

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais –  
PPGE3M

*“EFEITO DA AGITAÇÃO ELETROMAGNÉTICA NAS PROPRIEDADES DE AÇOS  
AISI 1025 FORJADOS A QUENTE”*

Porto Alegre  
2014

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais –  
PPGE3M

*“EFEITO DA AGITAÇÃO ELETROMAGNÉTICA NAS PROPRIEDADES DE AÇOS  
AISI 1025 FORJADOS”*

CHARLES CHEMALE YURGEL  
Engenheiro Mecânico, Mestre em Engenharia

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre  
2014

Esta tese é adequada para julgamento de obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração de Processos de Fabricação e para avaliação, pelo Orientador e pela Banca Examinadora.

Orientador: Prof. Dr. –Ing. Lirio Schaeffer

Banca Examinadora:

---

Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira (UFSC)

---

Dr. Engº. Alberto Moreira Guerreiro Brito (EE/UFRGS)

---

Prof. Dr. Diego Rodolfo Simões de Lima (IF Catarinense)

---

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker  
Coordenador do PPGEM

## DEDICATÓRIA

Dedico a minha família e em especial a minha esposa Ana Rita Gobbo Degani, pela presença, apoio, paciência, e amor em todos os momentos.

## AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr.–Ing. Lirio Schaeffer pela confiança em mim depositada, orientando-me nesta tese de doutorado.

Ao Laboratório de Transformação Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul; também ao SENAI Cimatec pela disponibilização das infraestruturas que utilizei durante a execução deste projeto.

Aos Professores, Dr. Engº. Carlos Augusto Silva de Oliveira e ao Professor Dr. Engº. Alberto Moreira Guerra Brito pelas orientações técnicas e disponibilização de seu tempo quando solicitados.

Ao MSc. Engº Sandro Gonçalves Silva, ao MSc. Engº Jaques Araripe Suris pela amizade e auxílio técnico disponibilizados durante os ensaios e cálculos realizados no tempo do trabalho.

Ao tecnólogo em Inspeção de Equipamentos e de Soldagem Welton Azevedo Sirino Conceição pelo total apoio nos ensaios metalográficos e pela amizade desde o início do trabalho.

Ao MSc, Engº Fábio André Lora, pela parceria e companheirismo com que sempre pude contar, e auxílio disponibilizado nos cálculos realizados neste trabalho.

À empresa Forja Bahia Ltda, em especial aos amigos, diretor Wagner Rogerio, Engº Josinaldo Maia e Engº Fabricio Neri pela oportunidade de desenvolver e incentivar este tipo trabalho nas dependências da empresa.

Aos diretores, gerentes e amigos do Senai Cimatec que disponibilizaram apoio técnico e financeiro quando necessário.

A todos que colaboraram de alguma forma para o desenvolvimento deste trabalho, meus sinceros agradecimentos.

## RESUMO

Este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito do processo de agitação eletromagnética (AE) utilizado no lingotamento contínuo (LC) e nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços ABNT 1025 (com adições de manganês e silício) forjados a quente, para a confecção de flanges de tubulações industriais. As matérias-primas fornecidas foram caracterizadas através de composição química e macrografia. Compararam-se os aços provenientes de três condições de fornecimento: 1º) LC sem AE somado à laminação a quente (LQ); 2º) LC com AE; e 3º) LC sem AE. Em seguida, foram extraídos *billets* de seção quadrada de 120mmx120mmx58mm das três condições citadas para subseqüentes forjamentos a quente e fabricação de flanges. Assim, são mostrados os resultados das propriedades obtidas e a comparação com a norma de validação ASTM A 105 (especificação padrão para forjados de aço carbono para aplicação em tubulações) utilizada nesse tipo de forjado. Através da norma, foram verificados os requisitos químicos e ensaios de tração e de dureza. As propriedades foram, também, analisadas através de metalografias (macro e micro), ensaios de impacto e ensaios não destrutivos de líquidos penetrantes. Através da teoria elementar da plasticidade, os valores requeridos para a força de forjamento da peça em estudo, durante o processo de forjamento a quente, foram estimados em caráter formativo e didático. De acordo com os fundamentos teóricos observados na revisão bibliográfica e com os resultados práticos obtidos, constatou-se a aprovação dos aços provenientes do LC com AE como alternativa aos provenientes da LQ (tradicionalmente fornecidos às forjarias) para a confecção de flanges forjados desse tipo de aço. Na análise dos forjados provenientes do LC sem AE também ocorreu a reprovação de diversos resultados, mostrando o efeito da AE como alternativa para as propriedades desse tipo de forjado.

Palavras-chave: Aços, agitação eletromagnética, forjamento a quente e lingotamento contínuo.

## ABSTRACT

The objective of this work is to evaluate the effect of the process of electromagnetic stirring (ES) used in continuous ingot (CI) in the mechanical and metallurgic properties of 1025 ABNT hot forged steels (with the addition of manganese and silicon) for the manufacture of flanges of industrial pipes. At first, the supplied raw materials were characterized through chemical compound and macrograph. Then, steels from the following three supplying conditions [ 1º) CI without ES plus hot rolling (HR); 2º) CI with ES; and 3º) CI without ES] were compared. Afterwards, billets were extracted from a square section measuring 120mmx120mmx58mm, from the three previous conditions, to be hot forged and to the manufacture of connection flanges. Thus, the results from these properties and the comparison with the validation norm ASTM A 105 (standard specification for steel-carbon forgings for the application in pipes) for this type of forged are shown. Through this norm, chemical requirements, tension and hardness tests were verified. The properties were also analyzed through metallographies (macro and micro), impact tests and non-destructive tests of penetrating liquids. Through the elementary plasticity theory, the demanded values for the forging force of the studied piece, during the hot forging process, were estimated as didactic and formative natures. According to the theoretical substances observed in the bibliography and to these practical results, the steels from CI with ES were approved as an alternative to the ones from HR (traditionally supplied to forging companies) to the manufacture of forged flanges of this type of steel. Moreover, in the analysis of forgings from CI without ES, the disapproval of various results also occurred, showing the effect of ES as an alternative to the properties of this type of forging.

Keywords: Steels, electromagnetic stirring, hot forging, and continuous ingot.

## SUMÁRIO

Agradecimentos.....	V
Resumo.....	VI
Abstract.....	VII
Sumário.....	VIII
Lista de Figuras.....	X
Lista de Tabelas.....	XVI
Lista de Símbolos.....	XVII
Lista de Abreviaturas.....	XIX
<b>1 INTRODUÇÃO.....</b>	<b>1</b>
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>3</b>
2.1 Fabricação do aço e lingotamento contínuo.....	3
2.2 Agitação eletromagnética.....	6
2.3 Processos de conformação mecânica.....	13
2.3.1 Processo de laminação a quente.....	13
2.3.2 Processo de forjamento a quente.....	16
2.3.3 Cálculo de força e energia no forjamento pela Teoria Elementar da Plasticidade.....	23
2.4 Ensaaios de materiais metálicos.....	28
2.4.1 Ensaaios não destrutivos por líquido penetrante.....	28
2.4.2 Metalografia e macrografia.....	28
2.4.3 Metalografia e micrografia.....	31
2.4.4 Ensaaios mecânicos destrutivos para forjados.....	39
2.4.5 Deformação a quente e características mecânicas.....	41
<b>3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>45</b>
3.1 Considerações gerais da matéria-prima.....	45
3.1.1 Composição química.....	45
3.1.2 Obtenção das curvas de escoamento.....	46
3.1.3 Macrografia antes do forjamento.....	47
3.2 Processo de forjamento de flange.....	48
3.3 Processo de metalografia após o forjamento.....	54
3.4 Ensaio não destrutivo de líquidos penetrantes após forjamento.....	56
3.5 Ensaio de impacto de peças após forjamento.....	57

3.6 Ensaio de tração de peças forjadas.....	61
3.7 Ensaio de dureza após forjamento.....	62
<b>4 CÁLCULO DE FORÇA E ENERGIA NO FORJAMENTO PELA TEORIA ELEMENTAR DA PLASTICIDADE.....</b>	<b>64</b>
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>78</b>
5.1 Análise macrográfica antes do forjamento.....	78
5.2 Análise do processo de forjamento.....	82
5.3 Análise macrográfica após forjamento.....	83
5.4 Análise micrográfica após o forjamento.....	87
5.4.1 Análise da microestrutura da base do forjado.....	88
5.4.2 Análise da microestrutura do centro do forjado.....	90
5.4.3 Análise da microestrutura do pescoço do forjado.....	92
5.4.4 Análise dos resultados das micrografias.....	94
5.5 Avaliação de ensaio não destrutivo de líquidos penetrantes sobre os flanges forjados.....	95
5.6 Avaliação de resultados dos ensaios de impacto.....	99
5.7 Avaliação de resultados dos ensaios de tração.....	104
5.8 Avaliação dos ensaios de dureza.....	107
<b>6 CONCLUSÕES.....</b>	<b>109</b>
<b>7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>111</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>112</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Sequência de procedimentos experimentais.....	2
Figura 2.1 – Fluxograma de produção de aço com as diversas alternativas de processo para cada etapa.....	3
Figura 2.2 – Ciclo da utilização mundial do aço reciclado.....	4
Figura 2.3 – Macrografia da seção transversal de aço fundido apresentando porosidade central.....	5
Figura 2.4 – Diferentes zonas do LC: coquilhada, colunar e equiaxial.....	6
Figura 2.5 – (a) Formação de estrutura colunar sem a aplicação da AE e (b) com a formação de estrutura fina equiaxial com a aplicação da AE.....	7
Figura 2.6 – Agitador eletromagnético.....	8
Figura 2.7 – Bobinas do agitador eletromagnético.....	8
Figura 2.8 – Seção transversal de blocos laminados provenientes do LC sem AE (à esquerda, com segregação central) e com AE (à direita, com dispersão de porosidade e segregação).....	9
Figura 2.9 – Apresentação da mesma composição química (a) com grãos colunares sem AE e (b) com grãos equiaxiais com AE.....	10
Figura 2.10 – Posições do agitador eletromagnético.....	10
Figura 2.11 – Agitador posicionado na zona intermediária de solidificação.....	11
Figura 2.12 – Aplicação da AE em aço alto carbono com a utilização de parâmetros de 300 A de corrente e 4 Hz de frequência.....	12
Figura 2.13 – Aplicação da AE em aço alto carbono com a utilização de parâmetros de 300 A e 7 Hz, à esquerda, e 280 A e 6Hz, a direita.....	12
Figura 2.14 – Aplicação da AE em aço alto carbono com a utilização de parâmetros de 260 A e 7Hz, à esquerda, e 260 A e 8Hz, à direita.....	13
Figura 2.15 – Ilustração de evolução microestrutural durante o trabalho a quente.....	14
Figura 2.16 – Alteração e eliminação da estrutura dendrítica através do grau de redução na deformação a quente.....	15
Figura 2.17 – Principais parâmetros envolvidos no processo de forjamento.....	16
Figura 2.18 – Componentes metálicos obtidos por forjamento a quente.....	17
Figura 2.19 – Disposição de flanges de pescoço.....	18
Figura 2.20 – Eixo ferroviário forjado com grande quantidade de segregação característica da solidificação e com menos deformação (Ataque: ácido clorídrico).....	19

Figura 2.21 – Eixo ferroviário forjado com segregação proveniente do lingotamento com homogeneidade devido a maior deformação (Ataque: ácido clorídrico).....	19
Figura 2.22 – Variação do tamanho de grãos equiaxiais em função da profundidade analisada no forjamento a 750°C: (a) superfície; (b) 600 μm de profundidade; (c) 1200 μm de profundidade; (d) 1800 μm de profundidade.....	20
Figura 2.23 – Variação do tamanho de grãos equiaxiais em função da profundidade analisada no forjamento a 950°C: (a) superfície; (b) 600 μm de profundidade; (c) 1200 μm de profundidade; (d) 1800 μm de profundidade.....	21
Figura 2.24 – Trincas superficiais iniciadas através de inclusões.....	22
Figura 2.25 – Peças forjadas com direção de fibramento.....	22
Figura 2.26 – Seção longitudinal de eixo forjado com baixo grau de deformação, acima, e alto grau de deformação com estrutura fibrosa, abaixo (Ataque: reagente iodo).....	23
Figura 2.27 – Condição de equilíbrio numa tira infinitesimal.....	25
Figura 2.28 – Compressão plana de um bloco.....	25
Figura 2.29 – Exemplo de tira com ferramental não plano.....	26
Figura 2.30 – Peça com simetria axial.....	27
Figura 2.31 – Observação de zonas de grãos colunares e equiaxiais através de macrografia.....	29
Figura 2.32 – Fibragem revelada pela macrografia em peça forjada.....	30
Figura 2.33 – Estrutura dendrítica de aço baixo carbono fundido com 0,61% de manganês (ataque reagente Humfrey em dois estágios).....	30
Figura 2.34 – Microestrutura antes do forjamento.....	32
Figura 2.35 – Microestrutura antes do forjamento e após forjamento e resfriamento (ar e óleo) considerando centro (a, b, c) e superfície (d, e, f).....	32
Figura 2.36 – Microestruturas de aço baixo carbono antes do forjamento a frio (a) com grãos de ferrita poligonal e, em subsequentes etapas (b, c, d), com achatamento de grãos.....	33
Figura 2.37 – Disposições da ferrita segundo Dubé e Aarson.....	34
Figura 2.38 – Distribuição de ferrita alotrimórfica nos contornos de grãos anteriores e ferrita Widmanstätten em placas primárias e secundárias (ataque: nital).....	34
Figura 2.39 – Aço com 0,25% de carbono com ataque de dois reagentes diferentes para revelação de tipos de ferritas e estrutura de solidificação.....	35
Figura 2.40 – Crescimento de grão austenítico com o aumento de temperatura.....	36

Figura 2.41 – Variação da microestrutura com o aumento da velocidade de resfriamento em aço baixo carbono após conformação a quente (em “c” de resfriamento acelerado até 690°C com resultado de ferrita Widmanstätten secundária e cruzada).....	37
Figura 2.42 – Taxa de resfriamento relacionada com (a) % de estrutura Widmanstätten e (b) tamanho de grão de ferrita.....	38
Figura 2.43 – Micrografias “a”, “b” e “c” austenitizadas a 925°C com grãos menos grosseiros que as “d”, “e” e “f” austenitizadas a 1150°C.....	39
Figura 2.44 – Curva de tensão verdadeira vs. deformação verdadeira do aço AISI 1035.....	42
Figura 2.45 – Curvas de escoamento para o aço AISI 1025 à 1200°C para diferentes velocidades de deformação.....	42
Figura 2.46 – Curvas de escoamento do aço AISI 1025 para diferentes temperaturas...	43
Figura 3.1 – Seção quadrada de tarugos.....	45
Figura 3.2 – Corpos de prova usinados (a), à esquerda, e croqui (b), à direita.....	46
Figura 3.3 – Curvas de Tensão verdadeira vs. Deformação verdadeira do aço AISI 1025 do LC com AE.....	47
Figura 3.4 – Fatias retiradas longitudinalmente para análise de descontinuidades.....	47
Figura 3.5 – Corte transversal de tarugos.....	48
Figura 3.6 – <i>Billets</i> de seção quadrada para o forjamento de flanges (a) e flanges forjados e rebarbados (b).....	48
Figura 3.7 – Desenho da matriz superior.....	49
Figura 3.8 – Desenho da matriz inferior.....	49
Figura 3.9 – Sequência de procedimentos para forjamento.....	50
Figura 3.10 – Forno a gás natural e <i>billet</i> retirado para forjamento.....	50
Figura 3.11 – Prensa excêntrica para recalçamento e rebarbamento.....	51
Figura 3.12 – Medição de temperatura no processo com a utilização de um pirômetro manual.....	51
Figura 3.13 – Grupo de matrizes de aço ASTM 6F3 do processo de forjamento.....	52
Figura 3.14 – Martelo de queda de marca ERIE.....	52
Figura 3.15 – Etapa do processo de martelamento.....	53
Figura 3.16 – Flanges forjados e rebarbados.....	53
Figura 3.17 – Desenho do Flange após forjamento, rebarbamento e usinagem final.....	54
Figura 3.18 – Flange com demonstração de local de corte para metalografia.....	55
Figura 3.19 – Indicações de regiões e pontos de deformação para metalografia.....	56

Figura 3.20 – Peça retificada com espelhamento de face conveniente para ataque macrográfico.....	56
Figura 3.21 – LP aplicado em flanges cortados e retificados.....	57
Figura 3.22 – Aplicação de revelador em superfície de interesse.....	57
Figura 3.23 – Posições e direções de onde foram retirados os CPs de impacto.....	58
Figura 3.24 – Posição dos CPs para ensaios de impacto (a) e CPs retirados e usinados (b).....	59
Figura 3.25 – CPs usinados para ensaio de impacto (a) e desenho técnico (b).....	59
Figura 3.26 – Máquina de ensaio de impacto.....	60
Figura 3.27 – CPs usinados para ensaios de impacto a baixa temperatura (- 46°C).....	60
Figura 3.28 – Local para retirada de CP para ensaio de tração.....	61
Figura 3.29 – Corpos de prova para ensaio de tração.....	61
Figura 3.30 – Zonas de análise através dos resultados de ensaios de dureza Vickers.....	62
Figura 3.31 – Pontos de medição de dureza Brinell.....	63
Figura 4.1 – Peça forjada e peça simplificada (dimensões em mm).....	65
Figura 4.2 – Separação em tubos do <i>billet</i> a ser conformado.....	66
Figura 4.3 – Posicionamento da matriz superior ao longo das etapas de martelamento.....	67
Figura 4.4 – Geometrias forjadas nas etapas de martelamento.....	67
Figura 4.5 - Tubos discretizados na peça final.....	67
Figura 4.6 – Esquema utilizado para o cálculo.....	69
Figura 4.7 – Força axial em cada etapa do processo.....	73
Figura 4.8 – Trabalho de conformação em cada etapa do martelamento.....	77
Figura 4.9 – Energia e força de forjamento ao longo do processo .....	77
Figura 5.1 – Aço proveniente do LC sem AE com vazios centrais.....	78
Figura 5.2 – Aço proveniente do LC com AE sem descontinuidades visíveis.....	79
Figura 5.3 – Face de aço AISI 1025 modificado proveniente do LC sem AE somado a LQ sem vazio central.....	79
Figura 5.4 – Face de aço AISI 1025 modificado proveniente do LC com AE sem vazio central.....	80
Figura 5.5 – Caracterização de vazio no centro de aços provenientes do LC sem a utilização da AE.....	80
Figura 5.6 – Macrografia de aço ABNT 1025 modificado revelando grãos equiaxiais (ataque 50% HCl e 50% água filtrada a temperatura de 80°C – 5 minutos).....	81

Figura 5.7 – Macrografia de aço ABNT 1025 modificado proveniente do LC sem AE com apresentação de grãos colunares e segregação.....	81
Figura 5.8 – Tarugo de aço AISI 1025 modificado proveniente da AE, com observação de aumento de grãos equiaxiais e dispersão de porosidade e segregação.....	82
Figura 5.9 – Face analisada de aço forjado proveniente do LC sem AE somado a LQ com linhas de fibramento.....	83
Figura 5.10 – Forjado proveniente do LC com AE mostrando homogeneidade na estrutura.....	83
Figura 5.11 – Linhas de fibramento do aço forjado proveniente do LC com AE.....	84
Figura 5.12 – Macrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE apresentando macroestrutura heterogênea.....	84
Figura 5.13 – Macrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE apresentando macroestrutura heterogênea (estruturas dendríticas).....	85
Figura 5.14 – Local de observação macrográfica para comparação entre os três tipos fornecidos.....	85
Figura 5.15 – Macrografia do forjado proveniente da laminação com vista da parte inferior do flange.....	86
Figura 5.16 – Macrografia do forjado proveniente da AE com vista da parte de baixo do flange sem descontinuidades observadas.....	86
Figura 5.17 – Macrografia do forjado proveniente do LC sem AE com vista da parte de baixo do flange com o aparecimento de microtrincas superficiais.....	87
Figura 5.18 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ....	88
Figura 5.19 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ....	88
Figura 5.20 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.....	89
Figura 5.21 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.....	89
Figura 5.22 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.....	89
Figura 5.23 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.....	90
Figura 5.24 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ....	90
Figura 5.25 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ....	90
Figura 5.26 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.....	91
Figura 5.27 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.....	91
Figura 5.28 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.....	92
Figura 5.29 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.....	92
Figura 5.30 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ....	92

Figura 5.31 – Micrografia de aço forjado proveniente da LC sem AE somado à LQ.....	93
Figura 5.32 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.....	93
Figura 5.33 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.....	93
Figura 5.34 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.....	94
Figura 5.35 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.....	94
Figura 5.36 – Descontinuidade aparente na superfície de interesse do forjado proveniente do LC sem AE.....	96
Figura 5.37 – Superfície de aço forjado proveniente do LC com AE sem descontinuidades.....	97
Figura 5.38 – Procedimento de LP em corte de peça forjada proveniente do LC sem AE somado à LQ sem descontinuidades.....	97
Figura 5.39 – Procedimento de LP em corte de peça forjada proveniente da AE sem descontinuidades.....	98
Figura 5.40 – Procedimento de LP em corte de peça forjada proveniente do LC convencional com a visualização de trincas superficiais.....	98
Figura 5.41 – CPs de ensaio de impacto de aços forjados provenientes do LC sem AE somado à LQ sem destaque de descontinuidade.....	99
Figura 5.42 – CPs de ensaio de impacto de aços provenientes do LC com AE sem destaque de descontinuidade.....	100
Figura 5.43 – Resultado de CP, de posição 0°, do forjado proveniente do LC com AE com marcação de 59 J.....	100
Figura 5.44 – CPs de ensaio de impacto de aços provenientes do LC sem AE com destaque para descontinuidade na posição 90°.....	101
Figura 5.45 – CPs após ensaio de impacto do flange forjado provenientes do LC com AE.....	102
Figura 5.46 – CPs de tração de aço forjado proveniente do LC com AE (fratura dúctil).....	105
Figura 5.47 – Curvas de tração extraídas do software de dois CPs de forjados provenientes do LC com AE.....	105
Figura 5.48 – Curva de tração extraída do software de um dos CPs do forjado proveniente do LC sem AE (primeiro ensaio).....	106
Figura 5.49 - Curva de tração extraída do software de um dos CPs do forjado proveniente do LC sem AE (segundo ensaio).....	106

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição química para flanges forjados.....	40
Tabela 2.2 – Requisitos mecânicos para flanges forjados (corpos cilíndricos).....	40
Tabela 3.1 – Composição química dos aços utilizados.....	45
Tabela 4.1 – Primeira etapa de forjamento.....	70
Tabela 4.2 – Segunda etapa de forjamento.....	71
Tabela 4.3 – Terceira etapa de forjamento.....	71
Tabela 4.4 – Quarta etapa de forjamento.....	72
Tabela 4.5 – Quinta etapa de forjamento.....	72
Tabela 4.6 – Sexta etapa de forjamento.....	73
Tabela 4.7 – Energia na primeira etapa do forjamento.....	74
Tabela 4.8 – Energia na segunda etapa do forjamento.....	74
Tabela 4.9 – Energia na terceira etapa do forjamento.....	75
Tabela 4.10 – Energia na quarta etapa do forjamento.....	75
Tabela 4.11 – Energia na quinta etapa do forjamento.....	76
Tabela 4.12 – Energia na sexta etapa do forjamento.....	76
Tabela 5.1 – Resultados do ensaio de impacto.....	99
Tabela 5.2 – Resultados de ensaios de impacto a temperatura ambiente com flanges obtidos da segunda fornada de forjados.....	102
Tabela 5.3 – Resultados dos ensaios de impacto a baixa temperatura (-46°C).....	103
Tabela 5.4 – Resultados dos ensaios de tração.....	104
Tabela 5.5 – Resultados de dureza Brinell (HB) de flanges da primeira fornada.....	107
Tabela 5.6 – Resultados de dureza de flanges da segunda fornada.....	108

## LISTA DE SÍMBOLOS

$A$	área, [mm <sup>2</sup> ]
$A_i$	área em um instante qualquer do tubo, [mm <sup>2</sup> ]
$C$	coeficiente de resistência na curva de escoamento, [MPa]
$D_{billet}$	diâmetro do billet, [mm]
$F$	força, [kN]
$F_i$	força em um tubo qualquer, [kN]
$F_x$	Força axial na direção x, [kN]
$F_z$	força direção z, [kN]
$h$	altura, [mm]
$h_i$	altura de um tubo discretizado, [mm]
$H_{billet}$	altura do billet, [mm]
$k_f$	tensão de escoamento, [MPa]
$k_{f_0}$	tensão de escoamento inicial, [MPa]
$k_{f_i}$	tensão de escoamento em um tubo qualquer, [MPa]
$k_{f_m}$	tensão de escoamento média, [MPa]
$M$	constante da curva de escoamento a quente, [-]
$m_1$	constante da curva de escoamento a quente, [-]
$m_2$	constante da curva de escoamento a quente, [-]
$m_3$	constante da curva de escoamento a quente, [-]
$m_4$	constante da curva de escoamento a quente, [-]
$n$	índice de encruamento, [-]
$r$	raio do billet, [mm]
$r_i$	raio de um tubo qualquer, [mm]
$T$	temperatura de forjamento, [°C]
$t_i$	número de um tubo discretizado, [-]
$V$	volume, [mm <sup>3</sup> ]

$V_i$	<i>volume de um tubo qualquer, [mm<sup>3</sup>]</i>
$V_f$	<i>velocidade da ferramenta, [mm/s]</i>
$W$	<i>trabalho de forjamento, [kJ]</i>
$Z$	<i>redução de área, [%]</i>
$\varepsilon$	<i>deformação relativa, [%]</i>
$\varphi$	<i>deformação verdadeira, [-]</i>
$\varphi_i$	<i>deformação verdadeira em um tubo discretizado, [-]</i>
$\dot{\varphi}$	<i>velocidade de deformação, [s<sup>-1</sup>]</i>
$\dot{\varphi}_i$	<i>velocidade de deformação em um instante qualquer, [s<sup>-1</sup>]</i>
$\mu$	<i>coeficiente de atrito, [-]</i>
$\sigma_{max}$	<i>tensão máxima, [MPa]</i>
$\sigma_r$	<i>tensão radial, [MPa]</i>
$\sigma_{r_i}$	<i>tensão radial em um tubo qualquer, [MPa]</i>
$\sigma_z$	<i>tensão axial, [MPa]</i>
$\sigma_{z_i}$	<i>tensão axial em um tubo qualquer, [MPa]</i>
$\delta$	<i>alongamento, [%]</i>

## **LISTA DE ABREVIATURAS**

AE – agitação eletromagnética

CP – corpo de prova

CPs – corpos de prova

END de LP – ensaios não destrutivos por líquidos penetrantes

LC – lingotamento contínuo

LQ – laminação a quente

LC com AE – lingotamento contínuo com agitação eletromagnética

LC sem AE – lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética

LC sem AE + LQ – lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética somado a laminação a quente

TEP – teoria elementar da plasticidade

## 1. INTRODUÇÃO

A aplicação do aço e sua evolução como material de engenharia estão relacionadas a fatores técnicos e econômicos, já que seu desempenho e consumo aumentam proporcionalmente à necessidade do mercado consumidor (construção civil, indústria de equipamentos, indústria automotiva, entre outros). Nas últimas décadas, o aumento de pesquisas e de conhecimentos relacionados à composição química, às propriedades mecânicas e metalúrgicas, à velocidade e ao efeito de processamento sobre as características dos aços tem agregado maior qualidade após a solidificação. Cada vez mais, esta maior qualidade é requerida pela indústria de transformação mecânica, pois, de forma geral, recebe o aço após as etapas de lingotamento contínuo (LC) e laminação a quente (LQ).

Almeja-se que um produto fabricado após o lingotamento contínuo seja o mais homogêneo possível na sua constituição interna. O ideal seria com grãos equiaxiais (finos) e isentos de segregação, porosidade, cavidades e inclusões não metálicas. Entretanto, as dificuldades como a de controle de velocidade de resfriamento e controle de composição química no processo de solidificação, impedem a obtenção deste tipo de material homogêneo. Estes defeitos gerados podem ser eliminados, em grande parte, após o LC, na etapa de LQ (acabamento) e em subsequentes etapas de conformação mecânica.

A solidificação do material durante a fabricação do aço tem parâmetros importantes (composição química, velocidade de resfriamento, controle de impurezas e características do molde) que influenciarão nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da peça que será fabricada e, posteriormente, sofrerá solicitações mecânicas em sua utilização. Na indústria metal-mecânica, há, constantemente, um aumento da exigência de peças com diferentes requisitos e propriedades. Estas são solicitadas com isenção de descontinuidades e tensões internas prejudiciais à estrutura e às propriedades mecânicas compatíveis com as cargas previstas em serviço.

Segundo comprovações de artigos técnicos e bibliografias, a obtenção de melhores propriedades de aços provenientes do LC, o emprego da agitação eletromagnética (AE) no LC é um fator de diferenciação do aço em relação ao sem agitação. Considerando que com o emprego da agitação eletromagnética (AE) há um aumento de grãos equiaxiais e uma redução de grãos colunares os quais alteram as

propriedades mecânicas. O princípio básico da AE é gerar correntes de rotação do líquido a frente da interface de solidificação através de campos magnéticos que movimentarão o líquido, provocando a quebra das pontas das dendritas durante a solidificação, interrompendo o crescimento da zona colunar e diminuindo a segregação e a porosidade central. Além disso, a AE também é conveniente para uma melhor limpeza do material, o que reduz a quantidade de inclusões e de gases no produto.

Este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito que a aplicação da AE no LC tem na matéria-prima fornecida (aço AISI 1025 com adições de Manganês e Silício), sem a utilização da etapa de LQ, e seu resultado nas propriedades mecânicas de flanges forjados a quente neste aço. Para as avaliações, compararam-se (antes e após o forjamento) as propriedades mecânicas e metalúrgicas das três origens fornecidas: 1º) LC sem AE com posterior LQ (tradicionalmente fornecido às forjarias); 2º) LC com AE; e 3º) LC sem a utilização da AE. No procedimento experimental, primeiramente, realizaram-se macrografias e análises químicas nos tarugos fornecidos. Utilizou-se a norma de referência ASTM A 105 para flanges forjados e de aços carbono, em relação aos requisitos de composição química. Após a extração de *billets* de 120mmx120mmx58mm e forjamento a quente, retiraram-se corpos de prova dos três tipos de forjados para a realização dos ensaios de tração e dureza, para a verificação dos resultados através da mesma norma. Também foram realizados, através da utilização de corpos de prova extraídos dos forjados, ensaios de impacto, metalografia (macrografia e micrografia) e ensaios não destrutivos de líquidos penetrantes. Na figura 1.1, observa-se a seqüência de procedimentos experimentais.

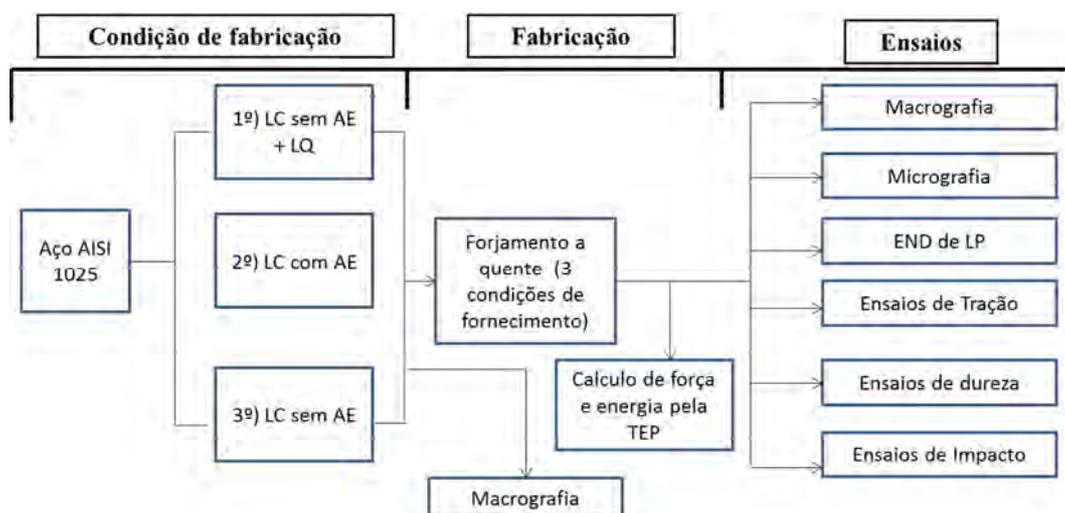


Figura 1.1 – Sequência de procedimentos experimentais.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Fabricação do aço e lingotamento contínuo

Para a consideração dos custos e das condições de fabricação do aço e seus possíveis aproveitamentos e melhorias, além da eficiência dos seus equipamentos, novas técnicas têm sido aplicadas constantemente. Para melhorar a qualidade dos aços com as propriedades mecânicas solicitadas pelo mercado consumidor, o desenvolvimento de equipamentos elétricos e motores industriais com alta eficiência são de grande importância para as empresas fabricantes desse metal, considerando as melhorias dos custos de energia na sua fabricação [1, 2].

De acordo com pesquisas e desenvolvimento intensificados nas últimas duas décadas, diversas alternativas vêm sendo utilizadas devido às exigências da qualidade dos aços, às novas tendências, a novos elementos de liga e à concorrência do mercado internacional para os fabricantes de aços. A avaliação do processo, durante a fabricação do aço, é considerada, sob diferentes pontos de vista, como alternativa para a melhoria de processos e de produtos e para a diminuição de custos de produção com a mesma qualidade. Ainda em relação à produção dos aços, são avaliados o controle da atmosfera de processo para melhorias na resistência à corrosão da superfície do aço; o controle da utilização de elementos residuais não desejáveis; e o controle de parâmetros da solidificação na fundição durante o processo através de estudos de eficiência energética e dos aços fabricados [1, 3-5]. A combinação de um processo de redução de minérios com processos de refino do metal produzido na usina siderúrgica é apresentada no fluxograma de produção na figura 2.1.

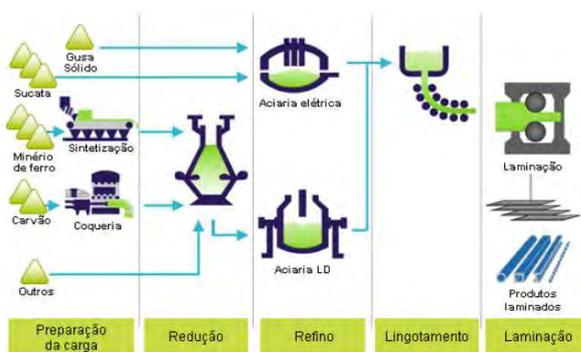


Figura 2.1 – Fluxograma de produção de aço com as diversas alternativas de processo para cada etapa. Fonte: Instituto do aço Brasil, 2013.

Após a etapa de alto-forno e a fabricação do gusa, esta passa para a etapa de refino na aciaria. Para que seja transformado em aço em usinas integradas ou semi-integradas, utilizam-se, na maioria dos casos, sucatas de aço (reciclagem). Isto se deve ao preço do minério e às condições do meio ambiente nas últimas décadas, o que elimina, gradativamente (tendência mundial), a redução direta. Esta tendência está sendo alcançada pelas siderúrgicas, que precisam manter o controle de propriedades internas do aço através da mistura gusa e aço reciclado com processos mais modernos, que evitem elementos fora da composição química definida para a produção do aço [6-9]. Na figura 2.2, observa-se o ciclo de utilização mundial do aço através da reciclagem.



Figura 2.2 – Ciclo da utilização mundial do aço reciclado. Fonte: Instituto do aço Brasil, 2013.

O resultado do Lingotamento Contínuo (LC) não gera um produto homogêneo, o que resulta em uma estrutura bruta de fusão com macroestruturas heterogêneas e orientações granulares variadas, gerando descontinuidades (vazios, trincas, porosidades e segregações). Estas descontinuidades que são provenientes das dificuldades de controle do resfriamento do LC, são levadas em consideração em etapas posteriores (laminação e forjamento) para a integridade da peça fabricada. A diminuição destas descontinuidades pode ocorrer em melhorias nos processos de lingotamento ou, mais constantemente, no processo de Laminação a Quente (LQ) posterior ao LC. Na análise dos aços após o LC, observam-se a formação de vazios, trincas e microsegregações em regiões diferentes, devido a uma série de fatores como: composição química diferenciada, impurezas e contração diferenciada [10-13].

Nos últimos anos, para melhorar a qualidade de aços do LC, pesquisas foram intensificadas para avaliar a morfologia e a distribuição de grãos, o controle maior de velocidade de resfriamento, de composições químicas e do efeito de sulfetos de

manganês. A intensificação destas pesquisas para o processo de solidificação é vantajosa para que a peça, posteriormente laminada ou conformada, não sofra efeitos negativos das irregularidades resultantes da solidificação do aço e do seu controle no LC [14-16].

O comportamento da solidificação afeta, consideravelmente, o resultado dos produtos provenientes do LC e o efeito da laminação posteriormente. Durante o LC, o controle dos comportamentos térmico e mecânico na solidificação é acompanhado de processos de simulação e modificações nos moldes e em seus componentes. Este controle tem o objetivo de se obter uma microestrutura mais próxima de granulações equiaxiais, facilitando o trabalho termomecânico de LQ. Do mesmo modo, os efeitos da contração térmica na formação da casca de óxido do tarugo e na sua redução para uma maior uniformização da peça solidificada, são fatores determinantes para as propriedades mecânicas do material [16-18].

Os principais fenômenos da solidificação que dão origem às características dos produtos siderúrgicos são: a contração de volume associada à mudança do estado físico e à redistribuição de solutos do aço, chamada de segregação. Como o arranjo atômico no estado líquido é menos denso do que no estado sólido, uma significativa variação de volume (contração) acontece durante a solidificação. Esta variação de volume pode induzir ao aparecimento de diversos defeitos como vazios (rechupes e poros) e trincas, e pode contribuir para a ocorrência de movimentos de líquido durante a solidificação. Estes movimentos podem influenciar na redistribuição de solutos, originando segregações e porosidades em escalas macroscópicas [15, 19, 20]. Na figura 2.3, observa-se um aço fundido com a porosidade na região mais espessa da peça resultante da fundição.

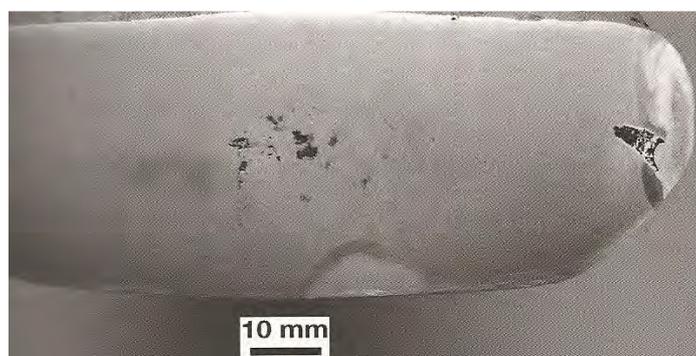


Figura 2.3 – Macrografia da seção transversal de aço fundido apresentando porosidade central [20].

A transição entre estruturas celular e dendrítica é relativamente difusa; ela ocorre a partir do início da influência do fator cristalográfico e termina quando a direção preferencial de crescimento é atingida e os braços dendríticos secundários já estejam perfeitamente definidos. As três morfologias de grãos definidas são compostas de uma macroestrutura heterogênea (prejudiciais às propriedades mecânicas dos materiais), pois são estruturas provenientes da solidificação. No entanto, a formação da zona colunar é a mais prejudicial à deformabilidade do metal e necessita da conformação a quente para diminuir seus efeitos. Técnicas que produzam mais grãos equiaxiais são relevantes para a homogeneidade do material solidificado e facilitam sua posterior deformação. Na figura 2.4, observam-se as três morfologias no corte transversal do tarugo: “a” – a zona equiaxial coquilhada que origina a interface molde-metal; “b” – a zona colunar que é intermediária com grãos alongados e finos; e “c” – a zona equiaxial com grãos maiores do que a coquilhada [9, 21, 22].

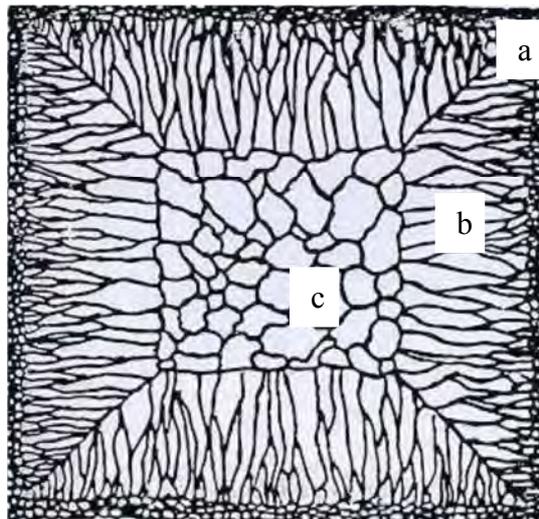


Figura 2.4 – Diferentes zonas do LC: coquilhada, colunar e equiaxial [19].

## 2.2. Agitação eletromagnética

A utilização da Agitação Eletromagnética (AE) no Lingotamento Contínuo (LC) afeta benéficamente a qualidade dos produtos com o controle de distribuição de temperatura durante a solidificação. A agitação melhora a estrutura interna, reduzindo a zona colunar, a segregação central e a porosidade central. Além disso, este processo ajuda na limpeza do material, reduzindo a quantidade de inclusões e de gases no produto. A AE é utilizada no LC quando os requisitos de qualidade dos produtos

semiacabados são severos, ou seja, com a formação de grãos equiaxiais com o mínimo de descontinuidades, que são comuns de ocorrer no LC sem AE [23-26].

A aplicação da AE durante o LC quebra as pontas dos grãos dendríticos colunares que avançam para o interior, pois, quando o grão colunar está se formando, acontece o corte destas pontas formando novos grãos equiaxiais através da refusão destas durante o processo de solidificação. O aumento de grãos equiaxiais é vantajoso para as propriedades mecânicas e a homogeneidade de tarugos o que, conseqüentemente, reduz as macroestruturas heterogêneas. Nesta situação, com a intensificação da AE na zona pastosa durante a solidificação, há uma redução de formação de macroestruturas heterogêneas, onde o controle de fluxo é mantido líquido devido à agitação, suprimindo o crescimento dendrítico na direção de resfriamento [27-30]. Na figura 2.5, observam-se duas micrografias do mesmo aço, porém uma (a) sem a utilização da agitação revelando grãos colunares, e a outra (b) com a utilização da agitação, revelando a formação de finos grãos equiaxiais.

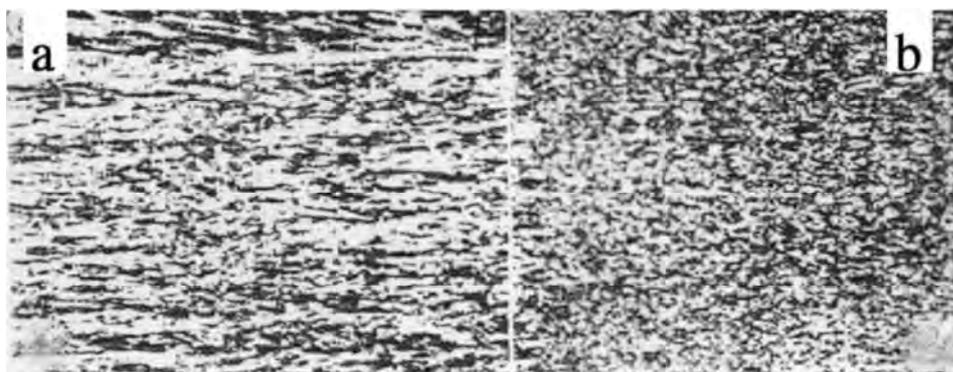


Figura 2.5 – (a) Formação de estrutura colunar sem a aplicação da AE e (b) com a formação de estrutura fina equiaxial com a aplicação da AE [30].

O princípio básico do funcionamento do agitador eletromagnético é o mesmo de um motor elétrico de indução trifásico assíncrono. Os movimentos de rotação do aço líquido dentro do molde são obtidos pela força assíncrona no metal líquido sob o efeito de um forte campo magnético rotativo, aplicado em um plano perpendicular ao eixo do molde. O indutor, que está dentro de uma caixa estanque, é equipado com estruturas de fixação, conectores de entrada e saída de água de seu próprio circuito de resfriamento e uma caixa para alimentação elétrica. Os agitadores eletromagnéticos baseiam-se nos motores à indução, onde o aço faz papel de rotor e o agitador eletromagnético, de

estator [31-33]. Na figura 2.6, observa-se um agitador eletromagnético de forma lateral. Já na figura 2.7, observa-se o agitador com suas bobinas na vista isométrica do equipamento.

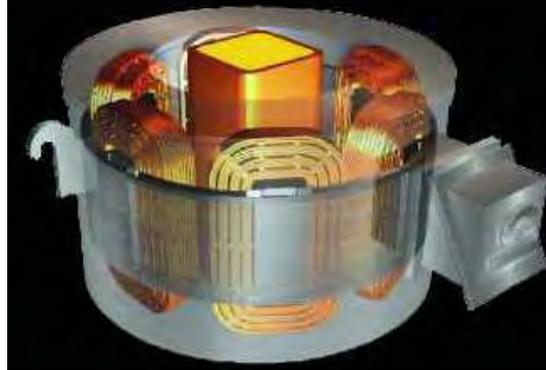


Figura 2.6 – Agitador eletromagnético [32].

