



Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – Departamento de Engenharia Mecânica

unesp

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“Júlio de Mesquita Filho”

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Márcio Iuji Yamasaki

**FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO METALGRÁFICA E
MECÂNICA DE TIRAS DE LIGAS METÁLICAS FUNDIDAS E
TIXOLAMINADAS NO ESTADO SEMI-SÓLIDO DE DIFERENTES
INTERVALOS DE SOLIDIFICAÇÃO**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia -
UNESP – Campus de Ilha Solteira, para obtenção do
título de Mestre em Engenharia Mecânica.
Área de Conhecimento: Materiais e Processos de
Fabricação.

Orientador: PROF. DR. ANTONIO DE PÁDUA LIMA FILHO

Ilha Solteira, agosto de 2008

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Seção Técnica de Aquisição e Tratamento da Informação
Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação da UNESP - Ilha Solteira.

- | | |
|------|--|
| Y19f | <p>Yamasaki, Márcio Iuji.</p> <p>Fabricação e caracterização metalográfica e mecânica de tiras de ligas metálicas fundidas e tixolaminadas no estado semi-sólido de diferentes intervalos de solidificação / Márcio Iuji Yamasaki. -- Ilha Solteira : [s.n.], 2008</p> <p>298 f. : il., fots. (algumas color.)</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2008</p> <p>Orientador: Antonio de Pádua Lima Filho</p> <p>Bibliografia: p. 207-218</p> <p>1. Laminação de tiras metálicas semi-sólidas. 2. Metais – Processos de solidificação rápida. 3. Metais não ferrosos – Fundição. 4. Estampagem (Trabalhos em metal). 5. Anisotropia.</p> |
|------|--|



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO: FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA E MECÂNICA DE TIRAS DE LIGAS METÁLICAS FUNDIDAS E TIXOLAMINADAS NO ESTADO SEMI-SÓLIDO DE DIFERENTES INTERVALOS DE SOLIDIFICAÇÃO

AUTOR: MÁRCIO IUJI YAMASAKI

ORIENTADOR: Prof. Dr. ANTONIO DE PADUA LIMA FILHO

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de MESTRE em ENGENHARIA MECÂNICA pela Comissão Examinadora:

Prof. Dr. ANTONIO DE PADUA LIMA FILHO

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. JOÃO BATISTA CAMPOS SILVA

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. ALCIDES PADILHA

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru

Data de realização: 03 de setembro de 2008.

Presidente da Comissão Examinadora
Prof. Dr. ANTONIO DE PADUA LIMA FILHO

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais, Akio e Fumi e aos meus irmãos Renato e Luiza, pelo apoio e incentivo durante toda a minha vida acadêmica.

Ao meu orientador Dr. Antonio de Pádua Lima Filho, pela orientação, amizade, confiança e ajuda ao meu desenvolvimento pessoal.

Agradecimentos

Agradeço a CAPES pelo apoio financeiro e ao Departamento de Engenharia Mecânica e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica pela oportunidade;

Agradeço a Pró-Reitoria de Pós-Graduação e Pesquisa da UNESP e ao Departamento de Engenharia Mecânica pelo financiamento para participação em visitas técnicas e em eventos científicos;

Agradeço a FONSECO pela doação da cola refratária e do desmoldante a base de grafite coloidal, e também a COOKSON ELETRONICS pela doação das ligas de chumbo-estanho utilizadas no experimento;

Agradeço a todos os funcionários da biblioteca, em especial a João Josué Barbosa e Marta Satiko Suzuki pelo apoio durante a pesquisa;

Agradeço ao Eng. Leandro Akita Ono ao auxílio nos ensaios experimentais, durante a graduação.

Agradeço aos técnicos do Departamento de Engenharia Civil, Ronaldo Mendes do Amaral e Gilson Campos Correia pelo auxílio durante os ensaios que utilizaram as prensas de seus laboratórios;

Agradeço ao técnico Everaldo Leandro de Moraes do Departamento de Engenharia Elétrica pelo suporte técnico e pelo apoio e empréstimo do osciloscópio eletrônico;

Agradeço aos técnicos do Departamento de Engenharia Mecânica, Marino Teixeira Caetano e Edvaldo Silva de Araújo;

Agradeço ao técnico Elias Amaral dos Santos pelas filmagens, fotografias digitais e pelo suporte técnico de informática;

Agradeço ao Prof. Dr. Edson Del Rio Vieira e aos fotógrafos Valdeir Antônio Rodrigues e Moisés Pereira Lima pelas filmagens e fotografias digitais;

Agradeço a Prof^a. Edmar Maria Lima Lopes do Departamento de Matemática pelo empréstimo do sistema de aquisição de temperatura.

Agradeço ao Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu pelo empréstimo do indicador digital de deformação TMDE.

Agradeço ao Prof. Dr. Hidekasu Matsumoto e ao grupo de pesquisa GPU pelo empréstimo do rugosímetro digital.

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. Antonio de Pádua Lima Filho que me acompanhou durante todo esse período mostrando o caminho, opinando e incentivando-me.

“O aviador se teme as alturas, não põe o avião a voar e perde o benefício da viagem. Quem foge dos problemas passa a vida sem viver.”

Lourival Lopes

Lista de figuras

Figura 3.1. Micrografia típica de microestrutura dendrítica de um fundido (a) e microestrutura globular de uma liga em estado semi-sólido (b) (ATKINSON, 2005).	36
Figura 3.2. Comparação dos processos de fundição com a reofundição e a tixofundição (VIRNARCIK, 2003).	36
Figura 3.3. Rotas correntes de processamento na produção de semi-sólidos de acordo com a história térmica (KOOP; SHIMAHARA, 2002).	39
Figura 3.4. Diagrama esquemático mostrando os mecanismos de deformação da pasta metálica (CHEN; TSAO, 1997).	40
Figura 3.5. Viscosímetro tipo Couette (FLEMINGS; RIEK; YOUNG, 1976).	41
Figura 3.6. Ensaio de fluidez: espiral (a) e vácuo (b) (CAMPBELL, 2003, GARCIA, 2001).	43
Figura 3.7. Fluxo e solidificação de metais puros sem superaquecimento (NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959): (a) o metal líquido entra no canal formando grãos colunares com interface plana; (b) ocorre o crescimento de grãos colunares na superfície do canal; e (c) as frentes de solidificação bloqueiam a entrada do metal líquido.	44
Figura 3.8. Fluxo e solidificação de metais puros com superaquecimento (NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959): (a) o metal líquido entra no canal e dissipa calor antes da solidificação iniciar; (b) a solidificação inicia com o crescimento de grãos colunares; (c) ocorrência do bloqueio do fluxo.	44
Figura 3.9. Fluxo e solidificação de ligas sem superaquecimento (NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959): (a) o metal líquido entra no canal com formação de grãos colunares com interface irregular inicial; (b) crescimento dos grãos colunares; (c) o bloqueio ocorre, cruzando a secção parcialmente solidificada, mas suficiente para evitar o fluxo.	46
Figura 3.10. Fluxo e solidificação de uma liga sem superaquecimento (NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959): (a) o metal líquido entra no canal, nucleando finos grãos equiaxiais; (b) a nucleação continua e grãos finos crescem rapidamente	

quando o fluxo progride; (c) o fluxo cessa quando a concentração do nível crítico de grãos sólidos é alcançada.	46
Figura 3.11. Fluidez da liga Sn-Pb (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956b).	47
Figura 3.12. Comportamento do escoamento de diferentes tipos de matérias viscosos (ATKINSON, 2005, POIRIER; GEISER, 1994).	49
Figura 3.13. Projeto do laminador duo inicialmente desenvolvido por Bessemer - H. Bessemer, US Patent no. 409,053, (1865) (LUITEN; BLOK, 2003, LUITEN, 1973).	53
Figura 3.14. Hazelett Belt Caster (HAZELETT, 1966).	54
Figura 3.15. Distribuição mundial do processo Hazelett para produção de tiras não ferrosas. http://www.hazelett.com/casting_machines/strip_casting_machines/customers/customers.php (acessado em 12/03/2008).	54
Figura 3.16. Comparação do lingotamento contínuo (<i>thick slab caster</i>), lingotamento contínuo de placas finas (<i>thin slab cast</i>) e fabricação de tiras fundidas (<i>strip caster</i>), (CARPENTER, 2004, TSUKIGAHORA et al., 1993).	57
Figura 3.17. Produção industrial cumulativa da Nucor CASTRIP a partir de 2003 (SHUEREN et al., 2007).	61
Figura 3.18. Processo convencional de fabricação de tiras e outros exemplos para a fabricação de tiras diretamente do estado líquido.	63
Figura 3.19. Ilustração esquemática do processo de solidificação da tira entre os cilindros (HAGA; NISHIYAMA; SUZUKI, 2003d).	64
Figura 3.20. Mecanismo de formação de defeito na face da tira em contato com o cilindro inferior (cilindro de solidificação) (HAGA; SUZUKI, 2003c).	65
Figura 3.21. Influência da altura do fundido no bocal do cilindro de solidificação (HAGA; SUZUKI, 2003c).	66
Figura 3.22 Ilustração esquemática da combinação da calha de resfriamento (<i>Cooling Slope</i>) laminador de tiras <i>Twin Roll</i> da liga de alumínio A356 (HAGA, 2001a, HAGA, 2002b).	67

Figura 3.23. Esquema ilustrativo mostrando a aplicação do arame durante a fabricação da tira a partir do fundido (HAGA; TAKAHASHI, 2004b). Vide Figura 3.18 (f) para comparação.	68
Figura 3.24 Esquema do processo Single Roll modelo ARMCO com diferentes zonas de transferência de calor (LI; THOMAS, 1996). V_c velocidade do cilindro.	69
Figura 3.25. Influência do tempo de contato do fundido com a espessura da tira de acordo com o método STRIP1D (modelo de transferência de calor transiente) de Li e Thomas (1996) e os dados experimentais da ARMCO (Heat 840, 855, 848, 849) (BIRAT et al., 1991).	70
Figura 3.26. Gráfico do coeficiente de transferência de calor do <i>gap</i> (vazio) e a temperatura dos rolos do processo por cilindro único (<i>single roll</i>) (LI; THOMAS, 1996).	71
Figura 3.27. (a) Esquema da solidificação do fundido entre os cilindros através das secções e (b) gráfico do coeficiente de transferência de calor nas áreas de I a IV (KOOP et al., 1998).	72
Figura 3.28. Ilustração esquemática das diferentes zonas macroestruturais no lingote (a) e durante a fabricação de tiras metálicas fundidas (b) (TRIVEDI, 1978, XU, 2006, FERRY, 2006).	76
Figura 3.29. Esquema dos rolos do laminador mostrando o processo de crescimento da dendrita no fluxo de fluido (TAKATANI; GANDIN; RAPPAZ, 2000).	77
Figura 3.30. Simulação da morfologia dendrítica ($f_s=0,1$), mostrando o perfil de soluto e vetores de fluxo com super-resfriamento térmico de $\Delta T=12\text{ K}$ e composição inicial da liga de (a) 1% em massa de Cu, (b) 2% em massa de Cu, e (c) 4% em massa de Cu. A parte superior da figura indica pura difusão das dendritas ($P_e=0$) e na parte inferior mostra o crescimento dendrítico na presença de convecção forçada, ou seja, com $P_e=0,047$ (<i>Número de Péclet</i>) (MING-FANG et al., 2008).	79
Figura 3.31. Ilustração da morfologia de transição de dendrítico de forma esférica para roseta com aumento da taxa de cisalhamento e turbulência (FAN, 2002).	80
Figura 3.32. Fatores que influenciam o comprimento das ramificações dendríticas (GARCIA, 2001).	83

Figura 3.33. Esquema ilustrativo da orientação dos grãos: textura aleatório (a); orientação preferencial (b).	85
Figura 4.1. Laminador duo irreversível empregado para simular o processo de produção de tiras no estado semi-sólido.	87
Figura 4.2. Bocais de geometria 100 x 90 x 85 mm aproximadamente acoplado ao cilindro inferior para armazenar/dirigir a pasta metálica (a); (b); (c) e suporte para os bocais 240 x 125 mm aproximadamente (d). Nota-se a curvatura esculpida nos bocais para obter um bom acoplamento para a tixolaminação.	88
Figura 4.3. Ilustração esquemática da geometria de cada bocal mostrando o ângulo máximo de contato do metal fundido com o cilindro de solidificação.	90
Figura 4.4. Suporte da calha de resfriamento (a); e detalhes da calha mostrando o mecanismo de controle de altura e ângulo da mesma (b). A calha foi pintada com desmoldante a base de grafite coloidal (Dycote 176).	91
Figura 4.5 Projeto inicial da panela intermediária (<i>tundish</i>) feito de grafite objetivando o posicionamento do vazamento na calha de resfriamento.	92
Figura 4.6. A panela intermediária (<i>tundish</i>) atual feita de material refratário (sílico aluminoso poroso de fácil moldagem) para o controle estático do fluxo durante a operação de vazamento. A calha de resfriamento já instrumentada com termopares cromel/alumel tipo K de 3 mm de diâmetro.	92
Figura 4.7. Bocal de acoplamento inicialmente projetado (a); e barreira removedora de escória/óxido montada junto ao bocal (b).	93
Figura 4.8. Diagrama esquemático de fases da liga Pb-Sn empregada neste trabalho (ASM-HANDBOOK, 1990).	94
Figura 4.9. Material na forma comercial antes de ser carregado no cadinho (a); e a liga Pb/Sn já fundida no forno para a operação de vazamento na calha de resfriamento para a produção do material semi-sólido (b).	96
Figura 4.10. Foto ilustrativa do forno mostrando o controlador de temperatura na parte superior e as repartições internas do forno.	96
Figura 4.11. Esquema do laminador duo irreversível utilizado no experimento. No detalhe, têm-se os termopares (T_1 , T_2 e T_3) igualmente espaçados de 100 mm aproximadamente pela calha de resfriamento e uma panela intermediária (<i>tundish</i>)	

acoplados, com a função do controle estático do fundido durante o processo. Os termopares T_4 e T_5 são posicionados respectivamente no bocal e junto ao cilindro inferior.....	97
Figura 4.12. Diagrama esquemático mostrando os processos por cilindro único (<i>single roll</i>) (a) e cilindros duplos (<i>twin roll</i>) (b), usados na obtenção da tira semi-sólida fundida e tixolaminada respectivamente.....	98
Figura 4.13. Dispositivo projetado para a laminação das tiras semi-sólidas fundidas produzidas pelo processo por cilindro único (<i>single roll</i>).....	99
Figura 4.14. Posicionamento do cadinho ao lado da lingoteira retangular (10 mm x 45 mm x 200 mm) (a) para lingotamento direto da liga 63%Sn – 37%Pb (b).....	100
Figura 4.15. Placa lingotada de largura de 45 mm da liga Pb/Sn (a) e a tira laminada de 48 mm de largura (b).....	101
Figura 4.16. Rugosímetro digital marca Mitutoyo SJ-201.....	102
Figura 4.17. Ferramental utilizado no corte dos discos metálicos (<i>blanks</i>) (a); processo de corte dos discos (<i>blanks</i>) (b).	103
Figura 4.18. Detalhe da prensa com a célula de carga (a); aparato experimental adaptado para a medida de carga (b).	104
Figura 4.19. Pesos padrão de 20 (a), 10 kg (b) e base plana de suporte para a matriz (c).	104
Figura 4.20. Calibração do indicador digital de deformação (modelo TMDE) utilizando peso padrão de massa 10 kgf (ou $41 \mu\epsilon * 0,25 \text{ kgf}/\mu\epsilon$).....	105
Figura 4.21. Ferramental para a estampagem e re-estampagem profunda: quatro matrizes de diâmetros de 24 mm (a), 21 mm (b), 18 mm (c) e 15 mm (d).	106
Figura 4.22. Punção e ferramental de para operação de estiramento (<i>ironing</i>).....	107
Figura 5.1. Aspecto da tira semi-sólida fundida continuamente a 85,2 rpm (velocidade de saída da tira de 0,47 m/s) a partir da liga 60%Pb-40%Sn vazada a 300°C.....	111
Figura 5.2. Tiras laminadas a diferentes velocidades e distância entre cilindros como indicada em cada figura em (a), (b), (c) e (d).....	112
Figura 5.3. Diagrama esquemático da energia interfacial da gota metálica sobre um substrato (a); variação do ângulo de contato com o tempo e temperatura (b) (CIBULA, 1949).	116

Figura 5.4. Região de saída da tira solidificada: no projeto inicial (a) e a calha de sustentação inclinada com um jato de água para evitar o agarramento da tira (b).....	118
Figura 5.5. Produto final da tixolaminação da liga de 70%Pb-30%Sn fundida a 350°C mostrando muitos pedaços/lascas de tiras (a); uma tira contínua é formada para a liga 50%Pb-50%Sn fundida a 300°C (b) e para a liga 60%Pb-40%Sn fundida a 300°C (c). A panela intermediária (<i>tundish</i>) utilizado é em forma de funil (Figura 4.5).	119
Figura 5.6. Evolução da temperatura durante a operação de tixolaminação para a liga 50%Pb-50%Sn vazada a uma temperatura de 284°C.	122
Figura 5.7. Fluxo interrompido na calha de resfriamento (a); e a interrupção no processamento devido à solidificação causada pelo cilindro superior (b).	123
Figura 5.8. Representação esquemática do aumento da largura da tira processada, respectivamente, no bocal após o aquecimento (a), e sem o aquecimento (b).....	124
Figura 5.9. Material da liga 70%Pb-30%Sn retido na soleira do bocal com pré-aquecimento (a) e sem pré-aquecimento (b).	125
Figura 5.10. À esquerda: fotografias da superfície voltada para atmosfera das tiras resfriadas rapidamente logo no início de processamento. À direita: microestrutura ao longo da espessura da tira e no centro.	127
Figura 5.11. As micrografias mostram a distribuição dos micro-constituintes após o processamento para cada liga empregada.	129
Figura 5.12. Tiras semi-sólidas fundidas para diferentes velocidades e as respectivas variações das rugosidades média (R_a) como indicadas. Os furos na tira podem ser resultados da incapacidade do material manter a tensão superficial durante o processamento.	131
Figura 5.13. Perfis das temperaturas obtidas durante a fabricação da tira. Termopares T_1 , T_2 , T_3 estão dispostos ao longo da calha da produção de semi-sólido sendo o T_3 o mais próximo do bocal. Termopares T_4 e T_5 dispostos junto ao bocal e em contato com o cilindro inferior, T_v é a temperatura de vazamento e V_c é a velocidade dos cilindros de laminação.	132

Figura 5.14. Representação esquemática do surgimento de grãos colunares a partir de grãos coquilhados com orientação favorável, no processamento por cilindro único (<i>single roll</i>).....	133
Figura 5.15. Matéria prima e tiras obtidas em diferentes situações como indicada. Amostras metalográficas analisadas ao longo da espessura da tira.	134
Figura 5.16. Furos de geometria triangular de diversos tamanhos dispostos ao longo da borda da tira após a simulação da laminação a quente.....	136
Figura 5.17. Variação da velocidade na fabricação das tiras fundidas e a evolução da temperatura com o tempo de processamento. Diminuindo a velocidade dos cilindros, garante uma tira de melhor qualidade.	137
Figura 5.18. Análise qualitativa do efeito da velocidade dos cilindros sobre a tensão superficial do material sendo processado diretamente do estado líquido.	138
Figura 5.19. Comparação do acabamento da superfície voltada para atmosfera da tira semi-sólida para duas temperaturas de processamento como indicadas, o material retido na soleira do bocal cerâmico (<i>nozzle</i>) após o ensaio para o processamento a 220 °C, e os perfis de evolução de temperatura para cada temperatura de vazamento.	141
Figura 5.20. A bobina da tira semi-sólida fundida a 220 °C, os estágios obtidos ao longo da tira, e os perfis da espessura e largura da bobina da tira semi-sólida fundida. A quantidade da liga fundida foi de 3,2 kg.	142
Figura 5.21. Tiras tixolaminadas obtidas pelas temperaturas de vazamento de 220 °C, 240 °C e 260 °C para distância entre cilindros de 1,2 mm. A tira tixolaminada a 240 °C foi usada para obtenção dos discos metálicos (<i>blanks</i>) para a caracterização mecânica. Perfis de temperatura de processamento como indicado. A temperatura do bocal está abaixo da linha de reação eutética (183 °C).	144
Figura 5.22. Parte da tira semi-sólida fundida retirada do estado estacionário da liga Pb-50%Sn, vazada a 268°C sem barreira de retenção de escória. Trincas longitudinais e ramificadas são observadas numa das bordas da tira. Tudo indica que essas trincas são gotas frias. As escórias foram arrastadas na tira durante a fabricação.	145

Figura 5.23. Detalhes da Figura 5.22 mostrando escórias e irregularidades do fluxo de material, na superfície da tira semi-sólida fundida voltada para a atmosfera.	146
Figura 5.24. Tira tixolaminada da liga Pb-50%Sn, velocidade 0,25 m/s. Espessura da tira variando de 1,41 a 1,33 mm. O uso da barreira anti-escória foi aplicada. Abertura entre cilindros foi de 1,4 mm aproximadamente.....	147
Figura 5.25. Tira semi-sólida fundida da liga Pb-50%Sn fabricada à velocidade dos cilindros de 0,25 m/s. A formação desse defeito ocorre na face em contato com o cilindro inferior (cilindro de solidificação).	148
Figura 5.26. Barreira para impedir o arraste de óxido/escória (a), vista superior mostrando o suporte de fixação (b) e a escória retida no final do processamento na cauda da tira (c).	149
Figura 5.27. Defeito longitudinal revelado no centro do cilindro de solidificação (a); causando fissura na região da tira processada nessa situação: superfície em contato com o cilindro de solidificação (b) e voltada para a atmosfera (c). Espessura da tira 1,4 mm aproximadamente. Gotas frias observadas em (b) como indicadas.	150
Figura 5.28. Defeitos paralelos e longitudinais no cilindro inferior, resultando em trincas na tira semi-sólida fundida.	151
Figura 5.29. Aplicação do líquido penetrante e revelador para verificar possíveis trincas no cilindro para explicar o defeito superficial como ilustrado nas Figuras 5.27 (a) e 5.28.	151
Figura 5.30. Faces com vários defeitos na face superior e inferior da tira fundida, como indicadas.....	153
Figura 5.31. Discos metálicos (<i>blanks</i>) da liga Pb-30%Sn de 40 mm de diâmetro aproximadamente para a estampagem profunda. Tira semi-sólida fundida, espessura variando de 1,20 a 1,40 mm (a), e semi-sólida fundida seguida de laminação, espessura de 0,83 mm aproximadamente (b).	155
Figura 5.32. Liga Pb-50%Sn. Laminada convencionalmente espessura 1,30 mm (a); tira semi-sólida fundida de espessura de 1,40 mm (b); tira semi-sólida fundida e laminada de espessura de 1,26 mm (c); tira tixolaminada com 0,95 mm de espessura (d).	155

Figura 5.33. Liga Sn-37%Pb. Laminada convencionalmente 1,35 mm de espessura (a); tira semi-sólida fundida de espessura de 1,57 mm (b); tira semi-sólida fundida e laminada 1,07 mm de espessura (c); tira tixolaminada de espessura de 1,36 mm (d)..	156
Figura 5.34. Correlação entre a razão limite de estampagem e $\bar{R}$ para vários tipos de chapas metálicas (DIETER, 1976) indicando o valor da razão limite de estampagem (LDR) do material ensaiado (tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn), para obter um copo estampado (LDR=2,0) e na condição não estampado (LDR=2,2).	157
Figura 5.35. Rugas formadas no copo estampado (a); e ajuste correto do sujeitador ou anti-rugas minimiza a formação de rugas (b). Na vista inferior do copo estampado, mostra a formação de trincas e regiões de escória em relevo. Material: tira semi-sólida fundida Pb-30%Sn. Diâmetro externo do copo de 24 mm aproximadamente.	158
Figura 5.36. Copos metálicos obtidos pelo processo de estampagem profunda e re-estampagem utilizando quatro tamanhos de matrizes para diâmetro do disco (<i>blank</i>) de 40,2 mm e espessura de 1,4 mm aproximadamente. Rugas são observadas. Trincas tendem a se formar próxima as inclusões.	159
Figura 5.37. Perfil da carga (kN) x tempo (s) utilizando as seguintes matrizes: 24 mm (a); 21 mm (b); 18 mm (c); e 15 mm (d). Material: tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn.	160
Figura 5.38. Copos metálicos obtidos com quatro tamanhos de matrizes feitos de tiras metálicas fundidas laminadas para diâmetro do disco metálico (<i>blank</i>) de 40,2 mm de diâmetro e espessura de 1 mm aproximadamente. Uma grande trinca é formada no copo estampado preferencialmente na curvatura do punção devido a concentradores de tensão (óxido/escória).	161
Figura 5.39. Perfil da carga (kN) x tempo (s) para as matrizes: 24 mm (a); 21 mm (b); 18 mm (c); 15 mm (d) para a tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn.	162
Figura 5.40. Esquema do conjunto matriz e punção para determinar a força de estampagem profunda (a) e de re-estampagem profunda do copo (b).	164
Figura 5.41. Comparação dos valores teóricos calculados da estampagem profunda (Estágio 1º) e re-estampagem (Estágios 2º, 3º e 4º) a partir das Equações (5.1) e (5.2) respectivamente com os dados experimentais para os discos metálicos (<i>blanks</i>) produzidos nas condições semi-sólida fundida (T.S.F.) e semi-sólida fundida laminada (T.S.F.L.).	167

Figura 5.42. Seqüências de operação de estampagem profunda das tiras Pb-50%Sn na condição como indicada. As cargas de processamento são indicadas abaixo de cada figura.	169
Figura 5.43. Microestrutura das tiras obtidas da liga 50%Pb-50%Sn. Diâmetro externo do copo de 24,5 mm.	170
Figura 5.44. Comparação dos valores teóricos calculados a partir da Equação (5.1) com os dados experimentais para a estampagem profunda (Estágio 1º) dos discos metálicos (<i>blanks</i>) da liga Pb-50%Sn. Tira semi-sólida fundida (T.S.F.), Tira semi-sólida fundida e laminada (T.S.F.L.), tira tixolaminada (T.T.), e tira laminada convencionalmente (T.L.C.).	171
Figura 5.45. Perfis das curvas da estampagem profunda dos copos da Figura 5.43 como indicado.	172
Figura 5.46. Operação de re-estampagem equivalente ao 2º Estágio.	173
Figura 5.47. Operação de re-estampagem equivalente ao 3º Estágio.	174
Figura 5.48. Operação de re-estampagem equivalente ao 4º Estágio.	174
Figura 5.49. Força do punção versus o seu percurso para estampagem profunda, (DIETER, 1976, p.668).	175
Figura 5.50. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 2º como indicadas.	176
Figura 5.51. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 3º como indicadas.	177
Figura 5.52. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 4º como indicadas.	177
Figura 5.53. Microestrutura das tiras obtidas da liga Sn-37%Pb. Diâmetro externo do copo embutido 24,3 mm aproximadamente.	179
Figura 5.54. Vista da parte inferior do copo mostrando uma superfície áspera lembrando a aparência de “casca de laranja” e trincada, assim não adequada para a operação de estampagem profunda e pintura. Liga Sn-37%Pb. Diâmetro externo do copo 24,3 mm aproximadamente. Processamento com uso da barreira anti-escória. Compare com a Figura 5.35.	180
Figura 5.55. Comparação dos valores teóricos calculados a partir da Equação (5.1) com os dados experimentais para a estampagem dos discos metálicos (<i>blanks</i>) da liga Sn-37%Pb (1º. Estágio). Tira semi-sólida fundida (T.S.F.), tira semi-sólida fundida	

e laminada (T.S.F.L.), tira tixolaminada (T.T.), e tira laminada convencionalmente (T.L.C.).	181
Figura 5.56. Perfis das curvas na estampagem profunda dos copos mostrados na Figura 5.53 para as ligas Sn-37%Pb nas condições como indicadas (1º. Estágio).	182
Figura 5.57. Operação de re-estampagem equivalente ao 2º Estágio.	183
Figura 5.58. Operação de re-estampagem equivalente ao 3º Estágio.	184
Figura 5.59. Operação de re-estampagem equivalente ao 4º Estágio.	184
Figura 5.60. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 2º como indicadas.	185
Figura 5.61. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 3º como indicadas.	185
Figura 5.62. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 3º como indicadas.	186
Figura 5.63. Processo de estiramento do copo ou <i>ironing</i> . Espessuras do copo estampado e estirado são respectivamente t_n e t_{n+1} . D_p é o diâmetro interno do copo.	187
Figura 5.64. Copos obtidos através da estampagem profunda e estiramento das tiras semi-sólidas fundidas a 220 °C (a), semi-sólida fundida laminada (b), tixolaminada a 240 °C (c) e laminada convencionalmente (d). Exemplo da seqüência da operação de estiramento (e).	188
Figura 5.65. Copos obtidos através da estampagem profunda e estiramento (<i>ironing</i>) das tiras semi-sólida fundida Pb-50%Sn (a), semi-sólida fundida laminada (b), tixolaminada (c) e laminada convencionalmente (d). O diâmetro externo dos copos estirados é de aproximadamente de 21,6 mm.	189
Figura 5.66. Rasgamento na parede do copo estirado devido à presença de óxido de Pb/Sn na tira metálica.	189
Figura 5.67. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 1 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).	190
Figura 5.68. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 2 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).	191
Figura 5.69. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 3 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).	192
Figura 5.70. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 4 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).	193

Figura 5.71. Curvas de carregamento relativo à Matriz 1 de estiramento.....	194
Figura 5.72. Curvas de carregamento relativo à Matriz 2 de estiramento.....	194
Figura 5.73. Curvas de carregamento relativo à Matriz 3 de estiramento.....	195
Figura 5.74. Curvas de carregamento relativo à Matriz 4 de estiramento.....	195
Figura 5.75. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 1 de estiramento (<i>*Três amostras com 95% de confiabilidade</i>).....	196
Figura 5.76. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 2 de estiramento (<i>*Três amostras com 95% de confiabilidade</i>).....	197
Figura 5.77. Comparação da carga teórica e experimental de relativo à Matriz 3 de estiramento (<i>*Três amostras com 95% de confiabilidade</i>).....	198
Figura 5.78. Comparação da carga teórica e experimental de estiramento relativo à Matriz 4 (<i>*Três amostras com 95% de confiabilidade</i>).	199
Figura 5.79. Curvas de carregamento relativo à Matriz 1 de estiramento.....	200
Figura 5.80. Curvas de carregamento relativo à Matriz 2 de estiramento.....	200
Figura 5.81. Curvas de carregamento relativo à Matriz 3 de estiramento.....	201
Figura 5.82. Curvas de carregamento relativo à Matriz 4 de estiramento.....	201

Lista de tabelas

Tabela 3.1. Produção primária de material semi-sólido (KUMAR, 1989).....	37
Tabela 3.2. Situação atual das 11 empresas (LUITEN, 1973, LUITEN; BLOK, 2003).....	55
Tabela 3.3. Custo relativo de diferentes processos de obtenção de tiras de aço (TSUKIGAHORA et al., 1993, HENDRICKS, 1995).	58
Tabela 3.4. Características Dimensionais e Peso das Bobinas Caster (http://www.cia-brasileira-aluminio.com.br/).....	60
Tabela 3.5. Valores estimados para a transferência de calor na interface metal/rolos (h_i) no processo por cilindros duplos (<i>twin roll caster</i>) (SPINELLI et al., 2000).....	73
Tabela 4.1. Dados do laminador duo.	87
Tabela 4.2. Ligas de estanho/chumbo e suas diversas aplicações (ASM-HANDBOOK, 1990).	95
Tabela 5.1. Parâmetros de processamento da liga Pb-50%Sn pelo processo por cilindro único (<i>single roll</i>).....	138
Tabela 5.2. Comparação das dimensões das matrizes e punções para a operação de estampagem profunda (Estágio 1º) e re-estampagem (Estágios 2º, 3º e 4º).	164
Tabela 5.3. Principais propriedades mecânicas da liga Pb-30%Sn utilizada e a comparação das forças de estampagem profunda e aquelas obtidas experimentalmente.	166
Tabela 5.4. Carga necessária para a primeira estampagem profunda do disco metálico (<i>blank</i>) de 40,2 mm de diâmetro para cada tira e o valor teórico calculado pela Equação (5.1).	171
Tabela 5.5. Carga máxima teórica e experimental para os discos metálicos (<i>blanks</i>) da liga Sn-37%Pb.....	181
Tabela 5.6. Dimensões do punção e das matrizes para a operação de estiramento e as propriedades mecânicas das respectivas ligas utilizadas no experimento.	188

Lista de símbolos

Letras latinas

A	Área da secção transversal do canal de escoamento
A_n	Área da secção transversal do copo na operação de estiramento
H	Calor de fusão
c	Calor específico do metal
$P_{máx}$	Carga máxima na estampagem do disco metálico (<i>blank</i>)
$\bar{R}$	Coeficiente de anisotropia planar média
h	Coeficiente de transferência de calor molde-metal
h_i	Coeficiente de transmissão de calor metal/molde
L_d	Comprimento da dendrita
C_c	Concentração crítica
k	Condutividade térmica do molde
D_0	Diâmetro do disco metálico (<i>blank</i>)
D_n	Diâmetro do copo na operação de re-estampagem
D_p	Diâmetro do punção
t_0	Espessura do disco metálico (<i>blank</i>)
F	Força ou carga
f_s	Fração sólida
G_M	Gradiente térmico médio no intervalo de solidificação
F_F	Grau de globularização ou fator de forma
N_L	Número de contornos entre as fases sólidos e líquidos
N_A	Número de partículas sólidas por unidade de área
S	Perímetro da secção transversal do canal de escoamento
r	Raio do canal do escoamento
T_L	Temperatura da linha <i>liquidus</i>
T_S	Temperatura da linha <i>solidus</i>
T_f	Temperatura de fusão do material
T_t	Temperatura de trabalho
T_v	Temperatura de vazamento
T_1	Temperatura do fundido
T	Temperatura do metal
T_0	Temperatura do molde
T_h	Temperatura homóloga
V	Tensão elétrica
V_c	Velocidade dos cilindros de laminação
v	Velocidade média

Letras gregas

λ_1	Braços dendríticos primários
λ_2	Braços dendríticos secundários
ρ	Densidade do metal
α	Difusividade térmica do molde
Δx	Distância de bloqueio
η	Eficiência
n_c	Eficiência na conformação
σ_{lt}	Energia interfacial líquido/substrato
σ_{sl}	Energia interfacial sólido/líquido
σ_{st}	Energia interfacial sólido/substrato
λ_c	Espaçamentos celulares ou dendríticos
$\dot{\gamma}$	Taxa de deformação cisalhante
ΔT	Temperatura de superaquecimento
τ	Tensão cisalhante
τ_o	Tensão cisalhante crítica
σ_o	Tensão de escoamento a tração ou Y
σ_u	Tensão de resistência a tração ou UTS
μ	Viscosidade do material

Siglas e abreviações

CL	Calha de resfriamento (<i>Cooling slope</i>)
Y	Escoamento à tração do material
MHD	Agitação eletromagnética (<i>Magnet-hydro-dinamic</i>)
STRIP1D	Modelo de transferência de calor transiente
LDR	Razão limite de estampagem
UTS	Resistência à tração do material
Ra	Rugosidade média
SIMA	Processo de fusão parcial de estruturas deformadas a frio (<i>Strain Induced Melt Activated</i>)
T.L.C.	Tira laminada convencionalmente
T.F.	Tira fundida
T.F.L.	Tira fundida laminada
T.T.	Tira tixolaminada

Sumário

Capítulo 1	30
1 Introdução.....	30
Capítulo 2	33
2 Objetivos do trabalho	33
Capítulo 3	35
3 Revisão bibliográfica e o estado da arte	35
3.1 Obtenção da estrutura globular.....	35
3.2 Tecnologias aplicadas na conformação em semi-sólidos.....	37
3.3 Mecanismos de deformação plástica da pasta metálica	39
3.4 Testes reológicos em pastas metálicas	40
3.5 Estudo da fluidez de ligas metálicas.....	42
3.6 Classificação reológica do material.....	49
3.7 Efeito da temperatura da parede do molde na formação da estrutura tixoconformada.....	50
3.8 Fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido	52
3.9 Principais características do processamento de tiras metálicas diretamente do estado líquido	59
3.10 Análise de defeitos em tiras fundidas.....	64
3.11 Fabricação de tiras metálicas no estado semi-sólido	66
3.12 Breve análise da transferência de calor entre o metal e o molde	69
3.13 Formação de macroestrutura em lingotes e durante a fabricação de tiras fundidas	73
3.14 Controle da macroestrutura de peças fundidas.....	78
3.15 Efeito da convecção forçada e taxa de resfriamento na estrutura de solidificação.....	78
3.16 Microestrutura da tira fundida	81

3.17	Parâmetros controladores do comprimento dendrítico.....	82
3.18	Propriedades mecânicas de peças fundidas	83
3.19	Comportamento mecânico da tira fundida	84
Capítulo 4		86
4	Procedimento experimental.....	86
4.1	Laminador duo empregado.....	86
4.2	Bocal de acoplamento do cilindro inferior	88
4.3	Fabricação da calha de resfriamento	90
4.4	Controle do fluxo de metal líquido e arraste de escória na calha de resfriamento.....	91
4.5	Barreira construída junto ao bocal de acoplamento para manter um fluxo contínuo e minimizar o arraste de escória na fabricação da tira metálica	93
4.6	Liga utilizada neste trabalho.....	93
4.7	Uma breve discussão do emprego das ligas Pb/Sn.....	94
4.8	Fusão das ligas Pb/Sn.....	95
4.9	Instrumentação do laminador duo irreversível	96
4.10	Tiras metálicas obtidas por laminação com único cilindro (<i>single roll</i>) e com dois cilindros (<i>twin roll</i>)	98
4.11	Tiras metálicas obtidas por laminação convencional	99
4.12	Caracterização microscópica e macroscópica das tiras fundidas	101
4.13	Medida da rugosidade	102
4.14	Fabricação dos discos metálicos (<i>blanks</i>)	102
4.15	Estampagem profunda (<i>deep drawing</i>)	103
4.16	Operação de estiramento (<i>Ironing</i>).....	106
Capítulo 5		108
5	Resultado e discussões	108
5.1	Fabricação de tiras fundidas e tixolaminadas a partir do estado semi-sólido com alto e médio intervalo de solidificação.....	108

5.1.1	Ensaaios preliminares para testar o equipamento de obtenção de tiras contínuas.....	109
5.1.2	O uso de uma panela intermediária e testes aplicando bocais de diferentes geometrias	110
5.1.3	Formação do material semi-sólido na calha de resfriamento	113
5.1.4	Mecanismo de formação da tira metálica.....	114
5.1.5	Influência da temperatura do cilindro do laminador	115
5.1.6	Efeito do desmoldante sobre o processamento.....	116
5.1.7	Saída da tira semi-sólida fundida da cadeira de laminação.....	117
5.1.8	Efeito do intervalo de solidificação sobre a qualidade da tira tixoconformada	118
5.1.9	Perfis das curvas de temperatura obtidas no processamento das tiras	120
5.1.10	Influência da altura do material semi-sólido no bocal junto ao cilindro de solidificação sobre a qualidade da tira	122
5.1.11	Efeito da altura da piscina do material semi-sólido na produção de tiras semi-sólidas e tixolaminadas.....	123
5.1.12	Controle da temperatura do bocal na produção de tiras metálicas semi-sólidas e tixolaminadas para minimizar perdas de material.....	124
5.1.13	Microestruturas da tira resfriada rapidamente.....	125
5.1.14	Microestruturas da tira tixolaminada.....	127
5.1.15	Efeito da temperatura de vazamento e da velocidade dos cilindros sobre a qualidade das tiras metálicas fundidas semi-sólidas de alto intervalo de solidificação.....	130
5.1.16	Redução da temperatura e velocidade de processamento para a tixolaminação da liga Pb30%Sn.....	132
5.1.17	Qualidade das tiras metálicas Pb/Sn semi-sólidas fundidas e tixolamanidas diminuindo o intervalo de solidificação, controlando a velocidade dos cilindros e a temperatura do bocal, e aumentando a altura da piscina do material semi-sólido	136

5.2	Fabricação e caracterização de tiras de ligas metálicas semi-sólidas fundidas e tixolaminadas, próximo ao ponto eutético (baixo intervalo de solidificação)	139
5.2.1	Efeito da fluidez na fabricação da tira semi-sólida fundida	139
5.2.2	Variação da largura e espessura da tira semi-sólida fundida.....	141
5.2.3	Tira tixolaminada	142
5.3	Análise de defeitos das tiras fundidas e tixolaminadas	144
5.3.1	Transporte de escória, formação de gotas frias e defeitos periódicos na tira.....	145
5.3.2	Uso de barreira de retenção de escória para melhorar a qualidade da tira semi-sólida fundida/tixolaminada	148
5.3.3	Aparecimento de trincas nas tiras semi-sólidas fundidas, devido a defeitos do cilindro do laminador	149
5.3.4	Formação de trincas transversais e escamações ao final do processamento	152
5.4	Caracterização mecânica	154
5.4.1	Preparação dos discos metálicos (<i>blanks</i>) para caracterização mecânica	154
5.4.2	Operação de estampagem profunda da tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn	156
5.4.3	Operação re-estampagem profunda da tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn	158
5.4.4	Análise dos perfis das curvas de estampagem e re-estampagem profunda da tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn	159
5.4.5	Operação de estampagem e re-estampagem profunda da tira semi-sólida fundida laminada da liga Pb-30%Sn	161
5.4.6	Análise dos perfis das curvas de estampagem e re-estampagem profunda da tira semi-sólida fundida laminada da liga Pb-30%Sn	162
5.4.7	Comparação entre os valores teóricos e experimentais da carga máxima obtida na estampagem profunda da liga Pb-30%Sn das tiras semi-sólida fundida e semi-sólida fundida laminada.....	162
5.4.8	Operação de estampagem profunda (Estágio 1º) da liga Pb-50%Sn.....	167

5.4.9	Operação de re-estampagem profunda (Estágios 2º, 3º e 4º) dos copos obtidos das tiras das ligas Pb-50%Sn.....	172
5.4.10	Operação de estampagem profunda da liga Sn-37%Pb.....	178
5.4.11	Operação de re-estampagem profunda dos discos metálicos (<i>blanks</i>) obtidos das tiras das ligas Sn-37%Pb.....	182
5.4.12	Operação de estiramento (<i>ironing</i>) dos copos estampados das ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Pb.....	186
5.4.13	Comparação entre as cargas teóricas e experimentais para a operação de estiramento da liga Pb-50%Sn	190
5.4.14	Curvas de carregamento experimental para a liga Pb-50%Sn	193
5.4.15	Comparação entre as cargas teóricas e experimentais para a operação de estiramento da liga Pb-37%Sn	196
5.4.16	Curvas de carregamento experimental para a liga Sn37%Pb.....	199
Capítulo 6		202
6	Conclusões e sugestões para trabalhos futuros.....	202
6.1	Processo de laminação de tiras no estado semi-sólido	202
6.2	Caracterização mecânica	205
6.3	Trabalhos futuros.....	206
Referências		207
ANEXO A - Desenho da ferramenta da matriz de corte, matriz de estampagem, matriz de estiramento (<i>ironing</i>), suporte para célula de carga, base das matrizes, suporte do punção na prensa, e a lingoteira.		219
ANEXO B - Premiação relativa ao trabalho desenvolvido.		233
ANEXO C - Artigos publicados em anais, revistas e apresentados em congressos nacionais e internacionais.....		237

YAMASAKI, M. I. Fabricação e caracterização metalográfica e mecânica de tiras de ligas metálicas fundidas e tixolaminadas no estado semi-sólido de diferentes intervalos de solidificação. 2002. 298f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2008.

Resumo

É apresentado um estudo experimental da laminação de tiras fundidas a partir do material semi-sólido obtido na calha de resfriamento que alimenta continuamente um laminador duo. Os cilindros do laminador estão posicionados horizontalmente e podem ser operados na velocidade de 0,25 m/s, 0,47 m/s, 0,73 m/s e 1,07 m/s. A velocidade de 0,25 m/s produziu uma tira de melhor qualidade.

Ligas hipoeutéticas Pb/Sn (Pb-30%Sn, Pb-40%Sn, Pb-50%Sn) e próxima ao ponto eutético (Pb-63%Sn), respectivamente, com intervalo de solidificação de 75 °C, 56 °C, 31 °C e 6 °C de acordo com o diagrama de fases, foram utilizadas nos ensaios experimentais para obter tiras semi-sólidas fundidas e tixoconformadas para comparação.

As diversas simulações usando as ligas de Pb/Sn têm revelado a importância do intervalo de solidificação e temperatura de vazamento da liga, da velocidade dos cilindros, da temperatura do bocal junto ao cilindro inferior, da superfície de acabamento dos cilindros e da geometria da panela intermediária (*tundish*), sobre a qualidade do produto final.

A liga Pb-30%Sn com alto intervalo de solidificação em comparação com outras ligas testadas, apresentou maior dificuldade para ser tixolaminada. Isso ocorreu, porque as ligas de alto intervalo de solidificação tendem a formar trincas à quente no final da solidificação. Como resultado, uma pasta metálica plástica é difícil de formar. O caminho provável para obter uma tira semi-sólida fundida de boa qualidade neste caso, é aplicar uma inoculação que produz grãos finos antes do vazamento.

O controle para a tixolaminação empregando a liga Sn-37%Pb com intervalo de solidificação menor, e elevada fluidez, é mais rigoroso para obter uma tira contínua. Conseqüentemente, foram utilizadas diferentes temperaturas de vazamento (260, 240 e 220 °C) para controlar a fluidez e obter o tempo de contato suficiente do cilindro inferior para a solidificação completa da liga.

As tiras obtidas pelo processo de cilindros duplos (*twin roll*), cilindro único (*single roll*) e laminação convencional foram caracterizadas mecanicamente através da operação de estampagem profunda e estiramento (*ironing*).

As cargas medidas experimentalmente no ensaio de estampagem profunda e estiramento (*ironing*) foram comparadas com os valores teóricos, e apresentam valores aproximados.

As propriedades mecânicas das tiras obtidas não convencionalmente (tira metálica semi-sólida fundida, tira metálica semi-sólida fundida laminada e tixolaminada) mostraram boa conformabilidade comparável às tiras fabricadas convencionalmente. Praticamente, orelhas não formaram nas tiras não-convencionais. Indicando um maior grau de isotropia em relação às tiras convencionais a qual apresentou uma microestrutura orientada.

Este processamento em um futuro breve poderá substituir o lingotamento contínuo aplicado em produtos ferrosos e não-ferrosos para posteriores processamentos termomecânicos.

Palavras-chave: Tiras metálicas semi-sólidas fundidas, Tixolaminação, Intervalo de solidificação, Estampagem profunda, Estiramento, Anisotropia, Isotropia.

agosto, 2008.

YAMASAKI, M. I. Manufacturing and Metallographic/Mechanical Characterization of Cast and Thixorolled Strips using Alloys of Different Solidification Intervals Via Semi-solid State. 2002. 298f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2008.

Summary

This is an experimental study of cast strip rolling from semi-solid material employing a cooling slope which continuously feeds a rolling mill. The cylinders of the rolling mill are positioned horizontally and can be operated at speeds of 0.25 m/s, 0.47 m/s, 0.73 m/s and 1.07 m/s. The lower speed of 0.25 m/s produces a strip of better quality.

Hypoeutectic Pb/Sn alloys (Pb-30%Sn, Pb-40%Sn, Pb-50%Sn) and near eutectic point alloys (Pb-63%Sn), with solidification intervals of 75°C, 56°C, 31°C and 6°C respectively, according to the phase diagram, were used in experimental tests to obtain cast semi-solid and thixorolled strips for comparison.

Simulations highlighted the necessary control parameters required to obtain good quality of the strip. These were: control alloy solidification interval, pouring temperature, roll speeds, ceramic nozzle temperature at the lower roll, quality of the roll surface finishing and tundish geometry.

The Pb-30%Sn alloy, which has a much higher solidification interval in comparison with the other alloys tested, was difficult to thixoroll. This is because alloys with a high solidification interval tend to form hot tears at the end of solidification, and prevent a plastic metallic mush from forming. The probable solution to obtaining a semi-solid fused strip of good quality with this material, is to apply an inoculation that produces fine grains just before the pouring.

In contrast, the parameter control for thixorolling of the Sn-37%Pb alloy, with lesser solidification interval and elevated fluidity, needed to be rigorous to obtain a continuous strip. Consequently, several pouring temperatures (260, 240 and 220°C) were used to vary the fluidity and obtain sufficient alloy-inferior cylinder contact time for complete solidification.

The strips obtained by the twin and single roll processing, and conventional rolling were characterized mechanically through the operation of deep drawing and ironing. This measured experimental load compared approximately with theoretical values

The mechanical properties of the strips obtained non-conventionally (metal semi-solid strip casting, metal semi-solid laminated strip casting and thixorolling) showed good forming and were comparable to strip manufactured conventionally. Practically, ears did not form in the non-conventional strips, indicating a higher degree of isotropy compared to the conventional strips which presented an orientated microstructure.

In the near future, this method of processing will become a substitute for continuous slab casting that has been applied to both ferrous and non-ferrous materials for subsequent thermo mechanical processing.

Key words: Semi-solid metallic strip casting, Thixorolling, Interval of solidification, Deep drawing, Ironing, Anisotropy, Isotropy.

August, 2008

Capítulo 1

1 Introdução

A fabricação de componentes mecânicos através do processamento em semi-sólidos de estrutura globular possibilita obter peças delgadas e mais resistentes quando comparadas com o processo de fundição convencional e não convencional (fundição sob pressão). Além disso, menor carregamento é necessário para conformar o componente mecânico, pois a tensão necessária para provocar o fluxo da pasta metálica é menor do que o material no estado sólido. Assim, este processo de fabricação reduz o peso dos materiais necessários para o emprego nas indústrias automotivas e aeronáuticas, e requer em geral, menos energia para a conformação. A introdução de componentes mais leves e de boa qualidade nas indústrias de transporte implica no aumento de desempenho e redução de consumo de combustível. Assim, o campo de aplicação de novas tecnologias através da tixoconformação tem sido ampliado, em diferentes processos de fabricação.

As tecnologias aplicadas na conformação em semi-sólidos podem ser divididas em três processos diferentes: 1. convencional (reaquecimento do material sólido previamente tratado entre as linhas *solidus* e *liquidus*); 2. reofundição (a liga metálica é resfriada do estado líquido e tratada entre as linhas *solidus* e *liquidus*).; e 3. tixomolde (granulados de materiais de baixo ponto de fusão, por exemplo ligas de chumbo ou magnésio, que são alimentados numa injetora e aquecidos no estado pastoso sob compressão para ser injetado na matriz).

Essas inovações dos processos de fabricação, empregando materiais semi-sólidos, seguem em constante desenvolvimento para atender as mais diversas necessidades da indústria moderna (gestão ambiental e redução de energia). Neste contexto, a fabricação de chapas/tiras metálicas diretamente do estado líquido se destaca certamente e já tem sido empregada nos países desenvolvidos.

O processamento de tiras metálicas a partir do estado líquido pode ser fabricado a partir dos laminadores de dois cilindros. Quando o metal líquido é vazado num distribuidor para alimentar os cilindros ou num bocal acoplado junto aos cilindros, o produto obtido é denominado de tiras fundidas. Por outro lado, quando a liga metálica é tratada previamente

para produzir o material semi-sólido que alimenta o laminador, o produto obtido é denominado de tira metálica semi-sólida. Esta técnica, assunto desse trabalho, tem sido estudada para a fabricação de tiras metálicas de ligas diretamente do estado líquido.

Os processos de produção para fabricação de tiras metálicas baseadas no material semi-sólido podem ser classificados em geral como: 1. cilíndrico único (*single roll*); 2. cilindro duplo (*twin roll*); e 3. cilindros cintados com diversas variações. Os processamentos por cilindros duplos podem ser posicionados de forma vertical e horizontal. As velocidades dos cilindros são controladas para induzir uma taxa de resfriamento para produzir uma tira metálica contínua.

Este trabalho emprega os processos de cilindro único e cilindros duplos para obtenção de tiras semi-sólidas de ligas hipoeutéticas de Pb-Sn (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; e 50%Pb-50%Sn) de diferentes intervalos de solidificação 75 °C, 56 °C, 31 °C respectivamente. Este trabalho também utiliza a liga Sn-37%Pb, próximo ao ponto eutético, com intervalo de solidificação de 3 °C aproximadamente. As tiras obtidas das ligas Sn-50%Pb e Sn-37%Pb foram escolhidas para estampagem profunda e estiramento (*ironing*), pois não apresentaram trincas superficiais durante a tixolaminação. Estas ligas de chumbo-estanho empregadas apresentam pontos de fusão relativamente baixos, e assim, de fácil manipulação. Além disso, tem uma microestrutura muito parecida com as ligas de Al. Assim, os resultados obtidos, podem simular outras ligas, como estas de maior ponto de fusão.

Os processos para produzir as tiras metálicas usando o cilindro único e duplo, são denominados respectivamente de tixofundição e tixolaminação. A velocidade do laminador utilizada no experimento, para ambas as técnicas, foi de 0,25 m/s garantindo que a tira saísse de forma contínua. As tiras tixofundidas têm em média 1,5 mm de espessura com largura de 45 mm. Uma folga de 1 a 1,8 mm entre os cilindros foi utilizado para produzir tiras tixolaminadas. A caracterização da qualidade metalúrgica das tiras obtidas foi feita empregando um microscópio ótico. A estampagem profunda e estiramento (*ironing*) foram realizados para verificar o comportamento mecânico das tiras obtidas como acima mencionado. As ligas de Pb-Sn empregadas foram fundidas em placas e laminadas convencionalmente para comparar com as tiras tixofundidas e tixolaminadas.

Como parte da estrutura desta Dissertação de mestrado, os objetivos são descritos no Capítulo 2. No Capítulo 3, faz um breve histórico do surgimento da tecnologia em semi-sólidos e o processamento de pastas metálicas (agitação mecânica, agitação eletromagnética, processo SIMA - *Strain Induced Melt Activated*, calha de resfriamento, *spray casting*, etc). No Capítulo 4, a concepção e a montagem do equipamento são apresentadas para a obtenção de tiras no estado semi-sólido bem como a otimização de seu funcionamento para garantir boa qualidade do produto utilizando ligas de Pb/Sn de diferentes intervalos de solidificação. As tiras produzidas foram submetidas ao ensaio de estampagem profunda, estiramento (*ironing*) e a microestrutura das tiras obtidas foram analisados no microscópio óptico. Resultados obtidos e discussão são descritos no Capítulo 5. No Capítulo 6 apresentam-se as conclusões do trabalho e sugestões para trabalhos futuros.

Capítulo 2

2 Objetivos do trabalho

Este trabalho tem como objetivo:

1. Realizar um estudo geral do surgimento do processamento de materiais no estado semi-sólido;
 2. Fazer uma análise da literatura correspondente ao processo de cilindro único (*single roll*) e cilindros duplos (*twin roll*), histórico do processo, comparação com a laminação convencional, tendências e futuro para o processamento;
 3. Verificar a influência do intervalo de solidificação de ligas hipoeutéticas Pb/Sn (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; e 50%Pb-50%Sn) e da liga Sn-37%Pb, próximo ao ponto eutético) na fabricação de tiras metálicas tixofundidas e tixolaminadas;
 4. Fazer a modificação necessária do laminador duo empregando a calha de resfriamento para produzir o material semi-sólido e também um sistema de resfriamento com jato de água na calha de recolhimento da tira fabricada;
 5. Projetar um bocal que receba e mantenha o material semi-sólido da calha de resfriamento junto ao cilindro inferior (cilindro de solidificação) de modo a garantir a mínima variação da temperatura do material semi-sólido e também evitar o arraste de óxido/escória;
 6. Selecionar a velocidade dos cilindros para obter uma tira metálica de boa qualidade;
 7. Verificar a influência do inoculante a base de enxofre na qualidade da tira tixofundida e tixolaminada da liga com alto intervalo de solidificação (70%Pb-30%Sn);
 8. Projetar um distribuidor (*tundish*) para obter um vazamento constante (controle estático) da liga fundida na calha de resfriamento durante o processamento, além de promover o mínimo de agitação do material semi-sólido no bocal;
-

9. Controlar a temperatura do bocal junto ao cilindro inferior para obter uma largura da tira da mesma ordem do bocal;
 10. Estudar o mecanismo de arrastamento da pasta/lama metálica no bocal posicionado no cilindro inferior;
 11. Analisar a qualidade da superfície da tira laminada e defeitos de processamento através de exame macroscópico e microscópico;
 12. Caracterizar mecanicamente as tiras laminadas convencionalmente, tixofundidas e tixolaminadas usando a operação de estampagem profunda (*deep drawing*) e estiramento (*ironing*);
 13. Examinar com o microscópio ótico as tiras laminadas convencionalmente, tixolaminadas, semi-sólida fundida e semi-sólida fundida seguida de laminação posterior;
 14. Comparar os resultados experimentais do ensaio de estampagem profunda e estiramento com os resultados teóricos proposto pela literatura.
-

Capítulo 3

3 Revisão bibliográfica e o estado da arte

Neste capítulo são abordados os seguintes tópicos: a obtenção de estruturas não dendríticas; a conformação em semi-sólido; o comportamento reológico das pastas reofundidas; o estudo da fluidez dos metais; a classificação reológica dos metais; o efeito da temperatura da parede do molde na formação da estrutura tixoconformada; a fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido; as principais características do processamento de tiras metálicas diretamente do estado líquido; a análise de defeitos em tiras fundidas; o processamento de tiras no estado semi-sólido; a análise da transferência de calor metal/molde; a formação de macroestruturas de solidificação; o controle da macroestrutura de peças fundidas; o efeito da convecção forçada na estrutura de solidificação; a microestrutura da tira fundida; os parâmetros de controle do comprimento dendrítico; as propriedades mecânicas de tiras fundidas e o comportamento mecânico de tiras fundidas.

3.1 Obtenção da estrutura globular

O processamento em semi-sólidos (conformação de pastas metálicas) tem substituído os processos convencionais de fabricação de componentes metálicos (conformação a quente ou a frio, e fundição). Este estudo no que tudo indica iniciou-se pelo pesquisador *M. C. Flemings* e sua equipe no *Massachusetts Institute of Technology* (MIT) nos EUA no início da década de 70 (SPENCER, 1971).

Inicialmente pretendia-se estudar a formação de trincas à quente em fundidos. Acreditavam que existia uma temperatura crítica dentro da faixa de temperaturas *solidus/liquidus* (material pastoso), em que as trincas apareceriam devido à deformação causada pela contração de solidificação do metal (SPENCER, 1971).

Entretanto, após o resfriamento deste material pastoso foi observada uma estrutura globular (reofundida) em vez de uma estrutura dendrítica (própria dos materiais fundidos), Figura 3.1. Assim, o estudo prosseguiu com a conformação desta estrutura reofundida no estado pastoso (tixoconformação). Esta estrutura globular é que produz o comportamento tixotrópico e também é a estrutura desejável para a conformação no estado semi-sólido (ATKINSON, 2005).

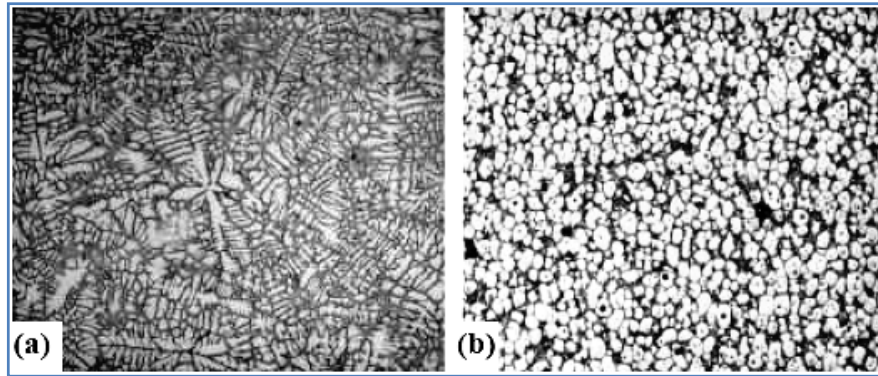


Figura 3.1. Micrografia típica de microestrutura dendrítica de um fundido (a) e microestrutura globular de uma liga em estado semi-sólido (b) (ATKINSON, 2005).

A pasta reofundida possui característica de um fluido não-Newtoniano tixotrópico (diminuição da viscosidade do material quando em movimento), (SPENCER, 1971).

Duas vias de processamento no estado semi-sólido foram rapidamente demonstradas para aplicação industrial: reofundição (*rheocasting*) e tixofundição (*thixocasting*), Figura 3.2. Reofundição (*Rheocasting*) refere-se a um processo no qual uma pasta metálica com a estrutura não dendrítica é formada a partir da liga no estado líquido. Tixofundição (*thixocasting*) refere-se a um processo em que uma pasta metálica de estrutura não dendrítica é obtida reaquecendo um billete (*billet*) no estado sólido entre as linhas *solidus* e *liquidus* para obter o material pastoso.

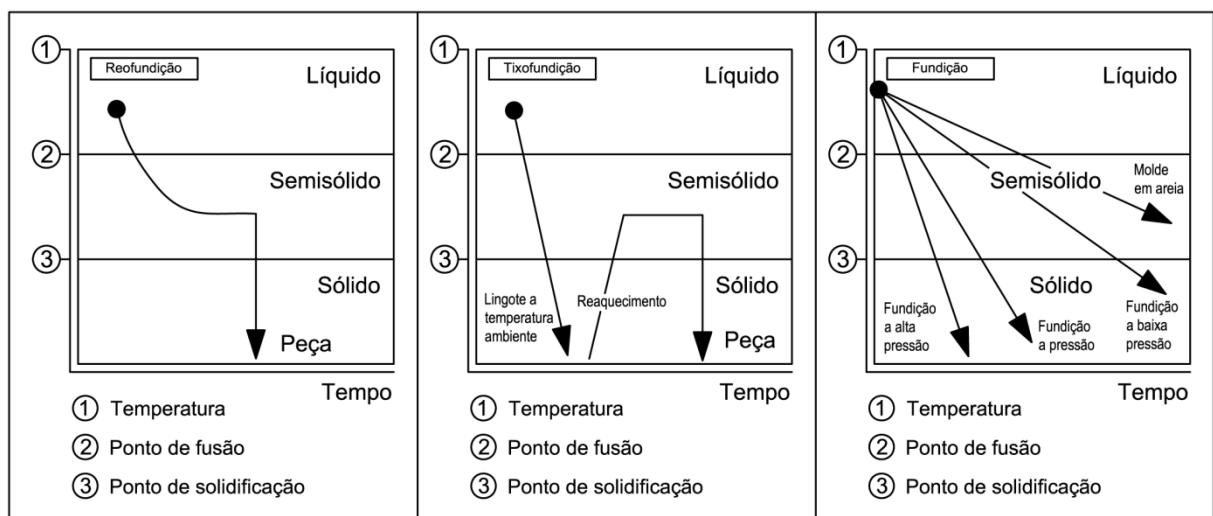


Figura 3.2. Comparação dos processos de fundição com a reofundição e a tixofundição (VIRNARCIK, 2003).

Logo após os trabalhos realizados por Spencer (SPENCER; MEHERABIAN; FLEMINGS, 1972), vários estudos surgiram para desenvolver novas técnicas alternativas de obtenção das estruturas não dendríticas. Na Tabela 3.1, são descritos alguns métodos que são utilizados atualmente para produzir a pasta semi-sólida.

Tabela 3.1. Produção primária de material semi-sólido (KUMAR, 1989).

Processo	Descrição
Agitação Mecânica	Consiste na agitação do metal no intervalo de solidificação para a ruptura de estruturas de formações dendríticas; Spencer e Flemings (1971), Joly e Mehrabian (1974).
Agitação Eletromagnética	O metal é agitado eletromagneticamente durante a solidificação para a produção da pasta semi-sólida; AMAX Inc., Young (1984).
Processo SIMA (Strain Induced Melt Activation)	Processo de fusão parcial de estruturas deformadas a frio produzindo a pasta de partículas sólidas globulares; Kenney (1988).
Globularização	Refino de grão seguido de fusão parcial, para a obtenção da pasta de partículas sólidas globulares; Suéry (1993).
Dispersão de partículas secundárias	Uma segunda fase de partículas pode ser dispersas na solidificação do metal. Esse método é usado para a produção de compósitos de matriz metálico. Loué (1992).
Através de movimento helicoidal	Por movimento helicoidal similar a injeção de moldes com o rompimento da rede dendrítica semi-sólida; Tixomat, Erickson (1988).
Rompimento de dendritas por agitação ultra-sônica	A estrutura dendrítica na solidificação do metal se rompe quando submetida à agitação ultra-sônica; Flemings (1990).
Através de descarga elétrica	Pulso de descarga elétrica repentina através de material semi-sólido condutivo rompe a estrutura dendrítica; Nakada, Shiohara e Flemings (1990).
Processo “Mashy State” (estado pastoso)	No processo “Mash State” o material semi-sólido é processado com a estrutura dendrítica sólida. A estrutura dendrítica é quebrada durante a operação de deformação; Kiuchi (1992).
Canal de escoamento na solidificação da liga	Passando o molde metálico através de uma mistura estática com controle de configuração geométrico adequado, conduz a uma alta taxa de deformação na solidificação do metal; Moschini (1992).

3.2 Tecnologias aplicadas na conformação em semi-sólidos

A força de conformação da pasta metálica de estrutura reofundida é apreciavelmente menor quando comparada com a conformação a quente do material, uma vez que a fase sólida globular move facilmente na presença de uma fase líquida. Como resultado, um menor desgaste do ferramental ocorre, e a peça pode ser fabricada em apenas uma etapa (*single forming step*). O tempo de aquecimento e a energia requerida para preparação dos *billets* são relativamente menores (ATKINSON, 2005).

Em geral, a qualidade das peças tixoconformadas depende da alta viscosidade da pasta metálica reofundida (menor tamanho da fase sólida globular associada à quantidade da fase

sólida). Este controle possibilita uma menor turbulência no preenchimento de matrizes em relação à fundição sob pressão. Além disso, a menor temperatura do processamento em pastas metálicas ocasiona uma maior vida útil das matrizes.

O processamento em semi-sólido pode ser dividido em três tipos como mostra a Figura 3.3: 1º processo convencional; 2º processo reofundido; e 3º processo tixomolde.

O processo convencional parte de uma liga metálica fundida previamente inoculada (estrutura dendrítica) ou conformada mecanicamente a quente ou a frio (processo SIMA - *Strain Induced melt activated*), para obter a estrutura globular quando reaquecida no estado pastoso (entre as linhas *solidus* e *liquidus*). Pela sua simplicidade, foi o primeiro a ser usado na produção industrial de peças tixoconformadas. Praticamente todas as ligas metálicas podem ser tratadas por este processo. Atualmente as pesquisas estão voltadas para a agitação eletromagnética do banho metálico antes do seu lingotamento. Isto visa o refinamento da estrutura fundida. Esta técnica é denominada pela sigla inglesa MHD (*magnet-hydro-dynamic*).

O processo reofundido não necessita da etapa de reaquecimento como visto para o processo convencional (Figura 3.3), isto é, a liga metálica é resfriada e tratada (agitação mecânica ou magnética) entre as linhas *solidus* e *liquidus* para obter a estrutura globular. Assim, a economia de energia deste processamento, é notavelmente superior quando comparado com o processo convencional. Os materiais que podem ser aplicados para o processo reofundido são os mesmos do processo convencional.

O processo tixomolde tem sido aplicado na injeção de materiais poliméricos e ligas metálicas de baixo ponto de fusão (ligas de chumbo ou de magnésio, por exemplo) em matrizes feitas de aço H13. Pedacos sólidos destes materiais são alimentados na injetora (formada por parafusos sem fim) e aquecidos no estado pastoso sob compressão, para ser injetado na matriz. O processo tixomolde é restrito às ligas de baixo ponto de fusão e àquelas que não atacam o ferramental (POLMEAR, 1995).

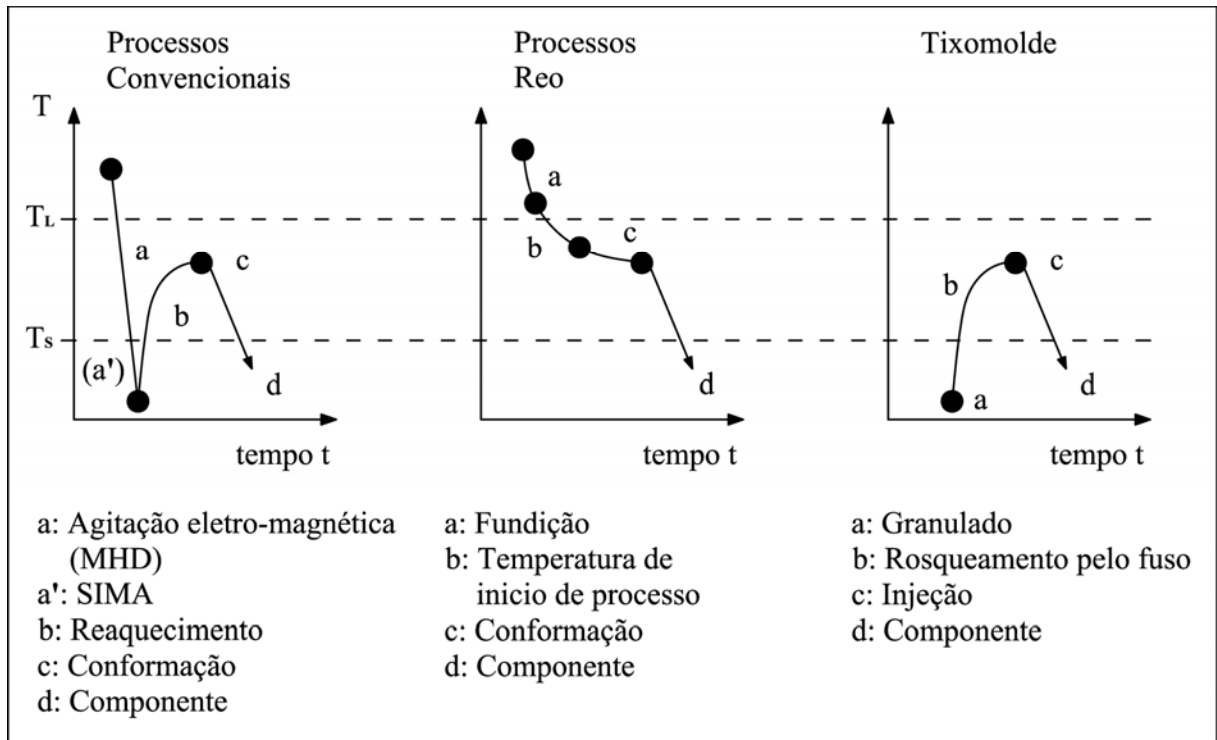


Figura 3.3. Rotas correntes de processamento na produção de semi-sólidos de acordo com a história térmica (KOOP; SHIMAHARA, 2002).

3.3 Mecanismos de deformação plástica da pasta metálica

Quatro mecanismos foram propostos por Chen e Tsao (1997) para estudar a deformação da pasta metálica, variando a temperatura e a taxa de deformação. Estes mecanismos estão esquematicamente mostrados na Figura 3.4 e descritos abaixo:

1. escoamento da fase líquida;
2. deslizamento da fase sólida sobre a fase líquida, na interface líquido/sólido;
3. deslizamento entre as partículas sólidas na interface sólido/sólido; e
4. deformação plástica das partículas sólidas na interface sólido/sólido.

No mecanismo 1, a deformação do material é devido ao fluxo da fase líquida preferencialmente para as laterais. No próximo estágio de deformação, as partículas sólidas situadas na interface sólido/líquido, movem com o escoamento do líquido (mecanismo 2) mais para a região central do que para as laterais (movimento cooperativo entre as partículas sólida e líquida). A força de deformação é maior para o mecanismo 2 do que para o

mecanismo 1, devido a facilidade do deslocamento da fase líquida preferencialmente para as laterais. Isto causa a segregação das partículas sólidas na região central.

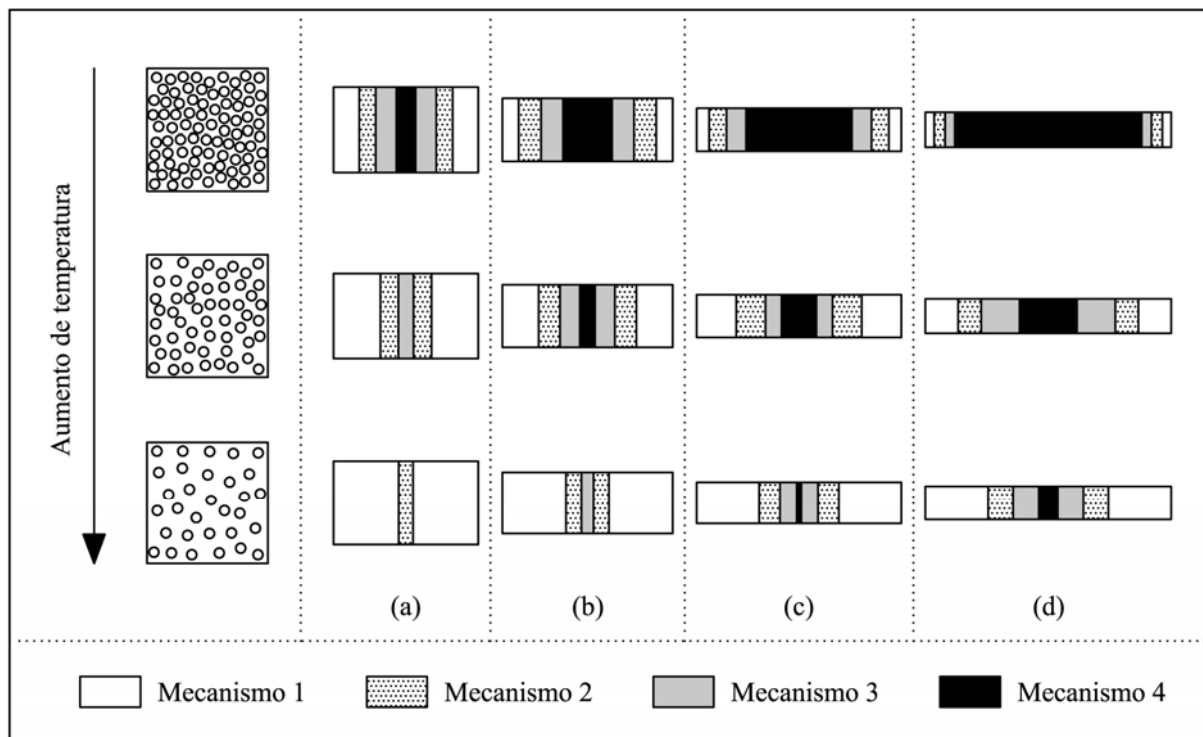


Figura 3.4. Diagrama esquemático mostrando os mecanismos de deformação da pasta metálica (CHEN; TSAO, 1997).

Devido à segregação da fase líquida nas laterais e a diminuição da temperatura da pasta metálica, aumenta a porcentagem da fração sólida. Surge, a partir deste momento os mecanismos 3 e 4 de deformação. O deslizamento entre as partículas sólidas (mecanismo 3), aumenta consideravelmente a força necessária para a deformação. Pois o atrito entre as partículas sólidas é maior do que no mecanismo 2.

Para o mecanismo 4, a força de deformação é maior do que para todos os outros mecanismos citados acima. Tal força é devido à tensão de escoamento da fase sólida na temperatura de conformação, causando a deformação plástica das partículas sólidas.

3.4 Testes reológicos em pastas metálicas

A reologia é a ciência que estuda o comportamento de escoamento e deformação dos materiais. A reologia dos metais semi-sólidos tem atraído atenção de pesquisas científicas

devido à complexibilidade de resposta desses materiais. A fabricação de produtos com materiais semi-sólidos na engenharia é um sucesso desde que haja controle cuidadoso da reologia no processo de conformação. A viscosidade é a principal propriedade aplicada no estudo da reologia.

Spencer et al. (1972) utilizaram em suas pesquisas uma liga de estanho e chumbo (Sn-15%Pb) e um viscosímetro tipo Couette para estudar a viscosidade dessa liga durante a solidificação e formação de trincas. Este viscosímetro consiste em dois cilindros concêntricos. O cilindro externo gira continuamente em relação ao cilindro fixo ao seu interior, Figura 3.5. A viscosidade é relacionada com as tensões de cisalhamento do material provocada pelo movimento rotativo do cilindro externo e é dada na unidade internacional em Pa.s (poise). Assim, dependendo das condições de agitação da pasta semi-sólida, a sua tixotropia depende da tensão de cisalhamento da mistura (sólido e líquido). A viscosidade da pasta metálica aumenta com a fração de sólido, decresce com a esferoidização e também com a diminuição do tamanho dos glóbulos sólidos (SPENCER; MEHERABIAN; FLEMINGS, 1972).

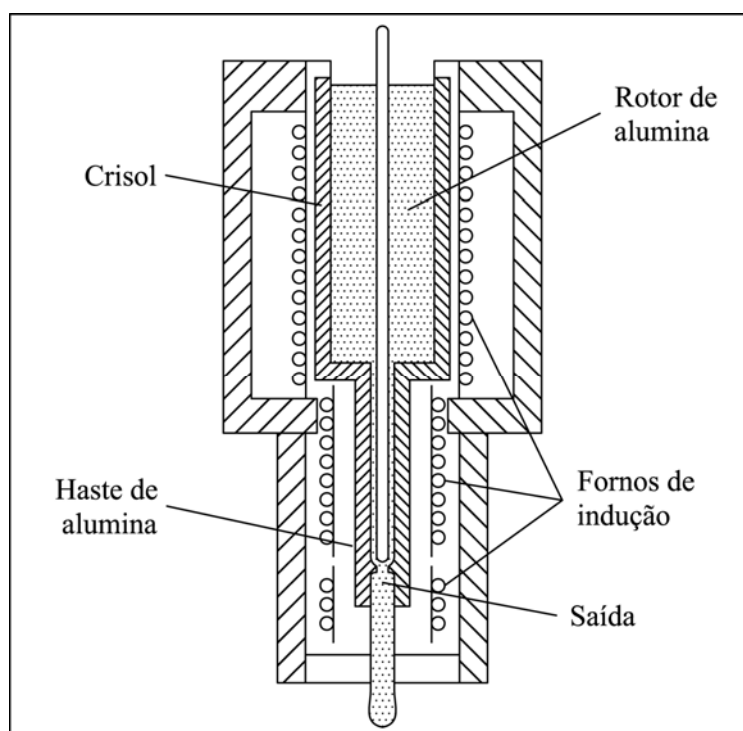


Figura 3.5. Viscosímetro tipo Couette (FLEMINGS; RIEK; YOUNG, 1976).

