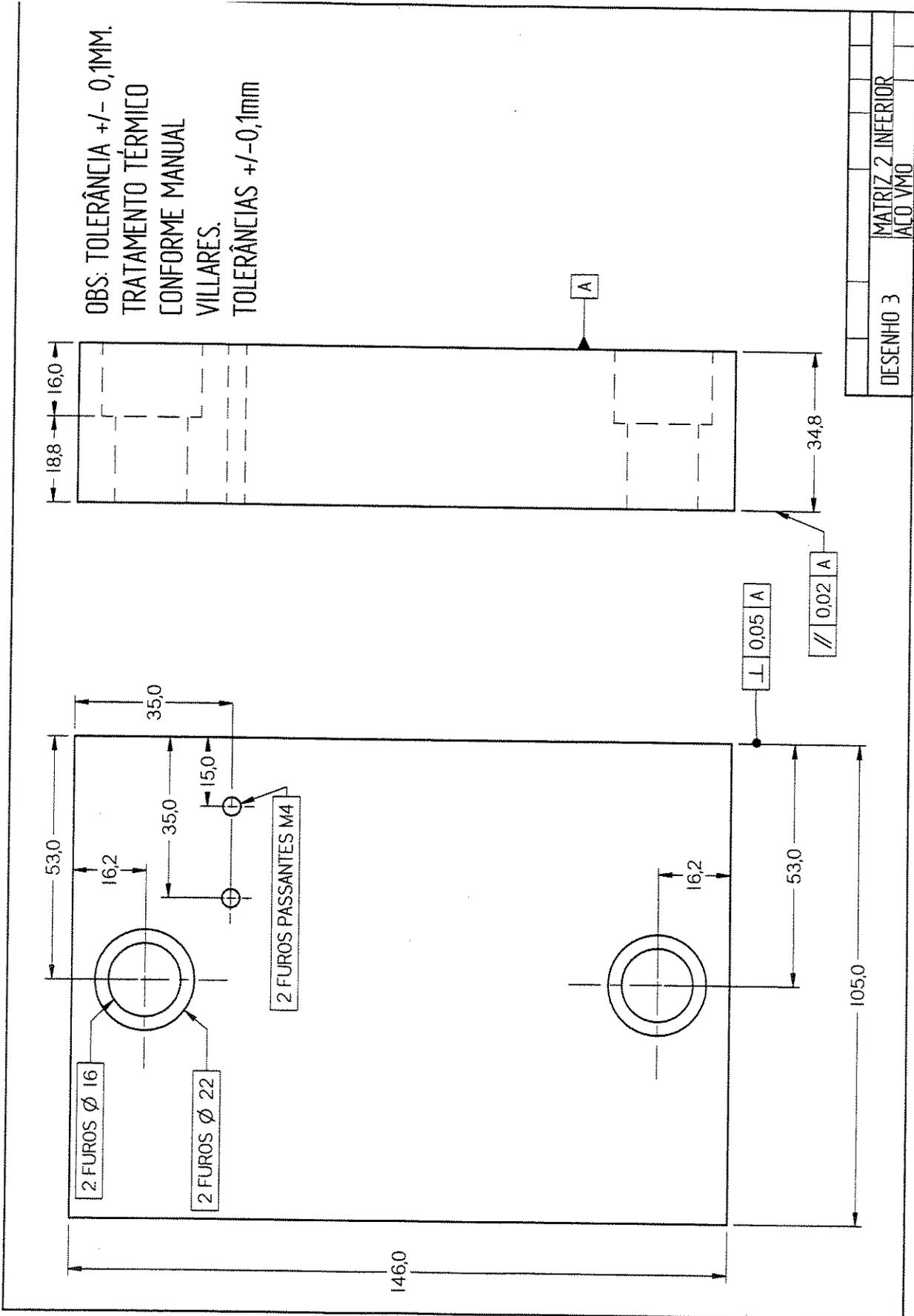
- o ZRNÍK, J. *et al.* Effect of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of Nb-Ti microalloyed steels. **Materials Science and Engineering**, v. A319-321, p. 321-325, 2001.
- o ZRNÍK, J. Influence of plastic deformation conditions on structure evolution in Nb-Ti microalloyed steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 133, p. 236-242, 2003.