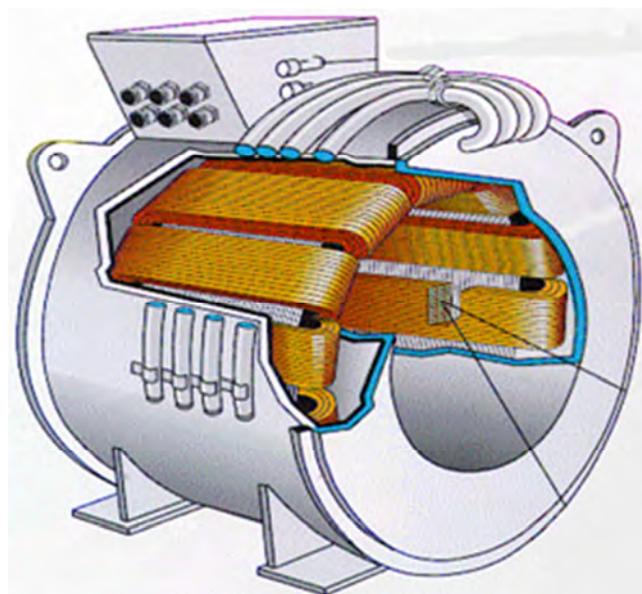


Figura 2.7 – Bobinas do agitador eletromagnético [33].

Na utilização da AE, correntes parasitas movimentam o líquido a frente do sólido. Este movimento influencia a temperatura e o campo de soluto na frente da pele em solidificação formando estrutura equiaxial, já que uma zona pastosa sólido-líquida é formada entre a pele solidificada e a “poça”. Um gradiente de soluto é formado na zona sólido-líquida devido à partição do soluto. Se a estrutura é colunar, o crescimento das dendritas ocorre em direção ao centro da peça. Se a estrutura de solidificação é equiaxial, a mistura sólido-líquida permanece fluida entre 20 e 30% do sólido,

diminuindo e restringindo o crescimento de grãos. Adicionalmente, o movimento do fluido provoca a fragmentação das dendritas e a multiplicação dos grãos, possibilitando, deste modo, a transição colunar-equiaxial e uma substancial redução no tamanho dos grãos [32, 34-36].

Os princípios físicos que justificam a utilização de agitadores eletromagnéticos são relativamente simples. O alto gradiente de temperatura encontrado durante a solidificação é uma das fontes de segregação do soluto e das indesejáveis estruturas colunares de solidificação. O movimento induzido do aço aumentando o fluxo (velocidade) e a densidade do fluido redistribui a temperatura diminuindo os gradientes térmicos. Como consequência, observa-se o crescimento da região equiaxial solidificada e também a redistribuição de solutos. Para observar a utilização da AE para o controle da segregação e da porosidade durante o LC, observa-se, na figura 2.8, a obtenção de uma estrutura menos homogênea sem a utilização da AE, à esquerda, e mais homogênea com a utilização da AE, à direita [20, 33, 37-39].



Figura 2.8 – Seção transversal de blocos laminados provenientes do LC sem AE (à esquerda, com segregação central) e com AE (à direita, com dispersão de porosidade e segregação) [20].

A transição de uma estrutura colunar para uma estrutura equiaxial pode ser explicada por meio de dois mecanismos. Primeiro, as pontas das dendritas colunares são quebradas pelo movimento de arraste ou por refundição. Essas pontas são cristais que servirão mais tarde como núcleos de grãos equiaxiais. O líquido pode se tornar levemente resfriado devido às pontas de dendritas frias. Nessas condições, cristais livres iniciam seu crescimento. Segundo, o sobreaquecimento é rapidamente eliminado devido à alta transferência de calor por convecção entre a frente solidificada e os núcleos de grão equiaxiais. Esse processo é aplicado na fabricação de metais ferrosos e não

ferrosos [33, 38, 40]. Na figura 2.9, observa-se a comparação macroscópica em uma liga de alumínio com e sem a aplicação da agitação, mostrando grãos colunares (a) e grãos equiaxiais (b) com a aplicação da agitação.

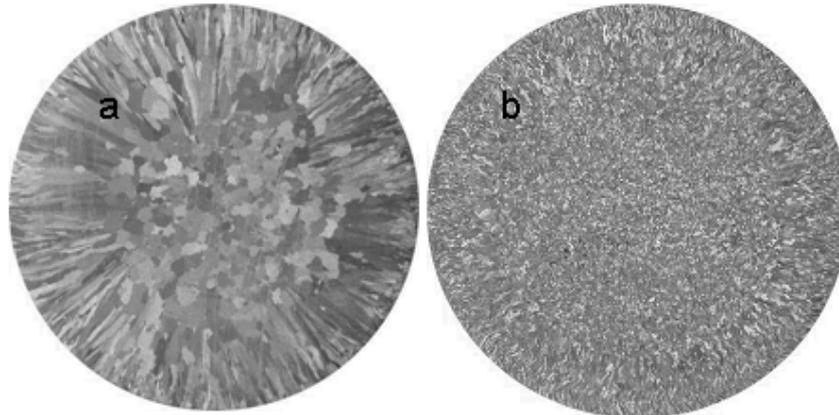


Figura 2.9 – Apresentação da mesma composição química (a) com grãos colunares sem AE e (b) com grãos equiaxiais com AE [40].

O uso desses agitadores eletromagnéticos para controlar a manutenção do fluxo de aço líquido na solidificação e os movimentos de partículas tem se tornado um método promissor em aplicações da engenharia. A sua aplicação no LC de tarugos é uma técnica estabelecida para melhorar a qualidade do aço na solidificação. Considerando uma especificação mais detalhada do resultado, estes podem variar com a posição do agitador ao longo do tarugo [41, 42]. Na figura 2.10, observam-se os pontos onde este pode ser colocado (no molde, no centro do lingotamento após o vazamento e no final da passagem líquida para sólida).



Figura 2.10 – Posições do agitador eletromagnético [24].

Cada um desses agitadores tem uma finalidade. O de posição superior, por exemplo, propicia melhoras na qualidade superficial e na subsuperficial, além de aumentar a quantidade de grãos equiaxiais do tarugo, porque quebra as dendritas, e os fragmentos sólidos caem para o centro do tarugo. O de posição intermediária diminui a segregação central e o de posição inferior reduz a segregação em V e restringe o aparecimento de estruturas dendríticas que enfraquecem as propriedades mecânicas [26, 33, 43]. Um agitador colocado na posição intermediária é apresentada na figura 2.11.

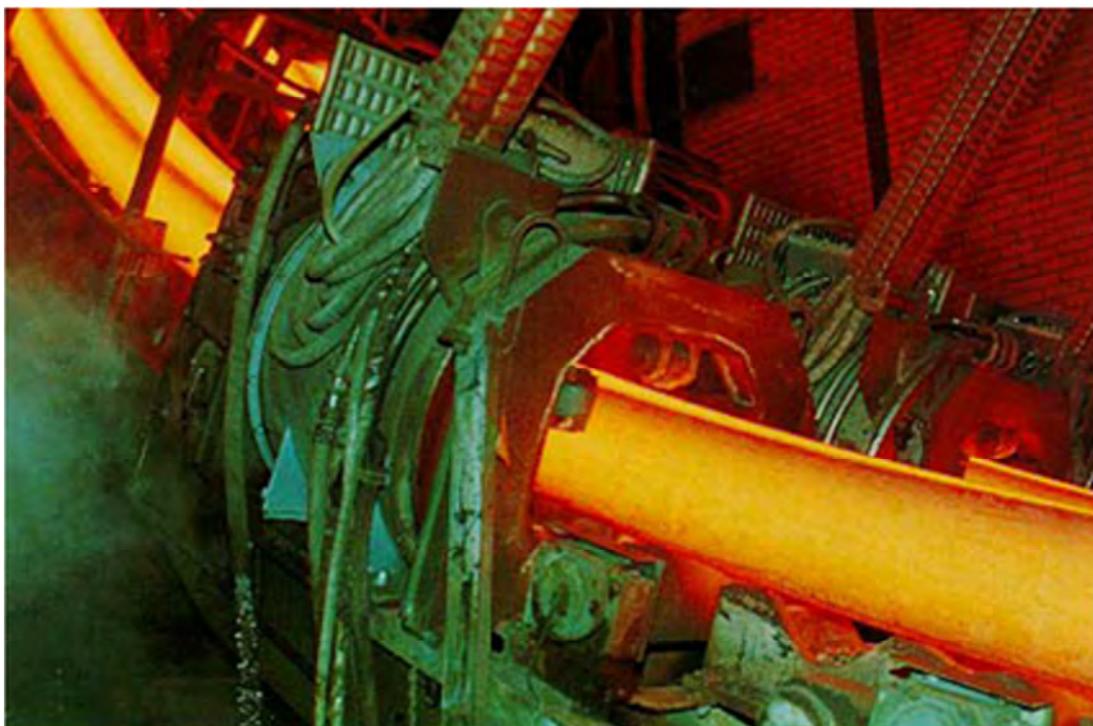


Figura 2.11 – Agitador posicionado na zona intermediária de solidificação [33].

Os parâmetros que são controlados durante a AE na etapa de solidificação são bastante relevantes para diminuir e evitar defeitos oriundos do processo de fundição, bem como controlar a influência do teor de carbono na formação de segregação em aços. A corrente e a frequência do equipamento, durante a etapa de passagem do estado líquido para o sólido, influenciam nos resultados e devem ser estabelecidas de acordo com o composição química do aço ou do metal não ferroso, para se obter uma granulação mais refinada e homogênea [44-47]. Na figura 2.12, considerando-se a utilização de uma corrente de 300 Amperes (A) e frequência de 4 Hertz (Hz), observa-se na vista (a) a formação de trincas interna e central; na vista (b), o aparecimento de vazio central; e na vista (c), bolhas e trinca central de um aço carbono.

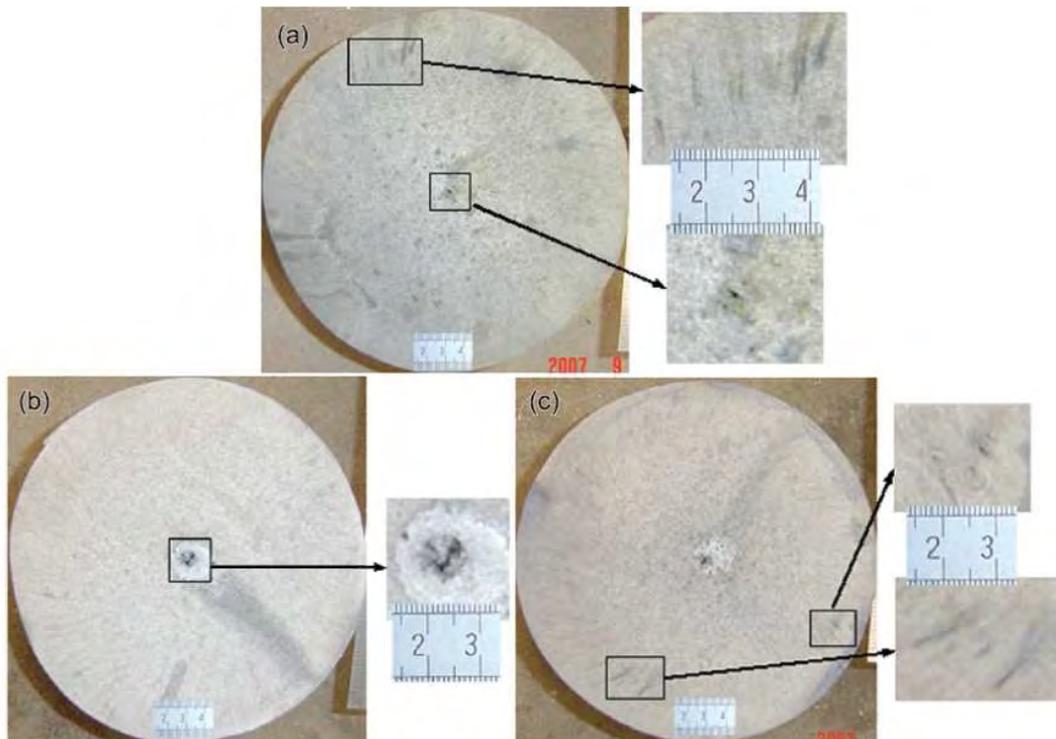


Figura 2.12 – Aplicação da AE em aço alto carbono com a utilização de parâmetros de 300 A de corrente e 4 Hz de frequência [45].

Na figura 2.13, à esquerda, observa-se uma diminuição do vazio central sem a ocorrência de trincas com o parâmetro de 300 A e 7 Hz e de 280 A e 6 Hz, à direita.

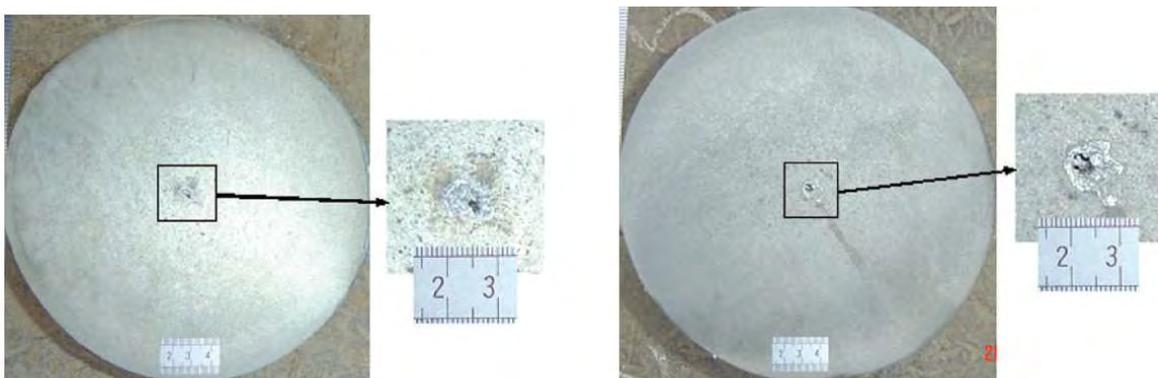


Figura 2.13 – Aplicação da AE em aço alto carbono com a utilização de parâmetros de 300 A e 7 Hz, à esquerda, e 280 A e 6 Hz, à direita [45].

Com a alteração de parâmetros durante a AE, pode-se chegar a um resultado de maior uniformidade da peça final. Na figura 2.14, apresenta-se uma situação mais uniforme em relação às duas figuras anteriores, pois na vista à esquerda ainda há o

aparecimento de trinca interna (menor do que nas situações apresentadas anteriormente) com a aplicação dos parâmetros de 260 A e 7 Hz. Porém, à direita, observa-se um ponto mais homogêneo na vista macrográfica em relação aos anteriores (figuras 2.12 e 2.13), sem descontinuidades visíveis com a aplicação dos parâmetros de 260 A e 8 Hz (melhor caso para esse aço).

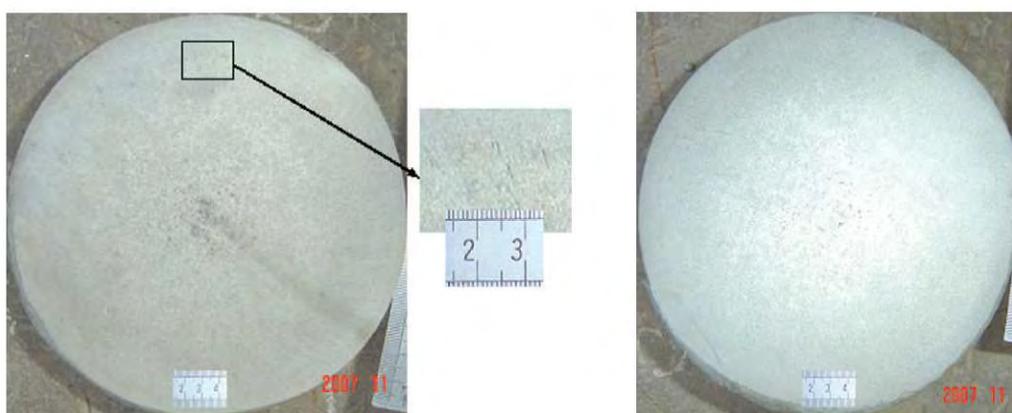


Figura 2.14 – Aplicação da AE em aço alto carbono com a utilização de parâmetros de 260 A e 7 Hz, à esquerda, e 260 A e 8 Hz, à direita [45].

## 2.3. Processos de conformação mecânica

### 2.3.1. Processo de laminação a quente

A Laminação a Quente é o processo de conformação mecânica mais empregado, em termos de quantidade de metal produzido, e tem como um de seus objetivos a redução de seção de blocos e barras. Esta redução gera o aumento dos comprimentos e a melhoria das propriedades dos materiais, dentre eles ductilidade, resistência mecânica e estrutura superficial. O processo ocorre através da passagem do material entre dois cilindros (rolos) que giram com a mesma velocidade periférica e em sentidos opostos, que estão espaçados a uma distância inferior à espessura da peça a ser laminada. O conhecimento das condições teóricas não é somente importante para os novos projetos, mas também auxilia o técnico na escolha de diversos programas de otimização da laminação [19, 48].

A matéria-prima empregada na Laminação a Quente (LQ) em cilindros lisos é proveniente da aciaria sob a forma de lingotes ou tarugos. Chama-se lingote quando o

aço líquido é vazado em lingoteiras e, tarugo, quando o material é proveniente da fundição contínua. Um laminador é, normalmente, composto por um motor elétrico de acionamento, uma caixa de pinhões (que transforma o acionamento em dois eixos) e a cadeira de laminação. Em alguns casos existe mais um equipamento entre o motor elétrico e a caixa de pinhões que serve para reduzir a rotação da laminadora [48].

A LQ após o Lingotamento Contínuo (LC) contribui para a redução de discontinuidades tais como segregações, inclusões e porosidades provenientes da solidificação. Isto acontece devido à aplicação da deformação a quente do material e em vários passes, uniformizando, assim, a estrutura do aço, favorecendo a difusão dos elementos e reduzindo heterogeneidades químicas decorrentes da solidificação. Também favorece a redução e uniformização do tamanho de grão devido a recristalização. Na recristalização ocorre a nucleação de novos grãos não deformados [49-52]. A figura 2.15 mostra esquematicamente a evolução da microestrutura durante a Laminação a Quente.

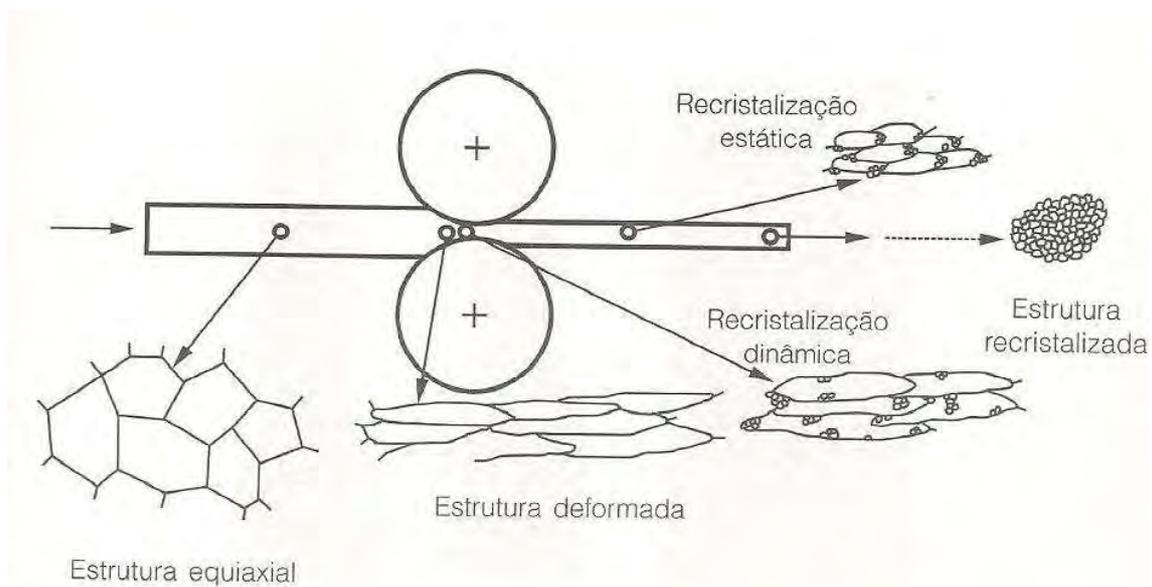


Figura 2.15 – Ilustração de evolução microestrutural durante o trabalho a quente [19].

A alteração de forma associada à redução de dimensões normais ao sentido de deformação dos produtos causa a redução dos espaços entre os braços das dendritas originados no processo de solidificação. Essa redução da distância é favorável à homogeneização por difusão. A recristalização e o direcionamento de fibras que ocorre durante a deformação a quente, que são dependentes do grau de deformação, também

favorecem a homogeneização. Por este motivo, o grau de redução ou grau de deformação nos processos de deformação a quente é importante [20, 53-55]. Na figura 2.16, observa-se o efeito do trabalho a quente de laminação na eliminação da estrutura dendrítica com: (a) a estrutura dendrítica do lingote original; (b) a seção longitudinal após redução de 1/5 da área da seção; c) a seção longitudinal após a redução para 1/30 da área da seção transversal do lingote; d) a seção longitudinal após redução para 1/150 da área da seção transversal do lingote; e) a seção transversal ao corpo de prova de tração longitudinal ao material apresentado em “d”; e f) a seção transversal ao corpo de prova transversal do mesmo material.

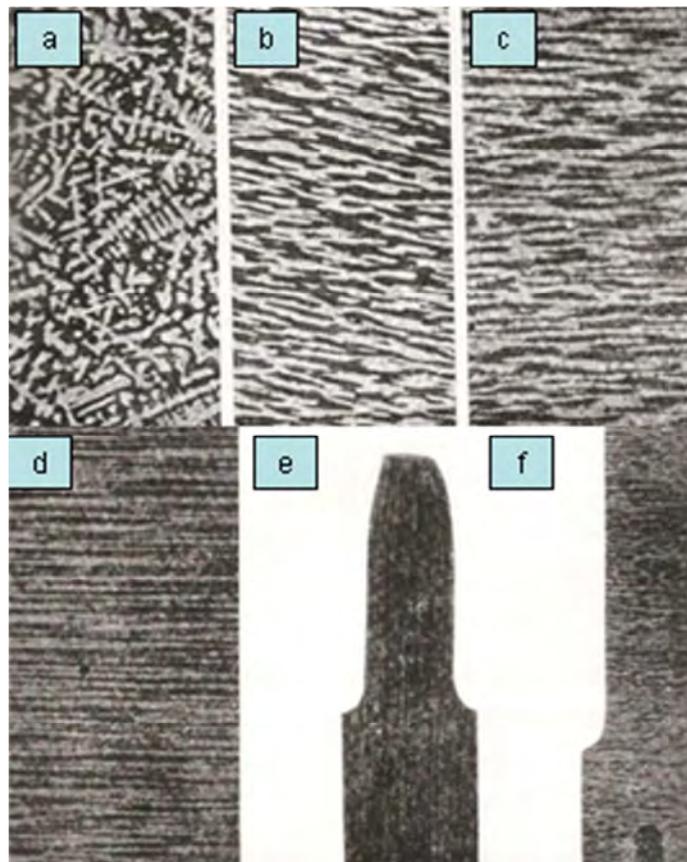


Figura 2.16 – Alteração e eliminação da estrutura dendrítica através do grau de redução na deformação a quente [20].

O desenvolvimento da microestrutura e das propriedades mecânicas depende muito da laminação e de seus passes. Além disso, os resultados do LC com problemas provenientes da solidificação também podem ser eliminados na etapa de LQ. Porém, o acompanhamento das etapas e de cada tipo de material é importante para se entender a

origem de problemas que talvez não sejam eliminados nesta etapa. A Agitação Eletromagnética aplicada no LC pode facilitar juntamente com os passes de laminação e seu controle a formação de uma estrutura mais homogênea no final da deformação a quente [20, 44, 56].

### 2.3.2. Processos de forjamento a quente

Os produtos metálicos semiacabados não alongados, geralmente, são fabricados através da conformação mecânica por meio de processos como o forjamento a quente. Neste processo existem etapas como a de aquecimento, que visa à homogeneização da microestrutura para, em seguida, na etapa de deformação, transformar-se de geometria simples em um produto de geometria complexa. Essa transformação ocorre através de matrizes e punções de penetração que determinam a geometria do produto [57, 58].

Para que se obtenha uma visão do processo de forjamento e dos parâmetros de necessário conhecimento é importante conhecer os conceitos básicos relacionados a esse processo. São eles: tensões, deformações, velocidade de deformação, temperatura, curva de escoamento, coeficiente de atrito, dentre outros parâmetros [59]. Na figura 2.17, observam-se os principais parâmetros envolvidos no processo de forjamento.

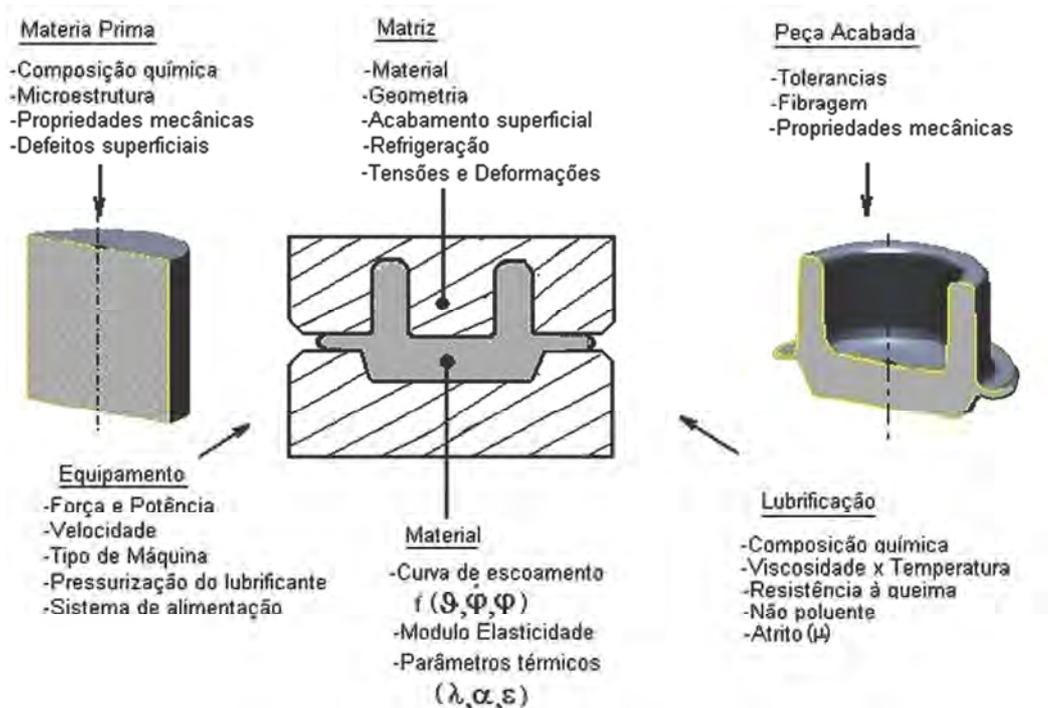


Figura 2.17 – Principais parâmetros envolvidos no processo de forjamento [59].

Para que as operações de forjamento a quente ocorram com o mínimo de defeitos internos e externos na peça, as matrizes e punções devem assegurar o preenchimento e o fluxo adequado do material que está sendo forjado. A fim de que este processo ocorra de forma otimizada, é necessário ter o conhecimento da resistência do material ao escoamento plástico e sua capacidade de fluir, isto é, sua tensão de escoamento, forjabilidade, atrito e efeitos do resfriamento no contato entre a matriz, o punção e o material que está sendo forjado [60]. Este processo destaca-se por gerar baixo índice de desperdícios de energia e material, além de agregar propriedades mecânicas superiores quando comparada aos demais processos [60, 61]. Alguns exemplos de peças que podem ser obtidas por esses processos são mostrados na figura 2.18.



Figura 2.18 – Componentes metálicos obtidos por forjamento a quente [61].

O processo de forjamento apresenta-se como uma alternativa para a fabricação de peças de geometria complexa com pouca perda de matéria-prima, diferentemente da usinagem que, quando comparada com o mesmo tipo de peça, apresenta uma perda considerável de material. Além disso, o forjamento apresenta melhores propriedades mecânicas do produto, linhas de fibramento ou resistência direcional, resistência mecânica, homogeneidade de microestrutura, redução em custo de produção diminuindo tempo de usinagem. Isto faz com que o mercado tenda a ser mais competitivo, o que aumenta o consumo de peças fabricadas por esse processo (brocas de perfuração, engrenagens e flanges) [62-65].

Quando comparado aos processos de usinagem e fundição, componentes mecânicos forjados tem resistência direcional consideravelmente maior. Para o projeto

de um flange de conexão forjado para uma tubulação industrial, além dos cálculos estruturais através de métodos analíticos como o de elementos finitos, também o resultado do processo de fabricação e análise destes através de ensaios mecânicos e metalúrgicos, são realizados e aprovados através de normas de referência [65, 66]. Na figura 2.19, observa-se uma disposição de imagens do flange de pescoço forjado e usinado, conforme esse pode ser utilizado em equipamentos industriais.

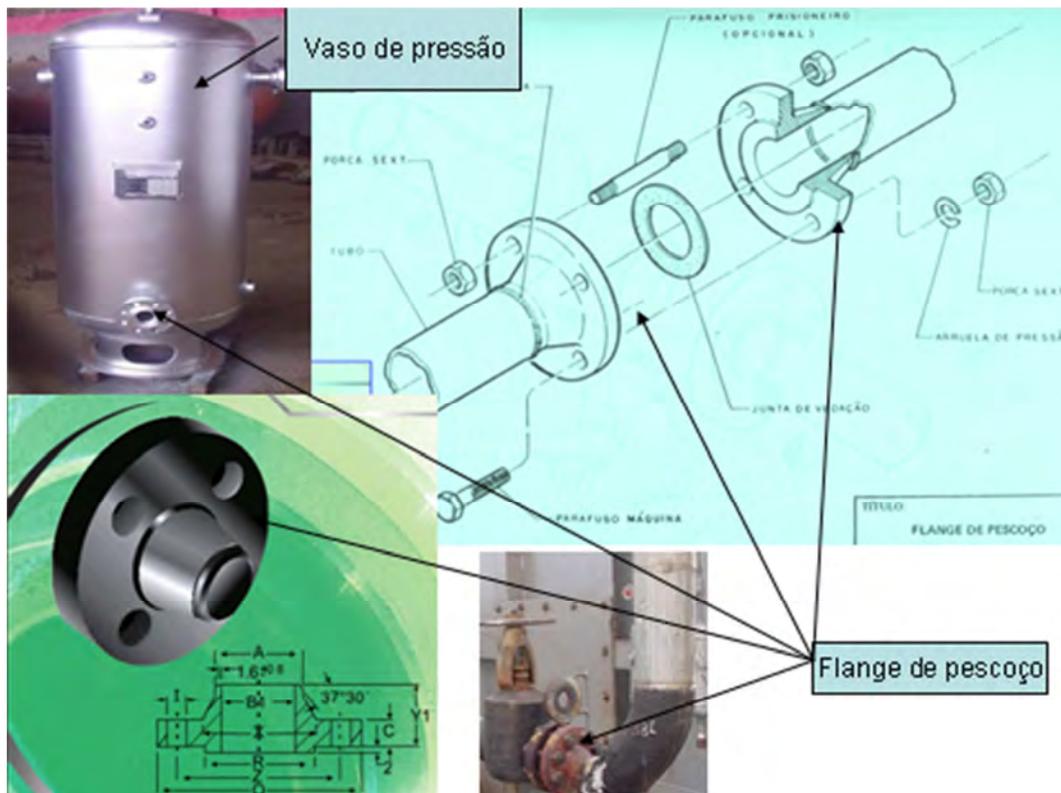


Figura 2.19 – Disposição de flanges de pescoço [66].

O grau de deformação e a quantidade de golpes aplicados fazem parte de fatores responsáveis pela homogeneidade estrutural do material forjado, além da junção com as características originadas no LC e também na Laminação a Quente (LQ). Do ponto de vista macroscópico, observa-se, também, o efeito da deformação sobre as segregações de produtos do LC. Na comparação entre seções transversais de eixos ferroviários forjados com regiões segregadas provenientes do LC, é possível notar o efeito do grau de deformação no aumento da homogeneidade da peça [20, 66]. Na figura 2.20, observa-se um eixo ferroviário forjado com uma quantidade considerável de segregação provindos do LC com segregação central (onde o tempo de solidificação é mais longo), resultante da falta de deformação. A região mais externa (cerca de 30 mm) é homogênea

e os resíduos de dendritas são praticamente indistinguíveis na macrografia. Já na figura 2.21, observa-se um menor aparecimento de segregação e maior homogeneização da estrutura devido ao maior grau de deformação no forjamento.



Figura 2.20 – Eixo ferroviário forjado com grande quantidade de segregação característica da solidificação e com menos deformação (Ataque: ácido clorídrico) [20].



Figura 2.21 – Eixo ferroviário forjado com segregação proveniente do lingotamento com homogeneidade devido a maior deformação (Ataque: ácido clorídrico) [20].

O efeito da temperatura de aquecimento do *billet* para o forjamento e o grau de deformação durante o processo têm como resultado a variação da homogeneidade da microestrutura do forjado e das propriedades mecânicas. Para o projeto de um forjado de baixo carbono, a resistência direcional é verificada por macrografias a fim de visualizar a direção de fibramento e, também, analisada por medidas de dureza. Entretanto, microestruturalmente, a homogeneidade de grãos de ferrita poligonal (ou equiaxial) é um parâmetro dependente da temperatura de deformação e das diferentes condições de forjamento (diferente deformação em cada ponto do forjado de acordo com a geometria da peça) [62]. Na figura 2.22, observam-se as microestruturas de um aço baixo carbono (0,17% de C e 0,54% de Mn) forjado a 750°C com a variação da microestrutura de acordo com a profundidade analisada. Observa-se a maior homogeneidade a 1800  $\mu\text{m}$  de profundidade.

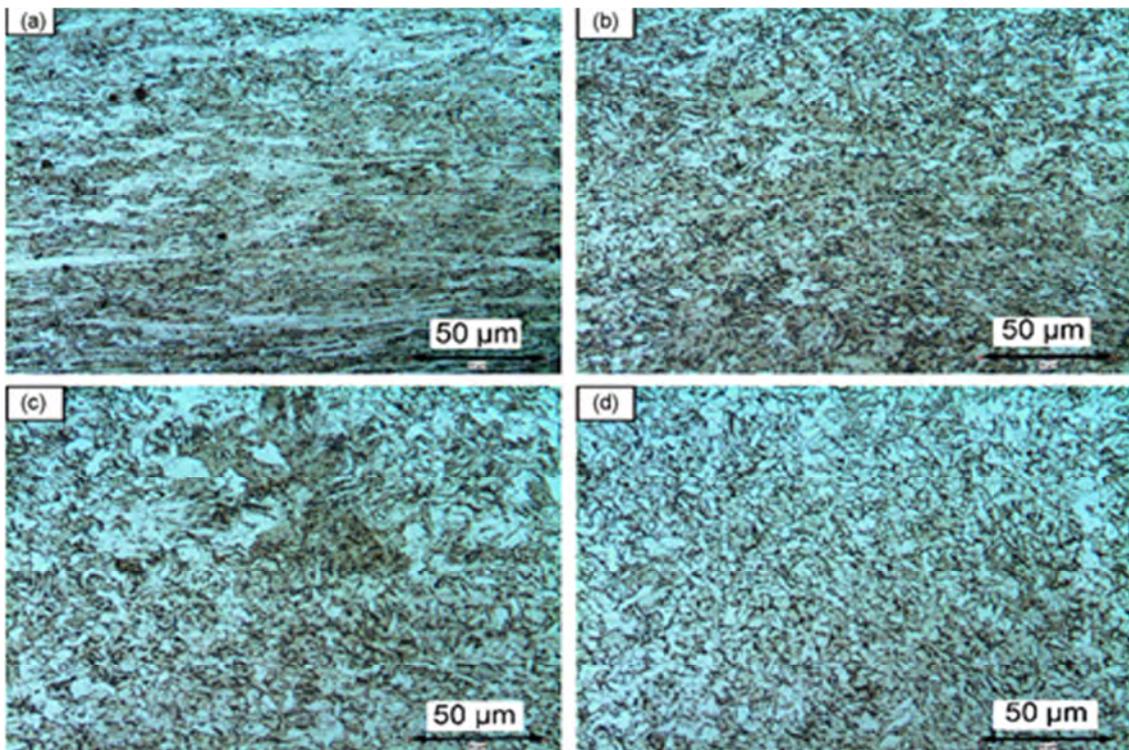


Figura 2.22 – Variação do tamanho de grãos equiaxiais em função da profundidade analisada no forjamento a 750°C: (a) superfície; (b) 600  $\mu\text{m}$  de profundidade; (c) 1200  $\mu\text{m}$  de profundidade; (d) 1800  $\mu\text{m}$  de profundidade [62].

Na figura 2.23, observam-se as microestruturas do mesmo aço citado anteriormente, porém forjado a temperatura de 950°C com a variação de microestrutura,

de acordo com a profundidade analisada, observa-se maior homogeneidade à 1800  $\mu\text{m}$  de profundidade. Entretanto, comparando-se as figuras 2.22 e 2.23, tem-se para o forjamento a 950°C, uma maior homogeneidade de microestrutura e uma consequente melhora na distribuição de dureza na peça, devido à temperatura de aquecimento e ao grau de deformação.

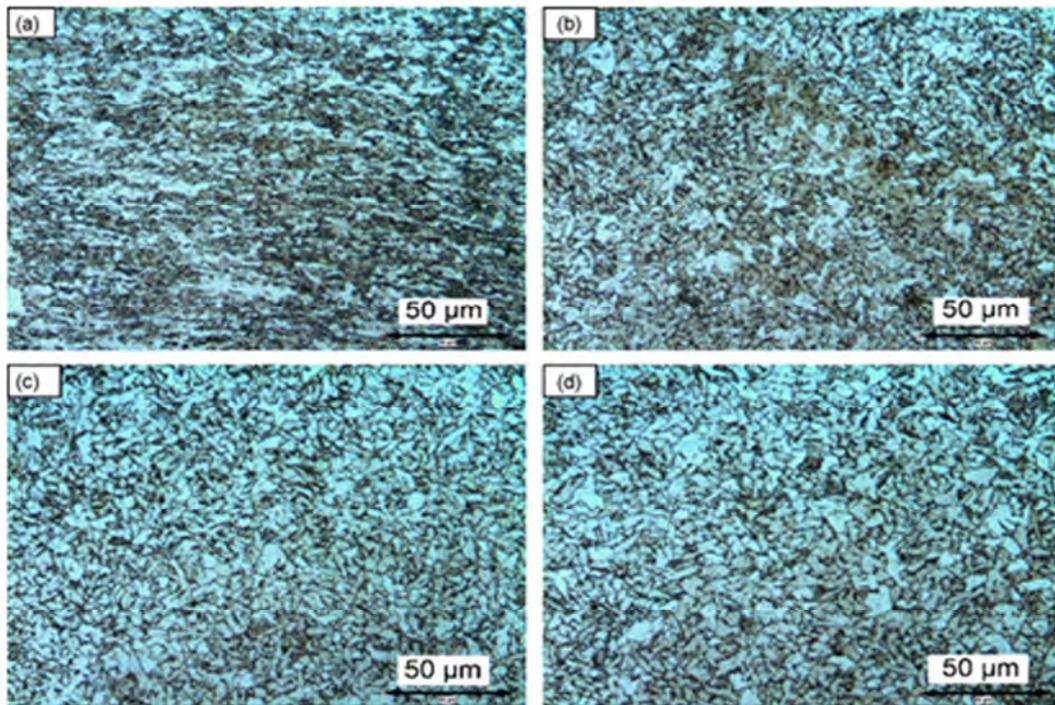


Figura 2.23 – Variação do tamanho de grãos equiaxiais em função da profundidade analisada no forjamento a 950°C: (a) superfície; (b) 600  $\mu\text{m}$  de profundidade; (c) 1200  $\mu\text{m}$  de profundidade; (d) 1800  $\mu\text{m}$  de profundidade [62].

Os tarugos fornecidos às forjarias provém da LQ. Porém, os parâmetros envolvidos no processo de forjamento tem que ser, cuidadosamente, acompanhados para que o projeto da peça forjada obtenha êxito nos resultados. Isto porque a não eliminação do efeito de inclusões não metálicas na LQ (inclusões como MnS,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e TiN) e o refinamento incorreto de grãos austeníticos na conformação a quente (devido ao aquecimento incorreto ou a problemas de deformação incorreta) devem ter seu efeito eliminado após forjamento a quente e, às vezes, ao tratamento térmico posterior. As inclusões podem ser causadoras de microtrincas, trincas e dobras na peça forjada [67, 68]. Na figura 2.24, observa-se uma trinca superficial originada de inclusões de MnS não desfeita no trabalho a quente, após aplicação de carga no local.

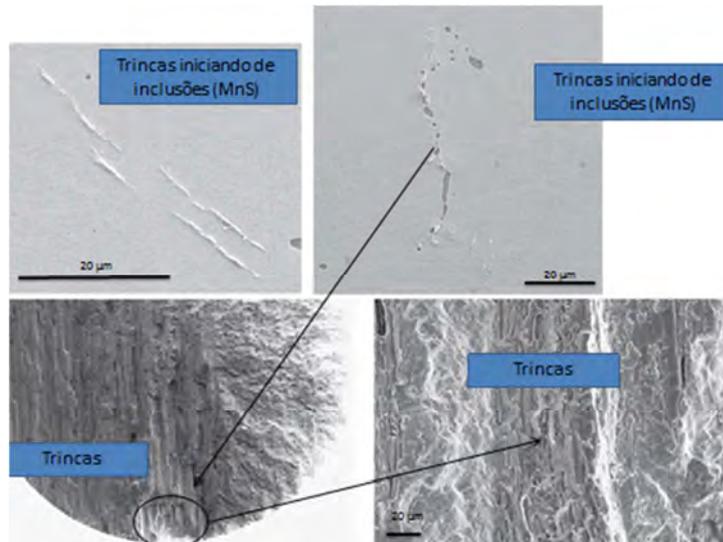


Figura 2.24 – Trincas superficiais iniciadas através de inclusões [67].

Componentes de aços forjados obtêm durante o processo de forjamento uma orientação de fibramento (uma das principais consequências do processo de forjamento), auxiliando no resultado para a anisotropia das propriedades mecânicas. Estes componentes são produzidos, geralmente, por altas cargas aplicadas, resultando em deformações plásticas provenientes dos processos de prensagem e martelamento. Essas etapas de deformação a quente induzem o material a uma significativa evolução microestrutural (considerando grãos) e a uma direção de fibramento (orientação macroestrutural), condizendo, às vezes, com a direção de laminação [68-71]. Na figura 2.25, observa-se um exemplo de componente forjado com clara orientação de fibramento, característico do processo, observado macroscopicamente.

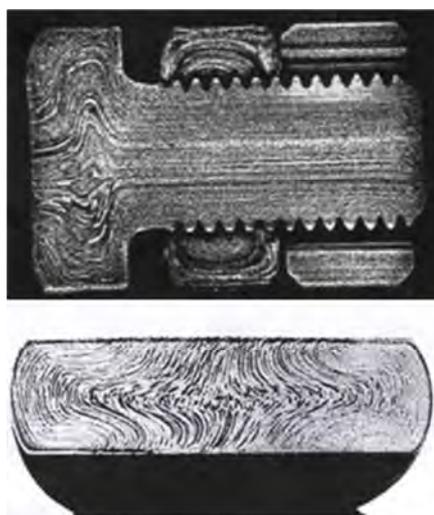


Figura 2.25 – Peças forjadas com direção de fibramento [68].

Para a seção longitudinal de um eixo ferroviário forjado e com a observação do efeito do grau de deformação, na figura 2.26, observa-se a macrografia da seção longitudinal (com ataque do reagente iodo) com baixo grau de deformação acima e efeito da conformação a quente com estrutura fibrosa, que deixa o aço com maior resistência mecânica e direcional, gerada pelo alinhamento da segregação e de inclusões, suficiente para desfazer a estrutura dendrítica, deixando evidente o alto grau de deformação [20, 72].