Spencer et al. (1972) mostraram que a tensão de cisalhamento diminuía com a agitação na qual se verificou a estrutura globular produzida durante o experimento. Esta pasta reo ou

tixofundida apresenta um comportamento reológico específico na qual a viscosidade decresce com a taxa de deformação.

A estrutura reológica resultante consiste em partículas globulares dispersas em uma matriz líquida rica em soluto que se aproxima da composição eutética. O comportamento reológico de pastas reofundidas torna a sua utilização interessante durante a conformação por qualquer processo mecânico como forjamento e extrusão (KANG; CHOI, 1998, GABATHULER et al., 1992, PELLA JUNIOR, 2002, NAGATA; LIMA FILHO, 2002, SHEHATA et al., 2002).

A principal vantagem é que a pasta reo ou tixofundida é constituída de sólido globular em meio líquido. Essa característica permite melhor distribuição das tensões internas na conformação, contribuindo assim para a redução da formação de trincas durante a aplicação das forças requeridas na conformação mecânica. Além disso, o escoamento da pasta reo ou tixofundida ocorre em regime não turbulento, reduzindo a formação de poros e inclusões nos produtos (OKANO; KIUCHI, 2002, JAHAJEEAH et al., 2002).

3.5 Estudo da fluidez de ligas metálicas

A fluidez é conhecida, na prática da fundição, como a capacidade do metal em preencher todas as cavidades do molde. As propriedades reológicas das ligas em um processo de solidificação têm importância fundamental sobre as características da geometria do sólido a ser produzido (GARCIA, 2001).

A fluidez é um parâmetro determinado experimentalmente através de ensaios específicos que mede a distância percorrida pelo metal líquido, em um tubo submetido a uma determinada pressão, antes de ser bloqueada pela solidificação (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a, NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959). Dois tipos comuns de ensaio de fluidez, espiral e sob vácuo são mostrados esquematicamente na Figura 3.6.

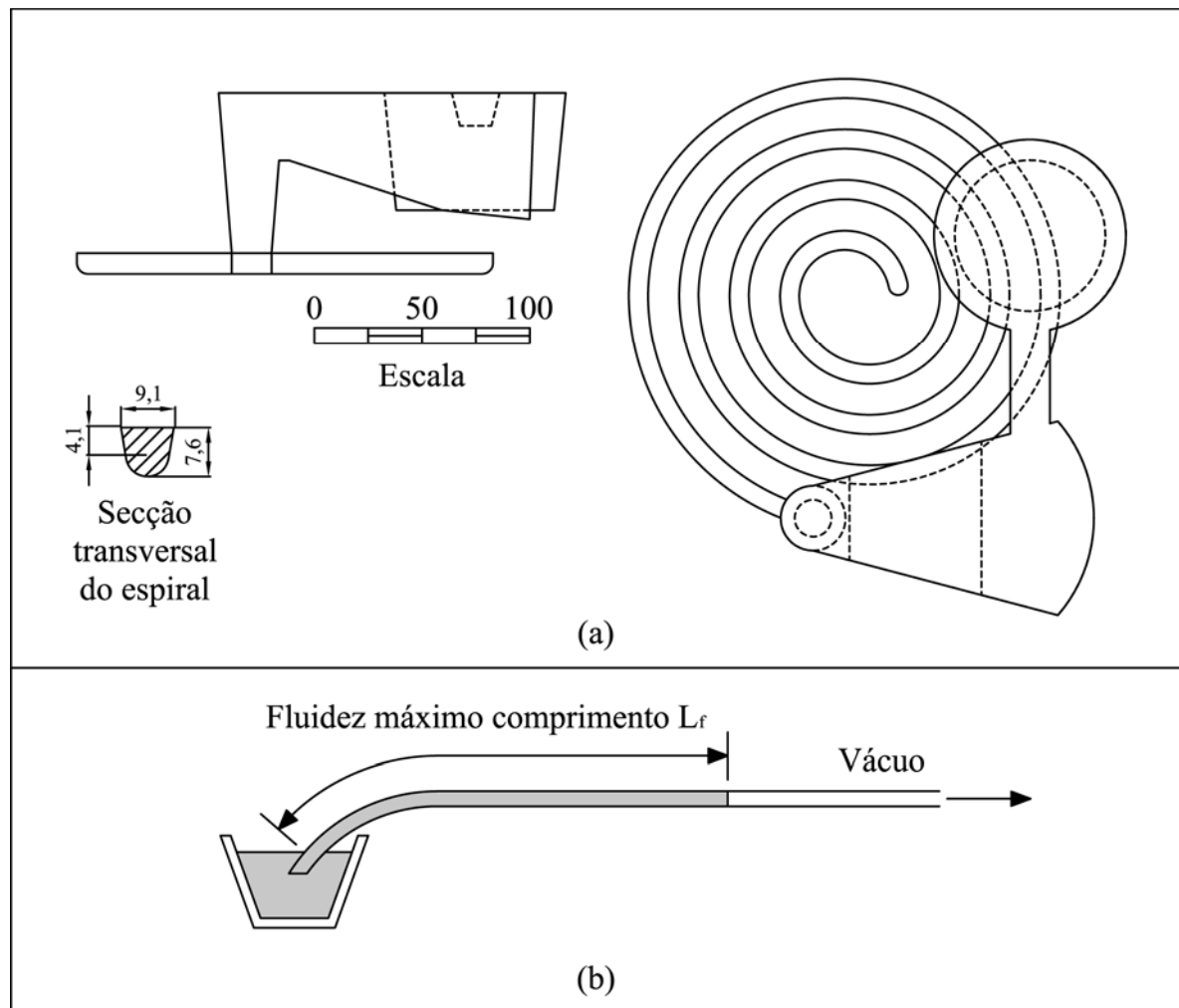


Figura 3.6. Ensaio de fluidez: espiral (a) e vácuo (b) (CAMPBELL, 2003, GARCIA, 2001).

A análise teórica da fluidez dos metais puros foi desenvolvida primeiro por Ragone et al. (1956a) e mais tarde por Niesse et al. (1959). De acordo com esse modelo, a solidificação dos metais puros sem superaquecimento começa, imediatamente, quando o metal entra no canal, assumindo fluxo de calor radial e sem ocorrer o super-resfriamento térmico.

O metal puro, bem como a liga eutética, resfria na parede do molde com interface sólido-líquido plana, conforme mostra a Figura 3.7. Para metais puros, o superaquecimento térmico aumenta a fluidez retardando a solidificação, conseqüentemente movendo o ponto de bloqueio do fluxo, como representado na Figura 3.8.

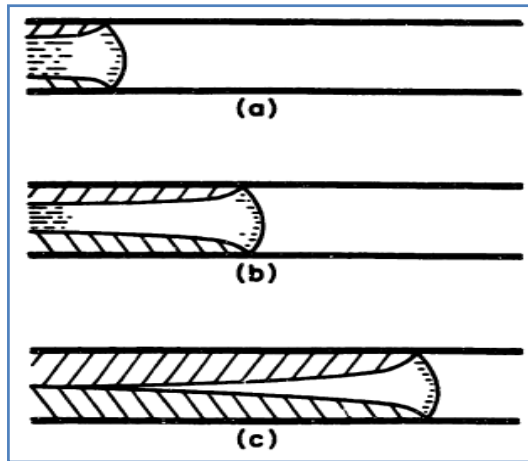


Figura 3.7. Fluxo e solidificação de metais puros sem superaquecimento (NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959): (a) o metal líquido entra no canal formando grãos colunares com interface plana; (b) ocorre o crescimento de grãos colunares na superfície do canal; e (c) as frentes de solidificação bloqueiam a entrada do metal líquido.

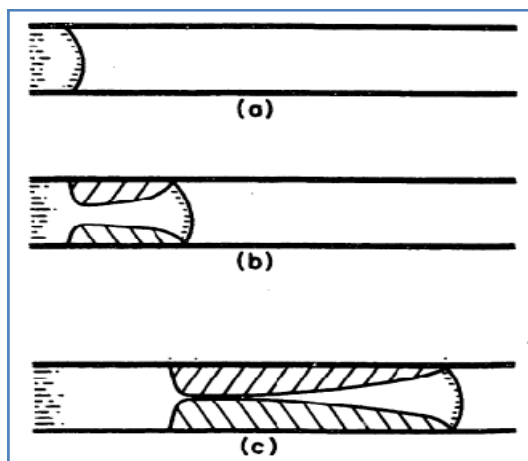


Figura 3.8. Fluxo e solidificação de metais puros com superaquecimento (NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959): (a) o metal líquido entra no canal e dissipa calor antes da solidificação iniciar; (b) a solidificação inicia com o crescimento de grãos colunares; (c) ocorrência do bloqueio do fluxo.

Assumindo o fluxo de fluido contínuo e desconsiderando os efeitos do atrito e aceleração, Flemings (1974) desenvolveu uma relação simplificada para fluidez para metais de através de canais de secção circular na forma:

$$L_f = \frac{\rho r v H}{2h(T_1 - T_0)} \quad (3.1)$$

onde:

ρ é a densidade do metal,

r é o raio do canal,

v é a velocidade média,

H o calor de fusão,

h o coeficiente de transferência de calor molde-metal,

T_l a temperatura do fundido e

T_0 a temperatura inicial do molde.

Para metais superaquecidos, a distância requerida para fluir e dissipar o calor extra é maior, assim a fluidez é alta. Desprezando a contração do material, a fluidez do metal superaquecido é dada por:

$$L_f = \frac{\rho r v}{2h(T_l - T_0)} (H + c\Delta T) \quad (3.2)$$

onde c e ΔT são respectivamente o calor específico do metal líquido e o superaquecimento (FLEMINGS M. C., 1974).

Para ligas metálicas a adição de elementos de liga em um metal puro tende a diminuir a fluidez (FLEMINGS; MOLLARD; TAYLOR, 1961a, FLEMINGS; NIYAMA; TAYLOR, 1961b). Segundo Niesse et al (1959), a diminuição da fluidez está relacionada ao desenvolvimento de uma frente de solidificação macroscopicamente não plana, que difere dos metais puros ou eutéticos na interface sólido/líquido, pela formação de uma zona pastosa constituída por uma rede dendrítica envolvida pelo metal líquido (Figura 3.9).

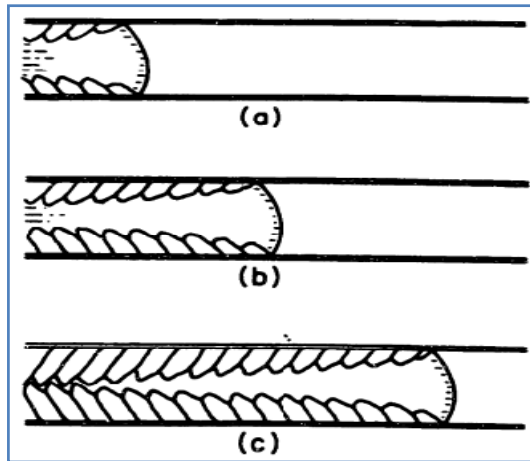


Figura 3.9. Fluxo e solidificação de ligas sem superaquecimento (NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959): (a) o metal líquido entra no canal com formação de grãos colunares com interface irregular inicial; (b) crescimento dos grãos colunares; (c) o bloqueio ocorre, cruzando a seção parcialmente solidificada, mas suficiente para evitar o fluxo.

Ligas com presença de soluto solidificam com a formação de dendritas equiaxiais (Figura 3.10). A resistência ao fluxo aumenta à medida que a porcentagem de sólido vai se aproximando da concentração crítica. Devido este efeito, apenas uma pequena fração sólida dendrítica é necessária para bloquear o fluxo.

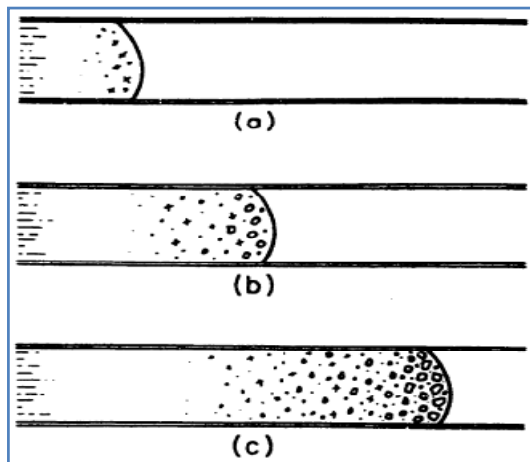


Figura 3.10. Fluxo e solidificação de uma liga sem superaquecimento (NIESSE; FLEMINGS; TAYLOR, 1959): (a) o metal líquido entra no canal, nucleando finos grãos equiaxiais; (b) a nucleação continua e grãos finos crescem rapidamente quando o fluxo progride; (c) o fluxo cessa quando a concentração do nível crítico de grãos sólidos é alcançada.

A fluidez é fortemente influenciada pelo superaquecimento (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a). Por outro lado, a fluidez é inversamente proporcional ao intervalo de solidificação conforme indica a Figura 3.11 (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a, RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956b).

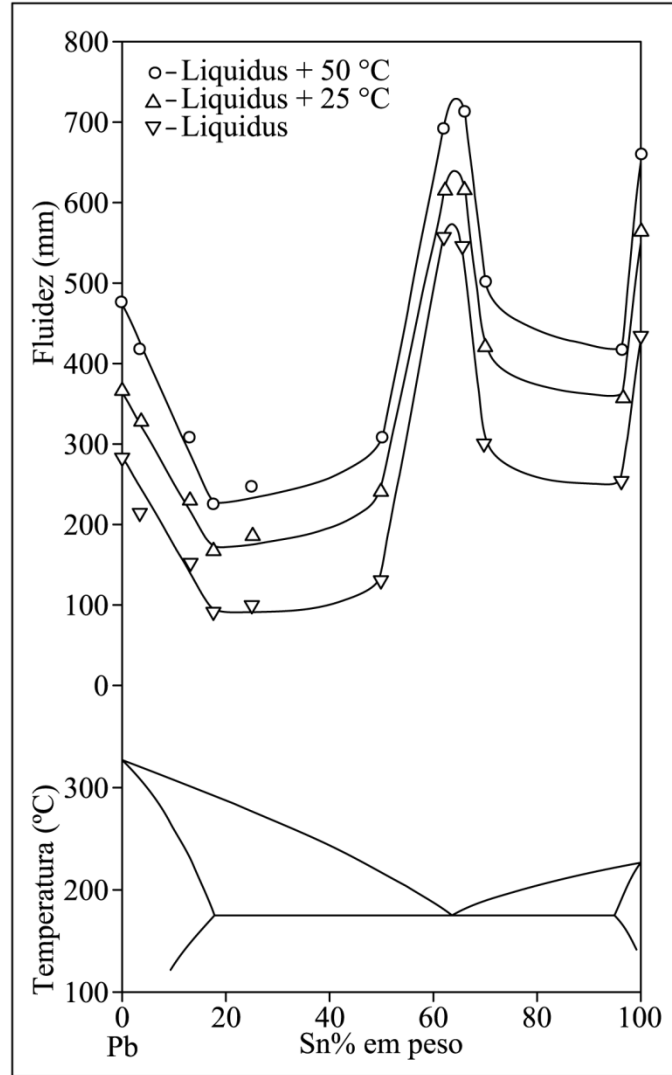


Figura 3.11. Fluidez da liga Sn-Pb (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956b).

Assumindo a velocidade do escoamento como constante, Flemings et al. (1961b) derivaram uma expressão para fluidez de ligas com superaquecimento:

$$L_f = \frac{A\rho v(C_c H + c\Delta T)}{Sh(T - T_0)} \left(1 + h \frac{\sqrt{\pi\alpha\Delta x}}{2k\sqrt{v}} \right) \quad (3.3)$$

onde A e S são a área da secção transversal e o perímetro da circunferência do canal respectivamente, C_c a concentração crítica, T a temperatura do metal, α a difusividade térmica do molde, Δx a distância de bloqueio, e k a condutividade térmica do molde.

Os fatores que afetam a fluidez dos metais puros e ligas são divididos basicamente em três grupos (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a): (a) propriedades inerente do metal; (b) propriedades não inerentes do metal; e (c) variáveis do equipamento de teste.

As propriedades inerentes do metal são o calor específico, composição, tensão superficial e viscosidade. A fluidez dos metais puros e ligas, avaliadas na temperatura de superaquecimento, aumentam com o calor específico, devido ao maior tempo de solidificação necessário (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a). O efeito da composição é geralmente avaliado no metal à temperatura constante acima da linha *liquidus*, o resultado demonstra que a fluidez é inversamente proporcional ao intervalo de solidificação, atingindo o valor máximo na composição eutética, como mostra a Figura 3.11 (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a, RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956b).

As propriedades não inerentes do metal como o filme de óxido afetam a fluidez. O filme de óxido sólido diminui o efeito da tensão superficial que impede o avanço do metal líquido em moldes com secção muito finos (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a).

Outras variáveis que afetam a fluidez são as dimensões do canal, pressão (altura da coluna de metal), e material do molde. Como mostra a Equação (3.3), a fluidez varia proporcionalmente a razão entre a área da secção transversal e o perímetro do canal (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a). Similarmente a fluidez aumenta com a pressão aplicada (RAGONE; ADAMS; TAYLOR, 1956a, FLEMINGS; NIYAMA; TAYLOR, 1961b). A difusividade do material do molde e a temperatura do molde também afetam a fluidez por mudança das características da transferência de calor. Certos moldes revestidos aumentam a fluidez pela diminuição da transferência de calor na interface molde/metal fundido (FLEMINGS; MOLLARD; TAYLOR, 1961a, FLEMINGS et al., 1962).

3.6 Classificação reológica do material

De acordo com a relação da viscosidade e da tensão cisalhante, o material pode ser classificado reologicamente em diferentes categorias de comportamento, como mostrado na Figura 3.12.

Com a taxa de deformação $\left[\dot{\gamma} = \frac{d\gamma}{dt}\right]$ a tensão cisalhante (τ), variando linearmente resulta num material de comportamento denominado Newtoniano viscoso:

$$\tau = -\mu\dot{\gamma} \quad (3.4)$$

onde μ representa a viscosidade do material (DIETER, 1976).

A viscosidade Newtoniana é uma condição ideal com a qual se compara o comportamento dos materiais reais. Muitos fluidos podem ser caracterizados como *Newtonianos*, incluindo a água e alguns metais líquidos.

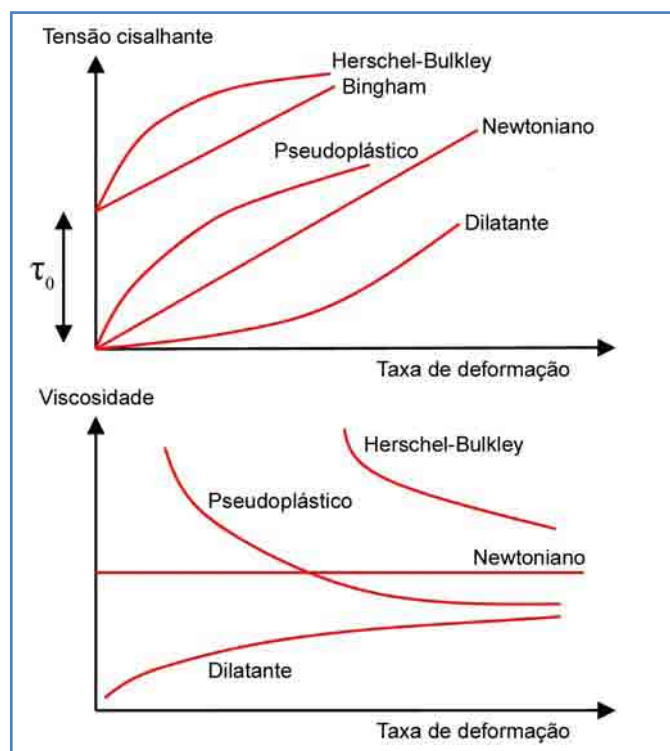


Figura 3.12. Comportamento do escoamento de diferentes tipos de matérias viscosos (ATKINSON, 2005, POIRIER; GEISER, 1994).

Para materiais dilatantes (*shear thickening*) e pseudoplástico (*shear thinning*) a tensão necessária para produzir a taxa cisalhante cresce de maneira não-linear. Um simples modelo para descrever o comportamento do fluido é a lei de potência de *Oswald Waele*:

$$\tau = k\dot{\gamma}^n \quad (3.5)$$

Quando $n=1$, a equação é simplificada, resultando a Equação (3.4). Se $n>1$, o fluido é dilatante, e a viscosidade aumenta com a taxa de deformação. Quando $n<1$, o fluido é pseudoplástico e a viscosidade diminui com a taxa de cisalhamento. Alguns fluidos, como suspensão coloidal e solução de polímeros altamente concentrados, têm comportamento pseudoplástico, enquanto que fluidos de suspensão concentrada e polímeros fundidos são do tipo dilatante.

Os materiais tipo *Bingham* são aqueles que não desenvolvem taxas de cisalhamento até que a tensão cisalhante alcança um valor crítico τ_o . A partir deste ponto o fluido pode se comportar como *Newtoniano (Bingham)* ou *Não-Newtoniano (Hershel-Bulkley)*. O modelo simples para materiais tipo *Bingham* é representado na Equação (3.6).

$$\tau = \mu\dot{\gamma} + \tau_o \text{ para } \tau > \tau_o \quad (3.6)$$

Este tipo de comportamento é observada em plasticina, certas pastas semi-fluídas de argila em suspensão, maionese, *ketchup* e tintas.

Os materiais tixotrópicos são essencialmente pseudoplásticos, porém nem todos fluidos pseudoplásticos têm propriedades tixotrópicas. As ligas de Pb-Sn, como a maioria das pastas metálicas, de acordo com a literatura, tem um comportamento pseudoplástico (*shear thinning*) (ATKINSON, 2005).

3.7 Efeito da temperatura da parede do molde na formação da estrutura tixoconformada

Kang, Yoon e Seo (1997) estudaram o comportamento da liga de alumínio A356 (Cu<0,01; Mg 0,34; Si 6,95; Fe 0,15; Mn 0,02; Ti 0,07; Sr<0,001; Zn 0,01 e Al resto), processada no estado semi-sólido por recalçamento em matriz fechada, variando o tempo e a

temperatura de pré-aquecimento do molde. A temperatura da linha *solidus* é 555 °C e a linha *liquidus* é 615 °C para essa liga.

A fração sólida foi estimada a partir da Equação (3.7) (KANG; YOON; SEO, 1997):

$$f_s = \left(\frac{T_L - T}{T_L - T_S} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.7)$$

Sendo, T_L a temperatura da linha *liquidus*; T_S a temperatura *solidus*; e T a temperatura em que o material se encontra.

A pasta metálica foi prensada a uma pressão de 100 MPa à velocidade de 20,1 mm/s durante 15 segundos com uma fração sólida de 30% e em duas condições de temperatura do molde:

1. com aquecimento (220 °C e 100 °C); e
2. sem aquecimento (temperatura ambiente)

Foram observadas as estruturas retangulares e triangulares muito longe da estrutura globular para um pré-aquecimento de 220 °C. A estrutura elíptica foi detectada para um pré-aquecimento de 100 °C. Para o molde a temperatura ambiente forma-se uma excelente globularização.

Para uma taxa de aquecimento maior, molde na temperatura ambiente, observou-se uma estrutura mais próxima de uma forma globular após o recalçamento.

Kang, Yoon e Seo (1997) após a análise feita, modificaram os parâmetros com a temperatura do molde para 140 °C, a fase sólida para 50% e os tempos de encharque 10, 20 e 30 minutos. Observou-se para o tempo de encharque de 10 minutos que a peça obtida apresentou estruturas elípticas e grandes partículas sólidas puderam ser encontradas circundando pequenas estruturas dendríticas. Uma maior globularização foi observada para o tempo de encharque de 20 minutos. E um alto grau de globularização para as amostras mantidas por 30 minutos de encharque.

A Equação (3.8) representa o grau de globularização ou fator de forma (F_F), isto é a relação da área da fase globular pela área do círculo circunscrito dentro dessa área. O fator de forma se aproxima da unidade quando a estrutura do semi-sólido for totalmente formada por estrutura globular.

$$F_F = \frac{8N_L^2}{3\pi f_S N_A} \geq 1 \quad (3.8)$$

onde, N_L é o número de contornos entre as fases sólidos e líquidos; N_A é o número de partículas sólidas por unidade de área e f_S é a fração sólida.

3.8 Fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido

A idéia de fabricar uma chapa metálica diretamente do metal líquido, sem reaquecimento foi idealizada inicialmente por George Sellers em 1840 (PEHLKE, 1978). O interesse pela nova tecnologia atraiu a atenção de Sir Henry Bessemer por volta de 1846 (BESSEMER, 1891). Bessemer (1856), considerado um dos mais importantes inventores da indústria metalúrgica, revolucionou a forma de produzir o aço através dos conversores de aço os quais receberam o seu nome (JEWKES; SAWERS, 1960). Após realizar alguns experimentos, Bessemer registrou a sua patente em 1857, Figura 3.13. Entretanto, ele observou a grande dificuldade de obter tiras de aço diretamente do fundido (BESSEMER, 1891). Desde então pressionado com as necessidades da época, se dedicou nos trabalhos relacionados principalmente aos conversores de aço. A idéia inovadora anteriormente desenvolvida não progrediu (CRAMB, 1989, LUITEN, 1973, LUITEN; BLOK, 2003).

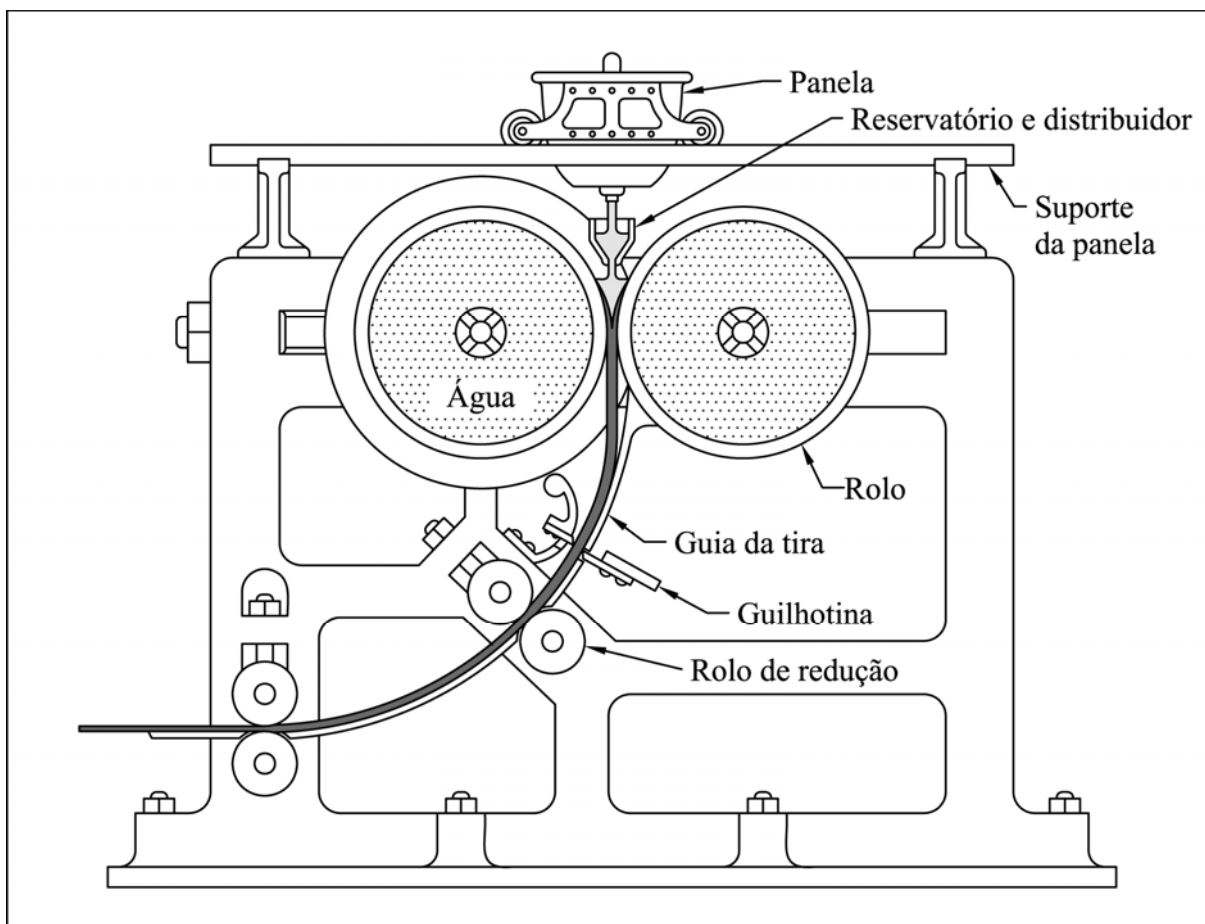


Figura 3.13. Projeto do laminador duo inicialmente desenvolvido por Bessemer - H. Bessemer, US Patent no. 409,053, (1865) (LUITEN; BLOK, 2003, LUITEN, 1973).

Hazelett (1966) seguindo a idéia de Bessemer (1891) fabricou tiras de alumínio e latão usando laminadores tipo duo (*twin roll*) e também conseguiu produzir tiras de aço, apesar da baixa qualidade das tiras fundidas.

Hazelett tentou fabricar as tiras usando apenas um cilindro do laminador (*single roll*). Entretanto, ele encontrou problemas referentes à variação de espessura da tira e irregularidades da borda. Nas suas pesquisas concluiu que a laminação deve ser realizada por dois cintos adaptados nos cilindros. Este laminador conhecido atualmente por *Hazelett Caster* é mostrado esquematicamente na Figura 3.14 (HAZELETT, 1966).

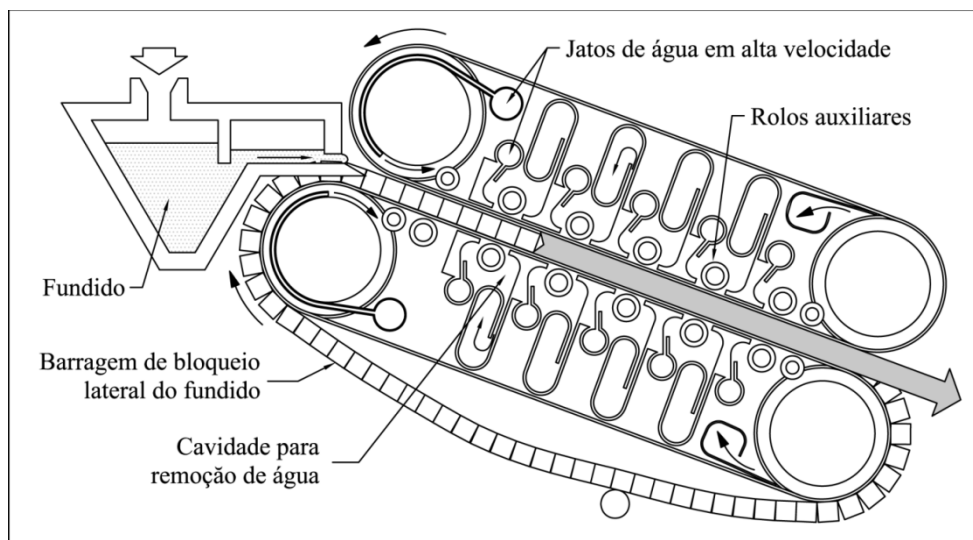


Figura 3.14. Hazelett Belt Caster (HAZELETT, 1966).

O equipamento desenvolvido por Hazelett (1966) não progrediu para materiais ferrosos devido a elevada temperatura de fusão que degrada a correia metálica. Assim, este equipamento tem sido empregado na produção de tiras metálicas não ferrosas, Figura 3.14.



Figura 3.15. Distribuição mundial do processo Hazelett para produção de tiras não ferrosas. http://www.hazelett.com/casting_machines/strip_casting_machines/customers/customers.php (acessado em 12/03/2008).

Pouco capital na indústria do aço foi investido entre 1975 e 1985 devido à crise energética dos derivados do petróleo (LUITEN; BLOK, 2003). O lingotamento contínuo apresentava grandes desvantagens devido aos altos custos aplicados para essa recente tecnologia. O desenvolvimento de uma nova tecnologia alternativa para a produção de forma

mais compacta e flexível de produtos siderúrgicos era então necessária. Assim, em 1980 as vantagens da tecnologia da fabricação de tiras fundidas (*strip caster*) foram reconhecidas para a produção primária de chapas. A tecnologia emergiu entre várias redes empresariais, principalmente nos EUA e Japão (KUBEL, 1988, LUITEN; BLOK, 2003).

Em 1985 iniciou-se uma competitiva corrida tecnológica para a pesquisa e desenvolvimento do processo de fabricação de tiras fundidas entre os maiores produtores de aço do mundo (CRAMB, 1989, CRAMB, 2000). Surgiram 11 empresas abrangendo uma larga área geográfica. Até por volta de 1990, às atividades das 11 empresas permaneceriam ativas (LUITEN, 1973, LUITEN; BLOK, 2003).

A Tabela 3.2 mostra a situação das 11 empresas. Seis das onze empresas continuam ativas, quatro pararam as suas atividades. Duas das micro-redes empresariais se uniram para formar a *Eurostrip*. Três das seis micro-redes ativas operam em escala industrial e iniciaram um inovativo processo tecnológico para tiras fundidas ferrosas (LUITEN, 1973, LUITEN; BLOK, 2003).

Tabela 3.2. Situação atual das 11 empresas (LUITEN, 1973, LUITEN; BLOK, 2003).

Empresa	Fornecedor	Escala	Situação	Molde	Tipo de aço
<i>Armco</i> (EUA)	-	-	1981-1994	1- rolo	Carbono
<i>Allegheny</i> (EUA)	<i>Voest</i> (Áustria)	Piloto	1983-1995	1- rolo	Inoxidável
<i>Usinor/IRSID</i> (França) e <i>Thyssen/RWTH</i> (Alemanha)	<i>Clecim</i> (França)	Industrial	1984- (Eurotrip '98)	2- rolos	Inoxidável Carbono
<i>CSM/AST</i> (Itália)	<i>Voest</i> (Áustria)	Industrial	1985- (Eurotrip '98)	2- rolos	Inoxidável Carbono
<i>Krupp Stahl</i> (Alemanha)/ <i>Nippon Metal</i> (Japão)	-	Piloto	1986-1992	2- rolos	Inoxidável
<i>Nippon Steel Corporation</i> (Japão)	<i>Mitsubishi</i> (Japão)	Industrial	1985-	2- rolos	Inoxidável
<i>BHP</i> (Austrália)	<i>IHI</i> (Japão)	Industrial	1985-	2- rolos	Carbono
<i>Pacific Metals</i> (Japão)	<i>Hitachi Zosen</i> (Japão)	Piloto	1985-	2- rolos	Inoxidável
<i>British Steel</i> (Inglaterra)	<i>British Steel eng.</i> (Inglaterra)	Modelo quente	1986-	2- rolos	Inoxidável Carbono
<i>Bessemer Consortium/IMI</i> (Canadá)	<i>Hatch et Associés</i> (Canadá)	Modelo quente	1987-1998	2- rolos	Carbono
<i>POSCO/RIST</i> (Coreia)	<i>Davy</i> (Inglaterra)	Piloto	1989-	2- rolos	Inoxidável

No desenvolvimento da tecnologia de tiras fundidas os termos “modelo quente”, “escala piloto” e “escala industrial” denotam os diferentes tipos de escalas dos equipamentos utilizados. O “modelo quente” denota uma escala piloto de pequena capacidade. O suprimento de metal é menor do que cem quilogramas; a largura da tira é tipicamente 10-25cm. O termo “escala piloto” é usado para denotar o equipamento com média capacidade de metal (até 10 toneladas) com largura de 80-160 cm. Uma “escala industrial” apresenta um equipamento com grande capacidade de processamento de metal, podendo ser maior do que 60 toneladas, com largura de 80-160 cm.

Em 1986 a tecnologia de lingotamento de placas finas (*Thin Slab Casting*) foi introduzida inicialmente pela *Nucor Steel Industries – USA*. A tira era produzida diretamente do fundido e laminada a quente em uma única etapa (*near-net-shape*). O comprimento da instalação da *NUCOR* era de aproximadamente 260 m. Em comparação, a instalação convencional pode ser maior do que 900 m em comprimento. Devido a essa característica, a nova tecnologia ficou conhecida como “processo compacto de produção de chapas” (CARPENTER, 2004). A Figura 3.16 compara a instalação do processo convencional (*Cold Cast Rolled*) com os lingotadores de placa fina.

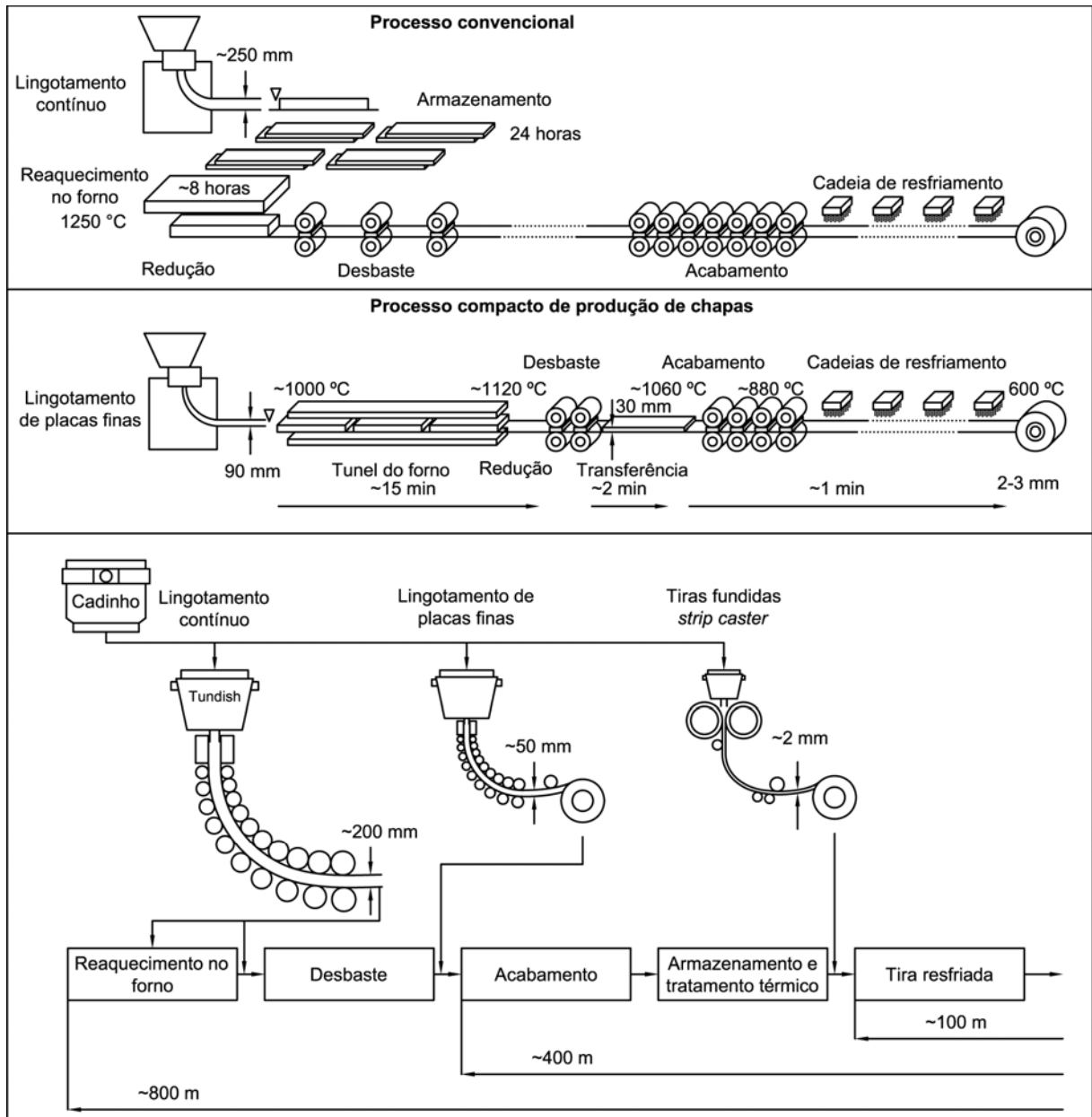


Figura 3.16. Comparação do lingotamento contínuo (*thick slab caster*), lingotamento contínuo de placas finas (*thin slab cast*) e fabricação de tiras fundidas (*strip caster*), (CARPENTER, 2004, TSUKIGAHORA et al., 1993).

A Tabela 3.3 mostra os custos envolvidos na produção de tiras de aço a partir do fundido com diferentes rotas de processamento até a obtenção do produto comercial. O sucesso da tecnologia de tiras fundidas (*strip caster*) na aplicação comercial depende da operação de custo, o qual é muito elevado quando envolve rotas de produção tradicional. A estimativa do custo de operação é difícil por causa de incertezas na vida de componentes essenciais, por exemplo, os cilindros e os materiais cerâmicos utilizados no processamento (HENDRICKS, 1995).

Tabela 3.3. Custo relativo de diferentes processos de obtenção de tiras de aço (TSUKIGAHORA et al., 1993, HENDRICKS, 1995).

	Lingotamento contínuo + Laminação	Lingotamento de placas finas + Laminação	Tiras fundidas (<i>Strip casting</i>)
Custo do processo de operação, %	100	90 – 110	135 – 165
Capital de custo absoluto, %	100	27 – 33	9 – 11
Capital de custo por tonelada, %	100	45 – 55	55 – 65

Em setembro de 1999, a *Thyssen-Krupp Steel*, *Usinor* e *Voest Alpine Industrieanlagenbau* estabeleceram a *Eurotrip* (BAGSARIAN, 2000, LINDENBERG et al., 2000). A companhia planejava desenvolvimento da tecnologia da produção de tiras fundidas (*strip caster*) comercial para o aço inox e carbono (LINDENBERG et al., 2000). A instalação da planta industrial foi construída por *Krupp Thyssen Nirosta* em *Krefeld*, na Alemanha (ZAPUSKALOV, 2003).

A segunda escala industrial da *Eurotrip* localizava-se em Terni, na Itália, a qual era usada para o desenvolvimento de tiras fundidas de aço carbono e de silício (WALTER et al., 2001, LINDENBERG et al., 2002). Antes de associar-se com a *Krupp Thyssen. Acciai Speciali Terni* (AST) e *Centro Sviluppo Materiali* (CSM), instituição de pesquisa localizada em Terni, na Itália, planejava um fundidor para fabricar tiras em escala industrial (TOLVE et al., 1997). Os fundamentos da tecnologia da tira fundida (*strip caster*) foram estudados no laboratório de fundição cedida pela Aachen University of Technology (RWTH) na Alemanha (LINDENBERG et al., 2000).

Em 2000, a *Nippon Steel* e a *POSCO*, uma empresa coreana, conduziu um estudo similar, firmando um acordo para compartilhar a pesquisa e desenvolvimento da tecnologia de produção de tiras fundidas (*strip caster*) (ZAPUSKALOV, 2003).

Em março de 2000, a Nucor juntou-se com a BHP (*Broken Hill Proprietary Ltd.*) uma produtora de aço australiana e a IHI (*Ishikawajima-Harima Heavy Industries*) uma construtora de equipamentos pesados, para formar a *Castrip Limited Liability Company* (*Castrip LCC*) (ZAPUSKALOV, 2003). Os componentes básicos do fundidor da BHP foram trazidos da Austrália para os EUA. A planta era projetada para produção de tiras de aço carbono e inox. O objetivo da *Castrip* era estabelecer uma produção de tiras fundidas de

qualidade, inicialmente empregando aço carbono e mais tarde, aço inoxidável (ZAPUSKALOV, 2003). As primeiras aplicações das tiras de aço de baixo carbono eram para telhados, caixa de força, armação de móveis, etc. (ZAPUSKALOV, 2003).

Em agosto de 2000, foi feito um acordo entre a *SMS* (Alemanha) e *MAIN AG/MTA* (Suíça) para construção de um fundidor de alta escala comercial destinado para a produção de tiras de aço carbono e inox (ZAPUSKALOV, 2003).

A *Nippon Steel Corporation*, uma produtora de aço, e *Mitsubishi Heavy Industries*, uma fábrica de equipamentos, têm continuado o seu programa de pesquisa e desenvolvimento da fundição do aço inox para produção de tiras, desde 1985 (YANAGI et al., 1994). Em 1997, a *Nippon Steel's Hikari Works* (Japão) construiu uma máquina comercial, para tiras fundidas do aço inoxidável austenítico (FURUKAWA, 1998).

O interesse no processo de tiras fundidas (*strip caster*) por várias indústrias mostra o benefício da comercialização em larga escala, dessa nova tecnologia. Por exemplo, a *Danieli*, uma empresa de manufatura de equipamentos, indicou seus interesses em uma indústria pioneira na fabricação de tiras de aço carbono e inox, localizado em ABC (Itália) (ZAPUSKALOV, 2003).

3.9 Principais características do processamento de tiras metálicas diretamente do estado líquido

A obtenção de tiras metálicas por métodos não convencionais tem como objetivo competir: 1. com o lingotamento contínuo - cuja taxa de resfriamento varia aproximadamente de 0,5 a 3°C/s (GARCIA; SANTOS; CHEUNG, 2006); 2. com os laminadores trens (laminação contínua) os quais representam 90% dos produtos conformados mecanicamente, (KALPAKJIAN, 1997).

Em geral, a placa fundida no lingotamento contínuo tipicamente requer oito cadeias de laminação para a redução a quente de placas de 150 mm a 200 mm de espessura para obter um produto com espessura de 3 a 5 mm, vide Figura 3.16. Este processo requer uma

quantidade de energia gasto razoável, rigidez da gaiola do laminador, espaço físico e manutenção periódica dos equipamentos.

As vantagens de obtenção de tiras por diferentes rotas a partir do metal fundido, solidificação rápida, podem ser listada: 1. granulação fina devido a alta taxa de resfriamento; 2. pequena força de separação entre os cilindros devido a tensão de escoamento do semi-sólido ser menor do que a do metal sólido; 3. economia de espaço; 4. baixo custo de equipamento; 5. redução de insumos energéticos; e 6 taxa de resfriamentos bem mais elevadas (1500-2000°C/s) (HAGA et al., 2004a, CRAMB; ROLLET, 2001).

Neste contexto, Garcia, (2001) cita que: “A fabricação de fios ou tiras metálicas diretamente do estado líquido já é uma realidade industrial, tanto na forma de estruturas amorfas quanto na forma cristalina, e seriam de difícil produção convencional em função das limitações de plasticidade de alguns materiais”.

Industrialmente a obtenção de tiras metálicas não ferrosas (liga de Al 1XXX, 3XXX, 5XXX e 8XXX) a partir do estado líquido já é uma realidade (MENET et al., 2001), vide Figura 3.15. Menet et al. (2001) citam que no Brasil a CBA (Companhia Brasileira de Alumínio) opera com duas instalações de escala industrial JUMBO 3CM® (Fundição Contínua entre Cilindros) que foram entregues em julho de 2001. A instalação da CBA é capaz de produzir tiras fundidas de alumínio com as características apresentadas na Tabela 3.4.

Tabela 3.4. Características Dimensionais e Peso das Bobinas Caster (<http://www.cia-brasileira-aluminio.com.br/>).

Massa por mm de largura (kg)	6,66
Espessura (mm)	3,0 a 9,0 ± 3%
Diâmetro interno com núcleo vazio (mm)	600
Diâmetro externo máximo (mm)	2000
Largura sem refile lateral	750 a 2100 ± 0,5%
Ligas de alumínio já em produção	1XXX, 3XXX, 5XXX, 8XXX

A CBA (Companhia Brasileira de Alumínio) atualmente é uma empresa integrante do Grupo Votorantim, e está presente no país por meio de 13 filiais, 18 usinas hidrelétricas, duas unidades de mineração, fábrica, escritório central e escritório de vendas, localizado em

Fortaleza, CE. A empresa atua na exploração e aproveitamento de jazidas de bauxita no território nacional, produzindo e comercializando, no país e no exterior, alumínio primário e transformado, possuindo uma ampla linha de produtos, tais como lingotes, tarugos, vergalhões, chapas, bobinas, telhas, folhas, extrudados, fios e cabos (<http://www.cia-brasileira-aluminio.com.br/>).

Em 3 de maio de 2002 a *Castrip LCC* nos EUA recebeu a primeira instalação em escala comercial no mundo para a produção de chapas fundidas de aço carbono, na sua unidade em Indiana (*Nucor Crawfordsville*). A segunda instalação comercial será entregue em 2008 na sua unidade em Arizona (*Blytheville*). A unidade de *Crawfordsville* produz chapas de aço com espessura entre 0,85 a 1,5 mm, destinada a maioria das aplicações comerciais, que substitui as chapas de aço laminadas a frio ou a quente. A Figura 3.17 mostra o desempenho comercial da *Castrip LCC*. Como se pode observar, em janeiro de 2007, a produção cumulativa chega a alcançar valores próximos a 450.000 tons (SHUEREN et al., 2007).

Ao que tudo indica o domínio da tecnologia para obtenção de tiras a partir das ligas metálicas no estado líquido (*strip casting*) é muito promissora, pois brevemente deve substituir, com vantagens, os processos convencionais de fabricação de tiras metálicas (CRAMB; ROLLET, 2001).

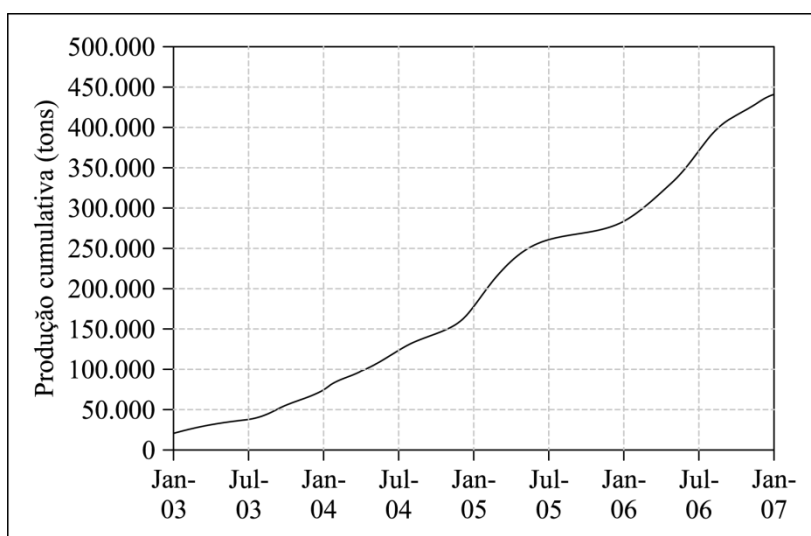


Figura 3.17. Produção industrial cumulativa da Nucor CASTRIP a partir de 2003 (SHUEREN et al., 2007).

Por outro lado, algumas desvantagens podem ser listadas: 1. possível agarramento da tira nos cilindros; 2. limitações das ligas metálicas que podem ser processadas; e 3. as velocidades dos cilindros dependem estritamente da taxa de resfriamento (HAGA; SUZUKI, 2003a).

A Figura 3.18 mostra as duas configurações básicas em (a) e (b), e outras possibilidades de produção de tiras diretamente do fundido de (c) a (h). Segundo Haga e Suzuki (2003c) para ligas de alumínio o esquema apresentado nas Figuras 3.18 (c) e (d) apresenta melhor produtividade, devido ao maior contato térmico da tira sendo processada nos cilindros.

No processo por cilindros duplos (*twin roll*) por pressão hidrostática indicada na Figura 3.18 (e) o aumento do nível do fundido faz aumentar a pressão hidrostática e imediatamente o contato entre o fundido e o cilindro. Este contato favorece o coeficiente de transferência de calor e a taxa de resfriamento. Neste método é possível aumentar a velocidade de laminação para ligas de alumínio com alto intervalo de solidificação (HAGA; SUZUKI, 2003).

A Figura 3.18 (f) mostra o projeto desenvolvido por Haga et al. (2007) para a produção de materiais compósitos por aplicação direta do reforço em uma única etapa. O processo por cilindros únicos (*single roll caster*) na Figura 3.18 (g) é utilizado geralmente para a fabricação de tiras de aço. A espessura da tira é afetada pelas propriedades térmicas do metal e a condição de resfriamento do cilindro (SHIBUYA; OZAWA, 1991, LI; THOMAS, 1996).

O esquema da Figura 3.18 (h) mostra a adaptação de um cinto ao processo de cilindros duplos (*twin roll*). Esse método é utilizado para diminuir a transferência de calor do cilindro de solidificação (*S-surface*) evitando com que a face de conformação (*F-surface*) se forme. Assim, a solidificação do metal ocorre imediatamente no contato com o cilindro de conformação, o que provoca uma menor força de separação entre os cilindros (HAGA, 2001a).

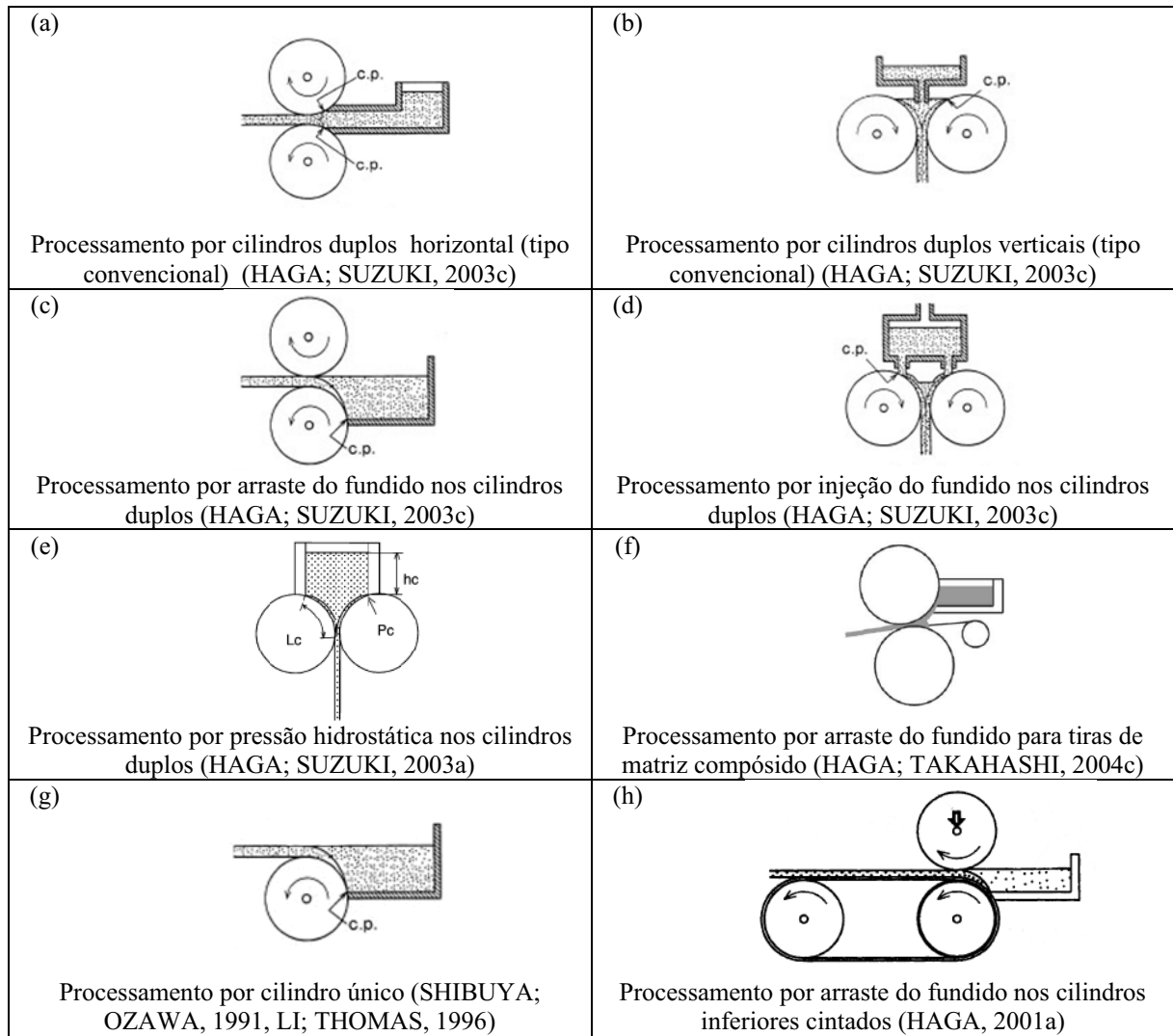


Figura 3.18. Processo convencional de fabricação de tiras e outros exemplos para a fabricação de tiras diretamente do estado líquido.

Basicamente podem ser listados seis tipos de processos aplicados para a obtenção de tiras metálicas através da solidificação não convencional, citados por Li e Thomas, (1996): 1 cilindro único (*Single roll*); 2 laminador duo (*Two-right mill*); 3 laminador duo com correia metálica cintada no cilindro inferior (*Single belt*); 4 correias metálicas conjugadas (*Twin belt*); 5 roda cintada (*Wheel-belt*); e 6 deposição por spray (*Spray deposition*). O processo 5 é denominado de “Hazellet”, (Figura 3.14).

Praticamente apenas três rotas têm potencial para aplicação industrial: 1. cilindro de solidificação; 2. dois cilindros na posição horizontal, isto é, a casca metálica formada no cilindro inferior arrasta o material no estado semi-sólido para ser conformado pelo cilindro

superior; 3. dois cilindros de solidificação na posição vertical (o metal é mantido pela ajuda de barreiras laterais), (CHANG, 1999).

3.10 Análise de defeitos em tiras fundidas

O processo conhecido como cilindros duplos (*twin roll*) é construído como um aperfeiçoamento da versão do processamento por cilindro único (*single-roll caster*) (HAGA; NISHIYAMA; SUZUKI, 2003d). Neste processo, Haga (2003d) caracteriza o cilindro superior como de conformação (*forming roll*) e o cilindro inferior como de solidificação (*solidification roll*). Aproximadamente 80% do processo de solidificação da tira ocorrem através do contato com o cilindro inferior. Quando o cilindro de conformação entra em contato com a tira, o lado superior da tira é resfriado e a camada semi-sólida (*semisolid*) atinge a temperatura de solidificação (Figura 3.19). Esse fenômeno provoca uma pequena força de separação entre os cilindros causada pela tensão de escoamento do material semi-sólido já solidificado entre os cilindros, vide Figura 3.19. No desenvolvimento do processo por cilindros duplos (*twin roll caster*) a força de separação aumenta para tiras muito finas e também para alta transferência de calor entre a tira e os cilindros, pois a fração de sólido na tira é maior (HAGA, 2001a, HAGA; NISHIYAMA; SUZUKI, 2003d).

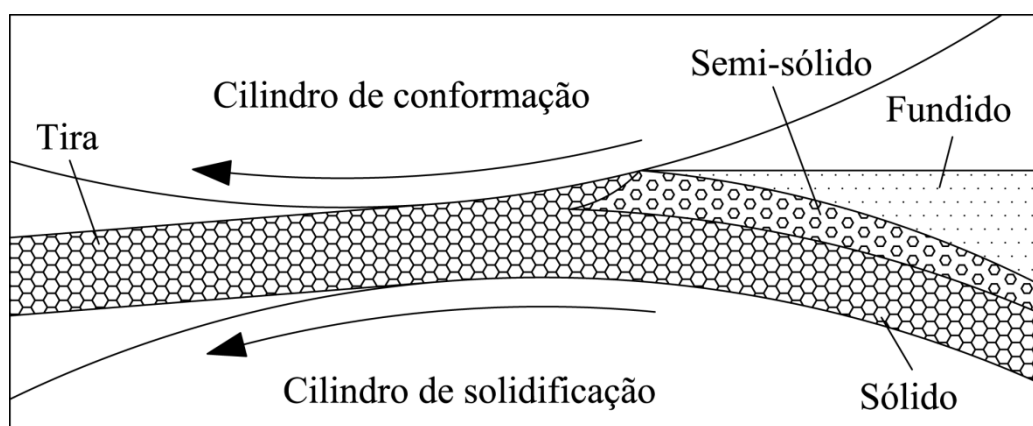


Figura 3.19. Ilustração esquemática do processo de solidificação da tira entre os cilindros (HAGA; NISHIYAMA; SUZUKI, 2003d).

Nesse processo, Haga e Suzuki (2003c) descreve que o contato entre o fundido e os cilindros é influenciado pela pressão hidrostática. A velocidade de laminação afeta as características da superfície da tira no ponto crítico de contato entre o metal fundido, bocal e os cilindros, Figura 3.20.

A continuidade da formação da casca solidificada diminui com o aumento da velocidade dos cilindros, podendo formar defeitos periódicos como mostrados na Figura 3.20. O aparecimento deste ressalto pode ser minimizado pelo aumento da pressão hidrostática relativa à altura do fundido no bocal, Figura 3.21. Segundo Haga e Suzuki (2003c) o defeito aparece quando o nível do fundido no bocal é baixo.

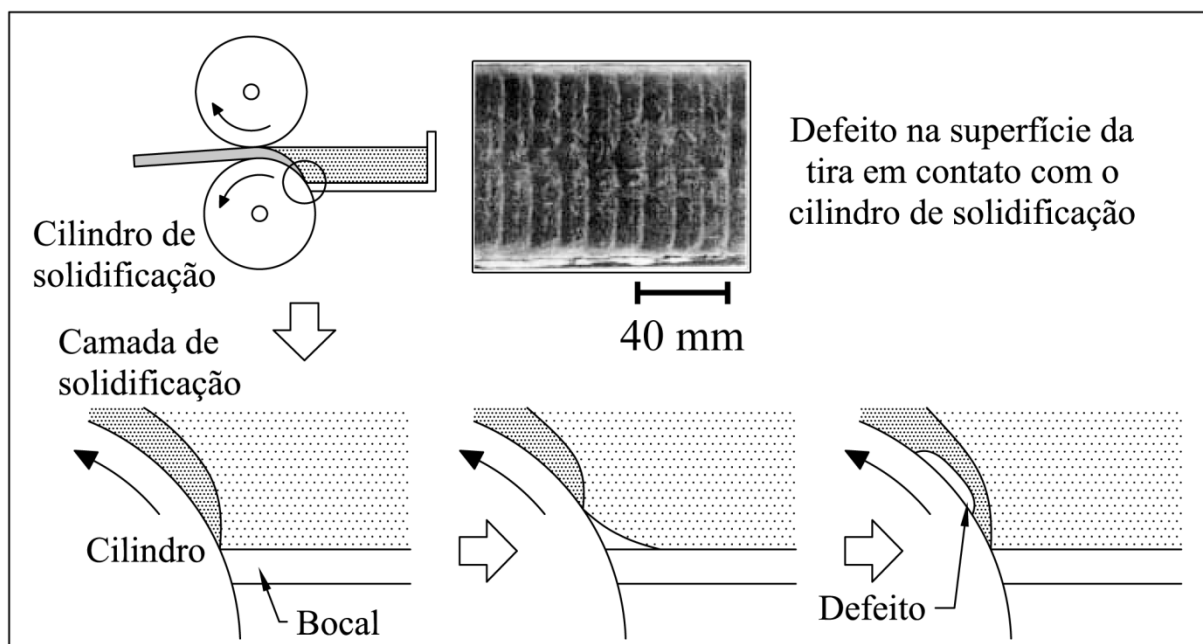


Figura 3.20. Mecanismo de formação de defeito na face da tira em contato com o cilindro inferior (cilindro de solidificação) (HAGA; SUZUKI, 2003c).

Na Figura 3.21 pode-se observar que o aumento do nível do fundido ajuda a minimizar a oscilação da casca fundida como anteriormente mencionado, contudo, à medida que a coluna do fundido cresce, o comprimento de contato do fundido nos rolos também aumenta. Isto provoca o engrossamento da espessura da tira e a redução da taxa de resfriamento (HAGA; SUZUKI, 2003a).

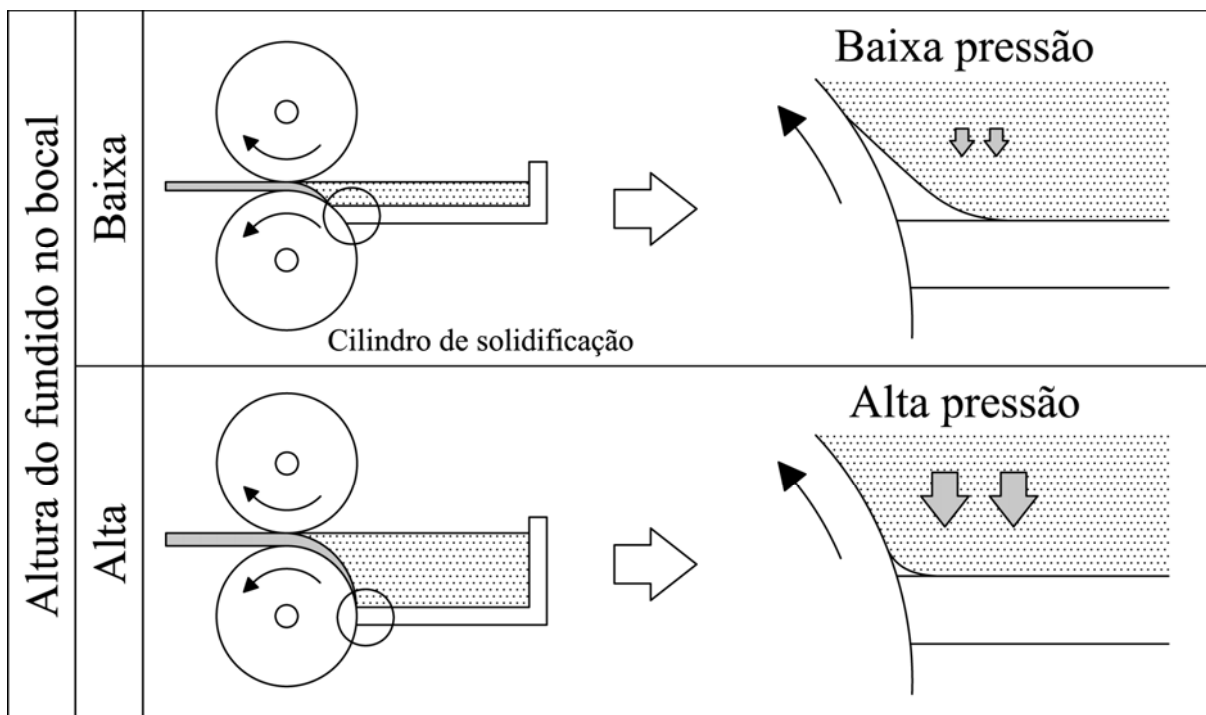


Figura 3.21. Influência da altura do fundido no bocal do cilindro de solidificação (HAGA; SUZUKI, 2003c).

3.11 Fabricação de tiras metálicas no estado semi-sólido

O processamento de tiras de ligas metálicas a partir do estado líquido passando para o estado semi-sólido tem sido adaptado junto aos laminadores de dois cilindros e de um cilindro para produzir tiras tixoconformadas e fundição de tiras semi-sólida para posterior conformação (HAGA, 2001a, HAGA, 2002b, LIMA FILHO; YAMASAKI, 2006b, LIMA FILHO et al., 2006a, YAMASAKI et al., 2007, LIMA FILHO A. P. et al., 2008, LIMA FILHO A. P. et al., 2008a).

Lima Filho et al., (2006a); Lima Filho e Yamasaki, (2006b) e Yamasaki et. al, (2007) usaram uma laminador duo para estudar a obtenção de tiras metálicas empregando ligas Sn-Pb usando a técnica de cilindro único (*single roll*) e cilindros duplos (*twin roll*). Haga, (2001a) analisou o processo empregando o laminador duo e o laminador duo com correia metálica cintada no cilindro inferior, para estudar os efeitos da distribuição de temperatura na fabricação de tiras de ligas de alumínio.

Haga, (2002b) utilizou em seus experimentos o processamento por cilindros duplos (*twin roll*) equipado com uma calha de resfriamento para a laminação da liga de alumínio A356 no estado semi-sólido. O equipamento de operação é demonstrado esquematicamente na Figura 3.22. O metal semi-sólido é produzido na calha de resfriamento, o metal fundido vazado na parte superior atinge a condição semi-sólida depois de percorrer a calha. O método conhecido como *Cooling Slope (CL)*, ao que tudo indica, foi desenvolvido por Montegi (1998) e consiste em promover uma alta taxa de nucleação no metal em solidificação através da retirada de calor pelo contato do metal líquido com uma placa inclinada refrigerada, por onde o metal flui trocando calor e gerando núcleos.

Os grãos nucleados na superfície da placa são arrastados num processo contínuo pela ação do fluxo do metal líquido. A fração sólida é afetada pelo tempo de contato entre o metal fundido e a rampa de resfriamento quanto maior o tempo maior é a fração de sólido. Este tempo de contato é maior, à medida que se aumenta a distância da rampa e diminui a sua inclinação. As propriedades mecânicas obtidas utilizando o processo *CL* são superiores em relação à tixofundição convencional, principalmente na elongação do material (HAGA; KAPRANOS, 2002a).

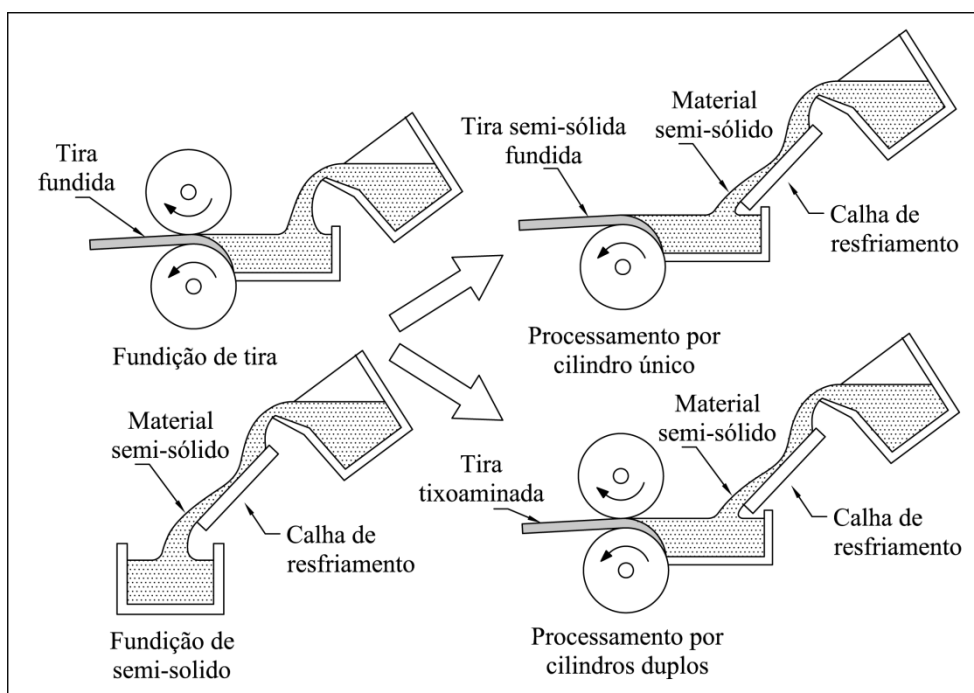


Figura 3.22 Ilustração esquemática da combinação da calha de resfriamento (*Cooling Slope*) laminador de tiras *Twin Roll* da liga de alumínio A356 (HAGA, 2001a, HAGA, 2002b).

Outro processo importante em estudo foi à fabricação de materiais compósitos utilizando laminadores de cilindros duplos (*twin roll*) (HAGA; TAKAHASHI, 2004b). Neste método um fio é inserido entre as camadas de solidificação que se forma entre os cilindros durante a laminação do material semi-sólido, Figura 3.23. A vantagem da produção de materiais compósitos a partir do material no estado semi-sólido é que a matriz não degrada o reforço, devido basicamente, à temperatura de processamento inferior a linha *liquidus*. Em comparação com os outros processos de fabricação de compósito com matriz metálica, este processo é capaz de produzir compósito com matriz metálica contínuo de grande comprimento (HAGA et al., 2007).

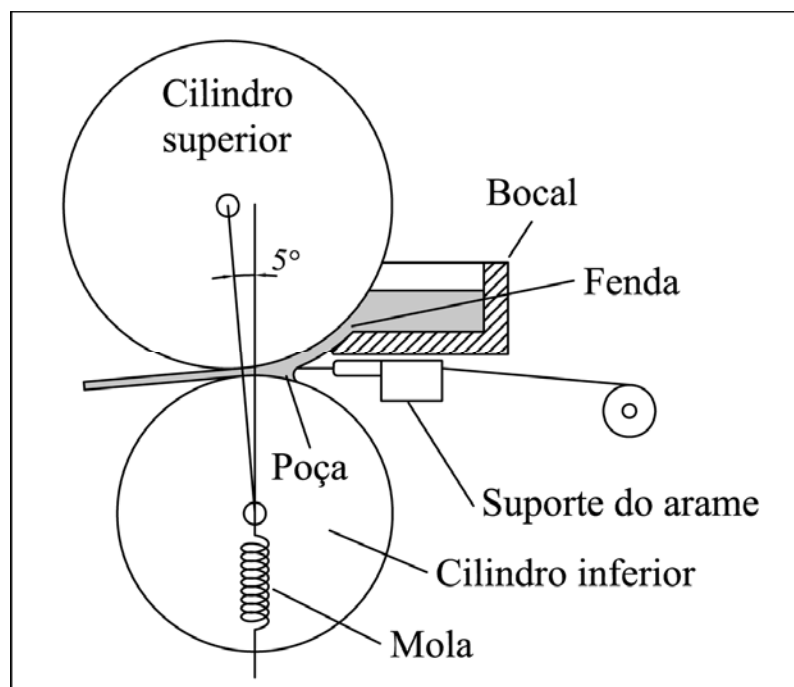


Figura 3.23. Esquema ilustrativo mostrando a aplicação do arame durante a fabricação da tira a partir do fundido (HAGA; TAKAHASHI, 2004b). Vide Figura 3.18 (f) para comparação.

Normalmente, muitos materiais empregados em estrutura de aeronaves e componentes de satélite são reforçados por compósitos devido à combinação de propriedades tais como: precisão dimensional, qualidade superficial e propriedades mecânicas superiores. Por outro lado, a complexibilidade da tecnologia, alto custo e difícil conformação, têm sido obstáculos para produção de compósitos com matriz metálica (LUO et al., 2002).

3.12 Breve análise da transferência de calor entre o metal e o molde

Geralmente para facilitar a transferência de calor, os cilindros são construídos de cobre, e refrigerados à água. Quando a condutividade térmica dos cilindros é alta, a tira pode ser resfriada rapidamente e a tira não se adere aos cilindros pelo fenômeno de molhamento. Como consequência a velocidade de laminação pode ser aumentada (HAGA et al., 2003b, HAGA; NISHIYAMA; SUZUKI, 2003d).

A transferência de calor entre a tira e os rolos diminui, quando se aumenta a espessura da tira ou se a velocidade diminui, e aumenta também com o fluxo da água de refrigeração interna dos cilindros (SPINELLI et al., 2000).

Li e Thomas (1996), estudaram em um laminador de cilindro único (*single roll*) modelo ARMCO® o processo de resfriamento do metal no cilindro, dividindo este por cinco zonas, de acordo com diferentes condições de transferência de calor na Figura 3.24. São eles: (I) zona de crescimento da camada de solidificação, (II) zona de resfriamento da tira, (III) zona de afastamento da tira, (IV) zona sem jateamento de água de refrigeração, (V) zona livre de contato com a tira.

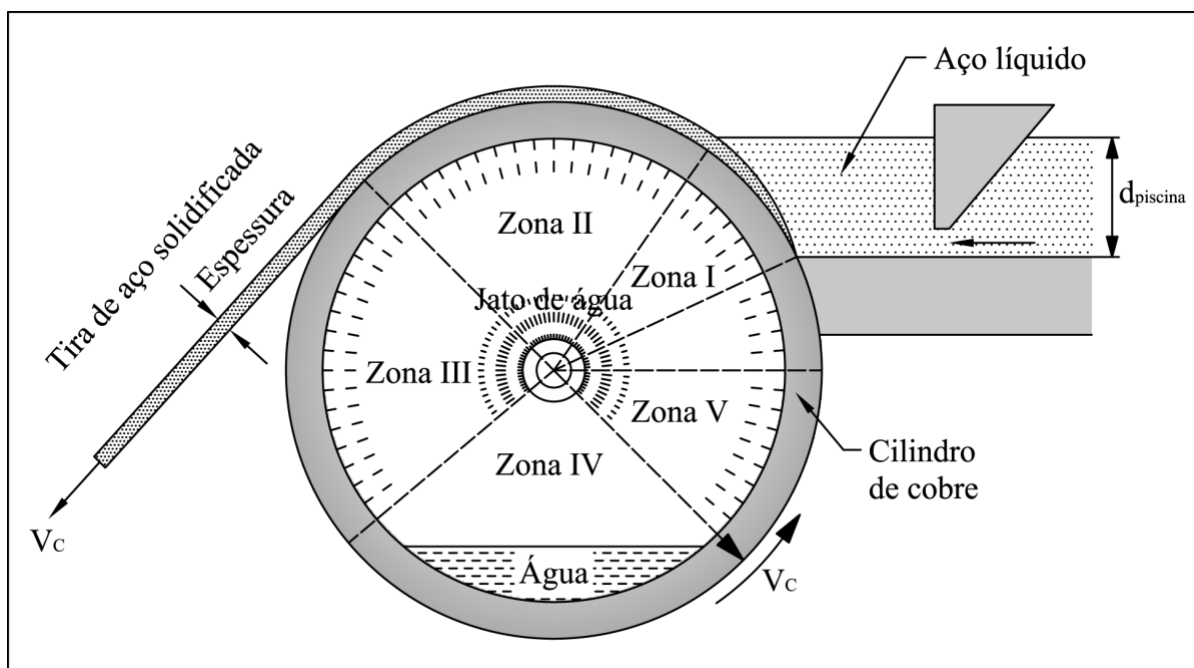


Figura 3.24 Esquema do processo Single Roll modelo ARMCO com diferentes zonas de transferência de calor (LI; THOMAS, 1996). V_c velocidade do cilindro.

