

ANÁLISE DE FORJADOS EM AÇOS MICROLIGADOS OBTIDOS A PARTIR DE PRÉ-FORMAS CWR¹

RESUMO

MÁRIO LUIZ NUNES DA SILVA ²

CÉLIO CAMINAGA ²

ANDRÉ FABIANO RODRIGUES ARAUJO ²

FERNANDO CESAR GENTILE ²

SÉRGIO TONINI BUTTON ³

Este trabalho tem dois objetivos principais. O primeiro é a análise de como o processo *Cross Wedge Rolling* 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 é comparar a microestrutura e as propriedades desses produtos com forjados semelhantes, obtidos pelo processo convencional por etapas sucessivas de forjamento a quente. Para se atingir esses objetivos, estão sendo desenvolvidas etapas que envolvem o projeto, dimensionamento e construção de ferramentas para o processo CWR e para o forjamento a quente, preparação de matéria prima (o aço microligado 27 MnV5Si) e a realização de ensaios nos equipamentos de CWR e prensa hidráulica para o forjamento, disponíveis no Laboratório de Conformação Mecânica do DEMA-FEM-UNICAMP.

1. Introdução

¹ Trabalho a ser apresentado no XXIV SENAFOR – 21 e 22/10/2004 – Porto Alegre - RS

² Laboratório de Conformação Mecânica – Depto. de Eng. de Materiais – Fac. de Eng. Mecânica – UNICAMP

³ Autor para correspondência: sergiol@fem.unicamp.br - C.P. 6122 – 13083-970 – Campinas - SP

O processo *Cross Wedge Rolling* - 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^(1,2). 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 1.1.

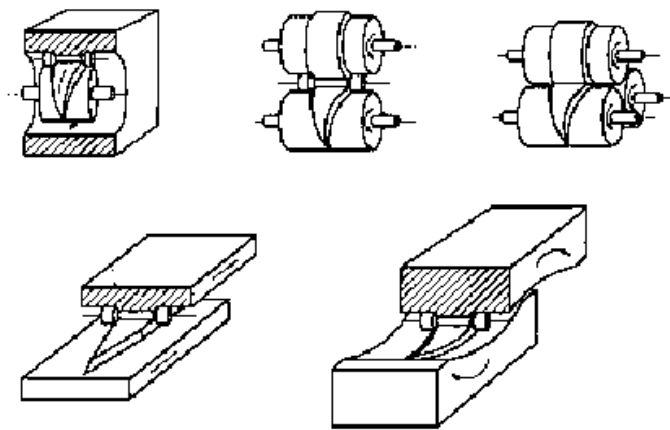


Figura 1.1 – Cinco tipos de configurações de máquina para CWR⁽³⁾

Em cada uma das configurações mostradas na Figura 1.1, 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 1.2). 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.

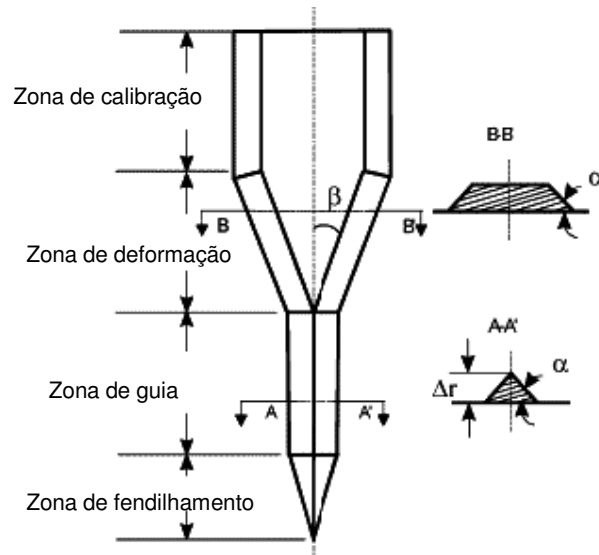


Figura 1.2 – Zonas de conformação

Deve-se dedicar especial atenção aos valores dos ângulos α e β , denominados respectivamente ângulo de conformação e ângulo de deformação. Estes dois parâmetros, que definem a geometria da ferramenta, mais a redução relativa, δ , imposta à peça em trabalho são as principais variáveis que influenciam a estabilidade do processo CWR⁽²⁾.