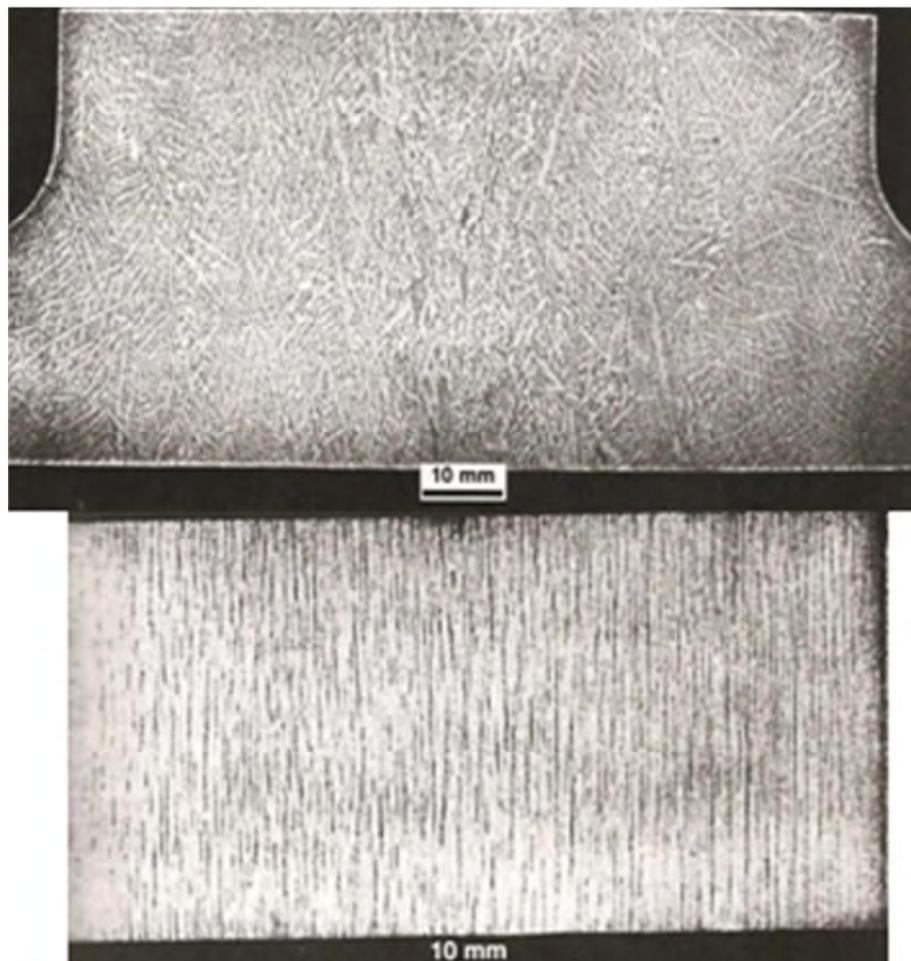


Figura 2.26 – Seção longitudinal de eixo forjado com baixo grau de deformação, acima, e alto grau de deformação com estrutura fibrosa, abaixo (Ataque: reagente iodo) [20].

### 2.3.3. Cálculo de força e energia no forjamento pela Teoria Elementar da Plasticidade

Em diversos casos, o cálculo analítico da carga aplicada em forjamento nas matrizes fechadas com o aparecimento de rebarba pode ser feito pela Teoria Elementar

da Plasticidade (TEP). O desenvolvimento desta teoria leva a três particularizações: “Método das tiras”, “Método dos discos” e “Método dos tubos”. São modelos análogos, usados para a solução de problemas relacionados com os processos de trefilação, extrusão, forjamento e laminação [48].

Para o desenvolvimento do “Método dos tubos” considera-se um estado plano de deformações. As seguintes condições são necessárias para utilização do método: primeiro, que as ferramentas que efetuam a conformação possuam simetria; segundo, que as massas e as forças de inércia possam ser desprezadas; terceiro, que entre ferramenta e material a serem conformados deve valer a Lei de Atrito de Coulomb com o coeficiente de atrito  $\mu$ ; e, por último, que a tensão de escoamento  $k_f$  seja dada como função da deformação ( $\phi$ ), da velocidade de deformação ( $\dot{\phi}$ ) e da temperatura (T). Este método é largamente aplicado para vários processos de conformação mecânica e tem sido extensivamente usado em análises de peças forjadas [48, 73].

Quando se analisam as tensões num tubo, conforme figura 2.27, tem-se como resultante das forças atuantes na direção Z [48]:

$$dF_{Z_{resultante}} = dF_Z - dF_N \cdot \text{sen} \quad \text{eq. 1}$$

$$dF_{Z_{resultante}} = dF_N \cdot \text{cos} \alpha - dF_N \cdot \text{sen} \alpha \quad \text{eq. 2}$$

$$dF_N = \frac{dF_{Z_{result.}}}{\text{cos} \alpha - \mu \text{sen} \alpha} \quad \text{eq. 3}$$

A condição de equilíbrio das forças na direção x, então, será:

$$F_x - (F_x + dF_x) - 2\mu dF_N \text{cos} \alpha - 2dF_N \text{sen} \alpha = 0$$

$$-dF_x = 2dF_N (\text{sen} \alpha + \mu \text{cos} \alpha) \quad \text{eq. 4}$$

Substituindo na equação (4) o valor de  $dF_N$  da equação (3) tem-se:

$$-dF_x = 2F_{Z_{result.}} \frac{\text{sen} \alpha + \mu \text{cos} \alpha}{\text{cos} \alpha - \mu \text{sen} \alpha} \quad \text{eq. 5}$$

Dividindo-se o numerador e o denominador por “cos”, a equação (5) transforma-se em:

$$-dF_x = 2dF_{Z_{result.}} \frac{(\text{tg} \alpha) + \mu}{(1 - \mu \text{tg} \alpha)} \quad \text{eq. 6}$$

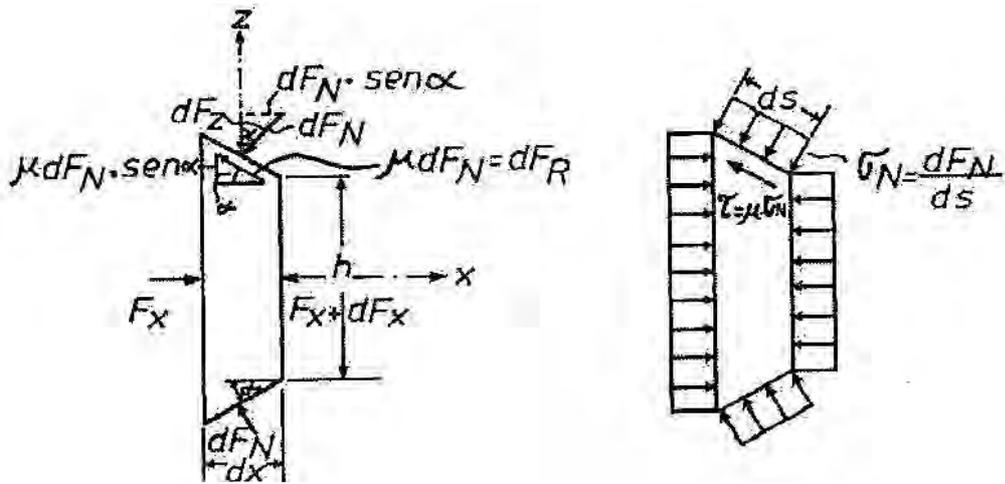


Figura 2.27 – Condição de equilíbrio numa tira infinitesimal [48].

Introduzindo-se o conceito da substituição do coeficiente de atrito  $m$  pelo ângulo de atrito  $r$ :  $\mu = \text{tg } r$ , a equação (6) transforma-se em:

$$dF_x = 2dF_{z \text{ result.}} \cdot \text{tg}(\alpha + \rho) \quad \text{eq. 7}$$

Para o caso da compressão de um corpo em forma de paralelepípedo, conforme figura 2.28, a força  $F_x$  será calculada por:

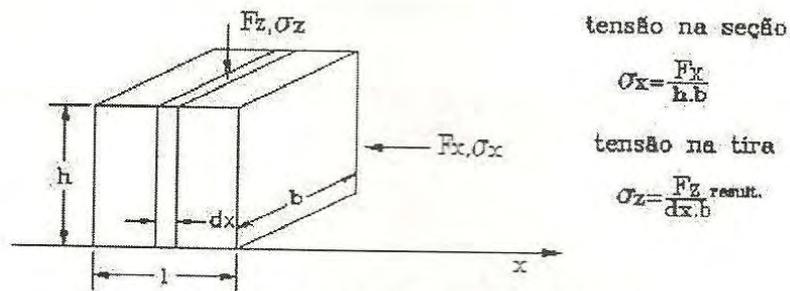


Figura 2.28 – Compressão plana de um bloco [48].

$$F_x = \sigma_x \cdot h \cdot b \quad \text{ou} \quad dF_x = d(\sigma_x \cdot h \cdot b) \quad \text{eq. 8}$$

$$\text{e } dF_{z \text{ result.}} = \sigma_z \cdot dx \cdot b \quad \text{eq. 9}$$

Substituindo-se os valores das equações (8) e (9) na equação 7, tem-se:

$$d(\sigma_x \cdot h) = -2 \sigma_z dx \cdot \text{tg}(\sigma + \rho) \quad \text{eq. 10}$$

ou

$$\frac{d(\sigma_x \cdot h)}{dx} = -2\sigma_x \operatorname{tg}(\alpha + \rho) \quad \text{eq. 11}$$

Esta é a equação básica. O critério de máxima tensão de cisalhamento (Tresca) considera que o escoamento inicia quando a diferença entre a maior e a menor tensão aplicada sobre o corpo atinge um valor crítico num estado uniaxial de tensões [48]. Com a hipótese da máxima tensão de cisalhamento de Tresca (Lei de Escoamento de Tresca) tem-se:

$$kf = \sigma_x - \sigma_z \text{ ou } \sigma_z = \sigma_x - kf ,$$

onde  $kf$  é a tensão de escoamento do material e pode-se escrever a equação (11) como,

$$\frac{d\sigma_x}{dx} \cdot h + \sigma_x \frac{dh}{dx} = -2 \cdot (\sigma_x - kf) \cdot \operatorname{tg}(\alpha + \rho)$$

ou ainda:

$$\frac{d\sigma_x}{dx} = \frac{1}{h} \cdot \left[ -\sigma_x \frac{dh}{dx} - 2\sigma_x \operatorname{tg}(\alpha + \rho) \right] + \frac{2}{h} kf \cdot \operatorname{tg}(\alpha + \rho)$$

Com  $\frac{dh}{dx} = -2 \cdot \operatorname{tg}\alpha$  da figura 2.29, tem-se:

$$\frac{d\sigma_x}{dx} + \underbrace{\frac{2}{h} \cdot [\operatorname{tg}(\alpha + \rho) - \operatorname{tg}\alpha]}_{f(x)} \cdot \sigma_x - \underbrace{\frac{2}{h} \cdot kf \cdot \operatorname{tg}(\alpha + \rho)}_{g(x)} = 0 \quad \text{eq. 12}$$

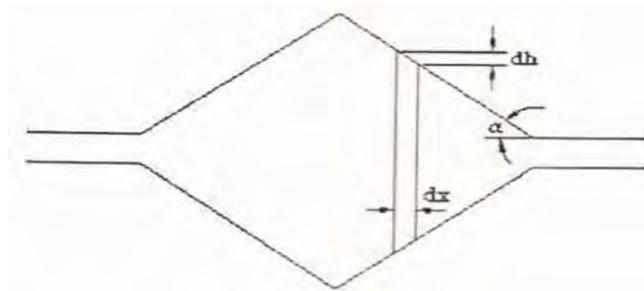


Figura 2.29 – Exemplo de tira com ferramental não plano [48].

A aplicação do método dos tubos é perfeitamente aplicável ao processo de compressão em corpos maciços. A equação diferencial 12, é válida quando:

$$\left| 2 \frac{x}{h} \operatorname{tg} \alpha \right| \ll 1$$

sendo a tensão radial, da figura 2.30, calculada por:

$$\frac{d\sigma_r}{dr} - \frac{2}{r} \cdot [\operatorname{tg}(\alpha + \rho) - \operatorname{tg} \alpha] \sigma_r - \frac{2}{r} \cdot k_f \cdot \operatorname{tg}(\alpha + \rho) = 0$$

pode ser expressa de forma simplificada:

$$\frac{\Delta \sigma_r}{\Delta r} + f(r) \sigma_r + g(r) = 0 \quad \text{eq. 13}$$

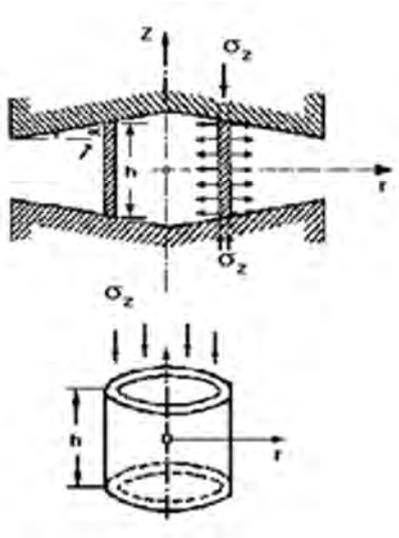


Figura 2.30 – Peça com simetria axial [59].

Exemplificando a aplicação do método dos tubos numa compressão com atrito, tem-se:

$$\alpha = 0$$

$$\operatorname{tg} \rho = \mu$$

e

$$f(r_i) = \frac{2}{h} \cdot \mu \quad \text{eq. 14}$$

$$g(r_i) = \frac{2}{h} \cdot \mu \cdot k_f \quad \text{eq. 15}$$

Esta equação 13 é utilizada para cálculo de forças no processo de forjamento a quente. Utilizando a teoria elementar da plasticidade, é possível calcular a energia de conformação através da equação 16:

$$W = k f_m \cdot V \cdot \ln \left( \frac{h_0}{h_1} \right) \quad \text{eq. 16}$$

sendo V o volume do material (conforme figura 2.37) e  $k f_m$  a tensão de escoamento média e calculada por:

$$k f_m = \frac{k f_0 + k f_1}{2}$$

## **2.4. Ensaios de materiais metálicos**

### **2.4.1. Ensaios não destrutivos por líquido penetrante**

O método de END por líquidos penetrantes (LP) aplica-se à detecção de descontinuidades superficiais em materiais sólidos não porosos. Sua aplicação segue como referência a norma ASME, Seção V, edição 2004, para ensaios em aços carbono, a partir da qual são elaborados os procedimentos de execução. O controle por LP consiste, essencialmente, na aplicação por meio de aerosol, pulverização, imersão ou pincelamento de um líquido (de baixa tensão superficial) colorido ou fluorescente sobre a superfície em análise (a qual deverá estar com temperatura entre 10°C e 52°C), formando uma camada contínua e uniforme que vai penetrando, por capilaridade, nas fissuras e cavidades, porventura existentes [74].

Após o tempo previsto em procedimento, o excesso do líquido aplicado é removido. Dependendo da técnica utilizada, esta remoção é feita com água ou com solvente; neste último caso, utiliza-se o solvente adequado, que deve ser aplicado em panos limpos e secos (nunca diretamente sobre a superfície), de forma que fiquem levemente umedecidos, para então proceder-se a limpeza da superfície. Após essa etapa, aguarda-se o tempo de secagem do solvente para, em seguida, aplicar o revelador (partículas de pó branco em suspensão sobre a superfície). O revelador irá absorver o líquido penetrante retido nas possíveis fissuras ou cavidades, criando um contraste entre este líquido e o fundo branco formado pelo revelador. Finalmente, depois de transcorrido o tempo de revelação, também previsto em procedimento, é feita a análise da superfície para visualização das possíveis descontinuidades (trincas, vazios e rechupes) presentes [75].

### **2.4.2. Metalografia e macrografia**

Na macrografia, a peça semiacabada ou acabada (forjada) deve ter sua seção devidamente polida, por exemplo, por usinagem da face que será estudada. Para observar a seção transversal da peça, verifica-se a homogeneidade do material ao longo de sua seção; a caracterização da forma e intensidade da segregação, vazios e rechupes; além da caracterização das dimensões dendríticas e forma. Como exemplos, para a

seção longitudinal, observam-se linhas de fibramento de peças laminadas e forjadas, e para seções transversais, grãos colunares e equiaxiais em peças fundidas [20, 76].

A macrografia é bastante utilizada para juntas soldadas, verificando a deposição do metal e a estrutura granular final. Este ensaio é também bastante importante para revelar grãos equiaxiais e colunares após o Lingotamento Contínuo (LC) e para verificar o fibramento após Laminação a Quente e forjamento [19, 65, 77]. Na figura 2.31, observa-se, pela macrografia, a distribuição de grãos colunares e equiaxiais de um aço proveniente do LC. Na figura 2.32, observa-se a direção de fibramento de um componente obtido pelo processo de forjamento combinado com a direção de laminação (solução de 30% de ácido sulfúrico, aquecida entre 80°C e 90°C, conforme recomendado pela norma ABNT NBR 8108) [65].

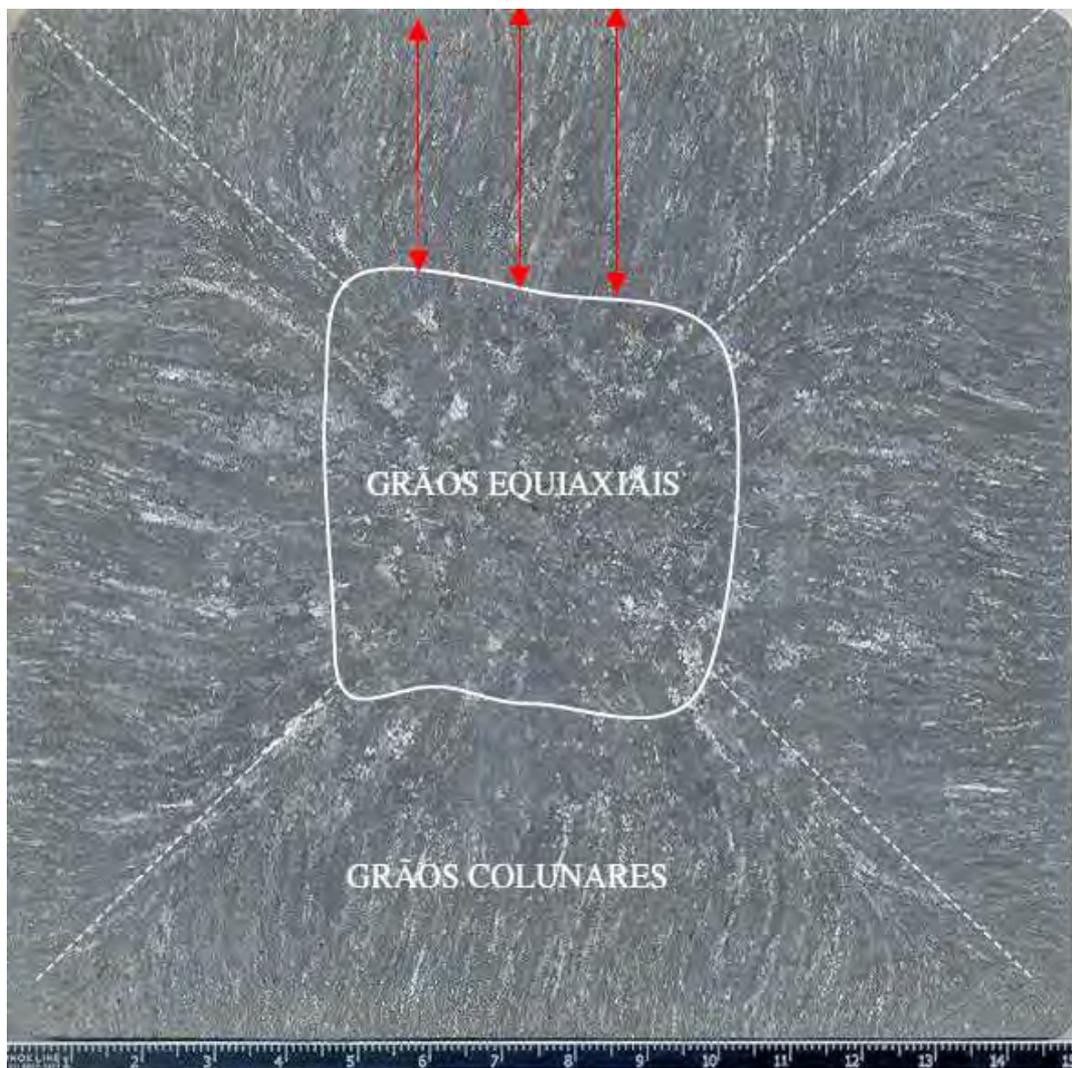


Figura 2.31 – Observação de zonas de grãos colunares e equiaxiais através de macrografia [77].



Figura 2.32 – Fibragem revelada pela macrografia em peça forjada [65].

O reativo de ácido clorídrico é aplicado a quente. É muito aplicado como reativo básico na observação de macroestrutura de produtos em usinas siderúrgicas. Revela segregação, estrutura dendrítica, trincas e porosidade. O reagente utilizado pode mascarar o resultado se não ocorrer a correta interpretação. Na figura 2.33, observa-se a seção transversal da região central de uma placa de aço com 0,08% de carbono e 0,61% de manganês apresentando estrutura dendrítica.

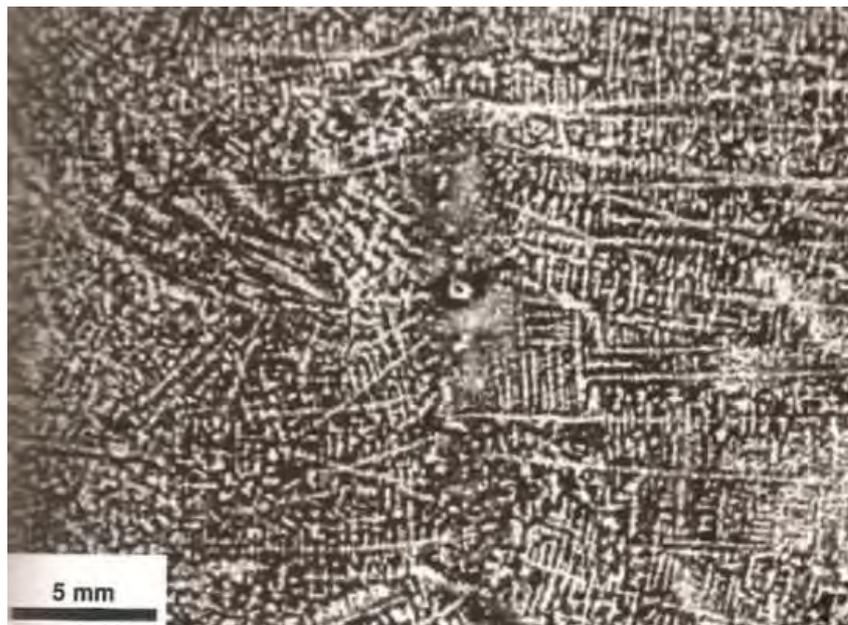


Figura 2.33– Estrutura dendrítica de aço baixo carbono fundido com 0,61% de manganês (Ataque: reagente Humfrey, em dois estágios) [20].

### 2.4.3. Metalografia e micrografia

Para a análise micrográfica, o objetivo é observar as fases presentes e identificar a granulação do material (tamanho de grão através da ASTM E112), o teor aproximado de carbono no aço, a natureza, a forma, a quantidade e a distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões. Dentre as diversas técnicas de observação de microestrutura de aços, a mais comum é a microscopia óptica [75].

O controle do tamanho de grão austenítico antes do resfriamento (por exemplo, após o LC) é relevante para as etapas de Laminação a Quente, forjamento a quente e tratamentos térmicos. O resultado relacionado ao chamado “tamanho de grão austenítico anterior” poderão definir as propriedades mecânicas (como ductilidade para deformação) a altas temperaturas e o tipo de ferrita formada após resfriamento (em temperatura ambiente). A formação de trincas durante o LC pode estar associada à baixa ductilidade devido à formação de precipitados, fases ou segregações formados pelo resfriamento, que são prejudiciais nos contornos de grãos austeníticos e ao refinamento de grão objetivado para melhores propriedades [78-80].

O efeito da deformação a quente (na temperatura de austenitização) sobre os grãos de austenita e o efeito das etapas de deformação nas propriedades devem ser considerados no resultado do processo de forjamento a quente. A dureza obtida após o processo, a excelente homogeneização de tamanho de grãos e a transformação de fases na microestrutura do aço fazem com que o processo seja vantajoso para propriedades mecânicas próximas em toda a seção da peça. Três principais fatores influenciam o comportamento mecânico final dos forjados: a composição química inicial, os parâmetros de forjamento empregados e a taxa de resfriamento após o forjamento. Não se obtendo a homogeneidade do tamanho de grão final, as propriedades mecânicas (tenacidade, ductilidade e dureza) em temperatura ambiente ficam irregulares [80-82].

Para o caso de um aço carbono (0,23% de C, 0,62% de Mn e 0,34% Si) forjado em faixas de temperaturas entre 1200°C e 1250°C, acima do limite de transformação da austenita para esse aço, é observada, antes do aquecimento para forjamento, na figura 2.34, a metalografia revelando grãos de ferrita poligonal (também chamada de ferrita equiaxial) e perlita lamelar. Considera-se que a estrutura granular foi obtida através de resfriamento corretamente controlado no LC e por etapas posteriores de Laminação a Quente, para a obtenção de grãos de ferrita poligonal (equiaxial) [81].

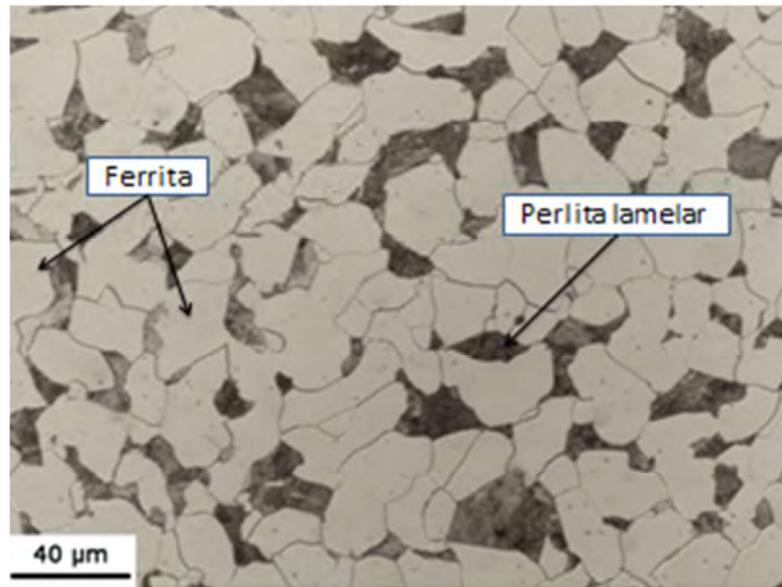


Figura 2.34 – Microestrutura antes do forjamento [81].

Na figura 2.35, esse mesmo aço mostra após as etapas de martelamento, as diferentes microestruturas obtidas devido à variação de taxas de resfriamento considerando centro e superfície. Observa-se que, na comparação do centro com a superfície do aço, a taxa de resfriamento fez com que os grãos sejam menores na superfície em relação ao centro da peça, conforme sequência: a) centro antes do forjamento; b) centro após forjamento resfriado ao ar; c) centro após forjamento resfriado em óleo; d) superfície antes do forjamento, e) superfície após forjamento resfriado ao ar; e f) superfície após forjamento resfriado em óleo [81].

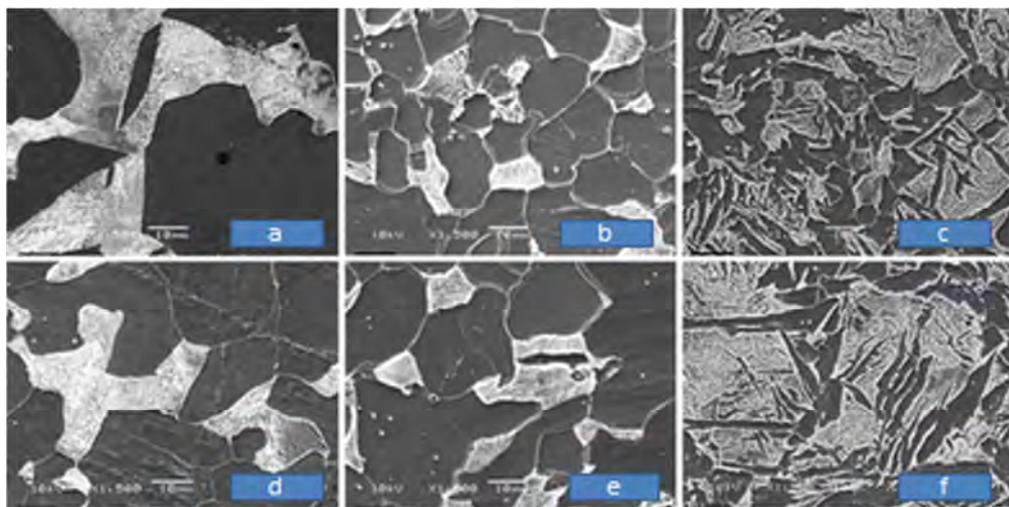


Figura 2.35 – Microestrutura antes do forjamento e após forjamento e resfriamento (ar e óleo) considerando centro (a, b, c) e superfície (d, e, f) [81].

Na figura 2.36, observa-se a evolução de grãos de ferrita poligonal de um aço baixo carbono, formados posteriormente ao LC com posterior LQ, sendo alterados a medida que são forjados a frio com refinamento e achatamento de grãos (b, c, d, respectivamente) [83].

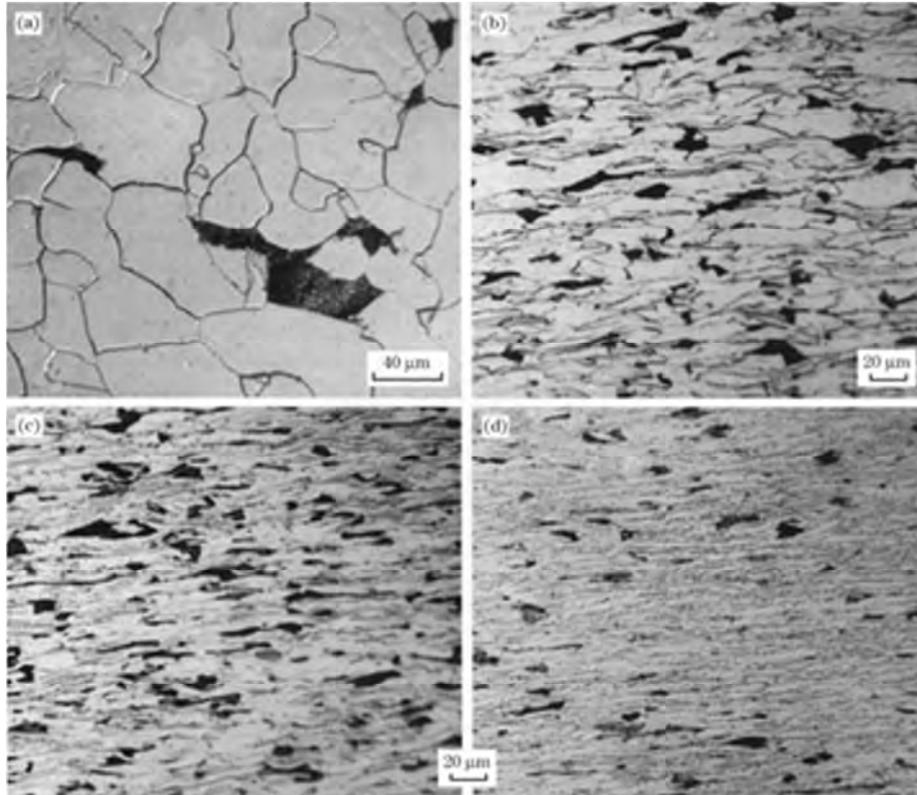


Figura 2.36 – Microestruturas de aço baixo carbono antes do forjamento a frio (a) com grãos de ferrita poligonal e, em subseqüentes etapas (b, c, d), com achatamento de grãos [83].

A velocidade de resfriamento e a microestrutura resultante influenciam nas propriedades mecânicas antes e mesmo depois da deformação. Inclusive uma quantidade maior de deformação da austenita pode definir mais nucleação de grãos com maior quantidade de ferrita poligonal e menor quantidade de ferrita de estruturas de Widmanstätten. Uma classificação conhecida no mercado de produtos da siderurgia é a de Dubé e Aaronson [20, 84]. Na figura 2.37, apresenta-se o esquema da classificação de Dubé, modificada por Aaronson, para a forma da ferrita em aços: a) alotrimorfos; b) ferrita Widmanstätten primária (placas laterais de ferrita) e ferrita Widmanstätten secundária (placas laterais de ferrita); c) ferrita Widmanstätten em “dentes de serra” d) idiomorfos; e) ferrita Widmanstätten intergranular; e f) ferrita massiva.

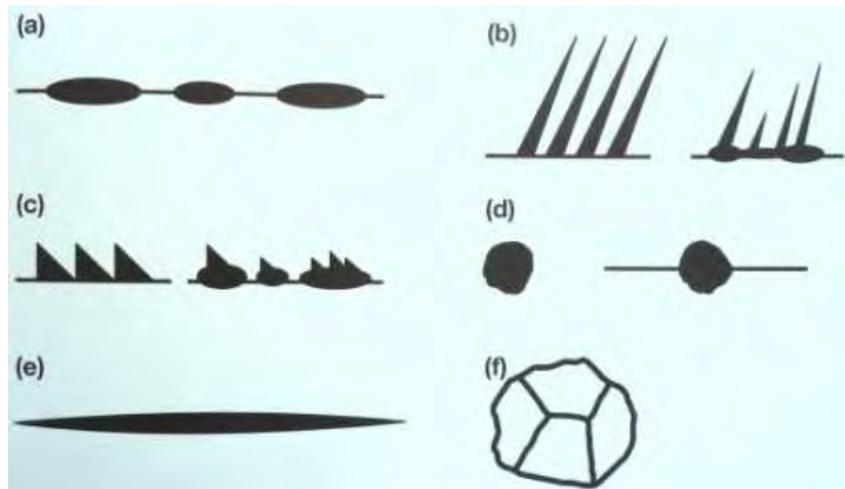


Figura 2.37 – Disposições da ferrita segundo Dubé e Aarason [20].

Para a caracterização das transformações da austenita para algum tipo de ferrita, considera-se que a ferrita alotrimórfica de contorno é a de grão que provém da ocorrência da nucleação dos contornos de grão da austenita entre 800°C e 850°C. Em contrapartida, as ferritas Widmanstätten são as que nucleiam o contorno de grão da austenita, mas crescem na matriz na forma de placas ou ripas e podem se desenvolver a partir de alotrimorfos já nucleados, inicialmente, no contorno de grão [20, 84]. Na figura 2.38, observam-se ferritas pró-eutetóides (ferrita alotrimórfica nos contornos de grãos anteriores e ferrita Widmanstätten em placas primárias e secundárias) e perlita.



Figura 2.38 – Distribuição de ferrita alotrimórfica nos contornos de grãos anteriores e ferrita Widmanstätten em placas primárias e secundárias (ataque: nital) [20].

Nem sempre o fato de atacar uma amostra resulta na revelação da estrutura primária (de solidificação) do material. Há reagentes mais adequados para revelar estas diferenças e outros mais adequados para revelar as diferenças entre as fases presentes no aço após resfriamento completo [20]. Na figura 2.39, observa-se um aço com 0,25% de carbono fundido atacado em duas etapas (dois reagentes diferentes). A parte superior foi atacada com Nital 1% e mostra a microestrutura de ferrita e perlita, característica do estado final, em temperatura ambiente, de aço como fundido sem tratamento térmico. Observa-se a ferrita pró-eutetóide delineando os contornos de grãos austeníticos anteriores, ferrita Widmanstätten e perlita no interior dos grãos austeníticos anteriores. A parte inferior da amostra foi atacada com reagente de Oberhoffer, revelando a estrutura primária de solidificação (dendritas).

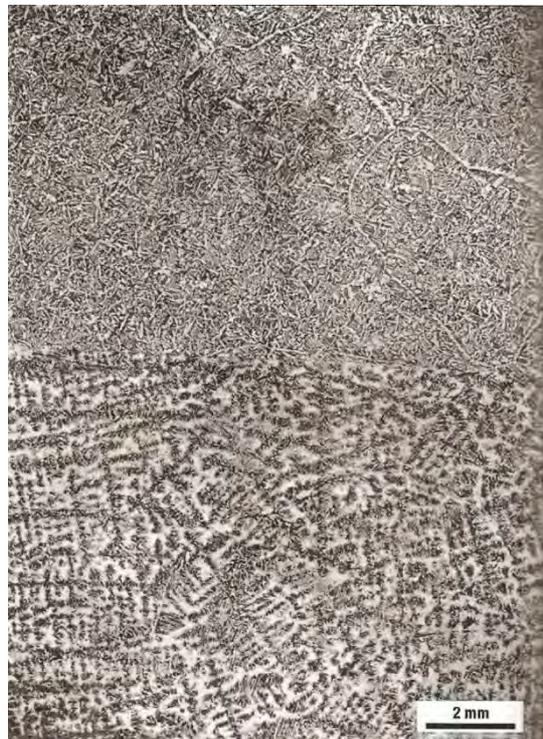


Figura 2.39 – Aço com 0,25% de carbono com ataque de dois reagentes diferentes para revelação de tipos de ferritas e estrutura de solidificação [20].

A ferrita Widmanstätten (nucleada no grão austenítico) em forma de placas paralelas (ou chamada primária), geralmente, é indesejável para aços que precisam de tenacidade. Se o grão austenítico anterior é muito grande devido a altas temperaturas ou ao tempo excessivo de aquecimento, ele induzirá à formação deste constituinte, que se forma a partir do contorno de grão. Além disso, o resfriamento de seções mais finas ao

ar causa o aparecimento do constituinte devido ao resfriamento rápido. Considerando aços abaixo de 0,3% de carbono e resfriamento lento desde a austenita, o aparecimento desta ferrita é bastante considerável, necessitando posterior deformação a quente para refinamento de grãos e tratamentos térmicos para a alteração dessa estrutura [85-88].

Quanto maiores forem o refinamento de grão e a homogeneização da microestrutura obtida, melhor para que as propriedades mecânicas sejam iguais em toda a seção da peça, considerando, por exemplo, dureza e tenacidade. Para esse equilíbrio de propriedades, uma relação entre controle de tamanho de grão austenítico anterior, resfriamento e deformação a quente pode resultar na microestrutura refinada e homogênea para benefício da estrutura granular. Na figura 2.40, observa-se uma relação de aumento de tamanho de grão austenítico para o aumento de temperatura considerando o mesmo tempo de aquecimento [85, 89, 90].

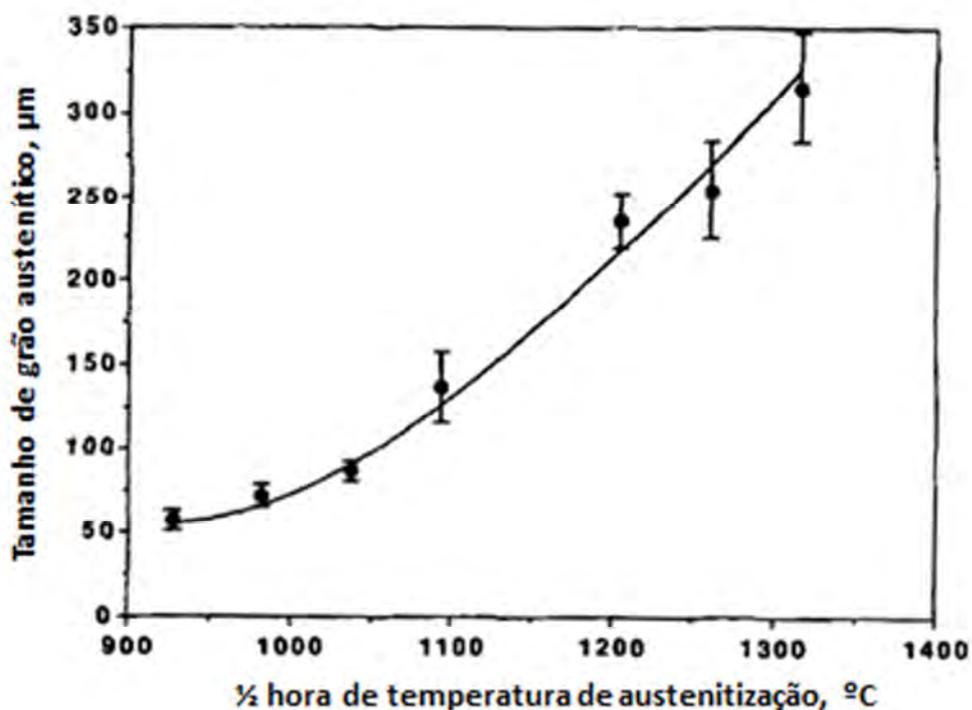


Figura 2.40 – Crescimento de grão austenítico com o aumento de temperatura [89].

Considerando um aço baixo carbono (0,16% de C, 1,32% de Mn, e 0,66% de Si) austenitizado a 1150°C (com controle de tamanho de grão), com grau de redução de 25% na temperatura de 1080°C, analisou-se através de seis etapas de resfriamento brusco. Interrompeu-se nessas etapas de resfriamento para obtenção de microestrutura

de ferrita Widmanstätten secundária cruzada (nucleada da ferrita alotrimórfica) as quais tem as melhores propriedades de tenacidade a baixa temperatura (comprovados , através de comparação, em ensaios de impacto e de dureza) [85, 86, 91]. Na figura 2.41, observam-se as possibilidades de variação da microestrutura (para um aço baixo carbono como o citado) de formação de ferritas poligonal (a – resfriamento ao ar) e (b – resfriamento brusco até 720°C e ar); a ferrita Widmanstätten secundária e cruzada (c – resfriamento brusco até 690°C); de ferritas Widmanstätten paralelas ou de ripas (d, e – resfriamento brusco até 650°C e 620°C, respectivamente); e de bainita (f – resfriamento brusco até 500°C).

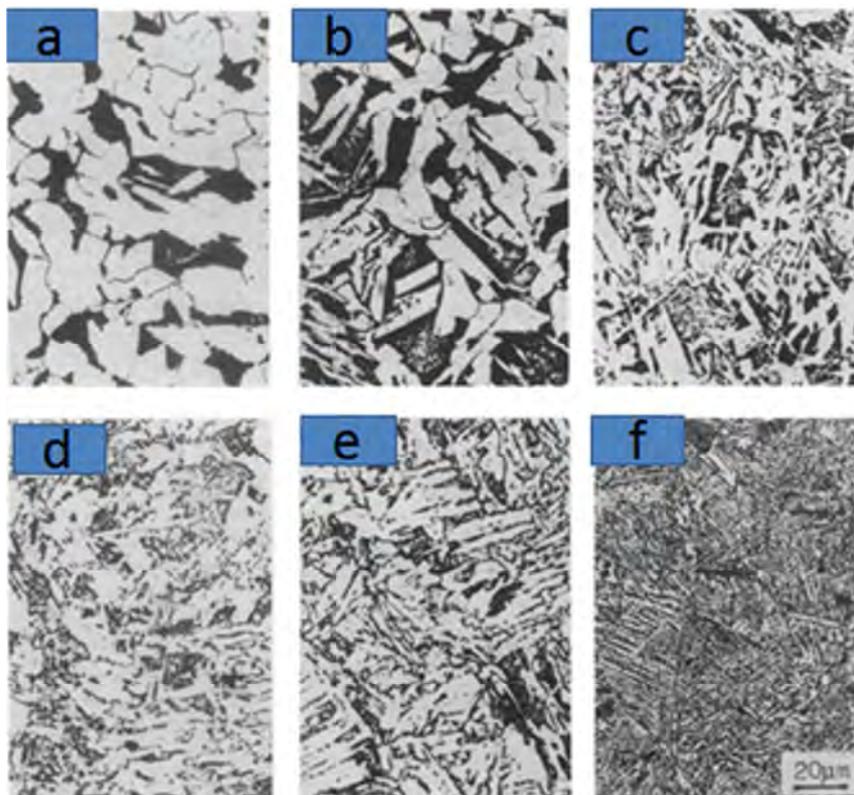


Figura 2.41 – Variação da microestrutura com o aumento da velocidade de resfriamento em aço baixo carbono após conformação a quente (em “c” de resfriamento acelerado até 690°C com resultado de ferrita Widmanstätten secundária e cruzada) [85].

A presença da ferrita Widmanstätten (em associação com a perlita) tem influência significativa nas propriedades mecânicas do aço. Tanto o baixo grau de redução na conformação quanto a alta velocidade de resfriamento (ou em seções finas que resfriam rápido em relação a seções espessas) causam o aumento do aparecimento desse tipo de ferrita e uma menor tenacidade ao material (quando essa ferrita estiver em

forma de ripas ou paralelas). A deformação a quente auxilia no refinamento de grãos de ferritas poligonal e de Widmanstätten, melhorando, assim, a tenacidade do aço a temperatura ambiente (principalmente para aços de baixo carbono). Entretanto, mesmo com a deformação a quente, o mais relevante para o tipo de ferrita final é o tamanho de grão austenítico relacionado com a velocidade de resfriamento. Na figura 2.42, observa-se a relação da porcentagem de ferrita Widmanstätten (a) e o tamanho de grão ferrítico final (b) com a taxa de resfriamento [83, 89].