No primeiro contato entre o aço líquido e a superfície resfriada dos cilindros, o coeficiente de transferência de calor é extremamente elevado e a aderência com os cilindros é considerada muito forte (CARON et al., 1990, MARINGER, 1988). Com o decorrer do tempo, a camada de solidificação ganha resistência e o material solidificado se contrai termicamente, gerando uma área de considerável tensionamento. Em seguida a aderência entre a casca solidificada e o cilindro é rompida, formando um pequeno vazio (*gap*) entre as duas superfícies. Desse modo, como a camada solidificada continua grossa e curva, o aumento do vazio faz com que o coeficiente de transferência de calor diminua à medida que a tira avança (LI; THOMAS, 1996).

Para tira solidifica na piscina na Zona I, a espessura da camada aumenta gradativamente até atingir a saída da piscina devido a diferentes coeficientes de transferência de calor (LI; THOMAS, 1996). A espessura da tira solidificada depende do tempo de contato do fundido como mostra a Figura 3.25. Quando o cilindro gira, ocorre à solidificação continua do fundido na interface metal/rolos, assim a espessura da tira aumenta com o tempo de contato e a taxa de resfriamento.

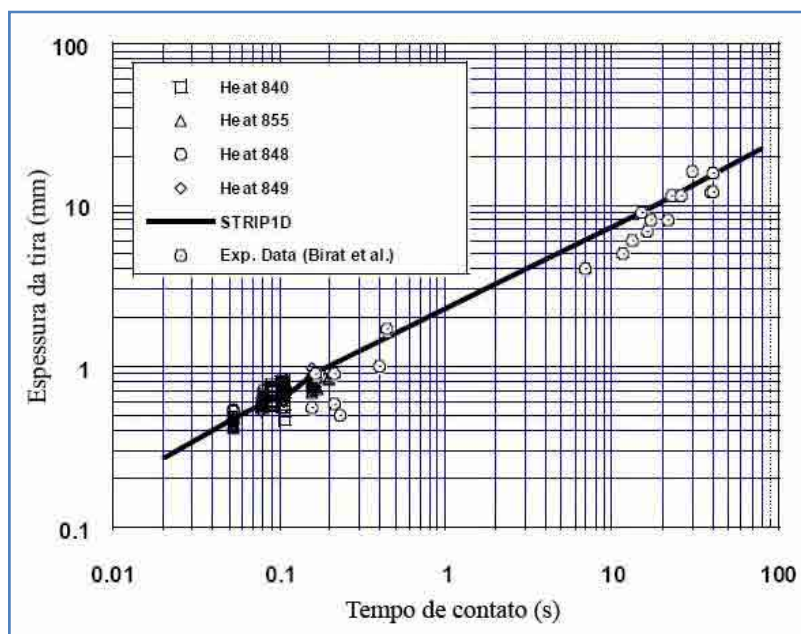


Figura 3.25. Influência do tempo de contato do fundido com a espessura da tira de acordo com o método STRIP1D (modelo de transferência de calor transiente) de Li e Thomas (1996) e os dados experimentais da ARMCO (Heat 840, 855, 848, 849) (BIRAT et al., 1991).

Na zona II, a tira exposta no ar ambiente, além de perder calor por condução para o cilindro pode ocorrer a troca de calor por convecção e radiação com a atmosfera. O cilindro é exposto à atmosfera na zona III e V, e a troca de calor ocorre por radiação e convecção. Para controlar a temperatura, um jateamento de água de refrigeração é feito na superfície interna do cilindro, exceto na zona IV onde a superfície interna do cilindro fica imersa em água, vide Figura 3.24.

A Figura 3.26 mostra o perfil de temperatura da superfície quente (interface tira/rolo) e fria dos cilindros (interface água/rolo). O fluxo de calor da superfície do cilindro é maior na Zona I devido ao maior gradiente térmico nesta região. Após a Zona I, a temperatura da face quente diminui continuamente devido as trocas térmicas com os cilindros.

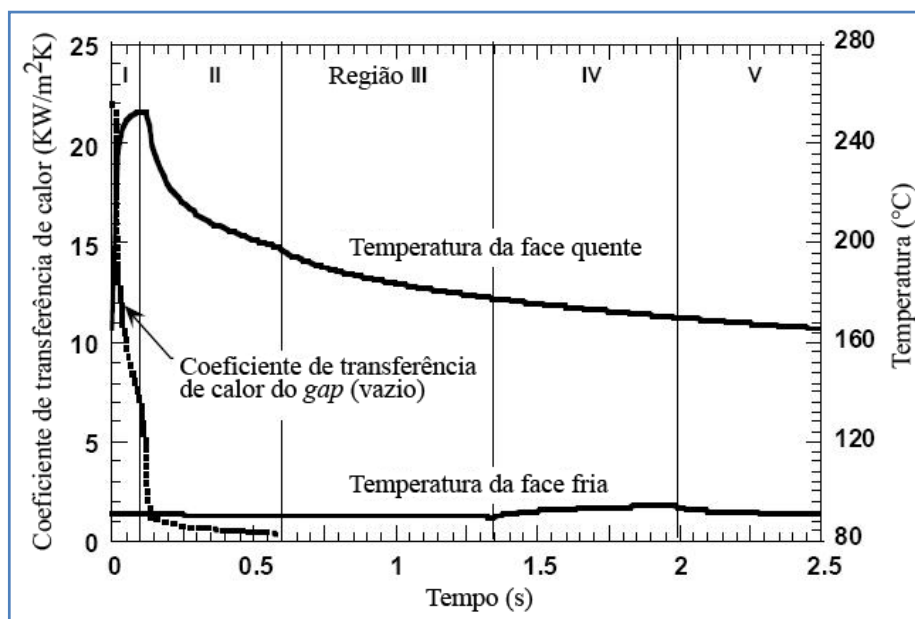


Figura 3.26. Gráfico do coeficiente de transferência de calor do gap (vazio) e a temperatura dos rolos do processo por cilindro único (*single roll*) (LI; THOMAS, 1996).

No processo por cilindros duplos (*twin roll*), Koop et al. (1998) subdividiram em quatro áreas de troca de calor a superfície dos cilindros, para obter diferentes parâmetros condicional da solidificação como mostra a Figura 3.27. A área I apresenta um contato direto entre o fundido e os rolos. Nesta região, o fundido sofre um rápido super-resfriamento térmico na interface metal/rolos e as primeiras estruturas dendríticas se formam. Os gases superficiais que surgem nesta região são parcialmente dragados para pequenos vazios (*gas-niche*) nos rolos. É importante lembrar que o contato efetivo do fundido com a superfície dos rolos nesta

região dependem de parâmetros como a rugosidade superficial, fluidez e afinidade físico-química (molhamento).

A área II é caracterizada pelo crescimento de uma camada sólida entre o fundido e os rolos, formando uma barreira que diminui o contato térmico. Além disso, outros fatores como o aparecimento de nichos de gás, turbulência e a contração térmica podem alterar a transferência de calor.

A área III é uma região mista com a presença de sólido e líquido. É nesta região que as camadas de solidificação dendríticas se encontram (*kiss point*). Desse modo, à medida que a força de separação dos cilindros aumenta, a pressão entre a camada de solidificação e a superfície do rolo aumenta. Isto provoca a compressão dos vazios na interface metal/cilindros, e conseqüentemente o fluxo de calor aumenta.

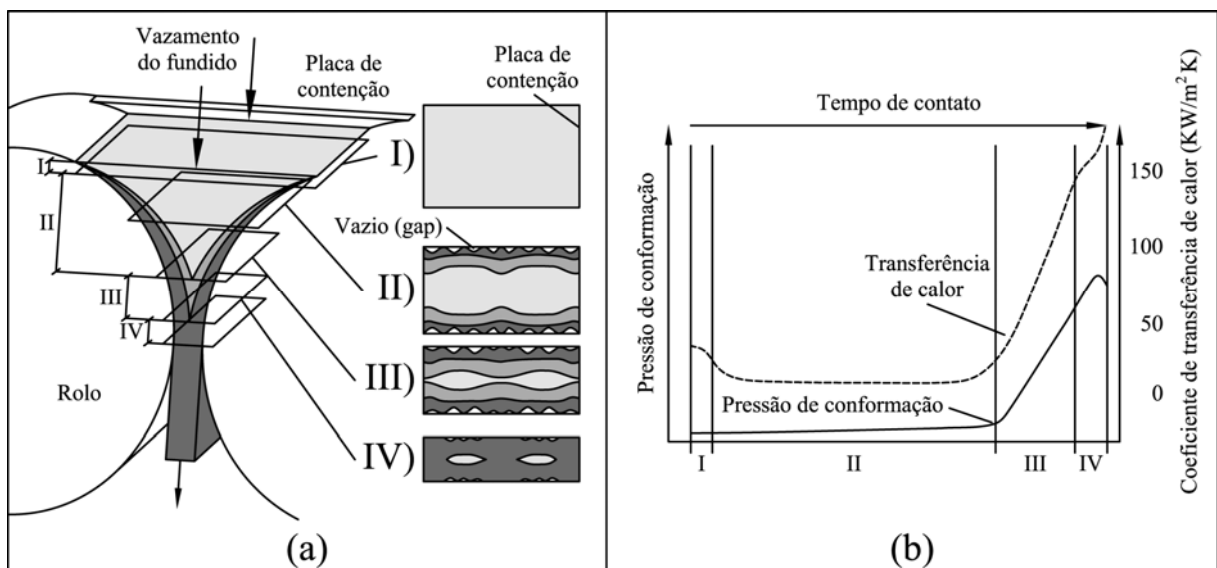


Figura 3.27. (a) Esquema da solidificação do fundido entre os cilindros através das secções e (b) gráfico do coeficiente de transferência de calor nas áreas de I a IV (KOOP et al., 1998).

E finalmente o melhor contato térmico ocorre na área IV quando a tira encontra-se completamente solidificada entre os rolos. O aumento da força de separação dos cilindros e o afinamento da espessura da tira provocam um bom contato térmico nesta região.

Para a solidificação da tira, o calor do metal superaquecido é dissipado para os rolos nas quatro regiões descritas anteriormente. Considerando a velocidade dos rolos e a altura do

fundido durante o processamento, o tempo de contato é de aproximadamente 0,2 s, ou seja, o tempo que o calor é absorvido na superfície dos cilindros (KOOP et al., 1998)

Spinelli et al. (2000) estudaram três regiões de contato térmico: (a) uma região de bom contato entre metal líquido e rolos; (b) uma região pobre de contato, compreendendo a região onde tanto metal solidificado quanto metal líquido coexistem no interior da poça; e (c) uma região final de ótimo contato térmico sólido/sólido, devido à pressão exercida pelos rolos sobre a tira. Os autores determinaram a taxa de transferência de calor através de modelos numéricos, para simular as condições de solidificação do metal no interior da cavidade entre os rolos.

Na Tabela 3.5 se compara as condições de laminação do processo por cilindros duplos (*twin roll*) e o valor estimado do coeficiente de transmissão de calor metal/rolos (h_i).

Tabela 3.5. Valores estimados para a transferência de calor na interface metal/rolos (h_i) no processo por cilindros duplos (*twin roll caster*) (SPINELLI et al., 2000)

Autores	Rolos	Largura (mm)	Material fundido	h_i (W/m ² K)
Li, (1995)	Cobre	-	Aço	2800 – 5800
Li, (1995)	Cobre	-	Alumínio	4000 – 47000
Bagshaw, (1987)	Cobre	36,6	Al 2% Cu Al 1% Cu	101 – 20000
Kraus, (1986)	Aço	25	Aço	2830

A importância de se conhecer o comportamento térmico de solidificação entre o metal/molde, é que este, tem influência direta nos parâmetros estruturais tais como tamanho de grão e espaçamentos interdendríticos, impondo conseqüentemente, uma correlação conhecida entre a microestrutura resultante, e as propriedades mecânicas do produto obtido (SPINELLI et al., 2000, GARCIA, 2001).

3.13 Formação de macroestrutura em lingotes e durante a fabricação de tiras fundidas

Quando o metal líquido é vazado na lingoteira, uma complexa interação envolvendo o escoamento do metal, transferência de calor metal/molde, nucleador de grão e crescimento dendrítico, ocorre na superfície do lingote. Esses fatores contribuem para a formação de uma

camada de pequenos grãos dispersos próximo a interface metal/molde denominada de zona coquilhada. Quando o metal é vazado com um alto grau de superaquecimento no molde resfriado, somente uma camada fina em contato com molde atinge a temperatura de nucleação formando uma pequena zona coquilhada. Entretanto, com o vazamento do líquido próximo da temperatura de transformação, a zona coquilhada é relativamente maior. Porém, essa zona poderá ser imperceptível ou inexistente, se o molde sofrer pré-aquecimento antes do vazamento ou se houver superaquecimento excessivo a ponto de provocar a refusão de grande parte dos cristais nucleados (GARCIA, 2001).

O superaquecimento no vazamento, o teor de soluto da liga e a temperatura do molde são variáveis, que influenciam o comprimento da zona colunar. Assim, maior temperatura de vazamento e do molde, e menor teor de soluto na liga aumentam o comprimento da zona colunar (GARCIA, 2001).

Neste contexto, o molde, por sua vez, além de conferir forma à peça, atuará como o absorvedor de calor responsável pela extração de calor do metal em solidificação, garantindo a transformação da fase líquida em sólido. A capacidade de absorção de calor pelo molde desenvolver-se-á com maior ou menor rapidez influenciando diretamente nas taxas de resfriamento da peça. Dessa forma, microestruturas refinadas são formadas devido às altas taxas de resfriamento (GARCIA, 2001).

A estrutura resultante da solidificação de um modo geral pode ser discutida a partir das macroestruturas observadas em lingotes com mostra a Figura 3.28 (a). A representação da macroestrutura do lingote é normalmente representada por três regiões distintas (CAMPOS FILHO; JOHN DAVIES, 1978, GARCIA, 2001):

- a. *Zona coquilhada*, formada por uma camada periférica de pequenos grãos (cristais) equiaxiais, isto é, com orientação cristalográfica aleatória. A formação desta estrutura depende de uma série de fatores tais como propriedades termofísicas do material do molde, coeficiente de transferência de calor metal/molde e temperatura de vazamento do metal líquido.
 - b. *Zona colunar*, formada por grãos alongados que se alinham paralelamente à direção do fluxo de calor. Os grãos colunares crescem a partir de grãos coquilhados por meio de crescimento seletivo e preferencial.
-

- c. *Zona equiaxial central*, formada por grãos equiaxiais de orientação cristalográfica aleatória. Os grãos equiaxial crescem a partir das dendritas colunares quando o líquido da região central do lingote torna-se superresfriado basicamente por efeito térmico. A partir desta etapa, surge uma zona de transição, que se forma à medida que esses grãos (equiaxial) são suficientes em tamanho e número para impedir o avanço da frente colunar

A termodinâmica do processo irá impor uma rejeição de soluto ou de solvente, de acordo com o coeficiente de redistribuição de soluto, que dependerá da posição relativa da liga no respectivo diagrama de fases e que terá como consequência, um movimento de soluto ou solvente associado à transferência de calor (GARCIA, 2001).

Essa conjugação de transferência de massa e calor no resfriamento irá impor condições que determinarão a morfologia de crescimento juntamente com a pressão aplicada, e conseqüentemente o arranjo microestrutural na fabricação de tiras fundidas, Figura 3.28 (b). Essa microestrutura resultante associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas é que definirá o perfil de características mecânicas e químicas do produto tixoconformado (FERRY, 2006).

Da mesma forma que ocorre nos lingotes, a condição do fluxo de calor no processo por cilindros duplos (*twin roll*) favorece a formação da zona colunar na camada de solidificação da tira fundida. A transferência de calor inicia-se na superfície de cada rolo e uma camada de solidificação é produzida na interface metal/rolos como pode se observar na Figura 3.28. O crescimento dendrítico é completado no *roll-kiss point* como anteriormente descrito (HAGA; SUZUKI, 2003c).

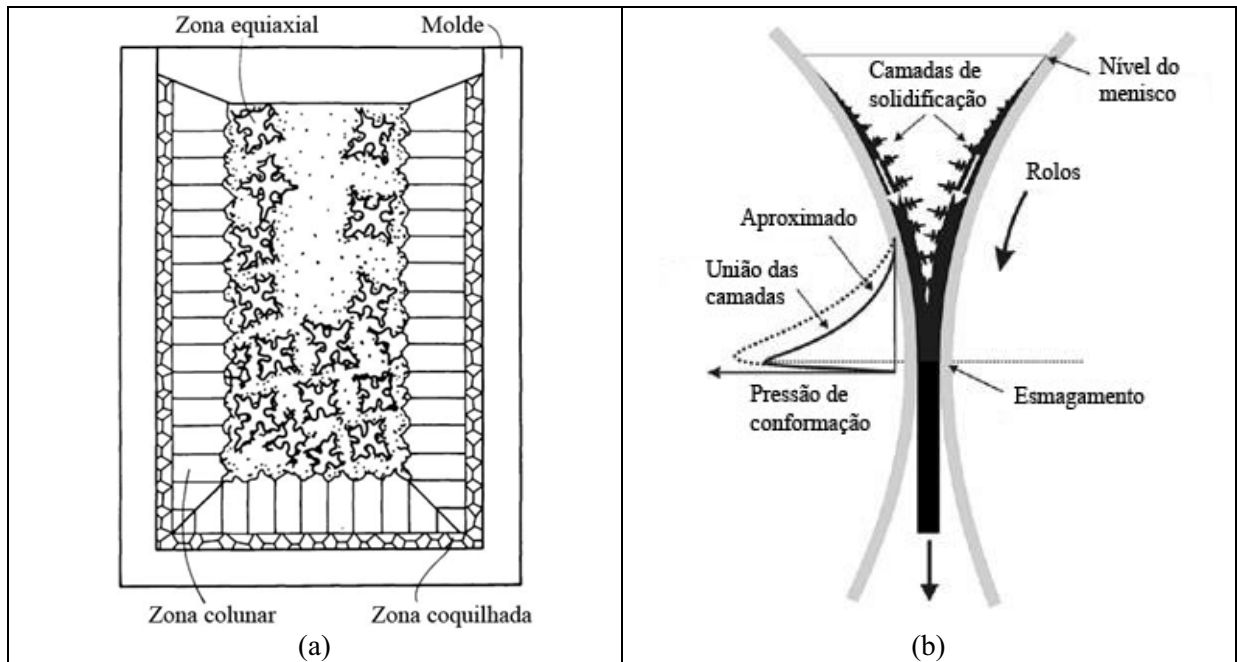


Figura 3.28. Ilustração esquemática das diferentes zonas macroestruturais no lingote (a) e durante a fabricação de tiras metálicas fundidas (b) (TRIVEDI, 1978, XU, 2006, FERRY, 2006).

Existem na literatura diversos estudos para explicar o efeito do fluxo de fluido no crescimento dendrítico (TAKATANI; GANDIN; RAPPAZ, 2000, FAN, 2002).

A macroestrutura resultante do processo de fundição metal/molde foi observada por Takatani et al. (2000) no crescimento de grãos dendríticos em presença de fluxo de fluido. A tira que havia solidificado no processo por cilindros duplos (*twin roll*) foi analisada através da técnica *Electron Backscattered Diffraction* (EBSD). O autor mostra que os grãos têm orientação cristalográfica aleatória na face da tira em contato com o molde. No meio da tira, os grãos que sobreviveram através do mecanismo seletivo, cresceram exibindo uma textura média dendrítica cuja orientação é levemente inclinada com relação ao gradiente térmico, Figura 3.29.

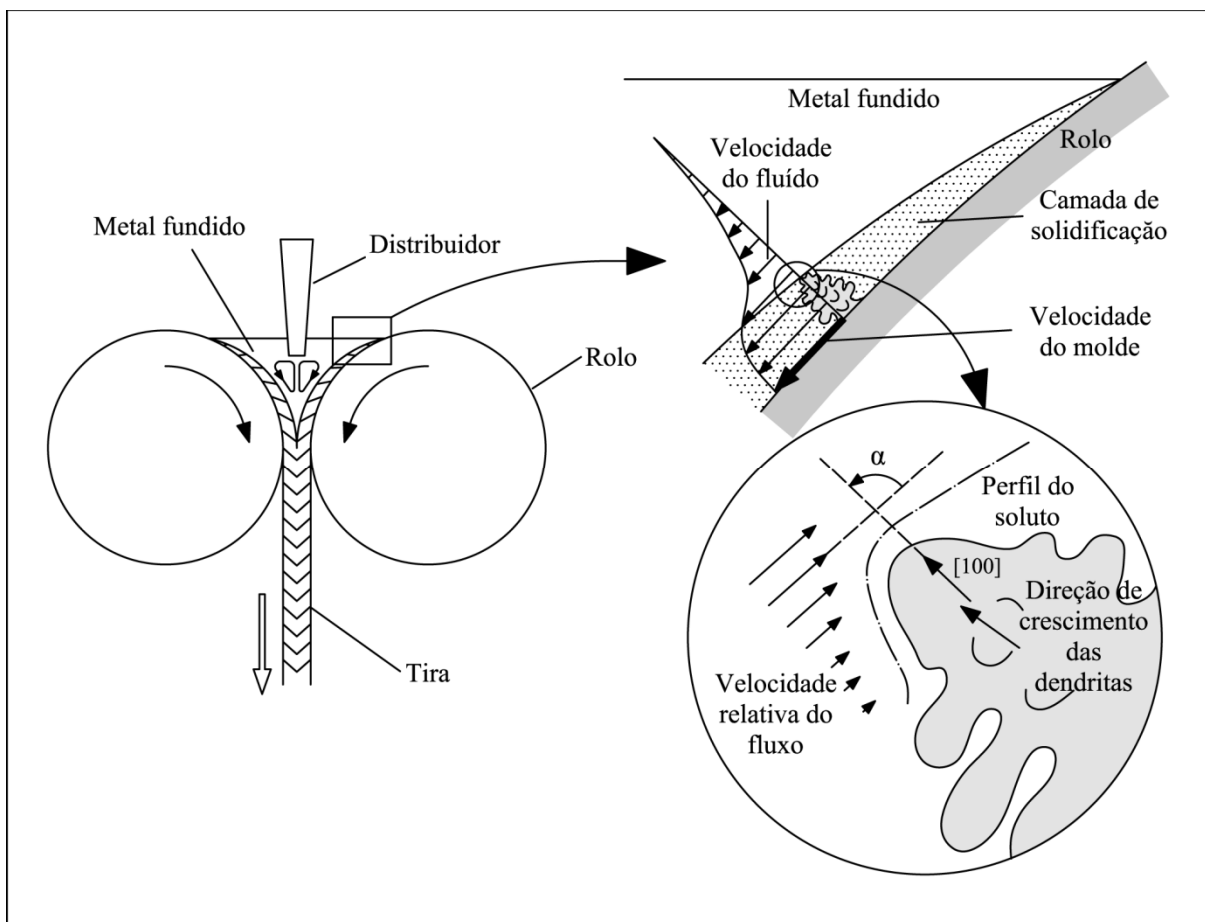


Figura 3.29. Esquema dos rolos do laminador mostrando o processo de crescimento da dendrita no fluxo de fluido (TAKATANI; GANDIN; RAPPAZ, 2000).

O efeito do fluxo de fluido na estrutura colunar dendrítico, segundo Takatani et. al (2000) pode ser entendida pelos seguintes fatores: (a) a direção do crescimento dendrítico é inclinado, indicando o sentido da passagem do fluxo. Como foi demonstrado por Okamoto et. al. (1975), o crescimento dendrítico é perfeitamente alinhado com o gradiente térmico, entretanto, o fluxo de fluido provoca a inclinação, considerando que a convecção forçada é perpendicular ao gradiente térmico e (b) a cinética de crescimento da dendrita é em função da direção do fluxo. Para um dado super-resfriamento, as dendritas que cresceram contra o fluxo foram afinadas ou então rompidas, enquanto que as dendritas que cresceram a favor do fluxo cresceram rapidamente com a passagem do fluxo (GLICKSMAN et al., 1988).

Esaka et. al., (1996) estudam o crescimento dos grãos dendríticos do aço carbono usando uma placa resfriada inclinada e analisam o campo da difusão de soluto em volta da dendrita fazendo uma análise bidimensional no escoamento do fluido. Ele mostra que o alto gradiente de soluto (isto é concentração na camada limite de soluto) ocorre no lado da

dendrita oposto a corrente e responsável pelo desvio da direção preferencial do crescimento dendrítico do gradiente térmico.

3.14 Controle da macroestrutura de peças fundidas

A importância do controle da macroestrutura no processo de solidificação tem como objetivo obter materiais com propriedades superiores. Na maioria das situações práticas é desejável que a estrutura bruta de solidificação se apresente de forma de grãos equiaxial finos devido à estrutura se caracterizar-se pela propriedade mecânica isotrópica.

Para o desenvolvimento da estrutura equiaxial, podem-se adotar dois procedimentos principais (CAMPOS FILHO; JOHN DAVIES, 1978, GARCIA, 2001); (a) através do controle da nucleação pelo processo de fundição ou pela adição de nucleantes e (b) pela utilização de métodos físicos como, por exemplo, a agitação e a vibração ultra-sônica, para induzir o refino dinâmico de grão.

3.15 Efeito da convecção forçada e taxa de resfriamento na estrutura de solidificação

Tong et. al. (1998), usam um modelo teórico de campo de fase bidimensional juntamente com a solução das equações de Navier-Stokes para simular o crescimento de um grão equiaxial na presença de fluxo de fluido. Eles observaram que do lado oposto do grão dendrítico houve um crescimento mais rápido em relação à face que estava a favor da corrente de fluido.

Ming-Fang et al. (2008), estudaram o efeito do fluxo de fluido no crescimento dendrítico no campo bidimensional (2-D) utilizando um modelamento numérico específico, denominado *Modified Cellular Automaton (MCA)*. O modelo adotado por esses autores é um aperfeiçoamento da técnica conhecida como *Cellular Automaton (CA)* capaz de simular o crescimento dendrítico observado experimentalmente, com considerável precisão computacional. Assim, a técnica empregada (*MCA*), considera a quantidade de movimento (*momentum*) e o transporte de massa, para simular a evolução do crescimento dendrítico na solidificação da liga, com presença de convecção no fundido. Esse modelo é utilizado para

simular o crescimento dendrítico da liga Al-Cu na presença de fluxo. A simulação mostra que a morfologia dendrítica é fortemente influenciada pela presença de convecção no fundido. O desvio dos braços dendríticos primários ocorre em sentido contrário do fluxo de fundido. O crescimento no lado da ramificação dendrítica é amplamente favorecido na região contra corrente e inibida na região a favor da corrente de fundido, como mostra a Figura 3.30. Além disso, o crescimento dendrítico na presença de convecção é notavelmente maior, com o aumento da concentração de soluto.

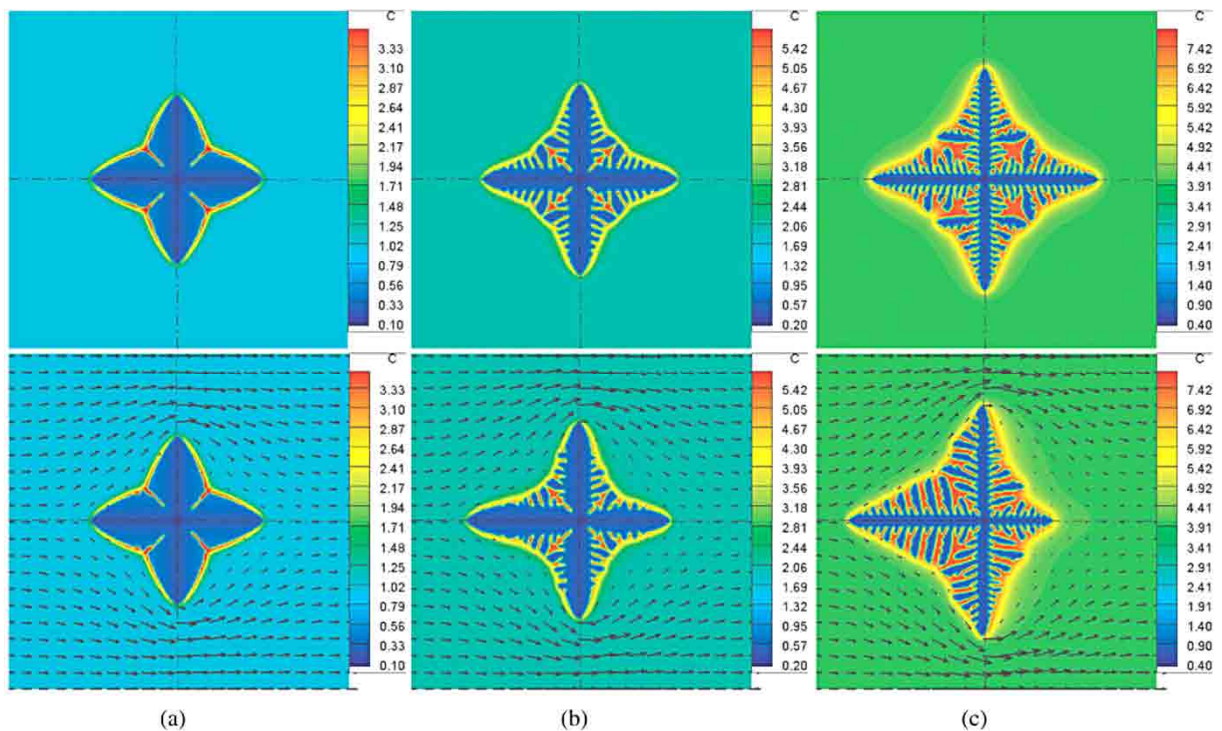


Figura 3.30. Simulação da morfologia dendrítica ($f_s=0,1$), mostrando o perfil de soluto e vetores de fluxo com super-resfriamento térmico de $\Delta T=12\text{ K}$ e composição inicial da liga de (a) 1% em massa de Cu, (b) 2% em massa de Cu, e (c) 4% em massa de Cu. A parte superior da figura indica pura difusão das dendritas ($P_e=0$) e na parte inferior mostra o crescimento dendrítico na presença de convecção forçada, ou seja, com $P_e=0,047$ (Número de Péclet) (MING-FANG et al., 2008).

A outra hipótese de evolução da microestrutura do fluxo de fluido pode ser observada na Figura 3.31 através das seguintes condições proposta por Fan, (2002):

- a) A convecção forçada promove o crescimento do cristal devido ao aumento de transporte de massa durante a convecção, e favorece a formação de partículas finas com uma morfologia não dendrítica.
- b) O escoamento laminar altera a morfologia do crescimento dendrítico normal para a formação de roseta, enquanto o escoamento turbulento altera a morfologia de crescimento de roseta para esfera. O escoamento turbulento influencia mais significativamente o tamanho das partículas e a morfologia do que o escoamento laminar.
- c) O aparecimento da morfologia em forma de roseta e esférica sobre a convecção forçada é mais provável que seja um fenômeno de crescimento quanto resultado de um mecanismo de fragmentação mecânica.
- d) O refinamento estrutural sob intensa agitação é mais provável causado por um mecanismo de nucleação, o qual é favorecido pela homogeneização da temperatura, homogeneização da composição e a boa dispersão dos agentes nucleantes. Entretanto em baixa taxa de cisalhamento, as ramificações dendríticas se coalescem e o mecanismo de fragmentação dendrítico notado pode também ser significativo.

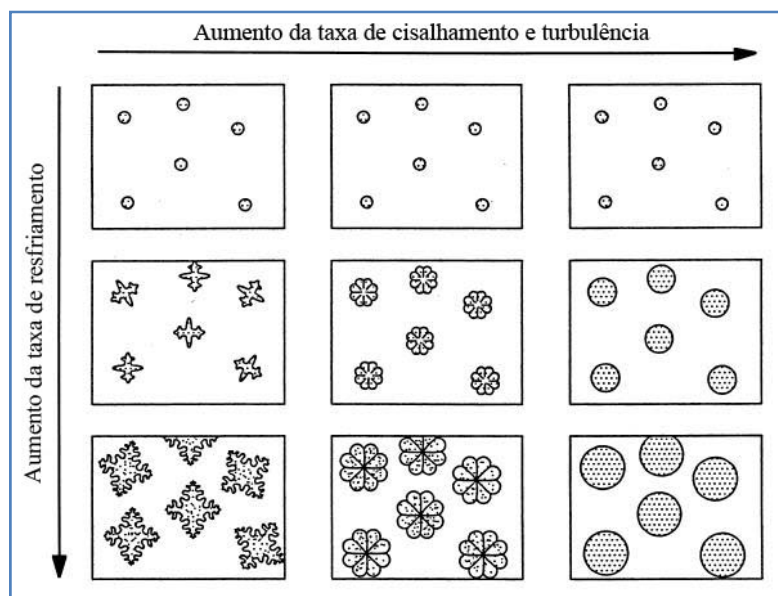


Figura 3.31. Ilustração da morfologia de transição de dendrítico de forma esférica para roseta com aumento da taxa de cisalhamento e turbulência (FAN, 2002).

Todas essas pesquisas têm demonstrado que a influência da convecção no crescimento preferencial e na cinética do crescimento dendrítico, não está claramente evidenciada com o resultado final da estrutura e textura do metal. Durante a solidificação dendrítica, o número de

processos que ocorrem simultaneamente com a região semi-sólida são muito complexos. Incluindo a cristalização, redistribuição de soluto, fluxo interdendrítico e movimento de sólido (GARCIA, 2001, CAMPOS FILHO; JOHN DAVIES, 1978).

3.16 Microestrutura da tira fundida

Um método conveniente muito utilizado na determinação dos efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada consiste na medida dos espaçamentos celulares ou dendríticos, uma vez que a distância entre as células (λ_c) ou braços dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) ou de maior ordem, dependem do comportamento da transferência de calor na interface do sistema metal/rolos (GARCIA, 2001, SPINELLI et al., 2000).

As formas de crescimento dendrítico são bastante variadas. Geralmente, cada dendrita ramificada cresce em um único núcleo e possui uma única orientação. Pequenas mudanças na orientação podem ser produzidas durante o crescimento, devido a distorções mecânicas causadas pela turbulência no líquido (CAMPOS FILHO; JOHN DAVIES, 1978).

Reconhece-se atualmente que os espaçamentos das ramificações dendríticas têm uma correlação muito mais imediata com as propriedades mecânicas do que o próprio tamanho do grão cristalino (GARCIA, 2001, SPINELLI et al., 2000).

Os cristais são formados esparsamente na parede do molde requerendo um tempo relativamente longo para entrar em contato com os cristais adjacentes, para formar uma casca sólida. Durante este tempo, existe portando, a oportunidade para que os cristais sejam separados na parede do molde pelo fluxo de fluído, ou correntes convectivas, que existe no metal fundido.

Por outro lado, no caso do molde com alta capacidade de resfriamento, muitos cristais podem ser resfriados proximamente um dos outros, sobre a parede do molde, formando rapidamente uma camada sólida estável. Uma vez que essa camada sólida estável se forma na parede do molde, essa camada pode crescer, formando uma zona colunar, independentemente se exista alta intensidade de turbulência ou convecção no líquido junto à camada (OHNO, 1988).

3.17 Parâmetros controladores do comprimento dendrítico

Outro importante parâmetro microestrutural na formação das estruturas dendríticas consiste no comprimento da dendrita (L_d) no seu eixo de crescimento (ramificação primária), que pode ser calculado de forma aproximada como:

$$L_d = \frac{T_{liq} - T_{sol}}{G_M} \quad (3.9)$$

onde T_{liq} é a temperatura *liquidus* da liga, T_{sol} é a temperatura *solidus* de não equilíbrio ou da raiz da dendrita e G_M um gradiente térmico médio no intervalo de solidificação (GARCIA, 2001).

A Equação (3.9) mostra a dependência do comprimento da ramificação dendrítica principal com o intervalo de solidificação, veja a Figura 3.32 (b). Entretanto para ligas com intervalo de solidificação semelhante, o comprimento da ramificação dendrítica é influenciado apenas pelo gradiente térmico G_M .

O aumento da difusividade térmica do molde resultará em gradientes térmicos de maior intensidade e conseqüentemente menores valores de L_d , Figura 3.32 (a). Por outro lado quanto maior a difusividade térmica da liga menor será o gradiente térmico provocando maior comprimento das ramificações dendríticas primárias, Figura 3.32 (c). Em hipótese, as ramificações dendríticas mais longas são mais susceptíveis de rupturas durante o processamento e pode influenciar a microestrutura final de solidificação (GARCIA, 2001).

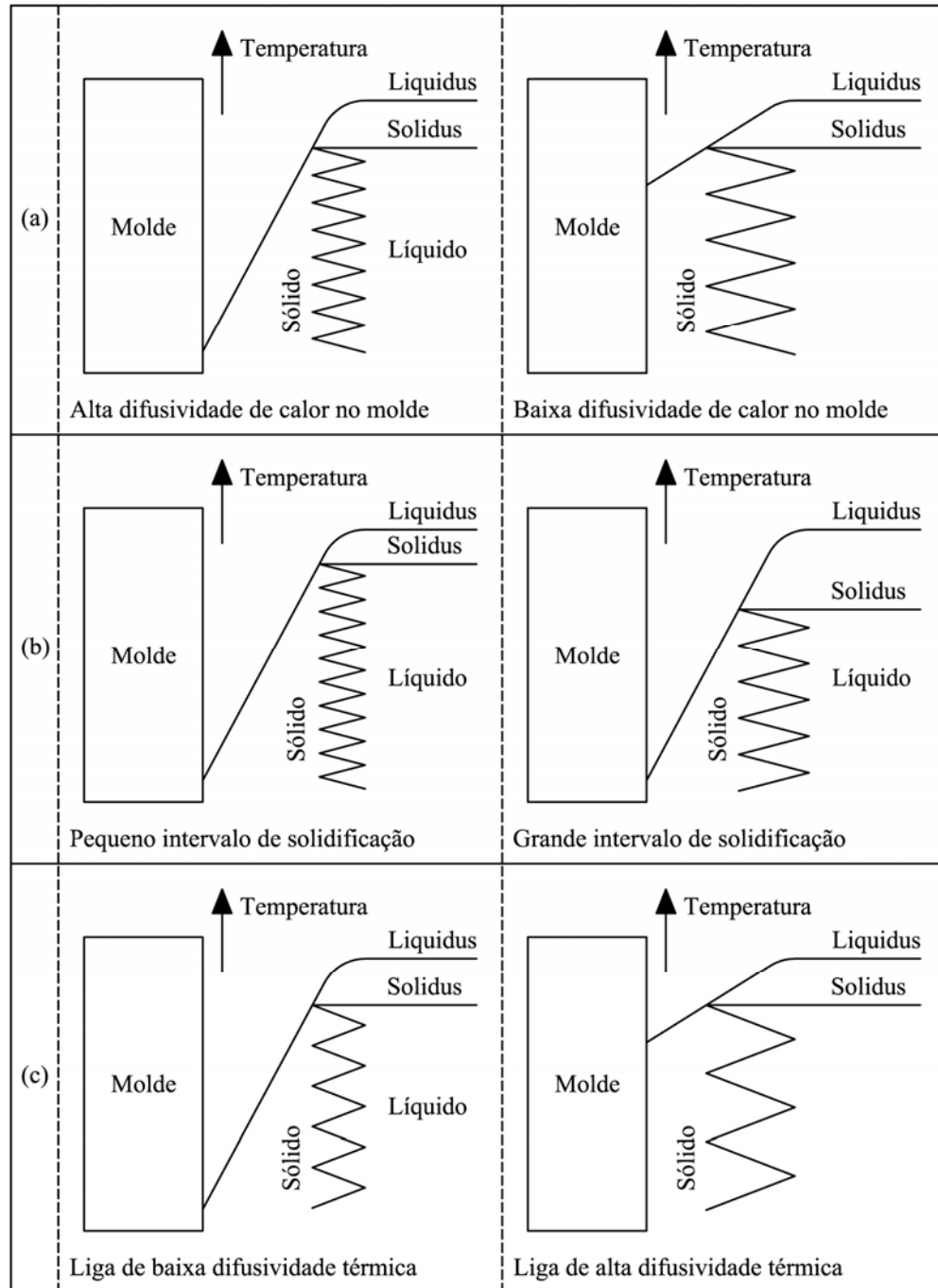


Figura 3.32. Fatores que influenciam o comprimento das ramificações dendríticas (GARCIA, 2001).

3.18 Propriedades mecânicas de peças fundidas

As propriedades mecânicas de estruturas fundidas dependem do arranjo microestrutural que se define no processo de solidificação juntamente com as tensões e/ou deformações obtidas durante o esfriamento. Dessa forma, o tamanho de grão, espaçamento interdendrítico,

a forma, o tamanho e o espalhamento de eventuais porosidades, produtos segregados e outras fases irão determinar o comportamento mecânico da estrutura (GARCIA, 2001).

Dentre as propriedades mecânicas influenciadas pelo arranjo da estrutura de solidificação, pode ser citado o limite de resistência à tração, limite de escoamento, ductilidade, limite de resistência à fadiga e resistência a fluência (GARCIA, 2001).

Geralmente estas heterogeneidades são particularmente severas nos contornos de grãos, que acabam por se constituir em caminhos preferenciais da fratura em estruturas de granulação grosseira e em propriedades mecânicas inferiores. Uma maneira mais eficiente de melhorar as propriedades de estruturas brutas de solidificação consiste em reduzir ou provocar uma melhor distribuição dessas heterogeneidades (GARCIA, 2001).

3.19 Comportamento mecânico da tira fundida

Para verificar o efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas das tiras fundidas Watari et al. (2004), Watari et al. (2006), Lima Filho et al. (2008) caracterizaram experimentalmente o comportamento da tira através da estampagem profunda. Neste processo esses autores observaram à boa estampabilidade das tiras através do parâmetro determinado pela razão limite de estampagem (LDR), que representa a dimensão do disco metálico (*blank*) D_0 capaz de ser embutido através de uma matriz com diâmetro do punção D_p , sem apresentar ruptura. O limite superior LDR é dado por:

$$LDR \approx \left(\frac{D_0}{D_p} \right)_{m\acute{a}x} \approx e^{\eta} \quad (3.10)$$

onde η é um termo de eficiência para compensar as perdas por atrito. Quando η é igual a 1, então $LDR \approx 2,7$, enquanto que se η é igual a 0,7, tem-se que $LDR \approx 2$. Isto demonstra a dificuldade de produzir um copo metálico com altura muito superior ao seu diâmetro, mesmo que o metal seja de grande ductilidade (DIETER, 1976).

Shueren et al. (2007) e Lima Filho et al. (2008) compararam experimentalmente através do ensaio de estampagem, o alto grau de isotropia das tiras fundidas em relação às tiras laminadas convencionalmente. Normalmente, as tiras obtidas convencionalmente apresentam

maior grau de anisotropia devido à orientação preferencial dos grãos produzida por uma deformação plástica severa. A Figura 3.33 (a) representa esquematicamente um arranjo aleatório dos grãos ao longo da amostra. Se a amostra é laminada em uma direção, a estrutura desenvolve uma orientação nas quais certos planos cristalográficos tendem-se a se arranjar de maneira preferencial, na direção de laminação conforme mostra a Figura 3.33 (b).

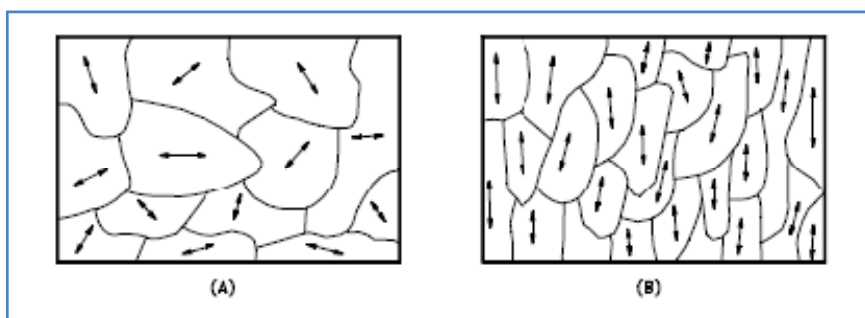


Figura 3.33. Esquema ilustrativo da orientação dos grãos: textura aleatório (a); orientação preferencial (b).

A direcionabilidade das propriedades mecânicas, geralmente, produzida pela laminação convencional, ou outros processos primários de fabricação, pode ter um efeito importante na manufatura do metal. A produção de uma estrutura de orientação cristalográfica preferencial ou a presença de fibras cristalográficas afeta a conformabilidade da chapa, normalmente o dobramento torna-se mais difícil quando a linha de dobramento é paralela à direção de laminação da chapa do que quando perpendicular a esta (KALPAKJIAN, 1997).

Capítulo 4

4 Procedimento experimental

Neste capítulo, serão abordados o laminador duo empregado; o bocal de acoplamento do cilindro inferior construído; a calha de esfriamento utilizada; o sistema de controle do fluxo de metal líquido e arraste de escória na calha de esfriamento; a barreira construída junto ao bocal de acoplamento para manter o fluxo contínuo; as ligas empregadas no trabalho; o emprego das ligas de chumbo-estanho; a fusão da liga de chumbo-estanho; a instrumentação do laminador duo irreversível; a fabricação de tiras por cilindro único (*single roll*) e com dois cilindros (*twin roll*); a fabricação de tiras por laminação convencional; a caracterização microscópica e macroscópica de tiras fundidas; a medida da rugosidade; a fabricação dos discos metálicos (*blanks*); a caracterização mecânica por estampagem profunda e a operação de estiramento.

4.1 Laminador duo empregado

O projeto consiste em representar a tecnologia de produção de tiras no estado semi-sólido utilizando o laminador duo irreversível inicialmente projetado para a laminação de lingotes, mostrado na Figura 4.1, especificado na Tabela 4.1. Este projeto demonstra a adaptação de um laminador duo convencional para a laminação do material semi-sólido produzido em uma calha de resfriamento sem a necessidade de investimento de grandes custos.

Além disso, como citado anteriormente à obtenção de tiras diretamente do estado líquido sem reaquecimento vem ganhando espaço com relação ao processamento convencional, uma vez que apresenta uma série de vantagens, como por exemplo, eliminação de etapas da laminação (lingotamento), economia de espaço físico, solidificação rápida (granulação fina), pequena força de separação entre os cilindros, como foi visto no Item 3.9.



Figura 4.1. Laminador duo irreversível empregado para simular o processo de produção de tiras no estado semi-sólido.

Neste contexto, para a obtenção da tira a partir do estado fundido ou semi-sólido, a modificação necessária feita, inicialmente, no laminador duo foi à retirada das mesas do laminador, e em seguida projetar um dispositivo para que o material fundido ou semi-sólido permanecesse em contato com o cilindro inferior (cilindro de solidificação). De acordo com os testes preliminares, o reservatório ou bocal foi remodelado objetivando a obtenção de uma tira contínua de bom acabamento superficial. As velocidades dos cilindros de laminação foram testadas para obter um fluxo laminar do material semi-sólido.

Tabela 4.1. Dados do laminador duo.

Potência do motor elétrico		5,6 kW; 1735 rpm		
Cilindros	Diâmetro	105 mm		
	Comprimento	101 mm		
	Material	Aço carbono cementado		
	Velocidades	Marchas	rpm	m/s
		1	45,8	0,25
		2	85,2	0,47
		3	132,4	0,73
		4	194,5	1,07

Os cilindros de laminação utilizados foram construídos de aço carbono cementado suficiente para o processamento das ligas de chumbo ($T_h > 0,5$) devido à baixa temperatura de fusão. Além disso, a capacidade do cadinho, utilizada durante os ensaios, apresenta quantidades menores que 4kg. Esses cilindros de aço foram polidos com uma lixa de granulometria 1200, para evitar que a tira se adere sobre os cilindros durante o processamento, obtendo uma rugosidade superficial média de aproximadamente $0,20 \mu\text{m}$. Este é um método mais prático do que a pintura feita com grafite coloidal (Dycote Dr 178) nos primeiros procedimentos e ajuda a minimizar o efeito da resistência térmica na transferência de calor na interface metal/rolos, e também para produzir uma tira de melhor acabamento superficial.

4.2 Bocal de acoplamento do cilindro inferior

O bocal de acoplamento do cilindro inferior foi construído utilizando tijolo sílico-aluminoso poroso, para receber a liga recém resfriada pela calha metálica. Três tipos de bocais foram feitos para facilitar o escoamento da lama/pasta metálica até o cilindro inferior, Figura 4.2. Os bocais foram revestidos com uma camada de grafite coloidal para facilitar a retirada de material solidificado e o escoamento da pasta metálica.

Um suporte para os bocais foi construído através de chapas de aço de 2,0 mm de espessura. Este suporte possibilitou o intercâmbio dos bocais, permitindo assim analisar a influência da geometria do bocal durante a operação de tixolaminação.

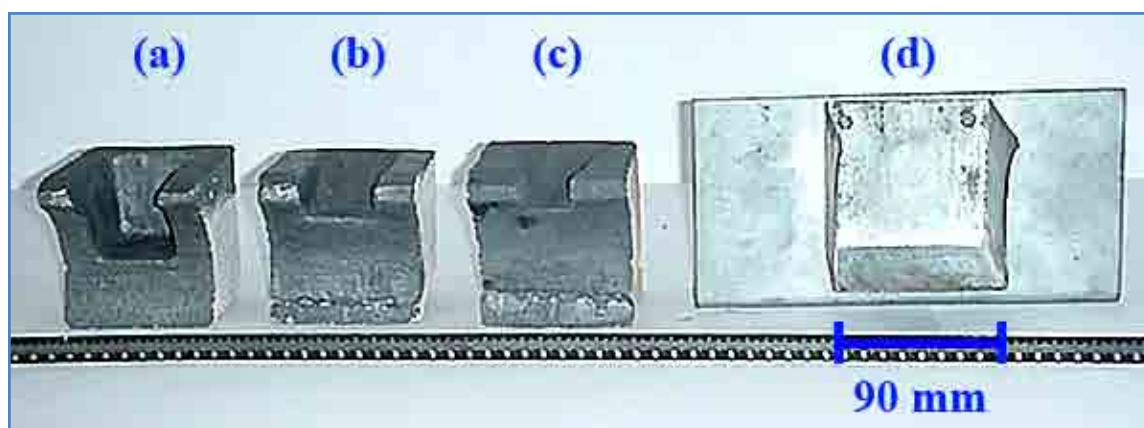


Figura 4.2. Bocais de geometria 100 x 90 x 85 mm aproximadamente acoplado ao cilindro inferior para armazenar/dirigir a pasta metálica (a); (b); (c) e suporte para os bocais 240 x 125 mm aproximadamente (d). Nota-se a curvatura esculpida nos bocais para obter um bom acoplamento para a tixolaminação.

Cada bocal construído apresenta uma geometria interna diferente, conforme mostra a Figura 4.3. Desse modo, a partir de cada bocal será analisada a importância do comprimento de contato do fundido com o cilindro de solidificação.

O ângulo de entrada do material no estado semi-sólido na cadeira de laminação mede a altura máxima da piscina em que o material semi-sólido pode ser mantido. Este parâmetro determina o intervalo de tempo necessário para o resfriamento da tira através da velocidade dos cilindros e o nível do fundido.

O bocal da Figura 4.2 (a) apresenta maior volume interno, e também maior comprimento de contato do fundido em relação aos bocais (b) e (c). Enquanto, que estes dois últimos apresentam praticamente o mesmo comprimento de contato, porém, a diferença é que a geometria do bocal da Figura 4.2 (b) apresenta uma rampa interna que foi projetada com a intenção de minimizar a agitação do material no estado semi-sólido, que vazado a uma altura menor comparada com o bocal da Figura 4.2 (a), a inclinação da rampa, conduz o material semi-sólido entre os cilindros do laminador. O bocal da Figura 4.2 (c), além da rampa, apresenta uma barreira e um afunilamento, que foi moldada, objetivando minimizar o efeito da velocidade do escoamento diretamente nos cilindros do laminador, veja a Figura 4.3 (c).

Outro fator importante, que influencia a agitação do metal é o comportamento do material semi-sólido nos bocais, devido às propriedades físicas como a fluidez e a viscosidade, pode gerar defeitos na tira. A altura do material semi-sólido no bocal pode também acarretar defeitos superficiais na tira conforme foi demonstrado por Haga e Suzuki (2003c).

A geometria do bocal da Figura 4.2 (a) permitiu a fabricação de tiras para a confecção dos discos metálicos (*blanks*) para a operação de embutimento profundo e estiramento (*ironing*) na caracterização mecânica da tira.

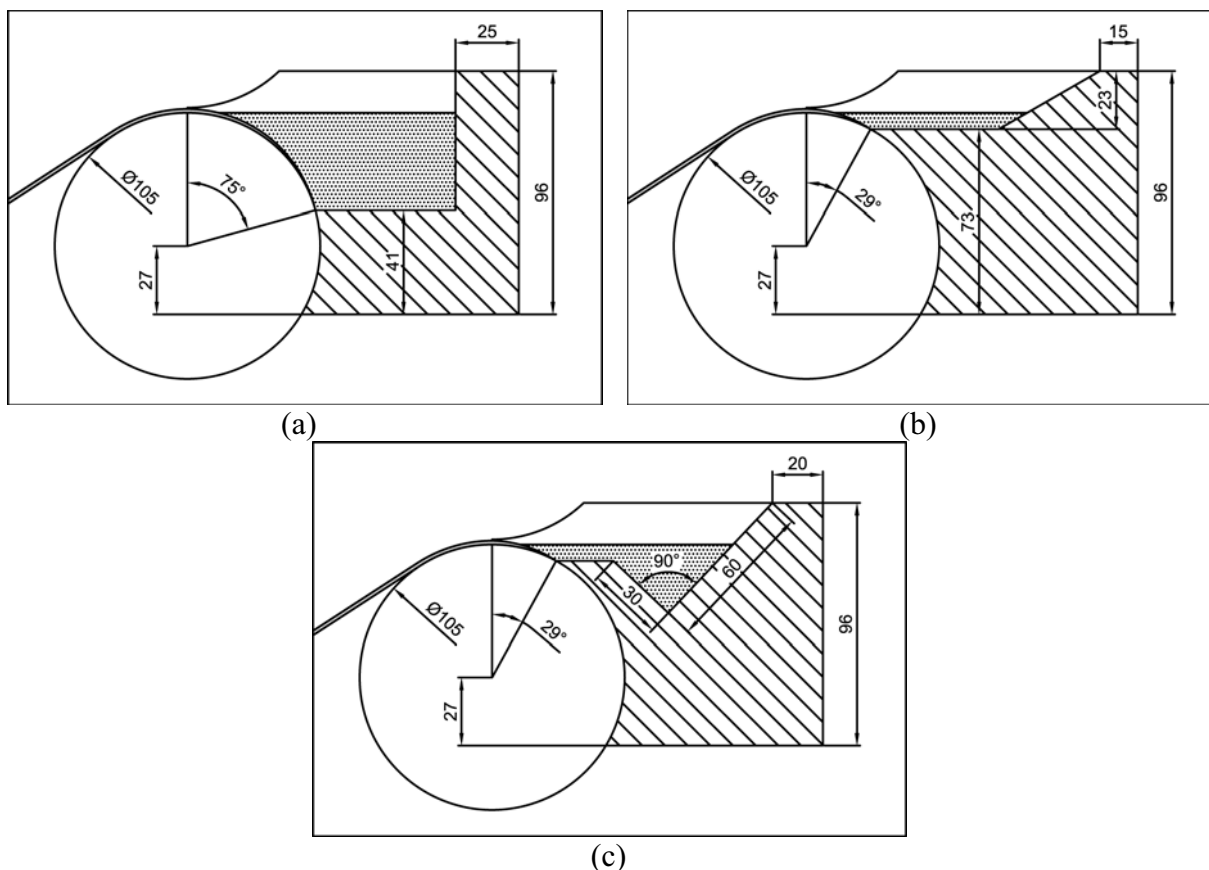


Figura 4.3. Ilustração esquemática da geometria de cada bocal mostrando o ângulo máximo de contato do metal fundido com o cilindro de solidificação.

4.3 Fabricação da calha de resfriamento

Foi construída uma calha de resfriamento de 600 mm de comprimento, feita com uma chapa fina de aço de 2,0 mm de espessura, dobrada a um ângulo de 90° e afunilando na extremidade para posicionar no bocal de acoplamento junto ao cilindro inferior. A função da calha é a pré-nucleação (formação do material semi-sólido) das ligas Sn/Pb empregadas neste trabalho.

Na extremidade, a calha é fechada e vazada por um furo para permitir a saída da liga metálica já no estado pastoso. Um suporte tipo “telescópio” e um mecanismo de controle do ângulo da calha foram construídos, Figura 4.4. Este mecanismo permitiu posicionar a calha na altura e ângulo apropriado para o ensaio. Esta calha sem a panela intermediária (*tundish*) foi usada nos testes preliminares para a fabricação da tira semi-sólida.



Figura 4.4. Suporte da calha de resfriamento (a); e detalhes da calha mostrando o mecanismo de controle de altura e ângulo da mesma (b). A calha foi pintada com desmoldante a base de grafite coloidal (Dycote 176).

4.4 Controle do fluxo de metal líquido e arraste de escória na calha de resfriamento

Uma panela intermediária (*tundish*) foi projetado inicialmente com o objetivo de posicionar o vazamento da liga Pb/Sn na calha de resfriamento, Figura 4.5. O vazamento da liga fundida é realizado manualmente e assim não garante um fluxo contínuo de material.

Para resolver este problema, uma segunda panela intermediária (*tundish*) foi projetada e construída para obter um controle estático do fluxo da liga fundida, Figura 4.6. Uma alimentação mais uniforme do material fundido na calha de resfriamento resultou independente de qualquer variação no vazamento do cadinho. A quantidade de arraste de escória/óxido tende a diminuir.



Figura 4.5 Projeto inicial da panela intermediária (*tundish*) feito de grafite objetivando o posicionamento do vazamento na calha de resfriamento.



Figura 4.6. A panela intermediária (*tundish*) atual feita de material refratário (sílico aluminoso poroso de fácil moldagem) para o controle estático do fluxo durante a operação de vazamento. A calha de resfriamento já instrumentada com termopares cromel/alumel tipo K de 3 mm de diâmetro.

4.5 Barreira construída junto ao bocal de acoplamento para manter um fluxo contínuo e minimizar o arraste de escória na fabricação da tira metálica

A barreira da retenção de escória foi posicionada no bocal de acoplamento junto ao cilindro inferior. Esta barreira foi construída a partir de uma chapa de alumínio de 1 mm de espessura e pintada com um desmoldante a base de grafite coloidal para evitar a aderência do material semi-sólido. Este procedimento possibilitou o uso da mesma barreira em diversos ensaios. A Figura 4.7 (b) mostra um dispositivo de fixação feito em aço para posicionar a barreira de retenção da escória antes da operação de vazamento.

O dispositivo de fixação desenvolvido neste trabalho possibilita a troca de barreiras de diferentes geometrias e seu posicionamento para os testes experimentais. Da mesma forma, a substituição do bocal cerâmico é facilitada em caso de eventual fratura durante o ensaio.

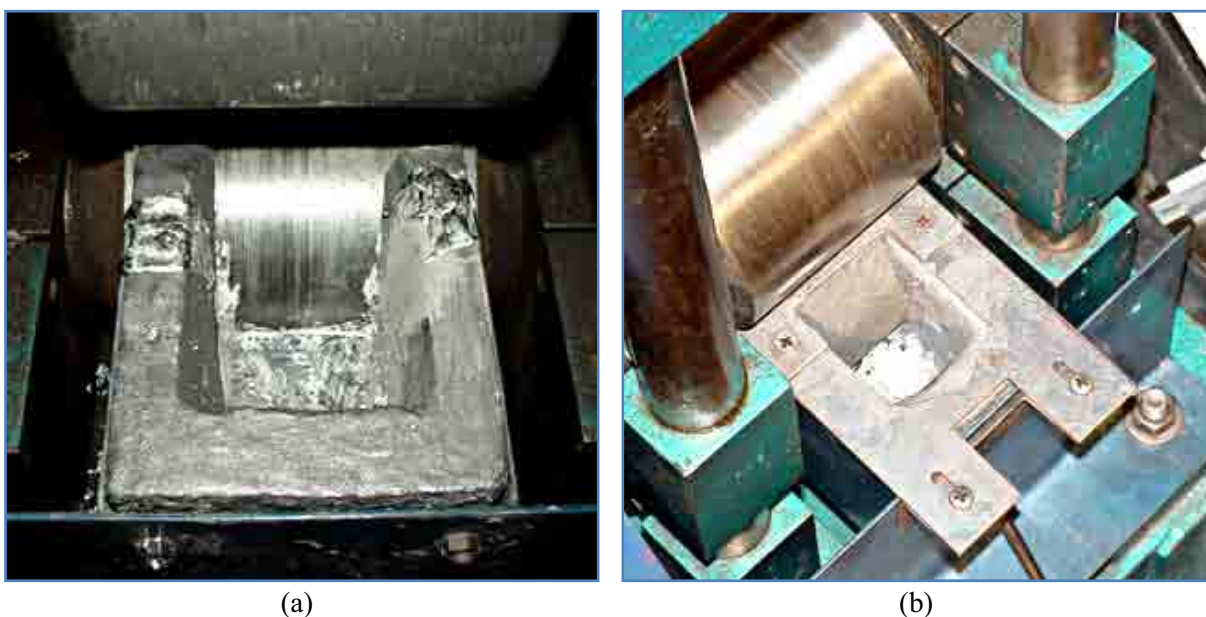


Figura 4.7. Bocal de acoplamento inicialmente projetado (a); e barreira removedora de escória/óxido montada junto ao bocal (b).

4.6 Liga utilizada neste trabalho

Foram utilizadas nos ensaios experimentais ligas hipoeutéticas Pb/Sn (70%Pb-30%Sn, 60%Pb-40%Sn, 50%Pb-50%Sn) e aproximadamente próxima ao ponto eutético

(37%Pb-63%Sn) respectivamente com intervalo de solidificação de 75°C, 56°C, 31°C e 6°C de acordo com o diagrama de fases (Figura 4.8), para obter tiras semi-sólidas fundidas e tixoconformadas.

As ligas de Pb-Sn foram escolhidas devido às suas baixas temperaturas de fusão e assim de fácil manuseio, além de apresentar o diagrama de fases que permite simular outras ligas com um ponto de fusão mais elevado, como por exemplo, as ligas de alumínio.

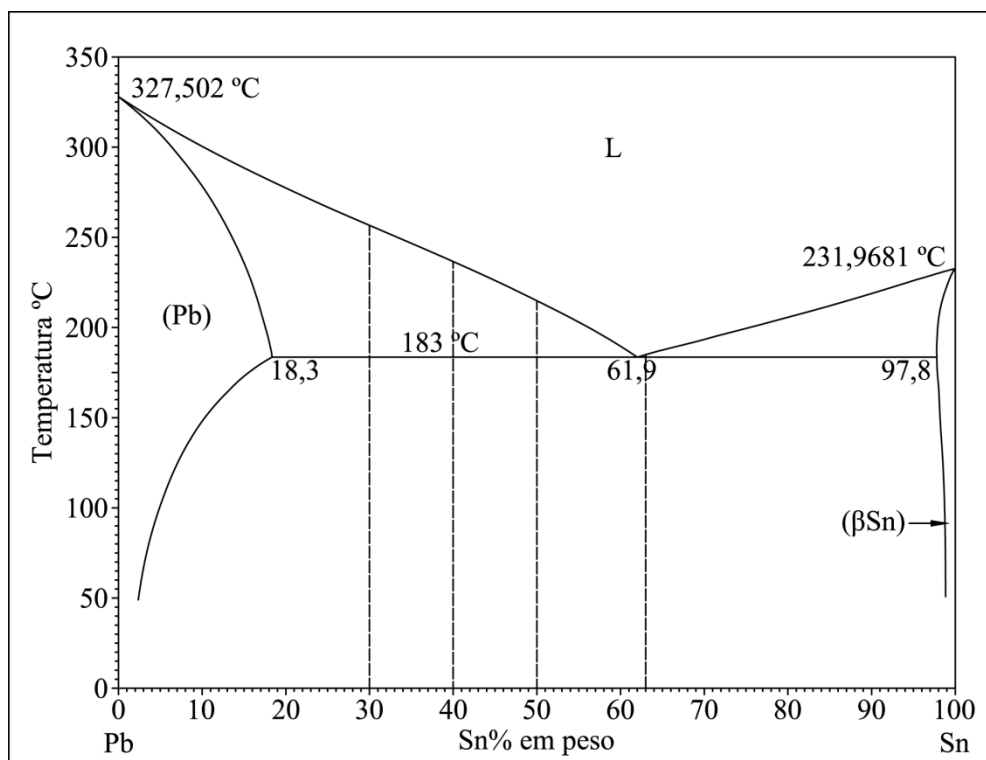


Figura 4.8. Diagrama esquemático de fases da liga Pb-Sn empregada neste trabalho (ASM HANDBOOK, 1990).

4.7 Uma breve discussão do emprego das ligas Pb/Sn

Atualmente as ligas de chumbo têm sido empregadas para diversos fins industriais, por exemplo, na indústria química onde tubos obtidos por extrusão são utilizados para transporte de fluidos devido a sua alta resistência a corrosão. Na indústria bélica, para fabricação de munição.

Ânodos de Pb são altamente resistentes à corrosão marítima sendo utilizados como proteção catódica, além das aplicações mais conhecidas, como soldas e para fins de proteção radiológica e isolamentos em geral. As soldas são produzidas na forma de lingotes, anodos, pastas, barras e vergas extrudadas, fitas laminadas e fios e trefilados em diversas formas e diâmetros. A Tabela 4.2 indica as principais ligas de chumbo estanho e suas aplicações.

Tabela 4.2. Ligas de estanho/chumbo e suas diversas aplicações (ASM HANDBOOK, 1990).

Liga Sn/Pb	Densidade (g/cm ³)	Temperatura <i>solidus</i> (°C)	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)	Aplicações
20/80	10,20	183	280	Soldagens por imersão
25/75	10,00	183	267	Soldagens por imersão, maçarico ou ferro de soldar
30/70	9,70	183	255	Soldagem e radiadores de automóveis, calhas, terminais e cabos elétricos
40/60	9,30	183	235	Trocadores de calor, calhas e motores elétricos
50/50	8,90	183	212	Manutenção elétrica, tubulações e conexões de cobre, terminais elétricos
60/40	8,60	183	189	Soldagem com ferro de soldar, circuitos impressos, componentes eletrônicos
63/37	8,40	183	183	Eletroeletrônica, soldagem por onda em máquinas automáticas, por imersão e ferro de solda

4.8 Fusão das ligas Pb/Sn

As ligas empregadas estão inicialmente no formato de varetas extrudadas ou tarugos, as quais são “enroladas” em espiral (Figura 4.9) com um alicate ou cortadas de maneira que pudesse ser colocada no cadinho de 500 ml para a fusão. O peso da liga Pb/Sn fundida é de aproximadamente 4,5 kg.

O cadinho com o leito de carga foi posicionado dentro do forno manualmente com a ajuda de uma garra para fundir a liga Pb/Sn. O forno é construído de resistência elétrica (6600W/220V) com um controlador eletrônico de temperatura (400DR GEFRA[®]) e projetado para atingir a temperatura máxima de 500°C, veja a Figura 4.10.

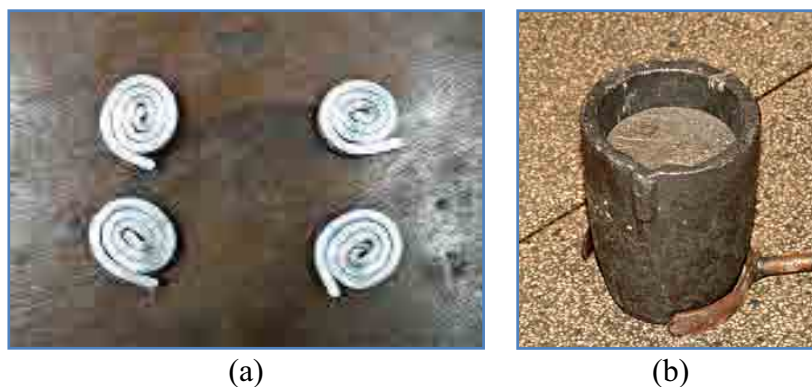


Figura 4.9. Material na forma comercial antes de ser carregado no cadinho (a); e a liga Pb/Sn já fundida no forno para a operação de vazamento na calha de resfriamento para a produção do material semi-sólido (b).



Figura 4.10. Foto ilustrativa do forno mostrando o controlador de temperatura na parte superior e as repartições internas do forno.

4.9 Instrumentação do laminador duo irreversível

O monitoramento da temperatura da liga durante todo o processo de obtenção de tiras fundidas e tixolaminadas é feita através de cinco termopares cromel/alumel tipo K (6 mm de diâmetro e comprimento de 100 e 200 mm). Estes termopares estão dispostos na calha de resfriamento que produz a lama/pasta metálica, no bocal e na superfície do cilindro inferior, Figura 4.11. Este último termopar foi encapsulado em um eletrodo de grafite, que foi moldado de acordo com a curvatura do cilindro. Uma interface de aquisição (Pico TC-08 IMPAC) registra a temperatura versus tempo durante todo o processo.

O programa Picolog[®] foi utilizado para a obtenção das curvas de temperatura. A partir da leitura de temperaturas do termopar em intervalos de tempo fixos, o software organiza esses dados e transforma em uma curva de temperatura x tempo.

O programa possibilita a visualização dos dados obtidos por meio de uma tabela e de um gráfico, bastando selecionar o modo de visualização. Além disso, os dados da tabela (número de pontos/tempo e temperatura) podem ser plotados e manipulados em uma planilha eletrônica tipo Excel, para obter o perfil de aquecimento da amostra (temperatura em °C versus tempo em segundos).

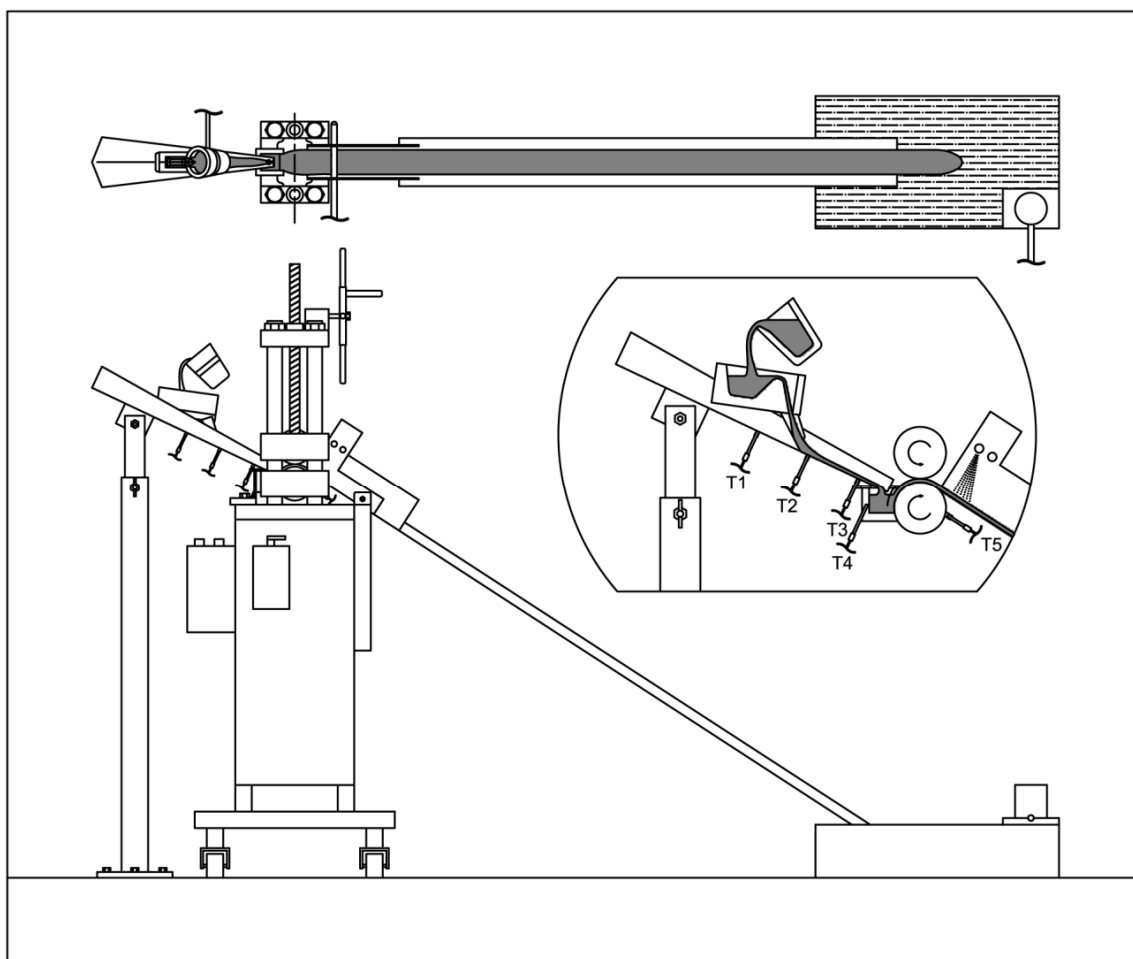


Figura 4.11. Esquema do laminador duo irreversível utilizado no experimento. No detalhe, têm-se os termopares (T_1 , T_2 e T_3) igualmente espaçados de 100 mm aproximadamente pela calha de resfriamento e uma panela intermediária (*tundish*) acoplados, com a função do controle estático do fundido durante o processo. Os termopares T_4 e T_5 são posicionados respectivamente no bocal e junto ao cilindro inferior.

4.10 Tiras metálicas obtidas por laminação com único cilindro (*single roll*) e com dois cilindros (*twin roll*)

O processamento por cilindros únicos (*single roll*) consiste em produzir a tira metálica apenas com o cilindro inferior (cilindro de solidificação) sem o contato desta com o cilindro superior. Este método foi possível pelo afastamento do cilindro superior, Figura 4.12. Neste processo, a espessura da tira depende principalmente da altura do material semi-sólido no bocal de acoplamento, velocidade dos cilindros e da taxa de resfriamento na superfície do rolo (LI; THOMAS, 1996).

As tiras semi-sólidas fundidas são posteriormente laminadas para redução da espessura e também melhorar a qualidade da superfície da tira voltada para a atmosfera. Um mecanismo para a laminação da tira foi projetado e construído e montado no laminador duo, conforme mostra a Figura 4.13. Este mecanismo garante que durante a laminação a tira não sofra distorção lateral, garantindo assim a sua linearidade. O passo aplicado a cada redução foi de aproximadamente 0,2 mm.

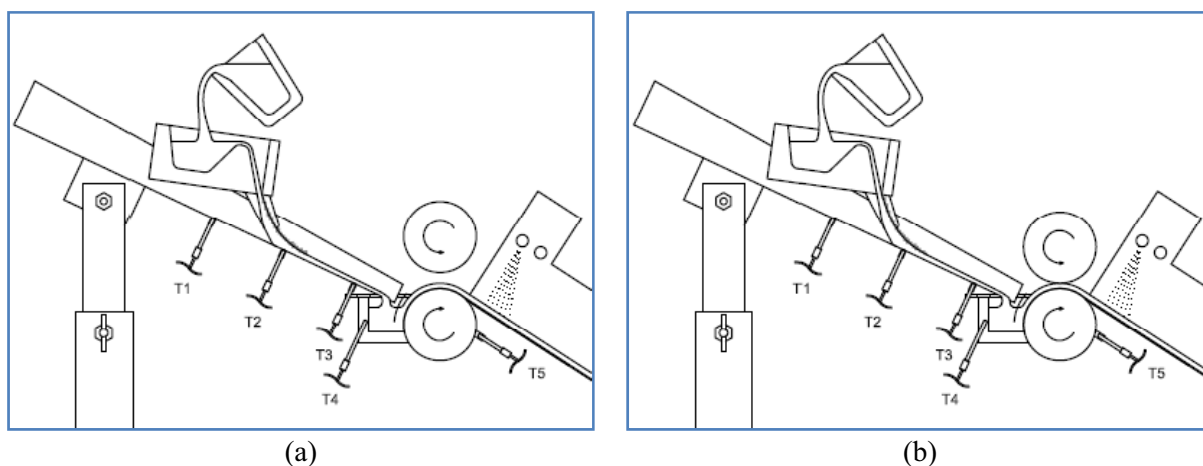


Figura 4.12. Diagrama esquemático mostrando os processos por cilindro único (*single roll*) (a) e cilindros duplos (*twin roll*) (b), usados na obtenção da tira semi-sólida fundida e tixolaminada respectivamente.

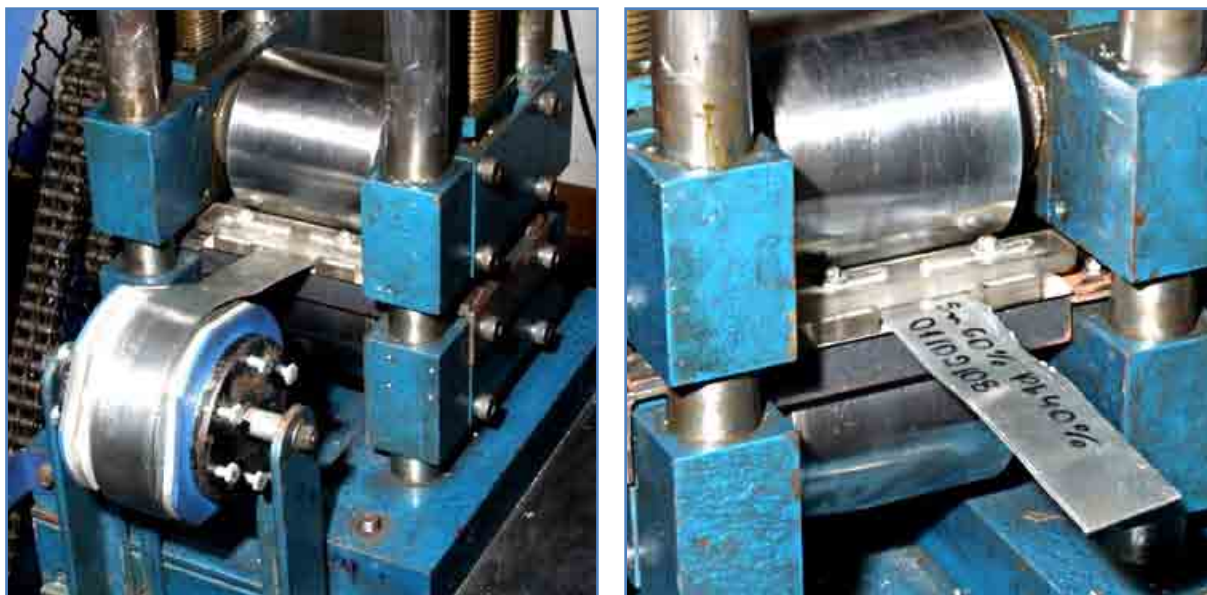


Figura 4.13. Dispositivo projetado para a laminação das tiras semi-sólidas fundidas produzidas pelo processo por cilindro único (*single roll*).