ANEXO A



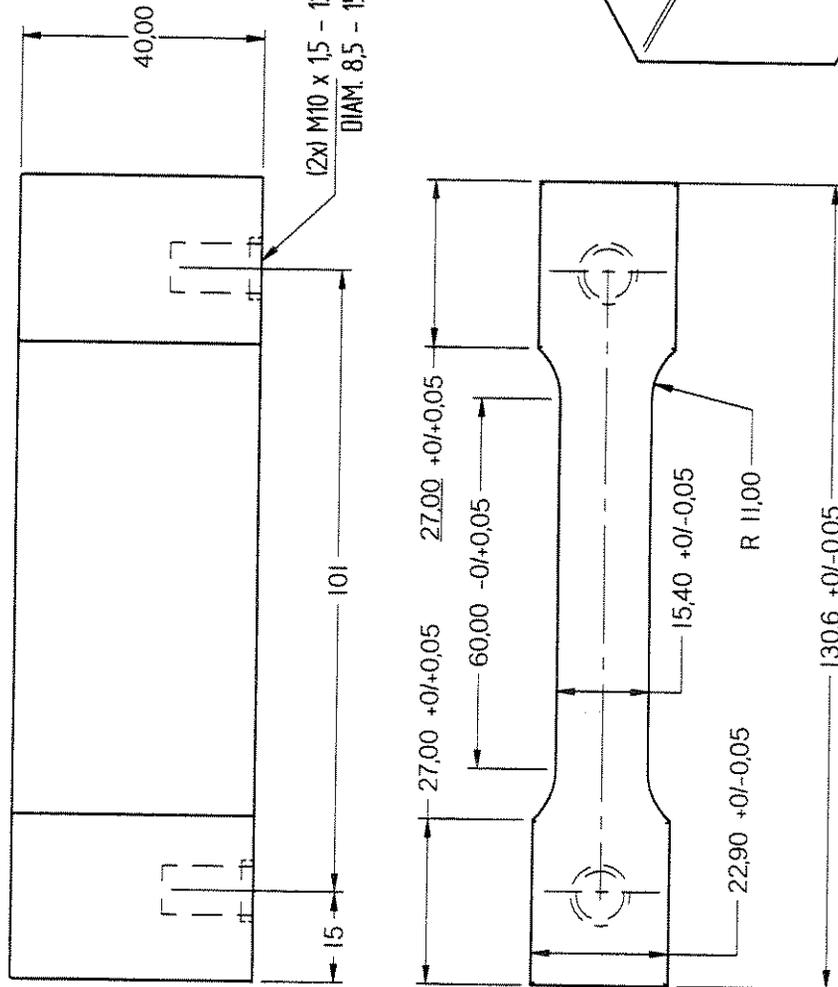
OBS: TOLERÂNCIA +/- 0,1MM.
 TRATAMENTO TÉRMICO
 CONFORME MANUAL VILLARES.