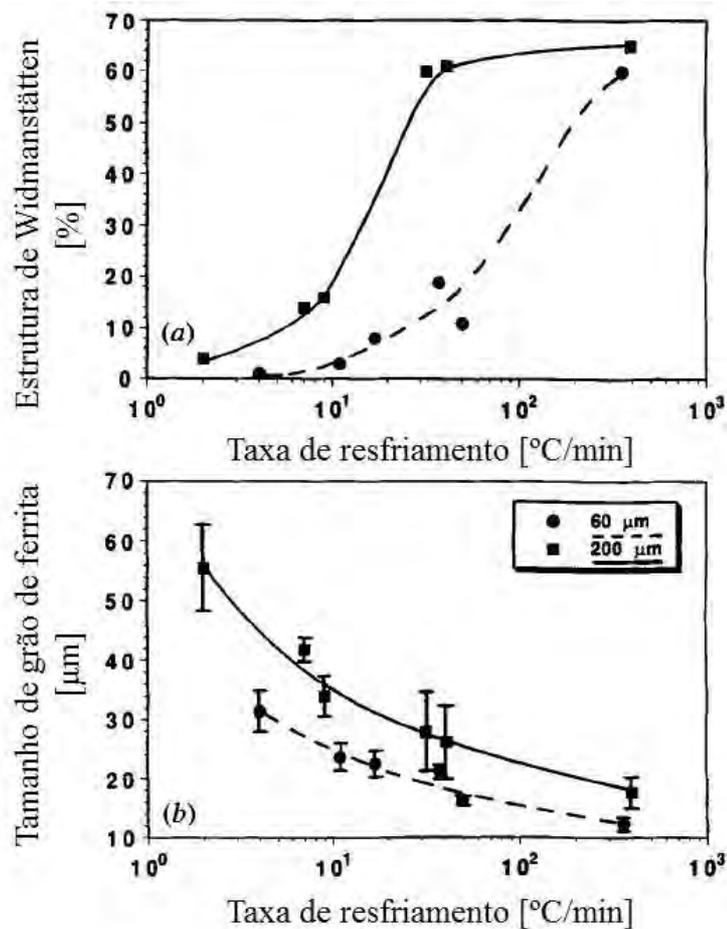


Figura 2.42 – Taxa de resfriamento relacionada com (a) % de estrutura Widmanstätten e (b) tamanho de grão de ferrita [89].

O tamanho de grão grosseiro de austenita tem uma estrutura heterogênea antes da deformação. Se este grão grosseiro for mantido após resfriamento acelerado, resultará em um aço com ferrita grosseira, com baixo desempenho da curva tensão vs deformação desse aço, além de baixa tenacidade. A partir de um aço carbono (0,19% de C e 0,72% de Mn) laminado a quente depois de aquecido acima da temperatura de

austenitização em duas diferentes temperaturas com três diferentes taxas de resfriamentos, observa-se, conforme figura 2.43, que: nas micrografias “a”, “b” e “c” existem grãos menos grosseiros, pois foram elevados a uma temperatura de 925°C, em comparação com os das micrografias “d”, “e” e “f”, que foram elevados a uma temperatura de 1150°C [83, 89].

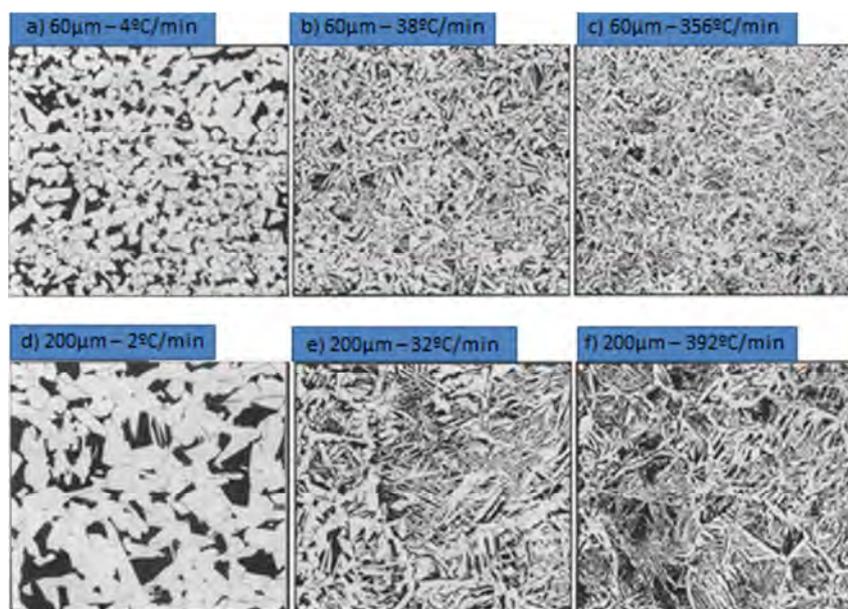


Figura 2.43 – Mirografias “a”, “b” e “c” austenitizadas a 925°C com grãos menos grosseiros que as “d”, “e” e “f” austenitizadas a 1150°C [89].

#### 2.4.4. Ensaios mecânicos destrutivos para forjados

Considerando a fabricação de flanges forjados de aços carbono e as forças que atuarão nesse tipo de aço quando conectado a equipamentos industriais, a norma de referência utilizada é a ASTM A 105 para a verificação de propriedades mecânicas através de ensaios de tração e de dureza. Considerando, por exemplo, o flange como componente de tubulações industriais, faz-se necessária a retirada de CPs de tração, medidas de dureza, além da comprovação de composição química no forjado. Os resultados desses ensaios são verificados pela norma de especificação padrão para forjados de aço carbono para aplicações em tubulações. Como valores de referência para aprovação de flanges forjados, os resultados estão de acordo com as tabela 2.1 (requisitos químicos) e 2.2 (resultados de tração) e tem dureza máxima de 187 Brinell [92].

Tabela 2.1 – Composição química para flanges forjados [92].

Elemento	Composição, %
Carbono	0,35 máx.
Manganês	0,60 - 1,05
Fósforo	0,035 máx.
Enxofre	0,04 máx.
Silício	0,10 - 0,35
Cobre	0,40 máx.
Níquel	0,40 máx.
Molibdênio	0,12 máx.
Vanádio	0,08 máx.

Tabela 2.2 – Requisitos mecânicos para flanges forjados (corpos cilíndricos) [92].

Limite mínimo de escoamento	250 MPa
Limite mínimo de resistência	485 MPa
Alongamento mínimo	22%

Outro ensaio relevante e de verificação de propriedades é o de impacto. Este se faz necessário para se obter a energia possível absorvida por um metal. A fratura dúctil apresenta uma deformação plástica de até 100% da seção, já a fratura frágil não produz deformação plástica, pois partes adjacentes do metal são separadas por tensões normais comparadas à superfície da fratura, já que esta requer menos energia que a fratura dúctil. O ensaio de impacto para a análise da energia absorvida (tenacidade) pelos aços é dinâmico e empregado para a fratura frágil. O resultado é representado por uma medida de energia absorvida pelo corpo de prova (CP), porém apresenta diferenças de comportamento do material que não são observadas pelo ensaio de tração, que também não são observadas nos ensaios de dureza onde se comparam propriedades mecânicas e metalúrgicas no material [75, 93].

A descrição de corpos de prova e a utilização de equipamentos de ensaios de impacto seguem as normas de referência ASTM E23, ASTM A370 e ASTM A350, nas quais o CP retirado da peça tem dimensões para o ensaio de Charpy (horizontal), de acordo com as dimensões do pêndulo que realizará o ensaio. Para um CP tipo A, o primeiro passo na usinagem é formar o material com comprimento de 55mm e seção quadrada de 10mmx10mm. Após essa etapa, faz-se o entalhe exatamente no centro da peça com um chanfro de 45 graus de ângulo e profundidade de 2mm (entalhe em V). Os pontos de extração de uma peça de simetria axissimétrica, axial ou circular, podem ser de posições de “0 grau”, “45 graus”, “90 graus”, “135 graus, e assim por diante, para observar se a energia absorvida neste material tem uma constância considerável.

Entretanto, é relevante retirar mais CPs da peça, principalmente nos pontos em que a peça fabricada através de algum processo de fabricação (fundição, usinagem, conformação e soldagem) passará pelas maiores solicitações mecânicas [75, 94-97].

Os parâmetros a serem avaliados para interpretação dos resultados nos ensaios de impacto dependem da usinagem correta do corpo de prova de acordo com a norma e a temperatura de ensaio (se for a temperatura ambiente, o laboratório deve estar entre 15°C e 32°C); a origem do material (se é do LC (fundição), soldagem ou conformação mecânica); e, às vezes, da estrutura metalográfica do material, para interpretação do resultado. A norma solicita, pelo menos, três CPs retirados da peça fabricada a ser analisada. O resultado deve ser a média aritmética desses CPs e os resultados de energia absorvida vão diminuir com a diminuição da temperatura (fator importante para avaliação de peças da indústria de equipamentos industriais). Deve-se observar, dentro desta média, se a variação dos resultados é muito considerável. Como exemplo, se a média deu 50J e um CP absorve perto de 30J e outro perto de 50J, a peça da qual se retiraram os CPs deve passar por outros ensaios para verificação, pois poderá ser descartada [85, 97, 98].

#### **2.4.5. Deformação a quente e características mecânicas**

A tensão de escoamento é um dos parâmetros fundamentais do processo de forjamento. O conhecimento desse parâmetro para materiais a serem conformados torna-se imprescindível para quantificar força e trabalho. As curvas de escoamento são construídas através de testes mecânicos (compressão de corpos cilíndricos, compressão plana, tração para pequenas deformações) que são realizados em diferentes temperaturas e diferentes velocidades de deformação e através de tensões em função da deformação [59].

A tensão de escoamento ( $k_f$ ) tem uma pequena variação com o grau de deformação ( $\phi$ ) e é muito sensível à velocidade de deformação ( $\dot{\phi}$ ) e à temperatura (T). Para o envolvimento desses três parâmetros, é necessário construir as curvas de redução de área vs. temperatura, tensão máxima vs. temperatura e tensão vs. deformação, para posterior avaliação da ductilidade a quente da qualidade do aço estudado [99, 100].

A figura 2.44 representa a curva de tensão verdadeira vs. deformação verdadeira para o aço AISI 1035 a 1150°C e em diferentes velocidades de deformação [101].

CURVAS TENSÃO VERDADEIRA - DEFORMAÇÃO VERDADEIRA - 1150°C

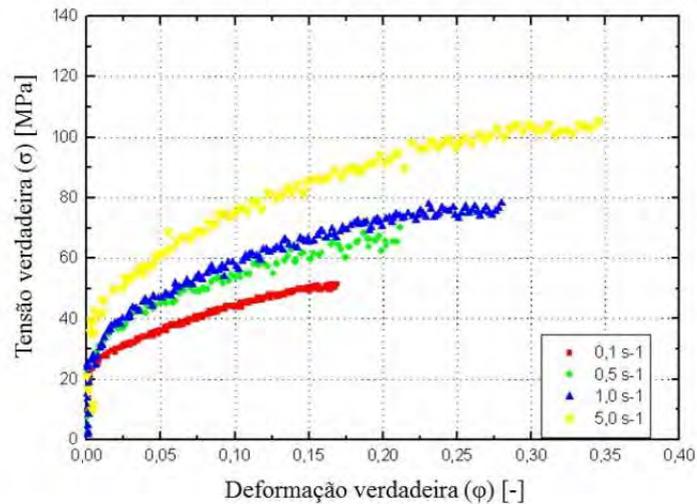


Figura 2.44– Curva de tensão verdadeira vs. deformação verdadeira do aço AISI 1035 a temperatura de 1150°C [101].

O ensaio de compressão com boa lubrificação e o de tração nas temperaturas de conformação são os que mais se adaptam à determinação das curvas de escoamento. Os dados do ensaio de ductilidade a quente são usados para caracterização do material a altas temperaturas. Na figura 2.45, observam-se as curvas de escoamento do aço AISI 1025 para as velocidades de deformação de 0,1, 1 e 10 s<sup>-1</sup>, provenientes da biblioteca do software Forge 2011. Percebe que quanto maior a velocidade de deformação aplicada ao material, mais alta será a resistência ao escoamento [102].

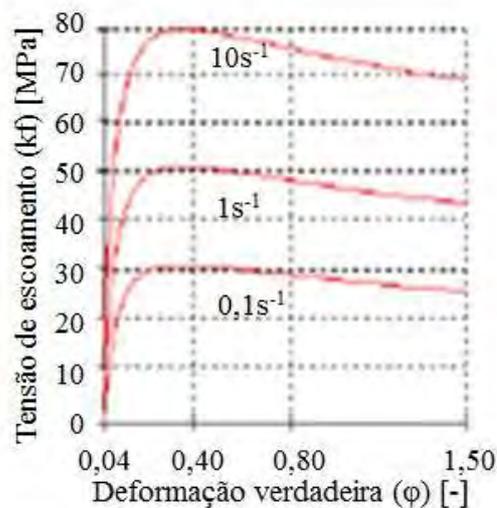


Figura 2.45 – Curvas de escoamento para o aço AISI 1025 a 1200°C para diferentes velocidades de deformação [102].

Na figura 2.46, são observadas as curvas de escoamento do aço AISI 1025, provenientes da biblioteca do software Forge 2011, para as temperaturas de 800 °C, 1000 °C e 1200°C com velocidade de deformação de 1,0s<sup>-1</sup>.

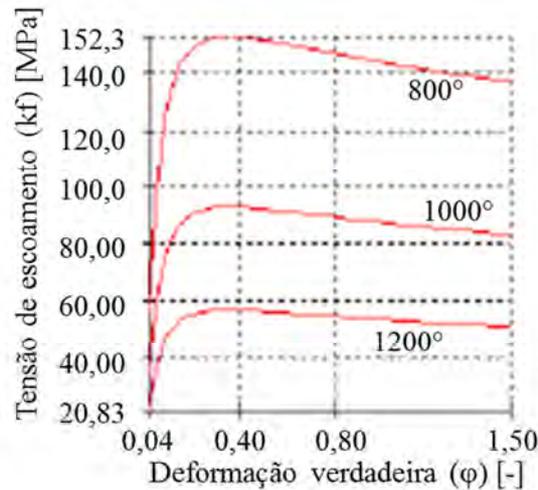


Figura 2.46 – Curvas de escoamento do aço AISI 1025 para diferentes temperaturas [102].

Através das curvas de escoamento dos aços, pode-se estimar a resistência que esses materiais oferecem ao escoamento. Uma formulação matemática para a curva de escoamento é dada pela equação de Spittel da seguinte forma [103]:

$$kf = M \cdot e^{m_1 \cdot T} \cdot \varphi^{m_2} \cdot e^{m_4 / \varphi} \cdot \dot{\varphi}^{m_3}, \quad \text{eq. 17}$$

onde M, m1, m2, m3 e m4 são constantes relacionadas a cada material;  $\varphi$ , a deformação; T, a temperatura em °C; e  $\dot{\varphi}$ , a velocidade de deformação do material.

A velocidade de deformação ( $\dot{\varphi}$ ) é definida como sendo a variação da deformação na unidade de tempo. Considerando-se, portanto, um corpo, e levando-se em conta suas dimensões externas que sofrem uma deformação  $\varphi$ , a velocidade de deformação é definida como:

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt}. \quad \text{eq. 18}$$

Considerando-se ainda o corpo externo, pode-se também calcular a velocidade de deformação como, por exemplo, em altura ( $h$ ), onde  $V_F$  significa a velocidade da ferramenta:

$$\dot{\phi} = \frac{d\phi_h}{dt} = \frac{d \ln(h/h_0)}{dh} \cdot \frac{dh}{dt} = \frac{V_F}{h}. \quad \text{eq. 19}$$

### 3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1. Considerações gerais da matéria-prima

##### 3.1.1. Composição química

Para o desenvolvimento experimental deste trabalho, primeiramente, tarugos de aços ABNT 1025 modificados (0,25%C, 0,19%Si, e 0,60% Mn) com composição química analisada (de acordo com a ASTM A 105) através de um espectrômetro ARL 3460 Advantage foram obtidos para serem utilizados no processo de forjamento de flanges. Essas peças forjadas são consideradas para utilização posterior como peças de equipamentos industriais (junções de tubulações industriais). Para o forjamento, foram fornecidas matérias-primas provenientes do Lingotamento Contínuo (LC) sem Agitação Eletromagnética (AE) com posterior Laminação a Quente (LQ), tradicionalmente fornecidas às forjarias, do LC com AE e do LC sem AE. Os aços utilizados nas três condições acima citadas, foram tarugos de seção quadrada 120mmx120mmx58mm. Na figura 3.1, observa-se o corte do *billet* na serra fita com as dimensões solicitadas para o processo de forjamento e na tabela 3.1, observa-se a composição química dos aços nas três diferentes condições de fornecimento.



Figura 3.1 – Seção quadrada de tarugos.

Tabela 3.1 – Composição química dos aços utilizados.

	Tipo de origem de aços para o forjamento	C (%)	Mn (%)	Si (%)	S (%)	P (%)	Fe (%)
Origem 1	LC sem AE + Laminação a Quente	0,25	0,61	0,19	0,01	0,02	98,94
Origem 2	LC com AE	0,25	0,63	0,18	0,02	0,02	98,58
Origem 3	LC sem AE	0,25	0,64	0,18	0,02	0,02	98,57

### 3.1.2. Obtenção das curvas de escoamento

Para avaliar as condições de forjamento e principalmente a ductilidade a quente do aço proveniente do LC com AE foram realizados testes utilizando módulo fixo e de tração do simulador termomecânico Gleeble 3500. Foram determinadas curvas de variação da redução de área em função da temperatura, da variação da tensão máxima em função da temperatura e da variação da tensão em função da deformação e do alongamento.

Para a determinação destas curvas foram utilizados oito corpos de prova do material provenientes do Lingotamento Contínuo com Agitação Eletromagnética. Os CPs foram usinados de acordo com a especificação do equipamento. Na figura 3.2 (a) são mostrados os CPs usinados e em (b) o croqui do desenho para usinagem.

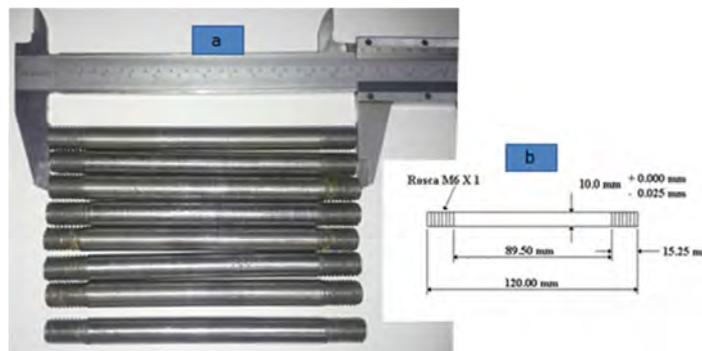


Figura 3.2 – Corpos de prova usinados (a), à esquerda, e croqui (b), à direita.

Durante os ensaios, o carregamento e o aquecimento ocorrem somente na região central do CP e um termopar para controle de temperatura é soldado na região central da amostra. O conjunto e o posicionamento citados ocorrem em uma câmara a vácuo do simulador mecânico.

Para a realização dos testes, todas as amostras sofreram o mesmo ciclo de aquecimento da amostra até a temperatura de tração a uma taxa de  $20^{\circ}\text{C/s}$ , permanência por 1 minuto na temperatura, em seguida tracionou-se com taxa de deformação de  $5,00\text{ s}^{-1}$ , até o rompimento, seguido de resfriamento ao ar. A faixa de temperatura dos testes foi compreendida entre  $850^{\circ}\text{C}$  e  $1300^{\circ}\text{C}$ , com intervalos de temperatura de  $50^{\circ}\text{C}$  e taxa de deformação de  $5,0\text{ s}^{-1}$ .

Na figura 3.3, são observadas as curvas de tensão verdadeira vs deformação verdadeira, obtidas através da variação de temperatura para cada um dos 8 CPs e mesma

velocidade de deformação ( $5 \text{ s}^{-1}$ ). Estes resultados foram comparados aos dados do software Forge 2011 considerando um aço de composição química bastante próxima (aço proveniente da Laminação a Quente).

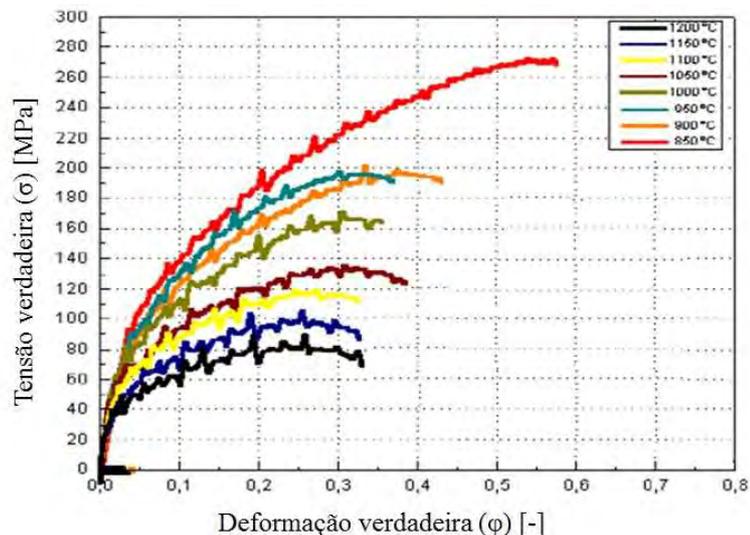


Figura 3.3 – Curvas de Tensão verdadeira vs. Deformação verdadeira do aço AISI 1025 do LC com AE.

### 3.1.3. Macrografia antes do forjamento

Para análise dos aços avaliados neste trabalho, retiraram-se do centro do tarugo (corte longitudinal) amostras dos aços provenientes do LC com e sem AE para a análise de descontinuidades visíveis macrograficamente, figura 3.4.

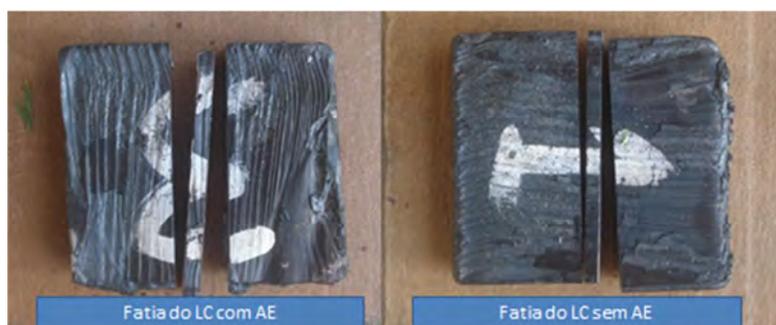


Figura 3.4 – Fatias retiradas longitudinalmente para análise de descontinuidades.

Utilizou-se a seção transversal dos tarugos para observação de possíveis descontinuidades (vazios e rechupes). Na figura 3.5 podem ser observados os cortes

transversais sem lixamento, mostrando a seção que será analisada, (a) com Agitação Eletromagnética e (b) sem agitação.

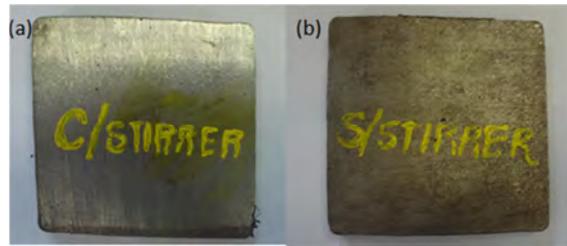


Figura 3.5 – Corte transversal de tarugos.

O ataque macrográfico foi realizado com uma solução de 50% de HCL (concentração 37%) em água limpa e filtrada a 80°C. Com a mistura de um litro, foram mergulhadas as faces durante aproximadamente 5 minutos e, em seguida, interrompeu-se o ataque com água. Posteriormente, as faces receberam bicarbonato e foi aplicado água novamente. Por fim, utilizaram-se álcool etílico e secador para terminar o processo.

### 3.2. Processo de forjamento de flange

Para o forjamento, cortaram-se *billets* das três condições de fornecimento (laminados e do LC com e sem AE) de dimensões de 120mmx120mmx58mm, de acordo com a peça objetivada com formato de flange. Em uma primeira fornada, foram forjados três CPs de cada condição de fornecimento. Em outra fornada, nas mesmas condições de processo (forno, prensa e martelo), foram forjados sete CPs de cada condição de fornecimento. Na figura 3.6, observam-se *billets* de seção quadrada para o forjamento dos flanges (a) e flanges forjados e rebarbados (b).

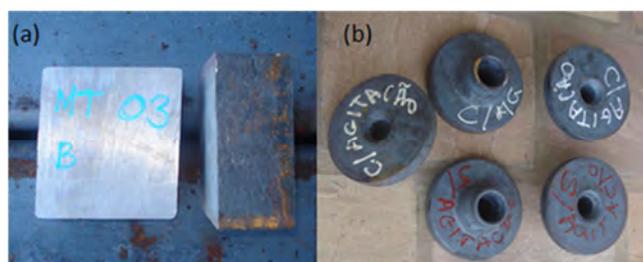


Figura 3.6 – Billets de seção quadrada para o forjamento de flanges (a) e flanges forjados e rebarbados (b).

O flange é um tipo de peça que une dois componentes de um sistema de tubulações, permitindo ser desmontado sem operações destrutivas. Nas figuras 3.7 e 3.8, são apresentados os desenhos das matrizes superior e inferior utilizadas no forjamento dos flanges, respectivamente.

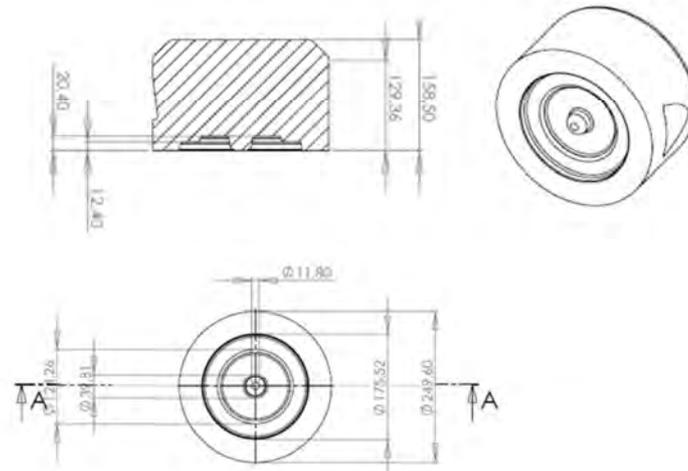


Figura 3.7 – Desenho da matriz superior.

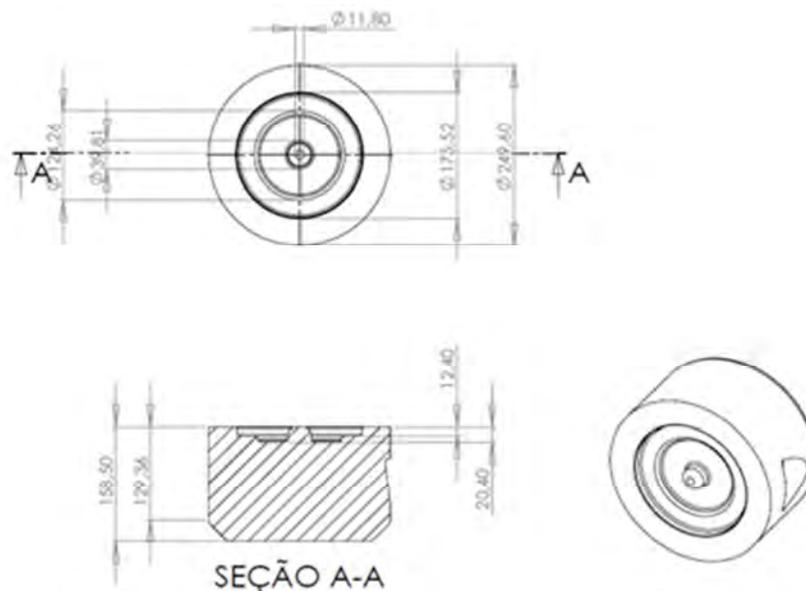


Figura 3.8 – Desenho da matriz inferior.

Na figura 3.9, observa-se a sequência do processo para o forjamento dos flanges. Foram consideradas as operações a partir dos tarugos, o que envolveu o corte, aquecimento em forno, prensagem e forjamento.

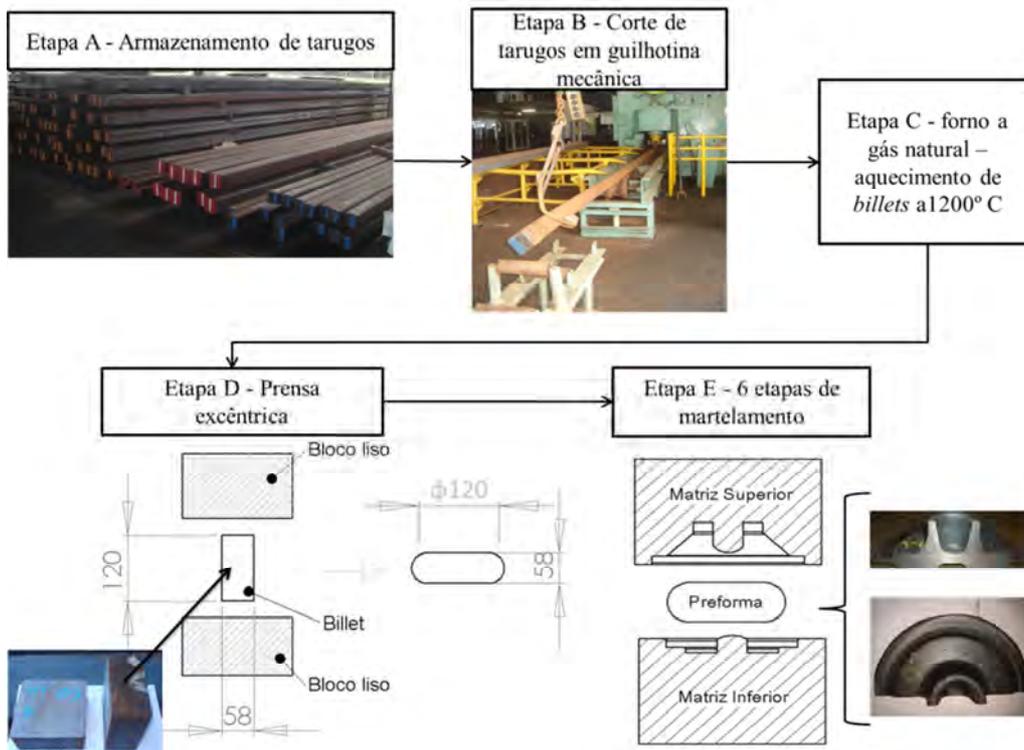


Figura 3.9 – Sequência de procedimentos para forjamento.

No aquecimento para o processo de forjamento, utilizou-se um forno de câmara simples, de marca FNSA, com capacidade de 1500 kg/hora, com aquecimento por gás natural. As peças foram aquecidas a uma temperatura de 1200°C com tempo de encharque de 45 minutos. Na figura 3.10, observa-se o *billet* aquecido e fora do forno para o processo de forjamento. A temperatura medida de 1185°C foi feita por um pirômetro ótico, de marca CONTEMP, com condições de captação de temperatura de 1300°C.

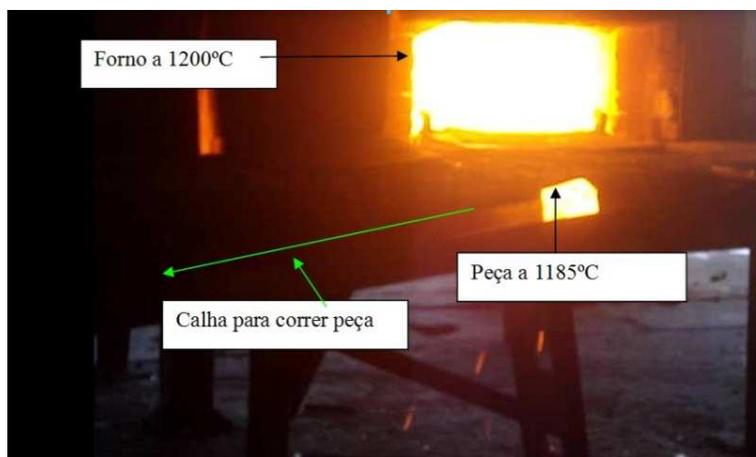


Figura 3.10 – Forno a gás natural e bilhet retirado para forjamento.

No processo de forjamento, após a retirada do *billet* do forno, o primeiro procedimento utilizado foi o de forjamento em prensa, para posterior passagem para as etapas de martelamento. Na figura 3.11, observa-se a prensa excêntrica, de marca MANHKE, com capacidade de 4500 kN, sendo utilizada para a primeira etapa de prensagem da peça após a saída do forno e, também, para rebarbamento após as etapas de martelamento com as matrizes de aço AISI H13.



Figura 3.11 – Prensa excêntrica para recalcamento e rebarbamento.

Após a retirada do forno para a primeira etapa de conformação, ou seja, na etapa de prensagem, foi utilizado um pirômetro manual para medir a temperatura de processo dessa etapa. O pirômetro utilizado foi da marca CONTEMP, com temperatura máxima de medição de 1300°C. A figura 3.12 mostra a medição dessa temperatura, que foi de 1120°C.



Figura 3.12 – Medição de temperatura no processo com a utilização de um pirômetro manual.

Após a etapa de forjamento inicial (forjamento em prensa) com a preparação da pré-forma (para o processo de martelamento), a peça foi encaminhada para as etapas seguintes de martelamento, onde recebeu golpes até o total preenchimento da gravura nas matrizes, que consistiu de um flange com rebarba. Na figura 3.13 é mostrado o grupo de matrizes para o processo de forjamento por martelamento. Para este processo utilizaram-se aços ASTM 6F3 para trabalho a quente e de alta tenacidade.



Figura 3.13 – Grupo de matrizes de aço ASTM 6F3 do processo de forjamento.

A figura 3.14 mostra o martelo de queda utilizado. Este martelo é da marca ERIE com capacidade de 44kJ (33000 libras.pés). Na figura 3.15, observa-se uma etapa do processo de martelamento, onde em seu total foram aplicados seis golpes para o preenchimento da gravura nas matrizes para posterior etapa de rebarbação.



Figura 3.14 – Martelo de queda de marca ERIE.



Figura 3.15 – Etapa do processo de martelamento.

Na figura 3.16, observam-se os flanges forjados imediatamente após o processo e posteriormente rebarbados.



Figura 3.16 – Flanges forjados e rebarbados.

Na figura 3.17, observa-se o desenho do flange de pescoço projetado com as dimensões após forjamento, rebarbamento e usinagem final.

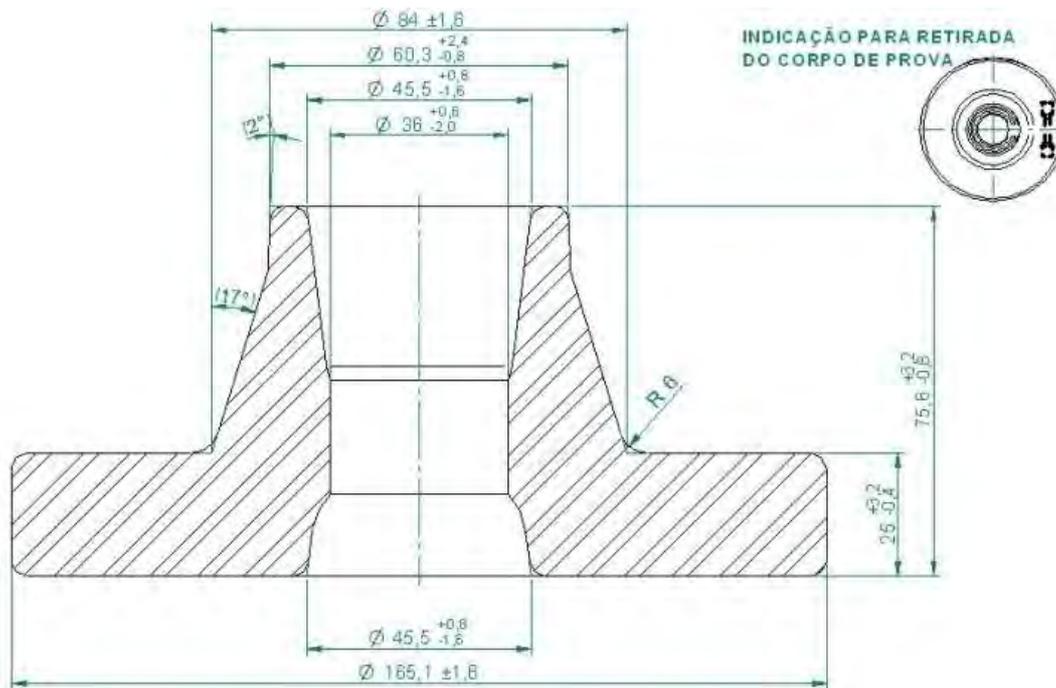


Figura 3.17 – Desenho do Flange após forjamento, rebarbamento e usinagem final.

### 3.3. Processo de metalografia após o forjamento

Após o forjamento, foram realizadas análises macrográficas para verificar as linhas de deformação e comparação das três matérias primas utilizadas, e no âmbito micrográfico, para analisar a estrutura granular final.

O procedimento para preparação das macrografias das peças forjadas seguiu-se a seguinte sequência: corte do flange forjado de forma longitudinal para observar as linhas de fibramento do forjamento e as possíveis discontinuidades dos três tipos analisados; retificação e conseqüente espelhamento da face para ataque. Foi utilizado o mesmo procedimento de ataque químico adotado na macrografia antes do forjamento, mostrado anteriormente, ou seja, mistura de metade de água filtrada e metade de HCl (concentração 37%); e mergulho das peças durante, aproximadamente, dez minutos, a uma temperatura de  $80^\circ\text{C}$ .

Para avaliação micrográfica após o processo de forjamento e comparação das microestruturas obtidas nas três matérias primas utilizadas, retirou-se corpos de prova na mesma região nos três tipos de forjados analisados. Na preparação dos corpos de prova utilizou-se, nesta sequência, lixas de granulação de #120, #280, #320, #400, #600. O polimento foi com alumina  $0,3 \mu\text{m}$  em uma politriz encerrando com um ataque de

Nital 2% (2ml de HNO<sub>3</sub> e 98ml de álcool). As micrografias foram analisadas com o auxílio de um microscópio ótico (modelo Axiovert 100A da Carl Zeiss com ampliação de até 1000x) e com uma câmera digital (JVC TK-C1380U).

O intuito deste ensaio foi o de avaliar as fases presentes, a granulometria e as possíveis discontinuidades provenientes do processo de fabricação do aço, que servem de auxílio para identificar propriedades mecânicas e caracterização do material. As análises foram realizadas na base do forjado, na parte central do forjado e na parte do pescoço do flange nos três tipos de fornecimento. Na figura 3.18, observa-se o local de corte do flange para a realização das análises macrográficas e micrográficas e na figura 3.19, as seções de análises são apontadas após o corte.



Figura 3.18 – Flange com demonstração de local de corte para metalografia.

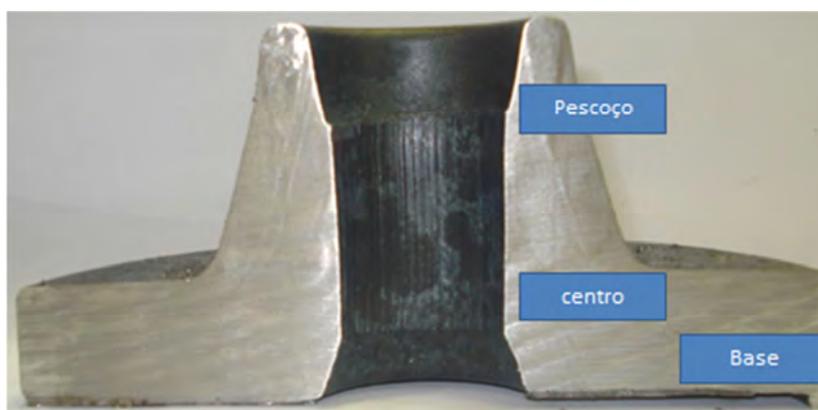


Figura 3.19 – Indicações de regiões e pontos de deformação para metalografia.

Na figura 3.20, observa-se o espelhamento por retificação da face de uma das peças de aço forjado.



Figura 3.20 – Peça retificada com espelhamento de face conveniente para ataque macrográfico.

#### **3.4. Ensaio não destrutivo de líquidos penetrantes após forjamento**

Os ensaios não destrutivos (END) são técnicas utilizadas na inspeção de materiais e equipamentos, sem danificá-los executadas nas etapas de fabricação, construção, montagem e manutenção. O END de líquidos penetrantes (LP) é aplicado na detecção de descontinuidades superficiais em materiais sólidos.

Para a avaliação das peças forjadas, seguiu-se o procedimento de utilização da técnica tipo 2C, penetrante colorido do tipo removível a solvente, com o objetivo de encontrar poros, vazios e trincas superficiais [75]. Aplicou-se a técnica nos flanges forjados que foram cortados longitudinalmente e retificados com grau de acabamento espelhado na superfície analisada.

Partiu-se, então, para o início do processo com a utilização do limpador usado para a limpeza superficial, eliminando resíduos que venham a mascarar o resultado. Seu tempo de evaporação é de cinco minutos. Após esta etapa, utilizou-se o LP, fazendo assim a aplicação sobre a superfície de interesse com um tempo de penetração igual a dez minutos. Nestes dez minutos, caso haja alguma descontinuidade relacionada a poros, vazios e trincas, o LP penetra na peça exatamente nestes defeitos.

O penetrante tem a cor vermelha e é um produto que deve ser aplicado na superfície de interesse permanecendo nessa região por cerca de durante 10 minutos. Na figura 3.21, são observados os flanges cortados, polidos e limpos com a aplicação do penetrante para observar possíveis discontinuidades.



Figura 3.21 – LP aplicado em flanges cortados e retificados.

Após a etapa de aplicação do LP e do tempo necessário para sua penetração, removeu-se o seu excesso com panos limpos e secos e, depois, com panos levemente umedecidos com solvente. Após cinco minutos, aplicou-se o revelador. Na figura 3.22, observa-se a aplicação manual do revelador na peça forjada.



Figura 3.22 – Aplicação de revelador em superfície de interesse.

### 3.5. Ensaio de impacto de peças após forjamento

O ensaio de impacto é um dos ensaios destrutivos considerados, posteriormente ao forjamento, para verificar se a energia absorvida no corpo forjado é constante ou próxima em toda a sua seção. A norma internacional que padroniza os ensaios de impacto é a E-23 da ASTM A 370 e a ASTM A 350.

Para avaliação das peças da primeira fornada, foram confeccionados três CPs de impacto de três flanges forjados, considerando um flange de cada condição de

fornecimento (um do LC sem AE e LQ, um do LC com AE e um do LC sem AE). Na figura 3.23, são mostradas as posições de onde foram retirados os corpos de prova de cada peça forjada, considerando as posições 0°, 45° e 90° da base do flange, devido a este local ser o de maior solicitação mecânica da peça e o de melhor condição para a retirada de CPs. Estes ensaios de impacto foram realizados à temperatura ambiente. As confecções dos CPs foram feitas através de usinagem por eletroerosão a fio com o formato tipo A (entalhe tipo V), de acordo com a norma ASTM A 370.

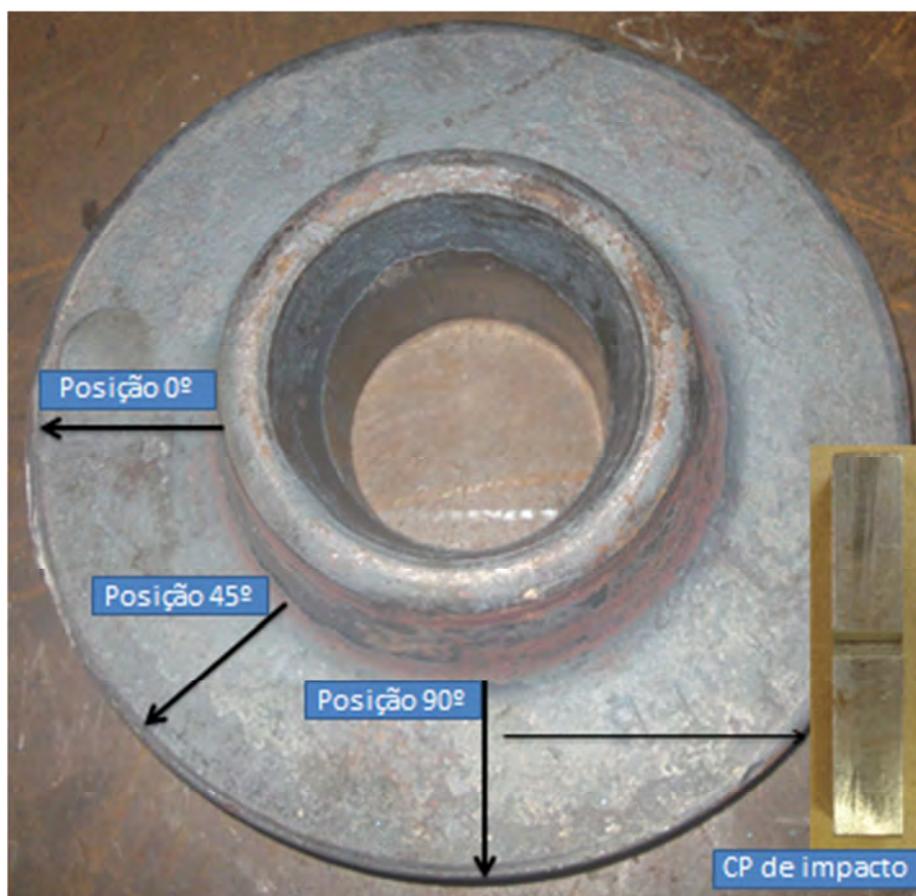


Figura 3.23 – Posições e direções de onde foram retirados os CPs de impacto.

Através dos flanges da segunda fornada de forjados, realizaram-se ensaios de impacto Charpy com formato tipo A (entalhe em V), de acordo com a norma ASTM A 370, a temperatura ambiente e a baixa temperatura (-46°C). Primeiramente, confeccionaram-se CPs para os ensaios a temperatura ambiente. Três forjados (um de cada condição de fornecimento) foram levados a usinagem para confecção de 10 CPs retirados da base de cada um desses flanges citados. Utilizou-se a circunferência desta base para retirada de 10 CPs de cada condição, conforme figura 3.24 (a cada 40° da

circunferência, retiraram-se CPs de impacto e um último a 20° do final da circunferência para a obtenção de 10 CPs).