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*⁽²⁾ apresentam relações matemáticas que devem ser obedecidas para se evitar o aparecimento dos defeitos citados:

- a) Escorregamento entre o produto e a ferramenta.

A condição para um processo livre de escorregamento é representada pela equação experimental (1.1), assumindo-se um coeficiente de atrito constante $\mu = 0,35$ ⁽²⁾:

$$(0,15 + 0,0038\alpha)\beta^{0,925} \leq 1,93 \quad (1.1)$$

b) Marcas espirais na superfície do produto conformado.

Sendo a redução relativa definida pela relação entre os diâmetros inicial, D e final, d , da peça de trabalho (expressão (1.2)), os valores limites para este tipo de defeito são dados pela equação (1.3)⁽²⁾:

$$\delta = \frac{D}{d} \quad (1.2)$$

$$\delta \geq 1 + \pi t g \alpha g \beta \quad (1.3)$$

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. 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.*⁽²⁾ descrita na equação (1.4) apresenta as condições para a estabilidade do processo CWR sem a presença da estricção:

$$\delta \leq \frac{1}{2} \left(2 + \pi t g \alpha g \beta + \frac{\sqrt{3\pi / 2 t g^3 \alpha g \beta}}{\xi} \right) \quad (1.4)$$

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 (1.5):

$$\xi = 51,559 e^{-0,0416\alpha} \quad (1.5)$$

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.

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.

A equação seguinte (1.6), determinada por Hayama *et al.* e citada por Pater *et al.*⁽²⁾, determina a condição de estabilidade do processo CWR sem cavidades centrais:

$$(0,15 + 0,0038\alpha)\beta^{0,325} \geq M \quad (1.6)$$

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 (1.1) relativa ao escorregamento entre a peça e a ferramenta, equação (1.3) relativa às marcas espirais, equação (1.4) referente ao fenômeno de estricção ou estiramento e a equação (1.6) 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 1.3.

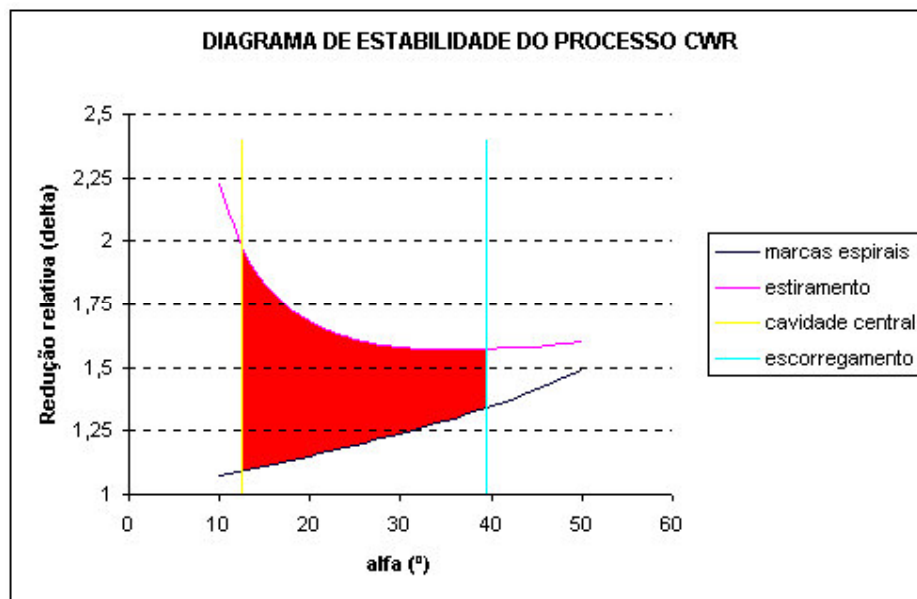


Figura 1.3: Região de estabilidade do processo CWR

Como material objeto da pesquisa, escolheu-se trabalhar com aços microligados, que são uma tendência atual da indústria automobilística como substituição dos aços convencionais. 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⁽⁴⁾.