No processo de fabricação por cilindros duplos (*twin roll*), a pasta metálica ao ser arrastada pelo cilindro inferior será conformada pelo cilindro superior. A força resultante da separação dos cilindros é muito baixa em decorrência da tensão de escoamento do metal no estado semi-sólido ser menor que no estado sólido. Em ensaios preliminares, verificou-se que a deformação excessiva provocada por este procedimento, pode gerar uma superfície microtrincada ao longo da tira.

4.11 Tiras metálicas obtidas por laminação convencional

Para a laminação convencional, uma placa de aproximadamente 10 mm da liga 50%Sn–50%Pb e 63%Sn–37%Pb foi fundida e laminada em vários passes para obter tiras metálicas de espessuras que variam de 1,0 mm a 1,5 mm. Estas ligas foram selecionadas para a fabricação de copos através da estampagem profunda (*deep drawing*) e estiramento (*ironing*).

A lingoteira foi aquecida a 120°C, temperatura necessária para aplicar o desmoldante Dycote 178 à base de grafite coloidal. Para o vazamento da liga, a lingoteira foi aquecida na mesma temperatura do fundido (300°C) a fim de se evitar a formação de gotas frias durante o processo de lingotamento direto, mostrado na Figura 4.14.

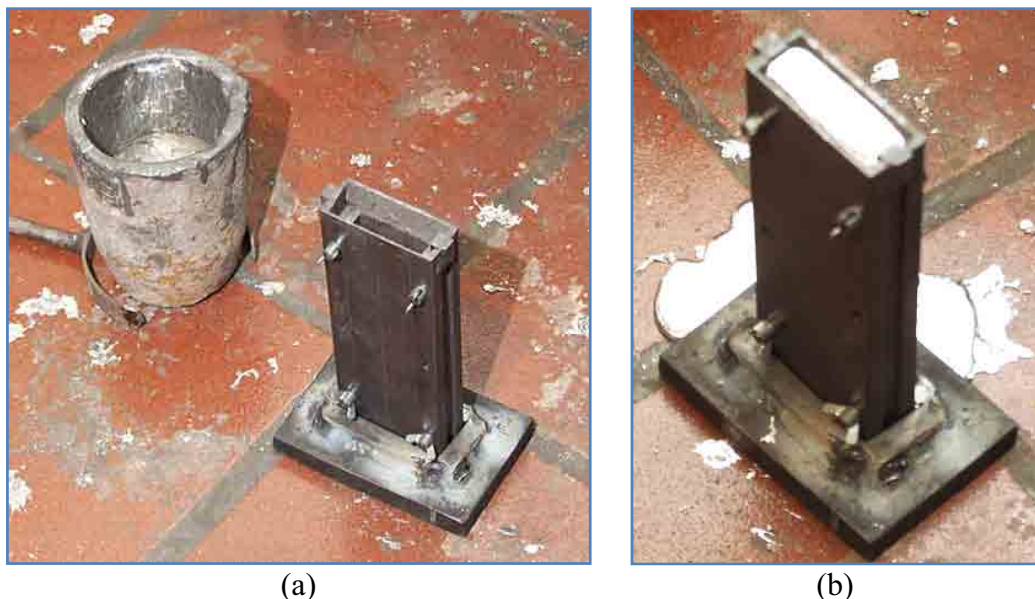


Figura 4.14. Posicionamento do cadinho ao lado da lingoteira retangular (10 mm x 45 mm x 200 mm) (a) para lingotamento direto da liga 63%Sn – 37%Pb (b).

Com o lingote obtido, Figura 4.15 (a), retiraram-se as rebarbas e o excesso de material (cabeça quente) a fim de se obter uma placa metálica com dimensões de 10 × 45 × 190 mm, que foi dividida na metade para que as placas de ligas de Pb-Sn fossem laminadas na temperatura ambiente, Figura 4.15 (b).

A laminação dessas ligas é caracterizada como um trabalho a quente, pois a temperatura homóloga, definida como a relação entre a temperatura de trabalho e temperatura de fusão do material ($T_h = T_t / T_f$) é maior que 0,5. O trabalho a frio caracteriza-se por uma temperatura homóloga menor que 0,3. Por sua vez, no trabalho a morno a temperatura homóloga está entre 0,3 e 0,5. As tiras foram então obtidas após a laminação em um laminador duo convencional com uma redução aproximada de 0,2 mm em cada passo.

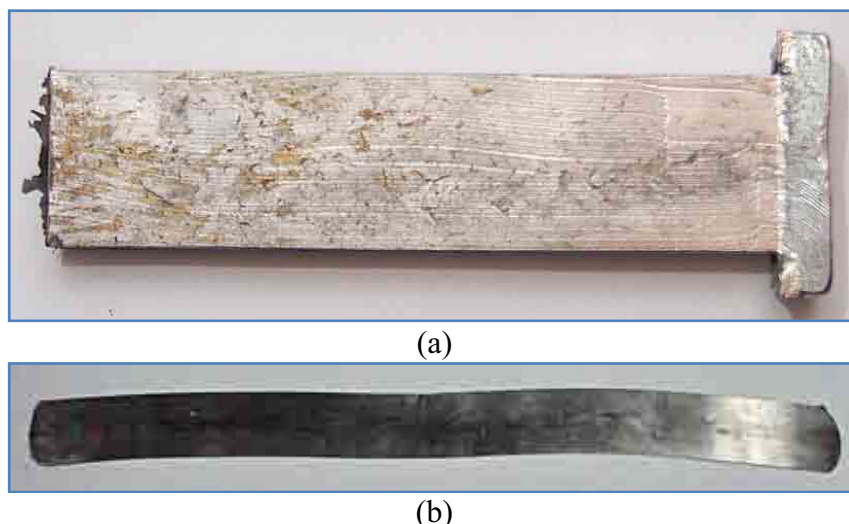


Figura 4.15. Placa lingotada de largura de 45 mm da liga Pb/Sn (a) e a tira laminada de 48 mm de largura (b).

4.12 Caracterização microscópica e macroscópica das tiras fundidas

Para análise micrográfica, as amostras das tiras (semi-sólida fundida, semi-sólida fundida laminada, tixoconformada, e laminada convencionalmente) foram selecionadas e embutidas em resina epóxi. As amostras foram lixadas manualmente para evitar o abaulamento da superfície.

Inicialmente foi utilizada a lixa de granulometria 220 devido à baixa dureza das ligas de chumbo-estanho, em seguida, foram empregadas as lixas de granulometria 330, 400, 600, 800, 1000 e 1200. Sempre a cada troca de lixa, as amostras foram lavadas com água corrente.

Durante o processo de lixamento é importante salientar que as amostras sejam refrigeradas adequadamente em água corrente, pois o aquecimento provocado pelo atrito e o baixo ponto de fusão dessas ligas, as amostras podem ficar comprometidas pelo fenômeno de recristalização da estrutura das tiras que sofreram conformação plástica.

O polimento mecânico foi feito com pasta de diamante de granulometria 6, 3, e 1 μm e lubrificadas com lubrificantes a base de álcool etílico. Novamente, as amostras entre uma pasta e outra, foram lavadas com água corrente e colocadas em banho ultra-sônico, enxaguadas e imersas em álcool, para serem secas com ar quente.

E finalmente as amostras foram atacadas com Nital (5 ml de HNO_3 e 95 ml de álcool etílico) num intervalo de tempo de aproximadamente 15 s para revelar as fases presentes, para serem examinadas no microscópio ótico.

A caracterização macroscópica da superfície da tira fundida foi feita observando a existência de porosidades, trincas, defeitos e a presença de escórias provenientes do processamento do material semi-sólido.

4.13 Medida da rugosidade

Um rugosímetro digital marca Mitutoyo SJ-201 na Figura 4.16 o qual apresenta uma faixa de leitura de $0,01 \mu\text{m}$ a $75 \mu\text{m}$, foi usado para medir as ondulações superficiais das tiras processadas em diferentes condições: 1. tixolaminada; 2. solidificada rapidamente; e 3. solidificada rapidamente seguida da laminação no estado sólido pela profundidade de perfil máximo.

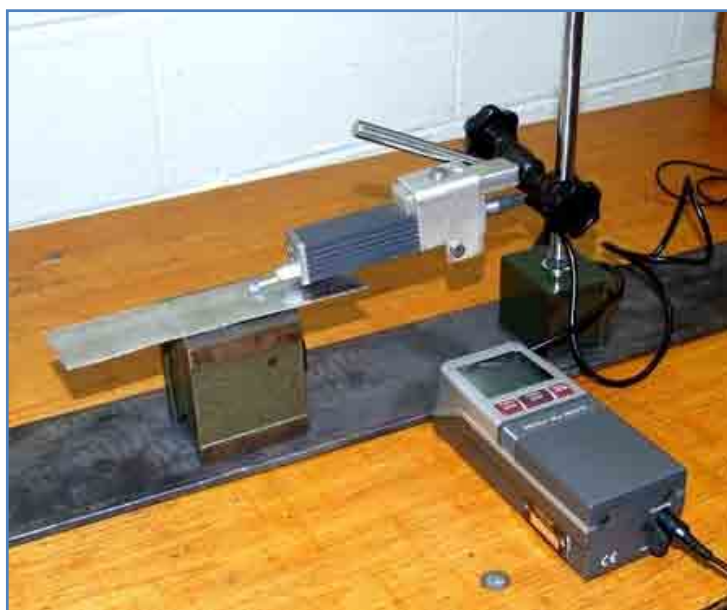


Figura 4.16. Rugosímetro digital marca Mitutoyo SJ-201.

4.14 Fabricação dos discos metálicos (*blanks*)

Após a obtenção das tiras metálicas realizou-se a operação de corte simples dos discos metálicos (*blanks*) com aproximadamente 40 mm de diâmetro, através do ferramental de corte

mostrado na Figura 4.17. As matrizes de corte foram acopladas em uma prensa excêntrica Harlo de 12 toneladas e alinhadas manualmente com a prensa desligada antes que a operação de corte fosse efetuada. O conjunto matriz e punção são mostrados esquematicamente na Figura 4.17.



Figura 4.17. Ferramental utilizado no corte dos discos metálicos (*blanks*) (a); processo de corte dos discos (*blanks*) (b).

4.15 Estampagem profunda (*deep drawing*)

Com os discos metálicos (*blanks*) cortados e as rebarbas retiradas, seguiu-se para a operação de estampagem profunda utilizando uma prensa hidráulica universal Heckert de capacidade 980,7 kN (100 tf), uma célula de carga de 4,9 kN (500 kgf), osciloscópio digital Tecktronics TDS 210, indicador digital de deformação (modelo TMDE) e um computador com software Wavestar que faz a aquisição de sinais e dados (força versus tempo durante a operação) os quais são exportados para uma planilha eletrônica. A interferência da rede elétrica nos resultados medido é minimizada através do filtro de linha e do aterramento instalado para o TMDE e o osciloscópio digital.

Uma camisa de bronze foi usinada para acomodar a célula de carga, mantendo o seu alinhamento. A célula de carga foi posicionada sobre uma esfera de aço, para obter acurácia na medida da carga de conformação, evitando possíveis engripamento da célula de carga no interior da armadura de bronze, Figura 4.18.

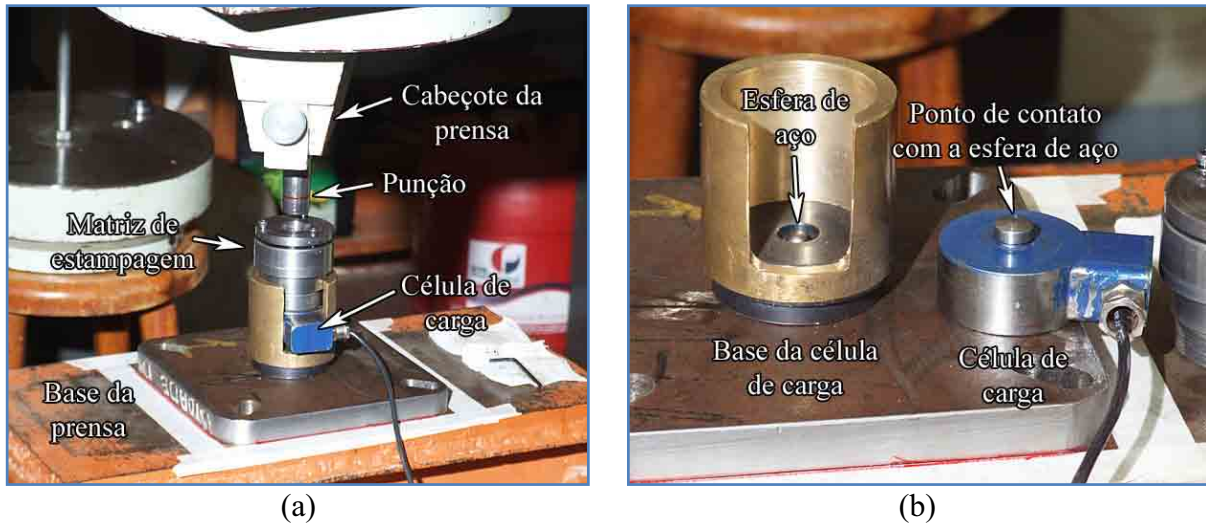


Figura 4.18. Detalhe da prensa com a célula de carga (a); aparato experimental adaptado para a medida de carga (b).

A célula de carga aferida previamente apresentou a seguinte curva de calibração:

$$F = 490,5 * V \quad (4.1)$$

onde,

F, força em Newton

V, tensão elétrica (DC) em Volts.

Para garantir um melhor alinhamento da matriz e o punção durante o ensaio de estampagem e estiramento (*ironing*), foi necessário adaptar uma base plana de suporte para a matriz, onde esta é rosqueada ao centro da base, Figura 4.19 (c).

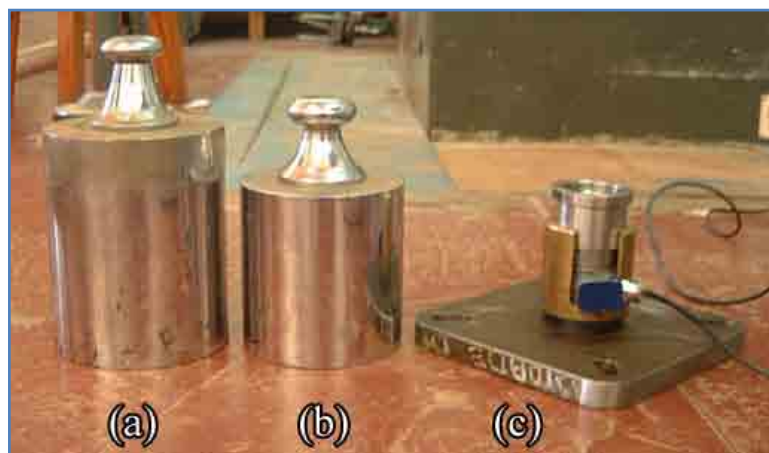


Figura 4.19. Pesos padrão de 20 (a), 10 kg (b) e base plana de suporte para a matriz (c).

Na calibração do indicador digital de deformação (TMDE), dois pesos padrão de 20kg e 10 kg foram empregados mostrados respectivamente na Figura 4.19 (a) e (b). De acordo com o manual do fabricante, foi necessário um tempo de 30 min de espera para a total estabilização do TMDE antes de realizar o ensaio.

O TMDE foi calibrado para ter uma leitura 2 mV/V. Assim, o mostrador digital de deformação do TMDE deve ser multiplicado por dois (2) para calcular a força necessária. A célula de carga utilizada de 500 kgf tem um fundo de escala de 4000 $\mu\epsilon$. Assim, através de uma regra de três simples verifica se célula de carga está mostrando o valor correto do peso (Figura 4.20).



Figura 4.20. Calibração do indicador digital de deformação (modelo TMDE) utilizando peso padrão de massa 10 kgf (ou $41 \mu\epsilon \times 0,25 \text{ kgf}/\mu\epsilon$).

Antes de executar o processo de estampagem e estiramento (*ironing*) é necessário verificar o alinhamento entre o punção e a matriz para garantir um copo radialmente simétrico. Além disso, é importante também a lubrificação dos discos metálicos (*blanks*) e da matriz empregando óleo mineral, para minimizar o efeito do atrito, e assim, prevenir eventuais defeitos nas peças conformadas.

Os discos metálicos (*blanks*) obtidos a partir do corte das tiras produzidas são posicionados manualmente no interior da matriz de estampagem. Para evitar a formação de rugas, um dispositivo especial, anti-rugas (*blankholder*) ou anel de fixação é utilizado, com a função de comprimir o disco metálico (*blank*) contra a matriz. Após a estampagem do copo, a

matriz e o punção são trocados e novamente alinhados e lubrificados para a operação de re-embutimento.

A Figura 4.21 mostra as matrizes e os punções utilizados no embutimento e re-embutimento dos copos metálicos. O projeto desse ferramental (matriz e punção de estampagem) foi baseado na razão limite de estampagem ($LDR \approx 2,2$) para o embutimento de ligas de alumínio.



Figura 4.21. Ferramental para a estampagem e re-estampagem profunda: quatro matrizes de diâmetros de 24 mm (a), 21 mm (b), 18 mm (c) e 15 mm (d).

4.16 Operação de estiramento (*Ironing*)

Com os copos metálicos estampados da matriz de 24 mm realizou-se o processo de estiramento (*ironing*) para aumentar a profundidade dos copos metálicos, através da redução uniforme da espessura da parede. Este processo diferencia-se da estampagem profunda pelas forças aplicadas: compressão radial e tração longitudinal.

A Figura 4.22 mostra uma matriz de estampagem, quatro matrizes de estiramento (*ironing*), um punção de diâmetro de 24 mm aproximadamente, e um extrator (*stripper*) cuja função é de facilitar a retirada do copo metálico preso ao punção.



Figura 4.22. Punção e ferramental de para operação de estiramento (*ironing*).

Capítulo 5

5 Resultado e discussões

Neste capítulo, as fabricações de tiras fundidas tixolaminadas a partir do estado semi-sólido com alto médio e baixo intervalo de solidificação, uma análise de defeitos de tiras fundidas e tixoconformadas e a caracterização mecânica das tiras produzidas, serão os temas principais.

5.1 Fabricação de tiras fundidas e tixolaminadas a partir do estado semi-sólido com alto e médio intervalo de solidificação

Para a fabricação de tiras fundidas e tixolaminadas a partir do estado semi-sólido com alto e médio intervalo de solidificação serão abordados neste subitem: os ensaios preliminares para testar o equipamento de obtenção de tiras contínuas; o uso da panela intermediária aplicando bocais de diferentes geometrias; a formação de material semi-sólido na calha de resfriamento; o mecanismo de formação da tira; influência da temperatura do cilindro; o efeito do desmoldante sobre o processamento; a saída da tira semi-sólida da cadeira de laminação; o efeito do intervalo de solidificação sobre a qualidade da tira tixoconformada; os perfis de temperatura obtidos no processamento; a influência da altura do material semi-sólido na produção de tiras semi-sólidas e tixolaminadas; o controle de temperatura do bocal na produção de tiras semi-sólidas e tixoconformadas; a microestrutura da tira resfriada rapidamente; a microestrutura da tira tixolaminada; o efeito da temperatura de vazamento e da velocidade dos cilindros sobre a qualidade das tiras metálicas fundidas semi-sólidas de alto intervalo de solidificação; a redução da temperatura e velocidade de processamento para a tixolaminação da liga Pb-30%Sn e a qualidade das tiras metálicas Pb/Sn semi-sólidas fundidas e tixolaminadas diminuindo o intervalo de solidificação, controlando a velocidade dos cilindros e a temperatura do bocal e aumentando a altura da piscina do material semi-sólido.

5.1.1 Ensaios preliminares para testar o equipamento de obtenção de tiras contínuas

O primeiro teste para obtenção de tiras contínuas a partir do estado líquido, foi vaziar a liga 60%Pb-40%Sn fundida aproximadamente a 300 °C diretamente sobre a calha de resfriamento sem a presença de uma panela intermediária (*tundish*). Esta liga apresenta um intervalo de solidificação de 56°C, intermediário a liga 70%Pb-30%Sn e 50%Pb-50%Sn, com intervalo de solidificação, respectivamente, de 75°C e 31°C. Estas ligas foram utilizadas porque apresentam temperatura baixa de fusão, assim de fácil manipulação e com a microestrutura parecida com as ligas de alumínio.

O bocal cerâmico junto ao cilindro inferior foi modelado utilizando tijolo refratário sílico-aluminoso poroso de fácil moldagem. A Figura 4.2 (a) conforme foi visto percebe-se a geometria interna do primeiro bocal construído e o suporte em chapa de aço para o seu acoplamento junto ao cilindro inferior.

A velocidade dos cilindros utilizada foi de 0,47 m/s. Esta velocidade foi escolhida, pois é a segunda do equipamento (Tabela 4.1). A formação de uma tira contínua de 22 mm de largura ocorreu, porém, não seguiu a largura do bocal. Isto pode ser explicado devido à pré-solidificação da liga na parede e no fundo do bocal, que se encontra na temperatura ambiente. Uma poça metálica então foi mantida por estas camadas pré-solidificadas durante a fabricação da tira, assim, uma grande quantidade da liga metálica solidificada foi retida final do processamento junto ao bocal.

Um calibrador/apalpador de espessura foi utilizado para ajustar a distância entre os cilindros em 1,0 mm. Entretanto, essa distância não foi suficiente para que o cilindro superior, (cilindro de conformação) participasse na conformação da face superior da tira a qual é voltada para a atmosfera. Este processo é caracterizado como cilindro único (*single roll*) como anteriormente mostrado, na Figura 4.12.

A Figura 5.1 mostra a face da tira voltada para a atmosfera. A superfície formada lembra um perfil de forma de “U” e “V”, cujo vértice, indica a direção de processamento. Isto mostra que a casca metálica formada junto ao cilindro inferior, cilindro de solidificação, está

arrastando o material pastoso. As bordas da tira semi-sólida formada resfriam mais rapidamente do que o seu interior. Assim, nesta região uma troca de calor mais intensa ocorre. Em certas seções, trincas transversais foram observadas. Isto pode ser explicado pelas tensões de tração longitudinais durante a solidificação (trincas a quente).

Além disso, a calha de resfriamento na saída do laminador, ainda não tinha sido construída para dar suporte à tira metálica superaquecida após o processamento. Assim, a tira superaquecida aderiu-se em certas regiões quando elas se tocaram a elevada temperatura após o processamento, Figura 5.1. Então, uma calha de recebimento para dar suporte às tiras após o processamento, foi projetada e construída, e juntamente também com um sistema de refrigeração (Figuras 4.11 e 4.12).

5.1.2 O uso de uma panela intermediária e testes aplicando bocais de diferentes geometrias

Uma panela intermediária tipo funil (*tundish*), feita de grafite (Figura 4.5), posiciona a distância de vazamento na calha de resfriamento para a produção do material semi-sólido. Assim, o mecanismo que aloja a panela intermediária (*tundish*) possibilitou diversos testes, para verificar a melhor posição para a produção do material semi-sólido. Então, a posição escolhida da panela intermediária (*tundish*) foi de 300 mm aproximadamente a partir do bocal, uma vez que, para uma distância maior, a fluidez do material semi-sólido diminuiu severamente, devido ao elevado super-resfriamento térmico.

Várias tentativas foram feitas preliminarmente usando a liga 60%Pb-40%Sn para obter a tira tixolaminada para bocais de diferentes geometrias (Figura 4.2 (b) e (c)). Assim, piscinas de altura diferentes de material semi-sólido foram obtidas pelo uso desses bocais.

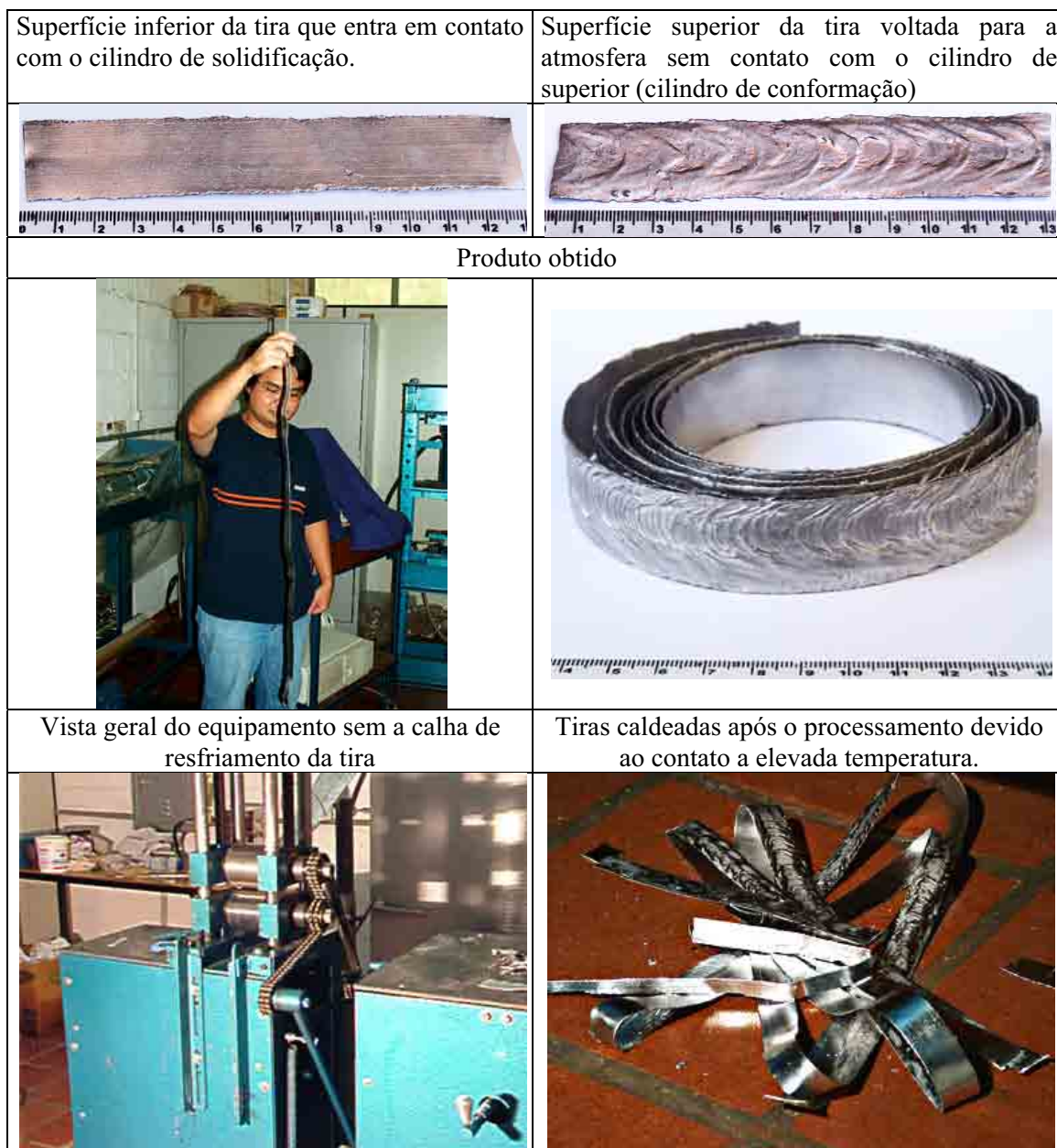


Figura 5.1. Aspecto da tira semi-sólida fundida continuamente a 85,2 rpm (velocidade de saída da tira de 0,47 m/s) a partir da liga 60%Pb-40%Sn vazada a 300°C.

Os testes preliminares, variando as velocidades dos cilindros ainda sem o pré-aquecimento dos bocais, resultaram em tiras de diferentes acabamentos, Figura 5.2. O material semi-sólido espalhou-se na borda do cilindro e no bocal utilizado na Figura 4.2 (c), mostrando que a altura da piscina não foi suficiente, para comportar o volume do material semi-sólido durante a operação de vazamento.

Outras tentativas foram feitas, adotando a velocidade do laminador de 0,73 m/s, e variando as distâncias entre os cilindros de 0,5, 0,7 e 1,0 mm empregando bocais de diferente

geometria interna. Os resultados obtidos são mostrados na Figura 5.2. A tira foi conformada pelo cilindro superior quando a distância entre os cilindros foi mantida em 0,5 mm.

No início do processo, a liga semi-sólida é severamente resfriada pelo cilindro de solidificação que se encontra na temperatura ambiente. Este super-resfriamento térmico associado com a velocidade do laminador provoca a fragmentação em lascas de tiras solidificadas, Figura 5.2 (c).

(a)		Velocidade de 0,47 m/s. Da esquerda para direita distância entre cilindros de 1,0; 0,7; e 0,5 mm. Bocal empregado – vide Figura 4.2 (a).
(b)		Velocidade de 0,47 m/s. Distância entre cilindros de 0,5 mm. Bocal empregado – vide Figura 4.2 (b).
(c)		Velocidade de 0,73 m/s. Da esquerda para direita, primeiro e segundo vazamento. Distância entre cilindros de 0,5 mm. Bocal empregado – vide Figura 4.2 (b).
(d)		Velocidade de 0,47 m/s. Da esquerda para direita: início e final de laminação. Distância entre cilindros de 0,5 mm. Bocal empregado – vide Figura 4.2 (c). Um espalhamento do material sobre o bocal ocorreu.

Figura 5.2. Tiras laminadas a diferentes velocidades e distância entre cilindros como indicada em cada figura em (a), (b), (c) e (d).

Em hipótese, quanto maior a velocidade dos cilindros, mais difícil é de se manter a integridade da tira, devido basicamente, à magnitude da tensão superficial do material semi-sólido não ser suficiente alta. Além disso, menor será o tempo de contato na interface semi-sólido/cilindro de solidificação, para obter uma casca metálica solidificada consistente para transportar o material semi-sólido. Os defeitos na região central da tira podem ser também

atribuídos, à falta de paralelismo entre os cilindros. Conseqüentemente, o centro da tira é alongado mais do que a borda e a região central não é devidamente formada.

5.1.3 Formação do material semi-sólido na calha de resfriamento

Durante o percurso da liga fundida através da calha de resfriamento (*cooling slope*), núcleos de solidificação vão sendo criados devido ao super-resfriamento térmico. A fração sólida é afetada pelo tempo de contato entre o fundido e a calha de resfriamento e conseqüentemente pela inclinação da calha e a distância de vazamento. Desse modo quanto maior o tempo de contato, maior é a fração sólida. Ohno (1988) aplicou esta técnica para obter lingotes de estruturas equiaxiais.

Esse processo de reofundição pode ser sumarizado por dois fatores importantes no mecanismo de formação de glóbulos (GRIMMING et al., 2002).

O primeiro é a posição em que o metal líquido é vazado na calha de resfriamento para o molde cerâmico. A função da calha de resfriamento é promover a nucleação através do super-resfriamento térmico, durante o escoamento do metal líquido, fazendo com que numerosas partículas microscópicas escoem com a fase fluída para o molde. As condições que favorecem a ocorrência da nucleação dependem dos aspectos termodinâmicos e das condições cinéticas de transformação (GARCIA, 2001).

A formação do núcleo de tamanho crítico pode sofrer uma ação catalisadora por meio da presença de agentes estranhos ao sistema, denominados substratos, cuja energia de superfície (tensão superficial) participa do jogo energético da sobrevivência do embrião sob a forma de núcleos sólidos. O agente catalizador da nucleação pode ser tanto partícula sólida em suspensão no líquido, paredes do molde, uma película de óxido na superfície do líquido, ou elementos ou compostos inseridos propositalmente (CAMPOS FILHO; JOHN DAVIES, 1978, GARCIA, 2001). Assim, a calha de resfriamento além de estabilizar a fase sólida funciona como um substrato.

O segundo fator para o sucesso do processo de reofundição é a condição de resfriamento do metal/molde. O resfriamento lento do bilete semi-sólido para a temperatura de processamento é importante para a homogeneização da distribuição da estrutura, o que

geralmente não ocorre, quando a pasta metálica é injetada numa matriz metálica. As microestruturas globulares reofundidas circundadas geralmente pelo líquido eutético, por exemplo, pode escoar mais rapidamente do que a fase sólida, pois apresenta elevada fluidez. Como consequência pode ser observada pelo aparecimento de macrosegregação (GRIMMING et al., 2002).

Para o processo de fabricação de tiras a partir do semi-sólido, como o gradiente térmico é maior na interface entre os rolos, a microestrutura resultante vai sofrer variação ao longo da espessura, conforme será analisado na micrografia das tiras fundidas. A macrosegregação é mais ativa durante a tixoconformação pelos mecanismos de deformação da pasta metálica (vide Figura 3.4).

5.1.4 Mecanismo de formação da tira metálica

A geometria da calha, inclinação, temperatura e acabamento superficial afetarão o deslizamento da pasta metálica para o bocal/alimentador, influenciando assim, a formação da tira semi-sólida no primeiro contato com o cilindro de solidificação.

A fase líquida do material reofundido, obtido na calha de resfriamento, é nucleada no cilindro inferior através do super-resfriamento térmico formando uma casca sólida metálica com grãos coquilhados, isto é equiaxiais, que carrega a lama/pasta metálica sobre a sua superfície para ser conformada pelo cilindro superior (tixolaminação). A fase líquida de composição não eutética na pasta/lama reofundida vai sofrendo solidificação e dendritas degeneradas ocorrem pela separação dos ramos dendríticos secundários/terciários pela ação da tensão de cisalhamento. Assim, o material semi-sólido vai sendo agitado e transformando em uma estrutura reofundida em vez de uma estrutura convencional de solidificação para a camada volta para a atmosfera.

Durante a tixolaminação há um pequeno tempo durante o qual a liga passa do estado pastoso para o sólido. Este tempo é em torno de 0,13 s empregando o bocal visto da Figura 4.2 (a) para uma velocidade do cilindro de 0,47 m/s. O aumento da largura da tira ocorre devido à compressão vertical da pasta metálica e a alongação na direção de laminação. Isto causa o efeito da macrosegregação.

A face da tira voltada para o cilindro de solidificação apresentou o acabamento superficial do cilindro inferior do laminador. Por outro lado, a face superior da tira, região não conformada pelo cilindro superior, apresentou uma formação rugosa caracterizando a direção de processamento como anteriormente analisado (vide Figura 5.1).

5.1.5 Influência da temperatura do cilindro do laminador

A fabricação de tiras a partir do fundido em apenas uma etapa (*single forming step*), implica que o calor sensível da liga metálica no estado líquido, tem que ser removido mais rapidamente pela calha de resfriamento e pelos cilindros do laminador quando comparado com o material sendo processado na máquina de lingotamento convencional (GARCIA, 2001). Assim, considerando a alta taxa de resfriamento, o controle da velocidade dos cilindros pode gerar tiras de diferentes qualidades mecânicas/metalúrgicas.

Na prática, para a produção de tiras a partir da liga no estado semi-sólido, verificou-se que a altura da piscina no bocal no início do vazamento não apresenta uma quantidade de material suficiente para manter um fluxo constante. Como resultado, pequenos pedaços (migalhas) da tira metálica na saída da cadeira do laminador são formados. Com o prosseguimento do processo, a quantidade de material no bocal é suficiente para a formação da tira semi-sólida fundida, e naturalmente, um aumento na temperatura do cilindro de solidificação ocorre. Isto pode causar eventualmente, o aumento do molhamento do metal, sobre o cilindro de solidificação.

Quando diminui o ângulo de molhamento θ , a tira tixolaminada ou semi-sólida fundida adere sobre o cilindro, e também pode provocar a interrupção do processo devido ao acúmulo de tira retorcida na saída da cadeira de laminação. A Figura 5.3 ilustra o efeito da temperatura e tempo sobre o ângulo de molhamento.

Convencionalmente, é mais comum o uso do cobre na construção dos cilindros de solidificação para essa tecnologia (CRAMB; ROLLET, 2001, LI; THOMAS, 1996, HAGA; SUZUKI, 2003a, HAGA; SUZUKI, 2003c, HAGA; TAKAHASHI, 2004b, HAGA, 2002b). O principal motivo é devido à boa condutividade térmica do cobre em relação ao aço, e também, pela força de separação entre os cilindros quando se lamina os metais no estado líquido ou semi-sólido. Além disso, os cilindros são refrigerados internamente e evitam a

aderência da tira superaquecida na superfície dos mesmos, através do efeito do molhamento, Figura 5.3.

Uma vez que a fase sólida globular move facilmente na presença de uma fase líquida na operação de compressão da pasta metálica de estrutura reofundida, a força de conformação ou separação entre os cilindros é menor quanto comparado com a conformação à quente do material. Entretanto, esta força tende a aumentar a aderência da tira sobre o cilindro, devido à diminuição do ângulo de molhamento por efeito mecânico.

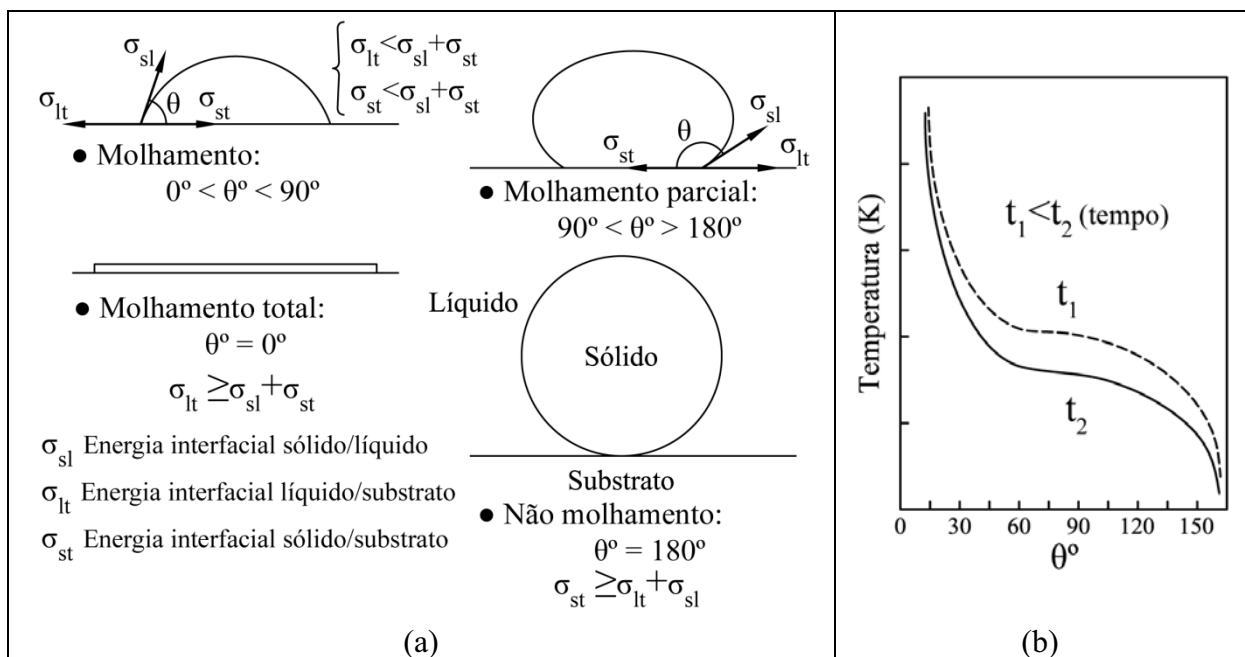


Figura 5.3. Diagrama esquemático da energia interfacial da gota metálica sobre um substrato (a); variação do ângulo de contato com o tempo e temperatura (b) (CIBULA, 1949).

5.1.6 Efeito do desmoldante sobre o processamento

No vazamento da liga fundida diretamente na superfície metálica da calha de resfriamento sem desmoldante, verificou-se a aderência do metal líquido que se acumulava devido uma pré-solidificação e impedindo a formação contínua de material semi-sólido.

Dessa forma, a superfície da calha recebeu um revestimento de tinta especial a base de grafite coloidal (Dycote DR 178). Esta aplicação tem dois objetivos: 1. facilitar o escoamento do metal líquido pelo fenômeno de fluidez e 2. agir como desmoldante.

O bocal acoplado ao cilindro inferior construído de material refratário também recebeu uma camada de grafite coloidal. Este procedimento facilitou a remoção do material solidificado no bocal sem a necessidade de refusão. Possibilitando assim, seu uso nos experimentos subseqüentes.

Os cilindros do laminador são construídos de aço cementado e nos primeiros testes a qualidade superficial dos cilindros não era controlada. Isto promoveu o agarramento da tira sobre o cilindro provavelmente devido à sua elevada rugosidade indicando que o molhamento ocorreu.

A aplicação de grafite coloidal nos cilindros foi substituída pelo lixamento da superfície até a lixa de granulometria 1200 e a aderência não ocorreu. Isto pode ser explicado pelo fato da diminuição da rugosidade. É sabido que a rugosidade aumenta o molhamento (GARCIA, 2001). A partir daí, a grafite coloidal não foi mais usada.

5.1.7 Saída da tira semi-sólida fundida da cadeira de laminação

A Figura 5.4 (a) mostra o acúmulo da tira que se fragmentavam imediatamente quando saía dos cilindros. A tira superaquecida do processamento apresentava um comportamento frágil e se aderiu na mesa de saída impedindo que o processo ocorresse de forma contínua. Assim, uma calha de sustentação inclinada foi posicionada na saída da cadeira do laminador para que a tira pudesse ser removida a alta velocidade pela ação da gravidade e resfriada até a temperatura ambiente, Figura 5.4 (b).

A quantidade da liga Pb/Sn vazada foi de aproximadamente 500 ml (4,5 kg). O cilindro do laminador na temperatura ambiente deveria fornecer um grande super-resfriamento térmico sobre a lama/pasta metálica. Porém, a tira (tixolaminada ou semi-sólida fundida) ainda superaquecida é resfriada por um jato de água, para facilitar o seu deslizamento na calha, até o reservatório de água.

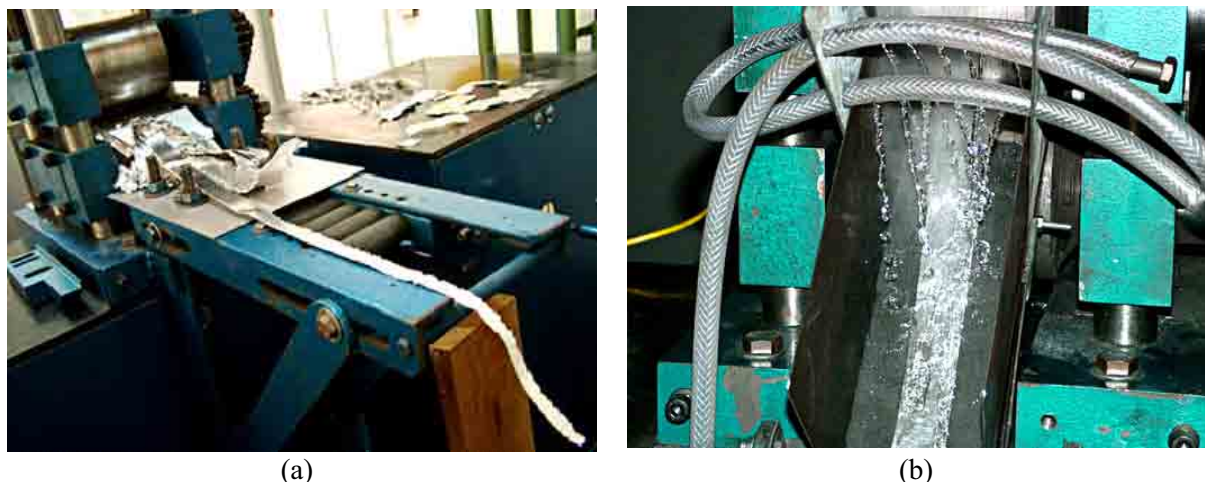


Figura 5.4. Região de saída da tira solidificada: no projeto inicial (a) e a calha de sustentação inclinada com um jato de água para evitar o agarramento da tira (b).

5.1.8 Efeito do intervalo de solidificação sobre a qualidade da tira tixoconformada

As ligas de Pb/Sn (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; 50%Pb-50%Sn) respectivamente com intervalos de solidificação de 75°C, 56°C e 31°C de acordo com o diagrama de fase, foram tixolaminadas com abertura entre os cilindros de 0,7mm.

A liga 70%Pb-30%Sn foi fundida a 350°C e as outras ligas a 300°C. Estas ligas transformam do estado líquido para o sólido sobre uma ampla faixa de temperatura obtendo respostas diferentes durante o processamento, veja Figura 5.5.

A qualidade requerida da superfície da tira laminada pode ser atribuída principalmente às seguintes variáveis: 1. ao escoamento do fluido (fluidez); 2. a transferência de calor na interface tira/cilindros; 3. o paralelismo dos cilindros (como discutida na Seção 5.1.2); 4. O tempo de contato do material semi-sólido com o cilindro de solidificação (brevemente discutido na Seção 5.1.4); e 5. o intervalo de solidificação da liga empregada. Quanto maior o intervalo de solidificação maior quantidade de trincas a quente é formada, entre as ramificações dendríticas e uma pasta metálica plástica é difícil de formar, Figura 5.5 (a).

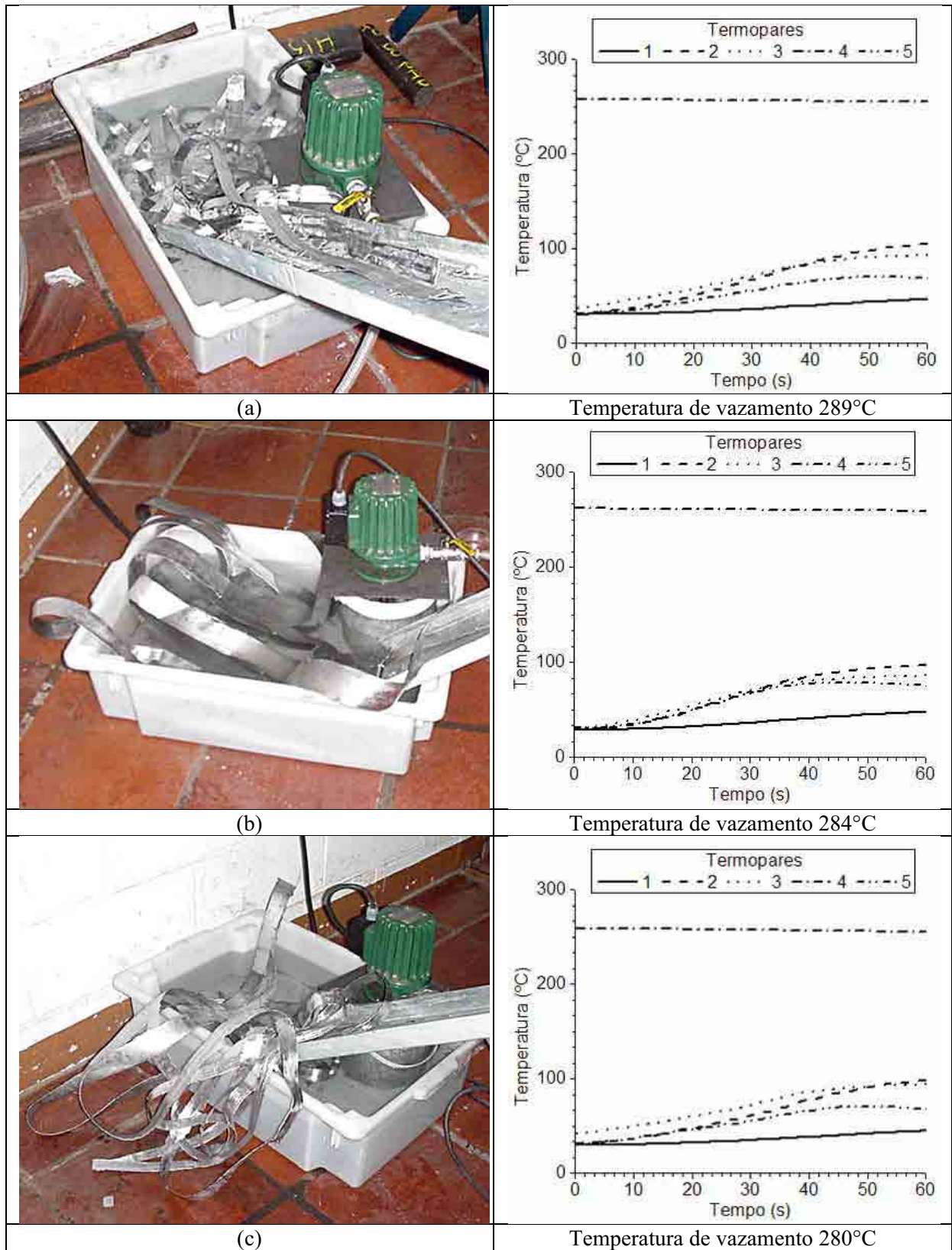


Figura 5.5. Produto final da tixolaminação da liga de 70%Pb-30%Sn fundida a 350°C mostrando muitos pedaços/lascas de tiras (a); uma tira contínua é formada para a liga 50%Pb-50%Sn fundida a 300°C (b) e para a liga 60%Pb-40%Sn fundida a 300°C (c). A panela intermediária (*tundish*) utilizado é em forma de funil (Figura 4.5).

O caminho provável para obter uma tira 70%Pb-30%Sn de boa qualidade, seria aplicar uma inoculação da liga metálica antes do vazamento usando um substrato eficiente. Isto produziria a geração de muitos pontos de solidificação diminuindo o comprimento da ramificação dendrítica. Como descrito na Seção 3.17, o comprimento dendrítico favorece a formação de trincas a quente.

Então, desde o vazamento da liga fundida passando pelo estado semi-sólido na calha de resfriamento e sofrendo solidificação total durante a tixolaminação ou pela fabricação da tira semi-sólida fundida, a mudança de estado é muito rápida como já descrito anteriormente (veja Seção 5.1.5). Assim, quanto maior for o intervalo de solidificação, maior a necessidade de se formar uma microestrutura refinada num período de tempo mais curto, para obter uma tira mais contínua e com menos defeitos.

Realmente, ambos uma estrutura de grão fino e fundição controlada (sem grande gradiente de tensão e temperatura) evitam o surgimento de trincas a quente (ESKIN; SUGIYAMA, 1991). Segundo esses autores, a trinca a quente ocorre no último estágio da solidificação para a fração de volume do sólido acima de 85-95%.

5.1.9 Perfis das curvas de temperatura obtidas no processamento das tiras

O posicionamento dos termopares ao longo das partes do aparato experimental possibilitou mapear a temperatura durante cada processamento realizado. A Figura 5.6 mostra o perfil obtido para a liga 50%Pb-50%Sn, por exemplo. Observa-se o aumento progressivo da temperatura do cilindro (Termopar 5) atingindo um valor de 69°C que se mantém constante a partir de 34 s até ao final da operação (50 s), aproximadamente. Assim, o gradiente térmico vai diminuindo gradativamente, e teoricamente a passagem da lama para a pasta metálica e esta para o material sólido é mais suave. Então, tensões e deformações induzidas entre as fases sólidas e líquidas durante este percurso vão ser eventualmente diminuídas. As deformações longitudinais de tração devido ao estado de tensão durante a solidificação produzem trincas a quentes e mais enérgicas para ligas de alto intervalo de solidificação, e assim, ocorre à perda total do material processado nos primeiros momentos de fabricação, vide Figura 5.5 (a). Então, a temperatura do cilindro de solidificação tem que ser controlada para obter um máximo de rendimento na produção.

O Termopar 1 está posicionado ligeiramente atrás da posição de vazamento e assim praticamente não ocorre um aumento considerável de temperatura. Por outro lado, os Termopares 2 e 3 como posicionados, mostram um aumento rápido da temperatura ($1,6\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) na calha de resfriamento até $34\text{ }^{\circ}\text{C}$ aproximadamente. A partir daí até o final do processamento as temperaturas dos Termopares 2, 3 e 5 se divergem indicando condições de resfriamento diferente, isto é, o cilindro que tem mais massa, provoca o super-resfriamento térmico para formar a tira, enquanto que a calha de resfriamento apenas gera núcleos de sólido em sua superfície. O Termopar 2 apresenta um temperatura levemente acima ($13\text{ }^{\circ}\text{C}$) do Termopar 3. Isto indica que o calor sensível e latente está sendo retirados para a produção do material semi-sólido.

O Termopar 4 indica que a temperatura do bocal previamente aquecido junto com a liga fundida diminui durante o transporte devido a perda de calor por radiação e convecção, e permaneceu praticamente a $266\text{ }^{\circ}\text{C}$, acima da linha liquidus, devido as características isolantes do material refratário empregado.

Então, quando o material da calha de resfriamento é recebido pelo bocal, a liga metálica passa por diferentes morfologias (lama, pasta e sólido). Assim, diferentes modelos de abordagem podem ser aplicados para estudar o comportamento do material durante a tixolaminação ou na fabricação da tira metálica semi-sólida.

O resfriamento durante o processamento pode ser caracterizado como primário (material percorrendo a calha de resfriamento a uma vazão de $1,3 \times 10^{-5}\text{ m}^3/\text{s}$) e secundário (junto ao cilindro inferior do laminador). Este último causa um forte gradiente térmico da lama/pasta metálica formando uma microestrutura fina. Acredita-se que a liga 50%Pb-50%Sn se encontra nesta última fase ligeiramente abaixo do ponto de temperatura do ponto rígido (próximo da linha solidus) enquanto as ligas 70%Pb-30%Sn e 60%Pb-40%Sn se encontram ainda próximo ao ponto coerente (material reológico) onde uma pasta metálica é formada. A deformação da pasta metálica é muito crítica podendo ocorrer trincas a quente e se propagando entre um filme de líquido que separa a fase sólida (ESKIN; SUGIYAMA, 1991).

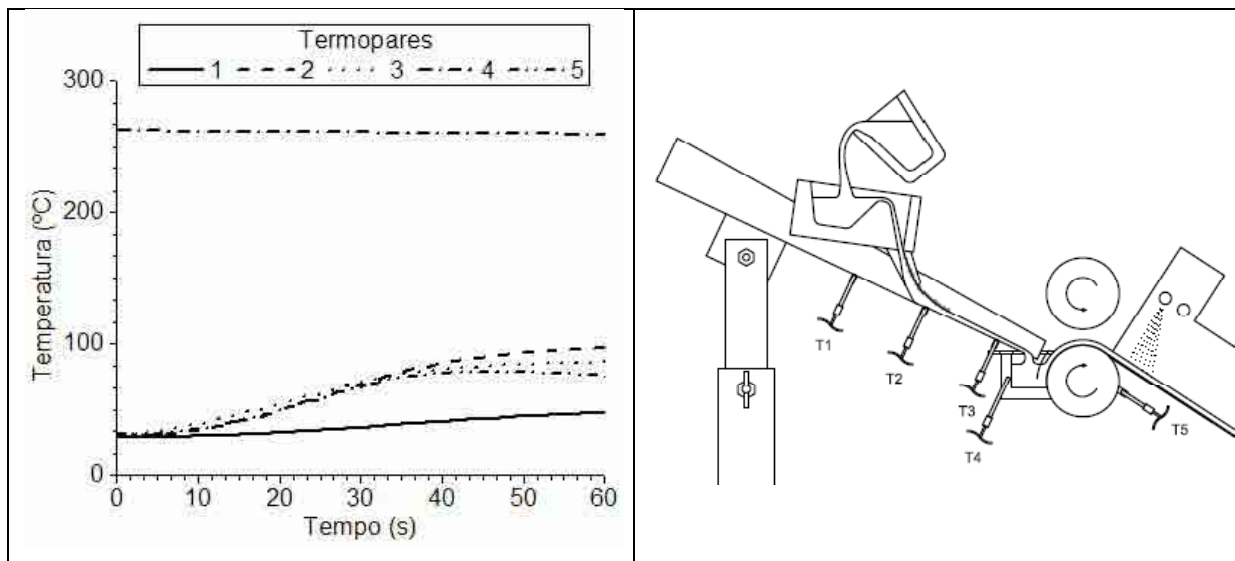


Figura 5.6. Evolução da temperatura durante a operação de tixolaminação para a liga 50%Pb-50%Sn vazada a uma temperatura de 284°C.

5.1.10 Influência da altura do material semi-sólido no bocal junto ao cilindro de solidificação sobre a qualidade da tira

Um sistema ideal de alimentação consiste em promover uma mínima agitação no metal líquido dentro do bocal para evitar absorção de gases e aprisionamento de escória, além de manter um nível de material constante. O contato direto do material líquido no início e ao final do processo com os cilindros de laminação a alta velocidade, dificulta obter uma tira metálica de boa qualidade devido ao baixo nível do material semi-sólido no bocal. Como consequência, isto provoca uma baixa pressão metalostática sobre os cilindros, vide Figura 3.21.

Assim, a agitação da liga fundida no bocal próximo ao cilindro de solidificação e a razão de alimentação para manter uma altura constante do bocal são afetadas diretamente pelo escoamento do fundido ou semi-sólido. Um sistema geralmente empregado para reduzir a agitação da liga metálica no bocal e a quantidade de óxido, consiste em realizar o vazamento por baixo (BOUCHARD et al., 2001). Neste trabalho, utilizou-se de uma barreira metálica junto ao bocal que funciona como um sifão evitando a agitação do material e arraste de escória. Este assunto será discutido na Seção 5.3.2.

5.1.11 Efeito da altura da piscina do material semi-sólido na produção de tiras semi-sólidas e tixolaminadas

A primeira tentativa para minimizar as perdas do material junto ao bocal da Figura 4.2 (a) foi construir bocais com novas geometrias, ou seja, com a soleira do bocal inclinada e menos profunda, conforme já mostrado na Figura 4.2 (b) e (c). O bocal da Figura 4.2 (b), com largura aproximada do bocal da Figura 4.2 (a), promoveu um escoamento mais rápido da pasta metálica para ser arrastada pelo cilindro de solidificação. Praticamente, não sobrou material no bocal após o ensaio. Entretanto, a tira obtida não foi contínua devido à deficiência de alimentação e a baixa pressão metalostática como discutido na Seção 5.1.10. O bocal como mostrado na Figura 4.2 (c) não possibilitou a obtenção das tiras para a tixolaminação, pois a altura e largura desse bocal são menores e assim o cilindro superior participou também do processo de solidificação. O fluxo foi interrompido na calha de resfriamento, não dando prosseguimento ao processo de fabricação da tira metálica a partir do estado líquido, Figura 5.7.

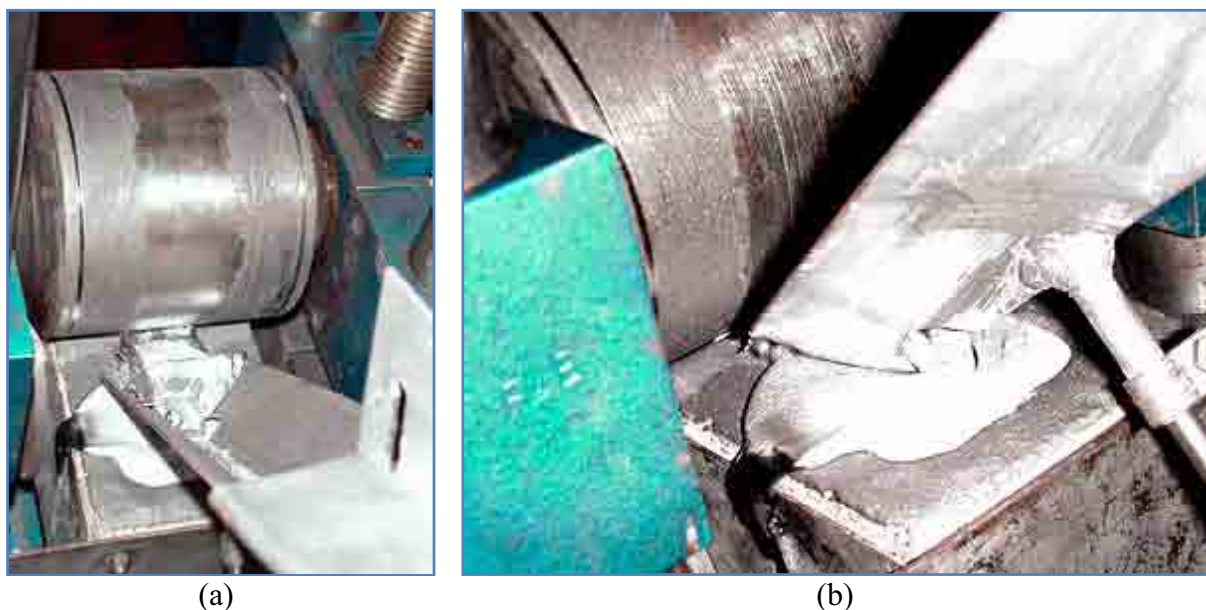


Figura 5.7. Fluxo interrompido na calha de resfriamento (a); e a interrupção no processamento devido à solidificação causada pelo cilindro superior (b).

A solução foi empregar novamente o bocal mostrado na Figura 4.2 (a) com pré-aquecimento.

5.1.12 Controle da temperatura do bocal na produção de tiras metálicas semi-sólidas e tixolaminadas para minimizar perdas de material

O bocal deve garantir o mínimo de variação de temperatura do material semi-sólido para promover que o calor latente de cristalização seja dissipado pelo cilindro de solidificação. A primeira camada solidificada (casca metálica coquilhada) arrasta em sua superfície o material pastoso para ser conformado pelo cilindro superior (tiras tixolaminadas). Após a saída da tira da cadeira de laminação, a troca de calor ocorre por radiação e convecção, e refrigerada rapidamente para a temperatura ambiente por um chuveiro de água, como mostrada na Figura 5.4 (b).

Para evitar a pré-solidificação da pasta semi-sólida no interior do bocal em contato com o cilindro inferior, foram necessários o seu aquecimento e monitoramento através de um termopar posicionado no seu interior, vide Figura 5.6. As Figuras 5.8 e 5.9 mostram respectivamente, que o pré-aquecimento do bocal é fundamental para garantir a largura da tira na mesma do bocal e reduzir a quantidade de material retido pela solidificação. Assim, usando o bocal na temperatura ambiente a largura da tira não é garantida ao longo do processo. O pré-aquecimento do bocal foi realizado na mesma temperatura de fusão da liga.

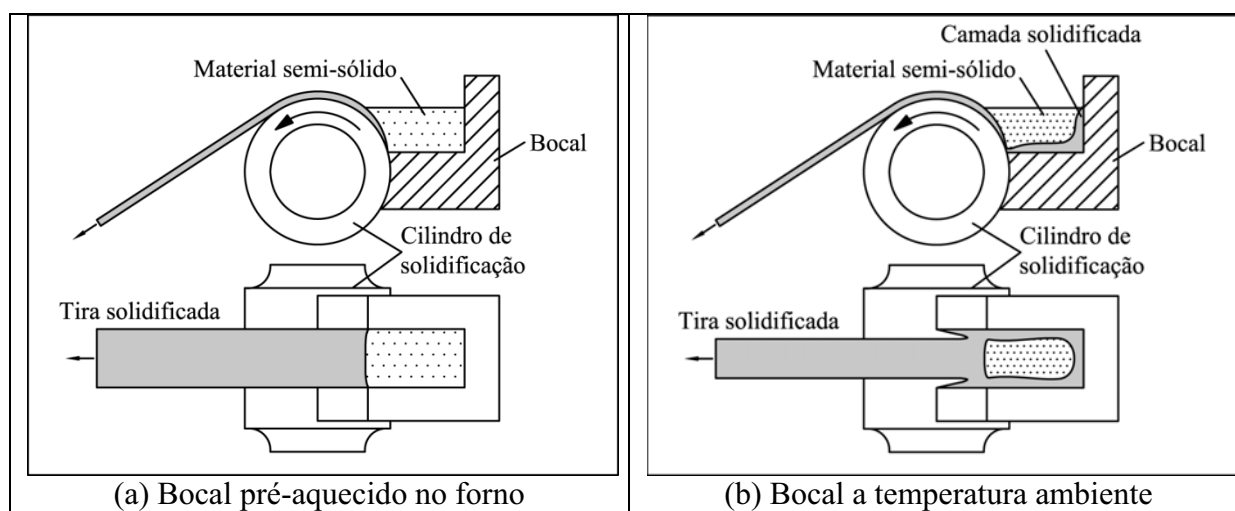


Figura 5.8. Representação esquemática do aumento da largura da tira processada, respectivamente, no bocal após o aquecimento (a), e sem o aquecimento (b).



Figura 5.9. Material da liga 70%Pb-30%Sn retido na soleira do bocal com pré-aquecimento (a) e sem pré-aquecimento (b).

5.1.13 Microestruturas da tira resfriada rapidamente

A tira processada diretamente do estado líquido apresenta três estágios distintos: 1. transiente inicial (cabeça); 2. estado estacionário (quando a piscina de material semi-sólido está cheia no bocal); e 3. transiente final (cauda). As mesmas regiões são encontradas em tiras laminadas a quente. No processamento por tixolaminação, a cabeça e cauda não são conformadas mecanicamente, pois a altura de material semi-sólido no bocal não é suficiente para ser arrastado pela casca coquilhada para ser conformada junto ao cilindro superior. Assim, somente no regime estacionário é que o material é tixolaminado. No caso das tiras semi-sólidas fundidas, produzida pelo afastamento do cilindro superior, as três regiões também são formadas. Entretanto, as superfícies voltadas para a atmosfera nos regimes transientes são aparentemente mais rugosas quanto no regime estacionário.

A análise das microestruturas no regime transiente inicial na Figura 5.10 (a) (liga 70%Pb-30%Sn) mostra a formação de estrutura coquilhada finamente globular rica em chumbo (fase α de cor preta) em matriz β (rica em estanho – fundo branco) formadas junto ao cilindro inferior do laminador. Em direção a parte superior da tira voltada para a atmosfera, ocorre uma formação dendrítica degenerada que dão origem a estruturas parecidas com eutéticos lamelares descontínuos que tendem a se globalizar (típica de uma estrutura reofundida). Tudo indica que ocorreu uma fragmentação dendrítica na parte superior da tira pela agitação entre as fases sólidas e líquidas sobre a casca metálica coquilhada durante o seu

percurso ao longo da cadeira de laminação. Então nesta mesma tira, podem-se evidenciar os dois tipos de estruturas: coquilhada e reofundida.

A Figura 5.10 (b) (liga 60%Pb-40%Sn) mostra uma estrutura hipoeutética com partículas sólidas primárias (fase α – fase preta) dispersa na fase β . A quebra de ramos dendríticos (fase α) forma uma microestrutura muito fina esferoidizada sobre a fase β , com aspecto de um eutético globular. É sabido na literatura que as ligas Pb/Sn formam eutéticos regulares lamelares (eutético Tipo I) e a degeneração da estrutura lamelar regular obtida é devido a forte agitação do material semi-sólido e o resfriamento rápido.

O fenômeno de crescimento e coalescimento mostram que a fase α parece não ser tão compacta, pois mostra conter pontos de fase β no seu interior que tende a facilitar a sua desintegração. Menor comprimento dendrítico em relação à liga anterior Pb-30%Sn é devido ao menor intervalo de solidificação (Figura 3.32).

A Figura 5.10 (c) (liga 50%Pb-50%Sn) mostra uma dispersão mais homogênea das fases presentes, estrutura eutética Pb-Sn com finas dispersões da fase α rica em chumbo degenerada em forma de bastonetes. Esta fase muito fina tende a espalhar e se confundir com a fase eutética. Esta característica de morfologia possibilita a tixolaminação de tira metálica de melhor qualidade devido à melhor plasticidade da pasta metálica, pois a estrutura está parcialmente esferoidizada, como pode ser visto na Figura 5.11.

À medida que se aproxima do ponto eutético obtém-se uma granulação mais fina devido ao menor intervalo de solidificação da liga. Ocorre também um aumento da fluidez próxima ao ponto eutético dessas ligas (Figura 3.11). Isto possibilita uma maior homogeneização dos microconstituintes ao longo da espessura da tira para uma posterior conformação mecânica. O grau de anisotropia planar diminui com esta microestrutura finamente dispersa. Este assunto será analisado na Seção 5.4.

A plasticidade das pastas metálicas pode também estar relacionada com a distribuição morfológica dessas colônias. As microestruturas eutéticas regulares sendo substituídas pela formação de zonas esferoidais finas de fase α e β , tornam a pasta metálica com maior característica tixotrópica. Estas zonas induzem a superplasticidade do material durante a tixolaminação e defeitos podem ser minimizados.

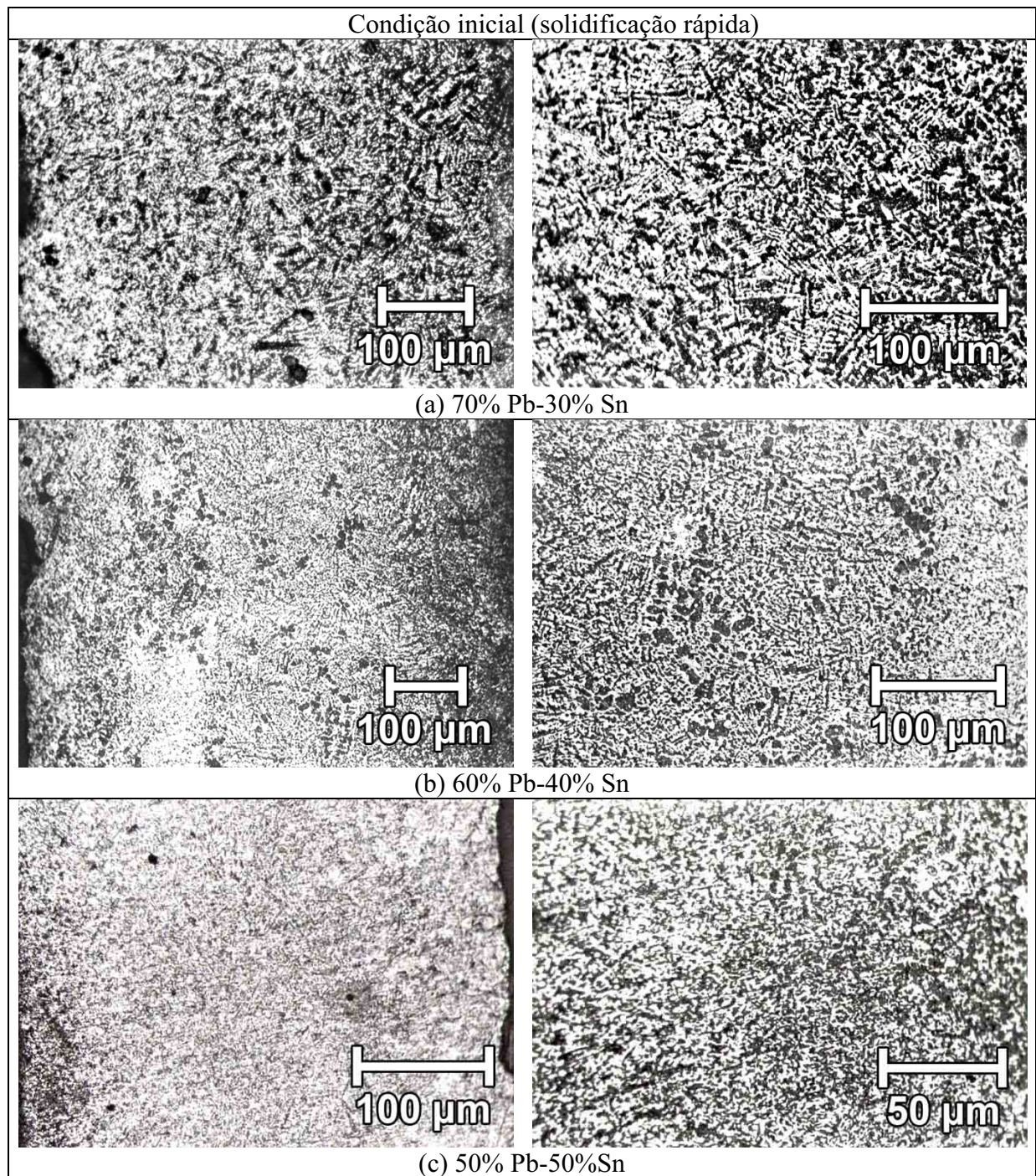


Figura 5.10. À esquerda: fotografias da superfície voltada para atmosfera das tiras resfriadas rapidamente logo no início de processamento. À direita: microestrutura ao longo da espessura da tira e no centro.

5.1.14 Microestruturas da tira tixolaminada

As microestruturas das tiras tixolaminadas obtidas, são mostradas na Figura 5.11. As tiras com maior intervalo de solidificação (70%Pb-30%Sn) têm mostrado um material semi-

sólido de baixa plasticidade e assim de difícil processamento, vide Figura 5.5 (a). Esta dificuldade pode estar relacionada com a formação de dendritas relativamente grosseiras de difícil esferoidização para obter uma pasta reofundida adequada para a tixolaminação. Além disso, o estado de tensão de compressão atuante entre os cilindros provoca o espalhamento lateral desse material de pouca plasticidade, causando defeitos (trincas laterais e transversais e conseqüente perda total da tira). Assim, as pastas metálicas com pouca plasticidade não conseguem redistribuir o estado de tensão atuante na tixolaminação.

A plasticidade das pastas metálicas pode também estar relacionada com a distribuição morfológica das fases α e β . As microestruturas eutéticas regulares sendo substituídas pela formação de zonas esferoidais finas de fases α e β , tornam a pasta metálica com maior característica tixotrópica. Estas zonas induzem a superplasticidade do material durante a tixolaminação e defeitos são minimizados, vide Figura 5.5.

A fase α rica em chumbo é preferencialmente nucleada junto ao cilindro inferior (cilindro de solidificação). As fases α e β estão dispersas formando colônias (manchas brancas e pretas) visíveis ao longo da seção transversal. Tais colônias são mais destacadas para as ligas 60%Pb-40%Sn e 50%Pb-50%Sn. Essas estruturas são formadas desde o início do processo, vide Figura 5.10, e acentuadas durante a conformação plástica da pasta metálica. Sabe-se que o estado de tensão de compressão, e a quantidade de fase sólida presente na pasta metálica acentuam este fenômeno. Tudo indica que os mecanismos de deformação plástica do material semi-sólido (1, 2, 3) são mais atuantes do que o mecanismo (4) (Figura 3.4), isto é, maior porcentagem da fase líquida.

Esta falha de distribuição homogênea das fases pode produzir tiras de comportamento anisotrópico e prejudicar a posterior conformação plástica desse material. Entretanto, a formação de uma granulação mais fina e distribuição equiaxial tendem a aumentar a plasticidade e distribuir o estado de tensão do material durante a estampagem profunda, por exemplo. Este assunto será discutido na Seção 5.4.

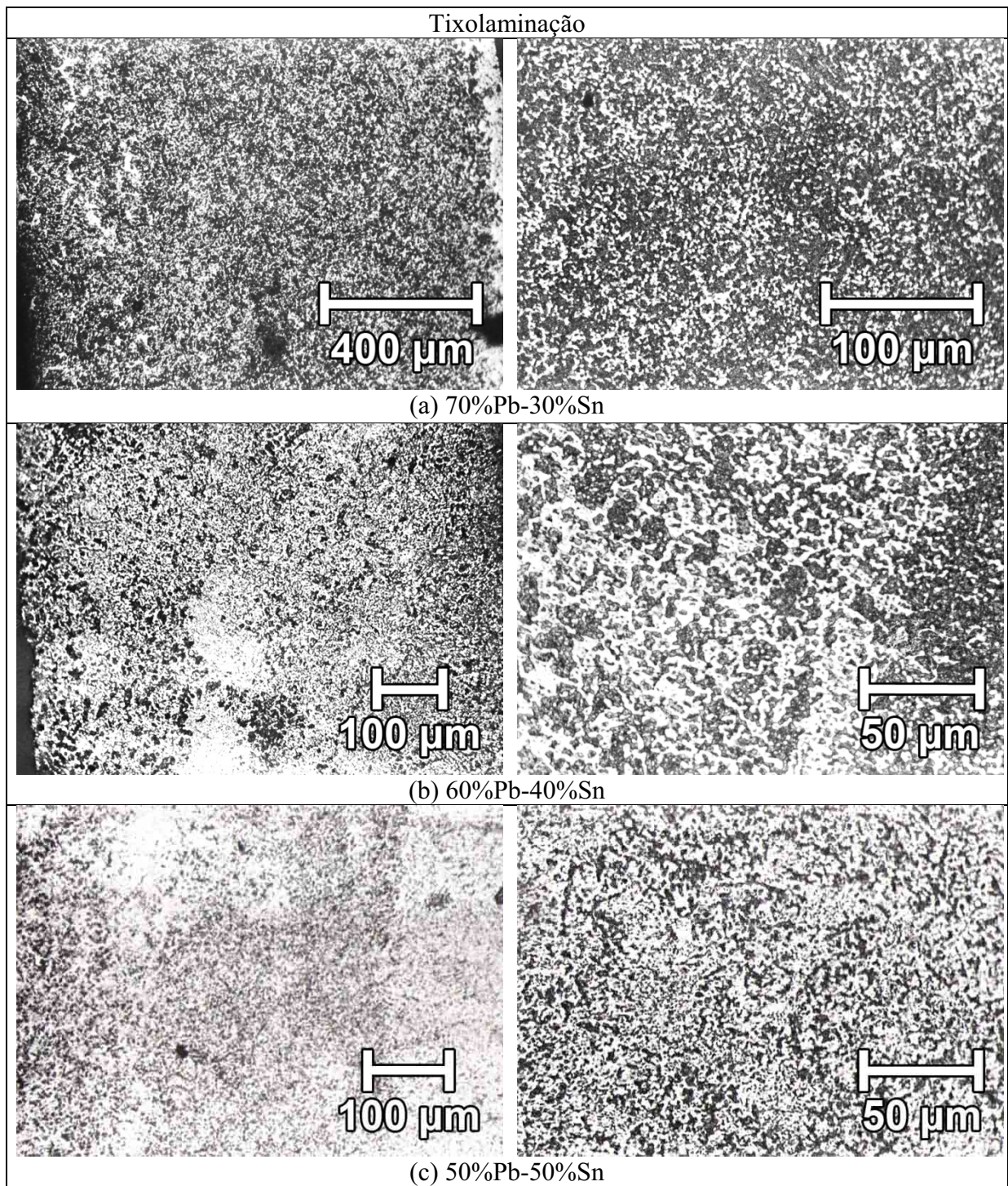


Figura 5.11. As micrografias mostram a distribuição dos micro-constituintes após o processamento para cada liga empregada.