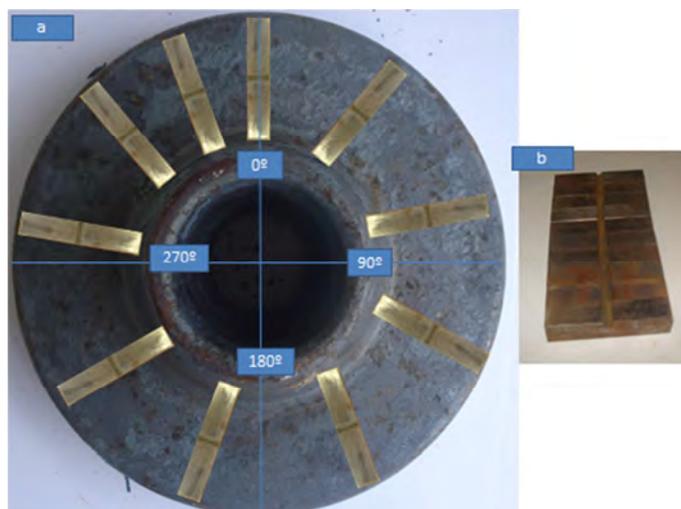


Figura 3.24 – Posição dos CPs para ensaios de impacto (a) e CPs retirados e usinados (b).

Os corpos de prova Charpy (tipo A) foram usinados para análise dos forjados seguindo a norma ASTM A 370. As dimensões foram de 55 mm de comprimento, seção quadrada de 10 x 10mm com chanfro central de 45° (entalhe tipo V), considerando para este chanfro a profundidade de 2mm e raio de 0,25mm (chanfro fabricado em máquina de eletroerosão a fio) [97]. Na figura 3.25, observam-se os CPs usinados para o ensaio de impacto (a) e o desenho dos CPs (b).

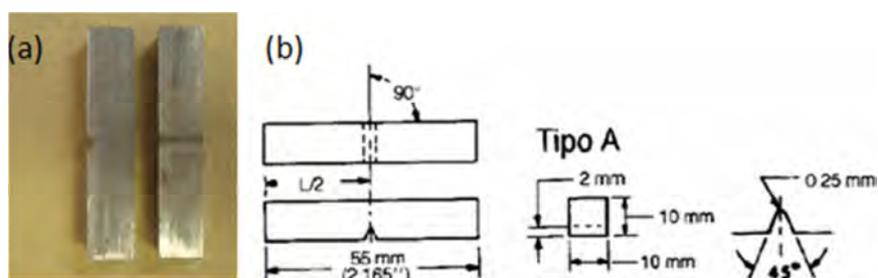


Figura 3.25 – CPs usinados para ensaio de impacto (a) e desenho técnico (b).

O ensaio de impacto Charpy da primeira fornada foi realizado em uma máquina Avery-Denison – escala em Joules. A figura 3.26 mostra a máquina de ensaio de impacto utilizada para as peças da primeira fornada.



Figura 3.26 – Máquina de ensaio de impacto.

Em relação à segunda fornada de forjados, primeiramente, se utilizaram-se três flanges para ensaios à temperatura ambiente e confeccionaram-se os CPs conforme mostrado na figura 3.25, anteriormente. Para esses ensaios, utilizou-se a máquina de ensaio de impacto marca: “Instron SI-1 Series”.

Ainda em relação a segunda fornada, utilizaram-se seis flanges, considerando dois de cada condição de fornecimento. De cada um desses flanges, foram retirados cinco CPs de impacto para realização a baixa temperatura ( $-46^{\circ}\text{C}$ ). Para este grupo de ensaios, utilizou-se a máquina de impacto Tinius Olsen, com termômetro digital MINIPA TI 002. Seguiu-se a mesma sequência de retirada dos pontos dos CPs, conforme realizado na primeira fornada. Porém, como foi possível retirar mais dois em relação a anterior, seguiu-se a sequência de retirada de  $0^{\circ}$ ,  $45^{\circ}$ ,  $90^{\circ}$ ,  $135^{\circ}$  e  $180^{\circ}$  de cada flange. Na figura 3.27, observam-se quatro grupos de cinco CPs para ensaio de impacto a baixa temperatura, sendo dois grupos dos forjados de condição de fornecimento provenientes do LC com AE e dois do LC sem AE.

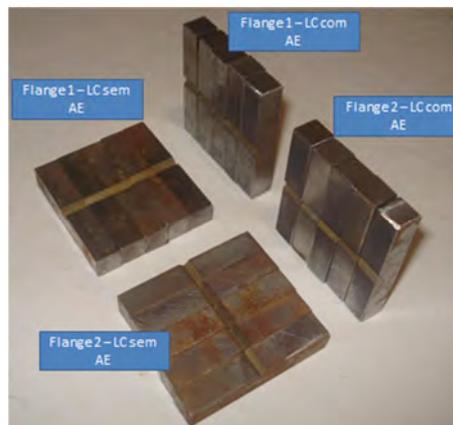


Figura 3.27 – CPs usinados para ensaios de impacto a baixa temperatura ( $-46^{\circ}\text{C}$ ).

### 3.6. Ensaio de tração de peças forjadas

O ensaio de tração serve para analisar se o forjado está dentro da norma de referência (para flanges de aço carbono segue a ASTM A 105) para a peça que está sendo fabricada. Considerando a proposição de comparação de resultados e a aprovação ou não aprovação pela norma, retiraram-se dois CPs da base do flange por ser o único local com possibilidade de retirada. Esse procedimento foi realizado para flanges da primeira e segunda fornadas. Na figura 3.28 é mostrado no flange forjado o local em que há a possibilidade de retirada do CP para ensaio de tração devido à disponibilidade de massa.



Figura 3.28 – Local para retirada de CP para ensaio de tração.

Seguindo as normas técnicas ABNT MB4 ou ASTM 370, através da usinagem, foram confeccionados os CPs de tração. Na figura 3.29, são observados CPs usinados, à esquerda, e desenho técnico, à direita, de acordo com a norma de referência.

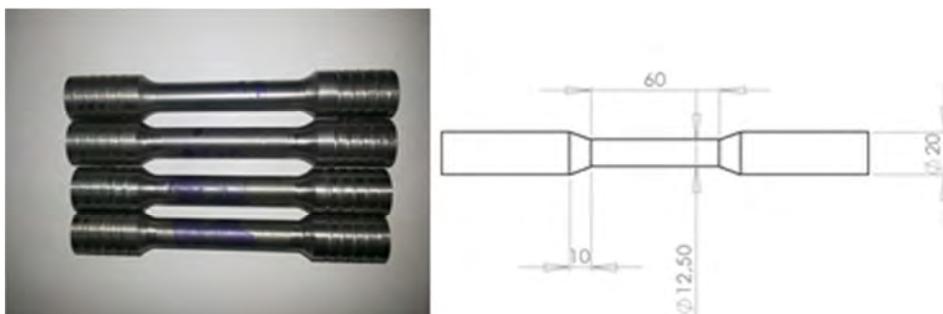


Figura 3.29 – Corpos de prova para ensaio de tração.

### 3.7. Ensaio de dureza após forjamento

Utilizou-se, neste ensaio, lixas de granulometria #120, #280, #320, #400 e #600. O polimento foi realizado com alumina 0,3  $\mu\text{m}$  em uma politriz (modelo POLIPAN-2), encerrando com um ataque com a solução de 50% HCl (concentração 37%) e 50% de água limpa e filtrada. Depois de finalizado o acabamento superficial, realizou-se o ensaio em um microdurômetro Vickers (modelo SHIMADZU) disponível para o ensaio da primeira fornada, com carga utilizada de 10 N, com um tempo de aplicação de 10s e fez-se a medição dos resultados por meio de um computador conectado à máquina de dureza. Com a superfície atacada, os CPs foram levados para o microdurômetro, utilizando-se um penetrador de diamante de ângulo 136° com uma carga de 9,8 N (1 kgf). Foram escolhidas as três regiões do flange (base, centro e pescoço) analisadas no trabalho após corte e ataque citado nas peças. Na figura 3.30, são observados os pontos de análise.



Figura 3.30 – Zonas de análise através dos resultados de ensaios de dureza Vickers.

Para a avaliação das propriedades mecânicas buscou-se, nos resultados de dureza Vickers, a realização de conversão para a dureza Brinell para comparação com os requisitos químicos da norma utilizada em análises desse tipo de forjado (ASTM A 105).

Para os forjados selecionados da segunda fornada, utilizou-se o durômetro com medidas de dureza Brinell de diversos pontos da base, centro, pescoço e corte da parte

de baixo, conforme pontos apontados na figura 3.31, também para comparação de resultados com a norma de referência.

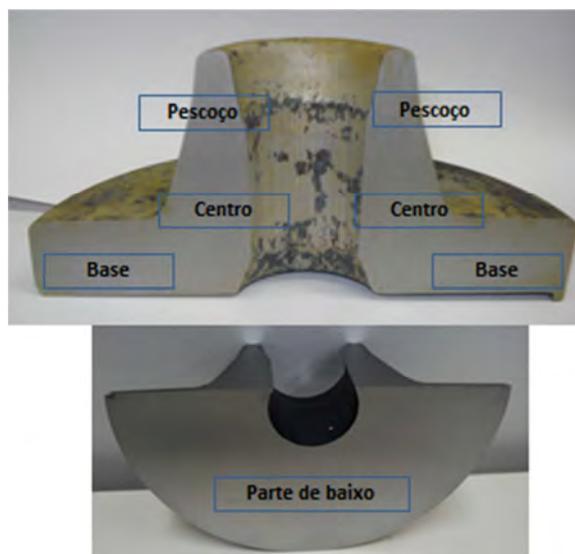


Figura 3.31 – Pontos de medição de dureza Brinell.

#### 4. CÁLCULO DE FORÇA E ENERGIA NO FORJAMENTO PELA TEORIA ELEMENTAR DA PLASTICIDADE

Existem diferentes métodos aproximados, tanto analíticos quanto numéricos, para analisar os problemas de conformação dos metais. Nenhum deles é perfeito, devido as hipóteses assumidas no desenvolvimento do modelo matemático. Além disso, todos os métodos de análise requerem como entrada a descrição do comportamento do material sob as condições do processo, isto é, valores de tensão de escoamento, quantitativo para descrever o atrito, índice de encruamento e coeficiente de resistência.

Para a determinação do comportamento do material em condições de processo, é necessária a realização de testes, como os ensaios de compressão que fornecem a curva de escoamento do material, do qual são retirados os resultados necessários à aplicação da teoria elementar da plasticidade (TEP).

Para a construção das curvas de escoamento nas situações em que não há uma dependência da velocidade de deformação como as realizadas à temperatura ambiente, qualquer máquina universal de ensaios mecânicos pode ser utilizada. Para determinados materiais, principalmente os utilizados nos processos de conformação em altas temperaturas, a influência da velocidade de deformação passa a ser extremamente significativa.

As curvas de escoamento, nesses casos, devem ser determinadas para parâmetros constantes que não se alteram durante o ensaio. Assim sendo, um material pode ter suas propriedades de conformabilidade obtidas quando suas curvas de escoamento forem construídas em função da deformação, mantendo-se constantes a velocidade de deformação e a temperatura.

Através das curvas de escoamento a quente dos aços, é possível estimar a resistência que esses materiais oferecem ao escoamento e, com isso, levantar as curvas para dadas temperatura, deformação e velocidade de deformação. Uma formulação matemática para a curva de escoamento é dada pela equação de Spittel (equação 17).

$$kf = M \cdot e^{m_1 T} \cdot \varphi^{m_2} \cdot e^{\frac{m_4}{\varphi}} \cdot \dot{\varphi}^{m_3} \quad \text{eq. 17}$$

Onde M, m<sub>1</sub>, m<sub>2</sub>, m<sub>3</sub> e m<sub>4</sub> são constantes relacionadas a cada material;  $\varphi$ , a deformação; T, a temperatura em °C; e  $\dot{\varphi}$  a velocidade de deformação do aço em s<sup>-1</sup>.

Pelas curvas de escoamento do material, vistas nas figuras 2.45 e 2.46, adquirem-se as constantes para a equação de Spittel.

$$M = 1097 \text{ MPa}$$

$$m_1 = -0,00247$$

$$m_2 = -0,16934$$

$$m_3 = 0,14451$$

$$m_4 = -0,06179$$

$$T = 1200^\circ\text{C}$$

Inserindo os valores das constantes para o aço AISI 1025 na equação de resistência a quente de Spittel:

$$k_f = 1097 \cdot e^{-0,00247 \cdot 1200} \cdot \dot{\varphi}^{-0,14451} \cdot e^{\frac{-0,06179}{\dot{\varphi}}} \cdot \dot{\varphi}^{0,14451} \quad \text{eq. 20}$$

Para os cálculos da força necessária para a conformação do flange e o desenvolvimento da TEP, simplificações na forma geométrica da peça foram consideradas. Na figura 4.1 observa-se a comparação das formas do projeto da peça forjada e a forma final simplificada da peça, utilizada nos cálculos da TEP.

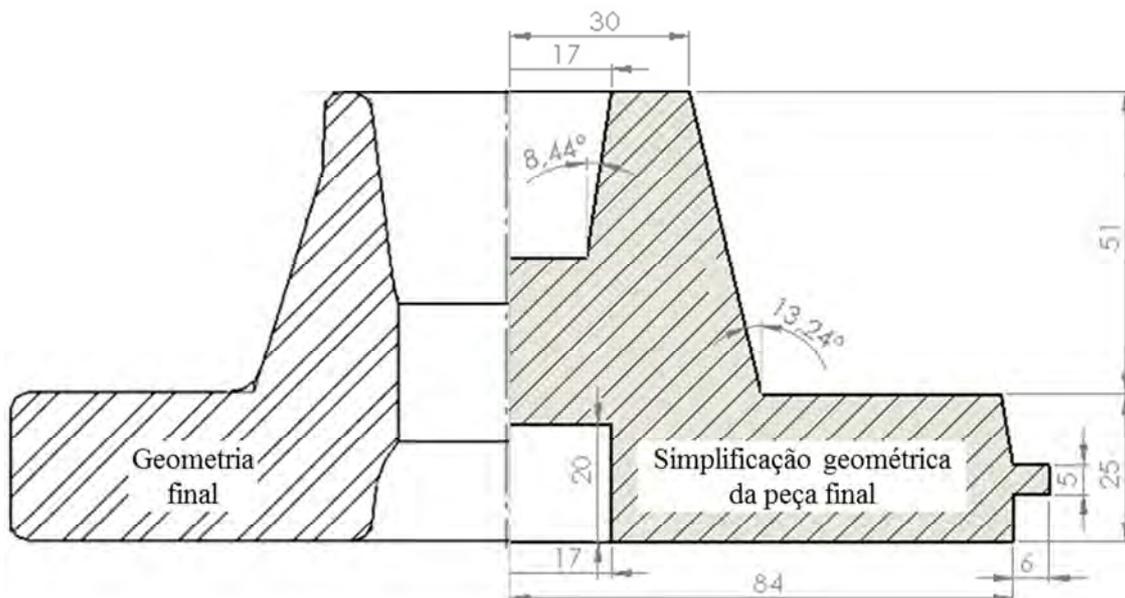


Figura 4.1 – Peça forjada e peça simplificada (dimensões em mm).

A TEP utilizada nos cálculos será o Método dos Tubos. A partir do *billet* faz-se a discretização da geometria em tubos. A geometria inicial do *billet* possui diâmetro de 120mm e a peça final possui um diâmetro de 180mm (com rebarba). Os tubos foram

discretizados na direção do raio. Isso determina que a peça inicial possuía 14 tubos e a peça final 22 tubos. Na figura 4.2 é mostrado um croqui demonstrando a vista superior do billet, a discretização do diâmetro do *billet* ( $D_{\text{Billet}}$ ) em tubos antes do processo de forjamento e a vista em corte A-A mostrando o posicionamento dos tubos ( $t_i$ ).

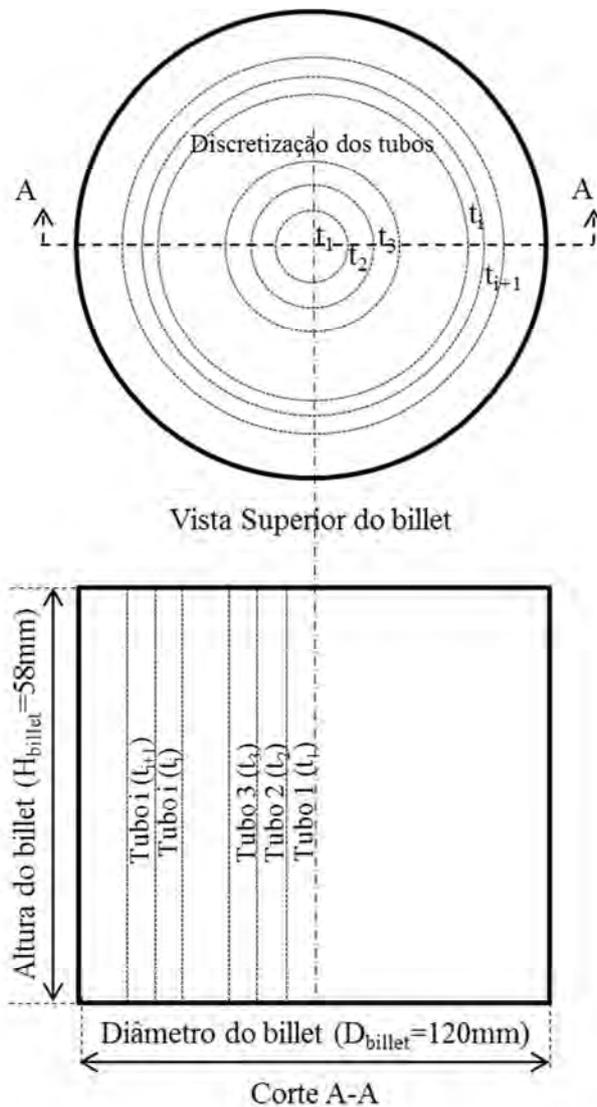


Figura 4.2 – Separação em tubos do *billet* a ser conformado.

O processo de martelamento é realizado em seis etapas e a TEP também acompanhou essa metodologia. Para fins de cálculos, as geometrias foram consideradas com cantos vivos e a não presença de força de forjamento após o canal de rebarba, sendo estimado o diâmetro máximo aplicado para a fabricação da peça em 180mm. Em cada etapa do martelamento é observado o posicionamento da matriz superior (figura 4.3) e a geometria da peça forjada (figura 4.4).

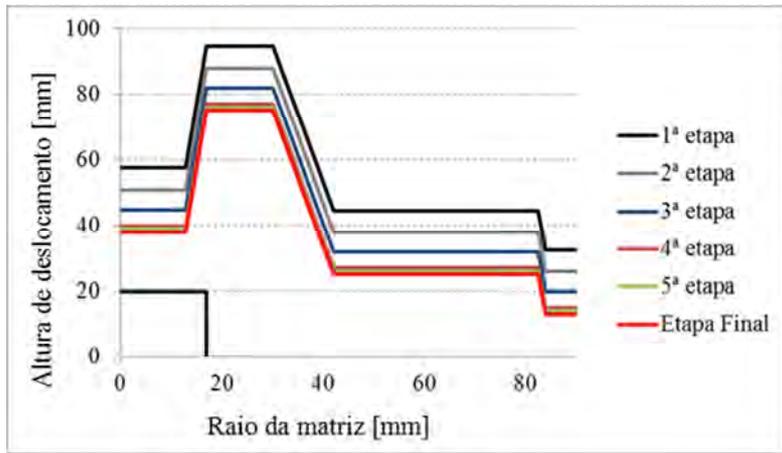


Figura 4.3 – Posicionamento da matriz superior ao longo das etapas de martelamento.

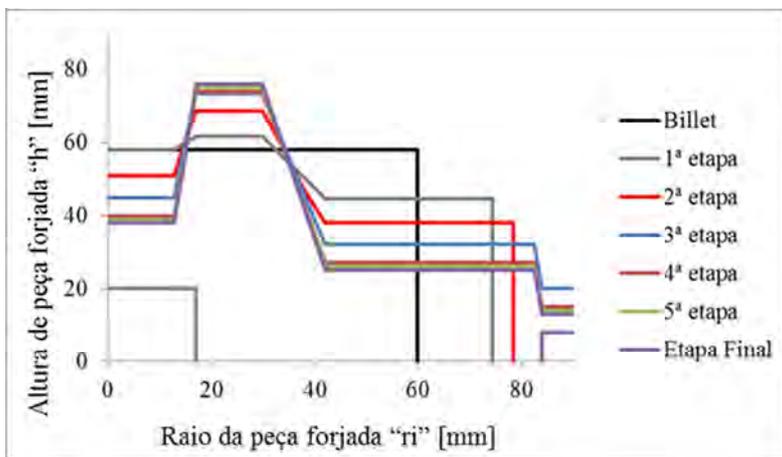


Figura 4.4 – Geometrias forjadas nas etapas de martelamento.

Na figura 4.5, é apresentada a discretização de 22 tubos na peça final e o tubo da rebarba, na vista em corte do plano central.

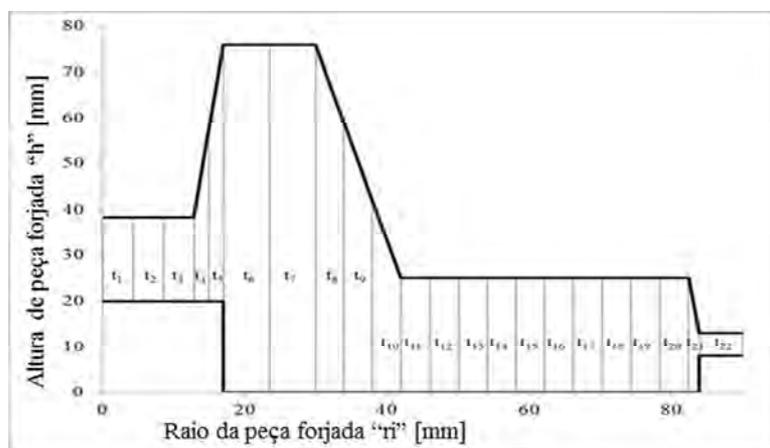


Figura 4.5 – Tubos discretizados na peça final.

Para a aplicação da TEP alguns parâmetros de entrada para os cálculos são citados abaixo:

$\varphi$  = deformação verdadeira [-]

$\dot{\varphi}$  = velocidade de deformação –  $s^{-1}$

C = coeficiente de resistência – [MPa]

$H_{\text{billet}}$  = altura do billet = 58 mm

$h_i$  = altura do tubo num instante qualquer – [mm]

kf = tensão de escoamento – [MPa]

$kf_i$  = tensão de escoamento num instante qualquer – [MPa]

$\mu$  = coeficiente de atrito entre *billet* e punção = 0,5

$r_0$  = raio inicial da peça – [mm]

$r_i$  = raio em um tubo qualquer – [mm]

$\sigma_{ri}$  = tensão radial – [MPa]

$\sigma_{zi}$  = tensão vertical – [MPa]

W – trabalho de forjamento – [N.m = J]

Inicialmente é feita a discretização da peça devido à simetria radial, conforme observado nas figuras 4.2 e 4.3. Para avaliar as tensões atuantes e, conseqüentemente, a força de forjamento, a seção da peça foi discretizada em 21 tubos com raio variável. As linhas de divisão foram numeradas de 0 a 21, onde a linha 0 representa o centro da peça ( $r_0=0$ ), a linha 21, o final da peça ( $r_{21}=84\text{mm}$ ) e a linha 22, a região de rebarba ( $r_{22}=90\text{mm}$ ), conforme esquema já apresentado na figura 4.3.

Através da TEP, e considerando uma análise do equilíbrio de forças na zona de deformação de uma geometria simples, chega-se à equação diferencial de primeira ordem, conforme equação 12 e, de forma simplificada, à equação 13.

A solução da equação 13 inicia-se pela condição de contorno conhecida. No forjamento de uma peça com simetria axial, sabe-se que a tensão atuante no eixo r é nula no final do canal de rebarba, assim, nesse estudo, a tensão no eixo r é nula na linha 22 ( $\sigma_{r22}=0$ ). Como a solução começa na linha 22 e termina na linha 0, caminhando no sentido contrário, as diferenças finitas do raio ( $\Delta r$ ) e a tensão no eixo r ( $\Delta\sigma_r$ ) são obtidas pelas equações 21 e 22, respectivamente:

$$\Delta\sigma_{ri} = \sigma_{r_{i-1}} - \sigma_{r_i} \quad \text{eq. 21}$$

$$\Delta r_i = r_{i-1} - r_i \quad \text{eq. 22}$$

Com isto, calcula-se o valor de  $\Delta\sigma_{r21}$  pela equação 13, onde o  $\Delta r_{22}$  é obtido pela equação 22. Com estes valores, utilizando a equação 17, obtém-se o valor da tensão no eixo r da linha anterior ( $\sigma_{r21}$ ) e assim sucessivamente.

Para obter as tensões atuantes em cada linha na direção da força aplicada ( $\sigma_z$ ) utilizou-se o critério de escoamento de Tresca, onde a condição para que ocorra o escoamento do material é que a diferença entre a maior e a menor tensão atuante seja maior ou igual à resistência do material. Para o caso em estudo, tem-se a equação 23:

$$\begin{aligned} kf &= \sigma_1 - \sigma_3 \\ kf_i &= (-\sigma_{r_i}) - (-\sigma_{z_i}) \\ \sigma_{z_i} &= kf_i + \sigma_{r_i} \end{aligned} \quad \text{eq. 23}$$

Na figura 4.6 tem-se um tubo qualquer da peça com a representação dos limites nos cálculos das diferenças finitas.

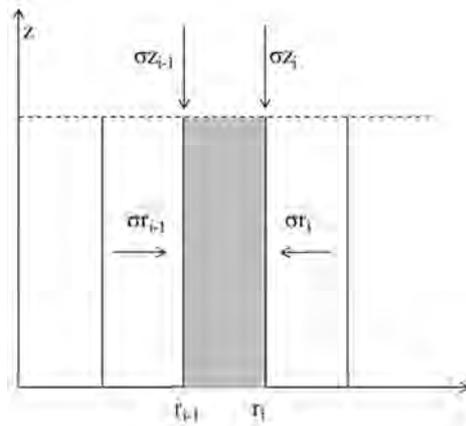


Figura 4.6 – Esquema utilizado para o cálculo.

A força de forjamento (F) é dada pela equação 24:

$$f = \int_{22}^0 \sigma_z \cdot dA \quad \text{eq. 24}$$

Utilizando a regra dos trapézios (simples), tem-se para cada tubo:

$$F_i = \frac{(\sigma_{z_{i-1}} + \sigma_{z_i}) \cdot (A_i - A_{i-1})}{2} \therefore F_i = \sigma_{z_i} \cdot \Delta A_i \quad \text{eq. 25}$$

onde:

$$\Delta A_i = \pi \cdot (r_i^2 - r_{i-1}^2) \quad \text{eq. 26}$$

As equações 27 à 29 apresentam os cálculos da deformação, velocidade de deformação e tensão de escoamento (equação de Spittel), respectivamente.

$$\varphi_i = \ln \frac{h_1}{h_0} \quad \text{eq. 27}$$

$$\dot{\varphi}_i = \frac{v}{h_i} \quad \text{eq. 28}$$

$$kf_i = 1097 \cdot e^{-0,00247 \cdot 1200} \cdot \varphi_i^{-0,16934} \cdot e^{\frac{-0,06179}{\varphi_i}} \cdot \dot{\varphi}_i^{0,14451} \quad \text{eq. 29}$$

Da somatória das forças de todos os tubos, tem-se o resultado da força necessária para o forjamento do flange. Com isso, foram realizados os cálculos da força de forjamento para cada etapa do processo, ou seja, nas tabelas 4.1 a 4.6, são observados os cálculos realizados e as forças de forjamento em cada etapa, sendo: Tubo t (tubo que está sendo calculado), r [mm] (raio do tubo), h [mm] (altura do tubo),  $\varphi$  (deformação no tubo),  $\dot{\varphi}$  [s<sup>-1</sup>] (velocidade de deformação), kf [MPa] (tensão de escoamento no tubo),  $\sigma_r$  [MPa] (tensão radial no tubo),  $\sigma_z$  [MPa] (tensão axial no tubo),  $\Delta A_i$  [mm<sup>2</sup>] (área superior do tubo) e F<sub>z</sub> [kN] (força axial sendo aplicada no tubo). A figura 4.7 expressa a força na direção “z” em cada etapa de martelamento.

Tabela 4.1 – Primeira etapa de forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	$\varphi_i$ [-]	$\dot{\varphi}_i$ [s <sup>-1</sup> ]	kfi [MPa]	g(ri) [MPa/mm]	f(ri) [mm <sup>-1</sup> ]	$\sigma_{ri}$ [MPa]	$\Delta\sigma_r$ [MPa]	$\sigma_{zi}$ [MPa]	$\Delta A_i$ [mm <sup>2</sup> ]	Fi [kN]
0	0,0	58,0	38,0	0,42	2,6	65,1	1,7	0,03	1324,4	-	-	-	-
1	4,3	58,0	38,0	0,42	2,6	65,1	1,7	0,03	198,0	-1126,4	-263,1	57,6	-15,1
2	8,6	58,0	38,0	0,42	2,6	65,1	1,7	0,03	171,4	-26,6	-236,5	172,7	-40,8
3	12,8	58,0	38,0	0,42	2,6	65,1	1,7	0,03	147,4	-23,9	-212,5	287,9	-61,2
4	14,9	58,0	59,8	0,03	1,7	15,0	0,3	0,02	136,4	-11,0	-151,4	181,3	-27,5
5	17,0	58,0	61,7	0,06	1,6	35,5	0,6	0,02	131,3	-5,1	-166,8	208,4	-34,8
6	23,5	58,0	61,7	0,06	1,6	35,5	0,6	0,02	115,4	-15,9	-150,9	827,0	-124,8
7	30,0	58,0	61,7	0,06	1,6	35,5	0,6	0,02	101,0	-14,4	-136,5	1092,5	-149,2
8	34,0	58,0	56,0	0,04	1,8	19,1	0,3	0,02	92,7	-8,3	-111,8	804,2	-89,9
9	38,0	58,0	50,3	0,14	2,0	56,4	1,1	0,02	85,3	-7,5	-141,6	904,8	-128,2
10	42,0	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	74,8	-10,4	-137,9	1005,3	-138,6
11	46,1	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	63,3	-11,5	-126,4	1120,3	-141,6
12	50,1	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	52,8	-10,5	-115,9	1223,4	-141,8
13	54,2	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	43,2	-9,6	-106,2	1326,4	-140,9
14	58,2	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	34,3	-8,8	-97,4	1429,5	-139,2
15	62,3	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	26,2	-8,1	-89,3	1532,5	-136,8
16	66,3	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	18,8	-7,4	-81,8	1635,6	-133,9
17	70,4	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	12,0	-6,8	-75,0	1738,7	-130,5
18	74,4	58,0	44,6	0,26	2,2	63,1	1,4	0,02	5,7	-6,2	-68,8	1841,7	-126,7
									0,0	Força Total [kN]			-1901,4
										<b>Força Total [ton]</b>			<b>-190,1</b>

Tabela 4.2 – Segunda etapa de forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	$\phi_i$ [-]	$\phi_i$ [s <sup>-1</sup> ]	kfi [MPa]	g(ri) [MPa/mm]	f(ri) [mm <sup>-1</sup> ]	$\sigma_i$ [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\sigma_{zi}$ [MPa]	$\Delta A_i$ [mm <sup>2</sup> ]	Fi [kN]
0	0,0	38,0	31,0	0,20	3,2	64,8	2,1	0,03	330,9	-	-	-	-
1	4,3	38,0	31,0	0,20	3,2	64,8	2,1	0,03	282,8	-48,0	-347,7	57,6	-20,0
2	8,6	38,0	31,0	0,20	3,2	64,8	2,1	0,03	240,7	-42,2	-305,5	172,7	-52,8
3	12,8	38,0	31,0	0,20	3,2	64,8	2,1	0,03	203,6	-37,1	-268,4	287,9	-77,3
4	14,9	59,8	59,8	0,00	1,7	0,0	0,0	0,02	186,7	-16,9	-186,7	181,3	-33,9
5	17,0	61,7	68,6	0,11	1,5	48,9	0,7	0,01	180,5	-6,3	-229,3	208,4	-47,8
6	23,5	61,7	68,6	0,11	1,5	48,9	0,7	0,01	160,6	-19,9	209,5	827,0	173,3
7	30,0	61,7	68,6	0,11	1,5	48,9	0,7	0,01	142,5	-18,1	191,4	1092,5	209,1
8	34,0	56,0	58,4	0,04	1,7	24,2	0,4	0,02	131,9	-10,5	156,2	804,2	125,6
9	38,0	50,3	47,0	0,07	2,1	39,9	0,8	0,02	121,9	-10,0	-161,8	904,8	-146,4
10	42,0	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	109,2	-12,7	-169,6	1005,3	-170,5
11	46,1	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	92,9	-16,3	-153,2	1120,3	-171,7
12	50,1	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	78,1	-14,8	-138,5	1223,4	-169,4
13	54,2	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	64,8	-13,3	-125,1	1326,4	-166,0
14	58,2	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	52,7	-12,1	-113,1	1429,5	-161,7
15	62,3	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	41,8	-10,9	-102,2	1532,5	-156,6
16	66,3	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	32,0	-9,8	-92,4	1635,6	-151,1
17	70,4	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	23,1	-8,9	-83,5	1738,7	-145,1
18	74,4	44,6	38,0	0,16	2,6	60,4	1,6	0,03	15,1	-8,0	-75,4	1841,7	-138,9
19	78,5	42,0	38,0	0,10	2,6	51,9	1,4	0,03	7,8	-7,3	-59,7	1944,8	-116,0
20	82,5	42,0	38,0	0,10	2,6	51,9	1,4	0,03	2,0	-5,7	-53,9	2047,8	-110,4
									0,0	Força Total [kN]			-1527,6
										<b>Força Total [ton]</b>			<b>-152,8</b>

Tabela 4.3 – Terceira etapa de forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	$\phi_i$ [-]	$\phi_i$ [s <sup>-1</sup> ]	kfi [MPa]	g(ri) [MPa/mm]	f(ri) [mm <sup>-1</sup> ]	$\sigma_i$ [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\sigma_{zi}$ [MPa]	$\Delta A_i$ [mm <sup>2</sup> ]	Fi [kN]
0	0,0	31,0	25,0	0,22	4,0	67,3	2,7	0,04	660,1	-	-	-	-
1	4,3	31,0	25,0	0,22	4,0	67,3	2,7	0,04	553,7	-106,4	-621,1	57,6	-35,8
2	8,6	31,0	25,0	0,22	4,0	67,3	2,7	0,04	462,9	-90,8	-530,3	172,7	-91,6
3	12,8	31,0	25,0	0,22	4,0	67,3	2,7	0,04	385,4	-77,5	-452,7	287,9	-130,3
4	14,9	59,8	59,1	0,01	1,7	0,5	0,0	0,02	350,7	-34,8	-351,2	181,3	-63,7
5	17,0	68,6	73,3	0,07	1,4	36,8	0,5	0,01	338,7	-11,9	-375,6	208,4	-78,3
6	23,5	68,6	73,3	0,07	1,4	36,8	0,5	0,01	308,1	-30,6	345,0	827,0	285,3
7	30,0	68,6	73,3	0,07	1,4	36,8	0,5	0,01	280,0	-28,1	316,9	1092,5	346,2
8	34,0	58,4	59,5	0,02	1,7	4,7	0,1	0,02	263,6	-16,4	-268,3	804,2	215,8
9	38,0	47,0	45,8	0,03	2,2	11,7	0,3	0,02	246,7	-16,9	-258,4	904,8	-233,8
10	42,0	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	226,0	-20,8	-288,7	1005,3	-290,3
11	46,1	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	193,5	-32,4	-256,3	1120,3	-287,1
12	50,1	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	164,7	-28,8	-227,5	1223,4	-278,3
13	54,2	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	139,2	-25,6	-201,9	1326,4	-267,9
14	58,2	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	116,5	-22,7	-179,3	1429,5	-256,2
15	62,3	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	96,3	-20,1	-159,1	1532,5	-243,9
16	66,3	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	78,5	-17,9	-141,2	1635,6	-231,0
17	70,4	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	62,6	-15,9	-125,4	1738,7	-218,0
18	74,4	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	48,5	-14,1	-111,3	1841,7	-205,0
19	78,5	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	36,0	-12,5	-98,8	1944,8	-192,1
20	82,5	38,0	32,0	0,17	3,1	62,8	2,0	0,03	24,9	-11,1	-87,7	2047,8	-179,6
21	84,0	38,0	20,0	0,64	5,0	69,9	3,5	0,05	21,0	-3,9	-90,9	2832,5	-257,5
22	90,0	38,0	20,0	0,64	5,0	69,9	3,5	0,05	0,0	-21,0	-69,9	4064,4	-284,3
										Força Total [kN]			-2977,4
										<b>Força Total [ton]</b>			<b>-297,7</b>

Tabela 4.4 – Quarta etapa de forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	$\phi_i$ [-]	$\dot{\phi}_i$ [s <sup>-1</sup> ]	kfi [MPa]	g(ri) [MPa/mm]	f(ri) [mm <sup>-1</sup> ]	$\sigma_{ri}$ [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\sigma_{zi}$ [MPa]	$\Delta A_i$ [mm <sup>2</sup> ]	Fi [kN]
0	0,0	25,0	20,0	0,22	5,0	69,8	3,5	0,05	1086,2	-	-	-	-
1	4,3	25,0	20,0	0,22	5,0	69,8	3,5	0,05	882,3	-203,8	-952,2	57,6	-54,8
2	8,6	25,0	20,0	0,22	5,0	69,8	3,5	0,05	714,5	-167,9	-784,3	172,7	-135,5
3	12,8	25,0	20,0	0,22	5,0	69,8	3,5	0,05	576,2	-138,3	-646,0	287,9	-186,0
4	14,9	59,1	57,0	0,04	1,8	20,0	0,4	0,02	515,4	-60,8	-535,4	181,3	-97,1
5	17,0	73,3	74,0	0,01	1,4	0,3	0,0	0,01	496,5	-18,8	496,8	208,4	103,6
6	23,5	73,3	74,0	0,01	1,4	0,3	0,0	0,01	456,4	-40,1	456,7	827,0	377,7
7	30,0	73,3	74,0	0,01	1,4	0,3	0,0	0,01	419,6	-36,9	419,8	1092,5	458,6
8	34,0	59,5	58,3	0,02	1,7	5,4	0,1	0,02	398,0	-21,5	403,4	804,2	324,5
9	38,0	45,8	42,7	0,07	2,3	41,5	1,0	0,02	372,1	-25,9	-413,7	904,8	-374,3
10	42,0	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	336,7	-35,5	-400,9	1005,3	-403,0
11	46,1	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	284,4	-52,3	-348,6	1120,3	-390,5
12	50,1	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	238,9	-45,5	-303,1	1223,4	-370,8
13	54,2	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	199,4	-39,5	-263,6	1326,4	-349,6
14	58,2	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	165,0	-34,4	-229,2	1429,5	-327,6
15	62,3	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	135,1	-29,9	-199,3	1532,5	-305,4
16	66,3	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	109,1	-26,0	-173,3	1635,6	-283,5
17	70,4	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	86,5	-22,6	-150,7	1738,7	-262,0
18	74,4	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	66,8	-19,7	-131,0	1841,7	-241,4
19	78,5	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	49,8	-17,1	-114,0	1944,8	-221,6
20	82,5	32,0	27,0	0,17	3,7	64,2	2,4	0,04	34,9	-14,9	-99,1	2047,8	-202,9
21	84,0	20,0	15,0	0,29	6,7	74,2	4,9	0,07	29,7	-5,2	-103,9	2832,5	-294,2
22	90,0	20,0	15,0	0,29	6,7	74,2	4,9	0,07	0,0	-29,7	-74,2	4064,4	-301,5
Força Total [kN]												-3537,4	
<b>Força Total [ton]</b>												<b>-353,7</b>	

Tabela 4.5 – Quinta etapa de forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	$\phi_i$ [-]	$\dot{\phi}_i$ [s <sup>-1</sup> ]	kfi [MPa]	g(ri) [MPa/mm]	f(ri) [mm <sup>-1</sup> ]	$\sigma_{ri}$ [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\sigma_{zi}$ [MPa]	$\Delta A_i$ [mm <sup>2</sup> ]	Fi [kN]
0	0,0	20,0	19,0	0,05	5,3	35,7	1,9	0,05	575,7	-	-	-	-
1	4,3	20,0	19,0	0,05	5,3	35,7	1,9	0,05	463,3	-112,4	-499,0	57,6	-28,7
2	8,6	20,0	19,0	0,05	5,3	35,7	1,9	0,05	371,5	-91,8	-407,2	172,7	-70,3
3	12,8	20,0	19,0	0,05	5,3	35,7	1,9	0,05	296,6	-74,9	-332,3	287,9	-95,7
4	14,9	57,0	56,0	0,02	1,8	3,7	0,1	0,02	263,9	-32,8	-267,6	181,3	-48,5
5	17,0	74,0	75,0	0,01	1,3	1,2	0,0	0,01	254,3	-9,6	-255,5	9,6	-254,3
6	23,5	74,0	75,0	0,01	1,3	1,2	0,0	0,01	233,9	-20,4	-235,1	20,4	-233,9
7	30,0	74,0	75,0	0,01	1,3	1,2	0,0	0,01	215,2	-18,8	-216,4	18,7	-215,2
8	34,0	58,3	58,7	0,01	1,7	0,0	0,0	0,02	204,2	-11,0	-204,2	804,2	-164,2
9	38,0	42,7	42,3	0,01	2,4	0,1	0,0	0,02	191,2	-13,0	-191,2	904,8	-173,0
10	42,0	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	174,7	-16,5	-198,0	1005,3	-199,0
11	46,1	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	148,0	-26,7	-171,3	1120,3	-191,9
12	50,1	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	124,9	-23,1	-148,2	1223,4	-181,3
13	54,2	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	104,9	-20,0	-128,2	1326,4	-170,1
14	58,2	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	87,6	-17,3	-110,9	1429,5	-158,6
15	62,3	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	72,7	-15,0	-96,0	1532,5	-147,1
16	66,3	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	59,8	-12,9	-83,1	1635,6	-135,8
17	70,4	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	48,6	-11,2	-71,9	1738,7	-124,9
18	74,4	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	38,9	-9,7	-62,2	1841,7	-114,5
19	78,5	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	30,5	-8,4	-53,8	1944,8	-104,6
20	82,5	27,0	26,0	0,04	3,8	23,3	0,9	0,04	23,2	-7,3	-46,5	2047,8	-95,3
21	84,0	15,0	14,0	0,07	7,1	48,3	3,5	0,07	20,7	-2,5	-69,0	2832,5	-195,5
22	90,0	15,0	14,0	0,07	7,1	48,3	3,5	0,07	0,0	-20,7	-48,3	4064,4	-196,3
Força Total [kN]												-3299,0	
<b>Força Total [ton]</b>												<b>-329,9</b>	

Tabela 4.6 – Sexta etapa de forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	$\phi_i$ [-]	$\phi_i$ [s <sup>-1</sup> ]	kfi [MPa]	g(ri) [MPa/mm]	f(ri) [mm <sup>-1</sup> ]	$\sigma_i$ [MPa]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\sigma_{zi}$ [MPa]	$\Delta A_i$ [mm <sup>2</sup> ]	Fi [kN]
0	0,0	19,0	18,0	0,05	5,6	37,9	2,1	0,06	698,5	-	-	-	-
1	4,3	19,0	18,0	0,05	5,6	37,9	2,1	0,06	557,0	-141,5	594,9	57,6	-34,3
2	8,6	19,0	18,0	0,05	5,6	37,9	2,1	0,06	442,7	-114,3	480,6	172,7	-83,0
3	12,8	19,0	18,0	0,05	5,6	37,9	2,1	0,06	350,4	-92,3	388,3	287,9	-111,8
4	14,9	56,0	55,0	0,02	1,8	3,9	0,1	0,02	310,2	-40,2	314,1	181,3	-56,9
5	17,0	75,0	76,0	0,01	1,3	1,2	0,0	0,01	298,7	-11,4	299,9	208,4	62,5
6	23,5	75,0	76,0	0,01	1,3	1,2	0,0	0,01	275,1	-23,6	276,3	827,0	228,5
7	30,0	75,0	76,0	0,01	1,3	1,2	0,0	0,01	253,3	-21,8	254,5	1092,5	278,0
8	34,0	58,7	59,0	0,01	1,7	0,0	0,0	0,02	240,6	-12,7	240,6	804,2	-193,5
9	38,0	42,3	42,0	0,01	2,4	0,1	0,0	0,02	225,3	-15,3	225,4	904,8	-203,9
10	42,0	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	205,7	-19,6	230,5	1005,3	-231,7
11	46,1	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	173,6	-32,1	198,4	1120,3	-222,2
12	50,1	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	145,9	-27,7	170,7	1223,4	-208,8
13	54,2	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	122,1	-23,8	146,9	1326,4	-194,9
14	58,2	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	101,7	-20,5	126,4	1429,5	-180,7
15	62,3	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	84,0	-17,6	108,8	1532,5	-166,8
16	66,3	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	68,9	-15,2	93,6	1635,6	-153,2
17	70,4	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	55,8	-13,1	80,6	1738,7	-140,1
18	74,4	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	44,6	-11,2	69,3	1841,7	-127,7
19	78,5	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	34,9	-9,7	59,7	1944,8	-116,1
20	82,5	26,0	25,0	0,04	4,0	24,8	1,0	0,04	26,6	-8,3	51,4	2047,8	-105,2
21	84,0	14,0	13,0	0,07	7,7	51,3	3,9	0,08	23,7	-2,9	-75,0	2832,5	212,4
22	90,0	14,0	13,0	0,07	7,7	51,3	3,9	0,08	0,0	-23,7	-51,3	4064,4	208,6
<b>Força Total [kN]</b>												<b>-1540,9</b>	
<b>Força Total [ton]</b>												<b>-154,1</b>	



Figura 4.7 – Força axial em cada etapa do processo.