DESENHO 2	MATRIZ 2 SUPERIOR	ACO VMO
-----------	-------------------	---------

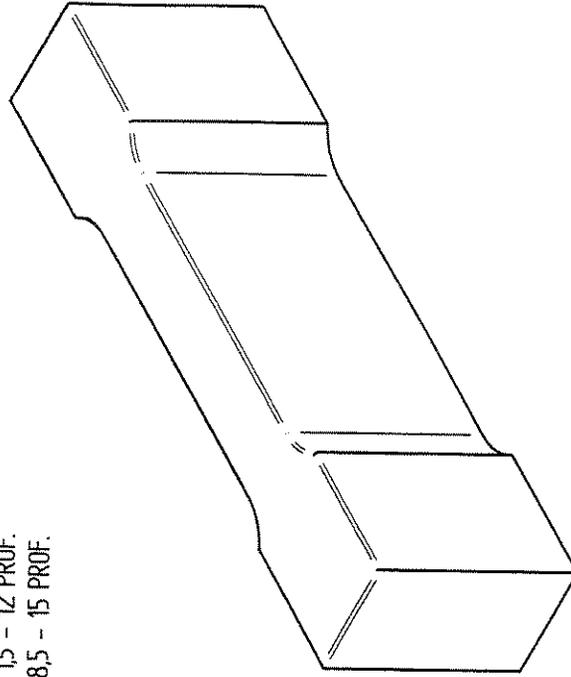


TOLERÂNCIAS NÃO ESPECIFICADAS +/-0,1 MM

QUEBRAR CANTOS



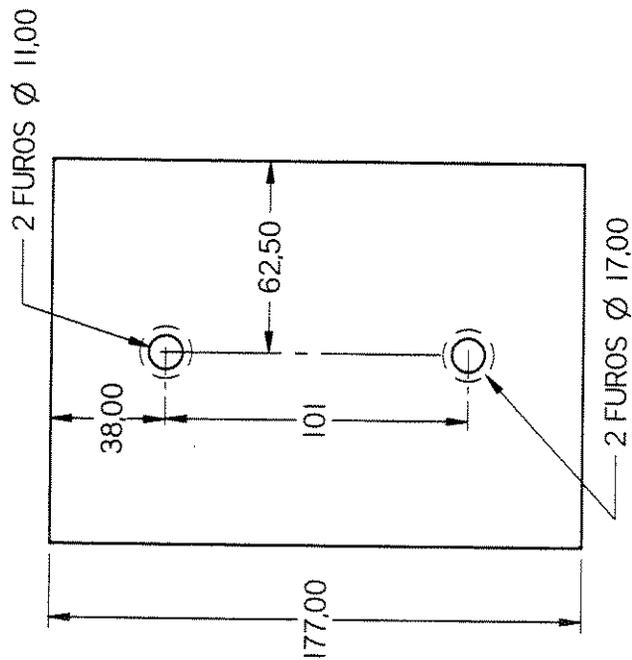
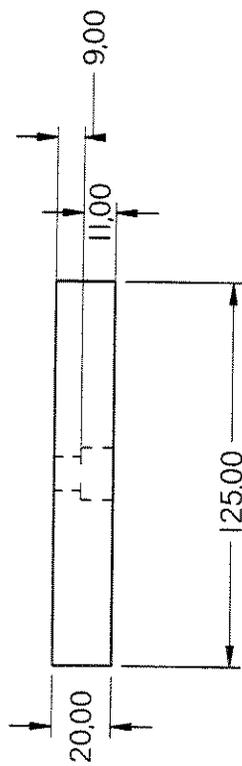
(2x) M10 x 1,5 - 12 PROF.
DIAM. 8,5 - 15 PROF.