5.1.15 Efeito da temperatura de vazamento e da velocidade dos cilindros sobre a qualidade das tiras metálicas fundidas semi-sólidas de alto intervalo de solidificação

A Figura 5.12 mostra o acabamento superficial de duas tiras metálicas semi-sólidas fundidas usando a liga 70%Pb-30%Sn: 1. vazada a elevada temperatura (375 °C), 192°C acima da linha liquidus e processada para a velocidade dos cilindros de 0,47 m/s (2ª. velocidade do laminador); e 2. vazada a 325 °C, 142 °C acima da linha liquidus e processada para a velocidade dos cilindros de 0,25 m/s (1ª. velocidade do laminador). O bocal empregado é aquele indicado na Figura 4.2 (c) com pré-aquecimento no forno.

Para a primeira condição, tudo indica que não se formou uma espessura suficiente de material semi-sólido para ser conformada entre cilindros a uma distância de 0,7 mm devido a elevada fluidez da liga, causada pela alta temperatura de vazamento, Figura 5.13 (a). Então, esta tira foi somente resfriada pelo cilindro inferior a uma velocidade de 0,47 m/s num tempo de contato de aproximadamente de 0,05 s.

Quanto maior a velocidade dos cilindros e maior a fluidez da liga metálica, maior deve ser a troca de calor na interface tira/cilindro para obter um tira de espessura adequada e com menos defeitos, consistentes com observações de Li e Thomas (1996). Assim, um cilindro de cobre refrigerado internamente é recomendável. Por outro lado, diminuindo a velocidade dos cilindros, o tempo de contato do material semi-sólido com o laminador é maior (veja Zona I – Figura 3.24), e assim obtém-se uma tira metálica com maior espessura, Figura 5.12.

A Figura 5.13 (b) mostra os perfis das curvas de temperatura versus tempo durante o processamento da liga Pb-30%Sn. A temperatura do cilindro aumenta lentamente durante o processamento devido a sua baixa condutibilidade térmica relativa.

O aumento da temperatura dos cilindros naturalmente pode reduzir a sua vida útil e alterar a microestrutura da tira metálica. Assim, cilindros de cobre que apresentam maior condutibilidade térmica, são viáveis, quanto se trata de ligas de maior ponto de fusão para garantir uma microestrutura uniforme e de menor quantidade de defeitos.

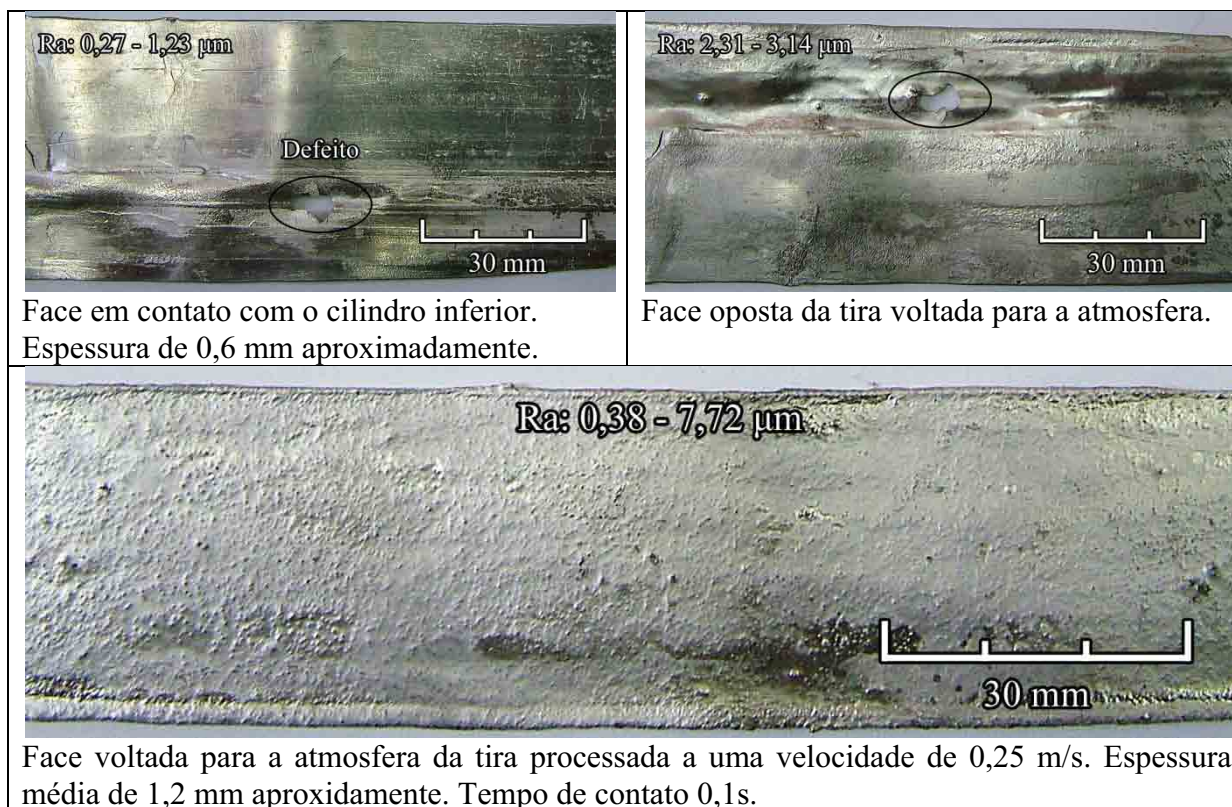


Figura 5.12. Tiras semi-sólidas fundidas para diferentes velocidades e as respectivas variações das rugosidades média (Ra) como indicadas. Os furos na tira podem ser resultados da incapacidade do material manter a tensão superficial durante o processamento.

Os Termopares 2 e 3 apresentam praticamente as mesmas temperaturas e maiores que do Termopar 1, indicando que quanto mais próximo do bocal, que contém a poça de material semi-sólido, maior é a temperatura. O Termopar 4 mede a temperatura do bocal e permanece com pequenas variações, evitando a pré-solidificação do material semi-sólido na produção da tira.

O material semi-sólido pobre em fase sólida (lama metálica) se espalha sobre o cilindro inferior (cilindro de solidificação), dificultando obter uma bitola de acordo com a abertura do bocal que mantém a poça semi-sólida. Como resultado, uma tira fundida com vários defeitos não pode ser recuperada e usada posteriormente para a caracterização mecânica.

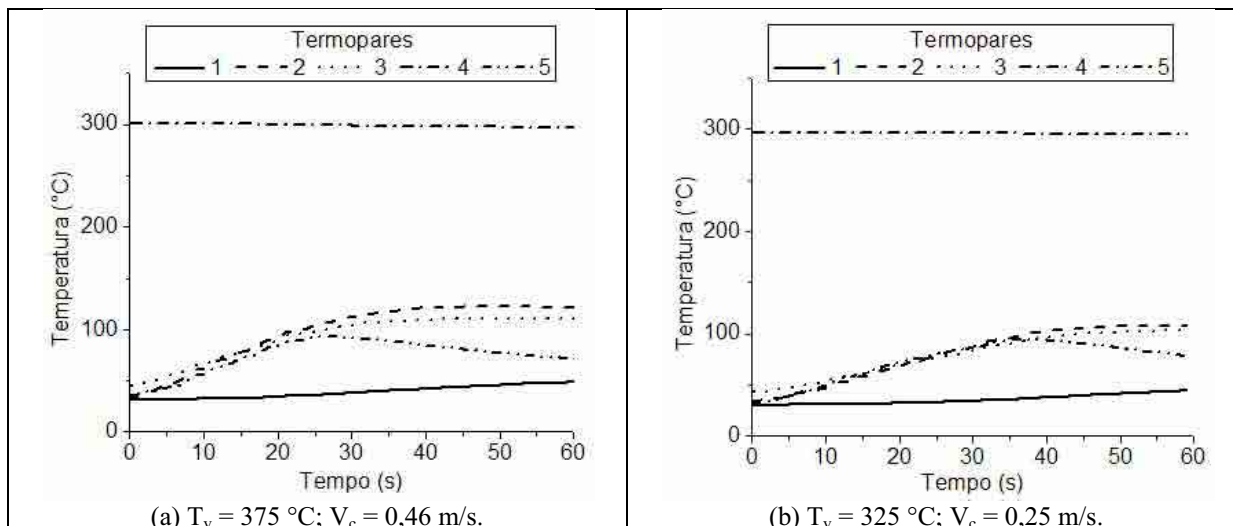


Figura 5.13. Perfis das temperaturas obtidas durante a fabricação da tira. Termopares T_1 , T_2 , T_3 estão dispostos ao longo da calha da produção de semi-sólido sendo o T_3 o mais próximo do bocal. Termopares T_4 e T_5 dispostos junto ao bocal e em contato com o cilindro inferior, T_v é a temperatura de vazamento e V_c é a velocidade dos cilindros de laminação.

5.1.16 Redução da temperatura e velocidade de processamento para a tixolaminação da liga Pb30%Sn

A Figura 5.15 mostra as fotografias da matéria prima, e das tiras obtidas com as suas respectivas rugosidades médias superficiais (R_a). E compara a micrografia da matéria prima, com as micrografias das secções transversais das tiras, nas seguintes condições de fabricações: tixolaminadas, solidificadas rapidamente (tiras semi-sólidas fundidas) e laminadas a quente.

A liga 70%Pb-30%Sn na temperatura de 294 °C foi inoculada com enxofre através de um sino de imersão e vazada na calha de resfriamento (*cooling slope*), para a tixolaminação a uma velocidade de 0,47 m/s. A tira assim processada, apresentou trincas transversais, e também, porosidade que são formadas preferencialmente nas bordas, Figura 5.15 (d).

Dessa forma, pressupõe-se que a solidificação da tira não se completou totalmente antes de ser conformada pelo cilindro superior, gerando trincas a quente. Por outro lado, o enxofre (0,4% em peso da liga fundida) como agente nucleante, não foi eficiente para produzir uma pasta metálica plástica para ser conformada. Assim, o ângulo de contato do material pastoso no bocal deve ser maior, para aumentar a camada solidificada da tira, antes de entrar na zona de conformação dos cilindros. Um contato sólido-sólido é fundamental neste caso, em

vez do contato líquido-sólido para a conformação mecânica. A tira tixolaminada tem uma espessura de 1 mm aproximadamente.

A liga vazada a 325 °C e processada por cilindro único (*single roll*), a uma velocidade do cilindro de 0,25 m/s, não apresentou trincas superficiais e teve sua largura variando de 25 mm a 31 mm, próximo da largura do bocal (23 mm), Figura 5.15 (b). Porém, a face voltada para atmosfera, apresentou uma elevada rugosidade superficial (0,38-7,72 μm), aparentemente devido ao mecanismo de crescimento dendrítico preferencial, orientados na direção de extração de calor, vide Figura 5.14. O tempo de contato com o cilindro foi de 0,1 s.

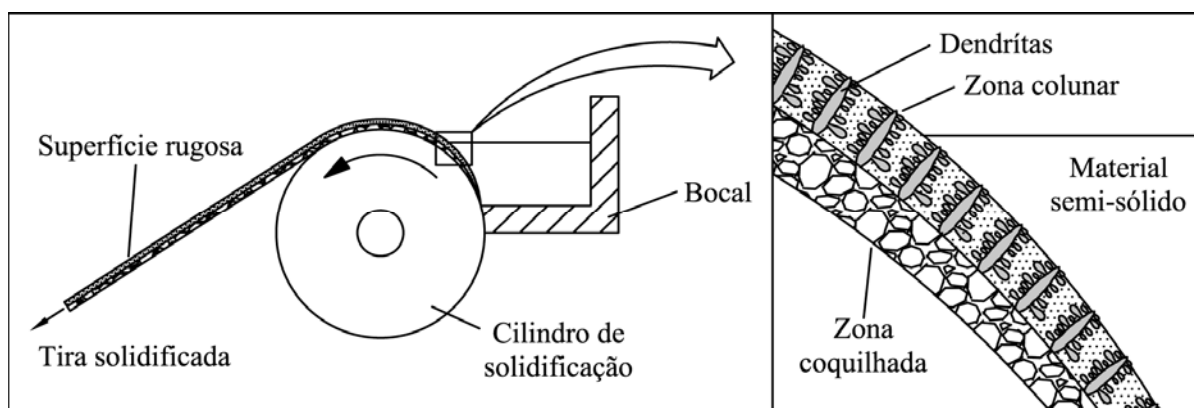


Figura 5.14. Representação esquemática do surgimento de grãos colunares a partir de grãos coquilhados com orientação favorável, no processamento por cilindro único (*single roll*).

O contato na interface tira/cilindro possibilitou uma boa troca de calor. Além disso, após sair pela cadeira de laminação, a tira metálica sofreu também um resfriamento rápido através de um chuveiro posicionado na saída do laminador até a temperatura ambiente (Figura 5.4 (b)). Assim, uma microestrutura muito fina foi obtida para todas as tiras quanto comparada com a matéria prima, Figura 5.15 (a).

A pequena variação na espessura da tira semi-sólida fundida (1,1 a 1,3 mm) não é um problema para a posterior laminação, para obter uma tira de melhor acabamento superficial e de microestrutura mais refinada, Figura 5.15 (c). A liga 70%Pb-30%Sn apresenta uma temperatura homóloga em torno de 0,5 e a laminação posterior à temperatura ambiente (laminação à quente), reduziu a rugosidade média (R_a) da tira. A tira semi-sólida laminada teve uma espessura de 1 mm, Figura 5.15 (c). Assim, tiras de ligas metálicas de elevado intervalo de solidificação devem ser obtidas através do resfriamento rápido pelo cilindro inferior (processo *single roll*) e conformada a quente em linha numa outra cadeira de laminação.

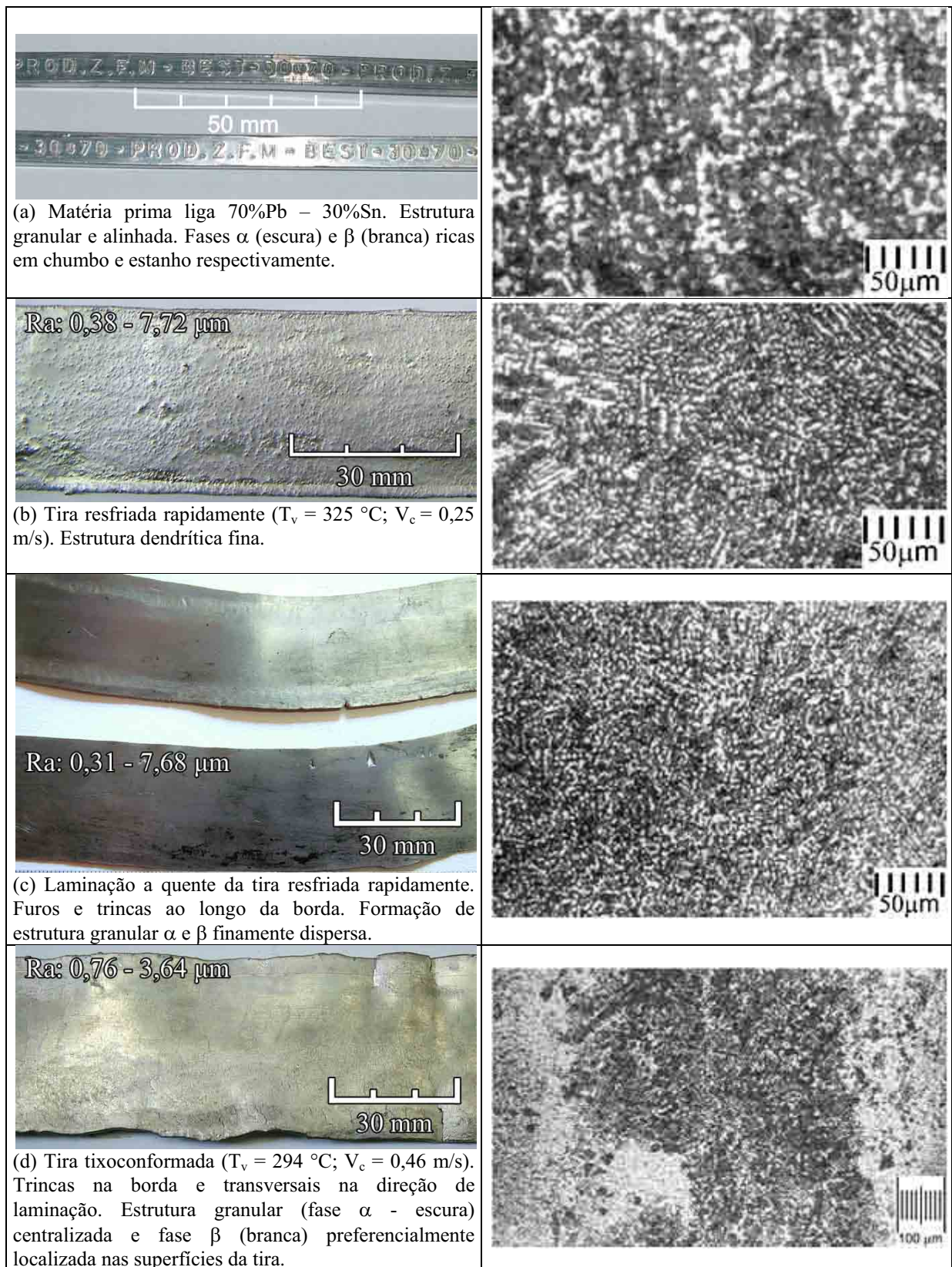


Figura 5.15. Matéria prima e tiras obtidas em diferentes situações como indicada. Amostras metalográficas analisadas ao longo da espessura da tira.

A simulação da laminação a quente ($T_h > 0,5$) diminui a rugosidade superficial, e a estrutura dendrítica foi substituída por uma estrutura mais refinada e uniformemente distribuída ao longo da espessura como mostrada na Figura 5.15 (c). Como resultado, um aumento da resistência mecânica e menor grau de anisotropia da tira metálica devem ocorrer.

Nas ligas tixoconformadas, a microsegregação por ação mecânica é evidente, Figura 5.15 (d). Com a predominância da fase branca (fase β rica em Sn) na superfície de ambos os lados da tira, ao longo da largura, e o eutético fino posicionado na região central. Esta microsegregação foi devido à ação mecânica de compressão fornecida pelos cilindros do laminador. A falta de distribuição uniforme dos microconstituintes pode alterar as propriedades mecânicas/químicas das tiras assim obtidas.

Assim, a segregação na linha central e superficial, e falta de uniformidade do tamanho dos grãos ao longo da espessura da tira, são problemas que devem ser controlados na produção para as tiras tixoconformadas, Figura 5.15 (d).

A Figura 5.16 mostra a tira laminada à quente com furos de geometria triangular, em diferentes tamanhos ao longo da borda, indicando a preferência de localização das inclusões na fabricação da tira resfriada rapidamente. Estes defeitos podem ser atribuídos às inclusões, provavelmente óxido de chumbo, obtidas durante a fabricação da tira e posicionada preferencialmente nesta região.

Em geral, óxidos e escórias se aglomeram na superfície do bocal, que mantém uma poça metálica junto ao cilindro inferior, e alimenta a cadeira de laminação de material no estado de lama/pasta, para obter a tira metálica, seja pelo processo de cilindro único (*single roll*) ou cilindros duplos (*two-high mill*).

Naturalmente, maior a temperatura de vazamento, maior a tendência em se formar óxidos na superfície da poça metálica. O controle da inclusão (óxido/escória) antes da obtenção da tira fundida é fundamental, para posterior conformação mecânica da tira. Assim, óxidos e escórias devem ser eliminados, antes da produção da tira metálica fundida, através de uma filtragem eficiente. Nos experimentos posteriores, uma barreira foi projetada e construída para esta finalidade.

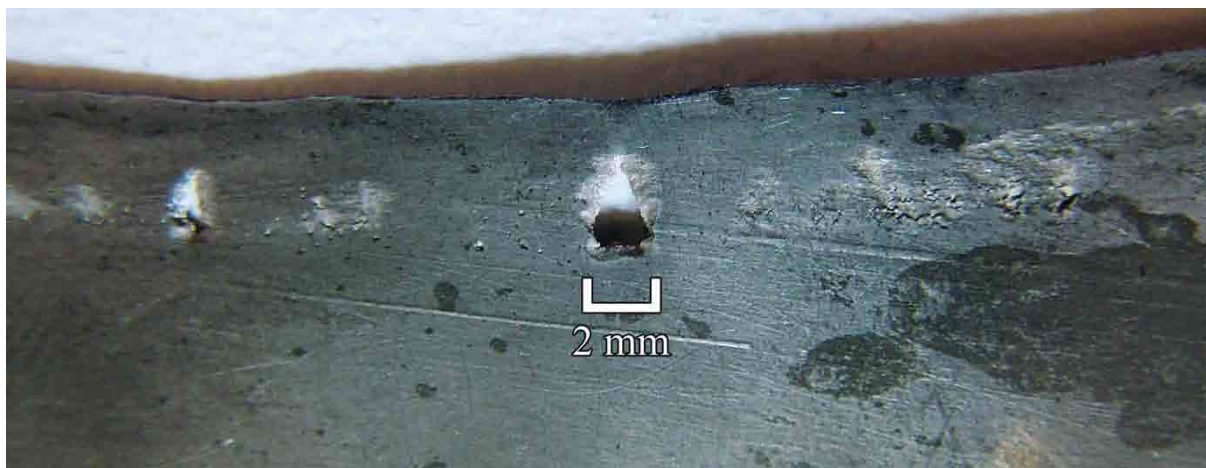


Figura 5.16. Furos de geometria triangular de diversos tamanhos dispostos ao longo da borda da tira após a simulação da laminação a quente.

5.1.17 Qualidade das tiras metálicas Pb/Sn semi-sólidas fundidas e tixolamanidas diminuindo o intervalo de solidificação, controlando a velocidade dos cilindros e a temperatura do bocal, e aumentando a altura da piscina do material semi-sólido

Após os testes empregando a liga Pb-30%Sn acima descrita, a liga Pb-50%Sn com intervalo de solidificação de 31 °C (temperatura de início e final de solidificação de 215 °C e 183 °C respectivamente), foi selecionada para verificar os parâmetros de processamento (como a velocidade dos cilindros e a temperatura de vazamento da liga) para obter uma tira de boa qualidade, Figura 5.17. A temperatura do bocal para os experimentos realizados foi controlada para ficar abaixo da temperatura de solidificação suficiente para esvaziar a piscina de material semi-sólido no bocal.

O bocal empregado para este experimento foi o de maior volume (100 ml, da Figura 4.2 (a)), para manter maior quantidade de material semi-sólido, e também maior tempo de contato no cilindro de solidificação, Tabela 5.1. Assim, quanto maior é o tempo de contato, por sua vez, maior é a capacidade de extrair calor. O cadinho de 500 ml é usado para fundir a liga antes do vazamento na panela intermediária (*tundish*) de 80 ml, a uma vazão de aproximadamente 13 ml/s sobre a calha de resfriamento, para produzir o material no estado semi-sólido.

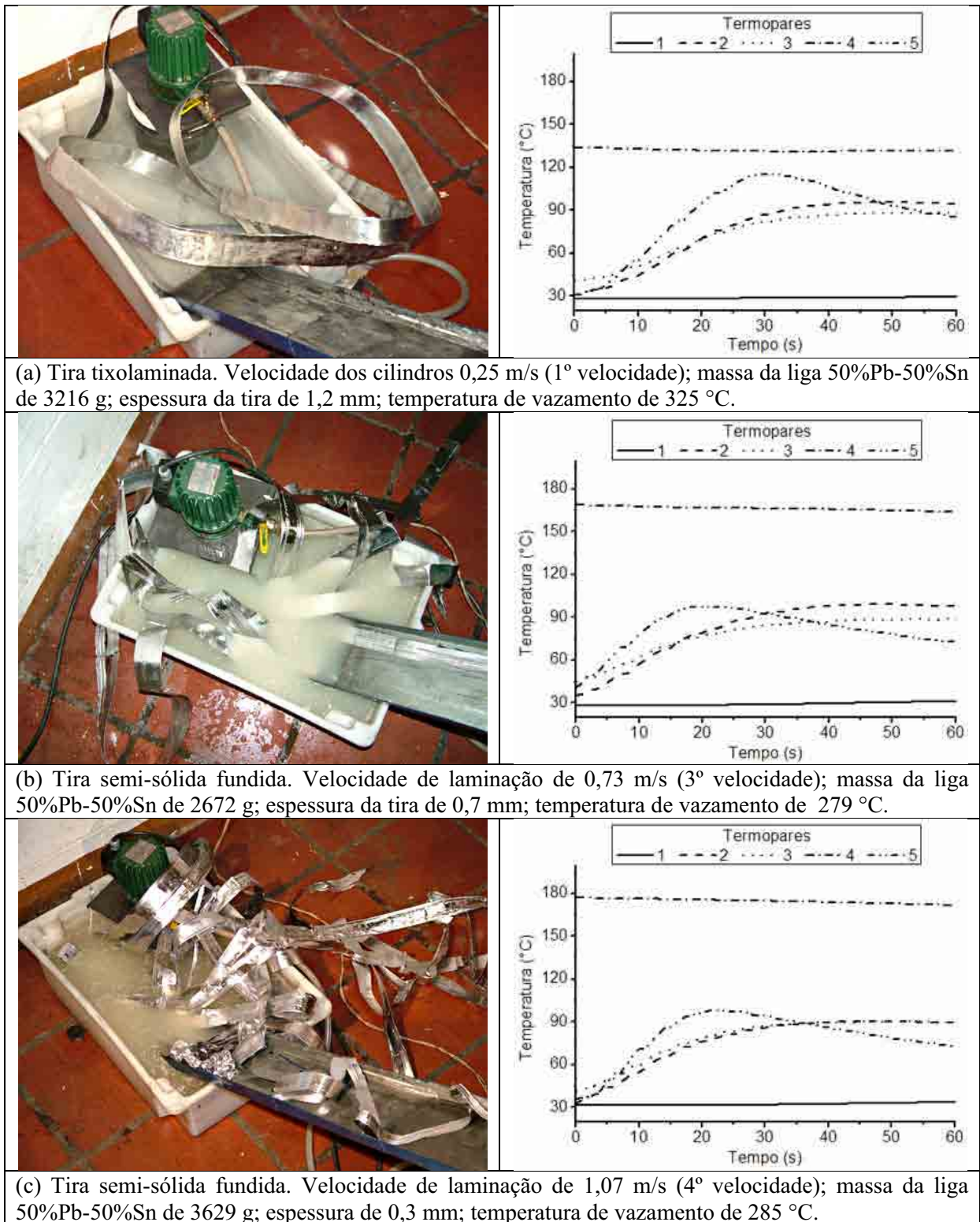


Figura 5.17. Variação da velocidade na fabricação das tiras fundidas e a evolução da temperatura com o tempo de processamento. Diminuindo a velocidade dos cilindros, garante uma tira de melhor qualidade.

Tabela 5.1. Parâmetros de processamento da liga Pb-50%Sn pelo processo por cilindro único (*single roll*).

Velocidade de processamento (m/s)	Tempo de contato (s)	Espessura média da tira (mm)	Temperatura de processamento (°C)
0,25	0,25	1,4	283
0,47	0,13	1,0	281
0,73	0,09	0,7	279
1,07	0,06	0,3	285

A quantidade de defeitos observados se tornava cada vez maior à medida que aumenta a velocidade dos cilindros, devido basicamente a dificuldade de manter a continuidade da tira metálica resultado da alta tensão superficial σ_{lt} desenvolvida. No caso extremo, a tensão superficial σ_{lt} é bem maior do que as tensões superficiais σ_{sl} e σ_{st} não mantendo o equilíbrio estático, causando o rompimento da casca metálica, Figura 5.18.

Para a alta velocidade dos cilindros (1,07 m/s), constatou-se que na saída do laminador, o empacotamento por dobramento da tira após o processamento ocorreu. Assim, a ação da gravidade não é suficiente extrair a tira a velocidade empregada. Um sistema de extração de calor eficiente dos cilindros pode garantir a integridade da tira pelo aumento da espessura.

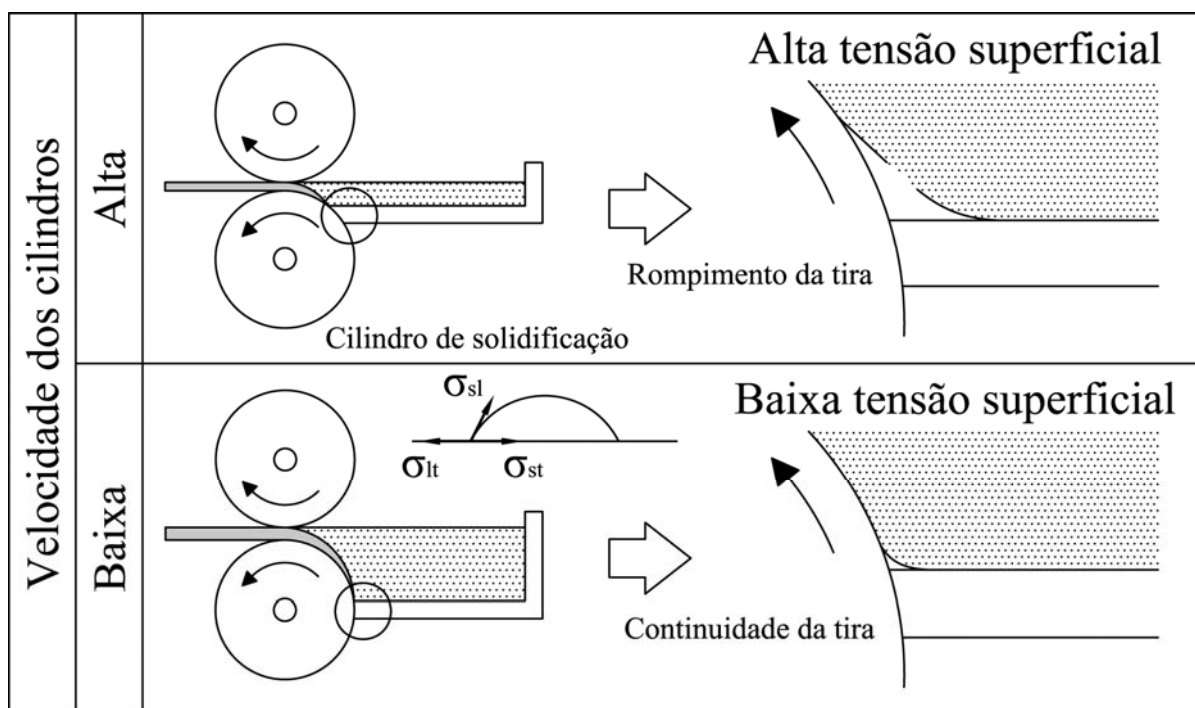


Figura 5.18. Análise qualitativa do efeito da velocidade dos cilindros sobre a tensão superficial do material sendo processado diretamente do estado líquido.

Quando se aumenta a velocidade do cilindro de solidificação, pode causar também, o desenvolvimento das propriedades tixotrópicas do material, pelas elevadas taxas de cisalhamento na interface cilindro/material pastoso. A grande quantidade de material semi-sólido dragado pelo cilindro inferior provoca o espalhamento deste material, na superfície dos cilindros. Além disso, observou-se ainda, uma pequena infiltração na região de contato entre o bocal e o cilindro de solidificação. O acúmulo de material nesta região, durante a fabricação da tira, danificou severamente o bocal causando a sua fratura.

Portanto, para os ensaios posteriores a velocidade de 0,25 m/s (1° velocidade) e o bocal da Figura 4.2 (a) foram escolhidos para a obtenção de tiras através do processamento usando a técnica de cilindro único (*single roll*) e cilindros duplos (*twin roll*) e para a caracterização mecânica através do processo de estampagem profunda (*deep drawing*) e estiramento (*ironing*).

5.2 Fabricação e caracterização de tiras de ligas metálicas semi-sólidas fundidas e tixolaminadas, próximo ao ponto eutético (baixo intervalo de solidificação)

Para fabricação e caracterização de tiras de ligas metálicas semi-sólidas fundidas e tixolaminadas, próximo ao ponto eutético (baixo intervalo de solidificação), serão analisados, o efeito da fluidez na fabricação da tira semi-sólida fundida, a variação da largura e espessura da tira semi-sólida fundida e a produção da tira por tixolaminação.

5.2.1 Efeito da fluidez na fabricação da tira semi-sólida fundida

A Figura 5.19 mostra o acabamento das tiras semi-sólidas da liga Sn-37%Pb, vazadas a temperatura de aproximadamente 280°C e 220°C. A temperatura de fusão e o intervalo de solidificação desta liga são, respectivamente, de 185°C e 3°C. A composição química desta liga está próximo ao ponto eutético (temperatura do eutético de 183 °C com 61,9%Sn), e assim, apresenta elevada fluidez (diagrama da Figura 3.11). A velocidade dos cilindros, como anteriormente estudada, foi mantida a 0,25 m/s para criar uma tira de melhor qualidade, mantendo o equilíbrio estático das tensões superficiais. O bocal também foi escolhido para

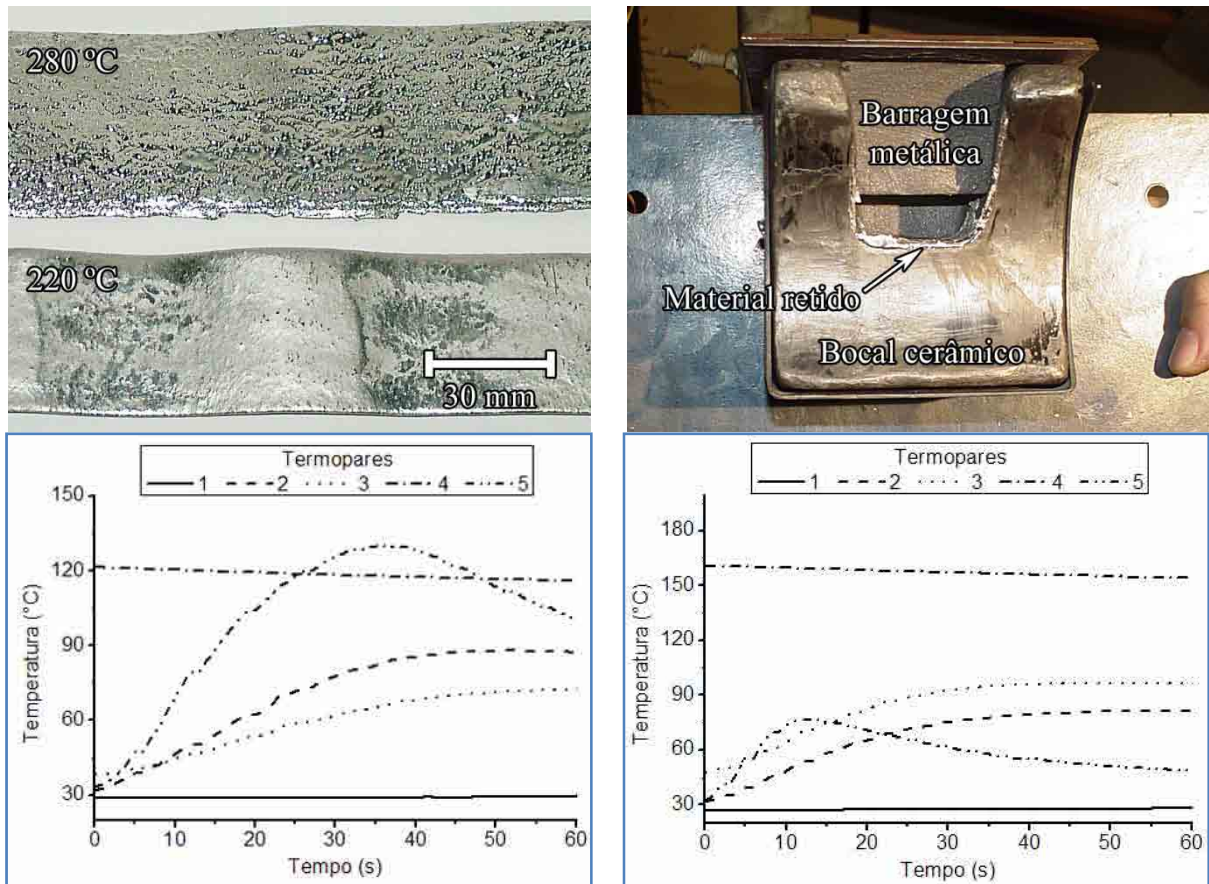
obter um tempo de contato de 0,2 s suficiente, para criar uma casca metálica ao longo do arco de contato de 50 mm de comprimento e largura de 45 mm aproximadamente (área total de contato 2250 mm²). A vazão da liga fundida, como anteriormente descrita, está em torno de 13 ml/s usando um cadinho de 500 ml.

A temperatura de vazamento de 220°C produz uma tira de largura que segue a largura do bocal previamente aquecido. O bocal cerâmico como construído e pintado com grafite coloidal (Dycote Dr 178), tem suportado diversas simulações, e não é suscetível de erosão e quebra para a velocidade aplicada.

A outra tira fabricada, a partir da liga vazada a 280 °C, não segue a largura do bocal de 45 mm e espalha sobre o cilindro de solidificação, devido ao alto grau de molhamento. Assim, altas temperaturas de vazamento, necessitam maior tempo de contato com o cilindro de solidificação ou precisa de melhor capacidade de extração de calor. Então, se a quantidade da fase sólida no material pastoso diminui com o superaquecimento térmico da liga fundida, maior quantidade de calor latente deve ser removida pelo cilindro inferior, em menor espaço de tempo. Conseqüentemente, o controle da velocidade dos cilindros é outra variável importante para obter uma solidificação adequada do material semi-sólido, para produzir tiras metálicas semi-sólidas fundidas de boa qualidade como discutido na Seção 5.1.17.

A superfície da tira solidificada em contato com o cilindro inferior produz uma superfície de bom acabamento. Por outro lado, a superfície solidificada com a face voltada para a atmosfera é extremamente rugosa, e aparentemente não propícia a estampagem, principalmente, para a tira fabricada na temperatura de vazamento de 280 °C. Neste caso, uma laminação posterior, pode garantir uma superfície de melhor qualidade. Problemas de aderência das tiras sobre os cilindros, não ocorreram, para as condições aplicadas (acabamento superficial dos cilindros até a lixa de granulometria 1200).

Acessórios, como guardas e guias, não são necessários na cadeira de laminação para garantir o alinhamento das tiras semi-sólidas fundidas e tixolaminadas, durante o processamento. Logo, um equipamento compacto, e assim de fácil manutenção e preparação, para os experimentos.



Perfil de temperatura de processamento 280°C

Perfil de temperatura de processamento 220°C

Figura 5.19. Comparação do acabamento da superfície voltada para atmosfera da tira semi-sólida para duas temperaturas de processamento como indicadas, o material retido na soleira do bocal cerâmico (*nozzle*) após o ensaio para o processamento a 220 °C, e os perfis de evolução de temperatura para cada temperatura de vazamento.

5.2.2 Variação da largura e espessura da tira semi-sólida fundida

A Figura 5.20 mostra a variação da espessura e largura ao longo do comprimento da tira semi-sólida fundida a 220 °C. Tanto a largura quanto a espessura, aumentam das extremidades para a região central da tira metálica. A região central é relacionada ao nível máximo atingido pela piscina do material semi-sólido, no bocal, durante o processamento. Então, existe um período de transiente inicial (cabeça da tira), estado estacionário (parte central) e um período de transiente final (cauda da tira).

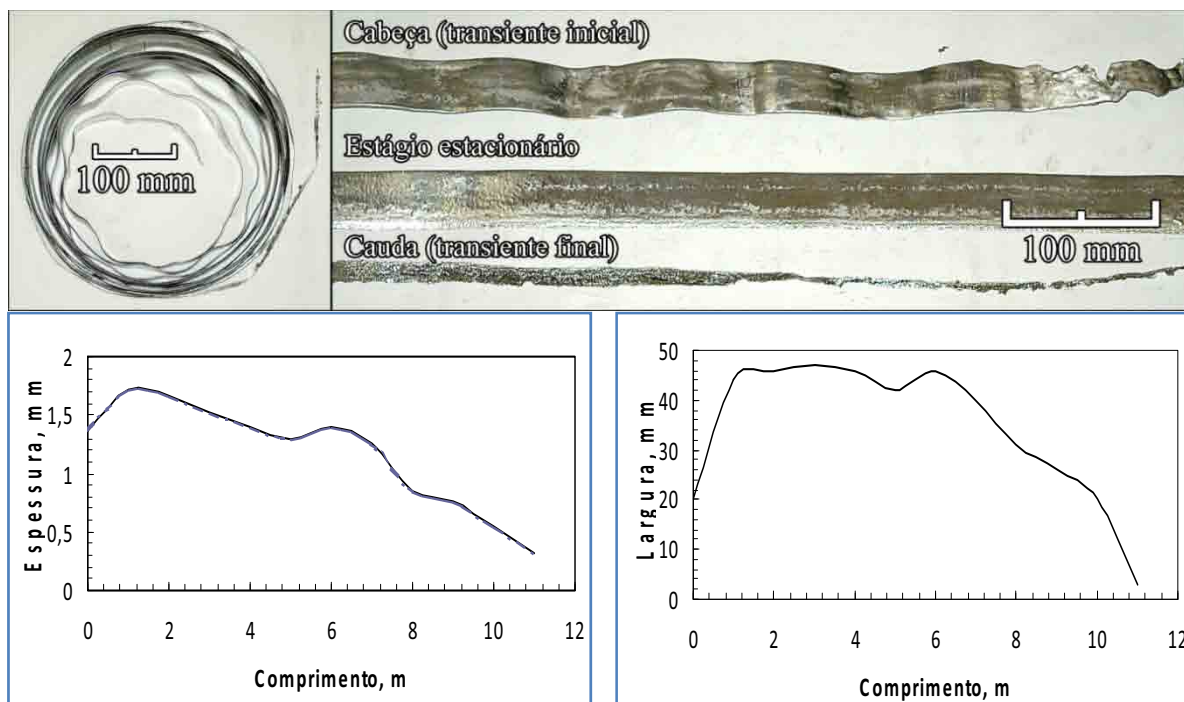


Figura 5.20. A bobina da tira semi-sólida fundida a 220 °C, os estágios obtidos ao longo da tira, e os perfis da espessura e largura da bobina da tira semi-sólida fundida. A quantidade da liga fundida foi de 3,2 kg.

A geometria do bocal e seu pré-aquecimento garantem a produção da tira metálica semi-sólida fundida com largura de 45 mm, aproximadamente. Um controle dinâmico deve ser aplicado, para ajustar a velocidade dos cilindros. Isto pode diminuir as perdas nas extremidades das tiras, e assim, obter o máximo de eficiência no processo.

5.2.3 Tira tixolaminada

O processo de tixolaminação foi usado para conformar imediatamente a superfície que se solidifica voltada para a atmosfera, e assim, um melhor acabamento é obtido. Desse modo, uma economia de energia ocorre, pois não é necessária a laminação posterior no estado sólido. A força de tixolaminação consiste de duas partes: a primeira para conformar a lama/pasta metálica levada pela casca metálica; a segunda parte para conformar a casca metálica (região coquilhada) a qual tem maior tensão de escoamento. Assim, a conformação de áreas heterogêneas ocorre.

Durante a tixolaminação, tensões de origem térmica se desenvolvem na interface casca coquilhada/cilindro de solidificação, que transporta o material semi-sólido superaquecido. Tensões de origem mecânica também originam pela pressão aplicada pelos cilindros do laminador.

Então, é necessário controlar a espessura da tira semi-sólida fundida formada pela casca coquilhada, que arrasta o material semi-sólido em sua superfície, a fim de prever a distância entre os cilindros do laminador. As temperaturas de vazamento testadas foram de 220 °C, 240 °C e 260 °C.

Para todas as temperaturas empregadas, a parte do transiente inicial (cabeça da tira) não foi contínua. Isto pode ser explicado, pelo super-resfriamento térmico da liga entre os cilindros, os quais estão na temperatura ambiente no início do processo, e também pela pressão exercida na tira. Com o prosseguimento da tixolaminação, a temperatura dos cilindros aumenta e um pedaço de tira contínua resulta para todas as condições, Figura 5.21.

O aumento na largura foi causado pela tensão de compressão dos cilindros sobre as duas partes da tira semi-sólida fundida a 220 °C e 240 °C. Por outro lado, somente parte da tira é conformada para temperatura de processamento de 260 °C. Isto pode ser explicado pela elevada fluidez da liga, não criando uma espessura suficiente para a tixolaminação. Então, a temperatura para tixolaminação deve variar entre 220 °C e 240 °C. Naturalmente, o aumento da força de separação entre os cilindros ocorre quando menor for o espaçamento entre eles. Como resultado, defeitos de bordas como trincas nas tiras tixolaminadas podem ocorrer para uma distância entre cilindros menor de 1 mm.

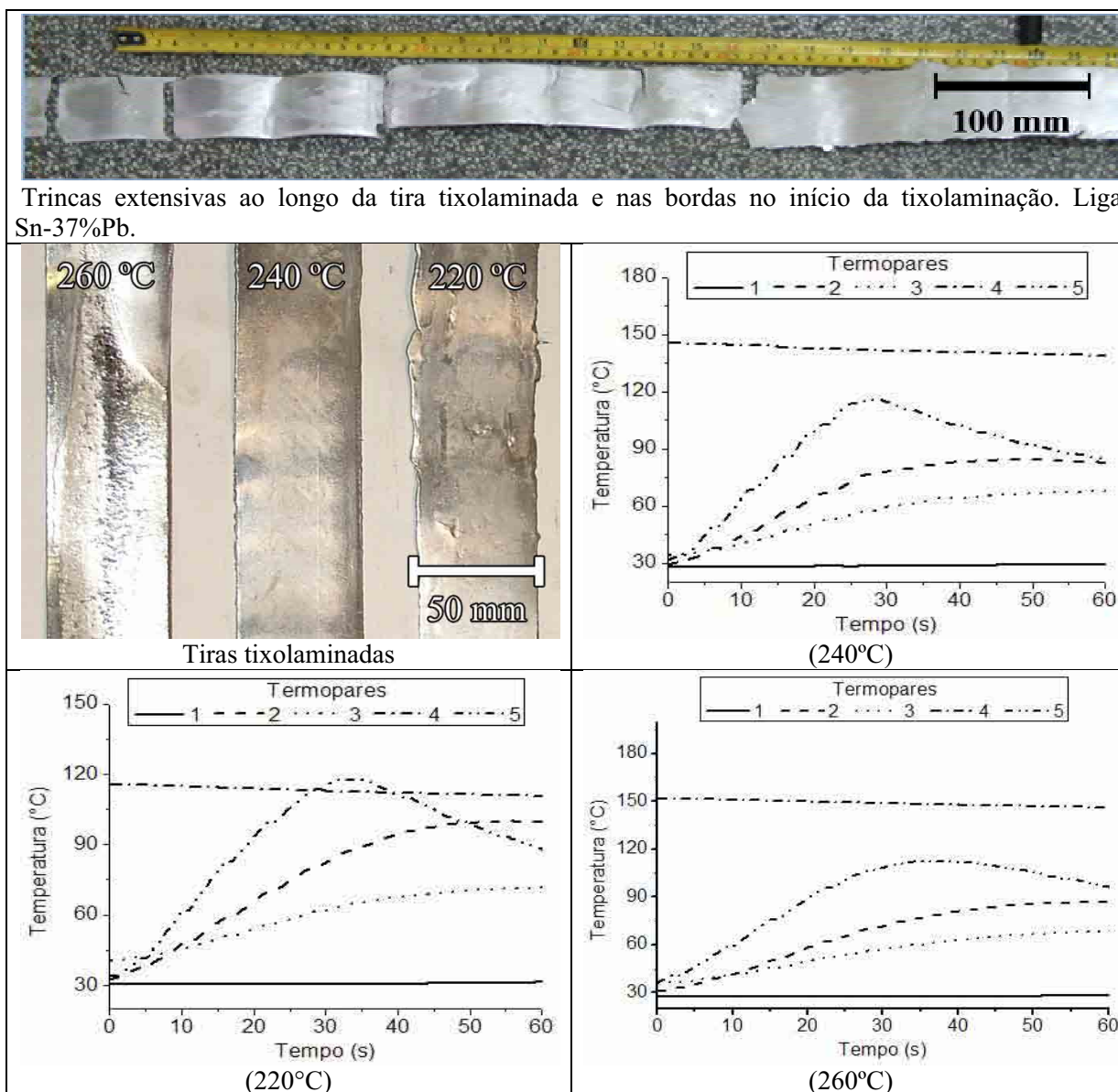


Figura 5.21. Tiras tixolaminadas obtidas pelas temperaturas de vazamento de 220 °C, 240 °C e 260 °C para distância entre cilindros de 1,2 mm. A tira tixolaminada a 240 °C foi usada para obtenção dos discos metálicos (*blanks*) para a caracterização mecânica. Perfis de temperatura de processamento como indicado. A temperatura do bocal está abaixo da linha de reação eutética (183 °C).

5.3 Análise de defeitos das tiras fundidas e tixolaminadas

Para estudar os defeitos das tiras fundidas e tixolaminadas, neste item, serão analisados: o transporte de escória; formação de gotas frias; defeitos periódicos na tira; a utilização de uma barreira anti-escória para melhorar a qualidade da tira fundida/tixoconformada; a influência dos defeitos do cilindro do laminador na formação de trincas na tira e a formação de trincas transversais e escamações ao final do processamento.

5.3.1 Transporte de escória, formação de gotas frias e defeitos periódicos na tira

A Figura 5.22 mostra a formação de gotas frias numa das bordas na tira semi-sólida fundida. Este defeito é geralmente formado, quando tem duas correntes de metal líquido fluindo de diferentes regiões do molde. A solução tradicional para este defeito consiste em aumentar a fluidez da liga metálica pelo aumento da temperatura de vazamento, e pelo pré-aquecimento do molde. Nesta figura, também é mostrada, a presença de escória na superfície da tira voltada para a atmosfera. Neste caso, não foi empregado a barreira anti-escória. Assim, a rugosidade da superfície da tira voltada para a atmosfera é visivelmente aumentada devido ao arrastamento de escória/óxido durante o processamento.

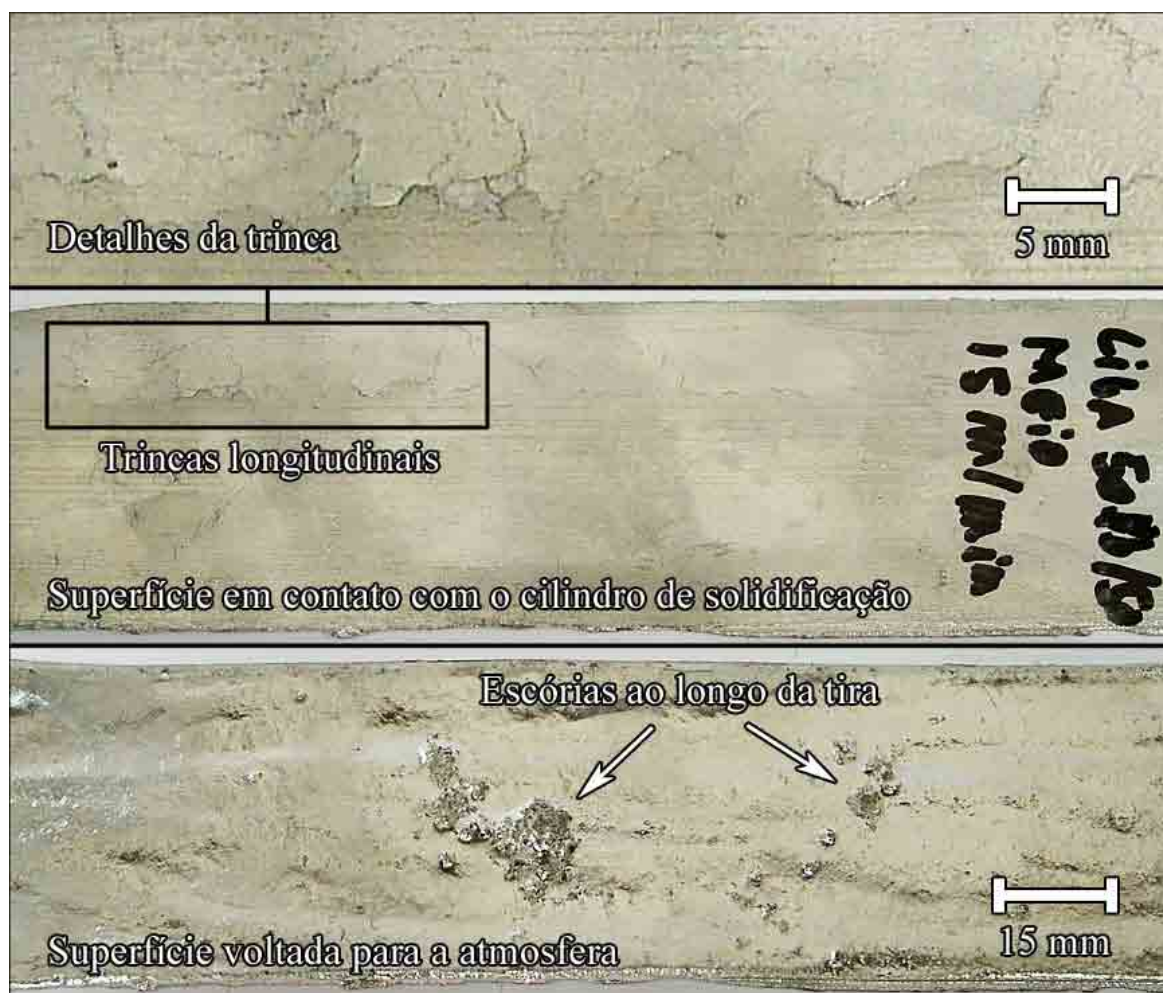


Figura 5.22. Parte da tira semi-sólida fundida retirada do estado estacionário da liga Pb-50%Sn, vazada a 268°C sem barreira de retenção de escória. Trincas longitudinais e ramificadas são observadas numa das bordas da tira. Tudo indica que essas trincas são gotas frias. As escórias foram arrastadas na tira durante a fabricação.

A espessura longitudinal da tira varia de 1,33 a 1,55 mm, devido ao fluxo de material semi-sólido na superfície da casca coquilhada ser descontínuo, ou seja, formando frisos de descontinuidade, Figura 5.23.



Figura 5.23. Detalhes da Figura 5.22 mostrando escórias e irregularidades do fluxo de material, na superfície da tira semi-sólida fundida voltada para a atmosfera.

A Figura 5.24 mostra a tira tixolaminada, referente ao estado estacionário, apresentando gotas frias direcionadas para as bordas da tira, devido à ação de compressão dos cilindros. Naturalmente, estas bordas têm que ser cortadas para obter uma tira de largura contínua e isenta de pontos de concentração de tensão, para posterior uso, antes da bobinagem final. As superfícies apresentam acabamentos diferentes, isto é, qualitativamente a face em contato com cilindro inferior é mais lisa do que a superfície superior. Isto pode ser explicado, pelo fenômeno de fluidez e também pelo mecanismo de crescimento dendrítico preferencial, que afeta a rugosidade superficial da face da tira voltada para a atmosfera se comparada com a face voltada para o cilindro de solidificação, vide Figuras 5.22 e 5.23, por exemplo.

É necessário mencionar, que os cilindros do laminador apresentam uma folga entre os mancais e o não paralelismo. Entretanto, tentativas foram realizadas para corrigir os defeitos da máquina pelo acionamento independente dos parafusos de aperto do laminador, mas sem

sucesso. Isto pode explicar a variação na espessura da tira tixolaminada. A solução seria substituir o sistema de mancais e retificar os cilindros.

As manchas sobre a superfície inferior da tira podem ser atribuídas, à quebra de óxido pela compressão do material passando entre os cilindros. Por outro lado, a superfície superior da tira, indica que as irregularidades mostradas na Figura 5.23 foram conformadas mecanicamente.

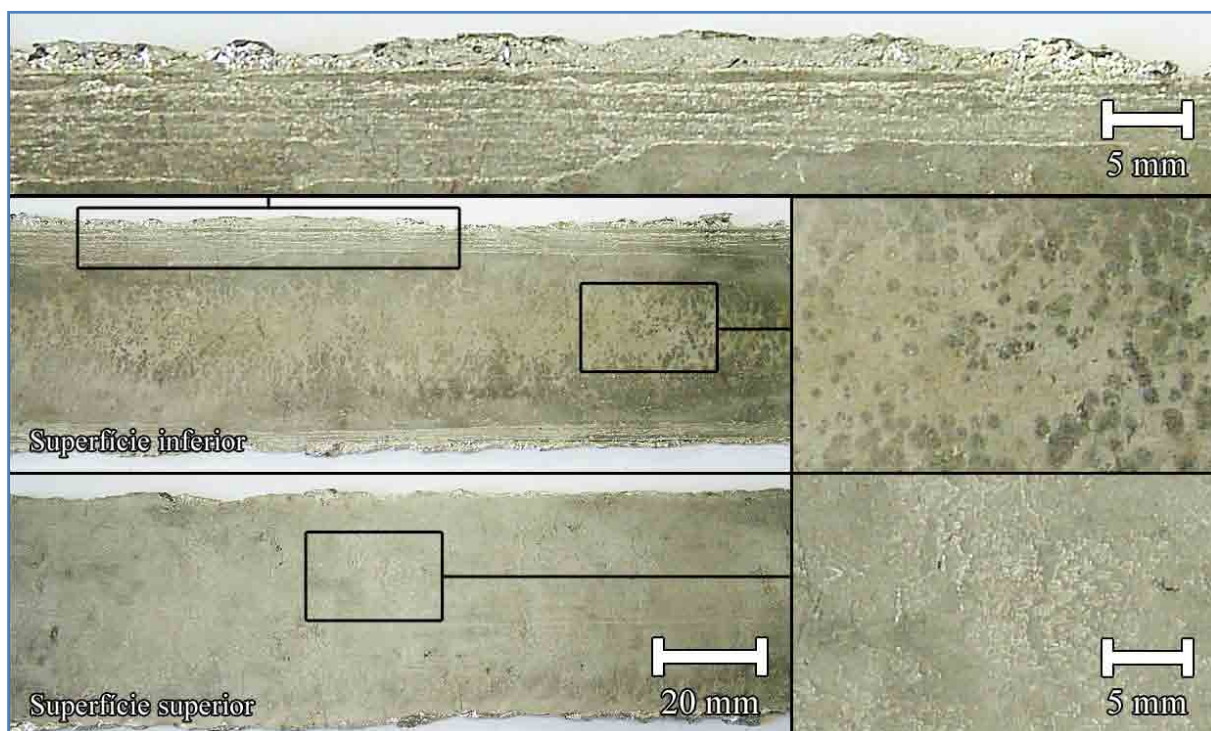


Figura 5.24. Tira tixolaminada da liga Pb-50%Sn, velocidade 0,25 m/s. Espessura da tira variando de 1,41 a 1,33 mm. O uso da barreira anti-escória foi aplicada. Abertura entre cilindros foi de 1,4 mm aproximadamente.

A Figura 5.25 mostra os defeitos periódicos característicos da Figura 3.20, assim como observados por Haga e Suzuki (2003c). Segundo esses autores, esse defeito pode ocorrer quando se aumenta a velocidade dos cilindros, e também devido à baixa pressão hidrostática do fundido no bocal, conforme foi visto na Figura 3.21. Uma solução provável para evitar o aparecimento desses defeitos, sem alterar a velocidade do laminador, é aumentar o nível do material semi-sólido no bocal.

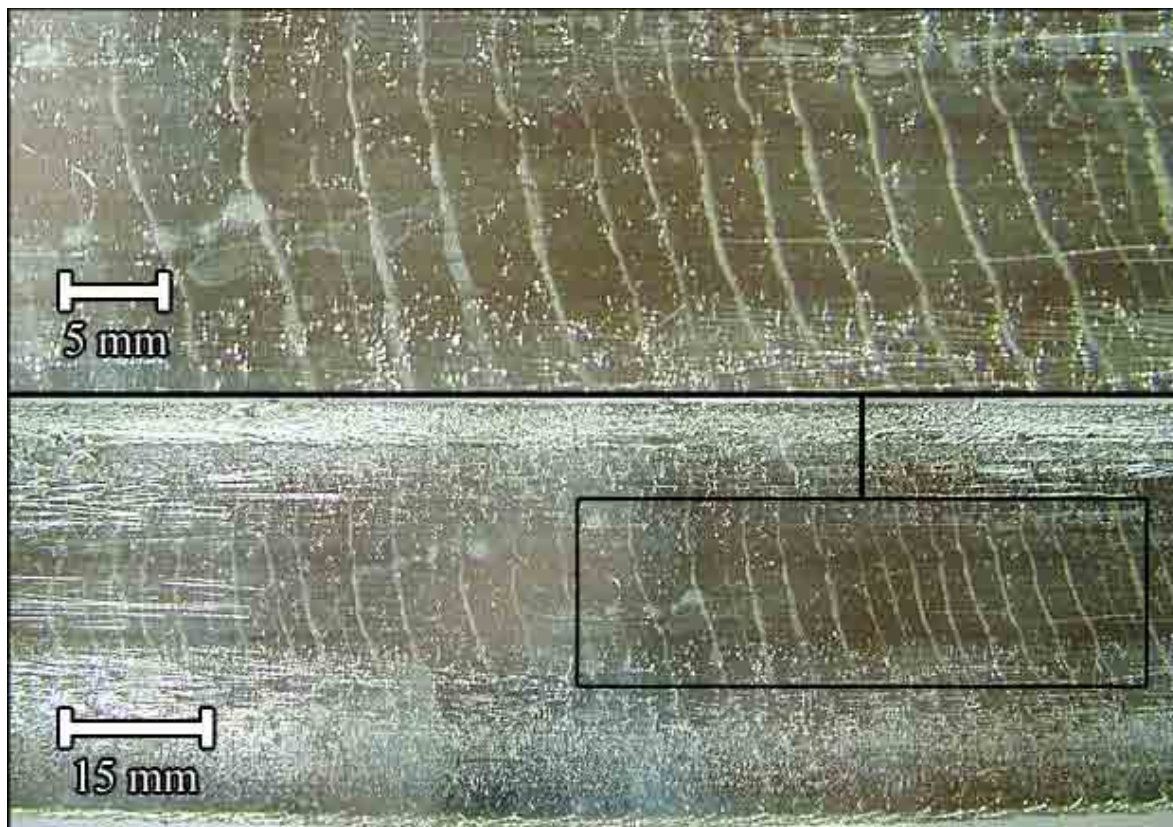


Figura 5.25. Tira semi-sólida fundida da liga Pb-50%Sn fabricada à velocidade dos cilindros de 0,25 m/s. A formação desse defeito ocorre na face em contato com o cilindro inferior (cilindro de solidificação).

5.3.2 Uso de barreira de retenção de escória para melhorar a qualidade da tira semi-sólida fundida/tixolaminada

Um separador de escória/óxido foi projetado e construído, para evitar o arraste dessas impurezas na superfície da tira voltada para a atmosfera, processada pela solidificação rápida. O separador de escória é acoplado junto ao bocal, como pode ser visto na Figura 5.26 (a) e (b). Este dispositivo tem a também a finalidade de reduzir a agitação do metal semi-sólido no bocal. O escoamento da liga fundida deve ser suave, isto é, sem agitação para obter um contato uniforme ao longo do comprimento do cilindro. Desse modo, os defeitos na tira são minimizados, e por sua vez, a escória ou o óxido está somente presente ao final do processamento, quando o nível do material semi-sólido no bocal está abaixo da barreira anti-escória. Figura 5.26 (c). Após a fabricação da tira, a parte onde ocorre o acúmulo de óxido/escória deve ser descartada. Assim, o nível inferior da barreira anti-escória deve ser minimizado para obter um maior rendimento no processamento.



Figura 5.26. Barreira para impedir o arraste de óxido/escória (a), vista superior mostrando o suporte de fixação (b) e a escória retida no final do processamento na cauda da tira (c).

5.3.3 Aparecimento de trincas nas tiras semi-sólidas fundidas, devido a defeitos do cilindro do laminador

Trincas foram observadas na tira semi-sólida fundida preferencialmente no seu centro e também em linhas paralelas longitudinais, em intervalos regulares, as quais estão relacionadas a defeitos superficiais localizados no cilindro inferior, respectivamente nas Figuras 5.27 e 5.28. Aparentemente, estes defeitos eram trincas no cilindro de solidificação. Entretanto, após o teste feito por líquido penetrante nos cilindros do laminador, constatou-se que os mesmos não apresentaram sinais de trincas, Figura 5.29.

Uma corrosão aquosa pode ter acontecido pela concentração de uma camada de umidade condensada neste local, apesar de que o acabamento dos cilindros foi realizado até a lixa de granulometria 1200.

Dessa maneira, é fundamental o controle do acabamento superficial dos cilindros para obter uma tira semi-sólida fundida/tixolaminada com menor rugosidade, por exemplo, verificar possíveis defeitos superficiais nos cilindros do laminador antes do processamento

para evitar perdas na tira processada. Portanto, para evitar problemas de corrosão aquosa, os cilindros devem ser feitos de aço inoxidáveis, ou melhor, ainda empregando cilindros de cobre os quais atuariam também como um melhor condutor térmico como já discutido anteriormente.

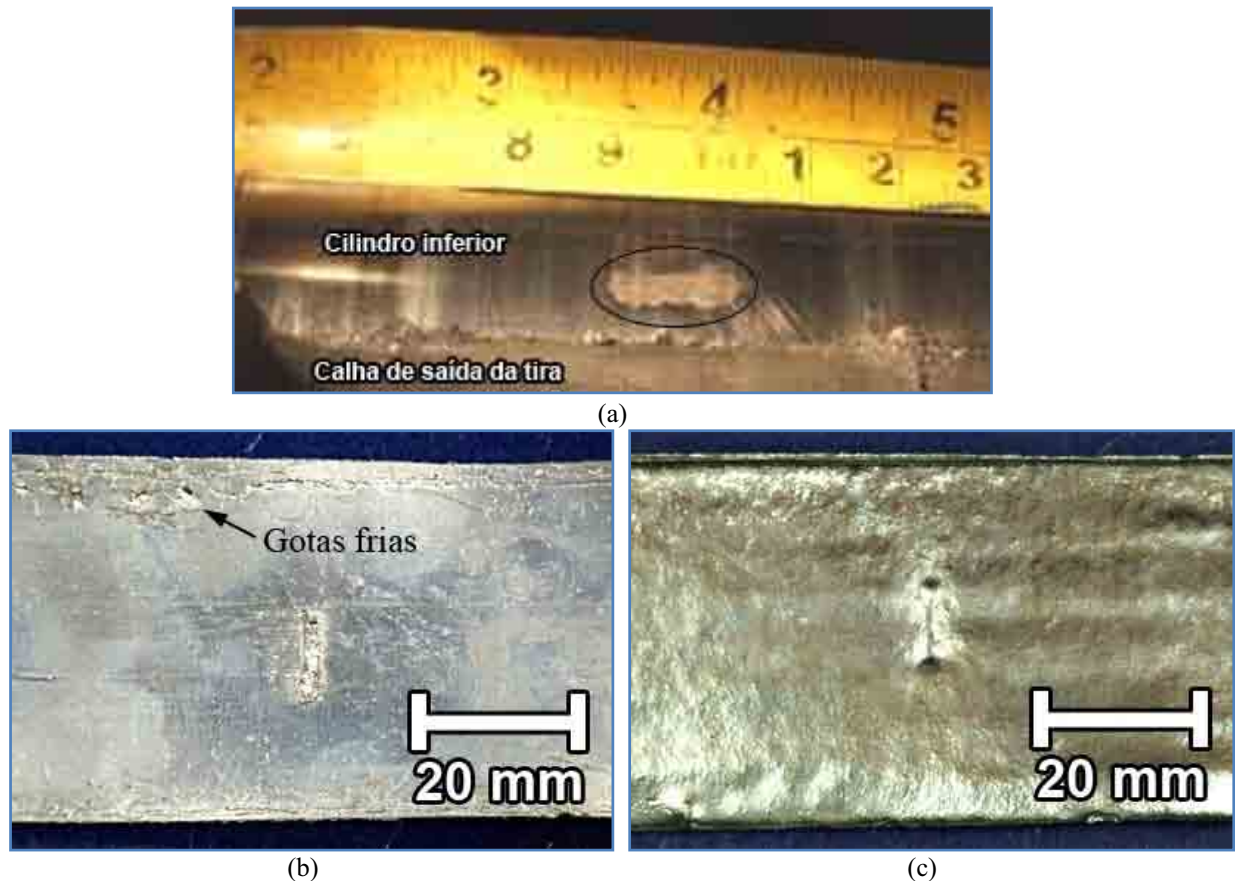


Figura 5.27. Defeito longitudinal revelado no centro do cilindro de solidificação (a); causando fissura na região da tira processada nessa situação: superfície em contato com o cilindro de solidificação (b) e voltada para a atmosfera (c). Espessura da tira 1,4 mm aproximadamente. Gotas frias observadas em (b) como indicadas.

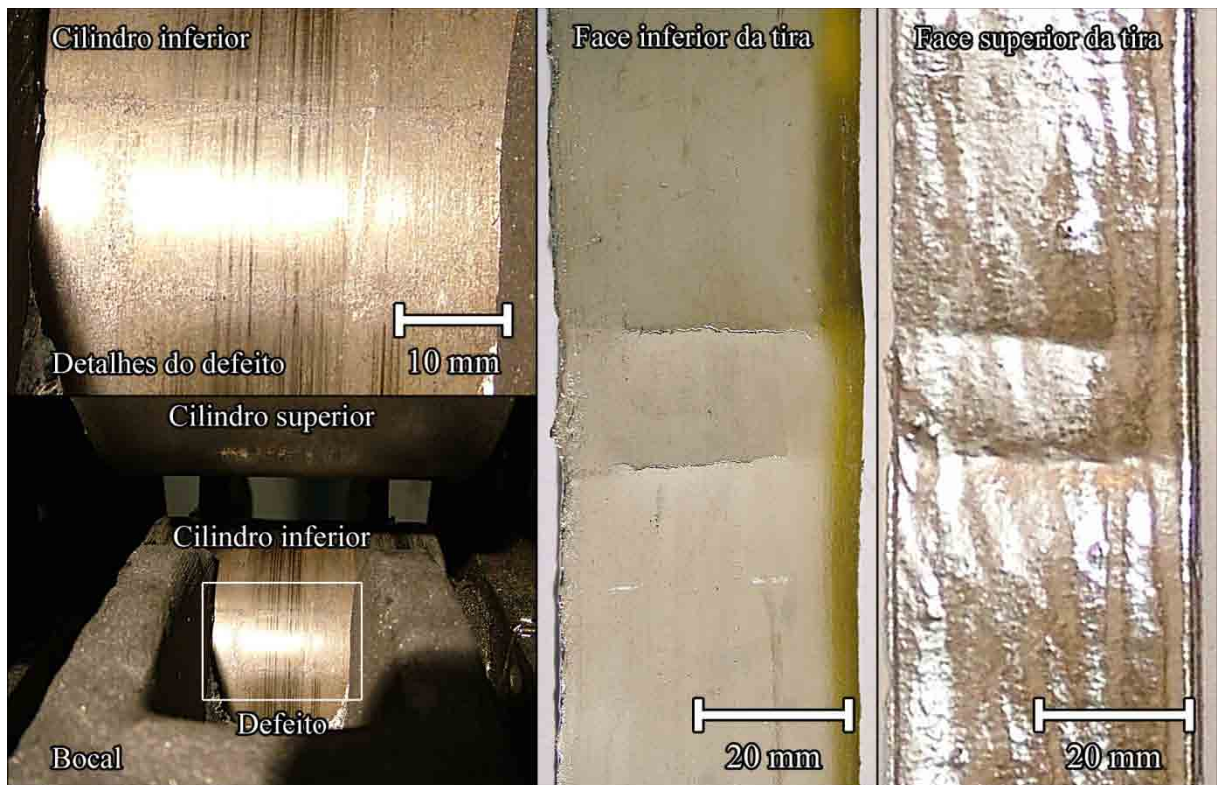


Figura 5.28. Defeitos paralelos e longitudinais no cilindro inferior, resultando em trincas na tira semi-sólida fundida.

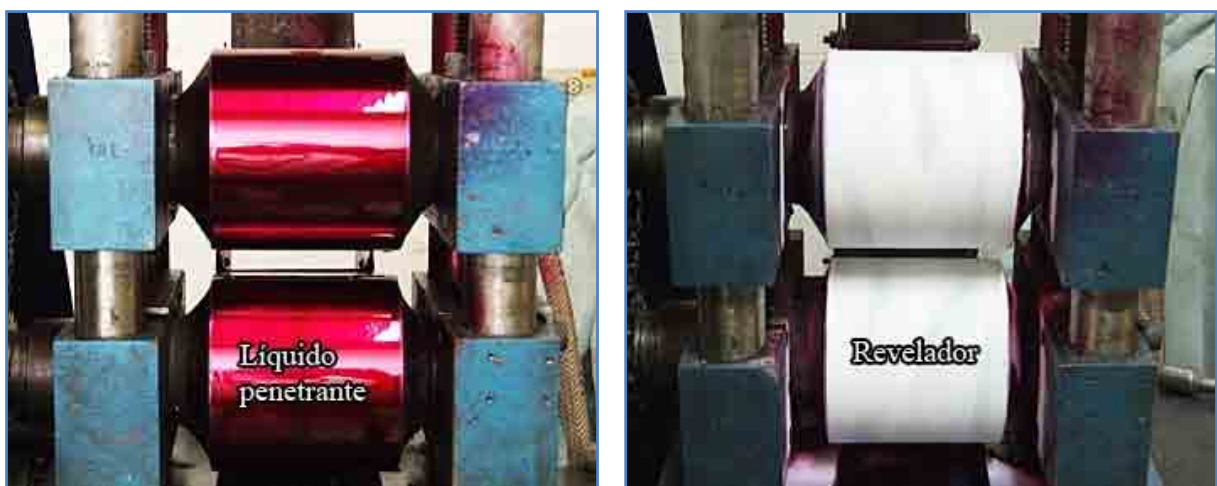


Figura 5.29. Aplicação do líquido penetrante e revelador para verificar possíveis trincas no cilindro para explicar o defeito superficial como ilustrado nas Figuras 5.27 (a) e 5.28.

5.3.4 Formação de trincas transversais e escamações ao final do processamento

Trincas transversais e formação de escamas na região central da tira foram observadas ao final do processamento, Figura 5.30. Neste estágio, o cilindro de solidificação já está pré-aquecido, minimizando assim a formação de gotas frias, como analisada anteriormente. Tudo indica que as trincas e as escamações formadas, podem ser denominadas de trincas a quente, gotas quentes ou rasgo. É conhecido através da literatura, que essas trincas de contração têm formato irregular e são formadas quando o metal se destaca por si só, ou após a remoção do molde.

As faces das trincas são usualmente bastante oxidadas. Estas trincas são mais propensas de formar, para ligas de alto intervalo de solidificação quando a peça está quase solidificada. De fato, existe um filme de metal líquido entre as dendritas grosseiras e devido à contração da solidificação, tensões térmicas são geradas, e formam-se as trincas.

As trincas podem ocorrer também à elevada temperatura quando o metal já está solidificado. Realmente, a elevada temperatura o metal ou liga metálica apresenta baixa resistência mecânica e durante a contração da peça dentro do molde, tensões internas complexas ocorrem devido ao gradiente térmico. Estas tensões são geradas também devido às restrições no molde.

Nas bordas da superfície inferior da tira, a formação de defeitos não ocorreu aparentemente. Isto indica que as bordas da tira solidificaram primeiro que a parte central, gerando tensões internas de origem térmica, que provocaram estes defeitos. As trincas transversais da superfície superior podem ser atribuídas, logo após a tira deixar a cadeira de laminação, pelo esforço de flexão causado pela curvatura dos cilindros.

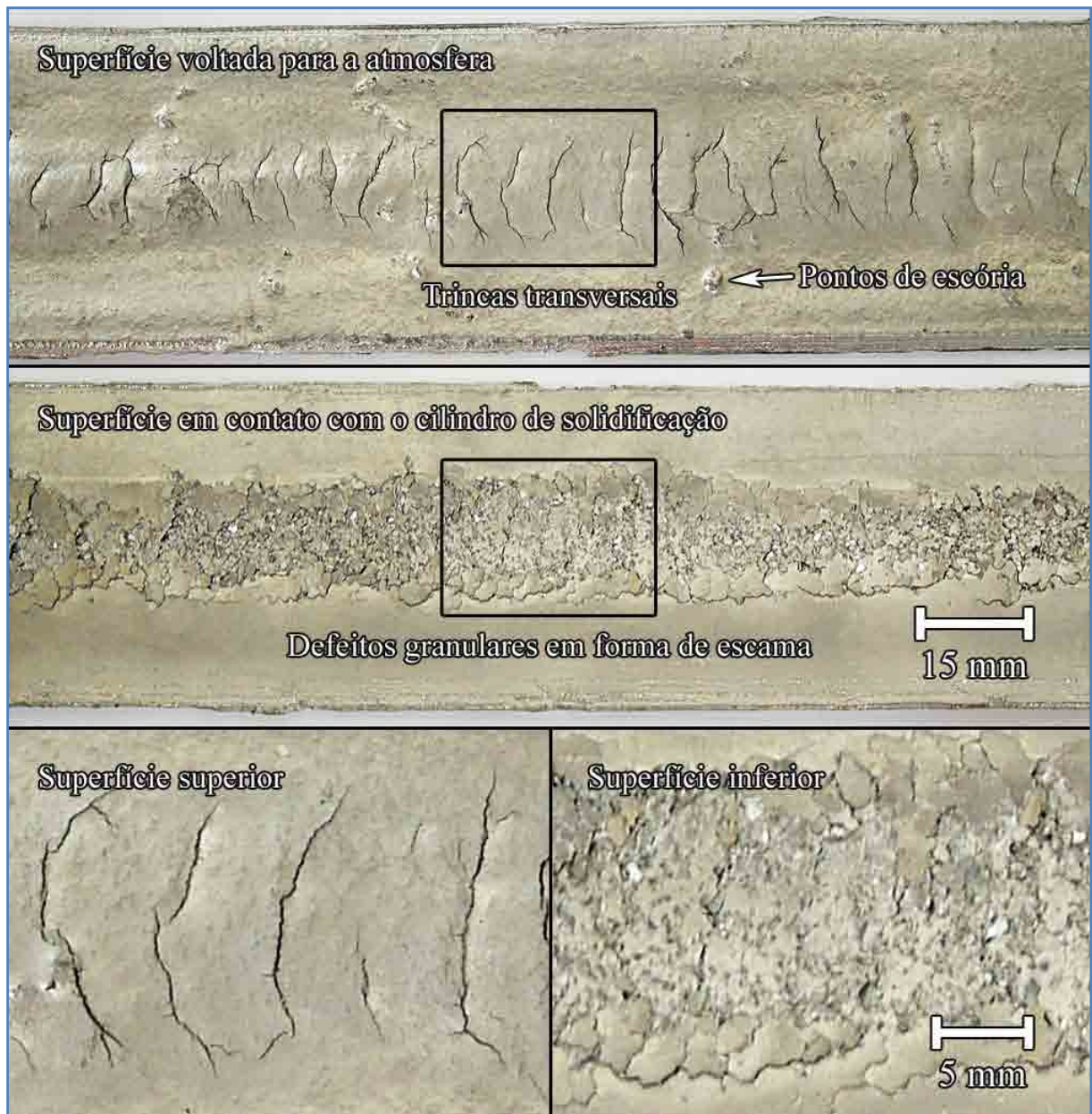


Figura 5.30. Faces com vários defeitos na face superior e inferior da tira fundida, como indicadas.