Para os cálculos da energia necessária por etapa do processo de forjamento foi utilizada a equação 16. O volume da peça foi calculado pela equação 30.

$$V_i = \pi \cdot h_i \cdot (r_i^2 - r_{i-1}^2) \quad \text{eq. 30}$$

Nas tabelas de 4.7 a 4.12, são observados os cálculos da energia de conformação para cada etapa do processo, sendo: Tubo (tubo que está sendo calculado), h [mm]

(altura do tubo),  $k_f$  [MPa] (tensão de escoamento na tira),  $V$  [mm<sup>3</sup>] (volume do tubo) e  $W$  [kJ] (trabalho axial em cada tubo). A somatória da energia em cada tubo fornece o resultado do trabalho de forjamento em cada etapa do processo. A figura 4.8 expressa a energia de conformação em cada etapa de martelamento.

Tabela 4.7 – Energia na primeira etapa do forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	kfi [MPa]	Volume [mm <sup>3</sup> ]	Trabalho [J]
0	0,0	58,0	38,0	65,1	-	-
1	4,3	58,0	38,0	65,1	3339,4	91,9
2	8,6	58,0	38,0	65,1	10018,3	275,7
3	12,8	58,0	38,0	65,1	16697,1	459,6
4	14,9	58,0	59,8	15,0	10515,1	-13,1
5	17,0	58,0	61,7	35,5	12089,4	-18,7
6	23,5	58,0	61,7	35,5	47967,4	-104,2
7	30,0	58,0	61,7	35,5	63364,4	-137,6
8	34,0	58,0	56,0	19,1	46646,4	45,3
9	38,0	58,0	50,3	56,4	52477,2	282,5
10	42,0	58,0	44,6	63,1	58308,0	914,9
11	46,1	58,0	44,6	63,1	64977,4	1076,5
12	50,1	58,0	44,6	63,1	70954,9	1175,5
13	54,2	58,0	44,6	63,1	76932,3	1274,6
14	58,2	58,0	44,6	63,1	82909,8	1373,6
15	62,3	58,0	44,6	63,1	88887,3	1472,6
16	66,3	58,0	44,6	63,1	94864,8	1571,6
17	70,4	58,0	44,6	63,1	100842,2	1670,7
18	74,4	58,0	44,6	63,1	106819,7	1769,7
Trabalho total [J]						13181,1

Tabela 4.8 – Energia na segunda etapa do forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	kfi [MPa]	Volume [mm <sup>3</sup> ]	Trabalho [J]
0	0,0	38,0	31,0	64,8	-	-
1	4,3	38,0	31,0	64,8	2187,9	28,9
2	8,6	38,0	31,0	64,8	6563,7	86,6
3	12,8	38,0	31,0	64,8	10939,5	144,4
4	14,9	59,8	59,8	0,0	8868,0	0,2
5	17,0	61,7	68,6	48,9	12661,6	-32,9
6	23,5	61,7	68,6	48,9	50994,3	-265,4
7	30,0	61,7	68,6	48,9	67362,9	-350,6
8	34,0	56,0	58,4	24,2	47303,2	-73,1
9	38,0	50,3	47,0	39,9	48070,9	104,3
10	42,0	44,6	38,0	60,4	47695,2	383,1
11	46,1	44,6	38,0	60,4	49965,4	483,1
12	50,1	44,6	38,0	60,4	54561,8	527,5
13	54,2	44,6	38,0	60,4	59158,3	571,9
14	58,2	44,6	38,0	60,4	63754,8	616,4
15	62,3	44,6	38,0	60,4	68351,3	660,8
16	66,3	44,6	38,0	60,4	72947,7	705,2
17	70,4	44,6	38,0	60,4	77544,2	749,7
18	74,4	44,6	38,0	60,4	82140,7	794,1
19	78,5	42,0	38,0	51,9	84208,9	472,9
20	82,5	42,0	38,0	51,9	86009,3	446,4
Trabalho total [J]						6053,5

Tabela 4.9 – Energia na terceira etapa do forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	kfi [MPa]	Volume [mm <sup>3</sup> ]	Trabalho [J]
0	0,0	31,0	25,0	67,3	-	-
1	4,3	31,0	25,0	67,3	1784,9	25,9
2	8,6	31,0	25,0	67,3	5354,6	77,6
3	12,8	31,0	25,0	67,3	8924,3	129,3
4	14,9	59,8	59,1	0,5	8230,1	3,1
5	17,0	68,6	73,3	36,8	13379,4	-16,5
6	23,5	68,6	73,3	36,8	56721,5	-138,0
7	30,0	68,6	73,3	36,8	74928,3	-182,3
8	34,0	58,4	59,5	4,7	51059,7	-20,2
9	38,0	47,0	45,8	11,7	47677,3	10,4
10	42,0	38,0	32,0	62,8	42725,7	273,3
11	46,1	38,0	32,0	62,8	42571,4	459,3
12	50,1	38,0	32,0	62,8	46487,7	501,5
13	54,2	38,0	32,0	62,8	50403,9	543,8
14	58,2	38,0	32,0	62,8	54320,2	586,0
15	62,3	38,0	32,0	62,8	58236,5	628,3
16	66,3	38,0	32,0	62,8	62152,8	670,5
17	70,4	38,0	32,0	62,8	66069,1	712,8
18	74,4	38,0	32,0	62,8	69985,3	755,0
19	78,5	38,0	32,0	62,8	73901,6	797,3
20	82,5	38,0	32,0	62,8	77817,9	839,5
21	84,0	38,0	20,0	69,9	29815,3	1270,0
22	90,0	38,0	20,0	69,9	124633,3	5595,2
					Trabalho total [J]	13521,9

Tabela 4.10 – Energia na quarta etapa do forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	kfi [MPa]	Volume [mm <sup>3</sup> ]	Trabalho [J]
0	0,0	25,0	20,0	69,8	-	-
1	4,3	25,0	20,0	69,8	1439,4	22,4
2	8,6	25,0	20,0	69,8	4318,2	67,3
3	12,8	25,0	20,0	69,8	7197,0	112,1
4	14,9	59,1	57,0	20,0	7626,6	12,6
5	17,0	73,3	74,0	0,3	13799,2	-1,4
6	23,5	73,3	74,0	0,3	60596,1	-0,2
7	30,0	73,3	74,0	0,3	80046,7	-0,2
8	34,0	59,5	58,3	5,4	53395,3	3,0
9	38,0	45,8	42,7	41,5	47623,0	78,2
10	42,0	32,0	27,0	64,2	39084,8	351,0
11	46,1	32,0	27,0	64,2	35849,6	391,0
12	50,1	32,0	27,0	64,2	39147,5	427,0
13	54,2	32,0	27,0	64,2	42445,4	463,0
14	58,2	32,0	27,0	64,2	45743,3	498,9
15	62,3	32,0	27,0	64,2	49041,3	534,9
16	66,3	32,0	27,0	64,2	52339,2	570,9
17	70,4	32,0	27,0	64,2	55637,1	606,8
18	74,4	32,0	27,0	64,2	58935,0	642,8
19	78,5	32,0	27,0	64,2	62232,9	678,8
20	82,5	32,0	27,0	64,2	65530,9	714,8
21	84,0	20,0	15,0	74,2	20399,9	406,1
22	90,0	20,0	15,0	74,2	65596,5	1400,0
					Trabalho total [J]	7980,0

Tabela 4.11 – Energia na quinta etapa do forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	kfi [MPa]	Volume [mm <sup>3</sup> ]	Trabalho [J]
0	0,0	20,0	19,0	35,7	-	-
1	4,3	20,0	19,0	35,7	1151,5	2,1
2	8,6	20,0	19,0	35,7	3454,6	6,3
3	12,8	20,0	19,0	35,7	5757,6	10,5
4	14,9	57,0	56,0	3,7	6979,9	2,4
5	17,0	74,0	75,0	1,2	13652,7	-0,5
6	23,5	74,0	75,0	1,2	61199,8	-1,0
7	30,0	74,0	75,0	1,2	80844,2	-1,3
8	34,0	58,3	58,7	0,0	53214,4	-0,2
9	38,0	42,7	42,3	0,1	45691,3	0,0
10	42,0	27,0	26,0	23,3	35018,3	15,4
11	46,1	27,0	26,0	23,3	30248,1	26,6
12	50,1	27,0	26,0	23,3	33030,7	29,1
13	54,2	27,0	26,0	23,3	35813,3	31,5
14	58,2	27,0	26,0	23,3	38596,0	33,9
15	62,3	27,0	26,0	23,3	41378,6	36,4
16	66,3	27,0	26,0	23,3	44161,2	38,8
17	70,4	27,0	26,0	23,3	46943,8	41,3
18	74,4	27,0	26,0	23,3	49726,4	43,7
19	78,5	27,0	26,0	23,3	52509,0	46,2
20	82,5	27,0	26,0	23,3	55291,7	48,6
21	84,0	15,0	14,0	48,3	16476,9	40,7
22	90,0	15,0	14,0	48,3	49197,3	164,0
					Trabalho total [J]	614,7

Tabela 4.12 – Energia na sexta etapa do forjamento.

Tubo (ti)	ri [mm]	h0 [mm]	h1 [mm]	kfi [MPa]	Volume [mm <sup>3</sup> ]	Trabalho [J]
0	0,0	19,0	18,0	37,9	-	-
1	4,3	19,0	18,0	37,9	1093,9	2,2
2	8,6	19,0	18,0	37,9	3281,8	6,7
3	12,8	19,0	18,0	37,9	5469,7	11,2
4	14,9	56,0	55,0	3,9	6798,6	2,6
5	17,0	75,0	76,0	1,2	13652,7	-0,5
6	23,5	75,0	76,0	1,2	62026,8	-0,9
7	30,0	75,0	76,0	1,2	81936,7	-1,3
8	34,0	58,7	59,0	0,0	53750,6	-0,2
9	38,0	42,3	42,0	0,1	45691,3	0,0
10	42,0	26,0	25,0	24,8	34348,1	16,7
11	46,1	26,0	25,0	24,8	29127,8	28,3
12	50,1	26,0	25,0	24,8	31807,4	30,9
13	54,2	26,0	25,0	24,8	34486,9	33,5
14	58,2	26,0	25,0	24,8	37166,5	36,1
15	62,3	26,0	25,0	24,8	39846,0	38,7
16	66,3	26,0	25,0	24,8	42525,6	41,3
17	70,4	26,0	25,0	24,8	45205,1	43,9
18	74,4	26,0	25,0	24,8	47884,7	46,5
19	78,5	26,0	25,0	24,8	50564,3	49,1
20	82,5	26,0	25,0	24,8	53243,8	51,7
21	84,0	14,0	13,0	51,3	15692,3	44,2
22	90,0	14,0	13,0	51,3	45917,5	174,6
					Trabalho total [J]	655,6

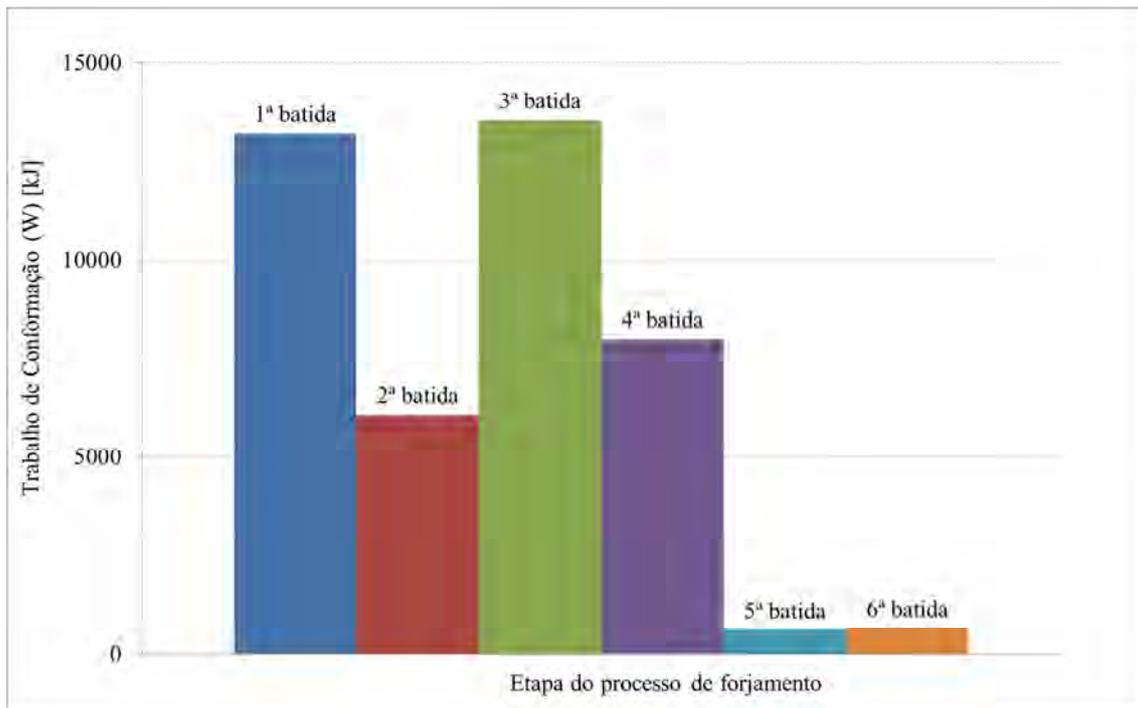


Figura 4.8 – Trabalho de conformação em cada etapa do martelamento.

As forças de forjamento aplicadas nas etapas de martelamento alcançaram valores de até 350ton. Como a especificação de prensas martelo é através da energia disponibilizada para o processo, efetuou-se os cálculos do trabalho de forjamento em cada etapa. O trabalho necessário para efetuar o processo foi 13,5kJ na terceira etapa do processo. Conforme informações do equipamento, que possui uma capacidade de 44,7kJ (33000 libra.pés), a fabricação da flange necessitou de 30% da capacidade de energia do equipamento. Na figura 4.9 é observada a comparação da força de forjamento e do trabalho de conformação em cada etapa do processo de martelamento.

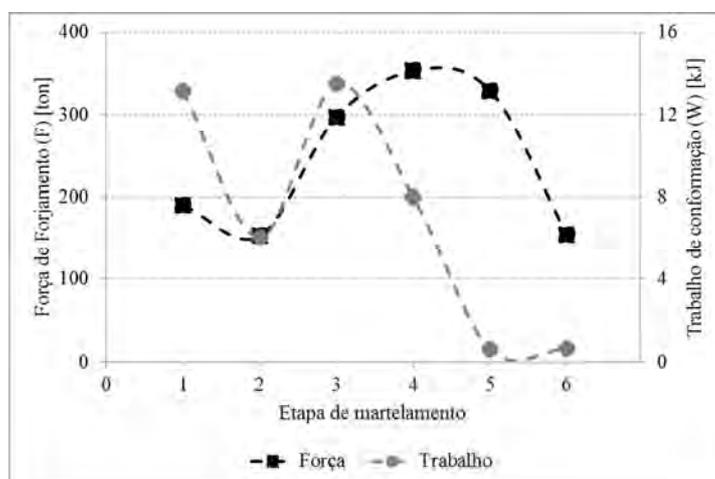


Figura 4.9 – Energia e força de forjamento ao longo do processo.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1. Análise macrográfica antes do forjamento

Após a análise da composição química, partiu-se para a avaliação do aço antes do processo de forjamento, pois o trabalho norteia o efeito da AE para o benefício do forjado. Retiraram-se amostras da corrida de aços do LC sem AE somado à LQ e retiraram-se amostras de outra corrida de aço do LC com AE e do LC sem AE. Na figura 5.1, observa-se a seção quadrada (120mmx120mm) da análise da peça proveniente do LC sem a utilização de AE com descontinuidades (vazios) reveladas nas fotos da fatia retirada do centro dos tarugos. Esta tem comprimento de 120mm, largura de aproximadamente 25mm e espessura de 10mm. Observa-se que os vazios se concentram principalmente no centro do tarugo (defeito este proveniente da solidificação).



Figura 5.1 – Aço proveniente do LC sem AE com vazios centrais.

O tipo de aço fornecido para as forjarias como *billet* provém, de forma geral, do processo de LQ, após ter passado pelo LC sem AE. Para o aço proveniente do LC com AE, foi realizado o mesmo procedimento de corte e observação da figura anterior obtendo-se um corte no centro do tarugo, devido a este local ter a probabilidade de aparecimento de vazios e rechupes ao final do LC. Porém, na figura 5.2, não se observaram descontinuidades como as ocorridas na figura anterior devido ao efeito da AE, pois a agitação é eficiente para a diminuição destas descontinuidades.



Figura 5.2 – Aço proveniente do LC com AE sem descontinuidades visíveis.

Considerando a peça proveniente do LC sem AE somado ao processo de LQ, observa-se na figura 5.3 que não há descontinuidade no centro, conforme esperado para a matéria-prima fornecida para as forjarias.

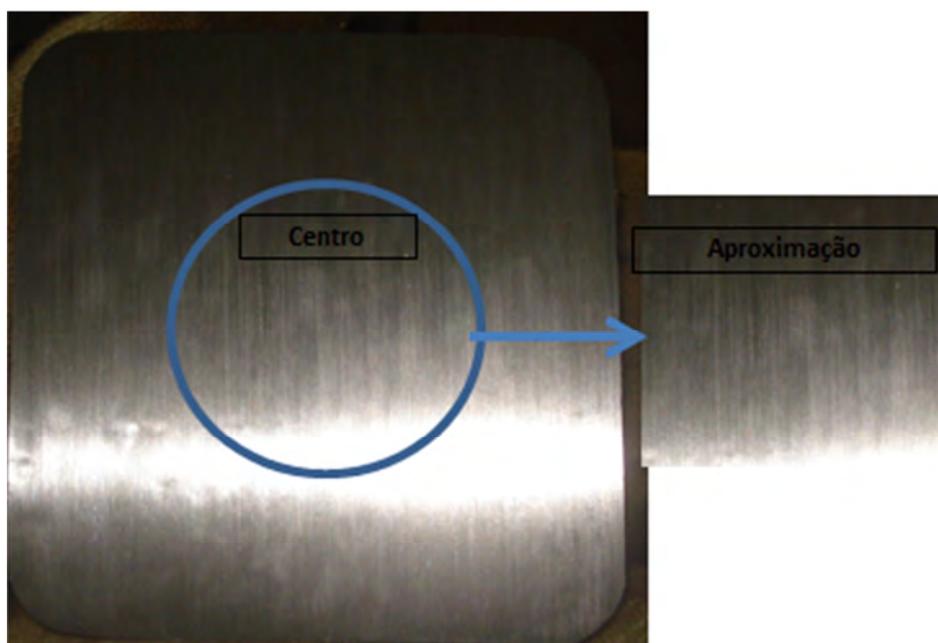


Figura 5.3 – Face de aço AISI 1025 modificado proveniente do LC sem AE somado a LQ sem vazio central.

Observa-se, na figura 5.4, o efeito da AE no centro do tarugo proveniente do LC com AE, em corte aleatório transversal, sem evidências de vazios ou furos centrais esperados em um aço provindo do LC.

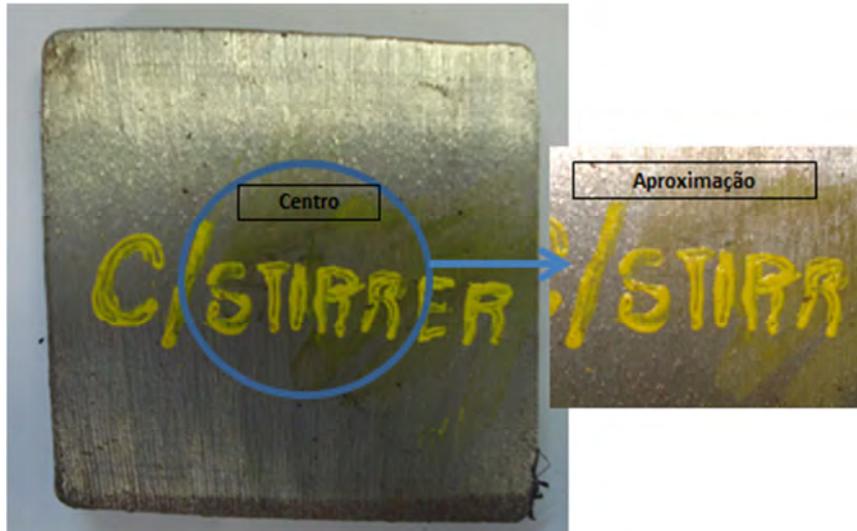


Figura 5.4 – Face de aço AISI 1025 modificados proveniente do LC com AE sem vazio central.

Na fabricação do aço proveniente do LC sem a utilização da AE, conforme figura 5.5, observa-se um furo no centro da amostra cortada transversalmente e aleatoriamente, sendo esta uma característica comum ao LC.

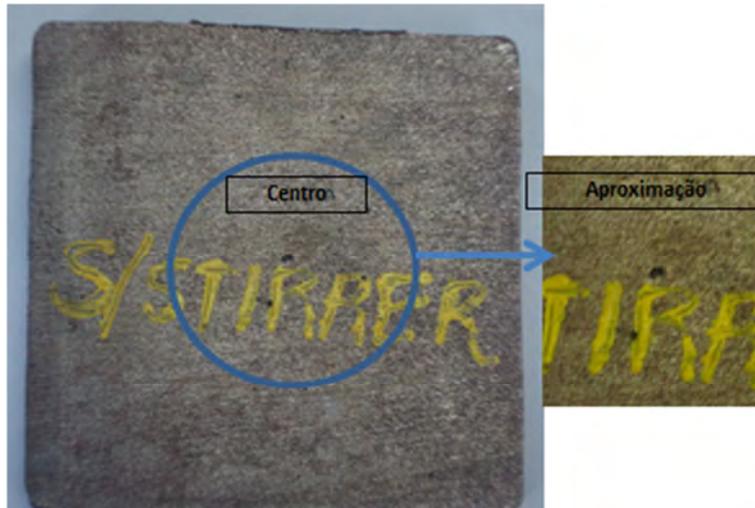


Figura 5.5 – Caracterização de vazio no centro de aços provenientes do LC sem a utilização da AE.

Na revelação dos três tipos de aços fornecidos com procedimento de macrografia, observa-se que o proveniente do LC sem AE somado à LQ tem a estrutura mais regular com os grãos equiaxiais, conforme esperado para este tipo de origem e observado na figura 5.6.

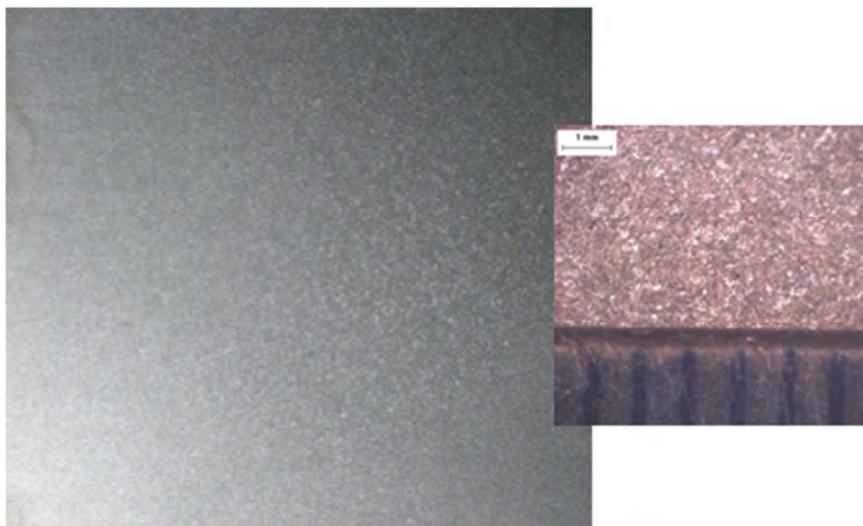


Figura 5.6 – Macrografia de aço ABNT 1025 modificado revelando grãos equiaxiais (ataque 50% HCl e 50% água filtrada a temperatura de 80°C – 5 minutos).

Seguiu-se o mesmo procedimento de ataque para as peças provenientes do LC. Na figura 5.7, observa-se a microestrutura do aço proveniente do LC sem AE com quantidade considerável de grãos colunares e vazios centrais com segregação aparente.

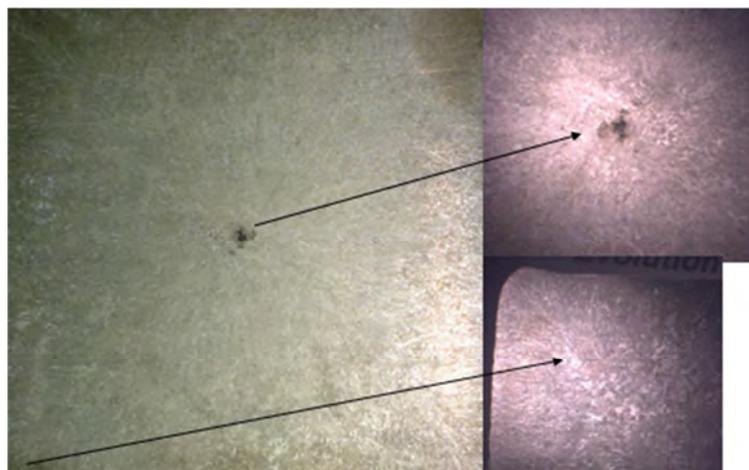


Figura 5.7 – Macrografia de aço ABNT 1025 modificado proveniente do LC sem AE com apresentação de grãos colunares e segregação.

O mesmo procedimento de ataque foi realizado para o aço proveniente do LC com a AE e com a utilização de parâmetros de 350 Amperes de corrente e 4 Hertz de frequência. Na figura 5.8, observa-se na macrografia do tarugo (com corte transversal) o efeito da AE da borda para o centro, onde ocorre a diminuição de grãos colunares, e no centro, a dispersão de porosidade e segregação.

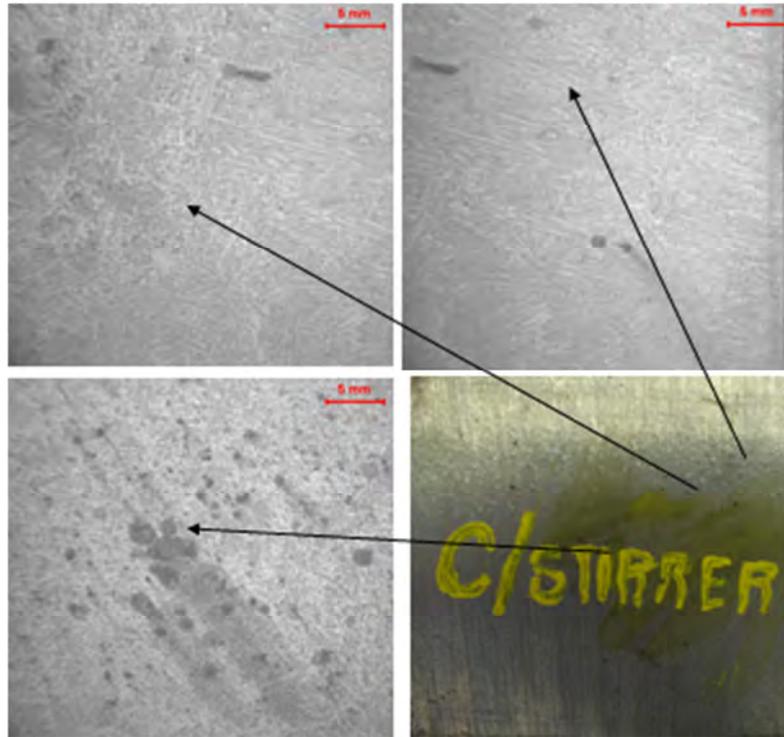


Figura 5.8 – Tarugo de aço AISI 1025 modificado proveniente da AE, com observação de aumento de grãos equiaxiais e dispersão de porosidade e segregação.

Observou-se nas macrografias que com a AE houve uma diminuição no aparecimento de grãos colunares com maior dispersão de porosidade e segregação, bem como o não aparecimento do vazio central esperado para o LC. Conforme estudos realizados em diferentes trabalhos [23, 30], a partir da diminuição de grãos colunares com a aplicação da Agitação Eletromagnética, o aço que passa por este processo tem melhores propriedades mecânicas que a situação sem o uso da AE. Além disso, há uma diminuição de descontinuidades.

## 5.2. Análise do processo de forjamento

Para o procedimento de forjamento buscou-se a geometria utilizada na forjaria para o forjamento de flanges de pescoço, com as dimensões de acordo com o desenho da figura 3.8. Para o forjamento, ocorreu a confecção dos *billets* de dimensões de 120mmx120mmx58mm. Observou-se que, no processo de forjamento, o desempenho do martelo foi o mesmo para todos os flanges forjados com os três tipos de matéria-prima, com as diferenças analisadas em ensaios mecânicos e metalúrgicos antes e após o forjamento e de líquidos penetrantes após o forjamento.

### 5.3. Análise macrográfica após forjamento

Analisou-se a macrografia dos três tipos de forjados deste trabalho para visualizar a direção de fibramento e a macroestrutura visível após ataque macrografico. Na peça forjada proveniente do LC sem AE somado à LQ, conforme figura 5.9, observam-se claramente as linhas de fibramento (situação esperada para uma peça forjada proveniente desse processo).

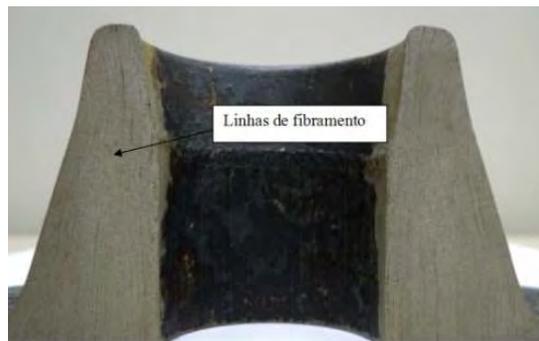


Figura 5.9 – Face analisada de aço forjado proveniente do LC sem AE somado a LQ com linhas de fibramento.

Nas peças forjadas provenientes do LC com a utilização da AE, observa-se o fibramento, conforme observado na figura 5.10, porém de forma menos clara do que a peça forjada citada anteriormente, devido à granulação obtida na solidificação. Mas sem o aparecimento de macroestrutura heterogênea, o que é esperado para uma peça proveniente do LC. Essa situação mostra o efeito da AE. Na figura 5.11, vê-se uma aproximação maior deste flange com visualização das linhas de fibramento desse forjado.

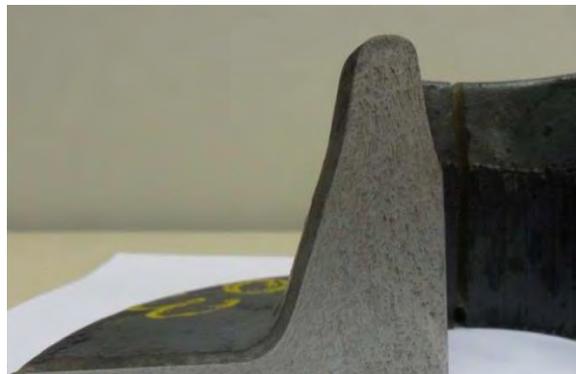


Figura 5.10 – Forjado proveniente do LC com AE mostrando homogeneidade na estrutura.

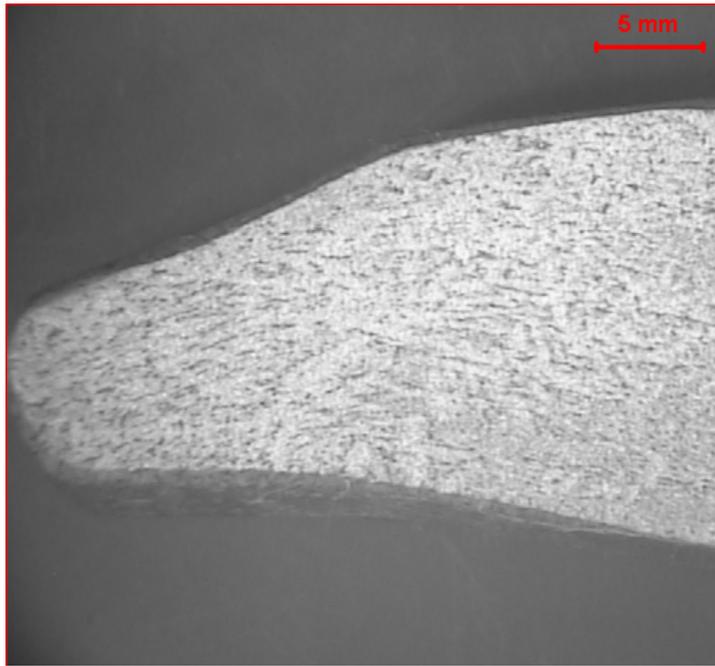


Figura 5.11 – Linhas de fibramento do aço forjado proveniente do LC com AE.

As macrografias das peças forjadas provenientes do LC sem AE (figuras 5.12 e 5.13), apesar da etapa de prensagem e das de martelamento, apresentam macroestruturas heterogêneas de solidificação, situação prejudicial às propriedades mecânicas do forjado final.

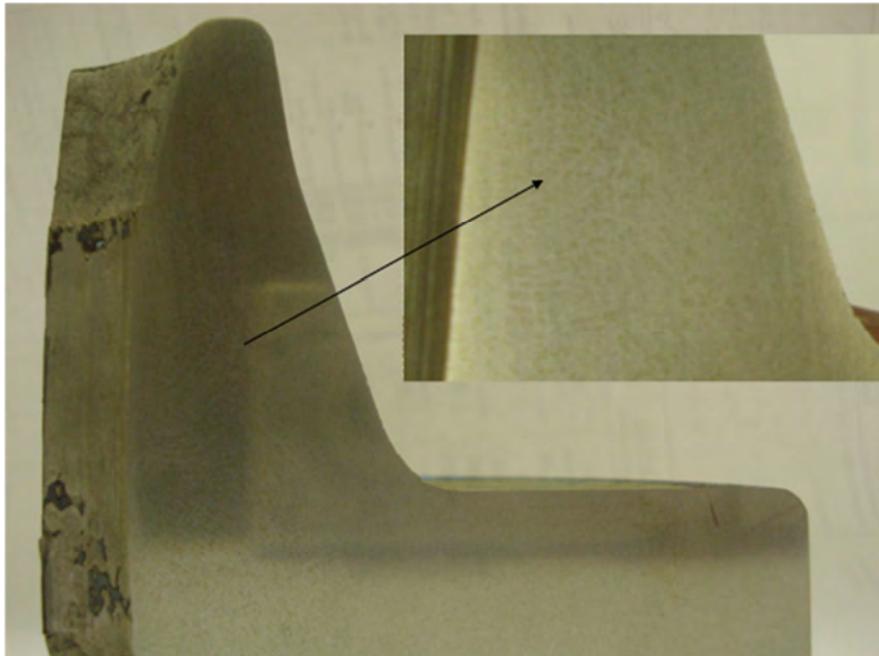


Figura 5.12 – Macrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE apresentando macroestrutura heterogênea.

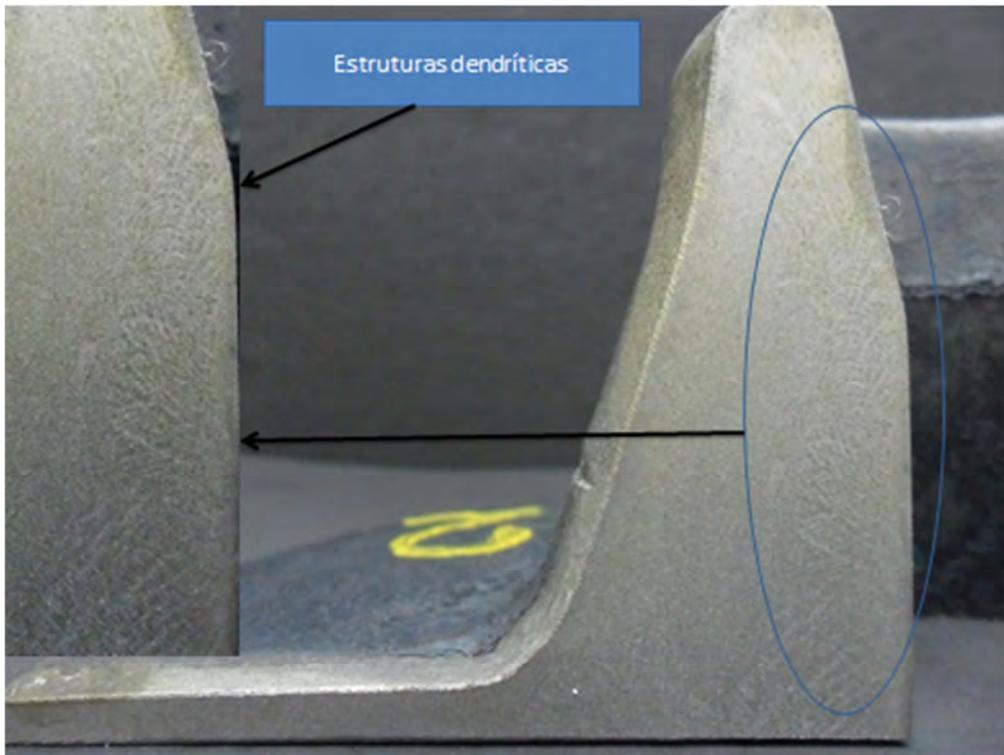


Figura 5.13 – Macrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE apresentando macroestrutura heterogênea (estruturas dendríticas).

A partir da segunda fornada, conforme figura 5.14, observa-se o local onde foi retificado nos três tipos de forjados e onde foi realizado o mesmo procedimento macrográfico das peças anteriores para observar a estrutura obtida após o forjamento.

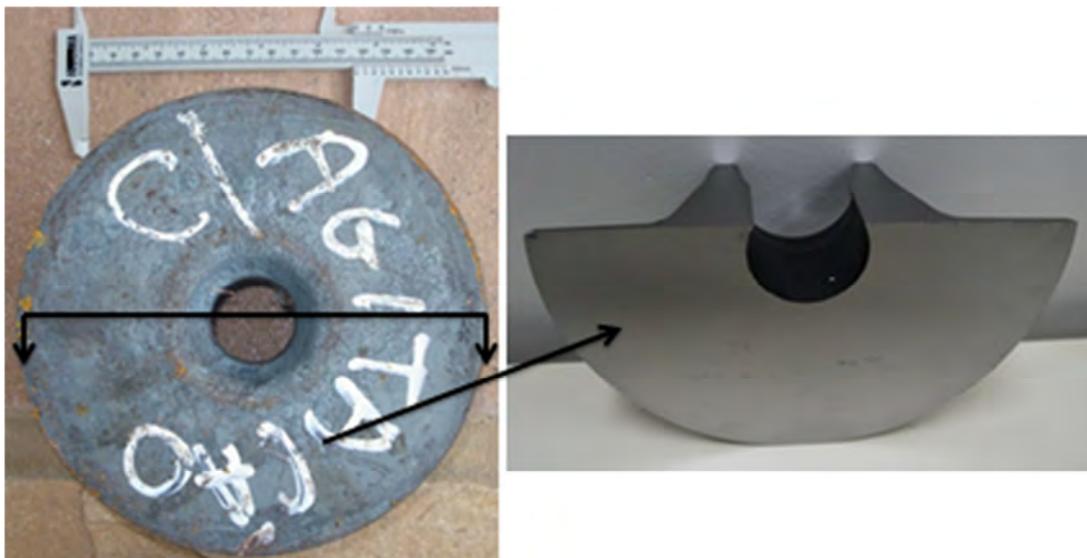


Figura 5.14 – Local de observação macrográfica para comparação entre os três tipos fornecidos.

No aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ, observa-se uma regularidade na estrutura obtida após o forjamento, conforme figura 5.15.

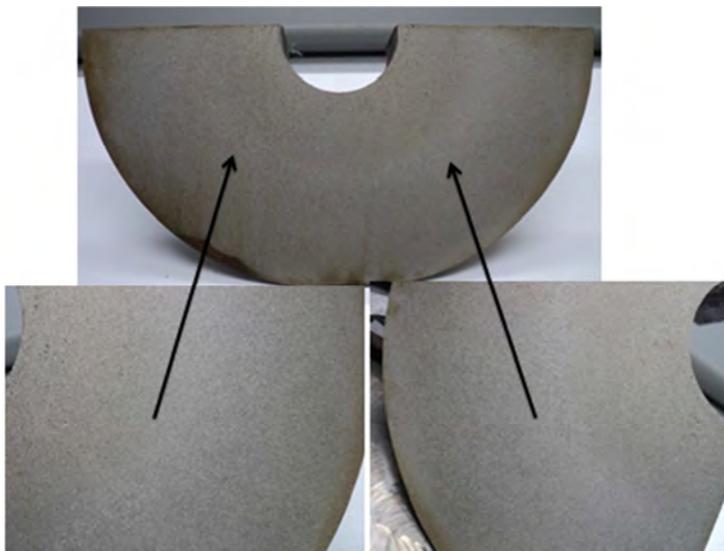


Figura 5.15 – Macrografia do forjado proveniente da laminação com vista da parte inferior do flange.

Na figura 5.16, observa-se a macrografia do forjado proveniente do LC com AE, sem visualização de porosidades e trincas.

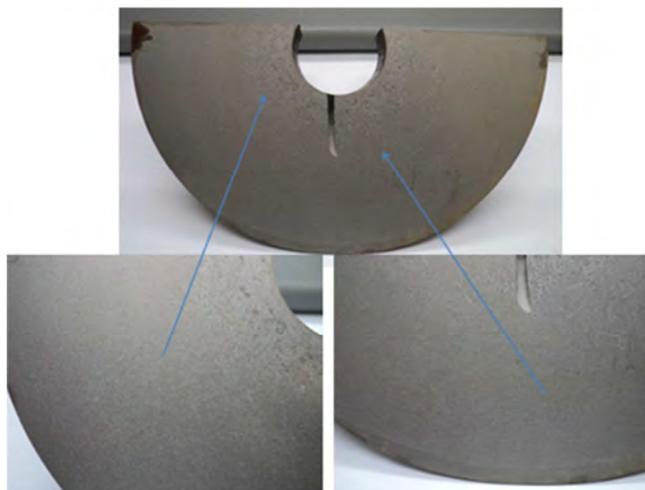


Figura 5.16 – Macrografia do forjado proveniente da AE com vista da parte de baixo do flange sem descontinuidades observadas.

Na figura 5.17, observa-se a macrografia da peça forjada proveniente do LC sem AE, com a visualização de microtrincas confirmadas através do END de LP.

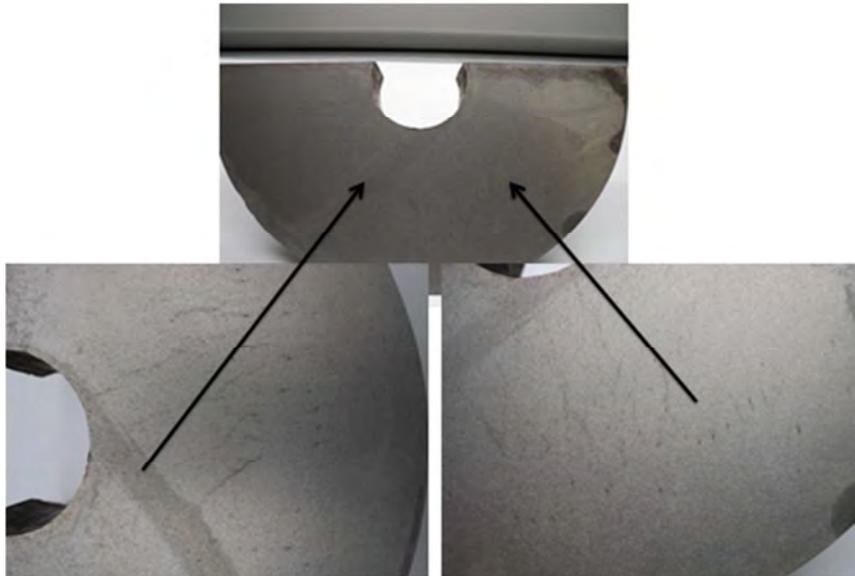


Figura 5.17 – Macrografia do forjado proveniente do LC sem AE com vista da parte de baixo do flange com o aparecimento de microtrincas superficiais.