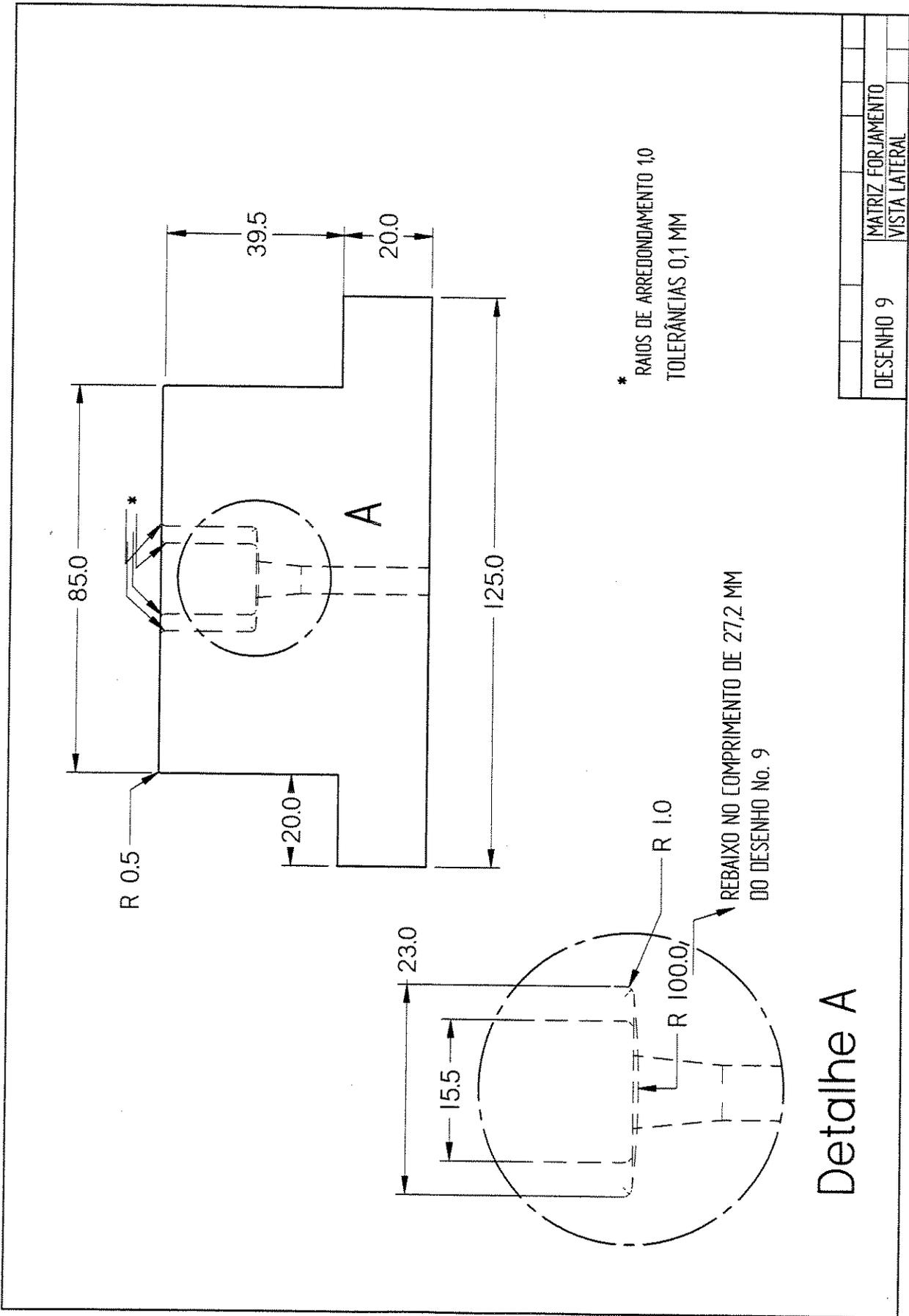
DESENHO 4

PUNÇAO
ACO VMO

TOLERÂNCIAS $\pm 0,1$ MM
TRATAMENTO TÉRMICO CONFORME MANUAL
VILLARES
QUEBRAR CANTOS



DESENHO 5	PLACA DO PUNÇÃO								
	ACO VMD								



ANEXO – B

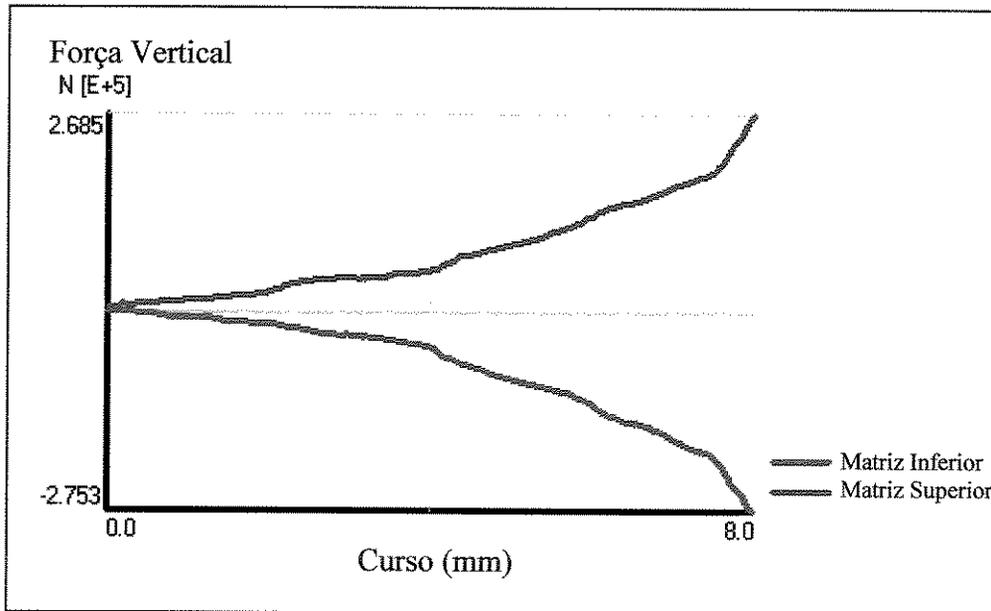


Figura B-1: Forças de forjamento nas matrizes superior e inferior.