As trincas de contração são visíveis na superfície voltada para atmosfera e têm aparência de rechupe. A área com formação de escamas na superfície inferior da tira tem características porosas. A liga foi Pb-50%Sn foi vazada a 289 °C com barreira anti-escória e velocidade de processamento 0,25 m/s. Espessura da borda e do centro respectivamente de 1,6 mm e 2,0 mm aproximadamente, Figura 5.30.

Então, os defeitos granulares em forma de escamas podem ter sido gerados primeiramente e agindo como pontos de concentração de tensão para formação das trincas transversais. É necessário mencionar que ao final do processamento a pressão hidrostática é severamente diminuída pela baixa altura do material semi-sólido no bocal e o acúmulo maior de óxido/escória também contribui para esta formação.

5.4 Caracterização mecânica

Para caracterização mecânica, neste item, serão abordadas: a preparação dos discos metálicos (*blanks*); a operação de estampagem profunda e re-estampagem da liga Pb-30%Sn nas condições semi-sólida fundida e fundida laminada; a análise dos perfis das curvas de estampagem e re-estampagem profunda da liga Pb-30%Sn nas condições semi-sólida fundida e fundida laminada; comparação da carga máxima teóricos e experimentais obtida na estampagem profunda da liga Pb-30%Sn das tiras semi-sólida fundida e semi-sólida fundida laminada; a operação de estampagem e re-estampagem das ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Sn; a operação de estiramento das ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Sn comparando as cargas teóricas e experimentais das ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Sn e a análise das curvas de carregamento na operação de estiramento das ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Sn.

5.4.1 Preparação dos discos metálicos (*blanks*) para caracterização mecânica

A Figura 5.31 mostra os discos metálicos (*blanks*) obtidos para a operação de estampagem profunda para a liga Pb-30%Sn com intervalo de solidificação de 75 °C. Somente os discos metálicos (*blanks*), das tiras semi-sólidas fundidas e seguida de laminação (semi-sólidas fundidas e laminadas) foram preparados, pois as tiras tixolaminadas apresentaram muitos defeitos de fabricação. Isto pode ser atribuído ao alto intervalo de solidificação para esta liga gerando trincas a quente. Além disso, uma barreira anti-escória ainda não tinha sido utilizada. Então, a superfície voltada para a atmosfera dessa tira semi-sólida fundida, apresenta pontos de inclusões de escória/óxido. Assim, um comprimento da tira isenta de escória foi selecionada para a laminação.



Figura 5.31. Discos metálicos (*blanks*) da liga Pb-30%Sn de 40 mm de diâmetro aproximadamente para a estampagem profunda. Tira semi-sólida fundida, espessura variando de 1,20 a 1,40 mm (a), e semi-sólida fundida seguida de laminação, espessura de 0,83 mm aproximadamente (b).

Os discos metálicos (*blanks*) das tiras empregando as ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Pb com intervalo de solidificação de 31 °C e 6 °C respectivamente, foram preparados nas seguintes condições: laminada convencionalmente, semi-sólida fundida, semi-sólida fundida e laminada, e tixolaminada, Figuras 5.32 e 5.33. Estas ligas foram selecionadas para a caracterização mecânica (estampagem profunda e estiramento), pois representam relativamente baixo intervalo de solidificação, em comparação com as outras ligas Pb/Sn utilizadas neste trabalho. Na fabricação dessas tiras, o laminador já dispunha de um separador de escória.

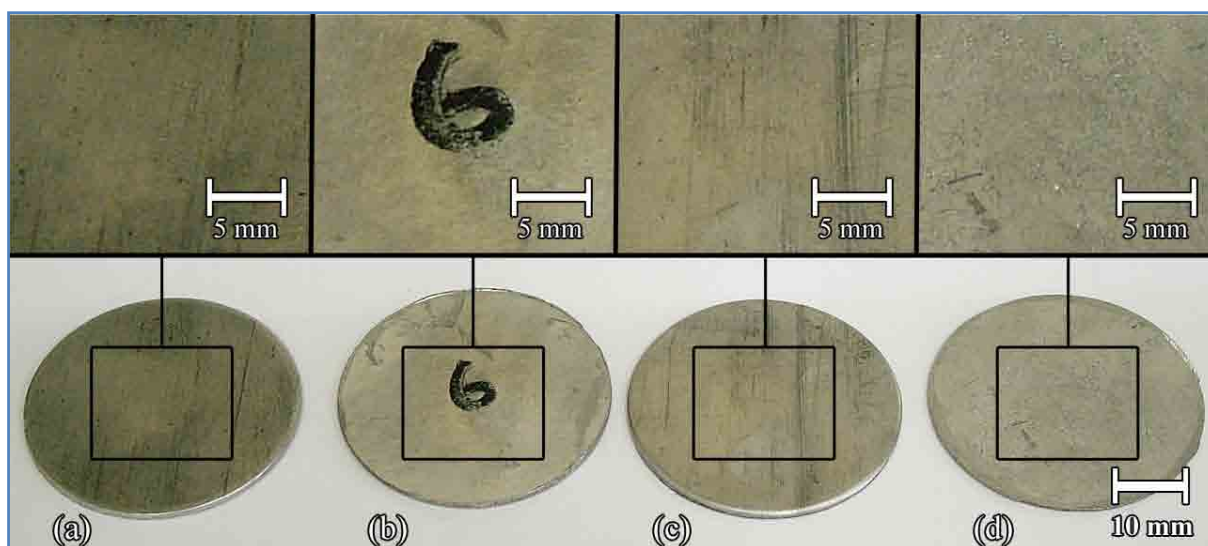


Figura 5.32. Liga Pb-50%Sn. Laminada convencionalmente espessura 1,30 mm (a); tira semi-sólida fundida de espessura de 1,40 mm (b); tira semi-sólida fundida e laminada de espessura de 1,26 mm (c); tira tixolaminada com 0,95 mm de espessura (d).

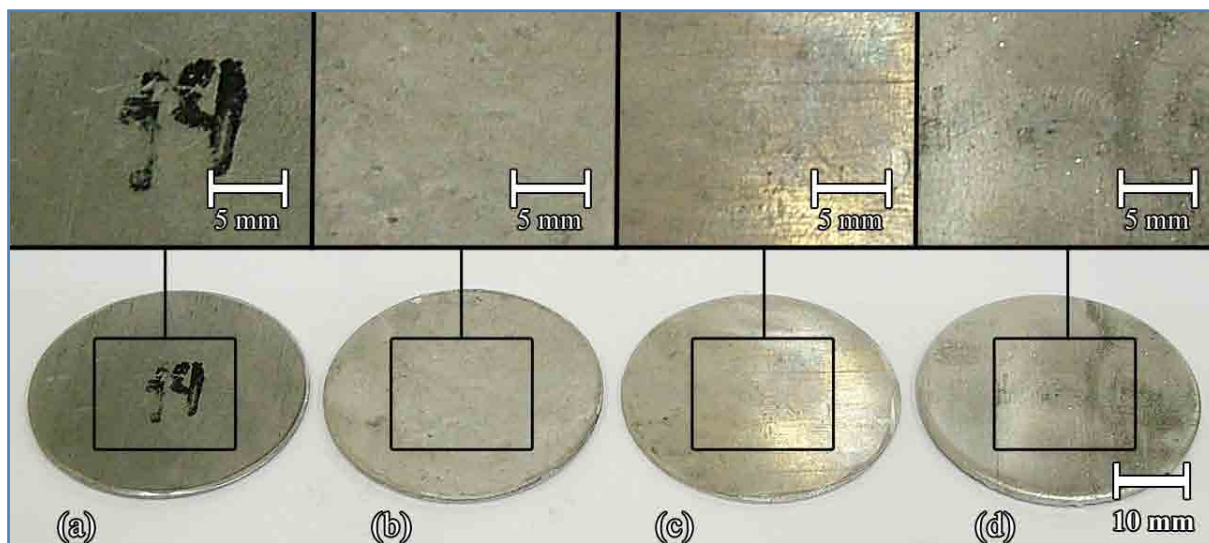


Figura 5.33. Liga Sn-37%Pb. Laminada convencionalmente 1,35 mm de espessura (a); tira semi-sólida fundida de espessura de 1,57 mm (b); tira semi-sólida fundida e laminada 1,07 mm de espessura (c); tira tixolaminada de espessura de 1,36 mm (d).

Os discos metálicos (*blanks*) de 40 mm de diâmetro foram cortados nas regiões onde regime estacionário ocorreu (Figura 5.20). As rebarbas, normalmente obtidas na operação de corte, foram retiradas por limagem para a operação de estampagem. O aparecimento de rebarbas nos discos metálicos (*blanks*) estão relacionados, principalmente, com a folga excessiva no conjunto punção/matriz e também pela alta ductilidade das ligas Pb/Sn empregada neste trabalho.

5.4.2 Operação de estampagem profunda da tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn

Os discos metálicos (*blanks*) das tiras, empregando a liga Pb-30%Sn, na condição semi-sólida fundida e semi-sólida fundida seguida da laminação, foram preparados para a operação de estampagem profunda para verificar a razão limite de estampagem (LDR). A re-estampagem foi feita, dos copos embutidos para análise de defeitos e verificar a capacidade do material de se deformar plasticamente. O ferramental para as operações de deformação plástica foram mostradas na Figura 4.17.

A Figura 5.34 mostra que a razão limite de estampagem $LDR=(D_o/D_p)$, sendo D_o o diâmetro do disco metálico (*blank*) e D_p o diâmetro do punção, desse material é

aproximadamente 2,0. E o coeficiente de anisotropia planar média ($\bar{R}$) é aproximadamente 0,3. Neste caso, o diâmetro do disco (*blank*) e do punção são respectivamente 40,2 mm e 20,5 mm aproximadamente. Entretanto, para um diâmetro do punção em torno de 18,3 mm não foi possível conformar o copo, Figura 5.34.

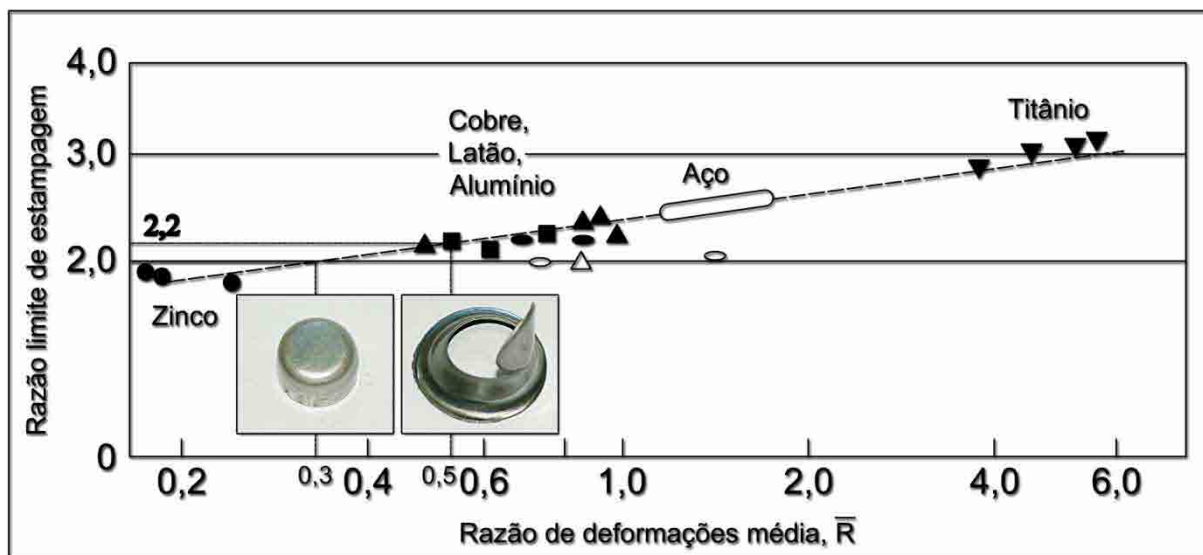


Figura 5.34. Correlação entre a razão limite de estampagem e $\bar{R}$ para vários tipos de chapas metálicas (DIETER, 1976) indicando o valor da razão limite de estampagem (LDR) do material ensaiado (tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn), para obter um copo estampado (LDR=2,0) e na condição não estampado (LDR=2,2).

A Figura 5.35 (a) mostra o material estampado formando rugas na região do flange causada pelas tensões circunferenciais de compressão. A solução encontrada para minimizar este defeito foi controlar a pressão do sujeitador ou anti-rugas, Figura 5.35 (b). Entretanto, devido à irregularidade da superfície da tira semi-sólida fundida voltada para a atmosfera, vide Figura 5.31 para mais detalhes, rugas podem formar durante a estampagem profunda, onde a ação do dispositivo, não garante a distribuição uniforme das tensões circunferenciais. Como resultado, trincas são formadas preferencialmente no fundo do copo, indicando maior concentração de tensão nesta área. Portanto, a condição da tira fabricada não é propícia para a estampagem profunda Figura 5.35.

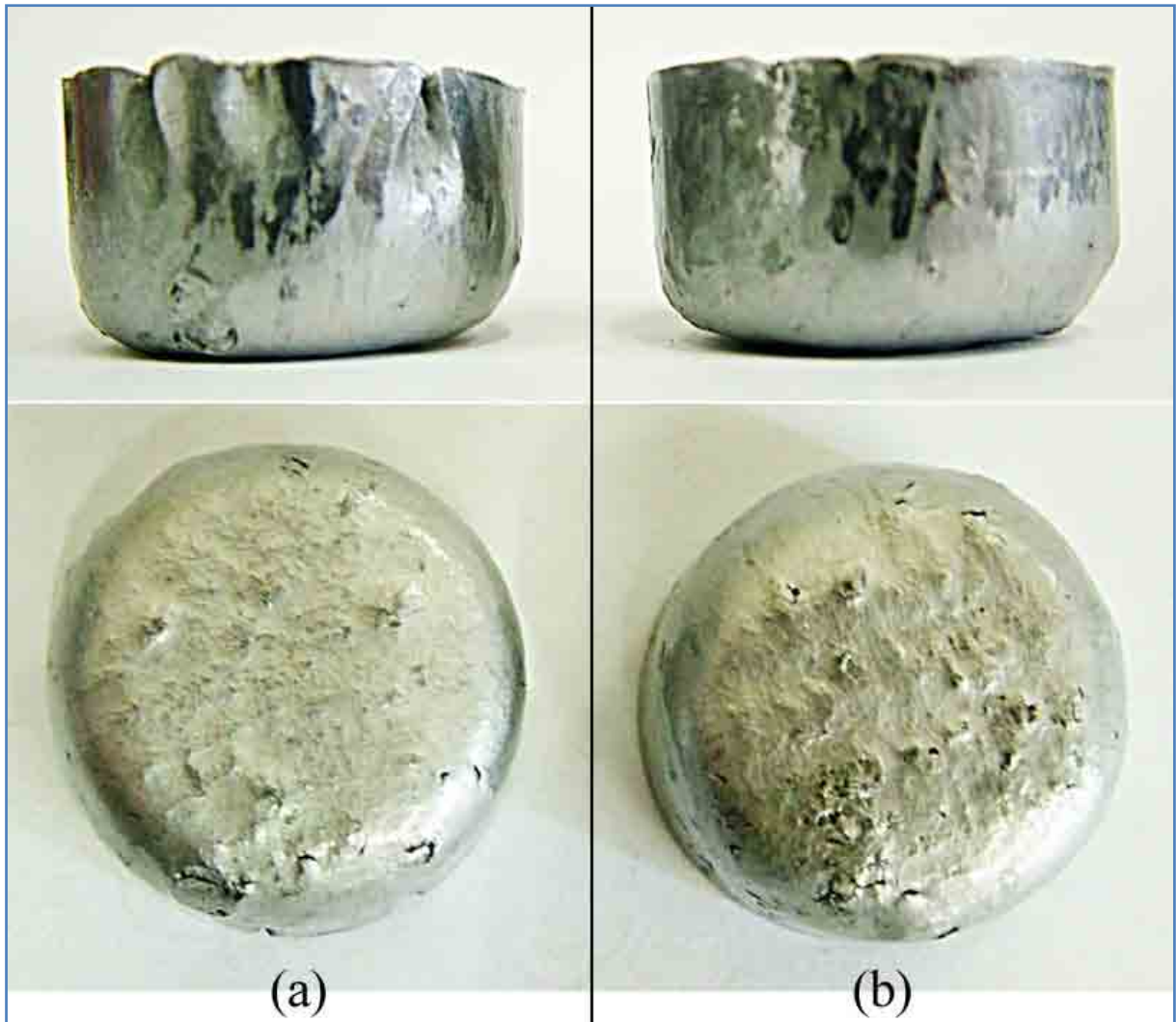


Figura 5.35. Rugas formadas no copo estampado (a); e ajuste correto do sujeitador ou anti-rugas minimiza a formação de rugas (b). Na vista inferior do copo estampado, mostra a formação de trincas e regiões de escória em relevo. Material: tira semi-sólida fundida Pb-30%Sn. Diâmetro externo do copo de 24 mm aproximadamente.

5.4.3 Operação re-estampagem profunda da tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn

As Figuras 5.36 (a) e (b) mostram o disco (*blank*) e os copos estampados e re-estampados das tiras Pb-30%Sn semi-sólidas fundidas. As trincas surgem junto das inclusões na superfície da tira voltada para a atmosfera como anteriormente analisada. As trincas tendem a percorrer o caminho entre a inclusão e a tira metálica. O último copo re-estampado tem um diâmetro externo de 15 mm aproximadamente. O terceiro copo foi estampado e re-

estampado com a superfície rugosa voltada para o interior do copo e trincas não ocorreram na superfície lisa.



Figura 5.36. Copos metálicos obtidos pelo processo de estampagem profunda e re-estampagem utilizando quatro tamanhos de matrizes para diâmetro do disco (*blank*) de 40,2 mm e espessura de 1,4 mm aproximadamente. Rugas são observadas. Trincas tendem a se formar próxima as inclusões.

5.4.4 Análise dos perfis das curvas de estampagem e re-estampagem profunda da tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn

As Figuras 5.37 (a), (b), (c) e (d) mostram os perfis das forças de estampagens obtidas, para a primeira estampagem profunda e as re-estampagens necessárias para obter um copo de diâmetro externo final de 15 mm, a partir do disco (*blank*) da tira metálica semi-sólida fundida. As re-estampagens subsequentes realizadas objetivam intensificar a deformação plástica e verificar a ductilidade do material necessária, para obter um copo de menor diâmetro e maior altura sem que ocorra ruptura.

A Figura 5.37 (a) mostra uma curva típica de estampagem profunda. A força exigida para a conformação não se mantém uniforme durante o embutimento. Ela cresce rapidamente, no início do curso, atingindo um valor máximo quando o estampo estiver penetrando na

matriz. Ao se ultrapassar o valor máximo a força de embutimento decresce devido à diminuição do diâmetro do copo.

As oscilações das curvas de re-estampagem indicam que houve uma redução na parede para uniformizar a espessura do copo. Esta é uma operação típica de estiramento (*ironing*). Então, a heterogeneidade na deformação causa diferença no fluxo do material, vide Figura 5.36. De fato, o último copo re-estampado mostrado na Figura 5.36 indica que um lado do copo sofreu mais deformação plástica, alterando a sua altura. Este defeito é característico da tira produzida por esse processo, pela irregularidade da espessura e pode ser corrigido através da melhoria do acabamento superficial, através da laminação posterior à fabricação da tira. Este assunto será discutido na Seção 5.4.5.

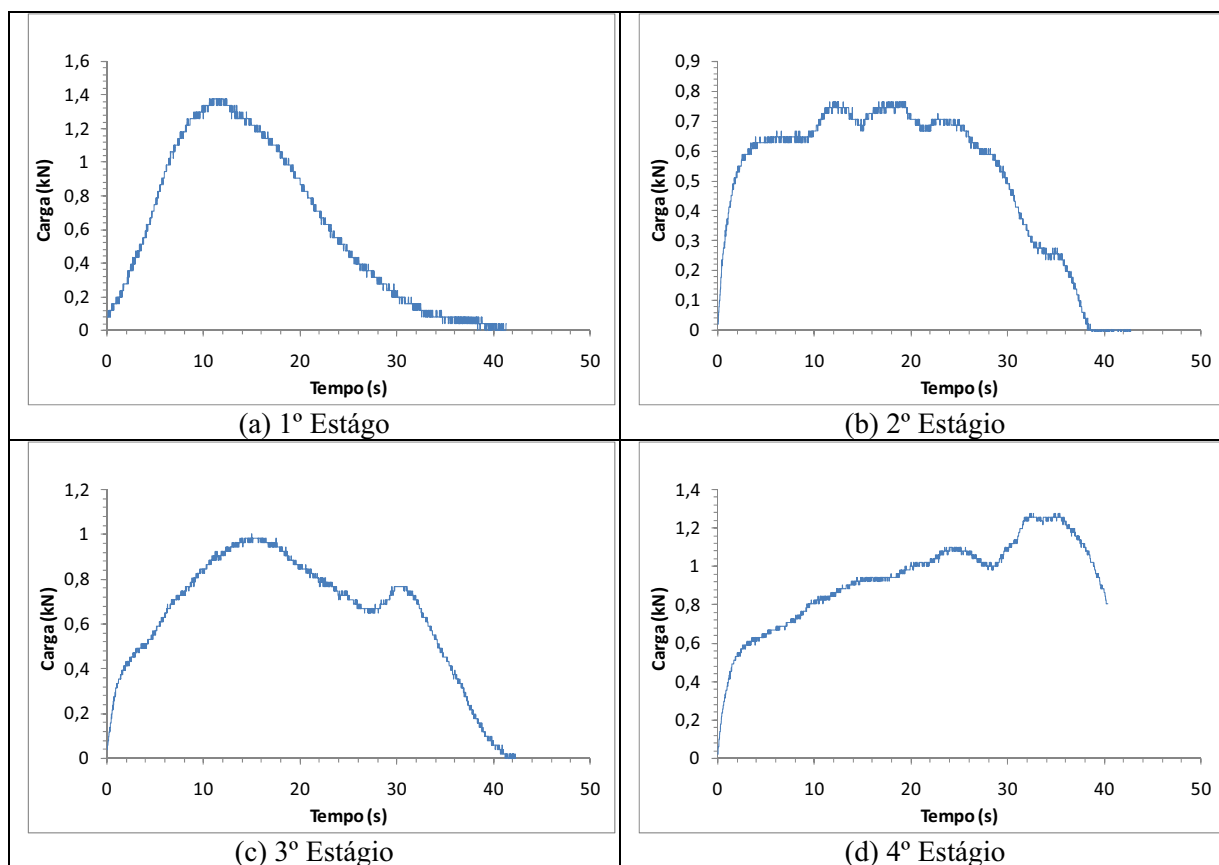


Figura 5.37. Perfil da carga (kN) x tempo (s) utilizando as seguintes matrizes: 24 mm (a); 21 mm (b); 18 mm (c); e 15 mm (d). Material: tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn.

5.4.5 Operação de estampagem e re-estampagem profunda da tira semi-sólida fundida laminada da liga Pb-30%Sn

A Figura 5.38 mostra os copos estampados e re-estampados a partir de tiras metálicas Pb-30%Sn fundidas laminadas. Menor quantidade de rugas é observada nos copos embutidos, indicando a melhor ação do anti-ruga devido à maior uniformidade da espessura ao longo da tira após laminação. A laminação da tira semi-sólida fundida na presença de óxido/escória pode forçar estes defeitos a incrustar na tira e conseqüentemente trincas ocorrem na estampagem do copo (veja trinca na primeira estampagem, Figura 5.38).



Figura 5.38. Copos metálicos obtidos com quatro tamanhos de matrizes feitos de tiras metálicas fundidas laminadas para diâmetro do disco metálico (*blank*) de 40,2 mm de diâmetro e espessura de 1 mm aproximadamente. Uma grande trinca é formada no copo estampado preferencialmente na curvatura do punção devido a concentradores de tensão (óxido/escória).

5.4.6 Análise dos perfis das curvas de estampagem e re-estampagem profunda da tira semi-sólida fundida laminada da liga Pb-30%Sn

A Figura 5.39 mostra o perfil da força de estampagem e re-estampagem dos discos metálicos (*blanks*) da tira semi-sólida fundida laminada da liga Pb-30%Sn. As curvas têm um perfil sem ondulações apreciáveis, indicando neste caso, a melhor uniformidade da espessura.

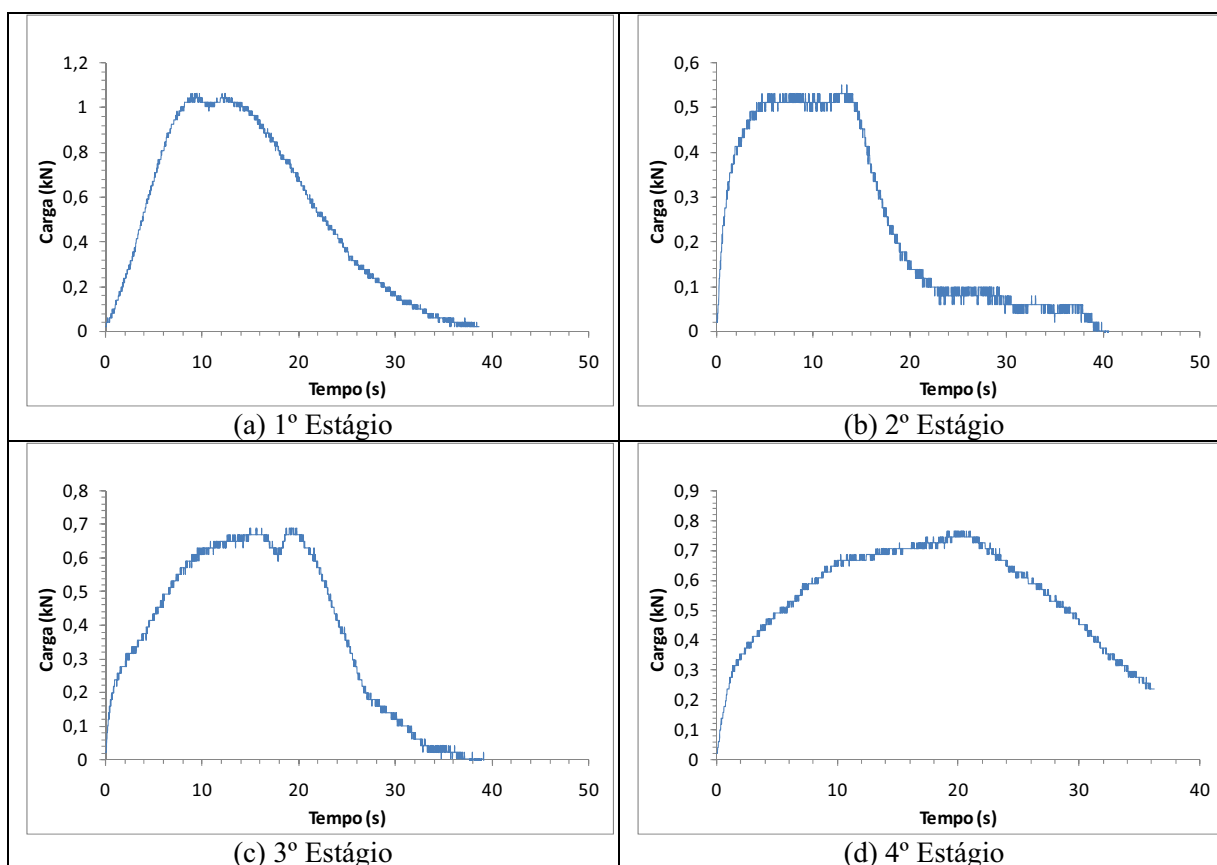


Figura 5.39. Perfil da carga (kN) x tempo (s) para as matrizes: 24 mm (a); 21 mm (b); 18 mm (c); 15 mm (d) para a tira semi-sólida fundida da liga Pb-30%Sn.

5.4.7 Comparação entre os valores teóricos e experimentais da carga máxima obtida na estampagem profunda da liga Pb-30%Sn das tiras semi-sólida fundida e semi-sólida fundida laminada

Considerando a matriz e o punção da Figura 5.40 (a) a Equação (5.1) calcula a carga máxima ($P_{máx}$), na estampagem profunda do disco metálico (*blank*) (KALPAKJIAN, 1997).

$$P_{m\acute{a}x} = \pi \cdot D_p \cdot t_0 \cdot \sigma_u \cdot \left(\frac{D_0}{D_p} - 0,7 \right) \quad (5.1)$$

onde,

D_p – diâmetro do punção,

D_0 – diâmetro do disco metálico (*blank*),

t_0 – espessura da parede, e

σ_u – resistência à tração do material.

Assim, usando a Equação (5.1), pode-se estimar a força da estampagem profunda considerando o diâmetro do disco metálico (*blank*) de 40,2 mm, diâmetro do punção de 24,5 mm e a resistência a tração do material (constante tabelado, UTS). A velocidade de percurso do embolo foi de $0,39 \pm 0,02$ mm/s aproximadamente.

Na Figura 5.40 (b) mostra o esquema do ferramental composto da matriz e punção utilizados na re-estampagem dos copos embutidos. Um copo de diâmetro inicial D_{n-1} e espessura t , é re-estampado para um diâmetro final D_n , sem alterar a espessura. Assim, força máxima de re-estampagem (P_n) pode ser estimada pela Equação (5.2) (MARCINIAK; DUNCAN; HU, 2002, p.124).

$$P_n = \pi * D_n * t * \sigma_0 * \left[\ln \left(\frac{D_{n-1}}{D_n} \right) + \frac{t}{\rho} \right] \quad (5.2)$$

onde

n – estágio da re-estampagem,

D_{n-1} – diâmetro do copo,

D_n – diâmetro do copo reduzido pela re-estampagem,

t – espessura,

σ_0 – tensão de escoamento (Y) e

ρ – raio de curvatura da matriz.

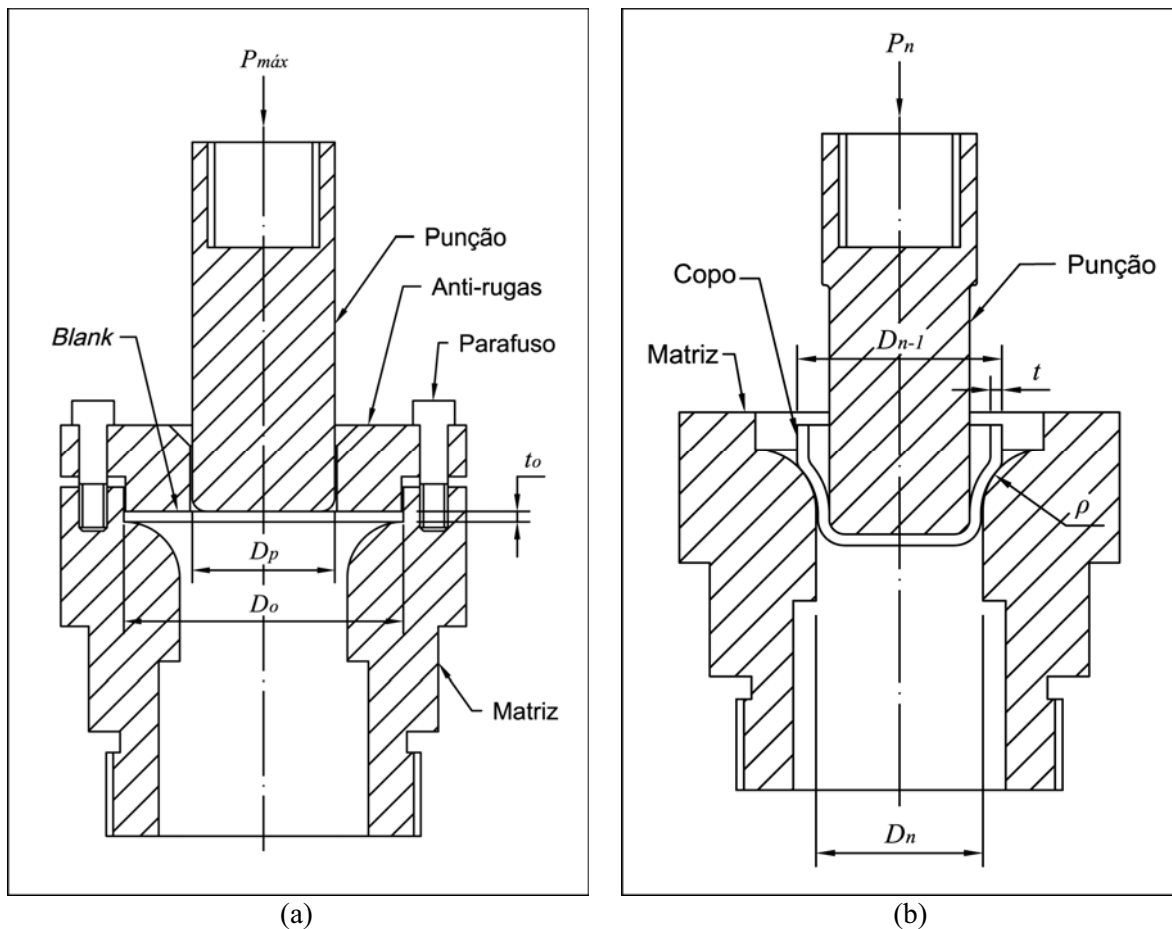


Figura 5.40. Esquema do conjunto matriz e punção para determinar a força de estampagem profunda (a) e de re-estampagem profunda do copo (b).

As dimensões das matrizes utilizadas no processo de estampagem (Estágio 1º) e de re-estampagem (Estágios 2º, 3º e 4º), para calcular a força máxima teórica, são mostradas na Tabela 5.2.

Tabela 5.2. Comparação das dimensões das matrizes e punções para a operação de estampagem profunda (Estágio 1º) e re-estampagem (Estágios 2º, 3º e 4º).

Estágio	Diâmetro da punção (mm)	Diâmetro da Matriz (mm)
1º	20,5	24,2
2º	18,3	21,7
3º	14,5	18,2
4º	11,6	14,9

A Tabela 5.3 compara as propriedades mecânicas obtidas na estampagem profunda (Estágio 1º) da liga Pb-30%Sn. Os dados experimentais da carga máxima, no ensaio de estampagem, estão bem inferiores ao valor teórico utilizando a tensão de escoamento do material (por cerca de 52% para a tira semi-sólida fundida e 51% para a tira semi-sólida fundida laminada), assim, existe uma grande diferença se comparada com o valor teórico calculado a partir da tensão de resistência do material (ou menor do que 61% para a tira semi-sólida fundida e 60% para a tira semi-sólida fundida laminada), Figura 5.41.

A força no punção, para produzir o copo, é resultado da soma das forças ideal de conformação, das forças de atrito e da força necessária para produzir a uniformização da espessura (caso exista). Devido a muitas variáveis envolvidas, e a condição não transiente da operação de estampagem profunda, fazer o cálculo da força no punção não é simples. Note que a Equação (5.1) não inclui o atrito, o raio do punção e o raio da matriz ou a força do anti-rugas (*blankholder*). Assim, essa equação considera que a força no punção é suportada em maior intensidade pela parede do copo (DIETER, 1976, KALPAKJIAN, 1997).

A Figura 5.41 compara os valores obtidos da Tabela 5.3 das cargas de estampagem profunda e re-estampagem profunda para as condições semi-sólida fundida e semi-sólida fundida laminada. As cargas calculadas nos Estágios 2º, 3º e 4º estão mais próximas dos dados experimentais com relação ao Estágio 1º. As cargas nestes estágios são menores do que no Estágio 1º, porque não é necessário o emprego de anti-rugas e o atrito é minimizado.

À medida que aumenta o grau de deformação, a força de conformação plástica também aumenta. Isto é devido ao aumento da espessura do copo estampado causado pela tensão de compressão circunferencial e ao encruamento, no caso da deformação a frio. Entretanto, considera-se que a espessura do material não varia durante a estampagem profunda e re-estampagem empregando as Equações (5.1) e (5.2).

Tabela 5.3. Principais propriedades mecânicas da liga Pb-30%Sn utilizada e a comparação das forças de estampagem profunda e aquelas obtidas experimentalmente.

Estágio 1º ⁺							
Liga Pb-30%Sn	Espessura [mm]**	Densidade [g/cm³]*	Resistência mecânica [MPa]		Carga máxima (kN)		Carga máxima experimental (kN)**
			Tração* UTS	Escoamento* Y	UTS	Y	
Tira semi-sólida fundida	1,40±0,01	9,69	34	28	3,45	2,84	1,36±0,12
Tira semi-sólida fundida e laminada	1,00±0,01				2,46	2,03	0,99±0,23
Estágio 2º ⁺⁺							
Tira semi-sólida fundida	1,40±0,01	9,69	34	28	0,92	0,76	0,68±0,10
Tira semi-sólida fundida e laminada	1,00±0,01				0,54	0,45	0,50±0,12
Estágio 3º ⁺⁺							
Tira semi-sólida fundida	1,40±0,01	9,69	34	28	0,95	0,79	0,90±0,23
Tira semi-sólida fundida e laminada	1,00±0,01				0,58	0,48	0,64±0,62
Estágio 4º ⁺⁺							
Tira semi-sólida fundida	1,40±0,01	9,69	34	28	0,84	0,69	1,17±0,40
Tira semi-sólida fundida e laminada	1,00±0,01				0,52	0,43	0,83±0,10

*Dados obtidos do ASM Handbook (1990) vol.2, pp. 550, **Quatro amostras com 95% de confiabilidade, ⁺ (Equação (5.1)), ⁺⁺ (Equação (5.2)).

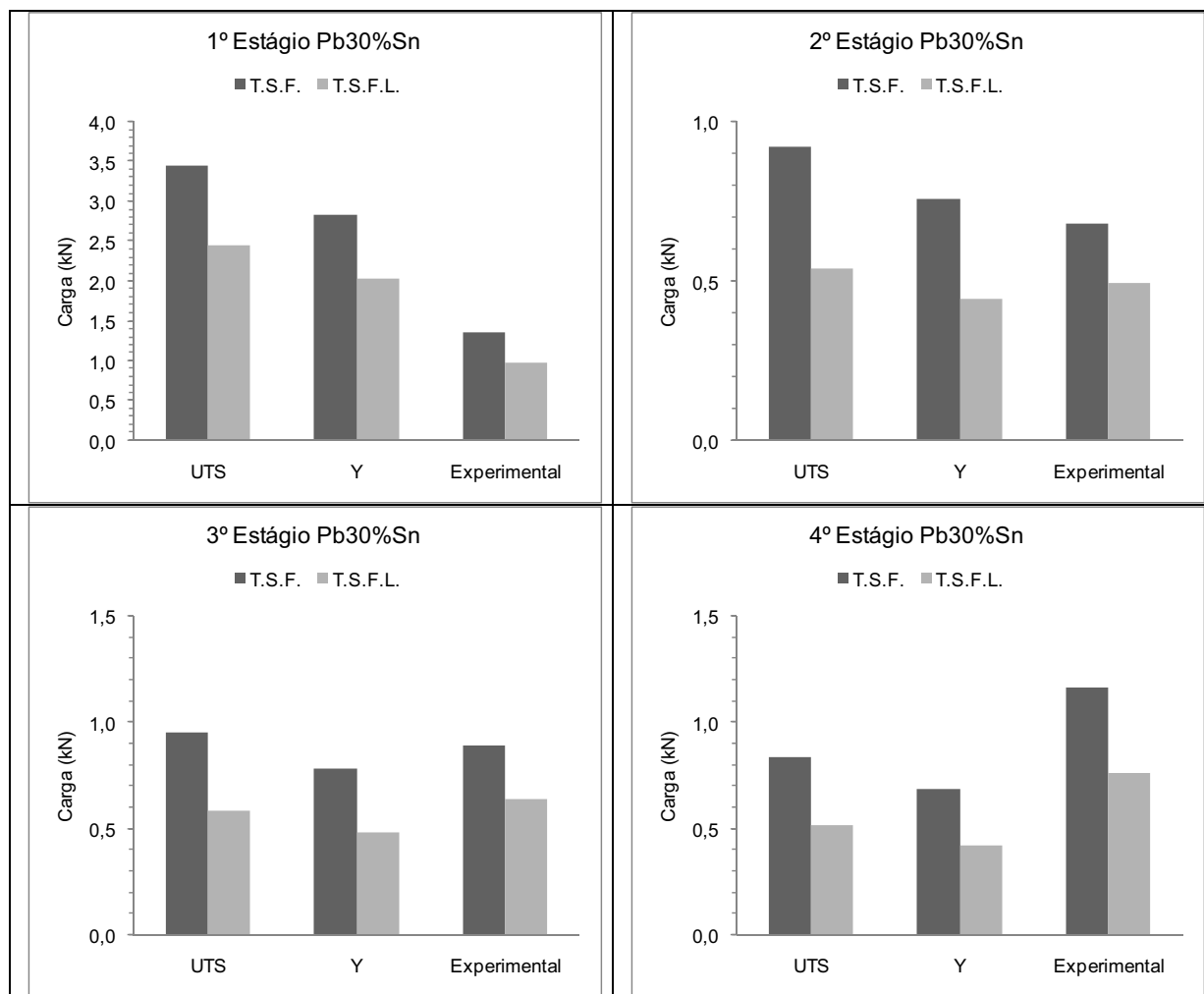


Figura 5.41. Comparação dos valores teóricos calculados da estampagem profunda (Estágio 1º) e re-estampagem (Estágios 2º, 3º e 4º) a partir das Equações (5.1) e (5.2) respectivamente com os dados experimentais para os discos metálicos (*blanks*) produzidos nas condições semi-sólida fundida (T.S.F.) e semi-sólida fundida laminada (T.S.F.L.).

5.4.8 Operação de estampagem profunda (Estágio 1º) da liga Pb-50%Sn

As tiras da liga Pb-50%Sn foram processadas nas seguintes condições: semi-sólida fundida, semi-sólida fundida e laminada, tixolaminada e laminada convencionalmente para efeito de comparação através da caracterização mecânica e metalográfica. Esta liga Pb/Sn hipoeutética tem intervalo de solidificação de 31°C (vide Figura 4.8). A velocidade dos cilindros do laminador foi de 0,25 m/s a qual foi constada anteriormente ser a melhor velocidade de processamento para a obtenção das tiras. O separador de escória foi usado junto ao bocal e o acabamento dos cilindros foi feito até a lixa de granulometria 1200.

A Figura 5.42 mostra a seqüência de operação de estampagem profunda a partir dos discos metálicos (*blanks*) da liga Pb-50%Sn. Todos os discos (*blanks*) das tiras processadas passaram nas estampagens profundas realizadas. Entretanto, grandes perdas de material resultaram da tira semi-sólida fundida durante a estampagem. De fato, a espessura não é uniforme da superfície dessa tira voltada para a atmosfera o que poderia prejudicar a ação do anti-rugas. O aperto excessivo no anti-rugas pode provocar a falha do fundo do copo. Entretanto, mesmo sem o uso do anti-rugas na matriz, os copos falharam.

No embutimento deve-se dar tempo para o material escoar. Se o material não pode escoar com suficiente rapidez, a deformação do material não é uniforme e pode ocorrer uma extricção localizada na folga entre o estampo e a matriz. Conseqüentemente, a redução resultante na espessura enfraquecida é altamente solicitada, e a peça se rompe rapidamente.

Além disso, a tira semi-sólida fundida apresenta uma formação dendrítica na superfície voltada para atmosfera a qual está sendo degenerada pela ação de tensões de cisalhamento durante o processamento, Figura 5.43. É conhecida na literatura que a estrutura bruta de solidificação não é a ideal para a conformação mecânica. A espessura da tira semi-sólida fundida é de aproximadamente 1,4 mm. A distância entre o punção e matriz é de 1,85 mm, suficiente para a estampagem da tira metálica com essa espessura. Entretanto, a tensão de compressão circunferencial ao longo do flange na operação estampagem profunda provoca um aumento na espessura da parede do copo, suficiente para provocar o contato dessa região com a parede da matriz. Além disso, a rugosidade e a irregularidade na espessura da tira semi-sólida fundida resultaram, na intensificação da força de atrito na força total no punção e na extricção localizada por concentração de tensão na estampagem.

Note que a formação de orelhas é minimizada nas tiras semi-sólida fundida, semi-sólida fundida laminada e tixolamina, em relação às tiras laminadas convencionalmente. Isso ocorre devido o maior grau de anisotropia das tiras laminadas convencionalmente, Figura 5.42. De fato, a microestrutura da tira laminada convencionalmente é alinhada na direção de laminação, enquanto as microestruturas das tiras obtidas não convencionalmente, não apresentam este tipo de alinhamento, Figura 5.43.



Figura 5.42. Sequências de operação de estampagem profunda das tiras Pb-50%Sn na condição como indicada. As cargas de processamento são indicadas abaixo de cada figura.

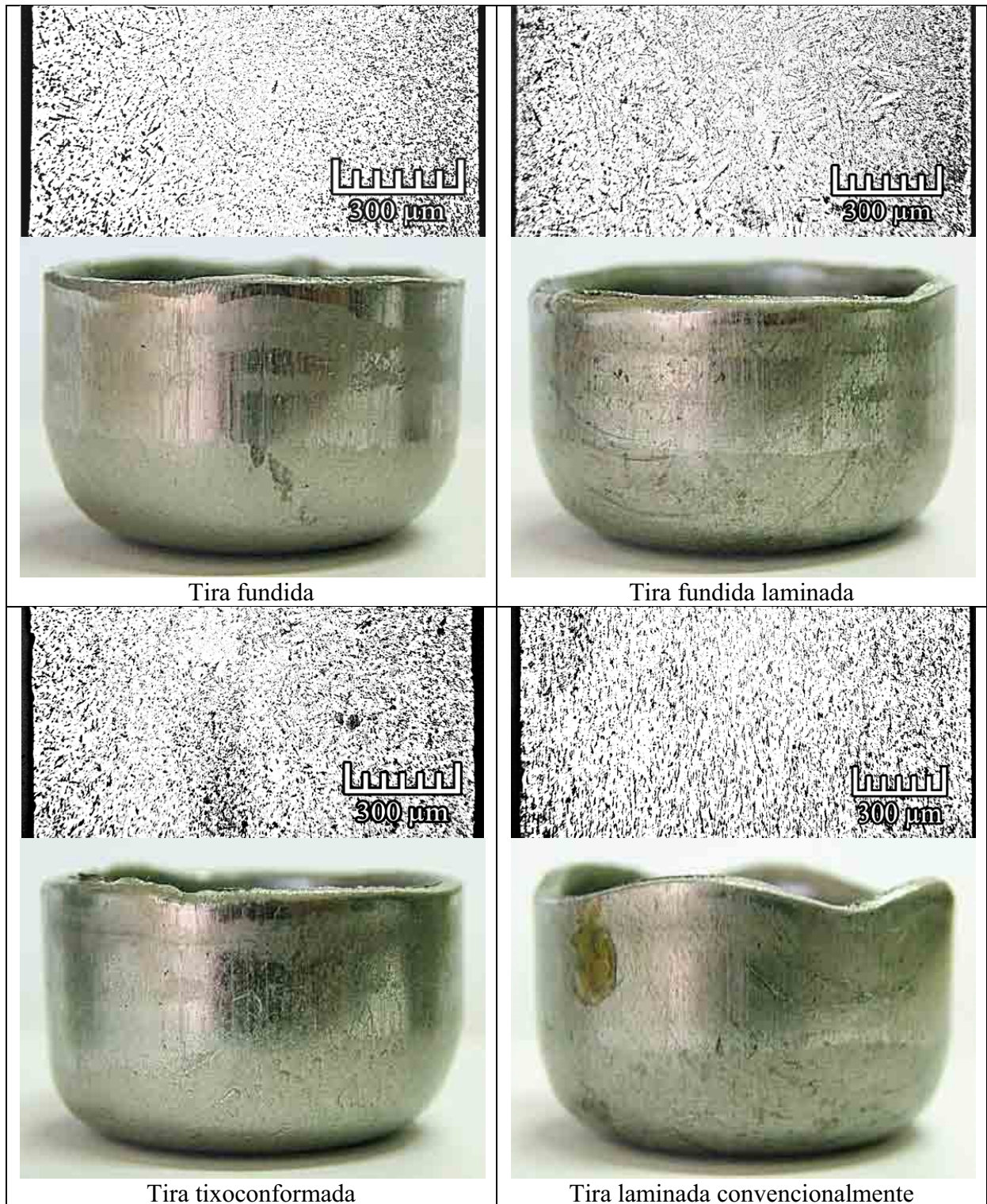


Figura 5.43. Microestrutura das tiras obtidas da liga 50%Pb-50%Sn. Diâmetro externo do copo de 24,5 mm.

Os valores da carga máxima medidos experimentalmente no processo de estampagem profunda são calculados a partir do modelo teórico proposto, para a liga Pb-50%Sn e mostrados na Tabela 5.4.

Tabela 5.4. Carga necessária para a primeira estampagem profunda do disco metálico (*blank*) de 40,2 mm de diâmetro para cada tira e o valor teórico calculado pela Equação (5.1).

Liga Pb-50%Sn	Espessura [mm] ⁺	Densidade [g/cm ³]*	Resistência mecânica [MPa]		Carga máxima (kN) Equação (5.1)		Carga máxima experimental (kN) ⁺
			Tração* UTS	Escoamento* Y	UTS	Y	
Tira semi-sólida fundida	1,45±0,19	8,89	42	33	4,41	3,47	2,24±0,05
Tira semi-sólida fundida e laminada	1,20±0,16				3,65	2,87	1,60±0,20
Tixolaminada	1,25±0,14				3,80	2,99	1,81±0,24
Laminada convencionalmente	1,45±0,07				4,41	3,47	1,82±0,15

*Dados obtidos do ASM Handbook (1990) vol.2, pp. 550. ⁺Quatro amostras com 95% de confiabilidade.

A Figura 5.44 compara os valores obtidos experimentalmente e os valores teóricos mostrados na Tabela 5.4. As cargas experimentais estão mais próximas dos valores teóricos calculados empregando a tensão de escoamento do que utilizando a resistência à tração da liga.

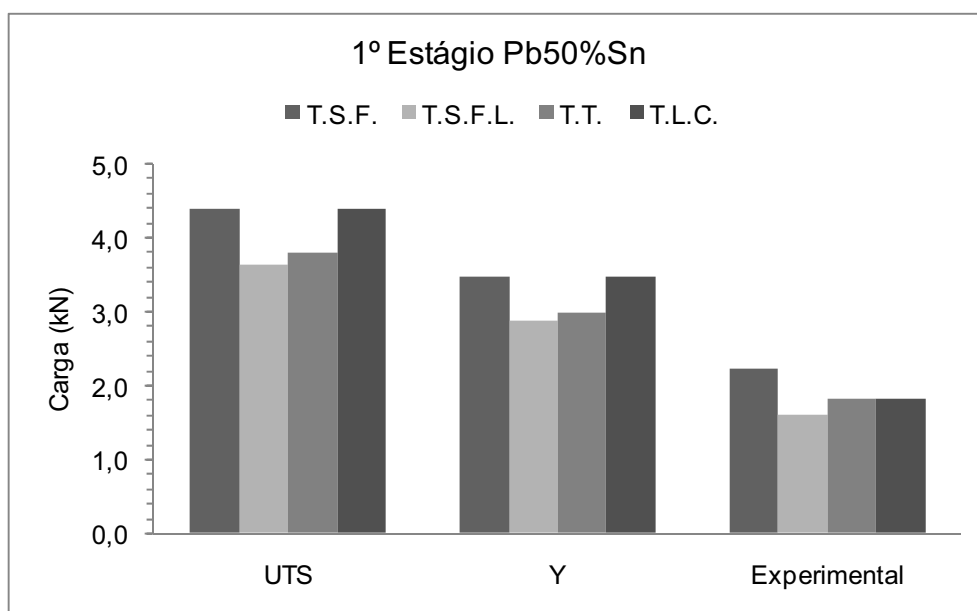


Figura 5.44. Comparação dos valores teóricos calculados a partir da Equação (5.1) com os dados experimentais para a estampagem profunda (Estágio 1º) dos discos metálicos (*blanks*) da liga Pb-50%Sn. Tira semi-sólida fundida (T.S.F.), Tira semi-sólida fundida e laminada (T.S.F.L.), tira tixolaminada (T.T.), e tira laminada convencionalmente (T.L.C.).

A Figura 5.45 mostra alguns exemplos das curvas características obtidas na estampagem profunda dos copos da Figura 5.43.

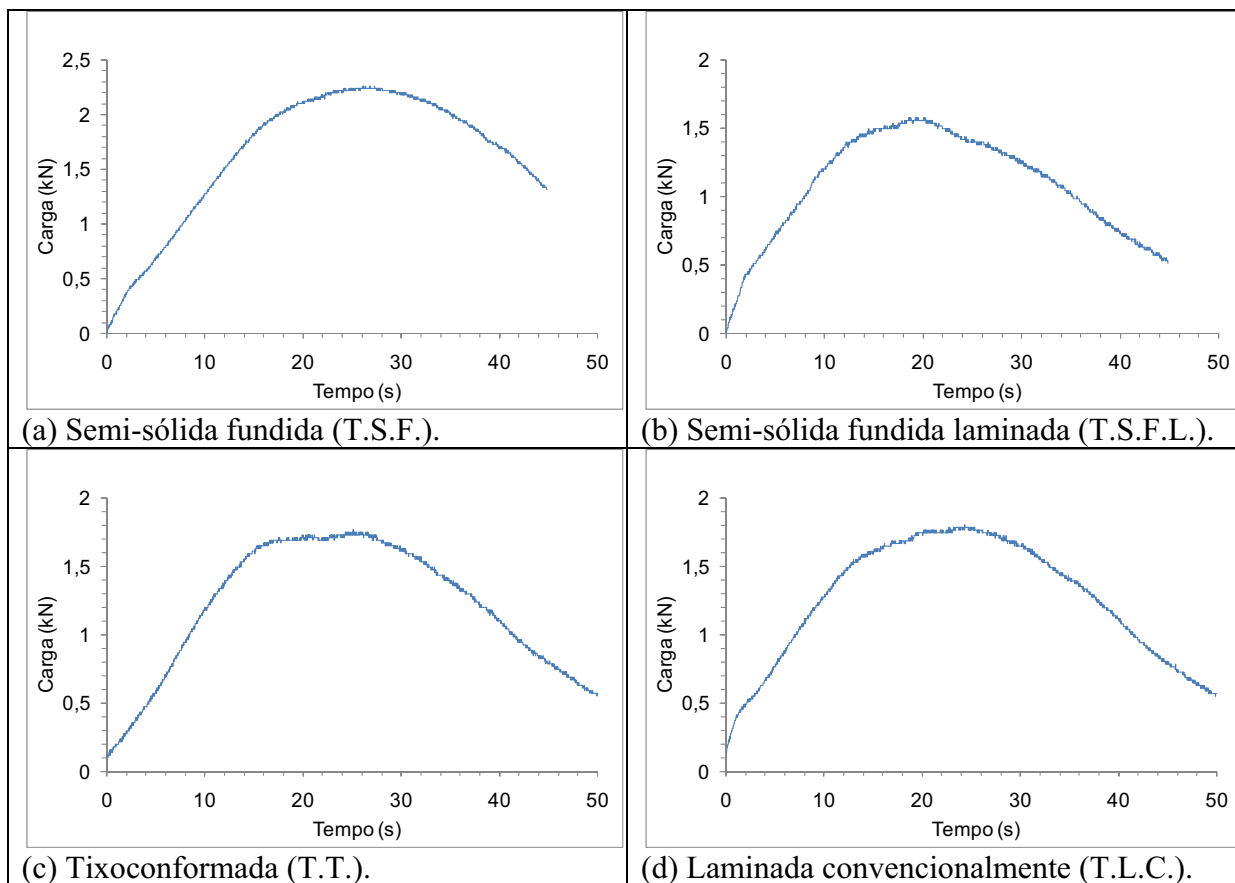


Figura 5.45. Perfis das curvas da estampagem profunda dos copos da Figura 5.43 como indicado.

5.4.9 Operação de re-estampagem profunda (Estágios 2º, 3º e 4º) dos copos obtidos das tiras das ligas Pb-50%Sn

Utilizando os dados da Tabela 5.4 e adotando o raio da matriz (ρ) constante de 8 mm, os valores calculados da re-estampagem das condições das tiras semi-sólida fundida (T.S.F.), semi-sólida fundida e laminada (T.S.F.L), tixoconformada (T.T.) e laminada convencionalmente (T.L.C.) são comparados nas Figuras 5.46, 5.47 e 5.48 com os dados experimentais. Foram fabricadas três amostras para todas as condições acima citados, seguindo a distribuição normal com 95% de confiabilidade.

Pode-se perceber que a carga máxima teórica usando a tensão de escoamento ou a tensão de resistência (Equação (5.2)) atinge valores muito próximos com os valores experimentais. A carga teórica na re-estampagem comparada com a estampagem dos discos (*blanks*) é conservativa para efeito de projeto da matriz e o punção. Isto minimiza o aparecimento de defeitos de estampagem. Porém, os defeitos podem aparecer à medida que aplicação da carga no re-estampagem dos copos é aumentada.

No último estágio percebe-se que houve um aumento na carga de re-embutimento experimental dos copos das tiras laminadas convencionalmente (T.L.C.) e principalmente na tira semi-sólida fundida (T.S.F.). Isso indica, o aumento da espessura da parede do copo provocada pelas tensões circunferenciais de compressão. A espessura pode aumentar de modo que um estiramento (*ironing*) incipiente pode ocorrer.

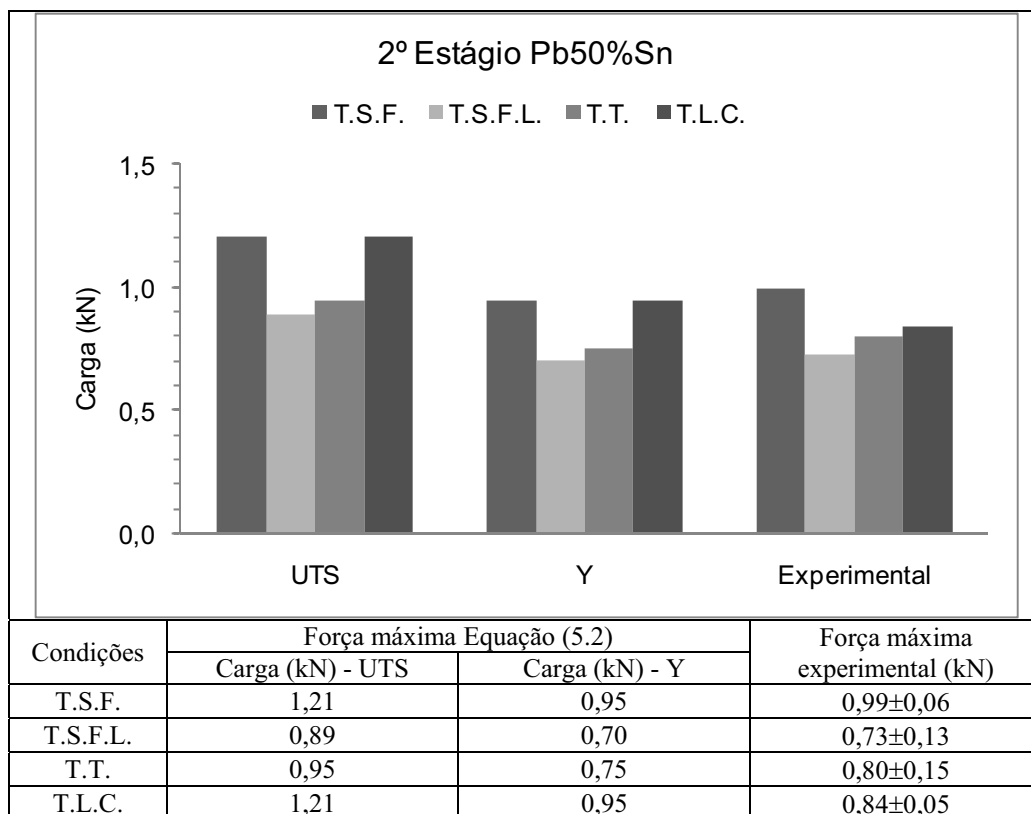


Figura 5.46. Operação de re-estampagem equivalente ao 2º Estágio.

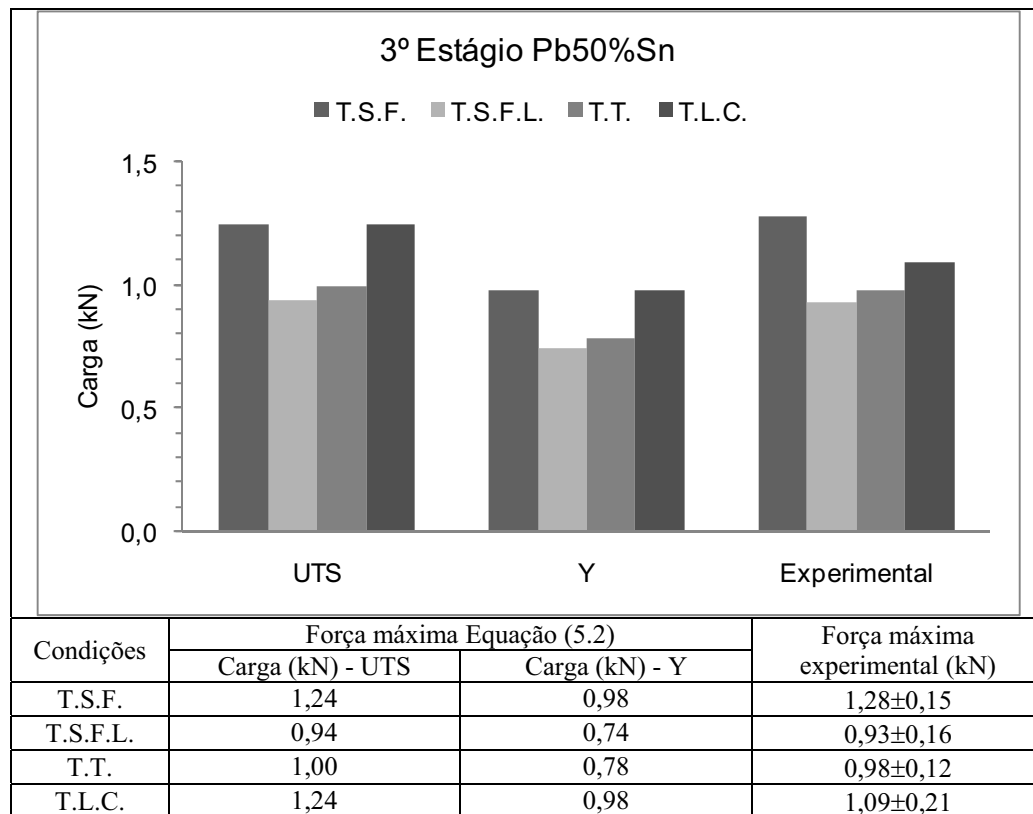


Figura 5.47. Operação de re-estampagem equivalente ao 3º Estágio.

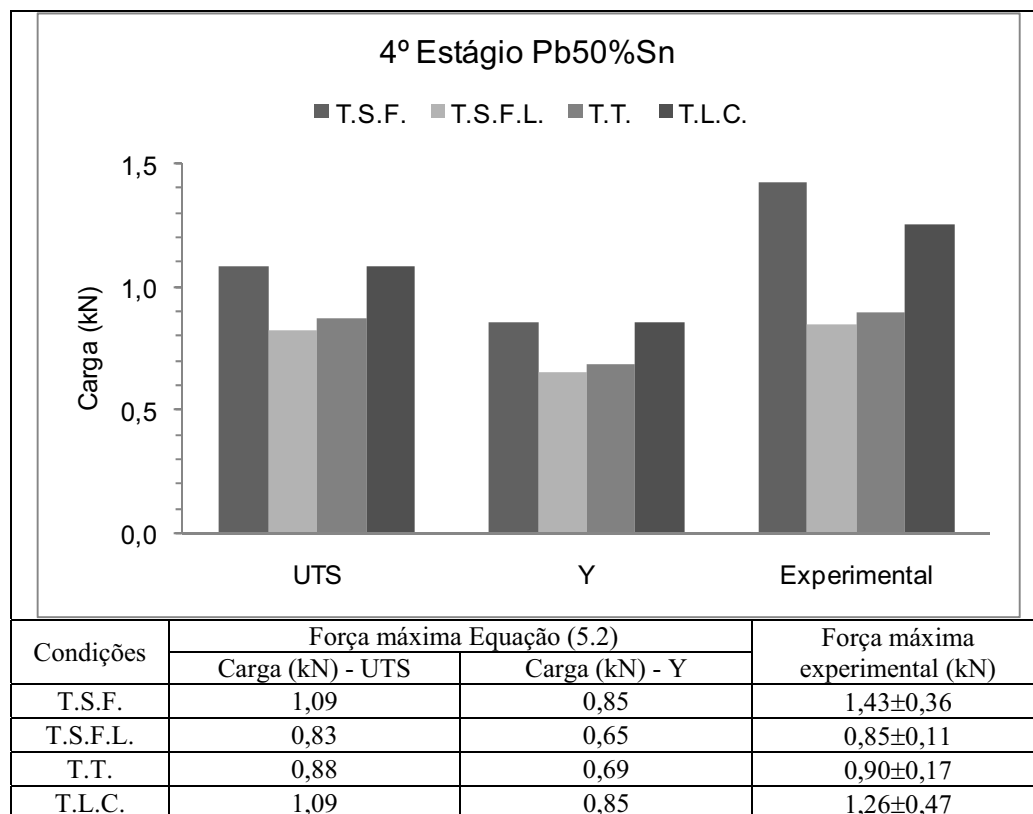


Figura 5.48. Operação de re-estampagem equivalente ao 4º Estágio.

Para a estampagem profunda, ocorrem os gastos de energias, relativos às seguintes forças: força ideal de deformação plástica, forças de atrito e a força requerida para produzir o estiramento (*ironing*), se presente, causada pelo aumento da espessura do material (DIETER, 1976). A força ideal de deformação aumenta continuamente com o movimento do punção, pois tanto a deformação quanto a tensão de escoamento estão aumentando devido ao encruamento. Uma grande contribuição da força de atrito vem da pressão do anti-rugas.

Esta força atinge rapidamente um pico e diminuiu com o prosseguimento da estampagem porque a área do flange sob o anti-ruga é continuamente reduzida. Qualquer força requerida para produzir o estiramento (*ironing*) ocorre mais tarde depois da parede do copo atingir uma espessura máxima, Figura 5.49. Um fator adicional é a força requerida para dobrar e desdobrar o material em volta do raio da matriz. Em geral, a energia ou o trabalho total gasto necessário para a estampagem/re-estampagem profunda é distribuída da seguinte forma: 70% para o trabalho ideal na direção radial, 13% para superar a resistência do atrito, 17% para o dobramento e o desdobramento em torno do raio da matriz, (DIETER, 1976).

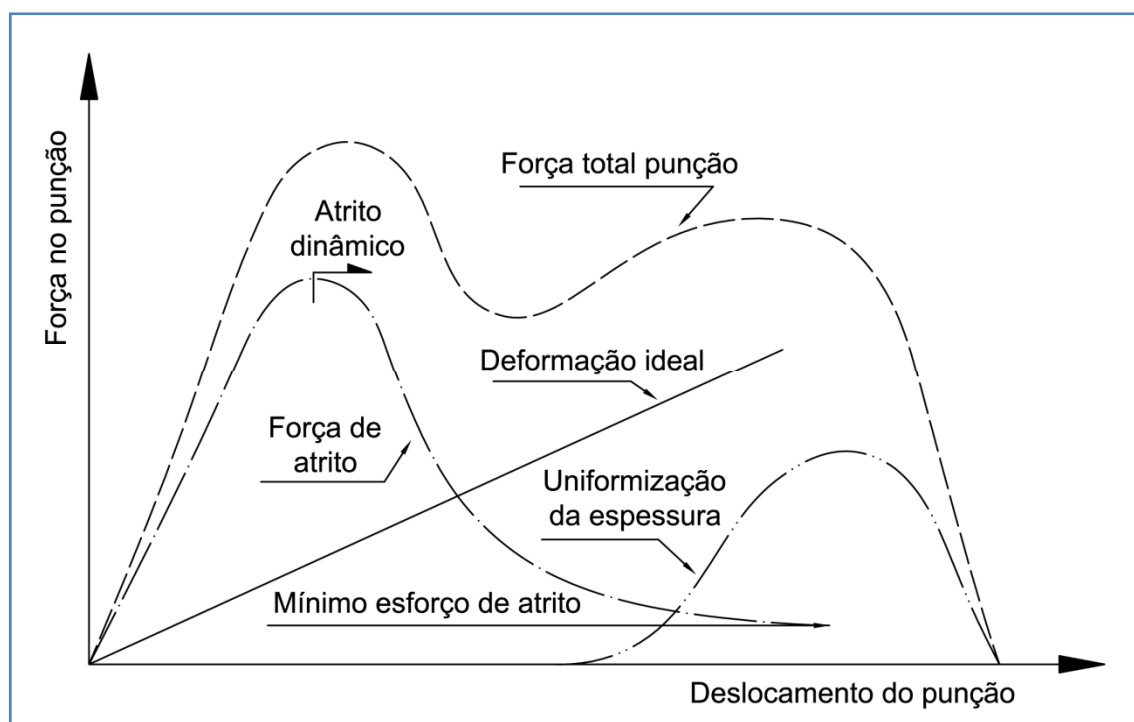


Figura 5.49. Força do punção versus o seu percurso para estampagem profunda, (DIETER, 1976, p.668).

As Figuras 5.50, 5.51 e 5.52 mostram respectivamente os perfis das curvas do Estágio 2º, 3º e 4º da re-estampagem dos copos para as diversas situações como indicadas. Evidentemente a deformação ideal sempre estará presente, Figura 5.49. Por outro lado, tudo indica que o formato do primeiro pico das curvas apresentadas na Figura 5.50, é devido à força de atrito e o último pico está relacionado com a presença de estiramento (*ironing*).

Os perfis das curvas da Figura 5.52 não se completaram para um tempo de 50 s, fundo de escala do osciloscópio digital. Então, pode-se concluir que a velocidade de avanço do punção foi menor que usada para obter as curvas de estampagem profunda e re-estampagem profunda da liga Pb-30%Sn analisadas na Seção 5.4.6 ($0,4 \pm 0,02$ mm/s).

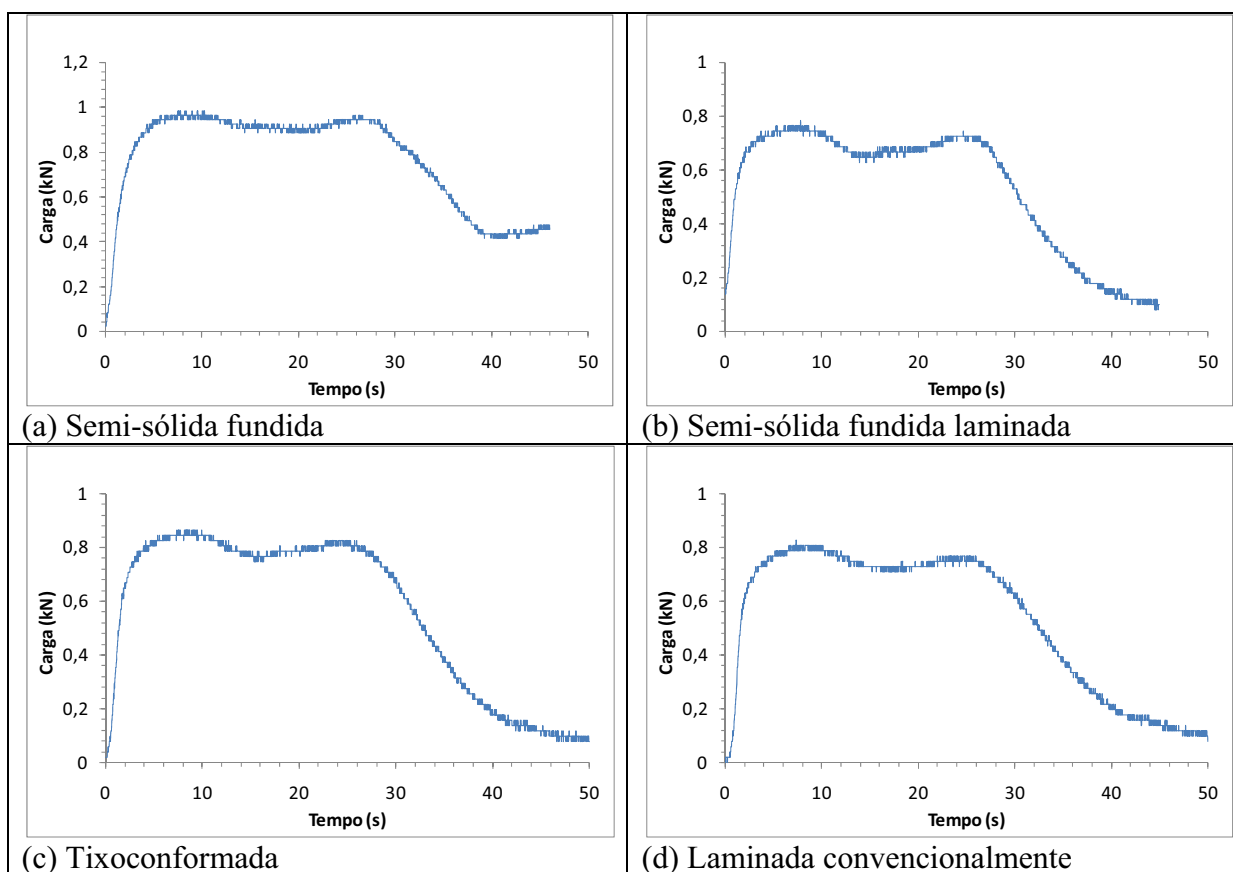


Figura 5.50. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 2º como indicadas.

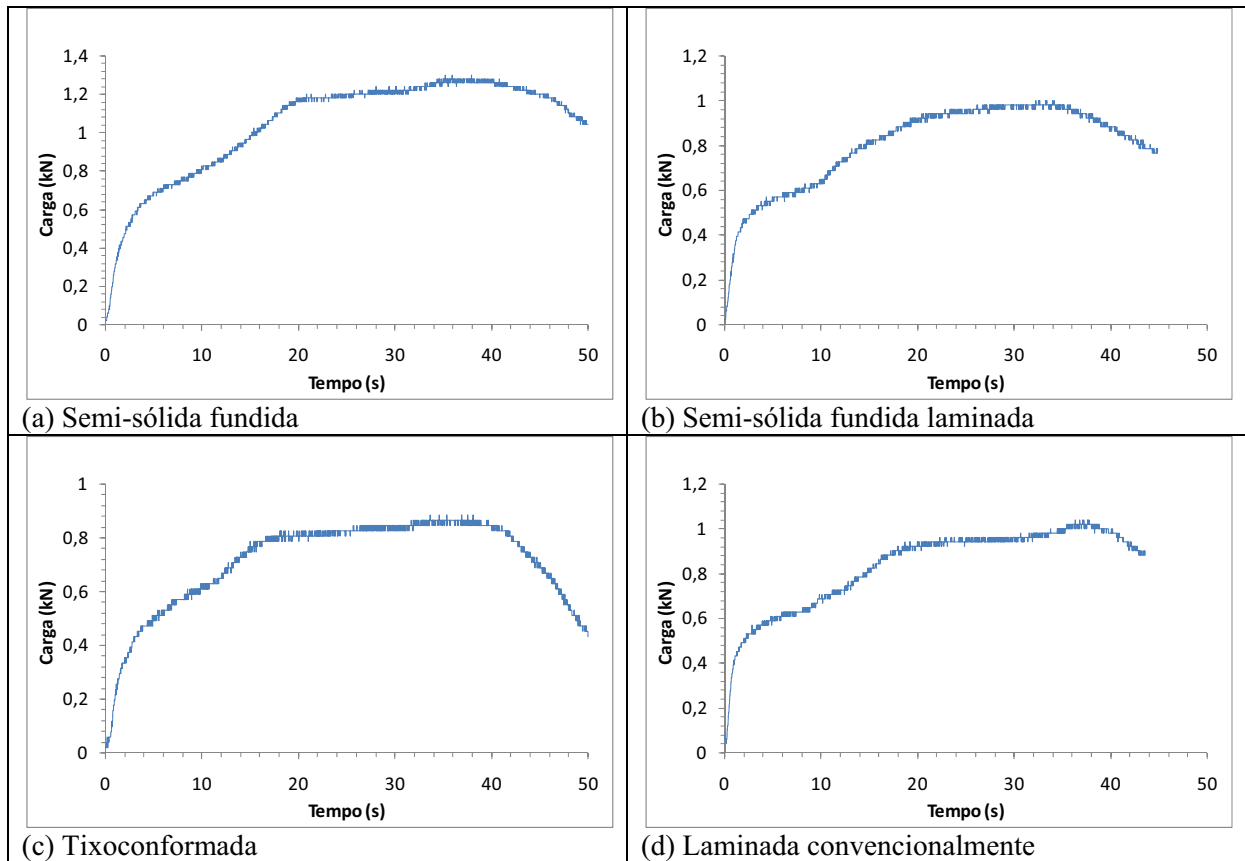


Figura 5.51. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 3º como indicadas.