Na visualização das macrografias aplicadas nos forjados com as três condições de fornecimento, observou-se um fibramento claro no forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ, além de um considerável direcionamento de fibras no forjado proveniente do LC com AE sem macroestrutura heterogênea, esperado para um aço proveniente do LC. Entretanto, o forjado proveniente do LC sem AE, mostrou, apesar das etapas de forjamento a quente, macroestruturas heterogêneas da solidificação e microtrincas superficiais (em peças e pontos diferentes), fato prejudicial para as propriedades mecânicas do forjado. Conforme referências [20, 40, 41], a aplicação da deformação a quente em aços com aplicação da AE no LC tem maior controle de segregação, porosidade e mais grãos equiaxiais. Como consequência há uma macroestrutura mais homogênea, beneficiando o resultado da deformação.

#### **5.4. Análise micrográfica após o forjamento**

Para as análises micrográficas, foram realizados cortes longitudinais nos flanges, de acordo com o procedimento experimental. Observaram-se as microestruturas obtidas nas regiões de base, centro e pescoço para a comparação entre os três tipos de forjados. Na análise, consideram-se os constituintes de ferrita poligonal (FP), ferrita Widmanstätten (FW), e perlita (P). Também se considera o refinamento, a homogeneidade de grãos e o tamanho de grãos da norma ASTM E 112.

#### 5.4.1. Análise da microestrutura da base do forjado

Para comparação da base dos forjados, apresenta-se, primeiramente, a micrografia do aço forjado proveniente da laminação com estrutura refinada. Verificou-se que a microestrutura é constituída quase que exclusivamente de FP, obtida a partir da recristalização nas etapas de laminação e forjamento a quente, e de pequenas quantidades de FW e P conforme as figuras 5.18 e 5.19.

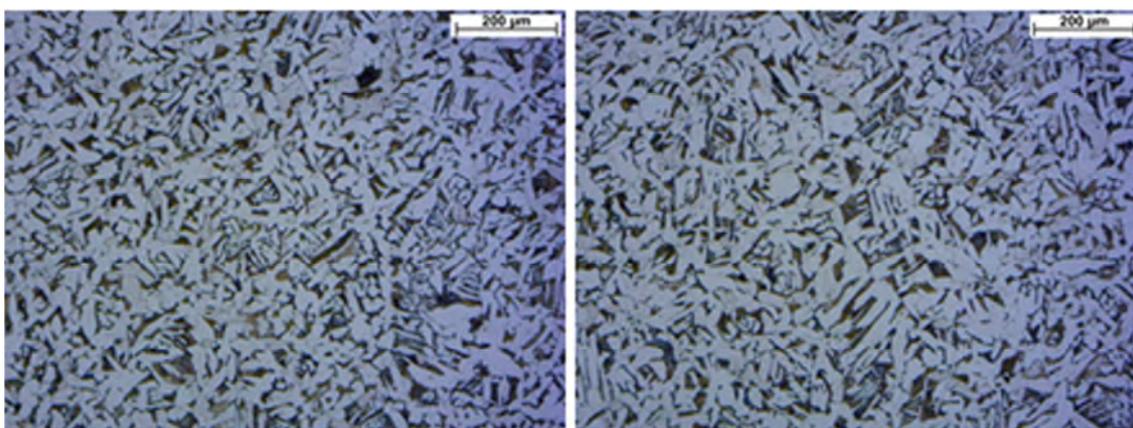


Figura 5.18 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ.

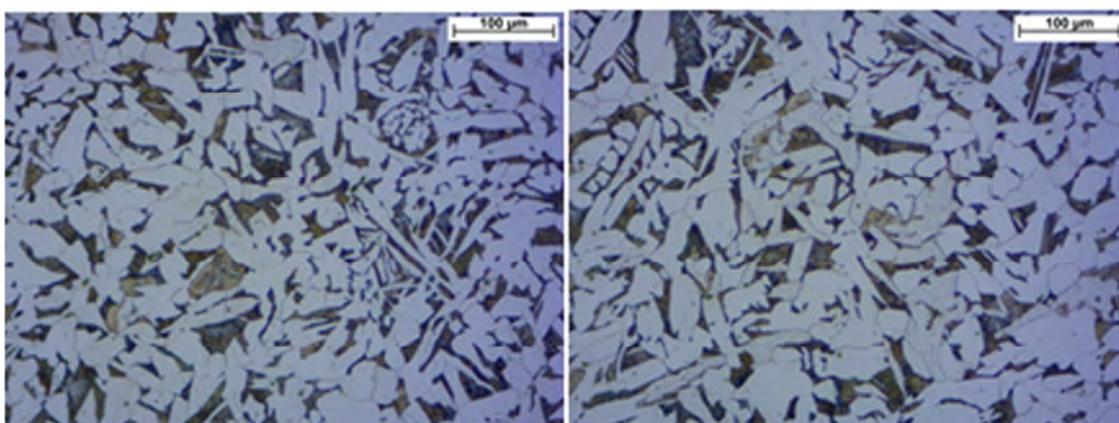


Figura 5.19 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ.

Nas figuras 5.20 e 5.21, apresentam-se micrografias da base do forjado proveniente do LC com AE. Verifica-se que a microestrutura apresenta uma considerável quantidade de FP, devido à recristalização resultante do trabalho de forjamento a quente e a maiores quantidades de FW interceptadas (grão alongados em direções diferentes) e também P.

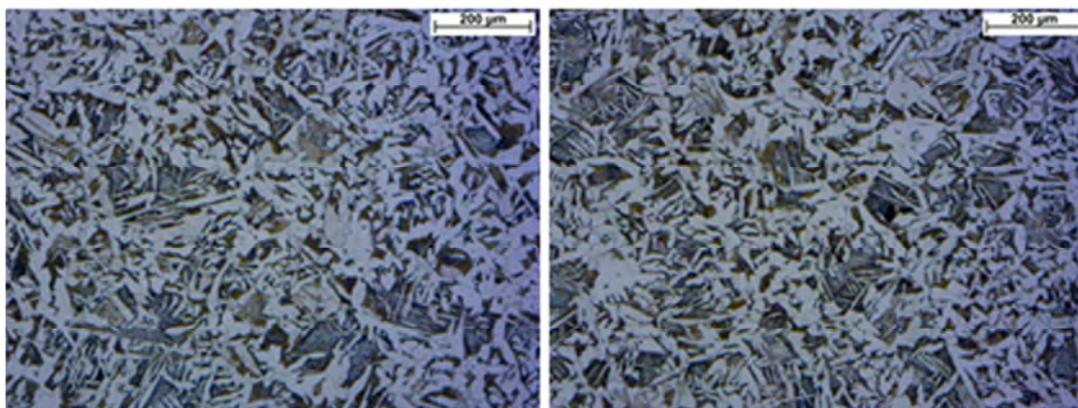


Figura 5.20 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.

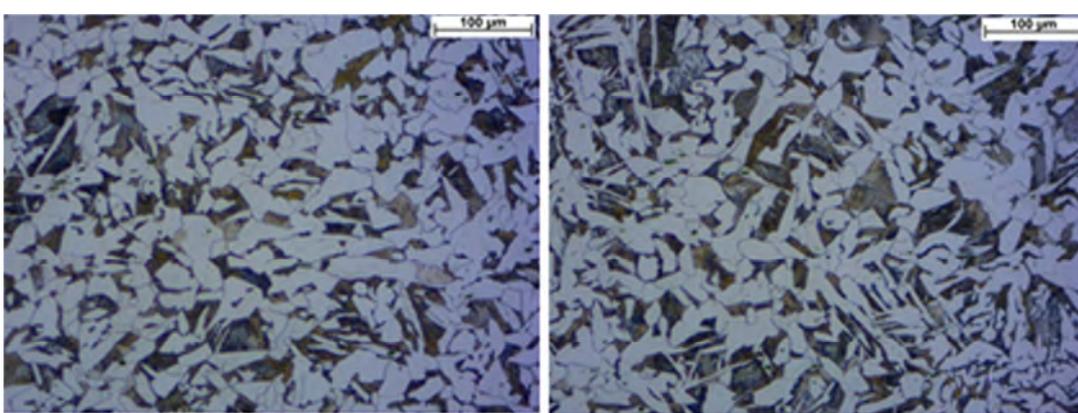


Figura 5.21 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.

Nas figuras 5.22 e 5.23, são observadas as micrografias da região da base do aço forjado proveniente do LC sem AE, com a visualização de grãos de FP que são originados do forjamento a quente e de FW, porém com uma estrutura um pouco mais grosseira em relação aos anteriores, além do constituinte P.

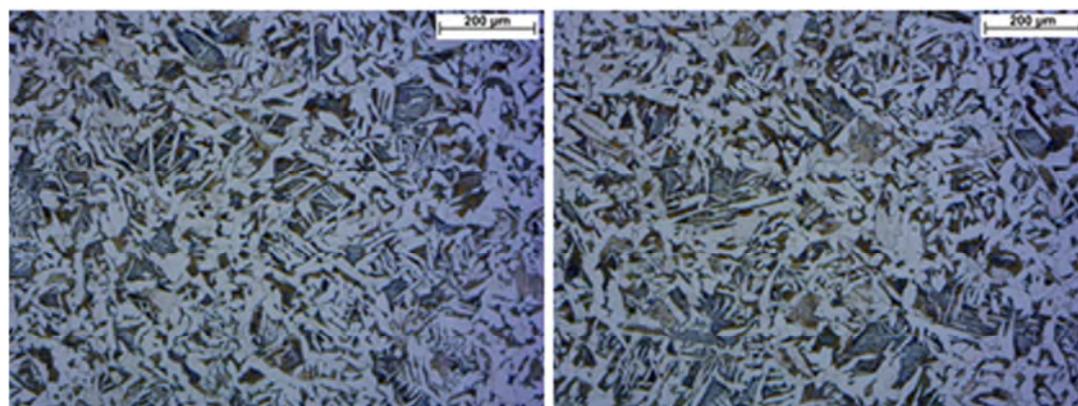


Figura 5.22 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.

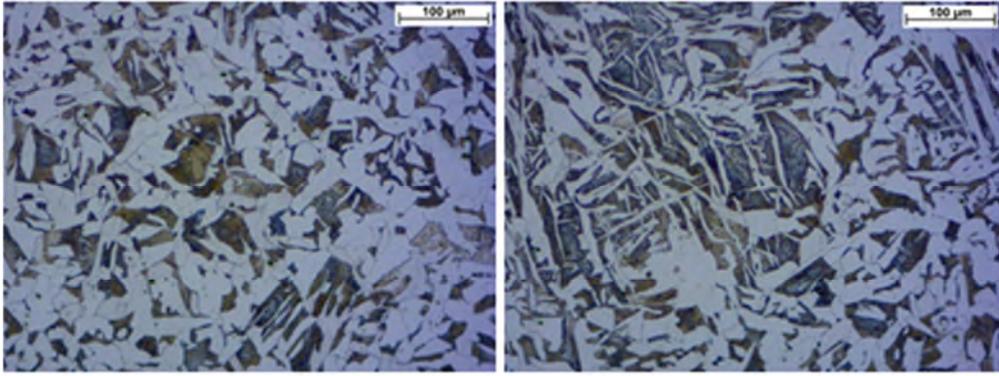


Figura 5.23 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.

#### 5.4.2. Análise da microestrutura do centro do forjado

Nas figuras 5.24 e 5.25 são mostradas as micrografias do centro do forjado proveniente do LC sem AE somados à LQ. Pode-se observar a presença de ferrita poligonal com mais regiões de constituintes aciculares de estrutura de FW em relação à base do forjado, já que, provavelmente, no forjamento a quente, não obteve o mesmo grau de redução relacionado à base e nem o mesmo refinamento.

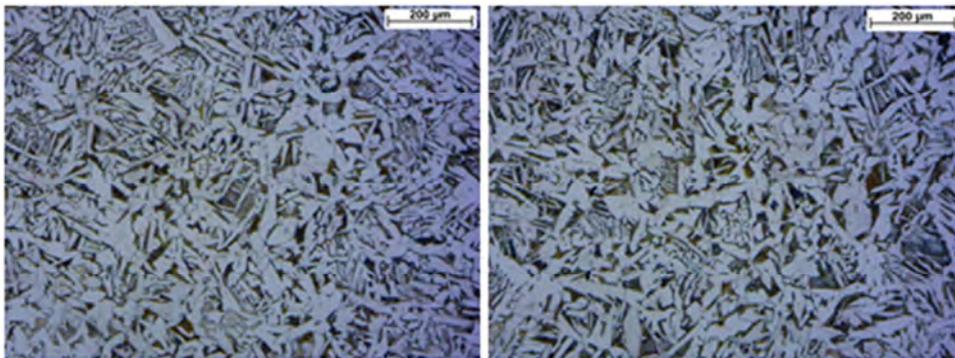


Figura 5.24 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ.

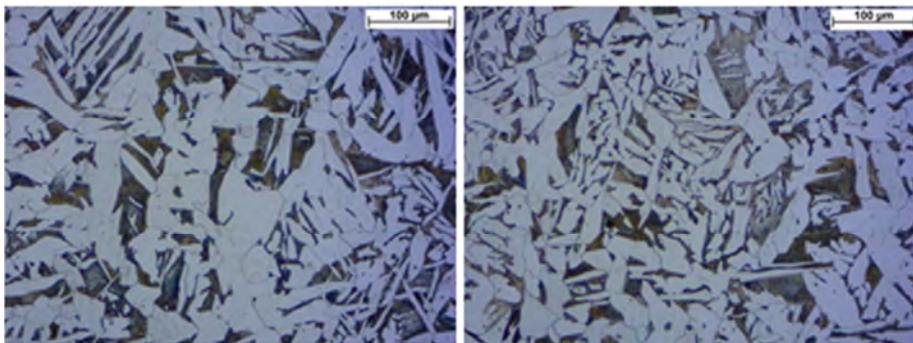


Figura 5.25 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ.

Nas figuras 5.26 e 5.27 são apresentadas as micrografias do material forjado proveniente do LC com AE na região central. Pode-se observar a recristalização e o refinamento dos constituintes com aparecimento de FP, obtidos a partir das etapas de forjamento a quente com quantidades de FW cruzadas (devido ao resfriamento mais rápido em relação a base) e P.

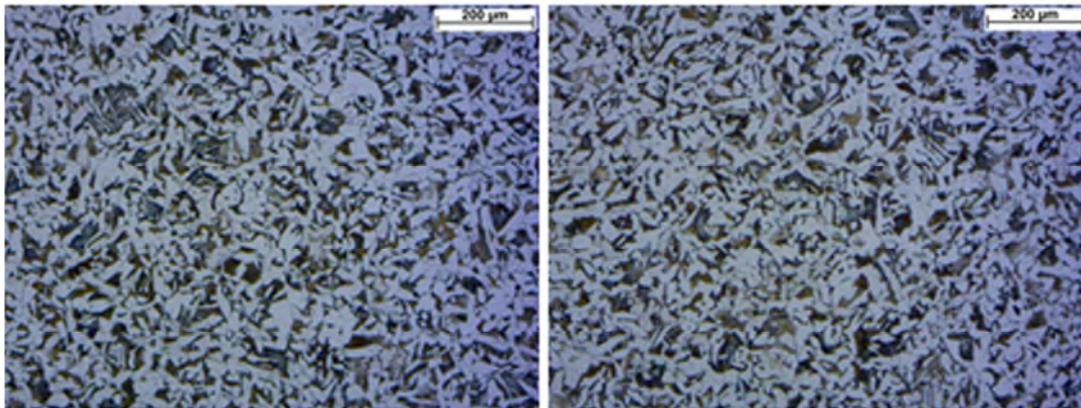


Figura 5.26 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.

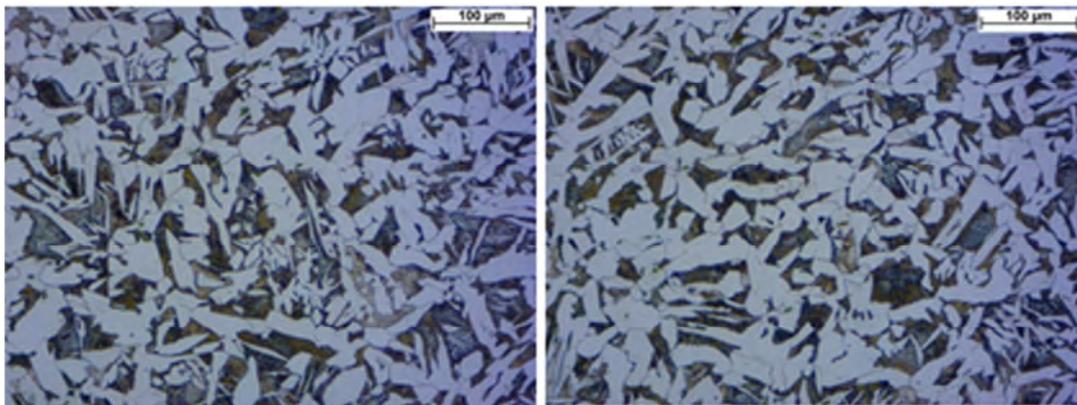


Figura 5.27 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.

Observa-se a micrografia do centro do forjado proveniente do LC sem AE nas figuras 5.28 e 5.29, quantidades de FP devido ao trabalho de forjamento a quente e a recristalização gerada, mas com quantidade considerável de ferrita acicular ou paralela, a qual não retém a característica de grão fino, onde as placas de ferrita exibem idênticas orientações cristalográficas e propriedades, conseqüentemente, tornando-se uma estrutura eficaz para a propagação de trincas, conforme Huang [85]. Esta mesma estrutura possui níveis mais baixos de tenacidade diminuindo a resistência do material a baixas temperaturas, conforme Bodnar [89].

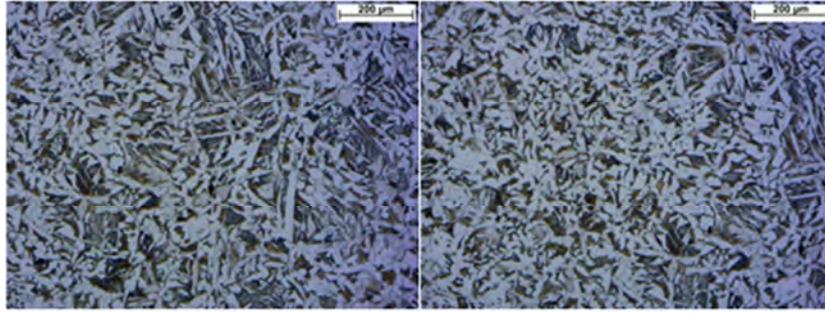


Figura 5.28 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.

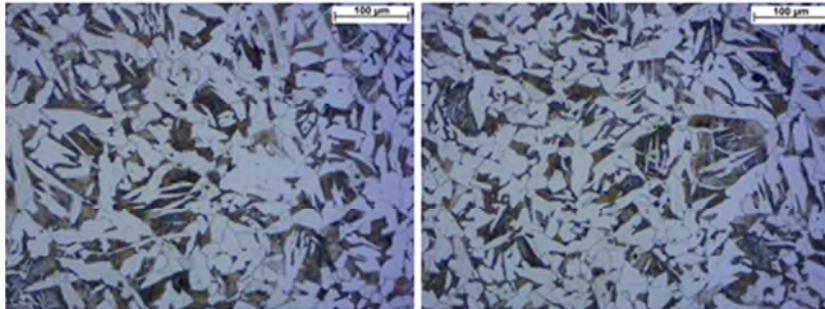


Figura 5.29 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.

#### 5.4.3. Análise da microestrutura do pescoço do forjado

Nas figuras 5.30 e 5.31, são observadas as micrografias do aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ com apresentação de poucos pontos de FP e muitos pontos de FW, mostrando que este ponto do forjado não apresentou o grau de deformação suficiente para eliminar algumas estruturas comuns a fundição, como estruturas dendríticas. Além de o pescoço obter o resfriamento mais rápido devido a menor espessura de parede o que causa o aparecimento da FW. Este resfriamento rápido pode causar o aparecimento de FW nucleando e crescendo a partir do contorno de grão.

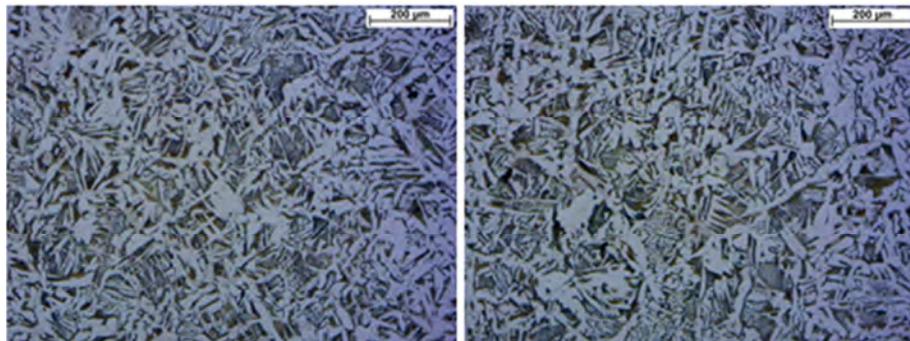


Figura 5.30 – Micrografia de aço forjado proveniente da LC sem AE somado à LQ.

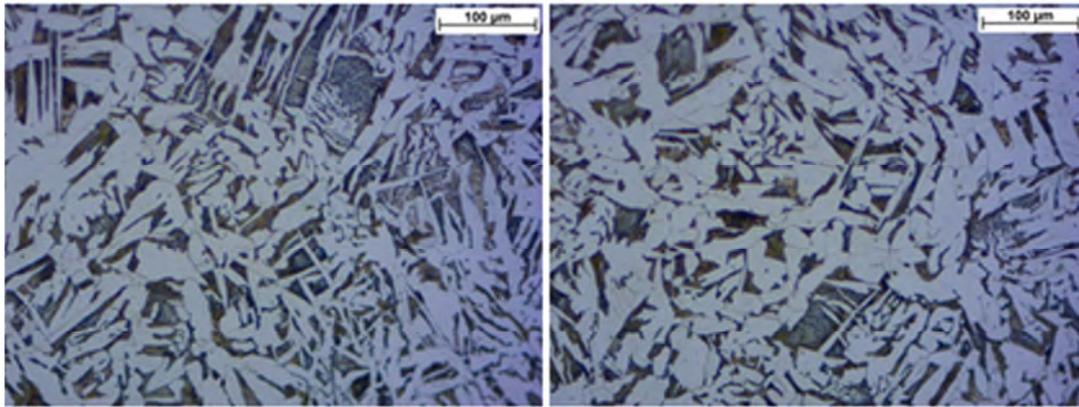


Figura 5.31 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ.

Nas figuras 5.32 e 5.33, observa-se o resultado do forjado proveniente do LC com AE com resultante equilíbrio de formação de grãos deste processo, com a formação de FP e FW em quantidades menores aparecendo devido ao rápido resfriamento pela espessura fina do pescoço.

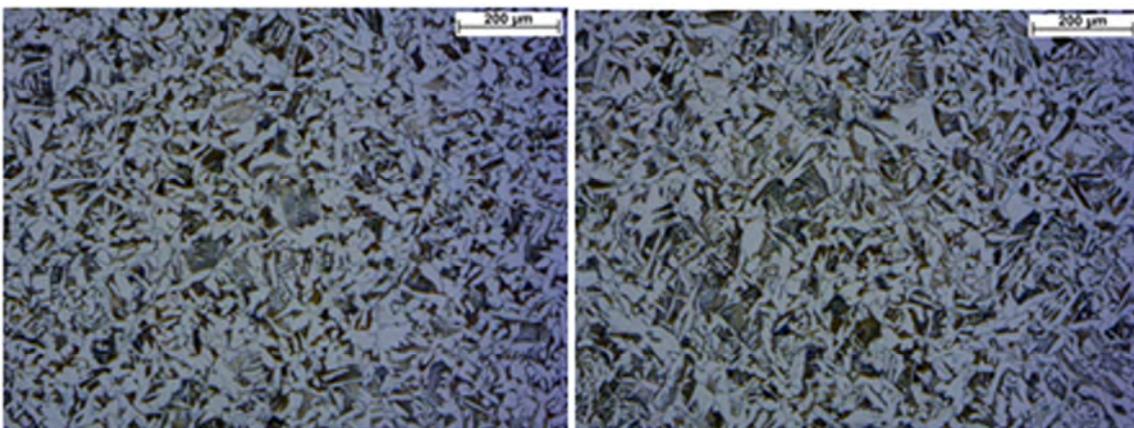


Figura 5.32 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.

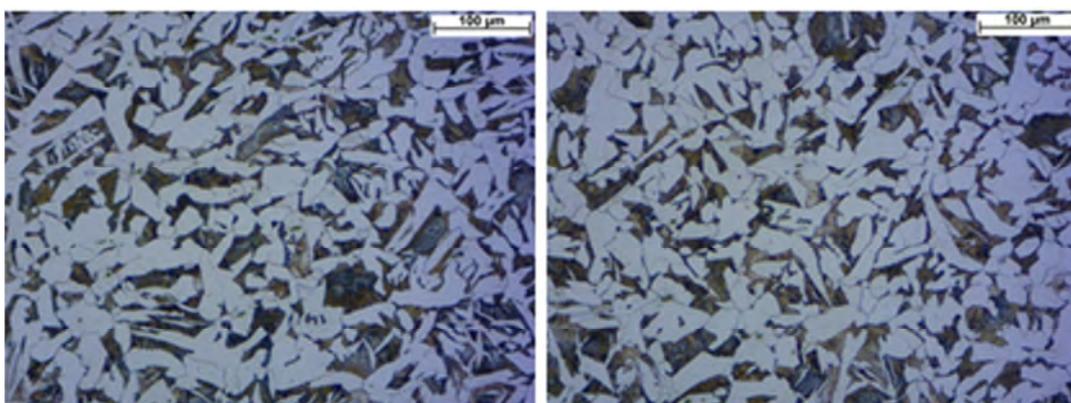


Figura 5.33 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC com AE.

Nas figuras 5.34 e 5.35, observa-se o resultado do aço forjado proveniente do LC sem AE no pescoço do forjado, com quantidade considerável de FW paralelas devido ao resfriamento rápido e, provavelmente, ao menor grau de deformação em relação aos outros pontos. Este constituinte como resultado é prejudicial para as propriedades.

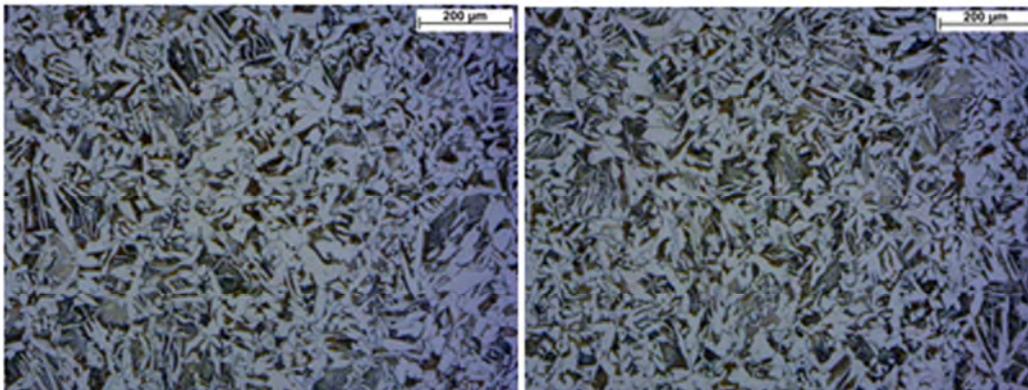


Figura 5.34 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.

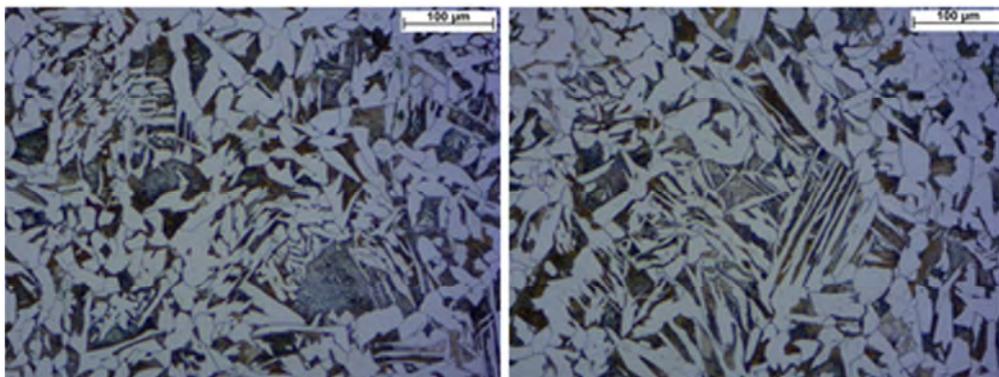


Figura 5.35 – Micrografia de aço forjado proveniente do LC sem AE.

#### 5.4.4. Análise dos resultados das micrografias

Na análise dos resultados das micrografias, observou-se que a maior deformação ocorreu na base dos forjados formando mais grãos de FP e uma variação de FW paralelas e cruzadas, além de P. Este ponto do forjado apresentou maior refinamento de grãos de ferrita poligonal em relação ao centro (médio grau de deformação) e pescoço (baixo grau de deformação) nos três tipos de fornecimento. Considera-se também que o aparecimento de FW pode estar relacionado ao resfriamento mais rápido, nas seções mais próximas da superfície ou em espessuras menores (caso do pescoço do flange).

Quando a FW cresce em formas de ripas ou agulhas paralelas diretamente do contorno de grão, é prejudicial às propriedades mecânicas, e quando aparece de forma cruzada é considerado menos prejudicial em relação às paralelas, por exemplo, para a tenacidade do material, conforme Bodnar [89] e Wang [90]. Por isso quanto maior o refinamento de grãos pelo grau de deformação e menor o tempo de resfriamento, maior homogeneidade de grãos acontecerá com o aparecimento de FP e FW cruzada.

Em relação à contagem de grãos, utilizando a norma ASTM E 112, observou-se que a média de tamanho de grãos mais grosseiros foram as do aço proveniente do LC sem AE, provavelmente devido à estrutura bruta de fusão heterogênea original, com número ASTM 7,8. Apesar de esta média estar próxima das médias dos aços forjados provenientes do LC com AE (8,9) e do forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ (8,7), este obteve uma variação maior entre seus resultados, principalmente no pescoço do flange. Esta variação é considerada prejudicial para o equilíbrio de propriedades como a combinação de dureza e tenacidade.

Para um aço de composição próxima ao AISI 1025, segundo Soleymane [83] e Bodnar [89], se o grão se mantém grosseiro após a deformação, como resultado este aço baixa a tenacidade. As metalografias se mostraram mais homogêneas e com maior refinamento de grãos nos aços provenientes do LC sem AE somado à LQ e do LC com AE, e granulação mais grosseira no forjado proveniente do LC sem AE.

Conforme Irani [62], com a temperatura de austenitização correta, quanto mais espessa a seção forjada e mais tempo para resfriamento, maior o aparecimento de ferrita poligonal, e melhores as propriedades. Este é o caso da base do flange que apresentou a estrutura mais homogênea entre o pescoço, o centro e a base. A diferença de resultado foi a agitação, já que todos tiveram as mesmas condições de forjamento.

Comparando-se a microestrutura do pescoço, com relação à base e ao centro, é nítida a variação microestrutural, e isto está relacionado a dois motivos: 1º - menor espessura de parede, favorecendo uma maior taxa de resfriamento na qual implica no aumento de FW na microestrutura final; 2º - menor grau de deformação, favorecendo a formação de uma maior quantidade de FW, conforme Colpaert [20], Huang [85] e Bodnar [89].

Considerando a mesma temperatura de aquecimento e as mesmas condições de forjamento, observou-se que a AE teve o efeito observado no forjado proveniente do LC com AE em relação ao LC sem AE. Isto porque, conforme Mao [30] e Bodnar [89], o

tamanho de grão austenítico é mais grosseiro na origem do LC sem AE, diferentemente do LC com AE e do LC sem AE somado à LQ. Isto foi observado nos resultados macroestruturais do forjado proveniente do LC sem AE, pois foi o que apresentou granulação mais grosseira.

### **5.5. Avaliação de ensaio não destrutivo de líquidos penetrantes sobre os flanges forjados**

Na análise após corte, polimento e procedimentos de aplicação de líquidos penetrantes (LP) nos três tipos de flanges analisados, objetivou-se avaliar possíveis descontinuidades como vazios e trincas, os quais podem constar nas peças após o forjamento.

Conforme processo de LP, após a aplicação do revelador, o aparecimento de descontinuidades é imediato (quando há). Na peça proveniente do LC sem AE, ou seja, sem a utilização da Agitação Eletromagnética na fabricação deste aço, apesar do forjamento a quente (com uma etapa de prensagem e seis de martelamento), revelou-se uma descontinuidade na superfície avaliada na parte interna do flange entre o pescoço e o centro. Na figura 5.36, observa-se a descontinuidade na cor vermelha, ou seja, a cor do penetrante aplicado.



Figura 5.36 – Descontinuidade aparente na superfície de interesse do forjado proveniente do LC sem AE.

Na figura 5.37, observa-se a superfície de interesse do aço forjado proveniente do LC com a utilização de AE, sem descontinuidades, onde se vê uma possível efetividade

do processo, conforme também ocorreu na análise por LP do forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ.

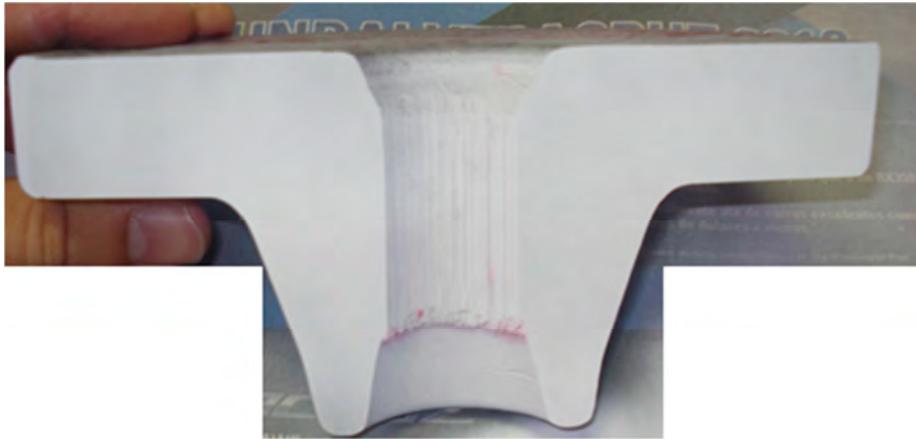


Figura 5.37 – Superfície de aço forjado proveniente do LC com AE sem descontinuidades.

Para os CPs do segundo grupo de forjados, nos quais se realizaram macrografias da parte de baixo dos flanges, procederam-se os ensaios com a aplicação da técnica da mesma forma que foi realizado nas peças anteriores (figuras 5.36 a 5.37). Na figura 5.38, é observado o resultado do procedimento de LP aplicado na peça forjada proveniente do LC sem AE somado à LQ (com a mesma peça que foi aplicada a macrografia), sem descontinuidades aparentes no processo.

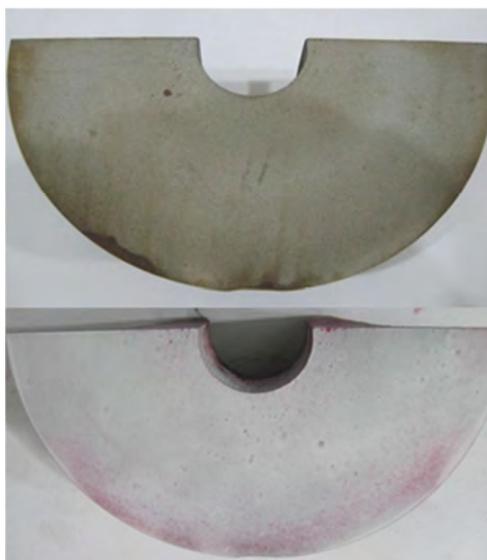


Figura 5.38 – Procedimento de LP em corte de peça forjada proveniente do LC sem AE somado à LQ sem descontinuidades.

Para a figura 5.39, observa-se o procedimento de LP após a macrografia na peça forjada proveniente da AE sem descontinuidades encontradas.

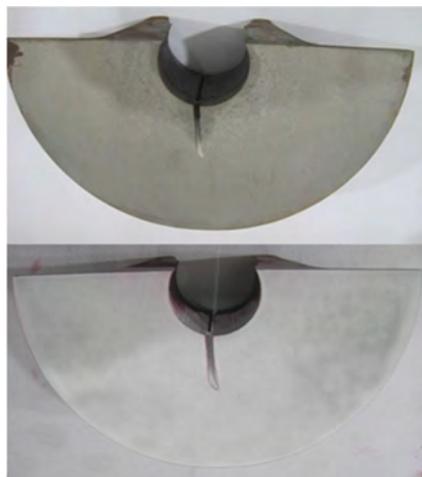


Figura 5.39 – Procedimento de LP em corte de peça forjada proveniente da AE sem descontinuidades.

No entanto, para a peça forjada proveniente do LC sem AE, após a macrografia, observaram-se microtrincas superficiais, conforme aproximação na figura 5.40.

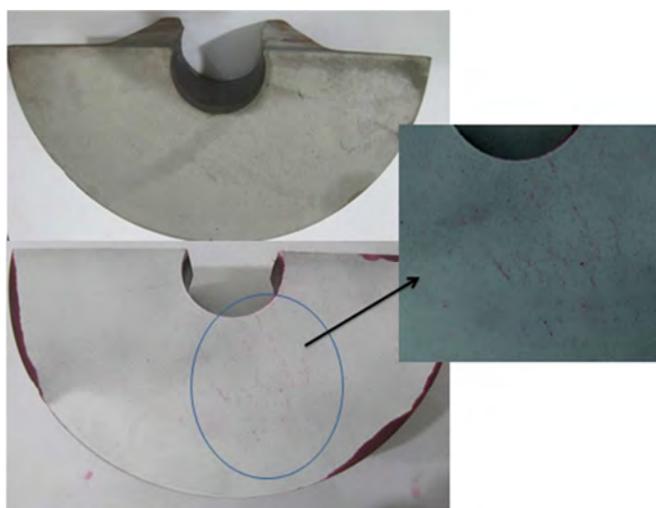


Figura 5.40 – Procedimento de LP em corte de peça forjada proveniente do LC convencional com a visualização de trincas superficiais.

De acordo com os resultados observados nas peças ensaiadas, foram encontradas descontinuidades no ensaio de LP apenas nas peças provenientes do LC sem AE com o aparecimento de um vazio na figura 5.36, e microtrincas (confirmadas pelo ensaio de

macrografia), na figura 5.40. Ao contrário, as peças forjadas provenientes do LC sem AE somado à LQ e do LC com AE não apresentaram descontinuidades.

## 5.6. Avaliação de resultados dos ensaios de impacto

Na tabela 5.1 podem ser observados os resultados obtidos nos três pontos de cada peça da primeira fornada, onde se nota uma pequena variação nos resultados de absorção de energia nos ensaios de impacto do aço forjado proveniente do LC sem AE somado à LQ (situação esperada para este tipo de material) e do aço proveniente do LC com AE. Observam-se nos dois, a média (61 J e 60 J) e o desvio padrão (2,6 e 3,1) com resultados próximos. Entretanto, o aço forjado proveniente do LC sem AE apresenta resultados com uma variação muito grande de energia absorvida (22J entre dois CPs) no ensaio, o que desqualifica a peça, segundo a norma ASTM A 370. Os resultados de energia absorvida nos ensaios de impacto, considerando os três CPs, foram de 60 J na posição 0°, 54 J na posição 45° e 38 J na posição 90° com média de 50J. Além disso, apresentou um alto desvio padrão de 11,4, muito diferente dos anteriores.

Tabela 5.1 – Resultados do ensaio de impacto.

Amostras forjadas →	Flange 1	Flange 2	Flange 3
Tipo de matéria-prima →	LC sem AE + LQ	LC com AE	LC sem AE
Corpo de prova - Posição ↓	Energia (J)	Energia (J)	Energia (J)
CP1 - 0°	59	59	60
CP2 - 45°	60	57	54
CP3 - 90°	64	63	38
Média →	<b>61</b>	<b>59,7</b>	<b>50,7</b>
Desvio padrão →	<b>2,6</b>	<b>3,1</b>	<b>11,4</b>

Nas figuras 5.41 e 5.42, observam-se os três CPs de impacto dos forjados das duas primeiras condições citadas, sem descontinuidades relevantes.



Figura 5.41 – CPs de ensaio de impacto de aços forjados provenientes do LC sem AE somado à LQ sem destaque de descontinuidade.



Figura 5.42 – CPs de ensaio de impacto de aços provenientes do LC com AE sem destaque de descontinuidade.

Na figura 5.43, observa-se a marcação de energia absorvida no impacto pela peça de posição 0° do aço forjado proveniente do LC com AE, que obteve resultado de 59 J.

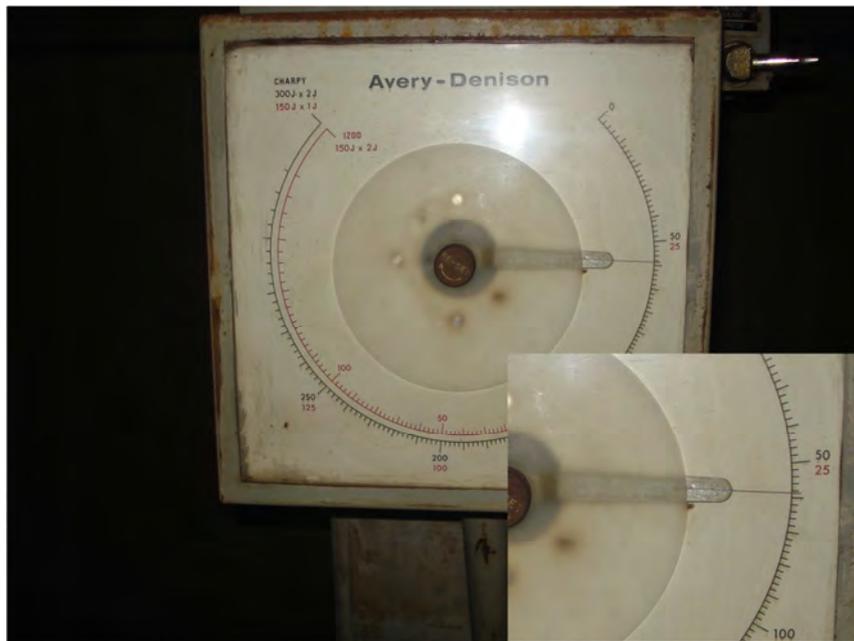


Figura 5.43 – Resultado de CP, de posição 0°, do forjado proveniente do LC com AE com marcação de 59 J.

Na figura 5.44, observa-se o conjunto de peças de CPs do aço forjado proveniente do LC sem AE, que mostra as três peças após ensaios, com destaque para a peça de

extração do CP na posição 90°. Esta peça mostrou um valor mais baixo de absorção de energia em relação às outras, provavelmente pela descontinuidade aparente.

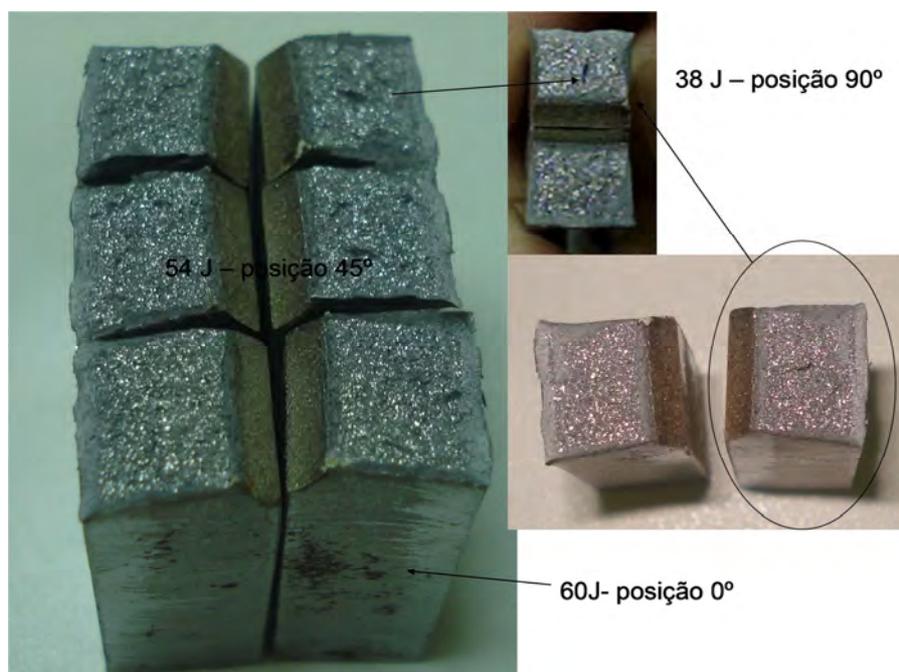


Figura 5.44 – CPs de ensaio de impacto de aços provenientes do LC sem AE com destaque para descontinuidade na posição 90°.

Através da segunda fornada, obtiveram-se os CPs para ensaio de impacto a temperatura ambiente. Na tabela 5.2, observam-se os resultados destes ensaios a temperatura ambiente, com a obtenção de uniformidade nos resultados dos forjados provenientes do LC sem AE somado ao LQ e do LC com AE, pois obtiveram uma média de resultados parecidos entre si, e também proximidades nos resultados individuais (aproximadamente 56 J). Somado a isto, observa-se um desvio padrão dos flanges forjados provenientes do LC sem AE somado a LQ e do LC com AE de 3,3 e 4,2, respectivamente, apresentando menor dispersão de resultados e maior homogeneidade em relação a absorção de energia.