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 as condições do trabalho a quente nas temperaturas de recristalização e não-recristalização para se obter a maior resistência e propriedades plásticas adequadas^(5,6)

2. Experimental

2.1. Material

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 2.1, obtida do certificado do fornecedor.

Tabela 2.1: 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

O material se encontrava na condição recozido, com microestrutura totalmente composta das fases ferrita e perlita, com grãos não deformados e dureza na faixa de 225 a 233 HB.

2.2. 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.

As Figuras 2.1 e 2.2 apresentam as ferramenta inferior e superior (punção) de forjamento.



Figura 2.1: Ferramenta inferior de forjamento.

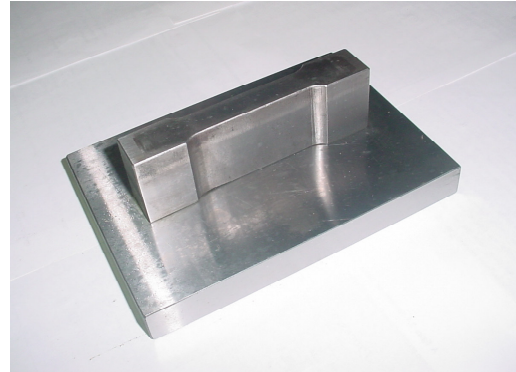


Figura 2.2: Punção de forjamento

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.

A peça produzida no forjamento a quente tem a geometria descrita na Figura 2.3.

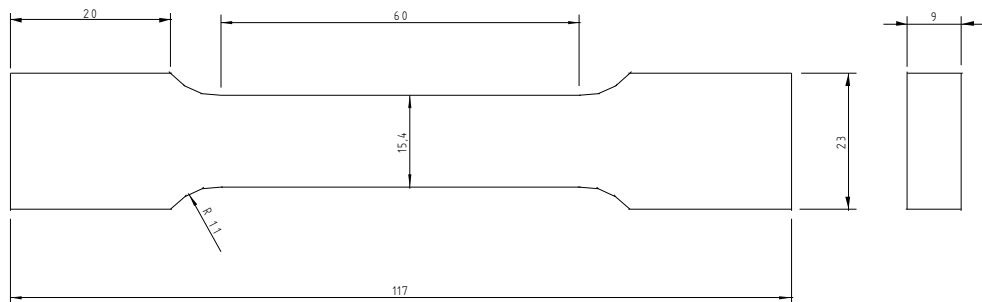


Figura 2.3: Peça produzida no forjamento a quente.

2.3. Projeto das Ferramentas de Laminação

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 projeto destas ferramentas pode ser visto nas Figuras 2.4 e 2.5 e o conjunto completo com as quatro ferramentas pode ser visto nas Figuras 2.6 e 2.7.

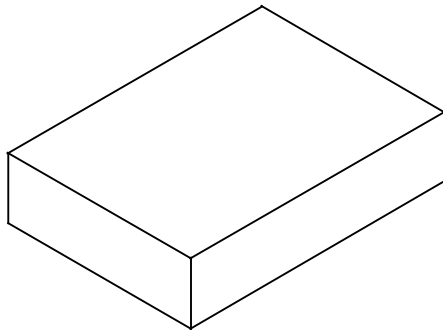


Figura 2.4: Ferramenta para laminação transversal inferior

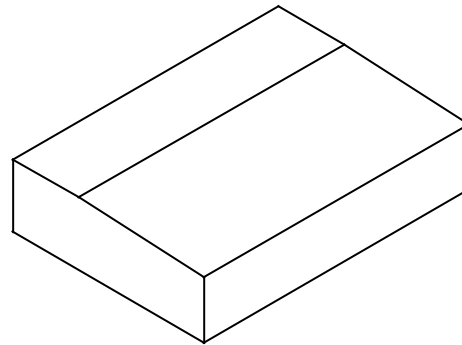


Figura 2.5: Ferramenta para laminação transversal superior

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*⁽⁷⁾.