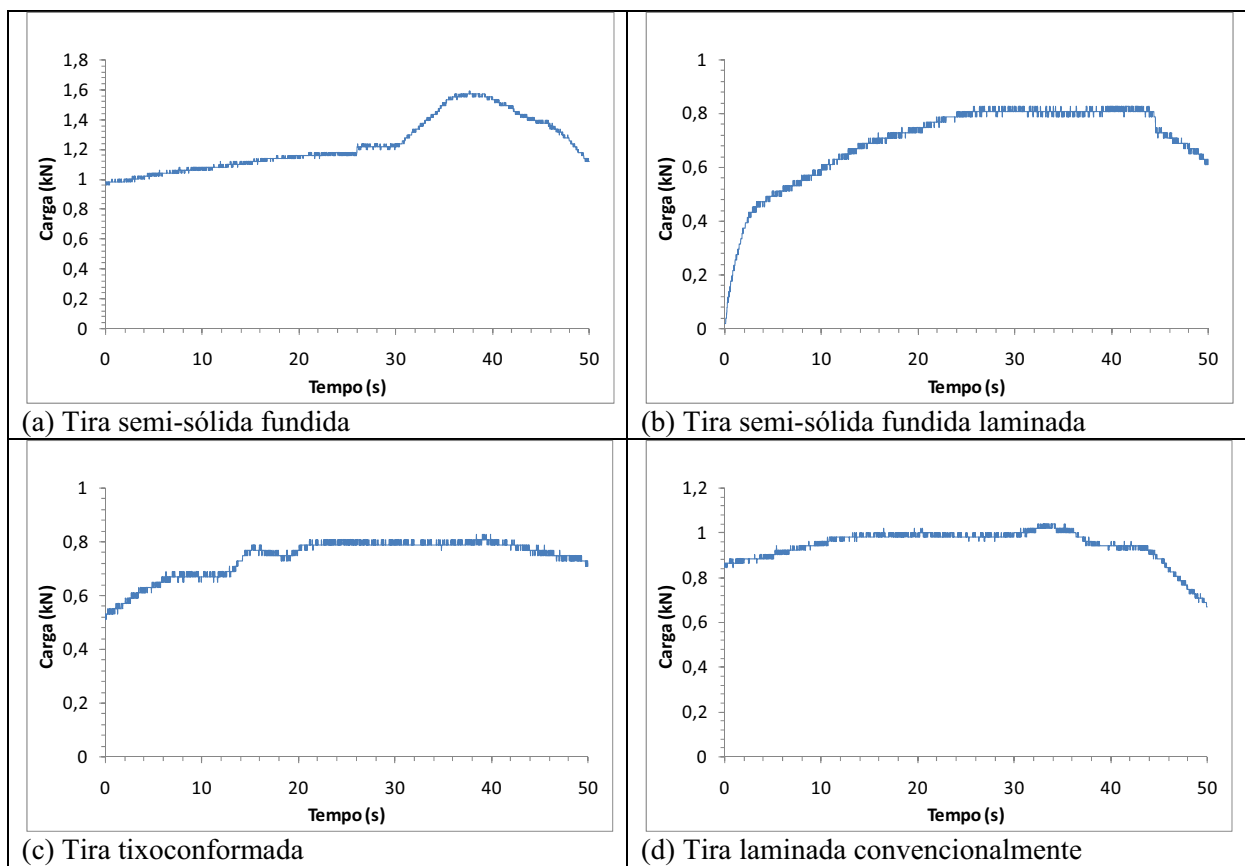


Figura 5.52. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 4º como indicadas.

5.4.10 Operação de estampagem profunda da liga Sn-37%Pb

A liga Sn-37%Pb pode ser considerada praticamente uma liga eutética, vide Figura 4.8. O intervalo de solidificação é em torno de 3°C. As microestruturas da liga Sn-37%Pb: tira semi-sólida fundida, tira semi-sólida fundida laminada, tira tixolaminada e tira laminada podem ser analisadas na Figura 5.53 com os respectivos copos estampados.

A microestrutura da tira semi-sólida fundida apresenta uma região de formação eutética e com tendência a desagregar em direção da face voltada para a atmosfera (lado esquerdo da micrografia). A tira semi-sólida fundida laminada apresenta uma microestrutura refinada indicando a coalescência da fase α rica em chumbo de cor preta e melhor distribuída. Isto favorece operação de deformação plástica do material. A tira tixolaminada apresenta uma microestrutura refinada com a agregação da fase α dispersa numa matriz β rica em estanho (branca). Esta agregação e a disposição da fase α preferencialmente na região central da tira foram causadas pela compressão dos cilindros no material pastoso rico em dendritas α . Os mecanismos de deformação plástica do material semi-sólido, esquematizado anteriormente na Figura 3.4, podem explicar a segregação da fase α (fase primária), rica em chumbo. A compressão dos cilindros força a entrada da fase α no interior da camada coquilhada superaquecida. A fase primária é a fase sólida (fase α). Por sua vez, a fase secundária é a fase líquida que envolve a fase primária.

A tira laminada convencionalmente apresenta uma microestrutura orientada que causou a anisotropia do material pela formação de orelhas. Desse modo, a quantidade de material que é perdida na operação de corte (*trimmed off*), após a fabricação dos copos estampados da tira laminada convencionalmente, é maior. A laminação biaxial (cruzada) das placas no processamento de laminação convencional diminui a anisotropia planar. Por outro lado, o grau de anisotropia tende a diminuir progressivamente a partir das tiras semi-sólida fundida, semi-sólida fundida e laminada, e tixolaminada. Assim, a formação de orelhas não ocorre aparentemente para o copo estampado usando os discos metálicos (*blanks*) da tira tixolaminada, veja Figura 5.53. Isto pode ser verificado também pela Figura 5.43.

Outro ponto importante a ressaltar, é que a microestrutura e o acabamento superficial da tira semi-sólida fundida voltada para a atmosfera não é adequada para a estampagem

profunda. Assim, mesmo aplicando uma barreira anti-escória, a estrutura dendrítica e a aspereza superficial da tira voltada para a atmosfera, resultaram em defeitos que funcionam como concentradores de tensão durante a estampagem profunda, Figura 5.54.

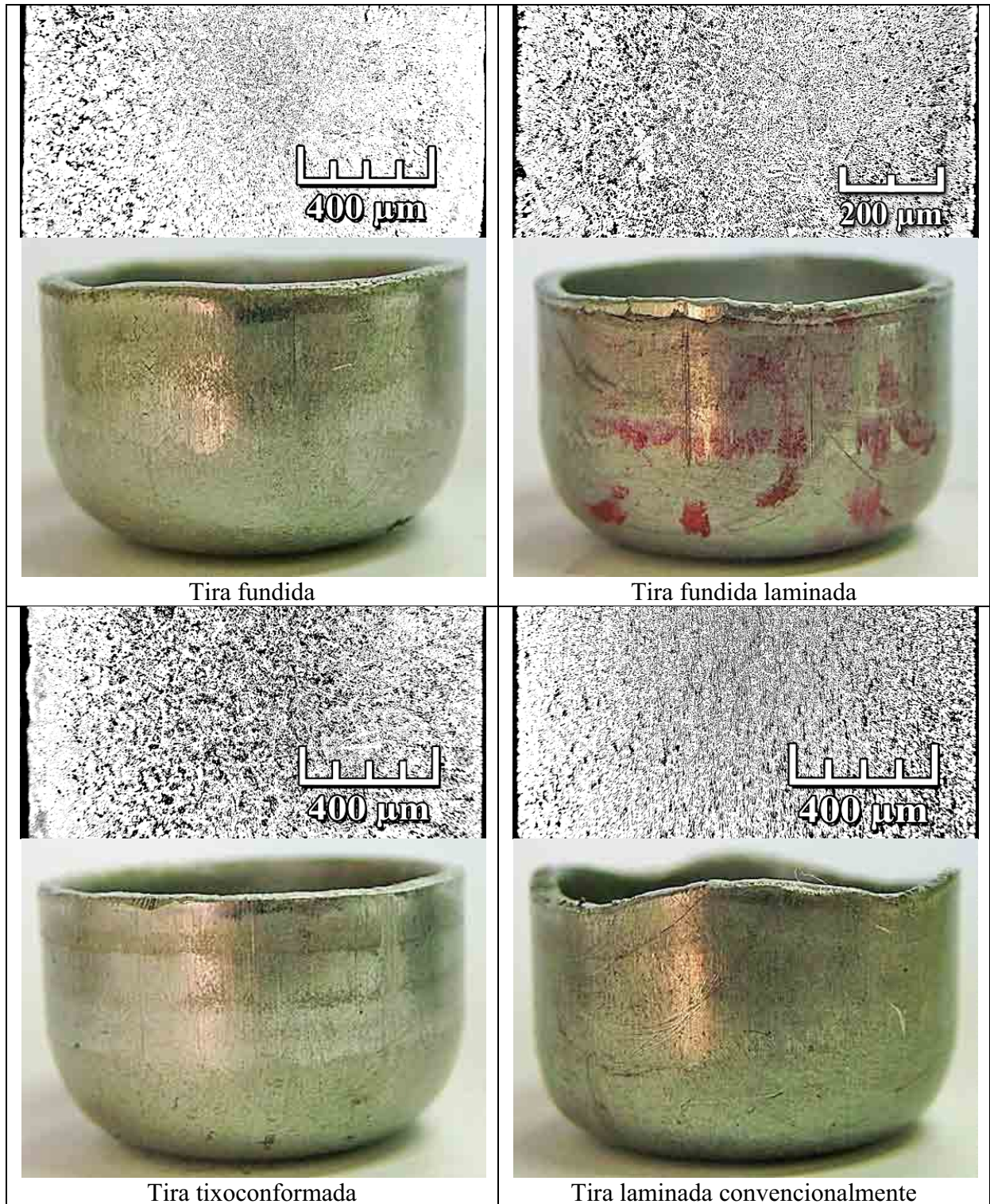


Figura 5.53. Microestrutura das tiras obtidas da liga Sn-37%Pb. Diâmetro externo do copo embutido 24,3 mm aproximadamente.



Figura 5.54. Vista da parte inferior do copo mostrando uma superfície áspera lembrando a aparência de “casca de laranja” e trincada, assim não adequada para a operação de estampagem profunda e pintura. Liga Sn-37%Pb. Diâmetro externo do copo 24,3 mm aproximadamente. Processamento com uso da barreira anti-escória. Compare com a Figura 5.35.

A Tabela 5.5 compara as forças de estampagem profunda experimental e utilizando a Equação (5.1), dos discos metálicos (*blanks*) para as tiras obtidas: semi-sólida fundida, semi-sólida fundida laminada, tixolaminada e lamina convencionalmente. Os valores da carga de estampagem experimental obtidos são levemente maiores quando estimadas a partir da Equação (5.1), utilizando a tensão de escoamento (Y). Porém, se calculada empregando a tensão de resistência do material, a diferença na carga é superestimada para valores maiores do que a necessária para a deformação plástica do copo, Figura 5.55. Então, os valores experimentais obtidos são conservativos para os quais as tensões aplicadas são geralmente inferiores ao limite de resistência à ruptura do material.

Os dados experimentais se aproximam dos valores calculados pela Equação (5.1), se a tensão de escoamento usada para o cálculo da força de estampagem for baseada na referência de Kalpakjian (1997), p.28 para ligas de chumbo estanho, valor constante de 14 MPa.

A Figura 5.56 mostra os perfis das curvas para a estampagem profunda dos copos da Figura 5.53. Aparentemente, a energia gasta está relacionada somente ao trabalho ideal e o atrito do flange sob o anti-rugas.

Tabela 5.5. Carga máxima teórica e experimental para os discos metálicos (*blanks*) da liga Sn-37%Pb.

Liga Sn-37%Pb	Espessura [mm] ⁺	Densidade [g/cm ³]*	Resistência mecânica [MPa]		Carga máxima (kN) Equação (5.1)		Carga máxima experimental (kN) ⁺
			Tração* UTS	Escoamento* Y	UTS	Y	
Tira semi-sólida fundida	1,51±0,06	8,89	52	33	5,69	3,61	2,98±0,10
Tira semi-sólida fundida e laminada	1,06±0,02				3,99	2,53	1,71±0,05
Tixolaminada	1,25±0,11				4,71	2,99	2,33±0,38
Laminada convencionalmente	1,01±0,07				5,05	3,20	1,60±0,18

*American Institute of Physics Handbook (1972), pp. 57. ⁺Quatro amostras com confiabilidade de 95%.

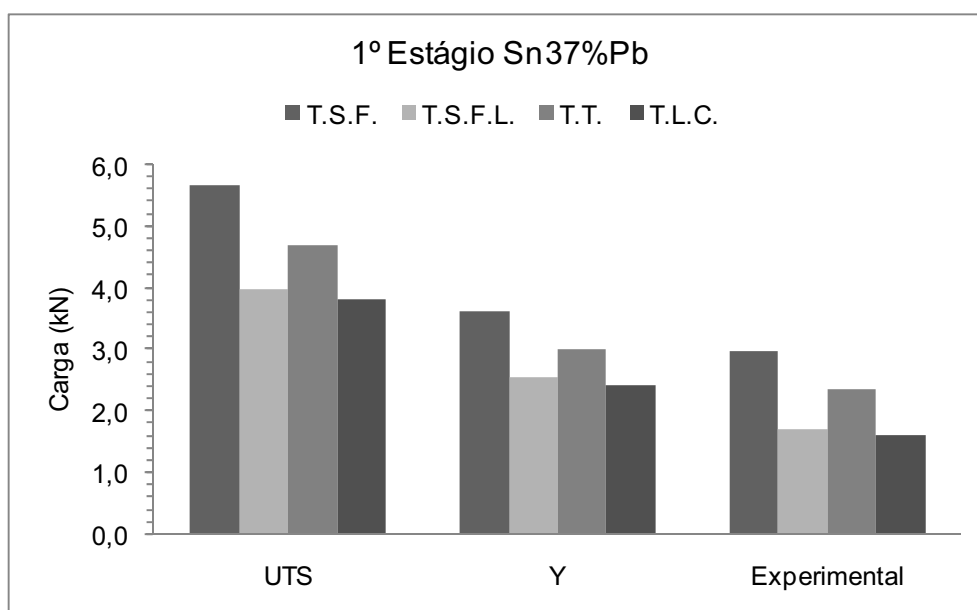


Figura 5.55. Comparação dos valores teóricos calculados a partir da Equação (5.1) com os dados experimentais para a estampagem dos discos metálicos (*blanks*) da liga Sn-37%Pb (1º. Estágio). Tira semi-sólida fundida (T.S.F.), tira semi-sólida fundida e laminada (T.S.F.L.), tira tixolaminada (T.T.), e tira laminada convencionalmente (T.L.C.).

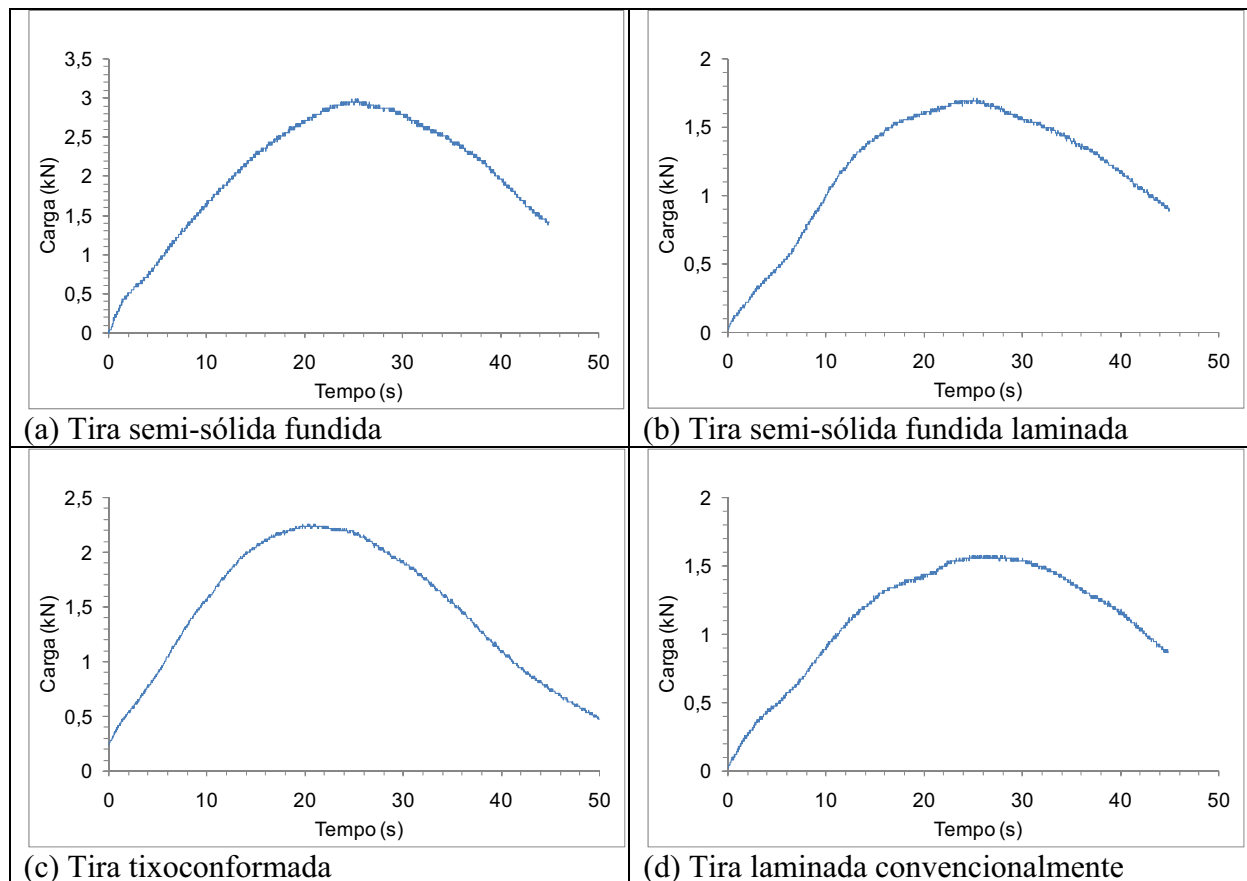


Figura 5.56. Perfis das curvas na estampagem profunda dos copos mostrados na Figura 5.53 para as ligas Sn-37%Pb nas condições como indicadas (1º. Estágio).

5.4.11 Operação de re-estampagem profunda dos discos metálicos (*blanks*) obtidos das tiras das ligas Sn-37%Pb

Analogamente, para a liga Sn-37%Pb, utilizando os dados da Tabela 5.5 e a Equação (5.2), determina-se o valor teórico da carga máxima para a re-estampagem. As Figuras 5.57, 5.58 e 5.59 comparam os valores das cargas para a re-estampagem dos discos metálicos (*blanks*) nas condições: semi-sólida fundida, semi-sólida fundida laminada, tixoconformada e laminada convencionalmente. Foram fabricadas três amostras para cada condição citada, seguindo a distribuição normal com 95% de confiabilidade.

Percebe-se que o tipo de processamento (laminação convencional ou não convencional) para produzir os discos metálicos (*blanks*) quase não tem influência na operação de re-estampagem. Porém, existe uma forte dependência relacionada às dimensões do disco metálico (*blank*) e à tensão de escoamento e resistência da liga (Equação (5.2)).

Os valores da carga máxima experimental no 2º e 3º Estágios estão muito próximos do valor teórico, quando se utiliza a tensão de resistência do material. Por outro lado, os valores das cargas calculadas, a partir da tensão de escoamento, estão abaixo dos valores experimentais, Figuras 5.57, 5.58 e 5.59. No 4º Estágio, última re-estampagem, o valor da carga experimental da tira semi-solida fundida (T.S.F.) está bem acima daquele estimado pela Equação (5.2), Figura 5.59. De fato, um aumento gradativo da espessura do copo durante a re-estampagem ocorre e o estiramento (*ironing*) da parede deve ser considerado. Isto é mais pronunciado para o disco metálico (*blank*) da tira T.S.F. uma vez que este apresenta uma maior espessura inicial em relação aos outros discos (*blanks*), Tabela 5.5.

A análise dos gráficos do segundo estágio nas Figuras 5.60 (a), (b), (c) e (d), mostram que as forças totais de estampagem resultaram da combinação das forças ideais de conformação, resistência do atrito e uniformização da espessura (*ironing*), tal como demonstrada na Figura 5.49. A partir do terceiro estágio na Figura 5.61, as curvas características presentes na Figura 5.49 já não se tornam perceptíveis dificultando uma análise mais precisa. Assim como no quarto estágio da Figura 5.52, não foi possível obter as curvas de re-estampagem do início ao final do processamento na Figura 5.62, devido ao tempo global de aquisição de sinais do osciloscópio digital, inferior a 50 s.

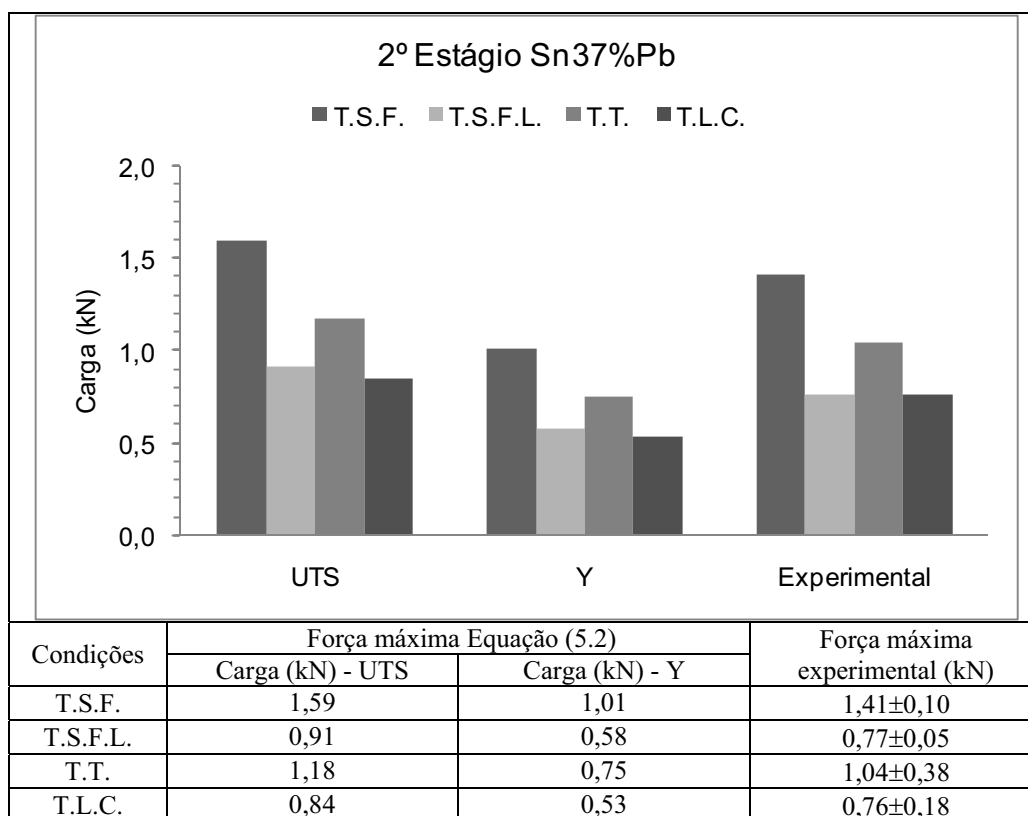


Figura 5.57. Operação de re-estampagem equivalente ao 2º Estágio.

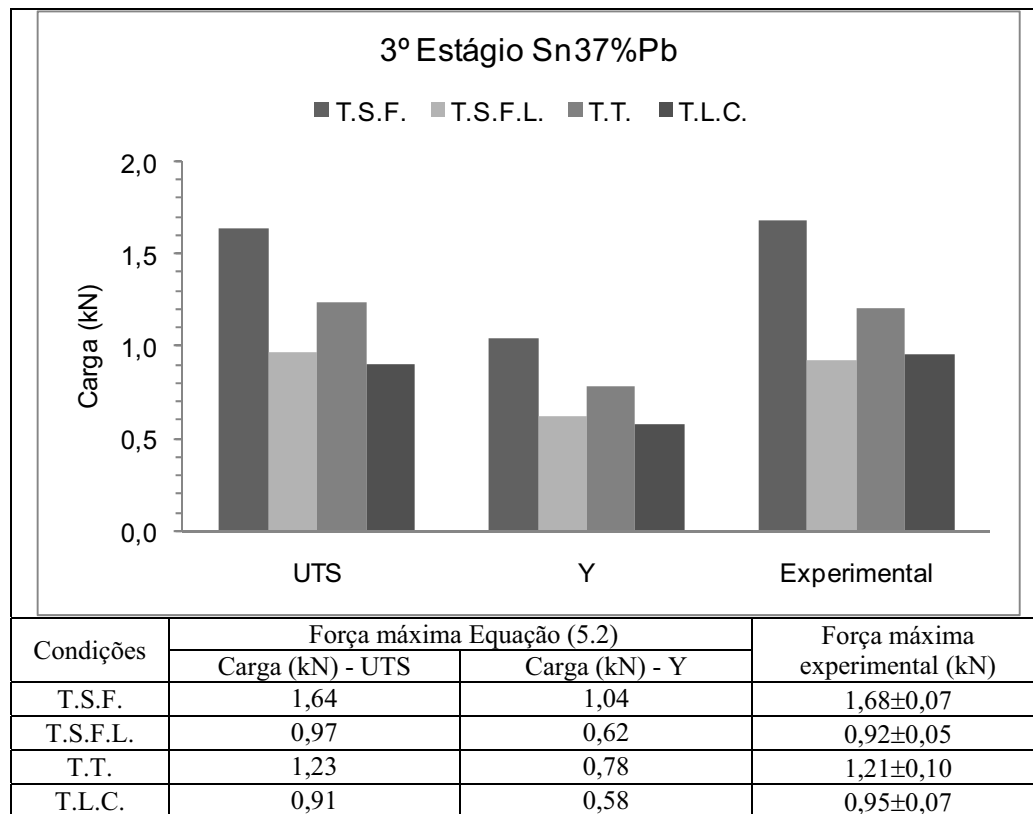


Figura 5.58. Operação de re-estampagem equivalente ao 3º Estágio.

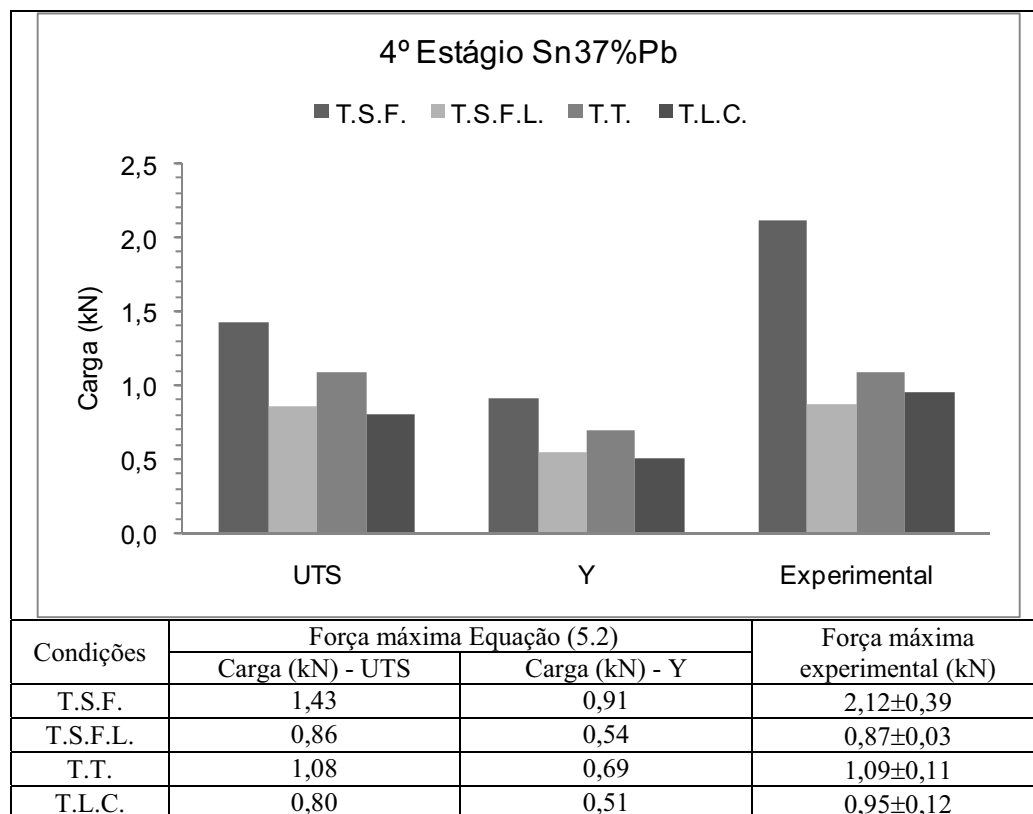


Figura 5.59. Operação de re-estampagem equivalente ao 4º Estágio.

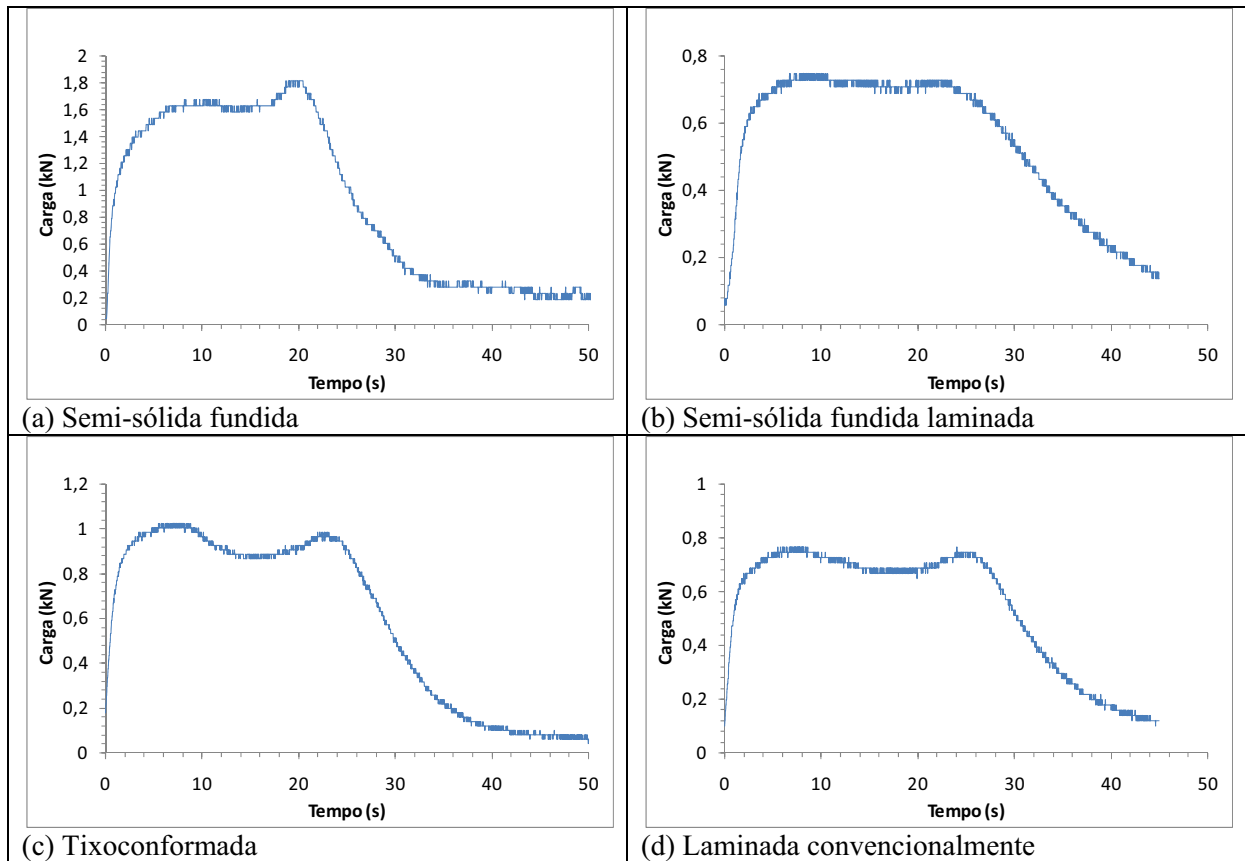


Figura 5.60. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 2º como indicadas.

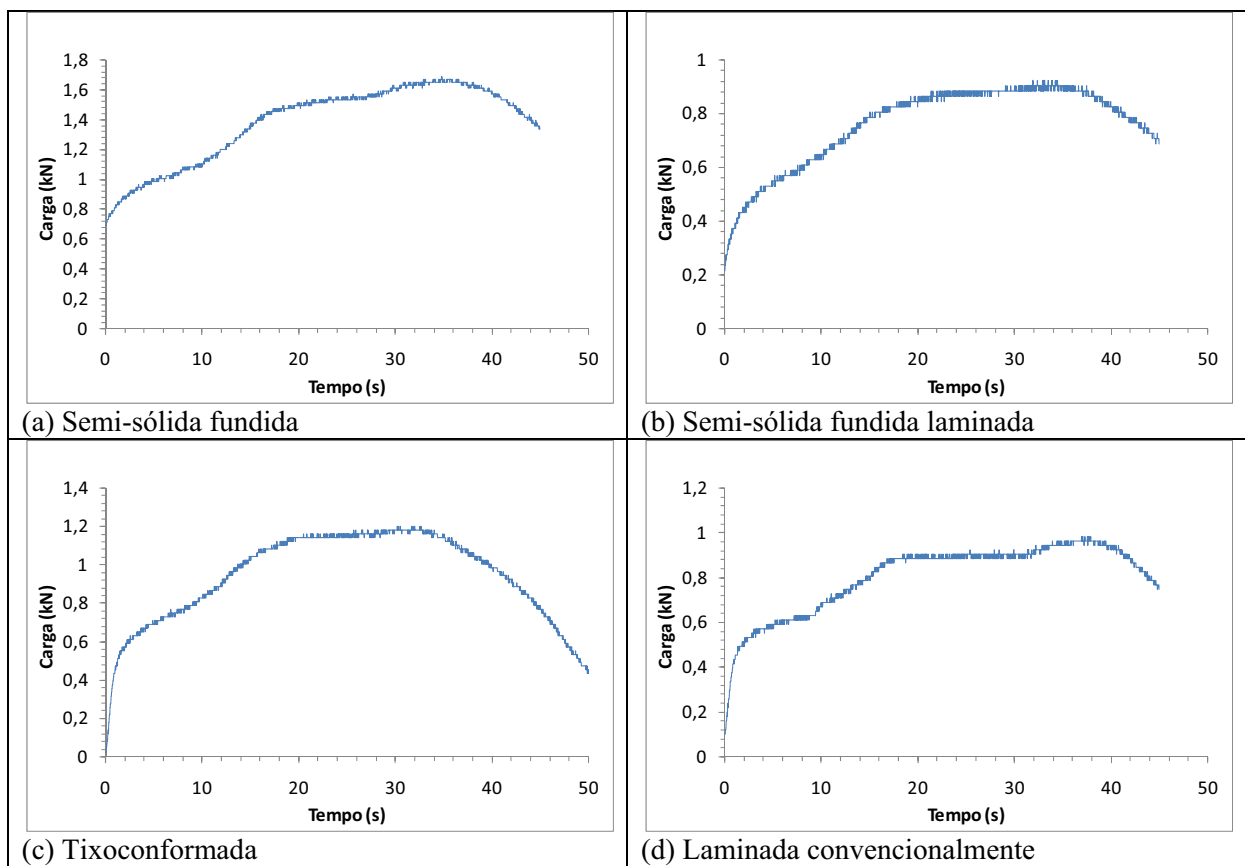


Figura 5.61. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 3º como indicadas.

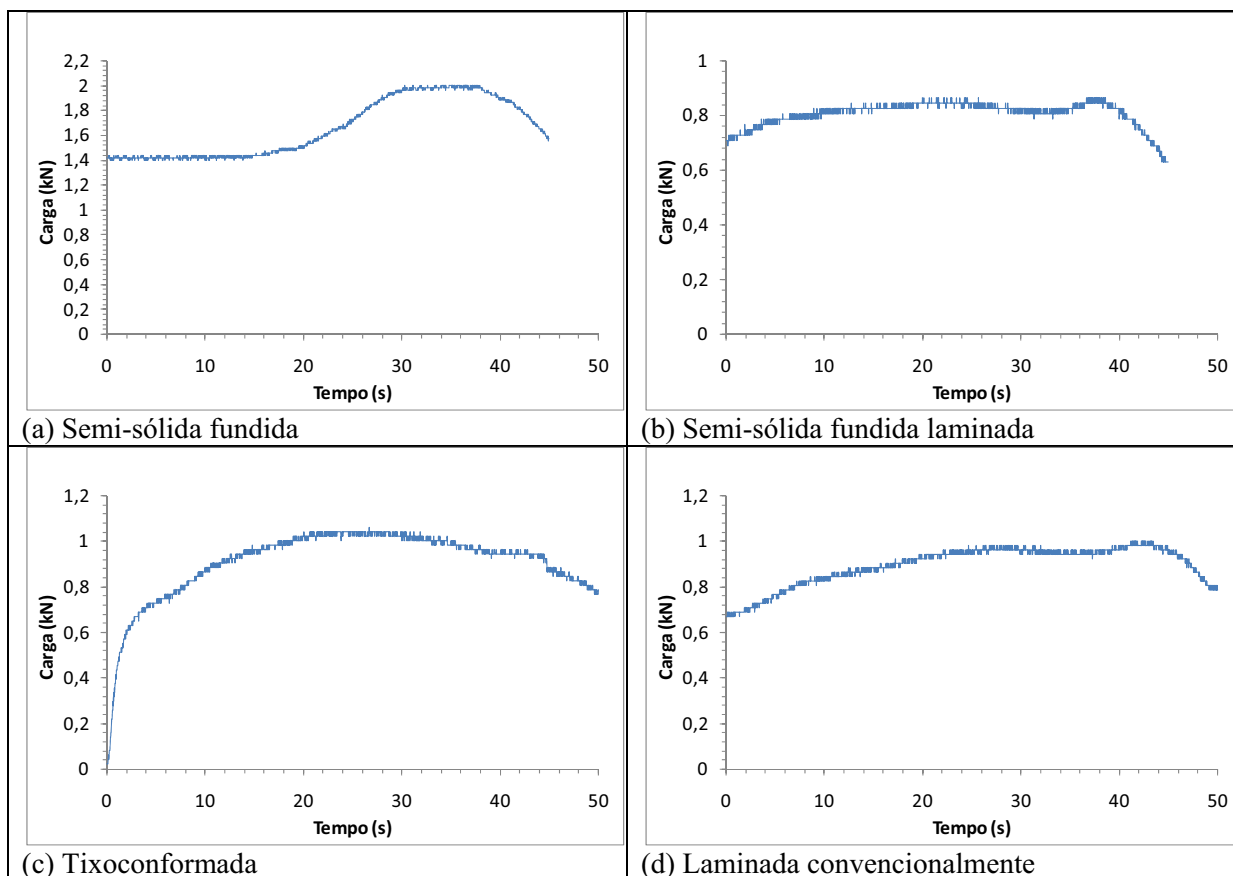


Figura 5.62. Curvas de re-estampagem relativas ao Estágio 3º como indicadas.

5.4.12 Operação de estiramento (*ironing*) dos copos estampados das ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Pb

Neste processo a espessura da parede do recipiente produzido pela operação de estiramento (*ironing*), é reduzida e o comprimento aumentado. Isto ocorre devido à folga entre o punção e a matriz ser menor do que a espessura do copo obtido na operação de estampagem profunda. O recipiente é conformado inicialmente por uma estampagem convencional. A Figura 5.63 mostra o esquema da operação de estiramento (*ironing*).

Durante o estiramento, o material é reduzido na sua espessura de t_n a t_{n+1} . O recipiente mantém o mesmo diâmetro interno e também a espessura do fundo do copo. Como resultado, o recipiente fica mais profundo em virtude do estiramento.

A força necessária para o estiramento compõe-se praticamente de duas forças: 1. a força requerida para a conformação plástica ideal; e 2. a força para superar o atrito na interface copo/matriz. A Equação (5.3) mostra a força necessária para o estiramento. O coeficiente de

eficiência n_c ($0 < n_c < 1$) considera o efeito do atrito, (KLAUS, 1973, p.213). A eficiência de conformação (n_c) se situa entre 30 e 40% aproximadamente (KLAUS, 1973, p.213). Neste trabalho, o valor da eficiência de conformação (n_c) foi adotado igual a 35%.

$$F_n = \frac{\sigma_u}{n_c} * A_{n+1} * \ln\left(\frac{A_n}{A_{n+1}}\right) \quad (5.3)$$

onde F_n é a força de estiramento, σ_u é a tensão de resistência a tração, A_n área do copo antes do estiramento e A_{n+1} é a área final do copo estirado.

A Tabela 5.6 mostra os valores empregados para estimar a carga de estiramento (*ironing*), empregando a Equação (5.3), para os copos estampados das ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Pb.

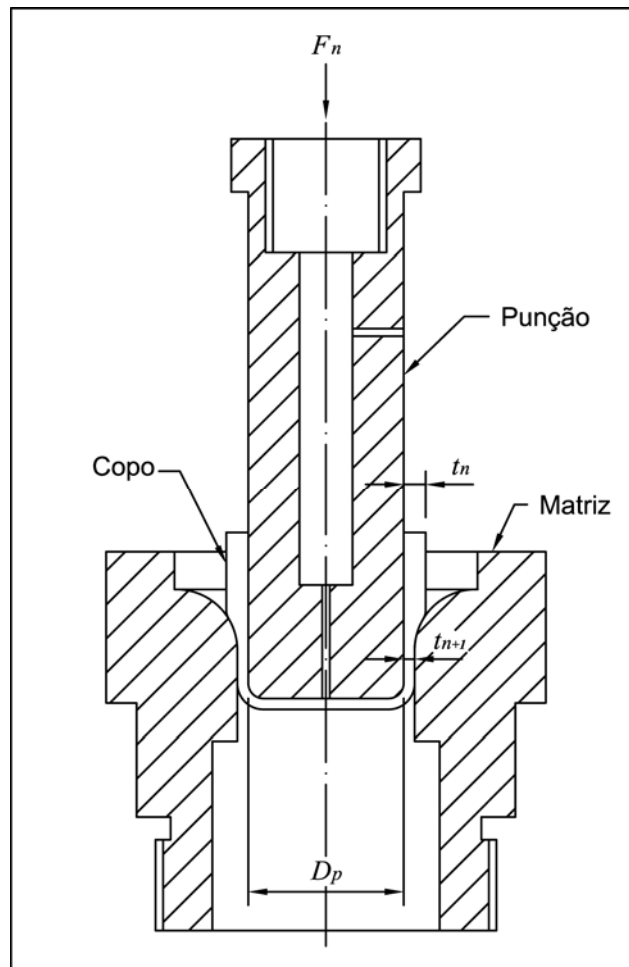


Figura 5.63. Processo de estiramento do copo ou *ironing*. Espessuras do copo estampado e estirado são respectivamente t_n e t_{n+1} . D_p é o diâmetro interno do copo.

Tabela 5.6. Dimensões do punção e das matrizes para a operação de estiramento e as propriedades mecânicas das respectivas ligas utilizadas no experimento.

Matriz	Diâmetro da matriz (mm)	Diâmetro do punção (mm)	Sn-37%Pb		Pb-50%Sn	
			Tensão de resistência UTS** (MPa)	Tensão de escoamento Y** (MPa)	Tensão de resistência UTS* (MPa)	Tensão de escoamento Y* (MPa)
1	23,2	20,4	52	33	42	33
2	22,4					
3	21,8					
4	21,6					

*Dados obtidos do ASM Handbook (1990) vol.2, pp. 550. **American Institute of Physics Handbook (1972), pp. 57.

A Figura 5.64 mostra os copos resultantes dos testes de estampagem profunda e estiramento (*ironing*) da liga Sn-37%Pb, a uma velocidade de 0,4 mm/s. A deformação verdadeira total na espessura na operação de estiramento (*ironing*) é de 92 % aproximadamente. As folhas para produzir as latas de alumínio da série 3004 (Si - 0,30%, Fe - 0,70%, Cu - 0,25%, Mn - 1,0 - 1,5%, Mg - 0,8 - 1,3%, Zn - 0,25%) tem uma espessura inicial de 0,3 mm e após a operação de estiramento (*ironing*) apresenta uma espessura de 0,10 mm aproximadamente, (POLMEAR, 1995, p.150). A deformação total verdadeira na espessura é em torno de 100%, muito próxima da deformação verdadeira realizada na operação de estiramento (*ironing*) deste trabalho (92%).



Figura 5.64. Copos obtidos através da estampagem profunda e estiramento das tiras semi-sólidas fundidas a 220 °C (a), semi-sólida fundida laminada (b), tixolaminada a 240 °C (c) e laminada convencionalmente (d). Exemplo da seqüência da operação de estiramento (e).

Os copos metálicos estirados apresentaram irregularidades na borda a qual deve ser usinada em uma etapa da fabricação. Alguns copos mostram, após o estiramento, uma borda maior do que a outra, vide Figura 5.64 (d). Tal defeito pode ser atribuído a um possível movimento lateral do punção devido à folga de fixação no cabeçote da prensa hidráulica produzindo uma leve excentricidade do punção durante o experimento.

Os copos estirados empregando a liga Pb-50%Sn apresentaram boa conformabilidade, comparáveis com o copo obtido por laminação convencional, Figura 5.65. Porém, verificou-se a formação de orelhas e os defeitos de borda nos copos estirados, como analisados anteriormente. Pequenas trincas causadas pelas tensões longitudinais na parede do copo estirado são mostradas na Figura 5.66. Estas podem ser causadas pela superfície grosseira nos estágios transientes. O óxido/escória pode gerar defeitos superficiais que prejudicam a posterior conformação da tira. Então, estas regiões das tiras metálicas não são apropriadas para deformação plástica.



Figura 5.65. Copos obtidos através da estampagem profunda e estiramento (*ironing*) das tiras semi-sólida fundida Pb-50%Sn (a), semi-sólida fundida laminada (b), tixolaminada (c) e laminada convencionalmente (d). O diâmetro externo dos copos estirados é de aproximadamente de 21,6 mm.

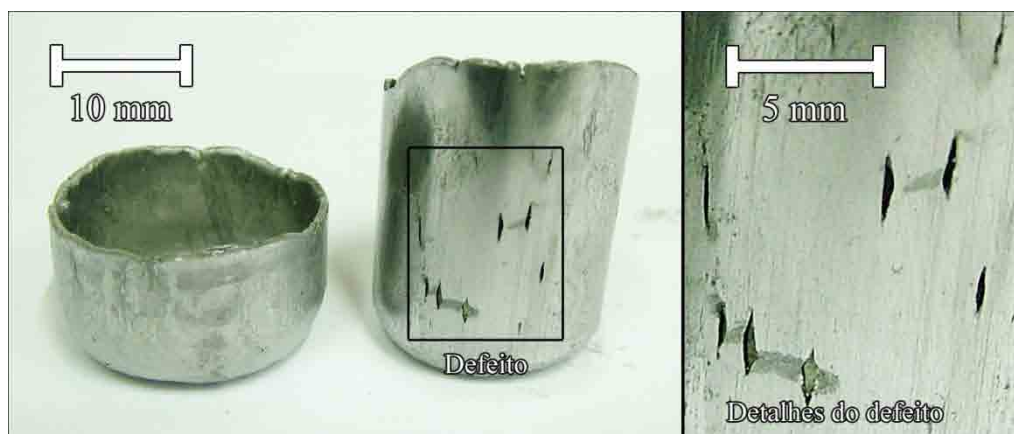


Figura 5.66. Rasgamento na parede do copo estirado devido à presença de óxido de Pb/Sn na tira metálica.

5.4.13 Comparação entre as cargas teóricas e experimentais para a operação de estiramento da liga Pb-50%Sn

Os valores da carga teórica da operação de estiramento são calculados a partir da Equação (5.3) e empregando os dados da Tabela 5.6 para as ligas Pb-50%Sn e Sn-37%Pb, para comparar com os dados experimentais nas condições: 1. semi-sólida fundida (T.S.F.), 2. semi-sólida fundida laminada (T.S.F.L.), 3. tixolaminada (T.T.) e 4. laminada convencionalmente (T.L.C.).

Matriz 1

A espessura da parede do copo na estampagem profunda é levemente aumentada em relação à espessura do disco metálico (*blank*), devido às tensões circunferenciais atuantes no flange. A primeira matriz de estiramento apenas tem a função de ajustar o diâmetro interno do punção (20,4 mm), sem alterar praticamente a espessura da parede do copo, veja a Figura 5.64 (e). Entretanto, uma pequena deformação plástica em torno de 0,03 ocorreu, Figura 5.67.

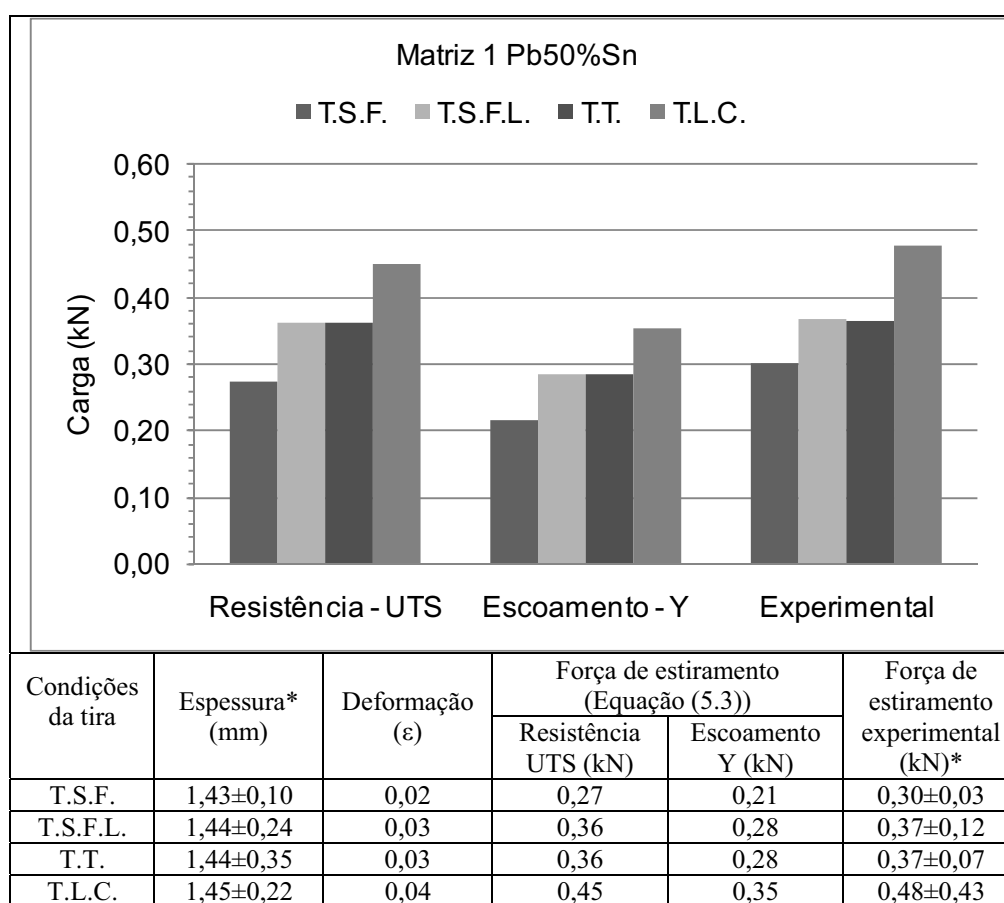


Figura 5.67. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 1 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).

Matriz 2

A partir da segunda matriz, as espessuras da parede do copo para o estiramento seguem naturalmente a folga entre o punção e a matriz. Assim, as forças calculadas pela Equação (5.3) são iguais para cada condição (semi-sólida, semi-sólida fundida laminada, tixolaminada e laminada convencionalmente), uma vez que a eficiência de conformação também não se modifica, Figuras 5.68, 5.69 e 5.70. Por outro lado, os dados experimentais variam, para cada condição analisada (laminação convencional e não convencional), devido a possíveis alterações na espessura, no coeficiente de atrito e no alinhamento entre o punção e a matriz de estiramento. A deformação verdadeira na Matriz 2 foi de 0,35 aproximadamente.

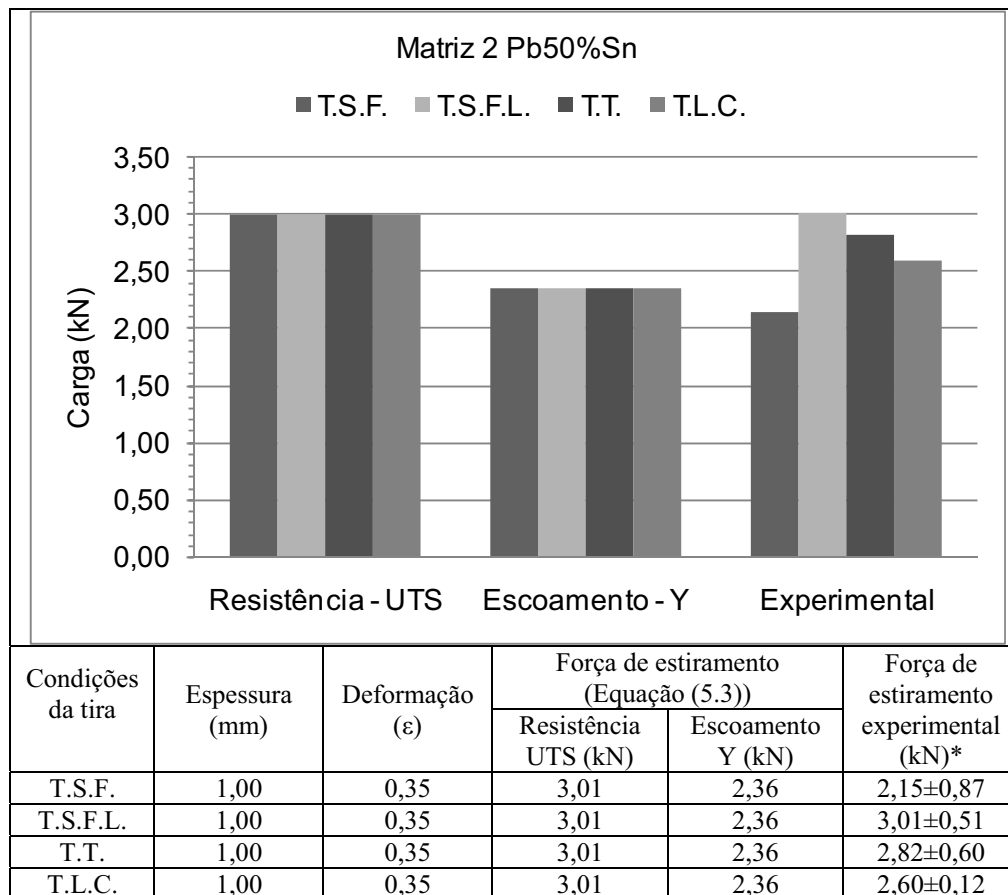


Figura 5.68. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 2 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).

Matriz 3

Com o prosseguimento da deformação plástica por estiramento a espessura naturalmente diminui e assim a carga necessária também diminui para o mesmo grau de deformação aplicada, Figura 5.69. Esta observação está de acordo com a trefilação de arames metálicos (LIMA FILHO et al., 2006).

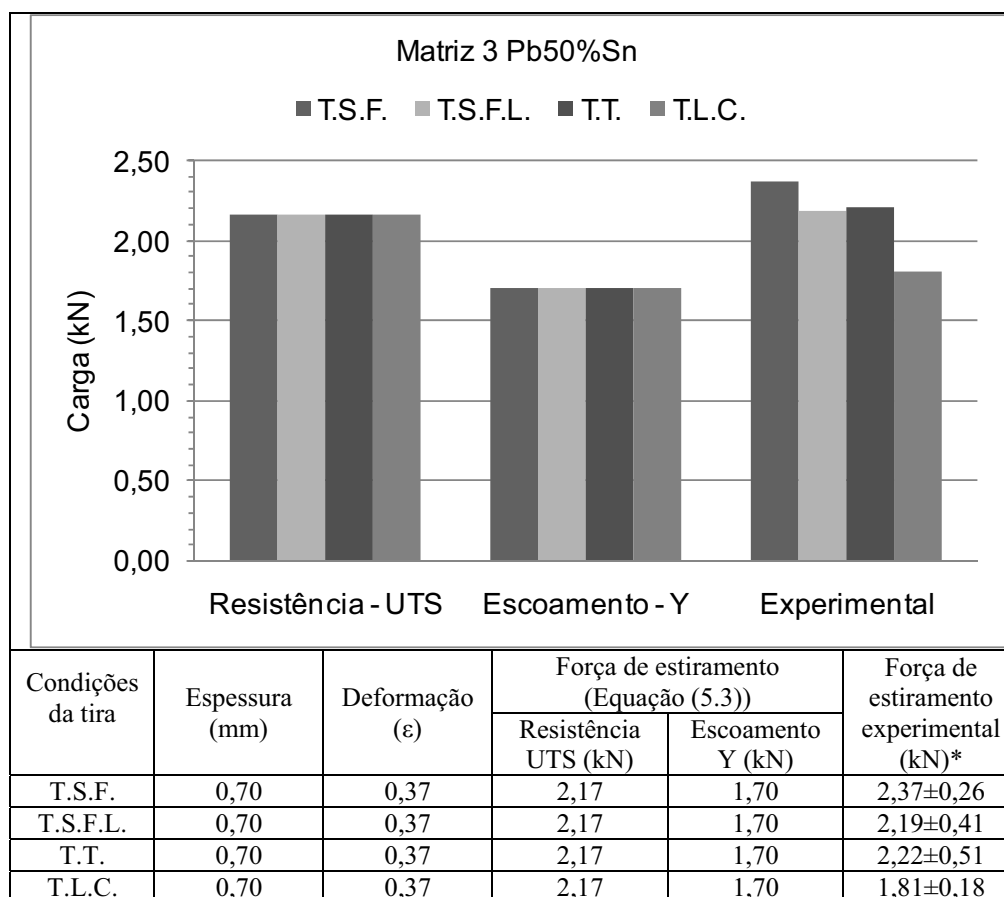


Figura 5.69. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 3 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).

Matriz 4

A Figura 5.70 mostra que a carga medida experimentalmente, teve um grande aumento devido à excentricidade entre a matriz e o punção na última operação de estiramento, aparentemente provocado pela irregularidade na espessura por deformações variadas, Figura 5.65. Considerando que não haja variação de espessura ao longo da parede do copo causada pela excentricidade do conjunto punção/matriz, a Equação (5.3) pode ser usada para estimar a força necessária para a operação de estiramento.

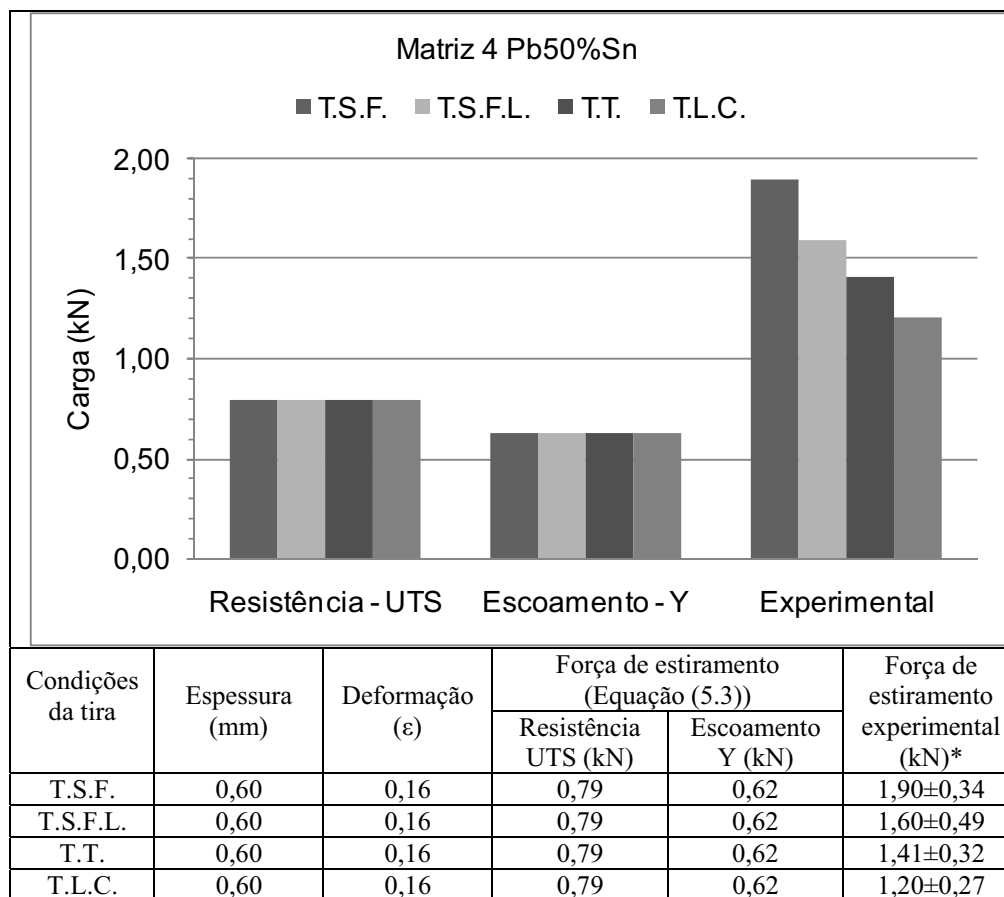


Figura 5.70. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 4 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).

5.4.14 Curvas de carregamento experimental para a liga Pb-50%Sn

As Figuras 5.71, 5.72, 5.73 e 5.74 mostram os perfis das curvas de estiramento da liga Pb-50%Sn obtidas pelo sistema de aquisição de sinais e dados. Para cargas relativamente pequenas, ou seja, para pequenas deformações, o sinal obtido sofreu interferência externa ao sistema. Um aterramento do sistema de aquisição de sinais e dados foi feito para minimizar a interferência externa. Assim, a partir da terceira matriz uma pequena distorção do sinal ocorreu. Este é um grande problema quando se trabalha com cargas relativamente pequenas, pois maior é a interferência no sinal elétrico medido.

Além disso, para um tempo maior do que 50 s, como já discutido, o fundo de escala do osciloscópio digital, não permite a aquisição da curva até o final do estiramento do copo, Figura 5.74.

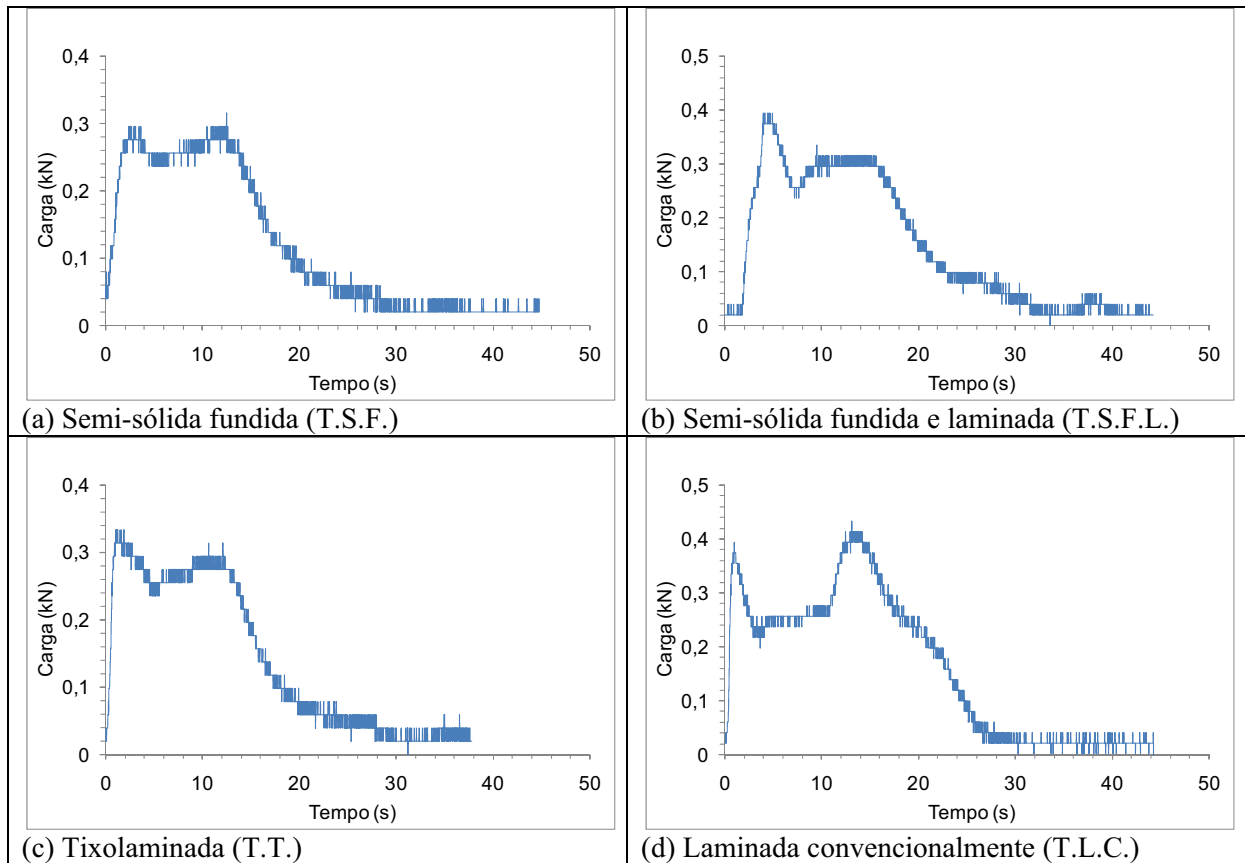


Figura 5.71. Curvas de carregamento relativo à Matriz 1 de estiramento.

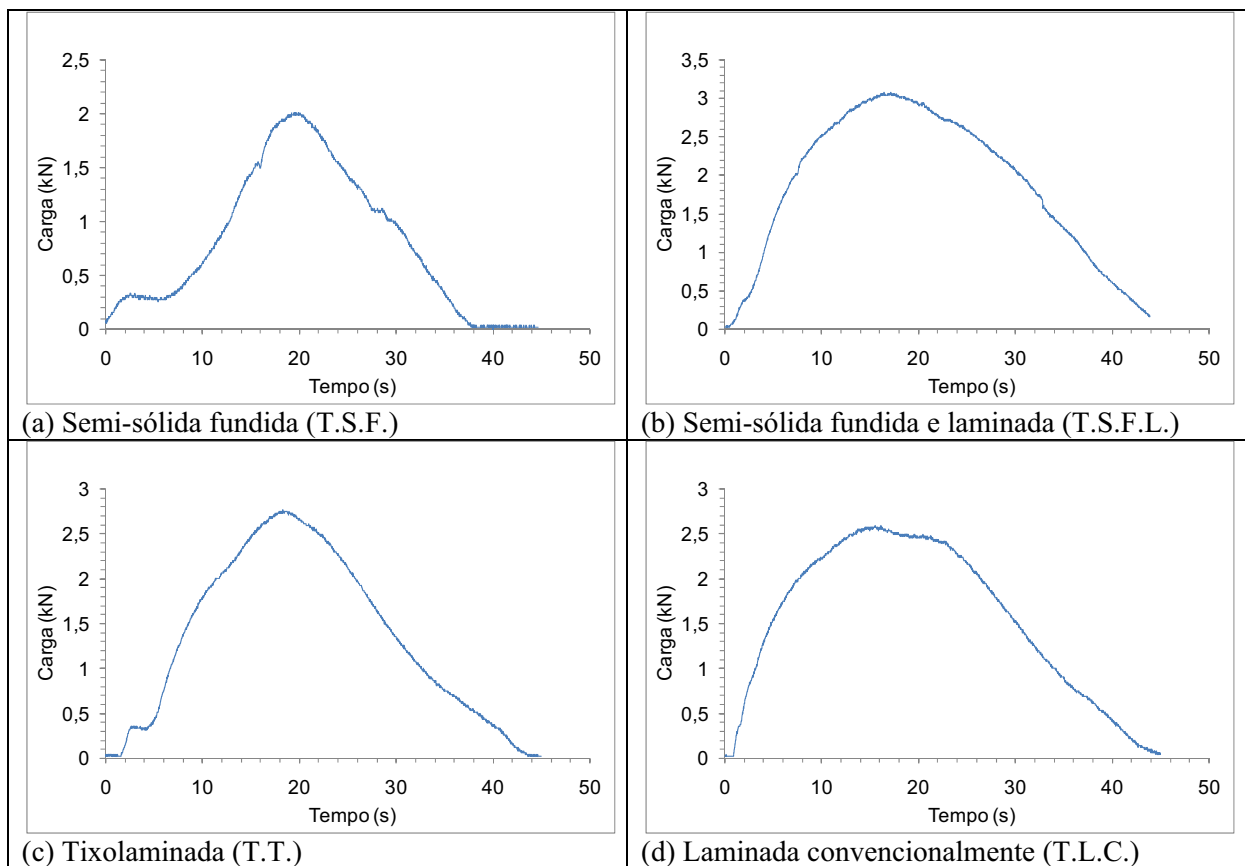


Figura 5.72. Curvas de carregamento relativo à Matriz 2 de estiramento.

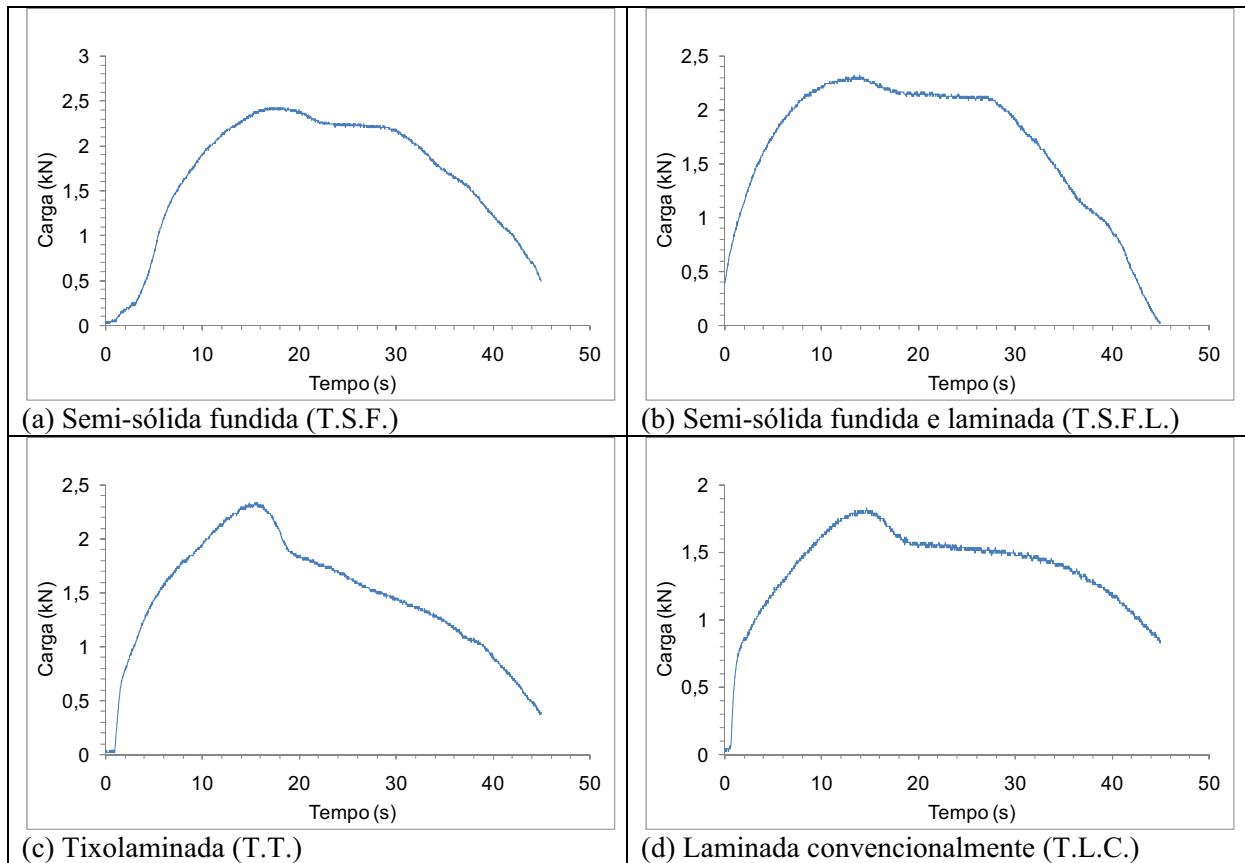


Figura 5.73. Curvas de carregamento relativo à Matriz 3 de estiramento.

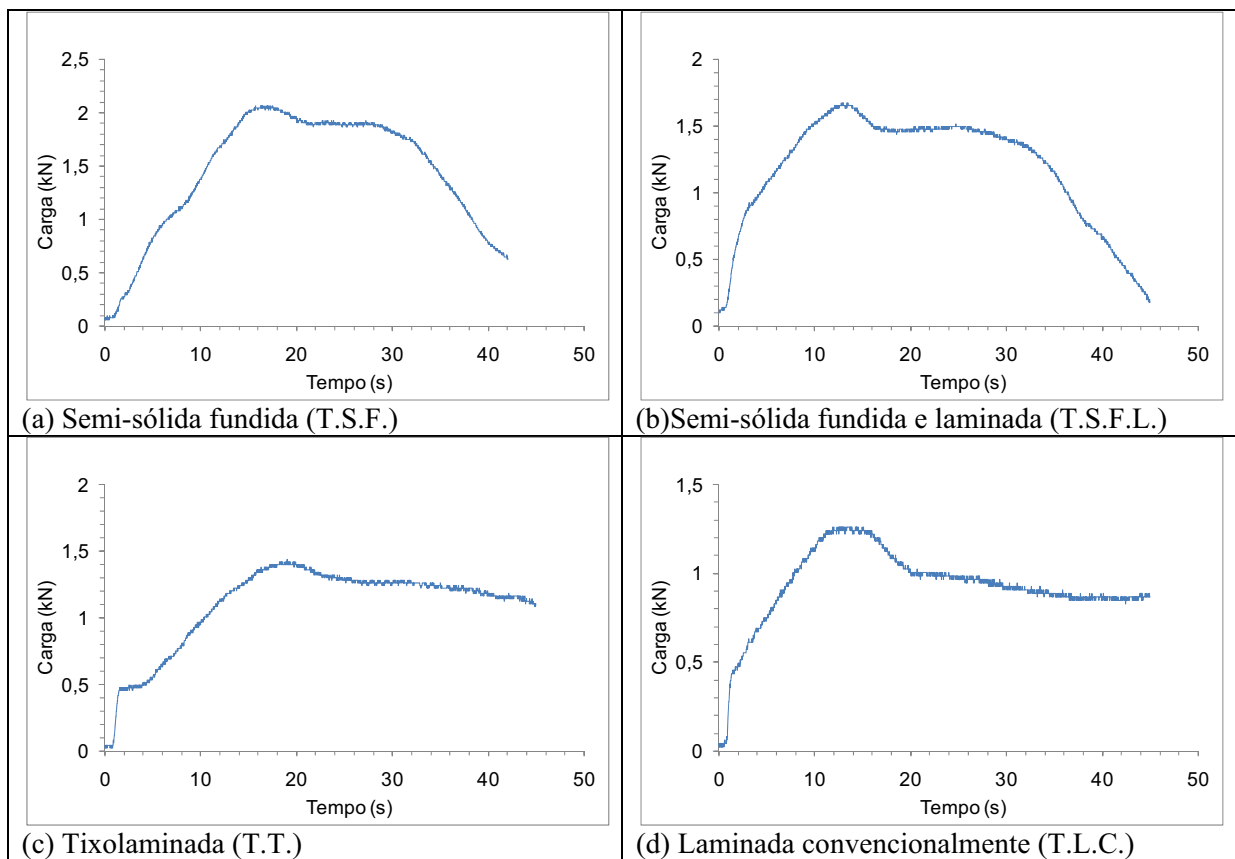


Figura 5.74. Curvas de carregamento relativo à Matriz 4 de estiramento.

5.4.15 Comparação entre as cargas teóricas e experimentais para a operação de estiramento da liga Pb-37%Sn

As Figuras 5.75, 5.76, 5.77 e 5.78 comparam as cargas máximas de estiramento medidas experimentalmente e estimadas pela Equação (5.3) para a liga Pb-37%Sn processadas nas mesmas situações da liga Pb-50%Sn, anteriormente analisada. A tensão de resistência é de aproximadamente 24% maior em relação à liga Pb-50%Sn e por sua vez, a tensão de escoamento é consideravelmente próximo a essa liga, Tabela 5.6. Assim, a diferença é que para calcular a força no estiramento (*ironing*), a Equação (5.3), apresenta uma forte dependência das dimensões, das propriedades mecânicas do copo e da eficiência na conformação.

Matriz 1

Nesta etapa, o diâmetro interno do copo é ajustado no diâmetro do punção para seguir o processo de estiramento. Assim, somente o diâmetro externo diminui. A espessura do copo da tira semi-sólida fundida exige maior esforço para conformação plástica devido à maior espessura da tira em relação às outras tiras processadas, vide a Equação (5.3) e Figura 5.75.