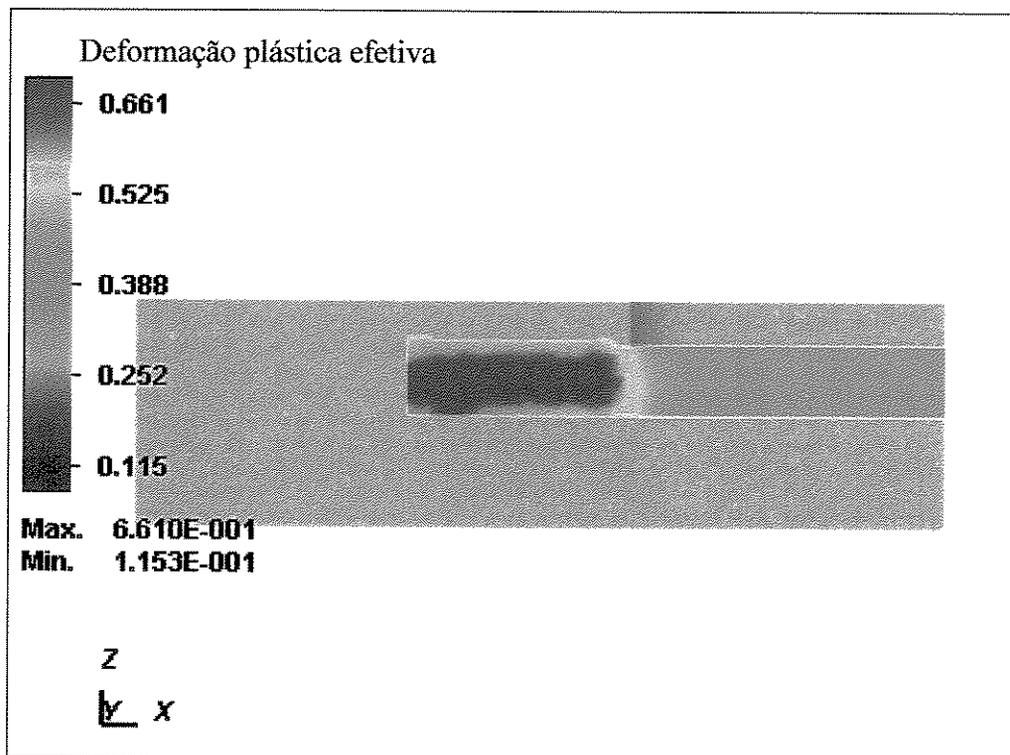


Figura B-2: Distribuição das deformações plásticas efetivas na espessura da peça forjada.

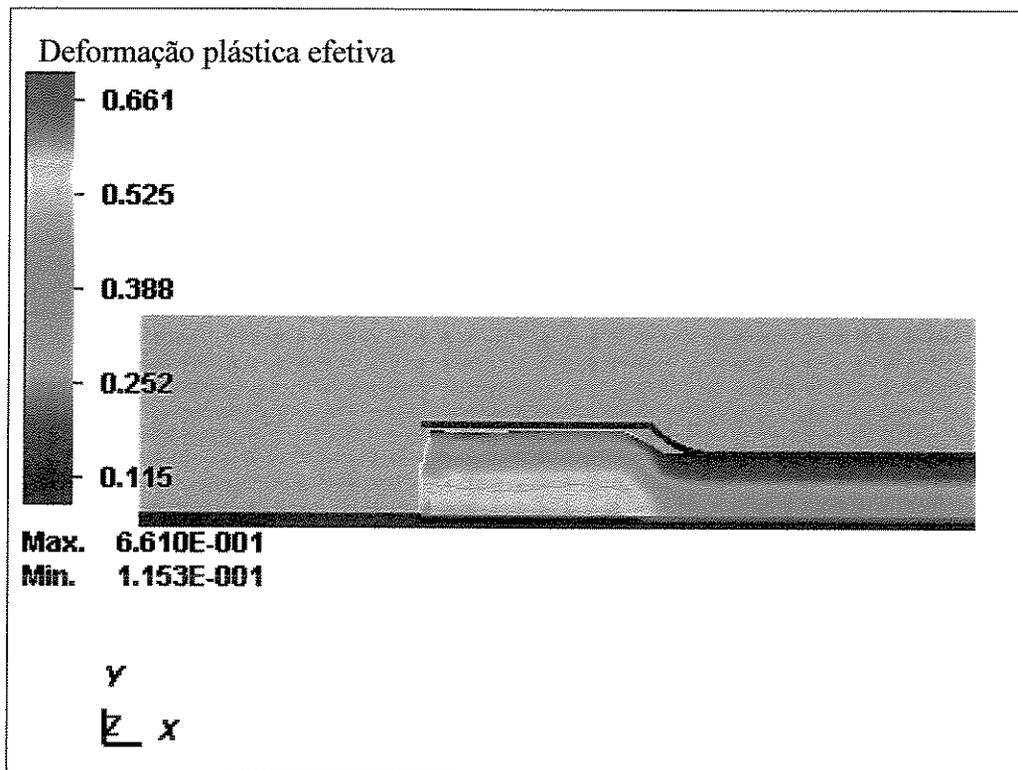


Figura B-3: Distribuição das deformações plásticas efetivas na peça forjada (plano horizontal).