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 2.2.

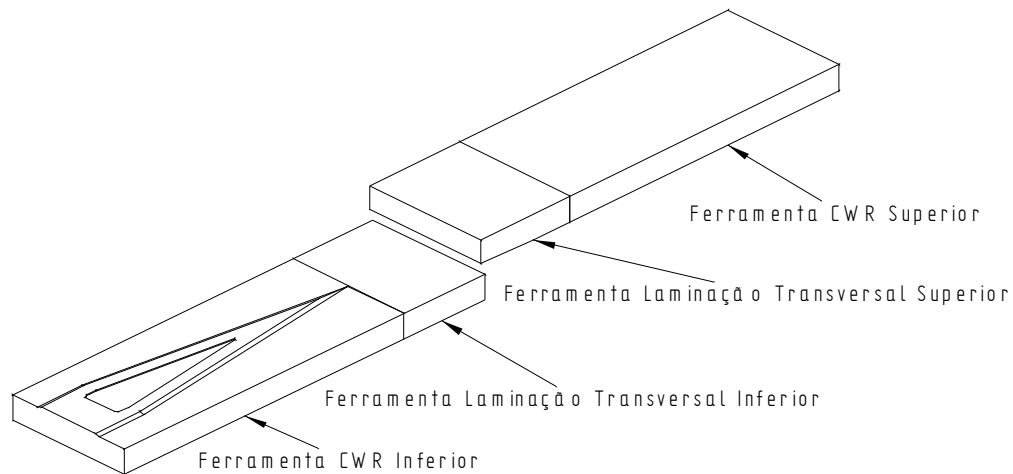


Figura 2.6: Vista isométrica do conjunto de ferramentas

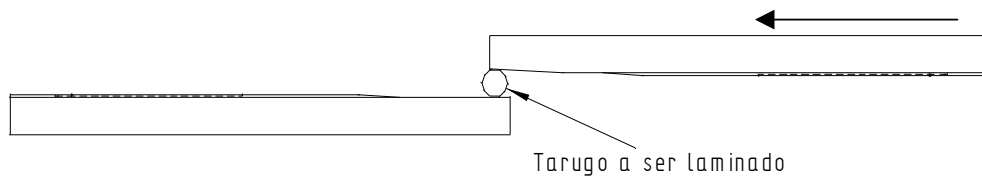


Figura 2.7: Vista lateral do conjunto de ferramentas

Tabela 2.2: Valores dos ângulos α e β

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

Estas ferramentas levam em consideração a pré-forma que será gerada no processo CWR e que melhor se adequa ao preenchimento da ferramenta de forjamento a quente. Este estudo de preenchimento foi realizado com o auxílio de um programa de simulação conhecido comercialmente como MSC.SuperForge 2004® e a pré-forma definida tem a geometria descrita na Figura 2.8. Nas Figuras 2.9 e 2.10 tem-se o projeto final simplificado das ferramentas de CWR e, por fim, na Figura 2.11, o tarugo de aço microligado que inicia neste processo.

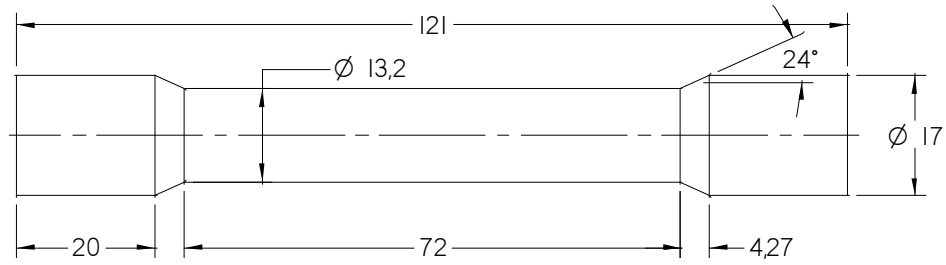


Figura 2.8: Pré-forma gerada no processo CWR

Outro parâmetro levado em consideração no projeto das ferramentas de CWR é a redução, δ , imposta ao material. Como já citado anteriormente, δ é a relação entre os diâmetros inicial e final do material processado. Desta forma, o valor de δ pode

ser calculado por: $\delta = \frac{17}{13,2} = 1,3$. Salientamos que os valores dos três principais

parâmetros de projeto das ferramentas de CWR satisfazem as equações que regem a estabilidade do processo com relação aos defeitos listados: escorregamento, marcas superficiais, estiramento e cavidades centrais.