Entretanto, os ensaios do LC sem AE obtiveram uma média um pouco abaixo, porém próxima aos anteriores (50J), mas com uma variação considerável entre os próprios resultados (até 31J entre CP1 e CP9), além de um desvio padrão de 10,5, discrepante em relação aos dois anteriores. Esta variação não é boa para a uniformidade de absorção de energia deste material. Na figura 5.45, observam-se os CPs de impacto do forjado proveniente da AE.

Tabela 5.2 – Resultados de ensaios de impacto a temperatura ambiente com flanges obtidos da segunda fornada de forjados.

Amostras forjadas →	Flange 1	Flange 2	Flange 3
Tipo de matéria-prima →	LC sem AE + LQ	LC com AE	LC sem AE
Corpo de prova - Posição ↓	Energia (J)	Energia (J)	Energia (J)
CP1 - 0º	63	61	69
CP2 - 40º	56	55	41
CP3 - 80º	56	51	50
CP4 - 120º	53	60	59
CP5 - 160º	57	57	58
CP6 - 200º	53	54	41
CP7 - 240º	57	52	41
CP8 - 280º	57	51	60
CP9 - 320º	61	52	38
C10 - 340º	53	62	48
<b>Média →</b>	<b>56,6</b>	<b>55,5</b>	<b>50,5</b>
<b>Desvio padrão →</b>	<b>3,3</b>	<b>4,2</b>	<b>10,5</b>



Figura 5.45 – CPs após ensaio de impacto do flange forjado provenientes do LC com AE.

Foram confeccionados, ainda dos flanges da segunda fornada, CPs de impacto para ensaio a baixa temperatura (- 46°C). Retiraram-se cinco CPs de cada flange (seis flanges forjados, sendo dois de cada condição de fornecimento) para avaliação. Para estes ensaios, consideraram-se as mesmas condições de usinagem citadas pela norma ASTM A 370, conforme realizado para os CPs dos ensaios anteriores.

Observou-se, também, a aprovação dos aços provenientes do LC sem AE somado ao LQ, e do LC com AE, pois há uma uniformidade de resultados {médias dos flanges 1 e 2 (LC sem AE +LQ) de 28J e 29J e dos flanges 1 e 2 (LC com AE) de 23 e 22J}.

também, em relação ao desvio padrão há uma proximidade dos resultados entre estes dois forjados.

Porem, os resultados dos CPs do forjado proveniente do LC sem AE, na comparação com os anteriores, não tem sua aprovação recomendada, pois tem mais variação em seus resultados (19,4J e 26J), tem uma média final menor do que os anteriores (flanges 1 e 2 com 23J e 22J, respectivamente) e um desvio padrão maior em relação aos anteriores. Também a norma ASTM A350 recomenda a absorção mínima de energia de 20J, fato que reprova dois CPs dos forjados provenientes do LC sem AE. Na tabela 5.3, observam-se os resultados dos ensaios de impacto dos CPs extraídos dos seis flanges forjados das três condições de fornecimento.

Tabela 5.3 – Resultados dos ensaios de impacto a baixa temperatura (-46°C).

Amostras forjadas →	Flange 1	Flange 2	Flange 1	Flange 2	Flange 1	Flange 2
Tipo de matéria-prima →	LC sem AE + LQ	LC sem AE + LQ	LC com AE	LC com AE	LC sem AE	LC sem AE
Corpo de prova - Posição ↓	Energia (J)	Energia (J)	Energia (J)	Energia (J)	Energia (J)	Energia (J)
CP1 - 0º	31,4	29,7	32	27,9	24,3	21
CP2 - 45º	30	29,3	31,3	28,8	26	19,4
CP3 - 90º	29,7	27,1	29,4	31,3	22,4	20,7
CP4- 135º	27,8	28,9	29,6	30,8	19,1	24,2
CP5- 180º	28,3	30,6	29,7	29,1	25,4	26,3
<b>Média →</b>	<b>28,7</b>	<b>29,12</b>	<b>30,4</b>	<b>29,58</b>	<b>23,44</b>	<b>22,32</b>
<b>Desvio padrão →</b>	<b>1,15</b>	<b>1,29</b>	<b>1,17</b>	<b>1,42</b>	<b>2,79</b>	<b>2,84</b>

Dos resultados obtidos a temperatura ambiente da primeira e segunda fornadas, e considerando flanges da segunda fornada para os ensaios a baixa temperatura (-46°C), observaram-se as aprovações dos forjados provenientes do LC sem AE somado à LQ e do LC com AE. Isto porque as médias foram parecidas nas duas condições de ensaios e também os resultados ficaram bastantes similares em todos os pontos de retirada dos CPs para impacto, provavelmente mostrando o efeito da AE no aço fornecido. Também observou-se o desvio padrão baixo dos forjados citados e próximos entre eles. Esta é uma situação considerada benéfica para as propriedades mecânicas ao longo do forjado.

A média de 60 J para aços baixo carbono (porcentagem de carbono entre 0,20 e 0,30) é considerada boa para o resultado de tenacidade deste material, segundo Huang [85]. Entretanto o resultado dos CPs do forjado proveniente do LC sem AE obteve uma variação maior entre os próprios resultados a temperatura ambiente e uma média mais baixa nos resultados a baixa temperatura, quando comparados com os dois anteriores, recomendando a reprovação do material na junção de resultados das duas condições de ensaios. Considera-se para a reprovação que, o desvio padrão destes aços foi consideravelmente maior em relação aos outros. Além da não utilização da agitação

neste aço fornecido, os grãos grosseiros apresentados no local de retirada, podem ter causado a irregularidade de resultados nos forjados provenientes do LC sem AE.

### 5.7. Avaliação de resultados dos ensaios de tração

Na validação do ensaio de tração nos quais os CPs foram retirados da parte mais solicitada do flange forjado (conforme figura 3.27) dos forjados da primeira fornada, o aço forjado proveniente do LC sem AE somado a LQ, teve como limite de escoamento, limite de resistência e alongamento, respectivamente 355 MPa, 490 MPa e 27%. Já o aço forjado proveniente da AE teve como limite de escoamento, limite de resistência e alongamento, respectivamente, 351 MPa, 572 MPa e 25%. E o forjado proveniente do LC sem AE apresentou o CP fraturado durante o ensaio, sem possibilidade de avaliação através deste ensaio.

Através dos resultados citados no parágrafo anterior, há uma comparação entre os dois tipos de aços ensaiados até o fim do processo, validando o do LC com AE, pois os seus resultados, além de estarem próximos do forjado proveniente LC sem AE somado a LQ, estão validados na norma de referência utilizada para este tipo de forjado (ASTM A 105). Isto porque segundo os requisitos mecânicos da norma, o limite mínimo de escoamento tem que ser de 250 MPa, o limite de resistência mínimo tem que ser de 485 MPa e o alongamento mínimo de 22% [92]. Na tabela 5.4, é observada a comparação entre os dois aços citados que mostra a proximidade dos resultados e, com isto, valida o aço proveniente do LC com AE como aço para forjamento quando comparado através do ensaio de tração.

Tabela 5.4 – Resultados dos ensaios de tração.

<b>Laminado (forjado)</b>		<b>LC Com AE (forjado)</b>	
Comprimento Inicial	35 mm	Comprimento Inicial	35 mm
Comprimento Final	44,5 mm	Comprimento Final	44,5 mm
Diâmetro Inicial	8,80 mm	Diâmetro Inicial	8,70 mm
Diâmetro Final	7,00 mm	Diâmetro Final	6,60 mm
Carga Máxima	29,9 kN	Carga Máxima	34,02 kN
Carga de Escoamento	20,25 kN	Carga de Escoamento	20,39 kN
Limite de Resistência	490,33 MPa	Limite de Resistência	572 MPa
Tensão de Escoamento	355 MPa	Tensão de Escoamento	351 MPa
Alongamento	27,10%	Alongamento	25,70%
Estricção	36,70%	Estricção	42,40%

Para a segunda fornada de forjados com as mesmas condições de forjamento e com a mesma composição química, confeccionaram-se dez Cps de tração (cinco para condição do forjado LC sem AE e cinco do LC com AE) para a realização dos ensaios na mesma condição da primeira fornada. Observou-se que todos os CPs provenientes da AE obtiveram seus resultados de acordo com a aceitação da norma ASTM A 105. Porém, dos cinco provenientes do LC sem AE, dois obtiveram resultados reprovados pela norma e um teve a ocorrência de fratura prematura no ensaio, considerando as condições corretas de ensaio.

Na figura 5.46 são observados os CPs de tração do aço proveniente da AE e na figura 5.47 são observados as curvas de dois ensaios (extraídas do software), mostrando resultados dentro da norma, com alongamento mínimo acima dos 22%, tensões de escoamento de 345 e 357 MPa, respectivamente, e limite de resistência de 471 e 477, respectivamente.



Figura 5.46 – CPs de tração de aço forjado proveniente do LC com AE (fratura dúctil).

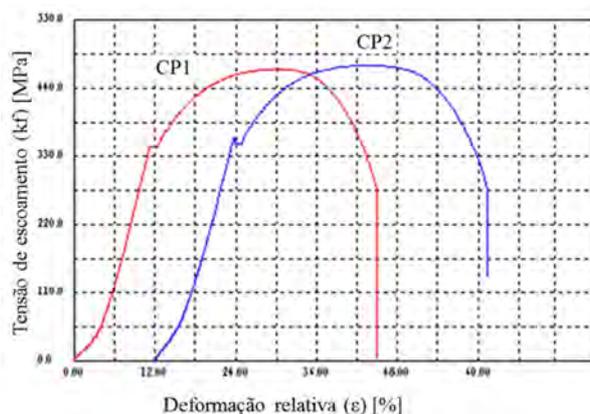


Figura 5.47 – Curvas de tração extraídas do software de dois CPs de forjados provenientes do LC com AE.

Nas figuras 5.48 e 5.49, são observadas duas curvas de aços forjados provenientes do LC sem AE, com resultados reprovados pelos requisitos da norma de

referência. Apesar dos alongamentos estarem acima do mínimo de 22% exigidos pela norma nas duas peças, suas tensões de escoamento são de aproximadamente 160 MPa (mínimo pela ASTM A 105 é de 250 MPa), e o seu limite de resistência é de aproximadamente 350 MPa nas duas peças (mínimo pela ASTM A105 é de 485 MPa).

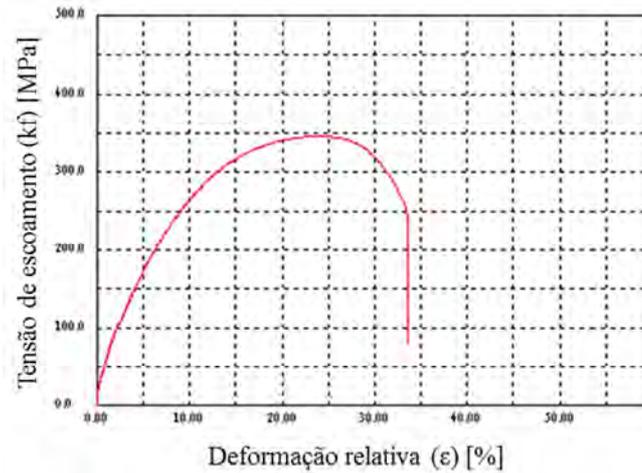


Figura 5.48 – Curva de tração extraída do software de um dos CPs do forjado proveniente do LC sem AE (primeiro ensaio).

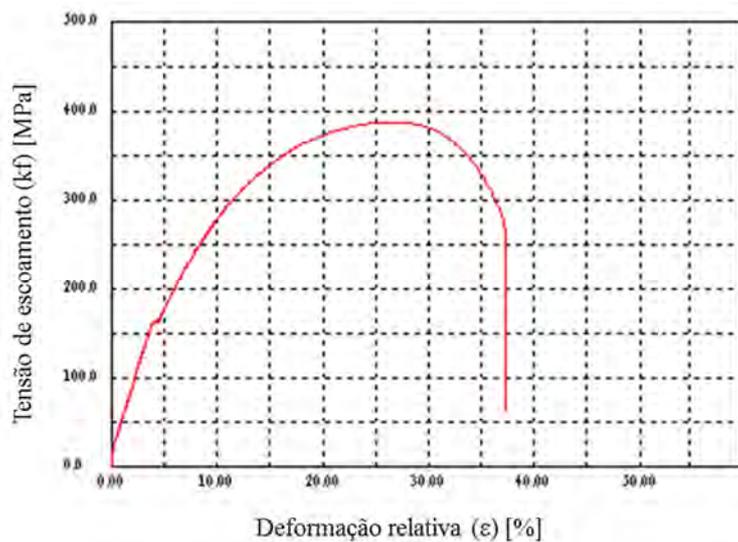


Figura 5.49 - Curva de tração extraída do software de um dos CPs do forjado proveniente do LC sem AE (segundo ensaio).

De acordo com os resultados dos ensaios das duas fornadas e posterior forjamento, observou-se que os aços forjados provenientes do LC sem AE somado à LQ e do LC com AE, obtiveram aprovação de limite de escoamento, limite de resistência e

alongamento de acordo com a norma ASTM A 105. Já em alguns forjados provenientes do LC sem AE, houve reprovação. Na primeira fornada o CP de tração fraturou durante o ensaio, provavelmente, devido a um defeito de solidificação. Posteriormente, dois dos resultados apresentados na segunda fornada tiveram limite de escoamento e limite de resistência abaixo dos mínimos solicitados pela norma.

Segundo Li [25], a proximidade dos resultados de tração de aços considerados baixo carbono dependem do tamanho de grão e de sua uniformidade. Os forjados provenientes do LC sem AE mostraram diversos pontos de grãos grosseiros de diferente constituição podendo causar baixa resistência mecânica na base do flange, local de onde forma retirados os CPs. Além disso, segundo Colpaert [20], Silva [21] e Li [25], a AE forma mais grãos equiaxiais nos aços dando melhores condições de deformação e resultados de grãos mais refinados (caso dos aços forjados provenientes da do LC sem AE somados a LQ e do LC com AE).

## 5.8. Avaliação dos ensaios de dureza

Com base nos resultados obtidos na primeira fornada através do perfil de dureza, considerando as regiões analisadas (base, centro e pescoço) do flange, constatou-se que o perfil de dureza dos forjados provenientes do LC sem AE somado à LQ e do LC com AE, estão de acordo com o mínimo solicitado pelos requisitos mecânicos da norma ASTM A 105, com dureza máxima de 187 HB. Em contrapartida, a peça forjada proveniente do LC sem AE obteve um perfil de dureza inconstante e em alguns pontos, com medida de dureza fora da dureza máxima permitida pela norma de referência para flanges forjados de aço carbono, isto é, obteve uma média de 200 HB com uma variação considerável entre pescoço e centro do flange, conforme tabela 5.5.

Tabela 5.5 – Resultados de dureza Brinell (HB) de flanges da primeira fornada.

Forjados	Forjado prov. da LQ	Forjado prov. da LQ	Forjado prov. da LQ	Forjado prov. do LC com AE	Forjado prov. do LC com AE	Forjado prov. do LC com AE	Forjado prov. do LC sem AE	Forjado prov. do LC sem AE	Forjado prov. do LC sem AE
Medidas	Pescoço	Centro	Base	Pescoço	Centro	Base	Pescoço	Centro	Base
Medida 1	153	143	154	175	172	180	135	200	159
Medida 2	154	152	154	175	175	184	152	189	149
Medida 3	159	145	151	180	178	174	180	210	135
Média HB	155	147	153	177	175	179	156	200	148
Desvio padrão	3,21	4,73	1,73	2,89	3,00	5,03	22,72	10,50	12,06

Para os resultados de dureza apresentados no forjado da segunda fornada, com a análise do pescoço, centro, base, além da parte de baixo do flange, observou-se que, da mesma forma que os resultados da primeira fornada, o perfil de dureza dos forjados provenientes do LC sem AE somado à LQ e do LC com AE forma aprovados dureza máxima de 187HB. Entretanto, a peça forjada proveniente do LC sem AE obteve medidas de dureza com resultados em algumas medições, acima dos 187 HB, reprovando a peça. Na tabela 5.6, são observadas as medidas de dureza das regiões citadas, onde se obteve aprovação das peças em relação à dureza nos forjados provenientes do LC sem AE somado a LQ e do LC com AE, e reprovação do aço forjado proveniente do LC sem AE devido a diversos pontos de dureza acima do exigido pela norma.

Tabela 5.6 – Resultados de dureza de flanges da segunda fornada.

	Forjado prov. LQ	Forjado prov. LQ	Forjado prov. LQ	Forjado prov. LQ	Forjado prov. do LCCA	Forjado prov. do LC sem AE						
Medidas (Brinell)	Pescoço	Centro	Base	Corte baixo	Pescoço	Centro	Base	Corte baixo	Pescoço	Centro	Base	Corte baixo
Medida 1	171	164	187	180	174	186	180	159	<b>200</b>	159	<b>201</b>	180
Medida 2	170	167	179	169	174	178	180	168	<b>189</b>	149	170	134
Medida 3	161	180	169	169	167	174	187	167	169	159	170	156
Medida 4	162	174	175	175	158	159	179	180	<b>214</b>	<b>200</b>	180	139
Medida 5	180	159	169	189	167	169	179	179	169	148	180	<b>200</b>
Medida 6	171	169	158	187	177	165	168	158	169	169	178	159
Medida 7	180	169	160	180	180	179	180	170	187	<b>192</b>	<b>210</b>	169
Medida 8	163	168	178	160	168	170	168	159	165	139	179	178
Medida 9	185	160	178	160	188	159	168	168	<b>189</b>	<b>214</b>	185	<b>189</b>
Medida 10	168	180	169	158	171	159	168	150	153	178	168	<b>195</b>
Medida 11	159	171	159	159	169	168	168	169	<b>210</b>	<b>210</b>	189	<b>199</b>
Medida 12	180	167	170	174	159	168	178	169	<b>195</b>	148	<b>213</b>	167
<b>Média Final</b>	<b>170</b>	<b>169</b>	<b>170</b>	<b>171</b>	<b>171</b>	<b>169</b>	<b>175</b>	<b>166</b>	<b>184</b>	<b>172</b>	<b>185</b>	<b>172</b>
<b>Desvio padrão</b>	<b>8,7</b>	<b>6,6</b>	<b>8,9</b>	<b>11,0</b>	<b>8,4</b>	<b>8,6</b>	<b>6,8</b>	<b>8,7</b>	<b>19,1</b>	<b>26,2</b>	<b>15,2</b>	<b>22,2</b>

## 6. CONCLUSÕES

O objetivo geral desta tese foi obtido em relação aos requisitos metalúrgicos e mecânicos no flange forjado do aço AISI 1025, pois se observou, após a caracterização das peças e a análise dos resultados, que a utilização da agitação eletromagnética no lingotamento contínuo fez diferenças relevantes. A aprovação ocorreu através de resultados baseados em normas de referência e bastantes próximos dos forjados deste mesmo aço com matéria-prima fornecida tradicionalmente às forjarias através da laminação a quente.

Os resultados desta tese apontam para a possibilidade de as forjarias fabricantes de flanges (ou peças de simetria parecida) de composição química, similares ao AISI 1025, utilizarem a matéria-prima proveniente do lingotamento contínuo, concomitantemente, com a agitação eletromagnética, sem passar pela etapa posterior de laminação a quente. Isto se comprovou através de ensaios mecânicos e metalúrgicos realizados, da mesma forma que são constantemente realizados nas forjarias, para a verificação de aprovação destas propriedades através de normas de referência e requisitos mecânicos suficientes para a integridade da peça forjada, os quais são citados abaixo:

- em relação à matéria-prima, considerando a composição química conveniente para o flange forjado (segundo a norma), constatou-se, macrograficamente que a agitação eletromagnética fez com que esta tenha ficado mais homogênea através da dispersão de segregação e porosidade, sem o vazio central e com a redução de grãos colunares, diferentemente da matéria-prima do lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética. Para as curvas de escoamento do aço AISI 1025 proveniente da agitação eletromagnética obtidas, observou-se bastante similaridade com o aço AISI 1025 do software Forge 2011 e com os dados obtidos através dos ensaios realizados em um aço AISI 1035 nos dados obtidos através dos ensaios realizados, e da boa ductilidade a quente de ambos os materiais;

- após o forjamento, em relação à metalografia, observou-se a orientação do fibramento através da macrografia nos três flanges. Na peça proveniente da agitação eletromagnética, observaram-se linhas de fibramento provenientes do processo de forjamento, porém sem o aparecimento de macroestrutura heterogênea, ao contrário da forjada oriunda do lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética que apresentou regiões com uma macroestrutura de solidificação, mesmo após as etapas de forjamento.

Na micrografia observou-se maior homogeneidade e refinamento de grãos nos aços forjados provenientes do lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética somado à laminação a quente e do lingotamento contínuo com agitação eletromagnética, assim comprovando a efetividade da agitação;

- na avaliação através de ensaio não destrutivo por líquidos penetrantes nas três condições forjadas, foram encontradas descontinuidades apenas na peça forjada proveniente do lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética, ou seja, apesar do forjamento, algumas descontinuidades de solidificação não foram eliminadas. Esta situação mostrou também a efetividade da agitação eletromagnética;

- nos ensaios de impacto realizados, observaram-se que tanto a temperatura ambiente quanto a - 46°C, apresentaram-se resultados de média de energia absorvida e desvio padrão muito próximos para os materiais forjados provenientes do lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética somado à laminação a quente e do lingotamento contínuo com agitação, diferente dos aços do lingotamento contínuo sem agitação, que tiveram considerável variação de absorção de energia entre os pontos analisados e alto desvio padrão;

- nos ensaios de tração e dureza, os resultados foram obtidos dentro da norma de referência ASTM A 105 para a aprovação do forjado, tanto nas peças forjadas provenientes do lingotamento contínuo sem agitação somado à laminação a quente e do lingotamento contínuo com agitação, diferentemente de algumas peças forjadas provenientes do lingotamento contínuo sem agitação.

Por fim, conclui-se que o procedimento experimental proposto e os resultados obtidos foram adequados para mostrar que a agitação eletromagnética é efetiva para a matéria-prima do aço AISI 1025 fornecida às forjarias de flanges, sem passar pelo processo de laminação a quente. Isto porque os requisitos mecânicos e metalúrgicos ficaram bastante próximos entre as condições de fornecimento do lingotamento contínuo sem agitação somado à laminação a quente e do lingotamento contínuo com agitação, diferentemente do lingotamento contínuo sem agitação. Isto viabilizaria um menor custo de compra para as forjarias e a possibilidade de o fabricante não utilizar a laminação a quente quando fornecer matéria-prima a estas, o que geraria economia no que tange custos de produção, tempo e consumo de energia.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A agitação eletromagnética é um processo validado na indústria de peças fundidas no sentido de diminuir descontinuidades oriundas da solidificação e, conseqüentemente, obter melhorias metalúrgicas e mecânicas no que se refere à qualidade. Entretanto, sobre a matéria-prima (com a utilização deste processo) que é fornecida às forjarias, pouco se conhece e se aplica em relação à agitação eletromagnética. Tradicionalmente, essa matéria-prima após o lingotamento contínuo sem agitação eletromagnética, passa pela laminação a quente para refinamento de grãos e obtenção de direção de fibramento para, em seguida, ser fornecida às forjarias. A partir dos resultados deste trabalho, deixam-se aqui algumas sugestões para trabalhos futuros:

- realizar simulações numéricas computacionais, utilizando dados levantados experimentalmente de aços forjados com origem do lingotamento contínuo com agitação eletromagnética, para se obterem resultados mais próximos a realidade prática;
- realizar análise de forjados a quente de baixo carbono, com origem do lingotamento contínuo com agitação eletromagnética, com a variação dos parâmetros de corrente e frequência durante o processo de agitação, visando à otimização de propriedades mecânicas do forjado e de sua aplicação específica;
- estudar a variação de corrente e frequência na agitação eletromagnética para aços de médio e alto carbono de acordo com a sua utilização após forjamento a quente;
- avaliar a utilização de aços liga forjados da indústria petrolífera, após utilização de parâmetros otimizados da agitação eletromagnética no lingotamento contínuo.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] TIEJUN, D.. The influence of iron flow on iron resource efficiency in the steel manufacturing process. *Resources, Conservation and Recycling*. v.55, 2011, p. 760-771.
- [2] SCHOPPA, A.; SCHNEIDER, J.; WUPPERMANN, C. D.. Influence of the Manufacturing Process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. v. 215-216, 2000, p. 74-78.
- [3] MASLEHUDDIN, M.; AL-ZAHRANI, M. M.; AL-DULAIJAN, S.U.; REHMAN, S.; AHSAN, S. N.. Effect of steel manufacturing process and atmospheric corrosion on the corrosion-resistance of steel bars in concrete. *Cement & Concrete Composites*. v. 24, 2002, p. 151–158.
- [4] HU, C.; ZHANG, C.; HAN. X.; YIN, R.. Sulfur flow analysis for new generation steel manufacturing process. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2008, v. 15(4), n.37, 2008, : p.12-15.
- [5] KULKARNI, M.S.; SUBASH, B. A.. Managing quality in continuous casting process using product quality model and simulated annealing. *Journal of Materials Processing Technology*. v.166, 2005, p.294–306.
- [6] KOROL, D. B.. Life cycle assessment of steel production in Poland: a case study. *Journal of Cleaner Production*. v.54, 2013, p.235-243.
- [7] YIN, H.; FELICELLI, S.D.. Dendrite growth simulation during solidification in the LENS process - *Acta Materialia*. v.58, 2010, p. 1455–1465.
- [8] CICUTTI, C.; BOERI, R.. On the relationship between primary and secondary dendrite arm spacing in continuous casting products. *Scripta Materialia*. v.45, 2001, p. 1455-1460.
- [9] KRAL, M.V.; SPANOS, G.. Crystallography of grain boundary cementite dendrites. *Acta Materialia*. v.51, 2003, p. 301–311.
- [10] WANG, L. T.; DENG, C. H.; DONG, M.; SHI, L. F.;ZHANG, J . P.. Development of continuous casting technology of electrical steel and new products. *Journal of Iron and Steel Research, International*. v. 19(2), 2012, p. 1-6.
- [11] GHEORGHIES, C.; CRUDU, I.; TELETIN, C.;SPANU, C.. Theoretical model of steel continuous casting technology. *Journal of Iron and Steel Research, International*. v. 16(1), 2009, p. 12-16.
- [12] BERTRAM BROBERG. K; *Cracks and Fracture* – Edited by Cambridge University Press, 1999.

- [13] WEI, E.; YANG, Y.; FENG, C.. Effect of Carbon Properties on Melting Behavior of Mold Fluxes for Continuous Casting of Steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*. v.13 (2), 2006, p. 22-26.
- [14] YU, H.; KANG, Y.; ZHAO, Z.. Morphology and Precipitation of kinetics of MnS Low-carbon steel during thin slab continuous casting process. *Journal of Iron and Steel Research, International*. v.13(5), 2006, p. 30-36.
- [15] AMAURI, G.. *Solidificação – Fundamentos e Aplicações – Campinas, SP; editora da Unicamp, 2001.*
- [16] WANG, Z.; YAO, M.; WANG, X.; ZHANG, X.. Inverse problem-coupled heat transfer model for steel continuous casting. *Journal of Materials Processing Technology*. v.214, 2013, p. 44-49.
- [17] XIN, L.; YONG. C.; HOUFA. S.. Thermomechanical behavior in continuous bloom casting with different mold tapers - *Tsinghua Science And Technology*. v. 13, 2008, p. 598-604.
- [18] PASCON, F.; HABRAKEN, A. M.. Finite element study of the effect of some local defects on the risk of transverse cracking in continuous casting of steel slabs. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. v. 196, 2007, p. 2285-2299.
- [19] SILVA, A. L. C.; MEI, P. R.. *Aços e Ligas Especiais*. São Paulo. Editora Blucher. 2006.
- [20] COLPAERT, H.; SILVA, A. L. C.. *Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns*. São Paulo, 4ªed. Editora Blucher. 2008.
- [21] SILVA, J.N.; MOUTINHO, D.J.; MOREIRA, A.L.; FERREIRA, I.L.; ROCHA. O.L.. The columnar to equiaxed transition during the horizontal directional solidification of Sn–Pb alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. v.478, 2009, p. 358-366.
- [22] NUSAIR, K. A.; SALAM, I.; TAUQUIR, A.. Formation of solid-state dendrites in an alloy steel. *Surface and Coatings Technology*. v.179, 2004, p. 33–38.
- [23] YAN, S.; YAN, XU.; LEI, Z.; JING, G.; HENG, F.. Effect of electromagnetic force on melt induced by traveling magnetic field. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. v.20, 2010, p. 662-667.
- [24] - Disponível em:  
[http://www.villares.com.br/wwwroot/app/artigos/arquivos/EFEITOS\\_BENEFICOS\\_D\\_O\\_AGITADOR.swf](http://www.villares.com.br/wwwroot/app/artigos/arquivos/EFEITOS_BENEFICOS_D_O_AGITADOR.swf) – acessado em 15 de maio de 2013.

- [25] Li, B.Q.. Solidification processing of materials in magnetic fields. JOM. v.50, n.2, 1998, p.1 -10.
- [26] KIM, G.; KIM, H.; OH, K.; PARK, J.; JEONG, H.. Level meter for the electromagnetic continuous casting of steel billet. ISIJ International. v. 43, n.2, 2003, pp. 224–229.
- [27] PEI, L.; JUN, L.; SHENG, Q.; ZHONG, W.. Control of equiaxed crystal ratio of high carbon steel billets by circular seam cooling nozzle. Journal of Iron and Steel Research, International. v. 18(2), 2011, p. 24-30.
- [28] KUMAR, A.; DUTTA, P.. A scaling analysis of alloy solidification in presence of electromagnetic stirring. Journal of Physics D: Applied Physics. v.39, 2006, p. 3058–3066.
- [29] LIN, S.; LEE, W.; CHEN, J. Developing a hot-mode experimental apparatus for property investigations of electromagnetic stirring system. Institute of Electric and Electronic Engineers, 2009.
- [30] MAO, D.; YAN, H.; ZHAO, X.; ZHU, Z.; ZHONG, J.. The principle and technology of electromagnetic roll casting. Journal of Materials Processing Technology. v.138, 2003, p. 605–609.
- [31] HUI, Y.; SHENG, Q.; TAI, T.; YUN, C.; ZHONG, W.. Industrial experiment of reducing superheat of steel by nozzle cooling. Journal of Iron and Steel Research, International. v. 18(6), 2011, p. 1-6.
- [32] CAMPANHARO, V.. Lingotamento contínuo de tarugos com uso da agitação eletromagnética no molde. Dissertação de mestrado. Rede temática em Engenharia dos Materiais. UEMG. 2003.
- [33] TRINDADE, L.B.. Modelo matemático de um agitador eletromagnético. Dissertação de doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. PPGEM, 2002.
- [34] XIONG, B.; CAI, C.; WAN, H.; LU, B.. Fabrication of high chromium cast iron and medium carbon steel bimetal by liquid–solid casting in electromagnetic induction field. Materials and Design. v. 32, 2011, p. 2978-2982.
- [35] CHENG, J.; XU, B.; LIANG, X.; WU, Y.; LIU, Z.. Effect of electromagnetic stirring on the microstructure and wear behavior of iron-based composite coatings. Journal of University of Science and Technology Beijing (Materials). v.15, n.4, 2008, p. 451-456.

- [36] IM, D.J.; HONG, J. S.; KANG, I. S.. Numerical analysis on the enhancement of molten steel stirring by magnetic field strength control. *Computers & Fluids*. v. 70, 2012, p. 13-20
- [37] LI, X.; ZHO, B.; WANG, T.. Effect of electromagnetic field on slag corrosion resistance of low carbon MgO–C refractories. *Ceramics International*. v.38, 2012, p. 2015-2109.
- [38] BHADESHIA, H. K.D.H.. Steels for bearings. *Progress in Materials Science*. v. 57, 2012, p. 268-465.
- [39] PAL, M.; Pär JÖNSSON, P.. Multiphysics modeling of an induction-stirred ladle in two and three dimensions. *International Journal for Numerical Methods in Fluids*. v. 70, 2012, p. 1378–1392 .
- [40] SZAJNAR, J.; STAWARZ, M.; WROBEL, T.; SEBZDA, W.. Influence of electromagnetic field on pure metals and alloys structure. *Journal of Achievements in materials and Manufacturing Engineering*. V. 34, n.1, 2009, p. 95-102.
- [41] LI, J.; WANG, B.; MA, Y.; JIANZHONG, C.. Effect of complex electromagnetic stirring on inner quality of high carbon steel Bloom. *Materials Science and Engineering*. V. 425, 2006, p. 201–204.
- [42] EI-KADDAH, N.; NATARAJAN, T. T.. Electromagnetic stirring of steel: effect of stirrer design on mixing in horizontal electromagnetic stirring of steel slabs. *Second International Conference on CFD on Minerals and Process Industries (CSIRO)*. Melborn, Australia, 1999.
- [43] KUMAR, A.; DUTTA, P.. Modeling of transport phenomena in continuous of non-dendritic billets. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. v. 48, 2005, p. 3674-3688.
- [44] CHACRABARTI, I.; SARKAR, S.; MAHESHWARI, M. D.; CHATURVEDI, U. K.; MUKHERJEE, T.. *Process enhancements to improve drawability of wire rods*. Tata Steel, Jamshedpur, India. 2004.
- [45] YU, H.; ZHU, M.. Effect of electromagnetic stirring in mold on the macroscopic quality of high carbon steel billet. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. v.22, n.6, 2009, p. 461-467.
- [46] XING, C.; ZHI, Z.; JUN, X.. Effects of annular electromagnetic stirring processing parameters on semi-solid slurry production. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. v. 20, 2010, p. 873-877.

- [47] MAPELLI, C.; GRUTTADAURIA, A.; PERONI, M.. Application of electromagnetic stirring for the homogenization of aluminium billet cast in a semi-continuous machine. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 210, 2010, p. 306-314.
- [48] SCHAEFFER, L. *Conformação Mecânica*. Porto Alegre: Imprensa Livre editora, 1999. 167p.
- [49] SUN, Z.Q.; YANG, W.Y.; QI, J.J.; HU, A.M.. Deformation enhanced transformation and dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel during multipass hot deformation. *Materials Science and Engineering A*. v. 334, 2002, p. 201-206.
- [50] OUNPANICH, D.; MUTOHB, Y.; YOSHII, K.. Fatigue behavior of hot-rolled steel plate at various stages of fabrication. *Materials Science and Engineering A*. v. 477, 2008, p. 386-394.
- [51] DI, W.; ZHUANG, L.; HUI, L.. Effect of controlled cooling after hot rolling on mechanical properties of hot rolled TRIP steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*. v. 15 (2), 2008, p. 65-70.
- [52] JING, Y.; QING, L.; DONG, S.; XIANG, L.. Microstructure and transformation characteristics of acicular ferrite in high niobium-bearing microalloyed steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*. v. 17 (6), 2008, p. 53-59.
- [53] WEI, H.; LIU, G.; XIAO, X.; ZHANG, M.. Dynamic recrystallization behavior of a medium carbon vanadium microalloyed steel. *Material Science and Engineering A*. v. 573, 2013, p. 215-221.
- [54] GAO, F.; LIU, Z.; LIU, H.; WANG, G.. Texture evolution and formability under different hot rolling conditions in ultra purified 17%Cr ferritic stainless steels. *Materials Characterization*. v. 75, 2013, p. 93-100.
- [55] DONG, H.; CAI, D.; YANG, Q.; ZHANG, Y.; LIAO, B.. Hot deformation behavior of a Cr-containing low carbon steel in the ferrite range. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. v. 16, n.5, 2009, p. 549-553.
- [56] TORIZUKA, S.; OHMORI, A.; MURTY, S.V.S.; NAGAI, K.. Effect of strain on the microstructure and mechanical properties of multi-pass warm caliber rolled low carbon steel. *Scripta Materialia*. v.54, 2006, p. 563–568.
- [57] GENTILE, F.C.; NEVES, F.O.; REGONE, W.; BUTTON, S.T.. Análise numérica e experimental da evolução microestrutural em forjamento a quente de um aço

microligado ao V-Ti. Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos materiais, 2002, p. 01-07.

[58] CLEARY, P. W.; PRAKASH, M.; DAS, R.; HA, J.. Modelling of metal forging using SPH. Applied Mathematical Modeling. v. 36, 2012, p. 3836-3855.

[59] SCHAEFFER, L.. Forjamento – Introdução ao processo. Porto Alegre/RS: Imprensa Livre, 2001.202p.

[60] ALTAN, T.; OH, S.; GEGEL, H.. Conformação de metais – fundamentos e aplicações. São Carlos/SP: EESC-USP, 1999. 350p.

[61] LIMA, D. R. S. Análise da influência do ângulo de cone e da deformação em área na extrusão direta da liga de magnésio AZ61.” Dissertação de Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. PPGEM, 2012.

[62] IRANI, M.; TAHERI, A. K.. Effect of forging temperature on homogeneity of microstructure and hardness of precision forged steel spur gear of precision forged steel spur gear. Materials Chemistry and Physics. v. 112, 2008, p. 1099-1105.

[63] YURGEL, C. C. Substituição do processo de usinagem pelo processo de forjamento à quente na fabricação da preforma de brocas de furacão de rochas. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. PPGEM, 2007.

[64] BOUCHARD, P. O.; L. BOURGEO, L.; LACHAPELÉ, H.; MAIRE, E.; VERDU, C.. On the influence of particle distribution and reverse loading on damage mechanisms of ductile steels. Materials Science and Engineering A, v.496, 2008, p. 223-233.

[65] SURIS, J. A.. Influência da Fibragem na Vida em Fadiga de Componentes Obtidos pelo Processo de Forjamento a Quente. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. PPGEM, 2012.

[66] LIMA, I.A.O.L. Comparação de Modelos de Análises das Normas ASME E EM 1591 para o Projeto de Flanges com Juntas Circulares. Dissertação de mestrado. UFSC. 2005.

[67] PESSARD, E.; MOREL, F.; MOREL, A.; BELLETT, D.. Modelling the role of non-metallic inclusions on the anisotropic fatigue behavior of forged steel. International Journal of Fatigue. v.33, 2011, p. 568-577.

[68] CHASTEL, Y.; CAILLET, N.; BOUCHARD, P.. Quantitative analysis of the impact of forging operations on fatigue properties of steel components. Journal of Materials Processing Technology. V.177, 2006,p. 202-205.

- [69] MILESI, M.; CHASTEL, Y.; HACHEM, E.; BERNACKI, M.; LOGE, R.E.; BOUCHARD, P. O.. A multi-scale approach for high cycle anisotropic fatigue resistance: Application to forged components. *Materials Science and Engineering A*. v. 527, 2010, p. 4654–4663.
- [70] BIN, W.; ZHEN, L.; XIAO, Z.; GUO, W.. Improvement of hole-expansion property for medium carbon steels by ultra fast cooling after hot strip rolling. *Journal of Iron and Steel Research, International*. v. 20 (6), 2013, p. 25-32.
- [71] MILESI, M.; CHASTEL, Y.; HACHEM, E.; BERNACKI, M.; LOGÉ, R. E.. A multi-scale approach for high cycle anisotropic fatigue resistance: Application to forged components. v. 527, 2010, p. 4654-4663.
- [72] HANSEN, N.; HUANG, X.; WINTHER, G.. Grain orientation, deformation microstructure and flow stress. *Materials Science and Engineering A*. v. 494, 2008, p. 61-67.
- [73] CHITKARA, N. R.; ALEEM, A.. Extrusion of axi-symmetric tubes from hollow and solid circular billets: a generalized slab method of analysis and some experiments. *International Journal of Mechanical Sciences*. v. 43, 2001, p. 1661-1684.
- [74] GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C.. *Ensaio dos Materiais*. Rio de Janeiro. LTC Editora. 2008.
- [75] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM); ASTM E 165-02: Metals Test Methods and Analytical Procedures. 2004. V.03.03.
- [76] ASM METALS HANDBOOK, “Metallography and Microstructure”. V.09, 10<sup>th</sup> Edition, 1992.
- [77] GSCHWENTER, V. L. S.. *Correlação entre parâmetros de solidificação e formação de aços especiais produzidos pelos processos de lingotamento contínuo – Dissertação de mestrado*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. PPGEM, 2009.
- [78] REITER, J.; BERNHARD, C.; PRESSLINGER, H.. Austenite grain size in the continuous casting process: Metallographic methods and evaluation. *Materials Characterization*. v. 59, 2008, p.737-746.
- [79] XU, H.; YANG, W.; SUN, Z.. Mechanical properties of fine-grained dual phase low-carbon steels based on dynamic transformation. *Journal of Science and Technology Beijing (Materials)*. v. 15, n.5, 2008, p. 556-560.
-

- [80] HUANG, Y. D.; FROYEN, L.. Important factors to obtain homogeneous and ultrafine ferrite–pearlite microstructure in low carbon steel. *Journal of Material Processing Technology*. v. 124, 2002, p. 216-226.
- [81] MKADDEN, A.; HUGUET, A.; MANSORI, M.. Recrystallisation of austenite grain when non-isotherm steel working: Effects of thermal kinetics and deformation-based mechanisms. *Materials and Design*. v. 31, 2010, p. 4808-4815.
- [82] KUC, D.; NIEWIELSKI, G.; CWAJNA, J.. Influence of deformation parameters and initial grain size on the microstructure of austenitic steels after hot-working processes. *Materials Characterization*. v. 56, 2006, p. 318-324.
- [83] SOLEYMANE, V.; EGHBALI, B.. Grain refinement in a low carbon steel through multidirectional forging. *Journal of Iron and Steel Research, International*. v. 19 (10), 2012, p. 74-78.
- [84] BHADSHIA, H. K. D. H.; SVENSSON, L.E.; Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal – *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*. 1993, p. 109–182.
- [85] HUANG, Z.; YAO, M.. Effect of arrangement of acicular ferrite in a Widmanstätten microstructure on the fracture of mild steel. *Materials Science and Engineering A*. v.119, 1989, p. 211-217
- [86] YANG, J. R.; CHANG, L. C.. The effect of stress on the widmanstätten ferrite transformation. *Materials Science and Engineering A*. v.223, 1997, p. 158-167.
- [87] SHIPWAY, P.H.; BHADSHIA, H. K. D. H.. The mechanical stabilisation of Widmanstätten ferrite. *Materials Science and Engineering A*. v.223, 1997, p. 179-185.
- [88] PHELAN, D.; STANFORD, N.; DIPPENAAR, R.. In situ observations of widmanstätten ferrite formation in a low-carbon steel. *Materials Science and Engineering A*. v.407, 2005, p. 127-134.
- [89] BODNAR, R. L.; HANSEN, S.S.. Effects of widmanstätten ferrite on the mechanical properties of a 0,2 Pct C-0,7 Pct Mn steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v.25, 1994, p. 763-773.
- [90] WANG, S.; ZHAO, X.; XIAO, N.; ZUO, L.. High magnetic field influence on the widmanstätten transformation in high purity Fe-0,36 wt% C alloy. *Journal of Material Science Technology*. v.28 (6), 2012, p. 552-557.
-

- [91] TODOROV, R. P.; KHRISTOV, K. G.. widmanstätten structure of carbon steels. *Structural Transformations*. v.46 (2), 2004, p. 3-7.
- [92] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM); ASTM A 105: Standard Specification for Carbon Steel Forgings for Piping Applications. 2012.
- [93] SOUZA, S. A.. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos teóricos e Práticos*. São Paulo/SP: Editora Edgard Blucher, 2000. 285p.
- [94] AKTAS, M.; KARAKUZU, M.; ARMAN, Y.. Compression-after impact behavior of laminated composite plates subjected to low velocity impact in high temperatures – *Composites Structures*. v.89, 2009, p. 77–82.
- [95] TANGUY, B.; BESSON, J.; PIQUES, R.; PINEAU, A.. Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by charpy impact test Part I: experimental results. *Engineering Fracture Mechanics*. v.72, 2005, p. 49–72.
- [96] NAZARI, A.. Application of strain gradient plasticity theory to model Charpy impact energy of functionally graded steels – *Computational Materials Science*. v.50, 2011, p. 3410–3416.
- [97] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM); ASTM A 370: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. 2012.
- [98] FROM, A.; SANDSTRÖM, R.. Influence of mixed grain size distributions on the toughness in high and extra high steels. *Materials Characterization*. v.42, 1999, p. 111–122.
- [99] WANG, J.; XIAO, H.; XIE, H.; XU, X.; GAO, Y.. Study on hot deformation behavior of carbon structural steel with flow stress. *Material Science and Engineering A*. v. 539, 2012, p. 294-300.
- [100] WANG, M.; LI, Y.; WANG, W.; ZHOU, J.; CHIBA, A.. Quantitative analysis of work hardening and dynamic softening behavior of low carbon alloy steel based on the flow stress. *Materials and Design*. v. 45, 2013, p. 384-392.
- [101] MAHL, R. L.; TAKIMI, A. M.; LUCHSINGER, M. A. G.; KLUJSZO, L. A. C.. Levantamento da curva de tensão verdadeira vs. deformação verdadeira do aço AISI 1035. 2007. Cortesia da empresa Maxiforja Componentes Automotivos Ltda.
- [102] Curva de escoamento do aço AISI 1025 segundo equação de Spittel. Banco de Dados do Software Forge 2011.

[103] SCHAEFFER, L. Conformação dos Metais – Metalurgia e Mecânica. Porto Alegre/RS: Editora Rígel, 1995.108p.

---