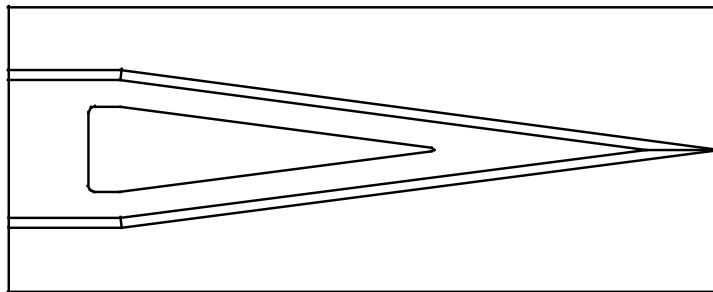


Figura 2.9: Vista superior da ferramenta de CWR

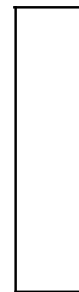


Figura 2.10: Vista lateral

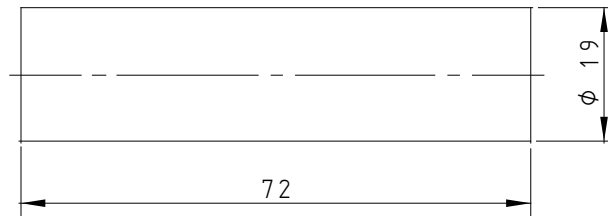


Figura 2.11: Tarugo inicial

2.4. 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 (aqui denominado Processo 1) e de peças obtidas por forjamento a quente convencional (aqui denominado Processo 2). Está se designando forjamento a quente convencional como sendo aquele onde a pré-forma apresenta a microestrutura do material como recebido. Para o forjamento convencional, usinaram-se pré-formas com a mesma geometria das pré-formas geradas pelo processo CWR, facilitando as comparações que seriam feitas.

No processo convencional duas temperaturas de pré-aquecimento foram utilizadas, 1150 e 1250 °C, o que possibilitou analisar a influência desta variável nas propriedades finais das peças obtidas por este processo. As variáveis dos dois processos descritos anteriormente são apresentadas na Tabela 2.3 de forma condensada.

Tabela 2.3: 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

Além destes processos propostos para comparação, também se produziram peças forjadas a partir de pré-formas produzidas apenas pelas ferramentas de CWR, sem a utilização das ferramentas de laminação transversal. Para facilitar a identificação das peças e dos ensaios previstos, criou-se a nomenclatura discriminada na Tabela 2.4.

As pré-formas produzidas com o conjunto completo de ferramentas apresentaram defeitos semelhantes a um “rechupe” de fundição em suas extremidades como pode ser visto na Figura 2.12. Pode-se afirmar que este defeito foi causado na etapa de laminação transversal, pois as pré-formas produzidas apenas com as ferramentas de CWR não o apresentaram. Algumas pré-formas produzidas apenas com as ferramentas de CWR apresentaram o defeito tipo cavidade central (Figura 2.13) enquanto outras não.

Tabela 2.4: 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



Figura 2.12: Defeito tipo “rechupe” Figura 2.13: Defeito tipo cavidade central

Apesar de as ferramentas terem sido projetadas com parâmetros que garantiriam a estabilidade do processo com relação a defeitos, o mesmo não aconteceu. Na impossibilidade de se verificar a presença ou não de defeitos sem o corte das peças, decidiu-se realizar os ensaios previstos seguindo os quatro processos propostos.

3. Resultados

3.1 Ensaios Metalográficos

As peças forjadas foram cortadas segundo a disposição mostrada na Figura 3.1.

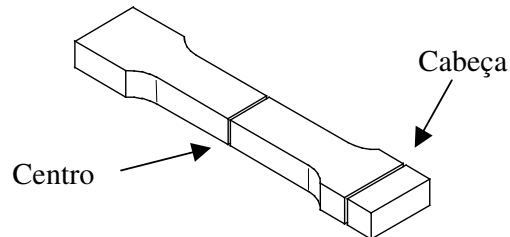


Figura 3.1: Posição de corte para ensaio metalográfico.

As Figuras 3.2 e 3.3 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.

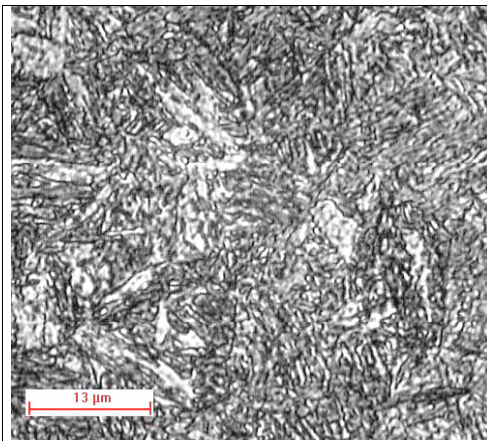


Figura 3.2: Peça SF1 – 5, região centro (ataque Nital, 2%)

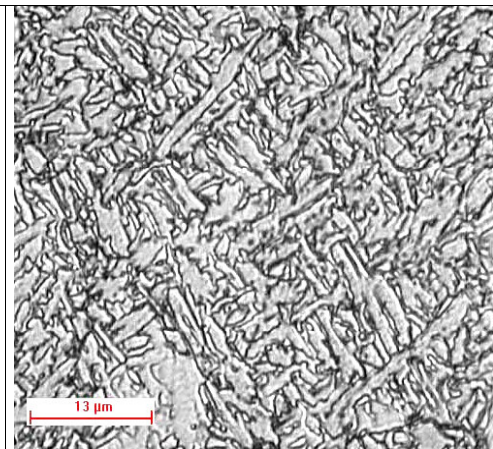


Figura 3.3: Peça SF1 – 5, região cabeça (ataque Nital, 2%)

As Figuras 3.4 e 3.5 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

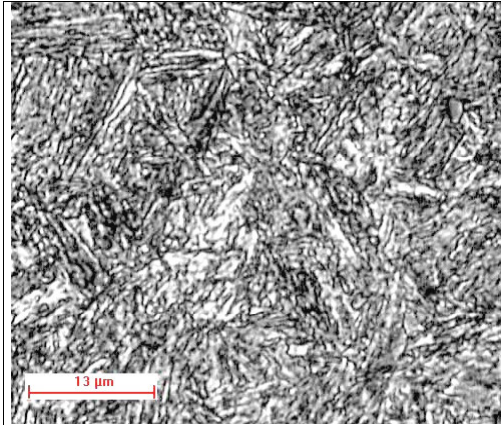


Figura 3.4: Peça SF2 – 4, região centro (ataque Nital, 2%)

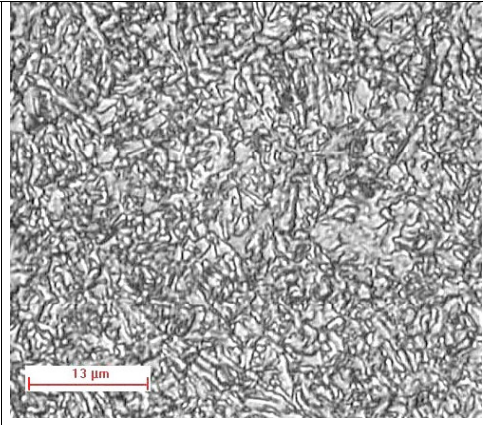


Figura 3.5: Peça SF2 – 4, região cabeça (ataque Nital, 2%)

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 3.6 e 3.7 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.

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.

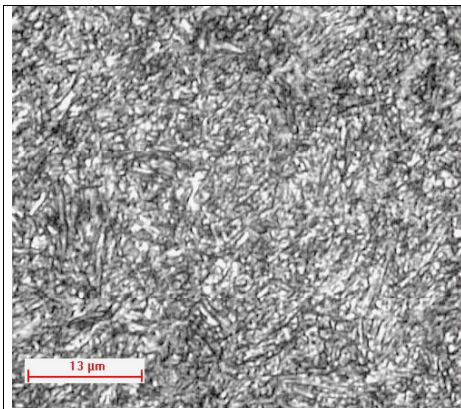


Figura 3.6: Peça C – 2, região centro (ataque Nital, 2%)

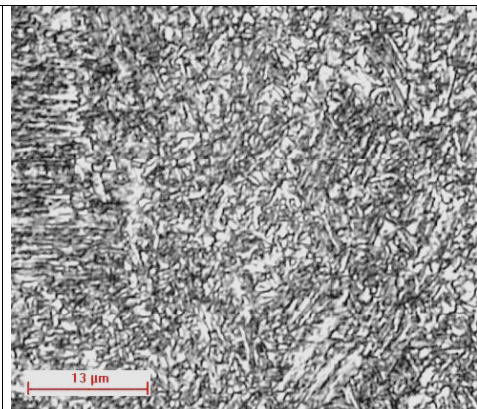


Figura 3.7: Peça C – 2, região cabeça (ataque Nital, 2%)

As Figuras 3.8 e 3.9 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.

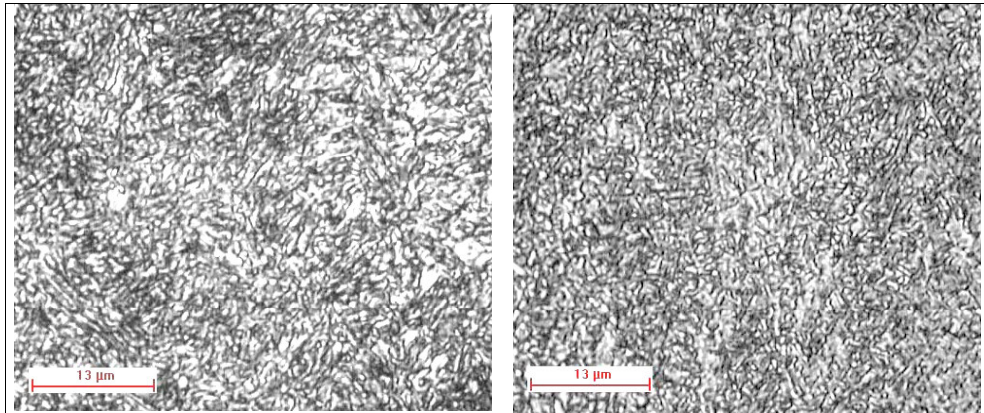


Figura 3.8: Peça TC – 4, região centro (ataque Nital, 2%)

Figura 3.9: 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.

3.2. Ensaio de Tração

A Tabela 3.1 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 3.1: Resultados dos ensaios de tração

Peça	Tensão 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.

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 justifica 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 à tensão 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.

3.3. 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 3.2.

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 3.2: Valores de dureza das peças produzidas.

Amostra	Posição	Valores (HB)				Média (HB)
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

3.4. Ensaio de Fadiga

Optou-se por trabalhar com os valores de tensão mínima de 90 MPa e máxima de 900 MPa, devido a este valor estar bastante próximo dos menores valores de tensão 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 3.3. 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 3.3: 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	$4,6 \times 10^4$

4. Conclusões

- 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.

5. Referências bibliográficas

- [1] 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.
- [2] 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.
- [3] 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.
- [4] 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.
- [5] 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.
- [6] BAKKALOGLU, A. Effect of processing parameters on the microstructure and properties of an Nb microalloyed steel. **Materials Letters**, v. 56, p. 263-272, 2002.
- [7] HLADKÝ, V. Handbook of wedge rolling process and practice. Tool design and tool making. **W. Engeneering for hot metal forming**. BRNO, Czech Republic.