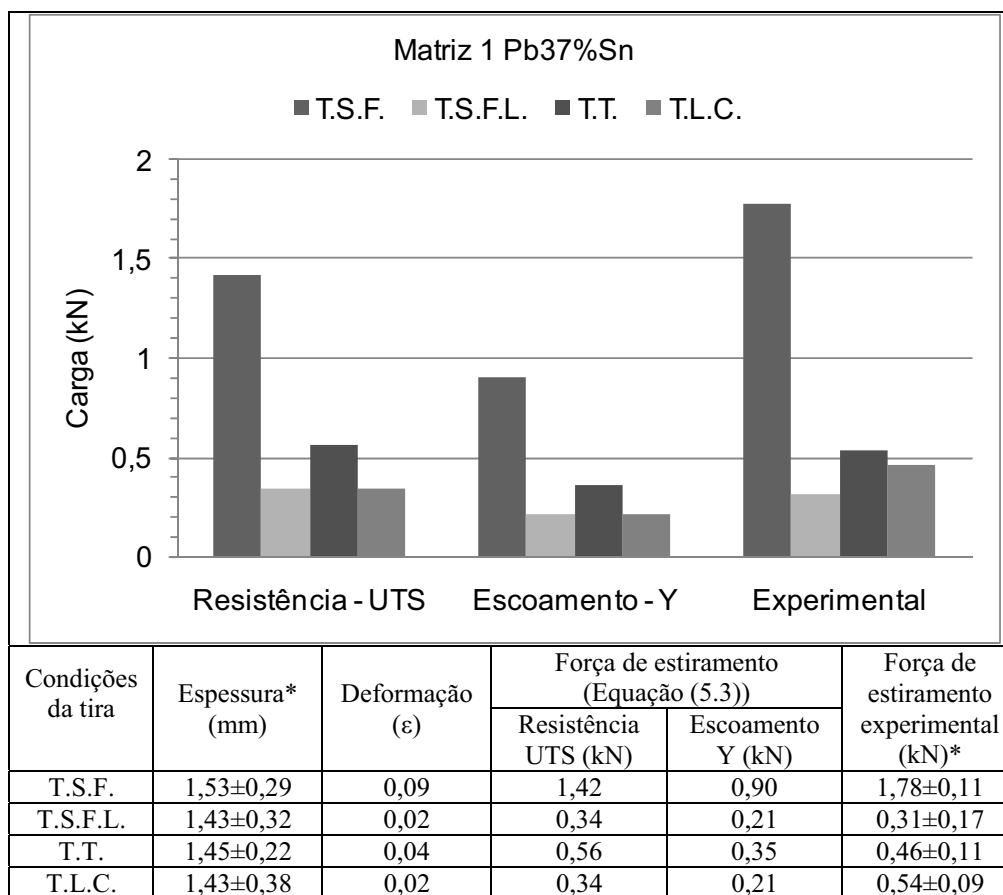


Figura 5.75. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 1 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).

Matriz 2

A espessura do copo nesta etapa sofre uma maior deformação plástica comparada com a Matriz 1, e assim, maior esforço de conformação é exigido para cada condição da tira fabricada (laminada convencionalmente e não convencionalmente), Figura 5.76. Os copos estirados nessa matriz tendem a apresentar, aproximadamente, a mesma espessura.

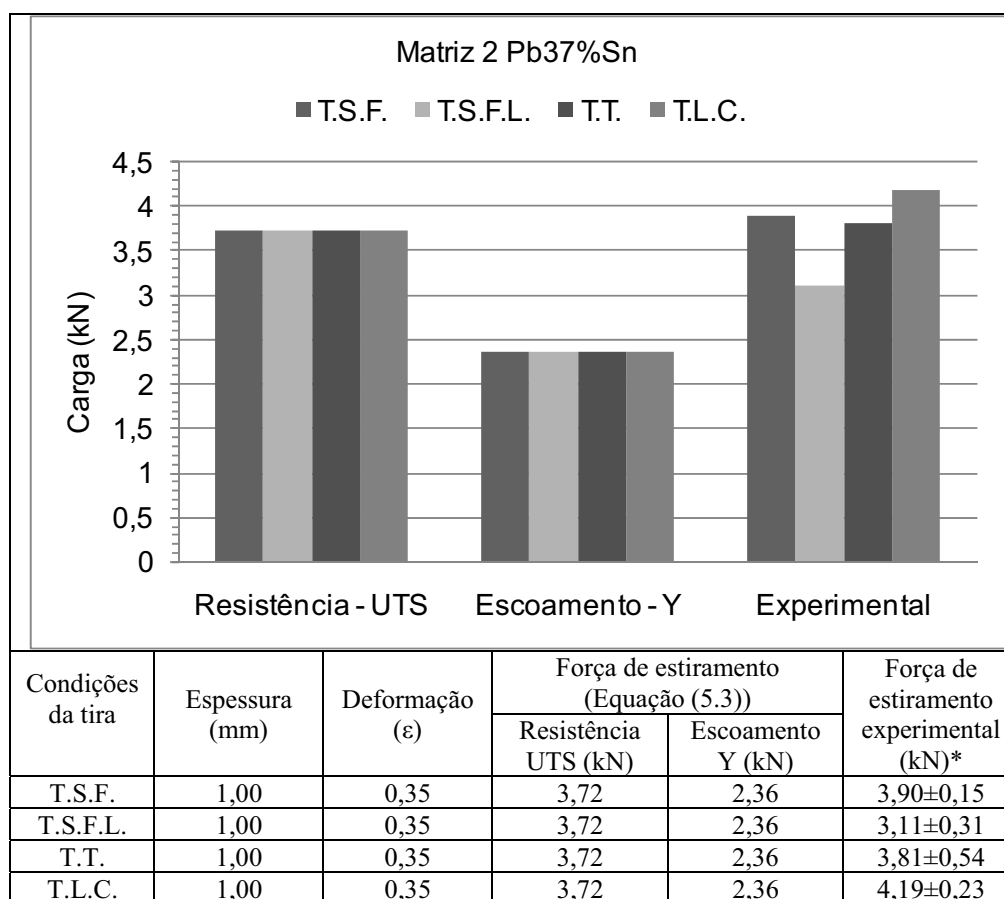


Figura 5.76. Comparação da carga teórica e experimental relativo à Matriz 2 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).

Matriz 3

A Figura 5.77 compara as cargas teóricas e experimentais para as tiras processadas. Os resultados experimentais estão levemente acima dos valores calculados pela Equação (5.3) e estão cada vez mais próximos para as diversas condições de processamento das tiras (laminação convencional e não convencional). Isto é uma forte indicação que a espessura tende a se igualar neste estágio de processamento, devido à elevada deformação plástica do copo no diâmetro da matriz, em torno de 37%.

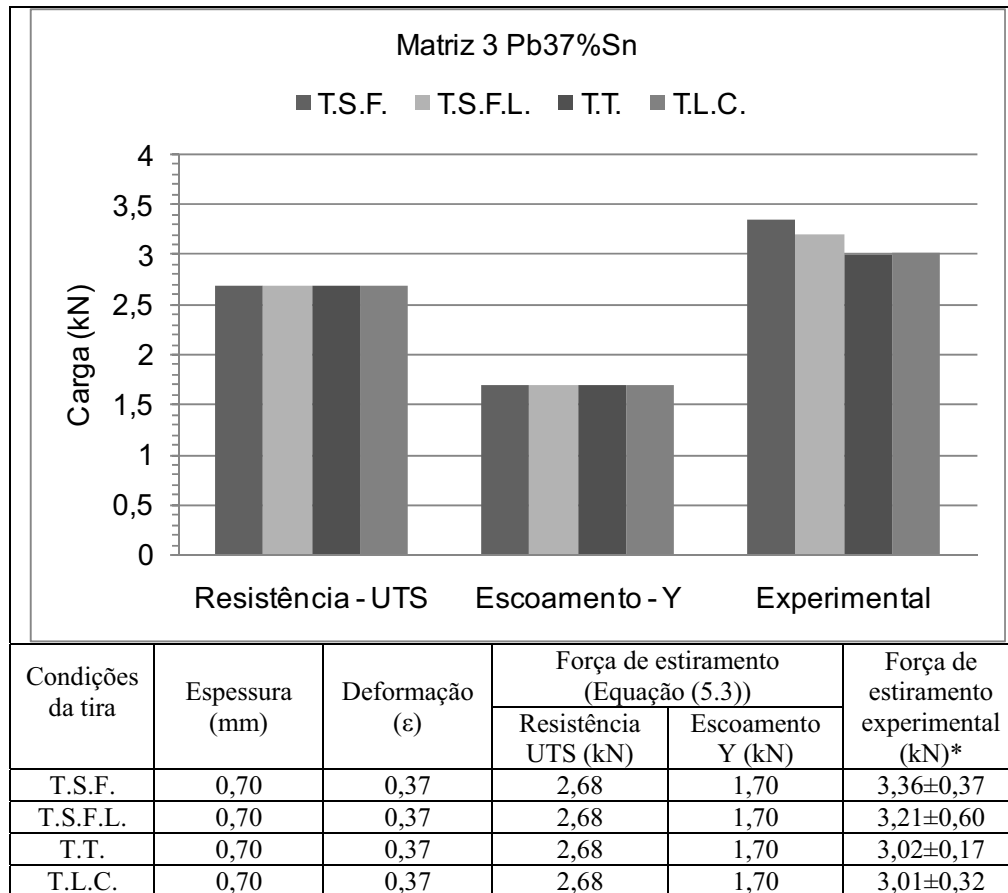


Figura 5.77. Comparação da carga teórica e experimental de relativo à Matriz 3 de estiramento (*Três amostras com 95% de confiabilidade).

Matriz 4

A menor folga entre a matriz e o punção, neste caso, a excentricidade do conjunto, afetou a força de estiramento, Figura 5.78. A Equação (5.3) estima a carga de estiramento para os copos com espessura da parede constante e um perfeito alinhamento no conjunto matriz e punção. Assim, considerando a deformação uniforme na espessura do copo a Equação (5.3) pode calcular a carga de estiramento.

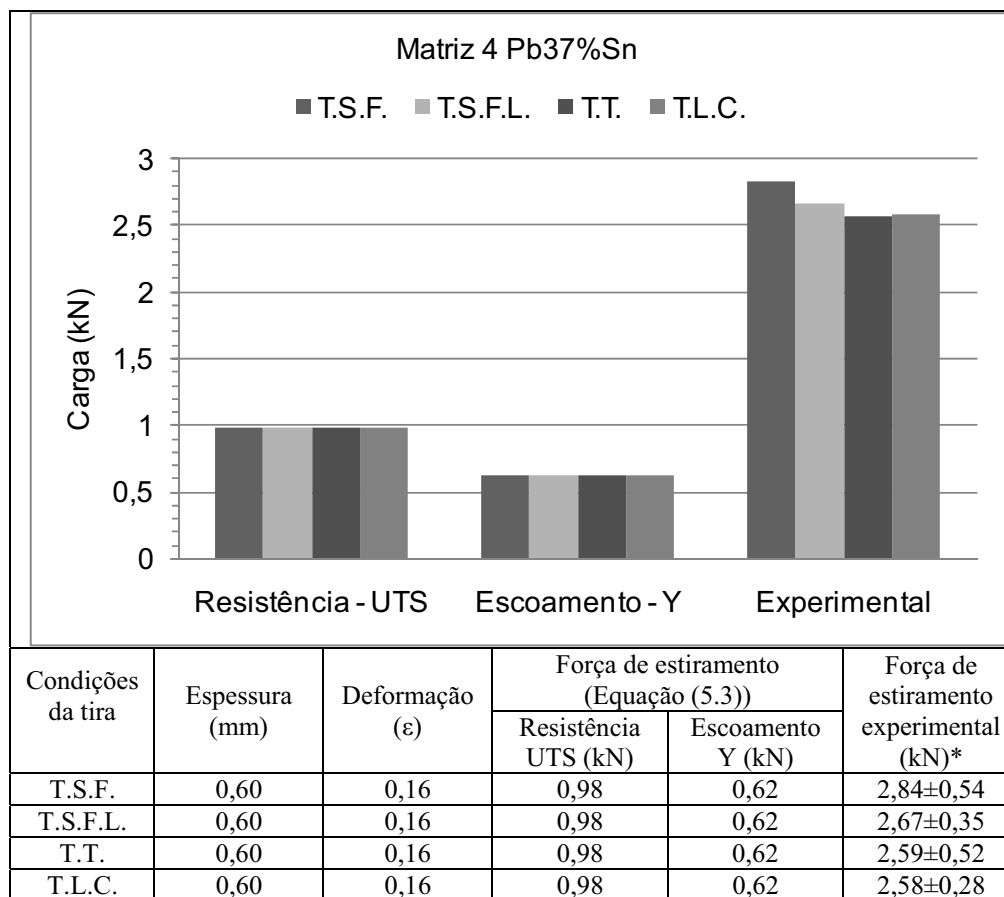


Figura 5.78. Comparação da carga teórica e experimental de estiramento relativo à Matriz 4 (*Três amostras com 95% de confiabilidade).

5.4.16 Curvas de carregamento experimental para a liga Sn37%Pb

As Figuras 5.79, 5.80, 5.81 e 5.82 mostram as curvas de carga versus o tempo para a liga Sn-37%Pb para cada condição de processamento da tira (semi-sólida fundida, semi-sólida fundida laminada, tixoconformada e laminada convencionalmente). As curvas de estiramento apresentam as mesmas características vistas para a liga Pb-50%Sn.

À medida que a espessura do copo diminui a altura do copo aumenta, dificulta a aquisição da carga pelo tempo do processamento, empregando o osciloscópio digital, Figura 5.82.

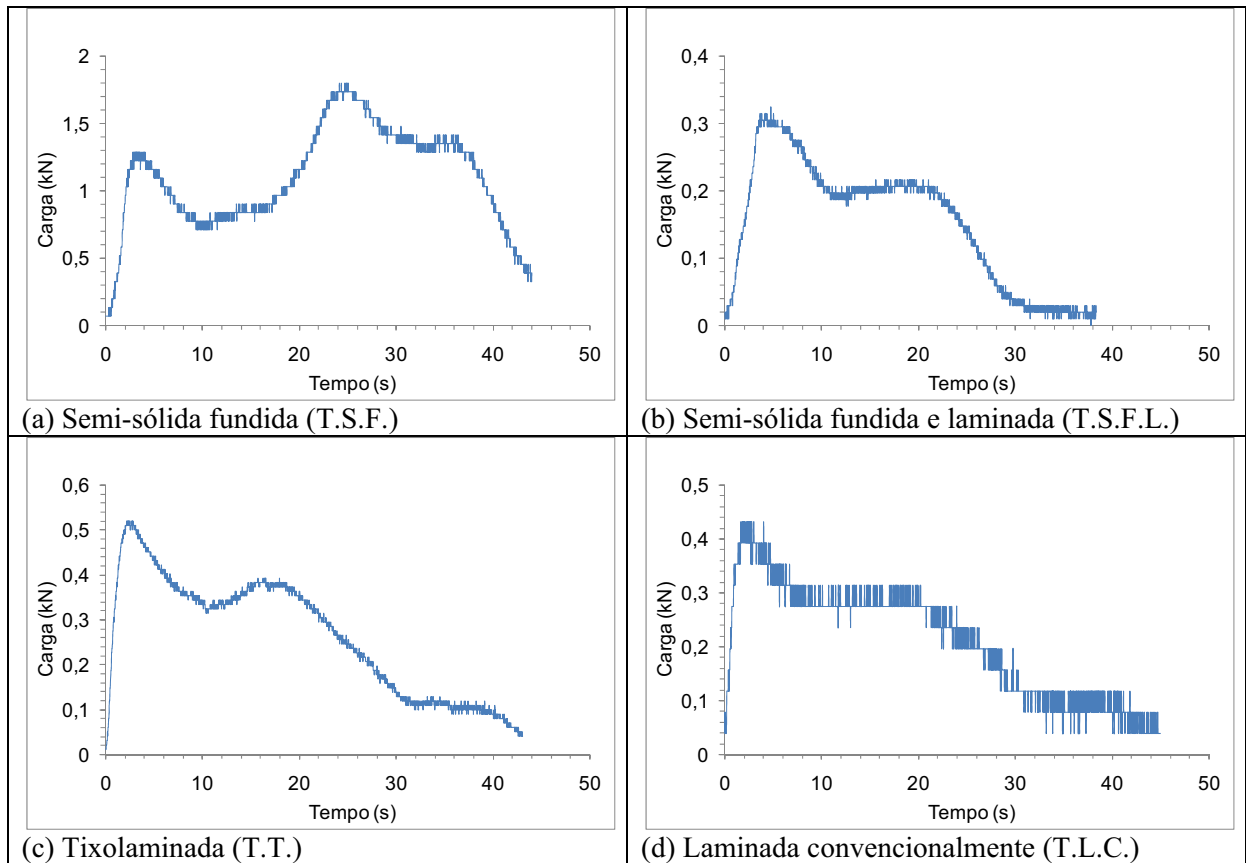


Figura 5.79. Curvas de carregamento relativo à Matriz 1 de estiramento.

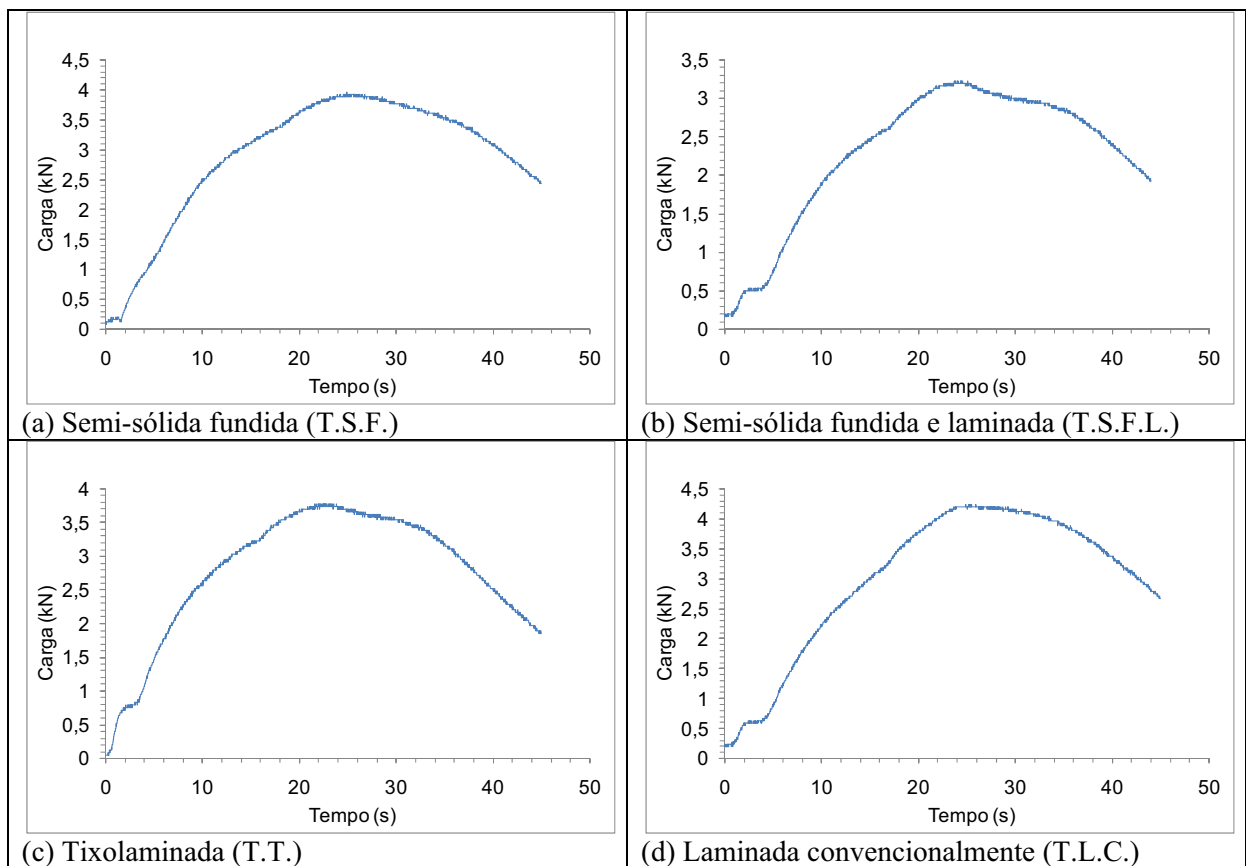


Figura 5.80. Curvas de carregamento relativo à Matriz 2 de estiramento.

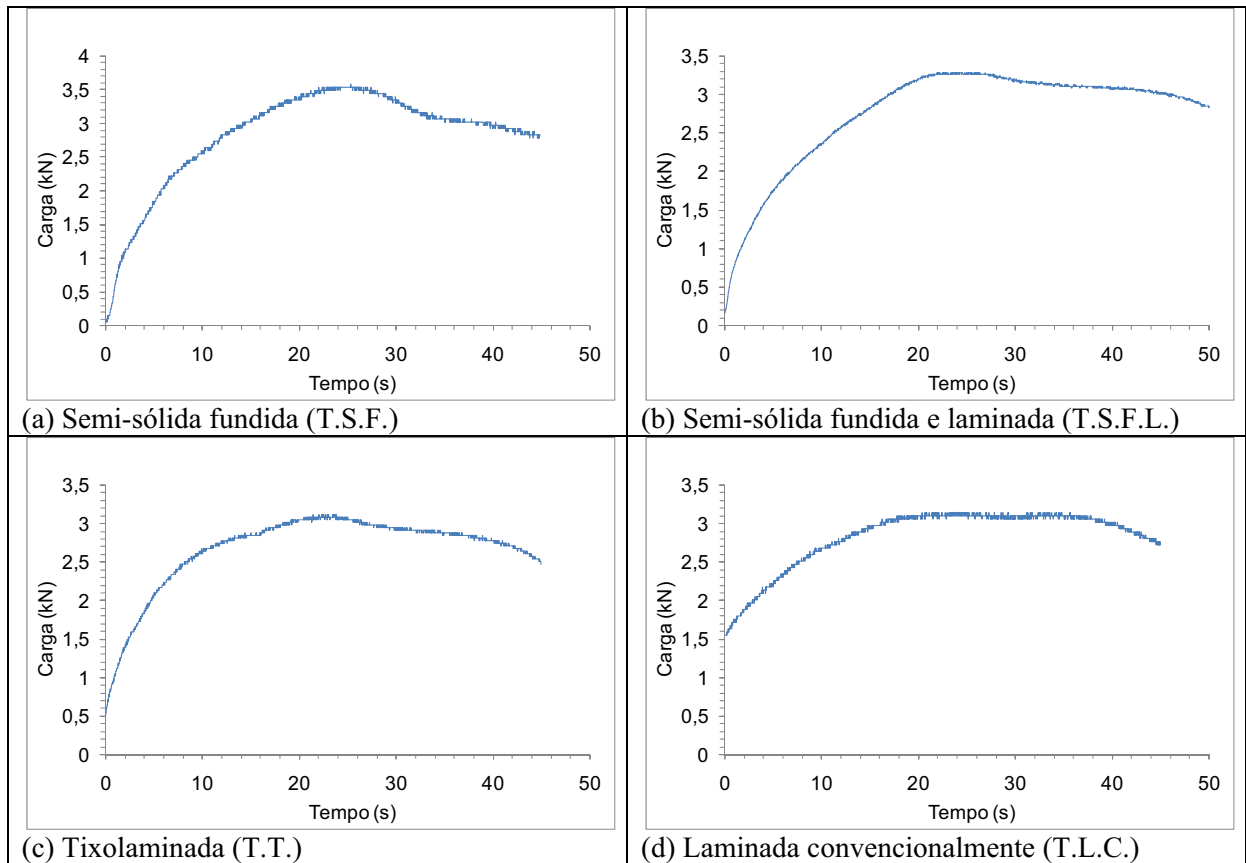


Figura 5.81. Curvas de carregamento relativo à Matriz 3 de estiramento.

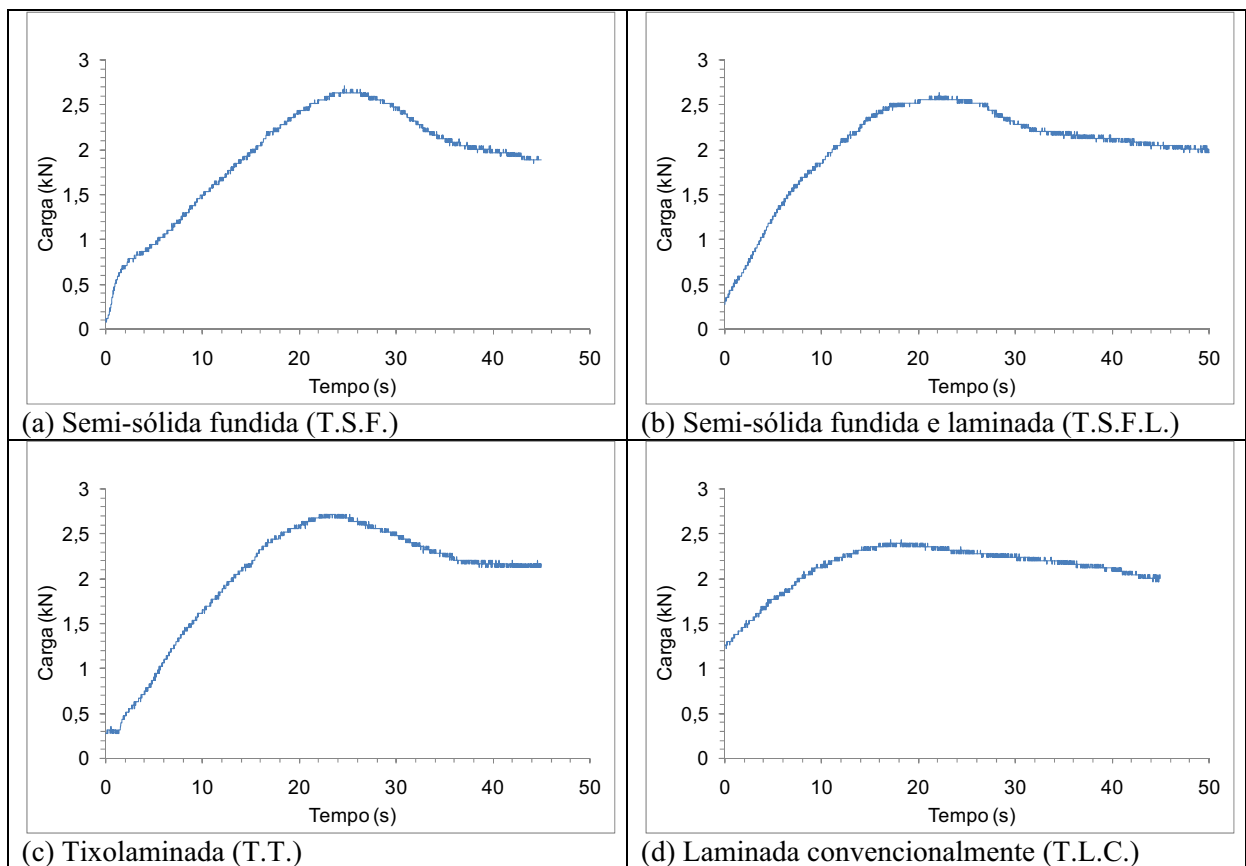


Figura 5.82. Curvas de carregamento relativo à Matriz 4 de estiramento.

Capítulo 6

6 Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

As conclusões baseiam-se nos resultados experimentais, obtidos nos tratamentos realizados no processo de laminação de tiras no estado semi-sólido e na caracterização mecânica. No final do capítulo apresenta as sugestões para os trabalhos futuros.

6.1 Processo de laminação de tiras no estado semi-sólido

Esse trabalho possibilitou a obtenção de tiras metálicas diretamente a partir do material fundido utilizando o laminador duo e calha de resfriamento para a produção do material semi-sólido. Na obtenção de tiras metálicas do estado semi-sólido ocorre uma redução de acionamento comparado com os processos convencionais de laminação e não há necessidade de estruturas muito rígidas do laminador. É um processo mais rápido, pois elimina etapas oriundas da laminação convencional.

Atualmente, a tecnologia de fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido é economicamente viável, principalmente para as ligas de alumínio devido o elevado gasto de energia inerente à produção de alumínio. O grande potencial desse novo processamento é a economia de energia e a eliminação de etapas intermediárias necessárias à conformação plástica a quente e a frio dos metais e ligas metálicas, garantindo então, alta produtividade. Além disso, o espaço físico necessário para instalação das cadeiras de laminação, alto custo de operação e a manutenção periódica são reduzidos. Este processamento em um futuro breve poderá substituir o lingotamento contínuo aplicado em produtos ferrosos e não-ferrosos para posteriores processamentos termomecânicos.

A quantidade variada de fatores envolvidos pode gerar inúmeros defeitos na tira laminada como trincas superficiais e laminação não contínua. Desse modo, a dificuldade de controle do processo para a obtenção do produto desejado restringe ainda esse método de fabricação. Neste contexto, para ser competitiva no mercado, pelo menos, a tixolaminação e a solidificação rápida de tiras têm por finalidade produzir uma tira metálica com qualidade metalúrgica igual ou superior ao material laminado a quente.

A velocidade dos cilindros tem influência direta na espessura e na qualidade da tira. Quanto maior a velocidade dos cilindros menor será a espessura da tira obtida e geração de defeitos, por exemplo, espessura irregular e até mesmo a formação de furos ao longo da tira. A velocidade de 0,25 m/s, a menor do laminador, foi escolhida para processamento. Então, para maior produtividade é necessário a utilização de cilindros de cobre, e um sistema eficiente de refrigeração, para aumentar a velocidade de fabricação da tira.

Verificou-se que as trincas se intensificavam quando ocorria a tixolaminação das tiras metálicas para espaçamento entre os cilindros abaixo de 1 mm. Além disso, um bom paralelismo entre os cilindros não foi observado para uma distância de afastamento em torno de 0,5 mm. Então, a distância entre cilindros de 1,2 mm foi escolhida para a tixolaminação. Esta distância está relacionada para uma espessura da tira fundida em torno de 1,5 mm.

A temperatura do bocal de acoplamento junto ao cilindro inferior deve garantir o mínimo de variação da temperatura do metal semi-sólido para evitar a sua pré-solidificação do material e permite que a diminuição da largura da tira em relação ao bocal durante o processamento.

O uso do removedor de escória/óxido no bocal de acoplamento minimiza o arraste desses materiais na face da tira voltada para a atmosfera. Isto possibilitou obter um material tixolaminado de melhores propriedades mecânicas.

O controle estático de vazamento usando uma panela intermediária (*tundish*) em forma de duas câmaras, as quais agem como barreiras internas, impedem o transporte de impurezas e garantem um fluxo de fundido mais uniforme durante o vazamento da liga metálica na calha de nucleação do semi-sólido.

É de fundamental importância controlar a rugosidade superficial dos cilindros de laminação para melhorar o acabamento superficial e minimizar os defeitos como trincas e assim manter a continuidade da tira.

Ligas de alto intervalo de solidificação apresentam maior dificuldade para ser tixolaminadas. Assim, a solução seria obter tiras semi-sólidas fundidas dessas ligas, isenta de escória, para ser encaminhadas em linha a um laminador duo para ser laminadas a quente para

posterior redução e acabamento superficial. Assim, combinaria uma máquina de produção de tiras solidificadas rapidamente com uma cadeira de laminação a quente. O tratamento termomecânico poderia ser feito levando a uma ampla variedade das propriedades sem modificar a composição química da liga metálica.

A granulação fina tende teoricamente a evitar os defeitos observados da liga Pb-30%Sn. Então uma inoculação antes do vazamento deve ser feita para obter uma tira tixolaminada de boa qualidade para ligas de alto intervalo de solidificação. O enxofre foi o agente inoculante aplicado. Entretanto, devido a sua baixa ação como agente nucleante, a tira metálica da liga Pb-30%Sn não foi produzida continuamente como esperado. Assim, os próximos experimentos foram realizados sem a presença de inoculante.

À medida que aproxima do ponto eutético obtém-se uma granulação mais fina devido ao menor intervalo de solidificação da liga. Isto possibilitaria uma maior homogeneização dos microconstituintes ao longo da espessura da tira para uma posterior conformação mecânica. A plasticidade das pastas metálicas necessária para a tixoconformação pode estar relacionada com a distribuição morfológica das fases presentes. As microestruturas eutéticas regulares sendo substituídas pela formação de zonas esferoidais finas de fase α e β , tornam a pasta metálica com maior característica tixotrópica. Assim, para liga Pb-50%Sn a temperatura de vazamento de 280 °C a 325 °C e velocidade dos cilindros de 15 m/min permitiram a produção das tiras na condição fundida e tixoconformada de forma contínua com mínimo de defeitos.

Para a liga Sn-37%Pb próximo ao ponto eutético a velocidade dos cilindros de 15 m/min e temperatura de vazamento entre 220 °C a 260 °C foram condições de processamento adequadas para a fabricação de tiras semi-sólidas fundidas e tixolaminadas. O controle para a tixolaminação para a liga empregada Sn-37%Pb deve ser mais rigoroso para obter uma tira contínua no início do processamento devido à curvatura da tira no início do processamento. Esta curvatura pode ser atribuída ao rápido resfriamento da tira devido ao elevado gradiente térmico, pois o cilindro se encontrava na temperatura ambiente. À medida que a temperatura do cilindro ia aumentando, a tira tixolaminada passou a ser contínua. Entretanto, devido à elevada fluidez da liga Sn-37Pb próxima ao ponto eutético, maior tempo de contato com o cilindro inferior para a solidificação completa deve ser promovida.

6.2 Caracterização mecânica

Os copos metálicos obtidos a partir dos discos metálicos (*blanks*) das tiras metálicas laminadas convencionalmente ficam mais propensos a formação de orelhas, assim, conclui-se que este material nesta condição apresenta uma anisotropia planar, ao contrário, dos outros copos metálicos produzidos com a técnica da tixolaminação e cilindro único que apresentam uma tendência de ser isotrópico, motivo pelo qual se tem uma melhor estampabilidade e menor perda de material na operação de usinagem. Entretanto, as tiras semi-sólidas fundidas como foi demonstrada, não são adequadas para a conformação mecânica devido a ramificações dendríticas formadas e sendo mais grosseiras na face rugosa da tira voltada para atmosfera.

No exame microscópio óptico verificou-se que a tira laminada apresenta uma microestrutura orientada que causou a anisotropia do material, já os copos produzidos a partir de tiras fundidas, fundidas laminadas ou tixoconformadas tende a ser mais isotrópicos, conseqüentemente a formação de orelhas é minimizada.

O aperto do anti-rugas (*blankholder*) deve garantir uma pressão constante e suficiente para a produção de copos metálicos, pois um aperto excessivo resulta em copos defeituosos geralmente com o arrancamento do fundo e, um afrouxamento do mesmo resulta em rugas nas bordas dos copos metálicos como foi visto. Isso ocorre geralmente com os discos (*blanks*) da tira fundida. Conseqüentemente, para maior eficiência do anti-rugas, a tira selecionada deve ter uma superfície plana e espessura uniforme, para menor perda de material em uma produção em série.

O acúmulo de óxido/escória na tira após o processamento do material semi-sólido prejudica a operação de conformação mecânica gerando uma deformação irregular, provocado pelo efeito de concentração de tensão, e assim, maior é a ocorrência de falha do material na operação de estampagem.

Na estampagem dos copos metálicos (*blanks*), a força estimada pela Equação (5.1) aproxima-se dos valores experimentais se calculados a partir da tensão de escoamento do material. Por outro lado, a força de estampagem é superestimada empregando a máxima

resistência a tração do material uma vez que a força máxima é suportada pela tensão distribuída na parede do copo.

A Equação (5.2) para a re-estampagem apresenta uma boa aproximação se comparadas com as forças obtidas experimentalmente. Entretanto no último estágio devido o aumento da espessura do copo, pode ocorrer o estiramento da parede e a carga experimental pode aumentar significativamente.

Na operação de estiramento (*ironing*), a carga estimada a partir da Equação (5.3) é importante levar em conta o alinhamento ideal do conjunto matriz-punção. Assim, à medida que a espessura da parede do copo diminui no decorrer do processo de estiramento, a excentricidade do conjunto matriz-punção gera uma componente que influencia a carga medida experimentalmente.

Neste trabalho, foi possível conhecer toda etapa de processo de fabricação a partir do fundido com a obtenção das tiras fabricadas por métodos convencionais e não convencionais, até a manufatura do produto final no processo de estampagem profunda e estiramento (*ironing*).

6.3 Trabalhos futuros

As ligas de chumbo-estanho empregadas neste trabalho possibilitarão o processamento de tiras metálicas obtidas diretamente do estado líquido e simular outras ligas metálicas de mais altas temperaturas de fusão como, por exemplo, as ligas de alumínio.

Fazer uma simulação numérica do processo de cilindro único (*single roll*) e cilindros duplos (*twin roll*) para verificar a influência das condições de resfriamento metal/molde na microestrutura da tira processada.

Obter tiras de compósito em matriz metálica utilizando o processamento de tixolaminação, e estudar os efeitos das condições de processamento tais como: temperatura de processamento da liga empregada, velocidade dos cilindros e a técnica de inserção do reforço na tira.

Referências

ALUMAX. (United States). YOUNG, K. P.; TYLE, D. E.; CHESKIS, H. P.; WATSON, W. G. U. S. *Process and apparatus for continuous slurry casting* PI 4.482.012. 1984.

ASM HANDBOOK. Tin and Tin Alloys. In: _____. *Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials*. 10.ed. New York: The materials information society, 1991. v.2, p.517-556.

ATKINSON, H. V. Modeling the semisolid processing of metallic alloys. *Progress in Materials Science*, [s.l.], v.50, p.341-412, 2005.

BAGSARIAN, T. Casting in on steelmaking byproducts. *New steel*, [s.l.], v.18, n.12, p.16, 2000.

BESSEMER STEEL COMPANY (London). BESSEMER, H. *Casting of metal between contra rotating rollers*. U. S. n. PI 49053, 1865.

BESSEMER STEEL COMPANY (London). BESSEMER, H. *Manufacture of iron and steel*. US n. PI 16,08, 11 nov. 1856.

BESSEMER, H. On the manufacture of continuous sheets of malleable iron and steel, direct from the fluid metal. *Journal of the Iron and Steel Institute*, [s.l.], 1891

BIRAT, J.; LARRECD, M.; LAMANT, J.; PETEGNIEF, J. The Continuous casting mold: a basic tool for surface quality and strand productivity. *Iron & Steel Soc. of Aime*, Warrendale, v.74, p.3-14, 1991.

BOUCHARD, D.; HAMEL, F. G.; TURCOTTE, S. F.; NADEAU, J. Water modeling evaluation of metal delivery in a twin roll strip caster using pool level and residence time distribution measurements. *ISIJ International*, Tokyo, v.41, n.12, p.1465-1472, 2001.

CAMPBELL, J. Flow. In: _____. *The new metallurgy of cast metals castings*. 2. ed. Oxford: Elsevier Science L, 2003. p.75.

CAMPOS FILHO, M. P.; JHON DAVIES, G. Fluxo de metal líquido e macroestrutura da fundição. In: _____. *Solidificação e fundição de metais e suas ligas*. 5.ed. São Paulo: Ed. da Universidade de São Paulo, 1978. p.167-179.

CARON, S; ESSADIQI, E.; HAMEL, F. G.; MASOUNAVE, J. Numerical modeling of heat transfer in high productivity rate twin-roll casting process. In: _____. *Proc. Light Metals*. 2.ed. [s.l.]: The Minerals, Metals & Materials Society, 1990. p.967-973.

CARPENTER, K. *The Influence of microalloying elements on the hot ductility of thin slab cast steel*. 2004. 216f. Tese (Doctor of philosophy) - Department of materials engineering, University of Wollongong, Wollongong, 2004.

CHANG, F. C. Numerical simulation of MHD for electromagnetic edge dam in continuous casting. In: 15th INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED SCIENCE AND TECHNOLOGY, 15, 1999, Illinois. *Proceeding...* Illinois: American Iron and Steel Institute, 1999. p.1-14.

CHEN, C. P.; TSAO, C. Y. A. Semi-solid deformation of non-dendritic structures - I. phenomenological behavior. *Acta Materialia*, Oxford, v.45, n.5, p.1955-1968, 1997.

CIBULA, A. The Mechanism of grain refinement of sand casting in aluminum alloys. *Journal of the Institute of Metals*, London, v.76, p.321-360, 1949.

CRAMB, A. W. New steel casting processes for thin slab and strip: a historical perspective. *Transactions of the Iron and Steel Society*, New York, v.10, p.61-67, 1989.

CRAMB, A. W. *Reporter communication*. Pittsburgh: Department of Material Science and Engineering, 2000.

CRAMB, A. W.; ROLLET, A. *Strip casting: anticipating new routes to steel sheet*. Pittsburg: Department of Energy, Technology Roadmap Program Office, 2001. p.1-15.

DIETER, G. E. Sheet-metal forming. In: _____. *Strengthening mechanisms: mechanical metallurgy*. 2.ed. London: McGraw-Hill Book, 1976. p.672-700.

ESAKA, H.; SUTER, F.; ORIBAYASHI, S. Influence of carbon content on the growth angle of steel dendrites in a flowing melt. *ISIJ International*, Tokyo, v.36, p.1264-1272, 1996.

ESKIN, D. G.; SUGIYAMA, S. Mashy-state of aluminum alloys and cast irons. *Annalen of the CIRP*, Paris, v.40, n.1, p.259-262, 1991.

FAN, Z. Semisolid metal processing. *International Materials Reviews*, London, v.47, n.2, p.37, 2002.

FERRY, M. *Direct strip casting of metals and alloys*. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd, 2006. 296p.

FLEMINGS, M. C. Fluid flow. In: _____. *Solidification processing*. New York: McGraw Hill, 1974. p.214-252.

FLEMINGS, M. C.; MOLLARD, F. R.; NIYAMA, E.; TAYLOR, H. F. Fluidity of aluminum: surface tension, vibration and heat losses in runner systems effect. *AFS Trans*, Des Plaines, v.70, p.1029, 1962.

FLEMINGS, M. C.; MOLLARD, F. R.; TAYLOR, H. F. Mold variables influence on fluidity of aluminum. *AFS Trans*, Des Plaines, v.69, p.566, 1961a.

FLEMINGS, M. C.; NIYAMA, E.; TAYLOR, H. F. Aluminum: an experimental and quantitative evaluation. *AFS Trans*, Des Plaines, v.69, p.625, 1961b.

FLEMINGS, M. C.; RIEK, R. G.; YOUNG, K. P. Rheocasting processes. *AFS Trans*, Des Plaines, v.1, n.3, p.11-22, 1976.

FURUKAWA, T. Aluminum separation successful. *Am. Met. Mark.*, U.S., v.107, n.184, p.106-217, 1998.

GABATHULER, J. P.; BARRAS, D.; KRANHENBUHL, Y.; WEBER, J. C. Evaluation of various process of the production of billets with thixotropic properties. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID ALLOYS AND COMPOSITES, 2, 1992, Cambridge. *Proceedings...* Cambridge: MIT, 1992. p.33-46.

GARCIA, A. Fluxo de líquido, segregação e defeitos. In: _____. *Solidificação fundamentos e aplicações*. Campinas: Ed. da Unicamp, 2001. p.315-370.

GARCIA, A. Macroestrutura de solidificação. In: _____. *Solidificação fundamentos e aplicações*. Campinas: Ed. da Unicamp, 2001. p.279-314.

GARCIA, A.; SANTOS, J. A.; CHEUNG, N. *Lingotamento contínuo dos aços*. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2006. 299p.

GLICKSMAN, M. E.; WINSA, E.; HAHN, R. C.; LOGRASSO, T. A.; TIRMIZI, S. H.; SELLECK, M. E. Isothermal dendritic growth - a proposed microgravity experiment. *Springer Boston*, Boston, v.19, n.8, p.1945-1953, 1988.

GRIMMING, T.; FEHLBIER, M.; KLAASSEN, O.; BÜHRIG-POLACZEK, A.; SAHM, P. R. Approaches to the production of semi-solid aluminum in the rheocasting process. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, 2002, Tsukuba. *Proceedings...* Tokyo: National Institute of Advanced Industrial Science and Technology Japan Society for Technology of Plasticity, 2002. p.783-788.

HAGA, T. Semi-solid roll casting of aluminum alloy strip by melt drag twin roll caster. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.111, p.64-68, 2001a.

HAGA, T. Semisolid strip casting using a twin roll caster equipped with cooling slope. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.130-131, p.558-561, 2002b.

HAGA, T.; KAPRANOS, P. Billet less simple tixoforming process. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.130-131, p.581-586, 2002a.

HAGA, T.; NISHIYAMA, T.; SUZUKI, S. Strip casting of A5182 alloy using a melt drag twin-roll caster. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.133, p.103-107, 2003d.

HAGA, T.; SUZUKI, S. A high speed twin roll caster for aluminum alloy strip. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.143-144, p.895-900, 2003a.

HAGA, T.; SUZUKI, S. Melt ejection twin roll caster for the strip casting of aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.137, n.1-3, p.92-95, 2003c.

HAGA, T.; SUZUKI, S. Study on high-speed twin-roll caster for aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technolog*, Amsterdam, v.143-144, p.895-900, 2003.

- HAGA, T.; TAKAHASHI, K. Casting of composite strip using a twin roll caster. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.157-158, p.701-705, 2004b.
- HAGA, T.; TAKAHASHI, K. Downward melt drag twin roll caster. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.157-158, p.706-711, 2004c.
- HAGA, T.; TAKAHASHI, K.; IKAWA, M.; WATARI, H. A Vertical-type twin roll caster for aluminum alloy strips. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.140, p.610-615, 2003b.
- HAGA, T.; TAKAHASHI, K.; INUI, H.; SAKAGUSHI, H.; WATARI, S.; KUMAI, S. Roll casting of wire inserted aluminum alloy strip. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.187-188, p.508-511, 2007.
- HAGA, T.; TAKAHASHI, T.; IKAWA, M.; WATARI, H. Twin roll casting of aluminum alloy strips. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.153-154, p.42-47, 2004a.
- HAZELETT, R. W. The present status of continuous casting between two moving belts. *AISE Year Book*, U.S, v.43, p.105-110, June 1966.
- HENDRICKS, C. Strip casting technology-a revolution in steel industry. *Metall. Plant Technol. Int.*, German, v.18, n.3, p.42-49, 1995.
- JAHAJEEAH, N.; BRUWER, R.; DAMM, O.; IVANCHEV, L.; ROSSOUW, P.; SHARMA, K. Application of numerical modeling in SSM automotive brake caliper castings In: CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, 2002, Tsukuba. *Proceedings...* Tokyo: National Institute of Advanced Industrial Science and Technology Japan Society for Technology of Plasticity, 2002. p.533-538.
- JEWKES, J. D.; SAWERS, R. S. *The sources of invention*. London: MacMillan & Company, 1960.
- JOLY, P. A. *Rheological properties and structure of a semi-solid tin-lead alloy*. 1974. Thesis (Ph.D.) - Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, Massachusetts, 1974.
-

- KALPAKJIAN, S. Sheet-metal forming processes. In: _____. *Manufacturing process for engineering materials*. 3.ed. California: Addison-Wesley, Menlo Park, 1997. p.384-454.
- KANG, C. G.; CHOI, J. S. Effect of gate shape and forging temperature on the mechanical properties in the injection forging process of semi-solid aluminum material. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.73, n.1-3, p.251-263, 1998.
- KANG, C. G.; YOON, J. H.; SEO, Y. H. The upsetting behavior of semi-solid aluminum material fabricated by mechanical stirring process. *Journal of Material Processing Technology*, Amsterdam, v.66, n.1-3, p.30-38, 1997.
- KIUCHI, M.; SUGIYAMA, S. A New processes to manufacture semi-solid metals. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 2, 1992, Cambridge. *Proceedings...* Cambridge: MIT, 1992. p.47-56.
- KLAUS, GRÜNING. Processos da técnica de conformação. In: _____. *Técnica da conformação*. 3.ed. São Paulo: Polígono, 1973. p.27-232.
- KOOP, R.; HANGEMANN, F.; HENTSCHEL, L.; SCHIMITZ, J. W.; SENK, D. Thin-strip casting—modeling of the combined casting: metal-forming process. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.80/81 p.458-462, 1998.
- KOOP, R.; SHIMAHARA, H. State of R&D and future trends in semisolid manufacturing. In: CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, 2002, Tsukuba. *Proceedings...* Tokyo: National Institute of Advanced Industrial Science and Technology Japan Society for Technology of Plasticity, 2002. p.25-28.
- KUBEL, E. J. Direct thin strip casting. *Metal Process*, U.S., n.9, p.55-62, 1988.
- KUMAR, P. *Constitutive modeling and characterization of the flow behavior of semi-solid metal alloy slurries*. Massachusetts: Institute of Technology, 1989. 208p.
- LI, G.; THOMAS, B. G. Transient thermal model of the continuous single-wheel thin-strip casting process. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Boston, v.27B, n.3, p.509-525. 1996.
-

LIMA FILHO, A. P.; E., PEDAN; CUNHA, T. F. S.; CAMPOS SILVA, J. B. O efeito do atrito na trefilação de arames metálicos. IN: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 61, 2006, Rio de Janeiro. *Anais...* Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Metalurgia, 2006. p.3818-3827.

LIMA FILHO, A. P.; YAMASAKI, M. I. Evaluation of strip rolling directly from the semi-solid state. *Solid State Phenomena*, Switzerland, v.116/117, p.433-436, 2006b.

LIMA FILHO, A. P.; YAMASAKI, M. I.; ONO, L.; PADILHA, A. Fabricação e caracterização de tiras de ligas metálicas fundidas com baixo intervalo de solidificação. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 63, 2008, Santos. *Anais...* Santos: Associação Brasileira de Metalurgia, 2008a. p.1250-1260.

LIMA FILHO, A. P.; YAMASAKI, M. I.; ONO, L.A.; NAMPO, L.; PADILHA, A. A comparison of deep drawing and ironing of metal alloy strip produced conventionally and non-conventionally via semi-solid material processing. In: INTERNATIONAL CONFERENCE IN SEMI SOLID ALLOYS AND COMPOSITES, 10, Germany, 2008. *Proceedings...* Germany: Solid State Phenomena, 2008. p.49-54.

LIMA FILHO, A. P.; YAMASAKI, M. I.; SANTOS, S. C.; ONO, L. A. Estudo experimental da tixolaminação de tiras metálicas. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 61, Rio de Janeiro, 2006a. *Anais...* Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Metalurgia, 2006. p.1112-1122.

LINDENBERG, H. U.; ALBRECHT-FRUH, U.; WALTER, M.; CAPOTOSTI, G. S.; SENK, D. Forum-Technische Mitteilungen Thyssen Krupp. *ThyssenKrupp AG Corporate Technology*, Germany, p. 20, Dec. 2000.

LINDENBERG, H. U.; HENRION, J.; SCHWAHA, K.; VESPASIANI, G. Metallurgies Eurostrip® State of the art of strip casting. *Rev. Met. Paris*, Paris, n. 7-8, p. 615-627, Jul. 2002.

LOUÉ, W. R.; SUÉRY, M.; QUERBES, J. L. Flow behavior of semisolid materials. In: *PROCEEDINGS OF THE SECOND INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES*, 2, Cambridge, 1992. *Proceedings...* Cambridge: MIT, 1992. p.266-275.

LUITEN, E. E. M. *Beyond energy efficiency*. 1973. 312f. Thesis (Doctor) - Faculteit Scheikunde, Utrecht University, Utrecht, 1973.

LUITEN, E. E. M.; BLOK, K. Stimulating R&D of industrial energy-efficient technology; the effect of government intervention on the development of strip casting technology. *Energy Policy*, Surrey, v.31, n.13, p.1339-1356, 2003.

LUO, SHOU-JING; TENG, DONG-DONG; JIANG, JU-FU; ZHU, LI-JUN. Study on tixoforming of SICP/2024 composite angle frame in semi-solid state. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, Tsukuba. *Proceedings...* Tokyo: National Institute of Advanced Industrial Science and Technology Japan Society for Technology of Plasticity, 2002. p.197-205.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L.; HU, S. J. Cylindrical deep drawing. In: _____. *Mechanics of sheet metal forming*. 2.ed. Oxford: Edward. Butterworth Heinemann, 2002. p.117-128

MARINGER, R. M. The Role of surface in continuous casting. In: OHNO, A. *Casting of near net shape product*. U.S.: The Metallurgical Society, 1988. p.351-362.

MENET, P. Y.; BASSON, F.; MAIWALD, K.; CAYOL, R.; BOSH, M. Strip casting technology: a key to product quality. In: INTERNATIONAL MELT QUALITY WORKSHOP, 1, Madrid, 2001. *Proceedings...* Madrid: [s.n.], 2001.

MOSCHINI, R. Manufacture of automotive components by semi-solid forming process. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 2, 1992, Cambridge. *Proceedings...* Cambridge: MIT, 1992. p.149-158.

MOTEGI, T.; OGAWA, N.; KONDO, K., LIU, C.; AOYAMA, S. Continuous casting of semisolid Al-Si-Mg alloy. In: INTERNATIONAL CONF. ALUMINIUM ALLOY, 6, Tokyo. *Proceedings...* Tokyo: [s.n.], 1988. p.297-326.

NAGATA, C.; LIMA FILHO, A. P. *Processamento e caracterização de pastas metálicas tixotônicas*. 2002. 111f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2002.

NIESSE, J. E.; FLEMINGS, M. C.; TAYLOR, H. F. Application of theory to understanding the fluidity of metals. *Transactions American Foundrymen's Society*, U.S., v.67, p.685-697, 1959.

OHNO, A. Controle de estruturas solidificadas. In: _____. *Solidificação dos metais*. São Paulo: LCT, 1988. p.135-146.

OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K.; BESSHO, I. Dendritic structure in unidirectionally solidified cyclohexanol. *Journal of Crystal Growth*, Amsterdam, v.29, n.2, p.131-136, 1975.

OKANO, S.; KIUCHI, M. Present status and future aspects of semi-solid processing. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, Tsukuba. *Proceedings...* Tokyo: National Institute of Advanced Industrial Science and Technology Japan Society for Technology of Plasticity, 2002. p.39-48.

PEHLKE, R. D. Continuous casting. In: AMERICAN SOCIETY MATERIALS - *ASM handbook*. Casting. 9.ed. New York: The Materials Information Society, 1978. v.15, p.309-316.

PELLA JUNIOR, W. *Estudo da viabilidade de tixoforjamento da liga A2011 em matrizes não metálica*. 2002. 116f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2002.

POIRIER, D. R.; GEISER, G. H. *Transport phenomena in materials processing*. Warrendale: Minerals, Metals, and Materials Society, 1994. 456p.

POLMEAR, I. J. Cast aluminum alloys. In: _____. *Metallurgy & materials science light metals*. 3.ed. London: Arnold a Division of Hodder Headline PLC, 1995. p.168-195.

POLMEAR, I. J. Magnesium alloys. In: _____. *Metallurgy & materials science light metals*. 3.ed. London: Arnold a Division of Hodder Headline PLC, 1995. p.196-246.

RAGONE, D. V.; ADAMS, C. M.; TAYLOR, H. F. A New method for determining the effect of solidification range on fluidity. *Transactions American Foundrymen's Society*, U.S., v.64, p.653-657, 1956b.

RAGONE, D. V.; ADAMS, C. M.; TAYLOR, H. F. Some factors affecting fluidity of metals. *Transactions American Foundrymen's Society*, U.S., v.64, p.640-652, 1956a.

SHEHATA, M. T.; ESSADIQI, E.; KAO, V.; LOONG, C. A. ; ZHENG, C. Q. Tixocasting and tixoforging of magnesium AZ91D Alloy. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 7, 2002, Tsukuba. *Proceedings...* Tokyo: National Institute of Advanced Industrial Science and Technology Japan Society for Technology of Plasticity, 2002. p.263-268.

SHIBUYA, K.; OZAWA, M. Strip casting techniques for steel. *ISIJ International*, Tokyo, v.31, n.7, p.661-668, 1991.

SHUEREN, M.; CAMPBELL, P.; BLEJDE, W.; MAHAPATRA, R. The CASTRIP® process – an update on process development at Nucor steel's first commercial strip casting facility. In: THE IRON AND STEEL TECHNOLOGY CONFERENCE AND EXPOSITION, 4, 2007, Indiana. *Proceedings...* Indiana: *AISTech*, 2007. p.9.

SPENCER, D. B. *Rheology of liquid-solid mixtures of lead tin*. 1971. Thesis (Ph.D.) - Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, 1971.

SPENCER, D. B.; MEHERABIAN, R ; FLEMINGS, M. C. Rheological behavior of Sn-15%Pb in the crystallization range. *Metallurgical Transactions*, New York, n.3, p.1925, 1972.

SPINELLI, J. E.; TOSETTI, J. P. V.; BENEDUCE NETO, F.; SANTOS, C. A.; SPIM JUNIOR, J. A.; GARCIA, A. Correlação entre parâmetros térmicos e microestrutura de solidificação em tiras produzidas pelo processo twin-roll - IPT-SP. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS TÉRMICAS, 8, 2000, Porto Alegre. *Anais...* Porto Alegre: [s.n.], 2000.

TAKATANI, H.; GANDIN, Ch. A.; RAPPAZ, M. EBSD characterization and modeling of columnar dendritic grains growing in the presence of fluid flow. *Acta Metallurgica Inc.* Oxford, v.48, n.3, p.675-688, 2000.

TOLVE, P.; TONELLI, R.; CAPOTOTSI, R.; HOHENBICHLER, G. Strip casting at Acciai Speciali Terni. In: CONF. ON THERMOMECHANICAL PROCESSING OF STEELS AND

OTHER MATERIALS (TERMEC '97 INT.), 1, 1997, Warrendale. *Proceedings...* Warrendale: TMS, 1997. p.2237-2246.

TONG, X.; BECKERMAN, C.; KARMA, A. Phase field simulation of dendritic growth with convection. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MODELLING OF CASTING, WELDING AND ADVANCED SOLIDIFICATION PROCESSES, 8, 1998, Warrendale. *Proceedings...* Warrendale: The Minerals Metals and Materials Society, 1998. p.613-620

TRENT, H. M.; STONE, D. E.; BEAUBREN, L. A. Elastic constants, hardness, strength, elastic limits, and diffusion coefficients. In: AMERICAN INSTITUTE OF PHYSICS HANDBOOK. *Physics – handbooks*. 2.ed. New York: McGraw-Hill, 1972. p.49-82.

TRIVEDI, R. Solidification of single-phase alloys. In: AMERICAN SOCIETY MATERIALS. *ASM handbook*. Casting. 9.ed. New York: The materials information society, 1978. v.15, p.114-129.

TSUKIGAHORA, M.; SAKAGUCHI, H.; SASAKI, K.; SUZUKI, S.; KATO, T.; TANIGAWA, M. Zosen Technical Report. *The Hitachi Zosen Tech*, Japan, v.54, n.2, p.90, 1993.

VIRNARCIK, E. J. Semi-solid metalworking. In: _____. *High integrity die casting processes*. Canada: John Wiley & Sons, 2003. p.67-100.

WALTER, M.; STEBNER, G.; DAMASSE, J. M.; TOLVE, P.; HOHENBICHLER, G. Initial operation results of the plant at Krefeld works. *Steel Times International*, Surrey, v.33, n.7, p.25, 2001.

WATARI, H.; DAVEY, K.; RASGADO, M. T.; HAGA, T.; IZAWA, S. Semi-solid manufacturing process of magnesium alloys by twin-roll casting. *Journal of Materials Processing Technology*, Amsterdam, v.155-156, p.1662-1667, 2004.

WATARI, H.; KOGA, N.; DAVEY, K.; HAGA, T.; ALONSO RAGADO, M. T. Warm deep drawing of wrought magnesium alloy sheets produced by semi-solid roll strip-casting process. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Oxford, v.46, p.1233-1237, 2006.

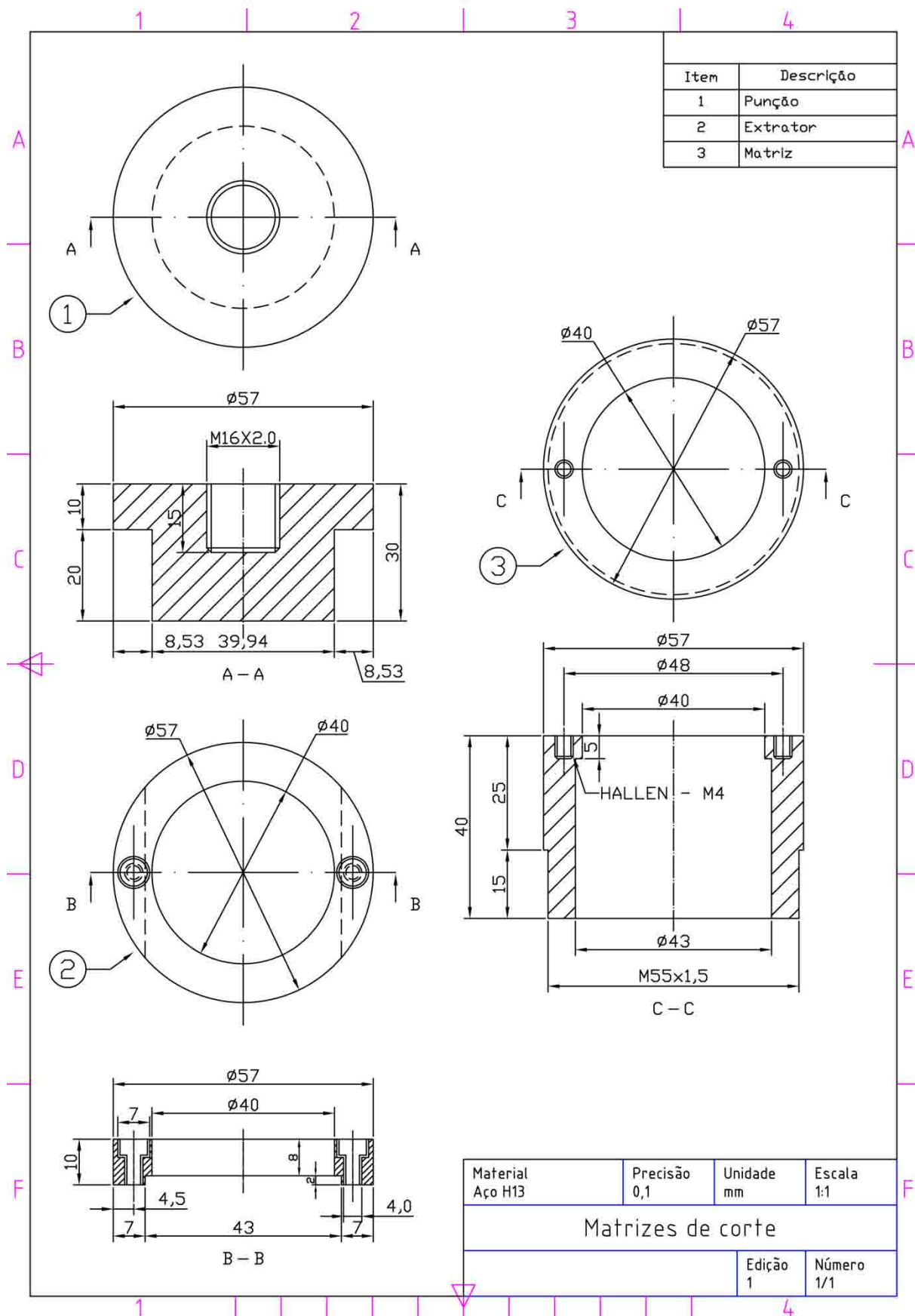
XU, W. *Effect of Initial microstructure on the deformation and annealing behaviour of low carbon steel*. 2006. 170f. Tese (Doctor of philosophy) - School of Materials Science and Engineering, The University of New South Wales, South Wales, 2006.

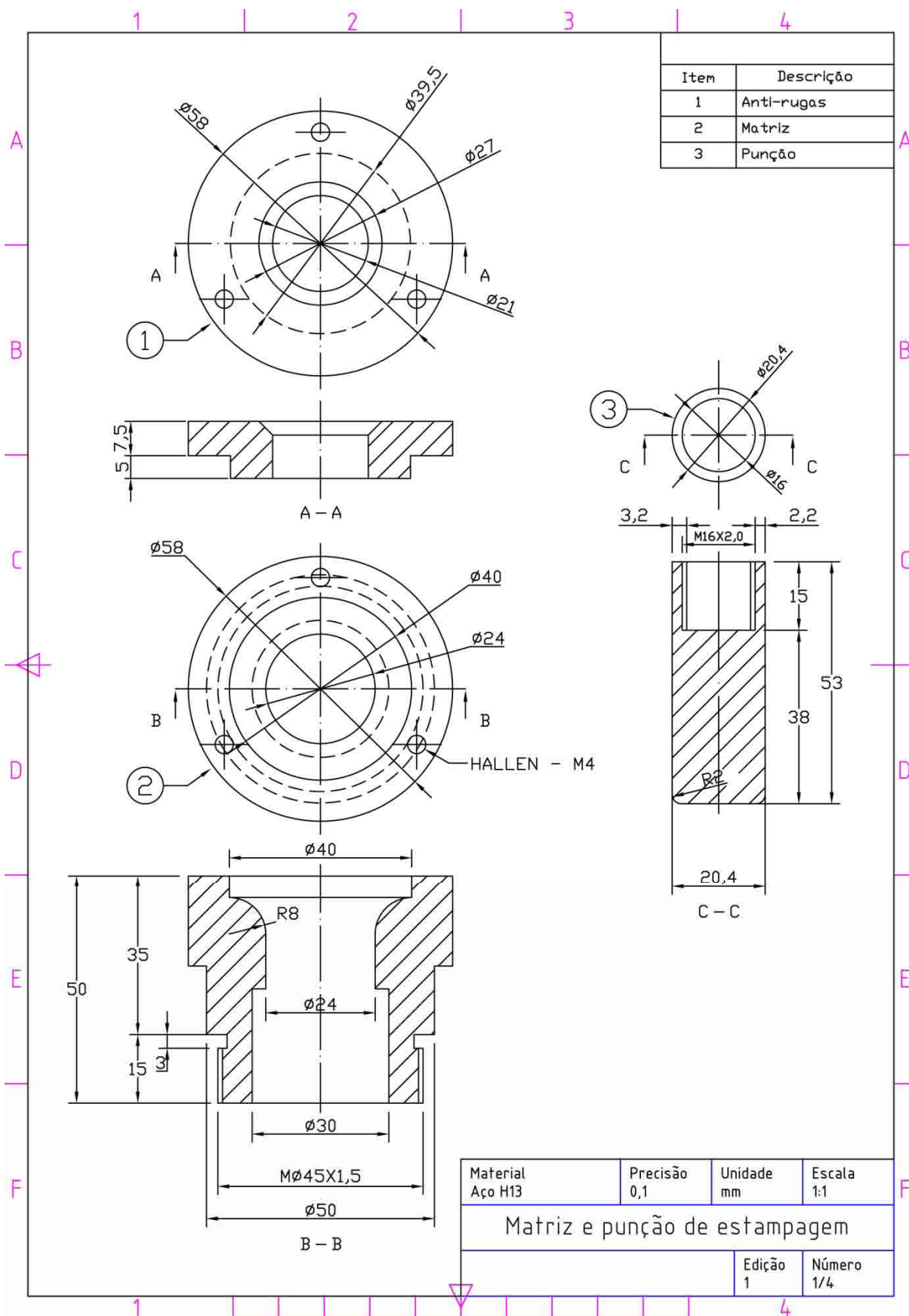
YAMASAKI, M. Y.; LIMA FILHO, A. P.; SANTOS, S. C.; ONO, L. A. Tiras metálicas obtidas por solidificação rápida. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 4, 2007, Estância de São Pedro. *Anais...* Estância de São Pedro: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2007. p.85.

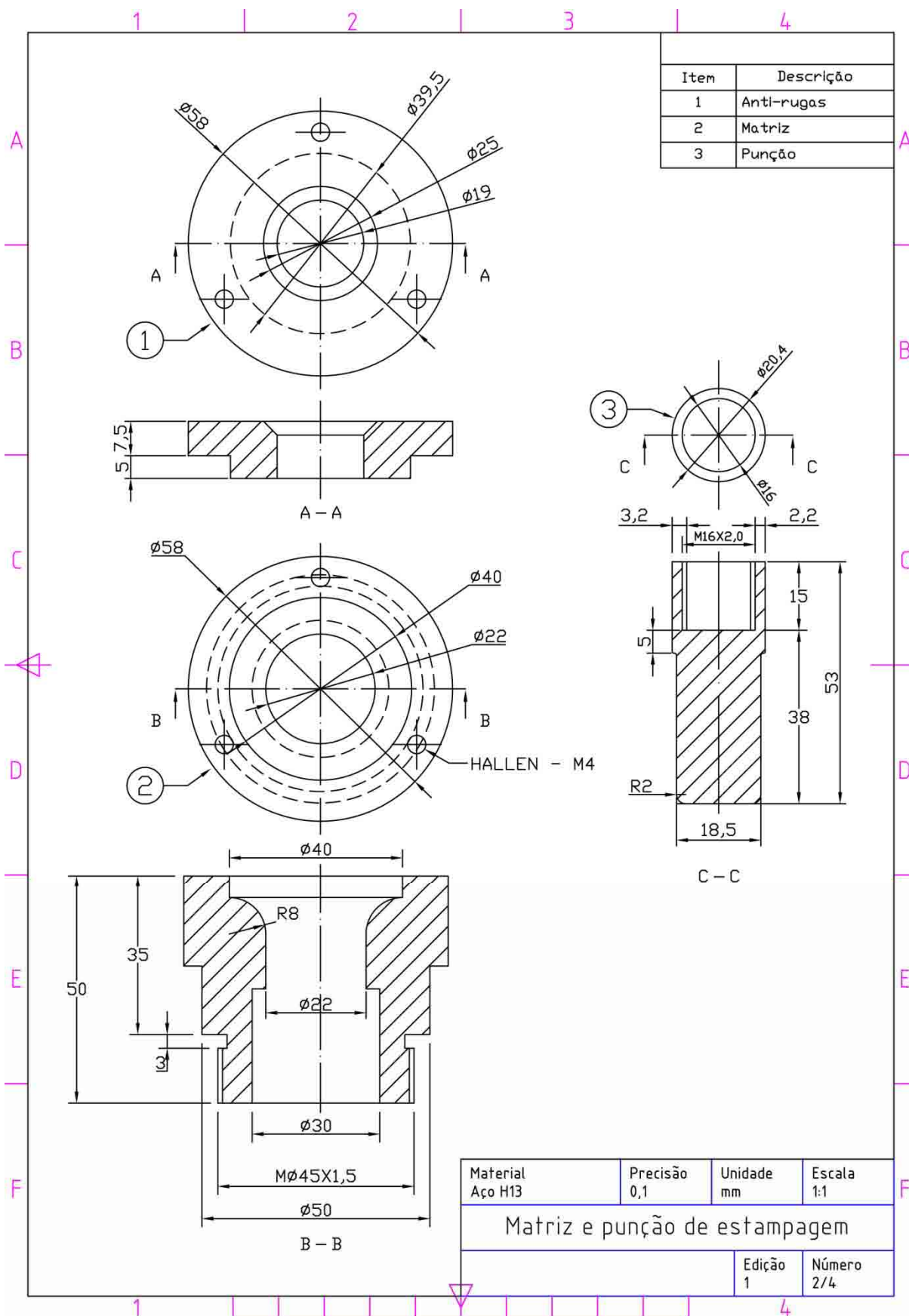
YANAGI, K.; YAMAMOTO, K.; TAKATANI, H.; SASAKI, K.; WAKIYAMA, Y.; TAKEUCHI, H.; NAKASHIMA, H.; TANAKA, S.; YAMADA, M.; YAMAKAMI, Y. Development of twin-drum strip caster for stainless steel. In: METEC CONG. 94 2ND EUROPEAN CONTINUOUS CASTING CONF., 6, 1994, Düsseldorf. *Proceedings...* Düsseldorf: Mitsubishi Heavy Industries, 1994. p.423.

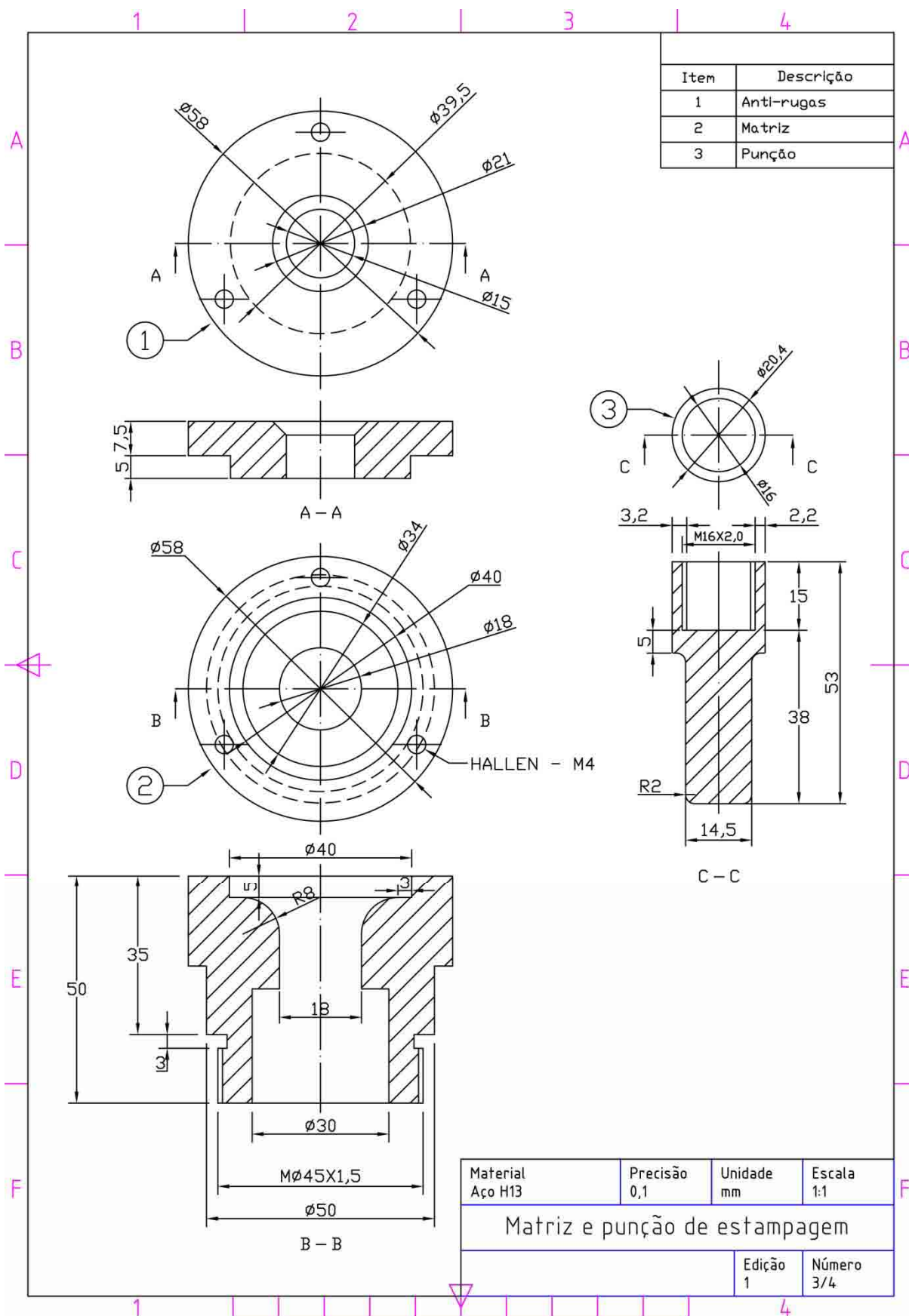
ZAPUSKALOV, N. Comparison of continuous strip casting with conventional technology. *ISIJ International*, Tokyo, v.43, n.8, p.1115-1127, 2003.

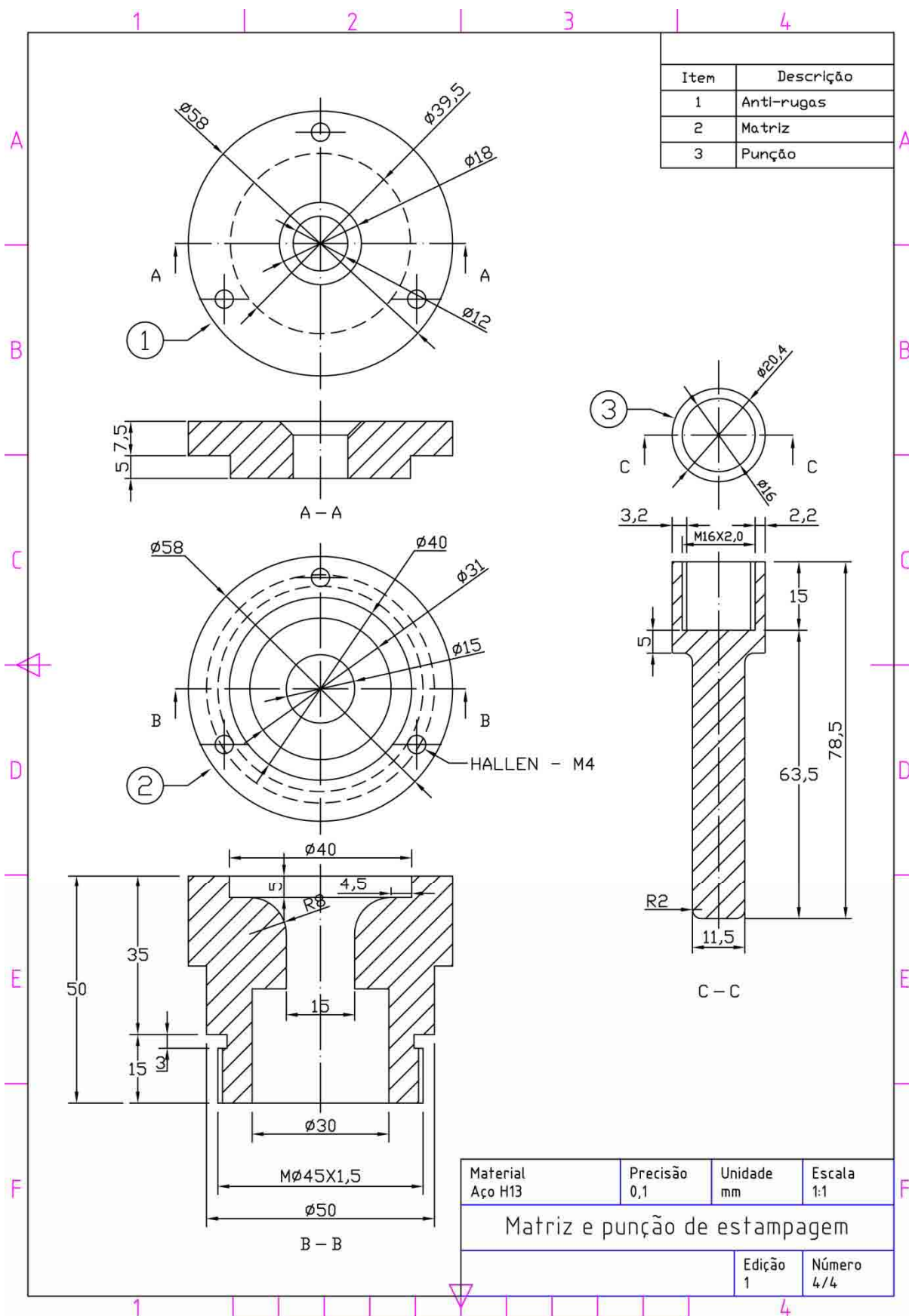
ANEXO A - Desenho da ferramenta da matriz de corte, matriz de estampagem, matriz de estiramento (*ironing*), suporte para célula de carga, base das matrizes, suporte do punção na prensa, e a lingoteira.

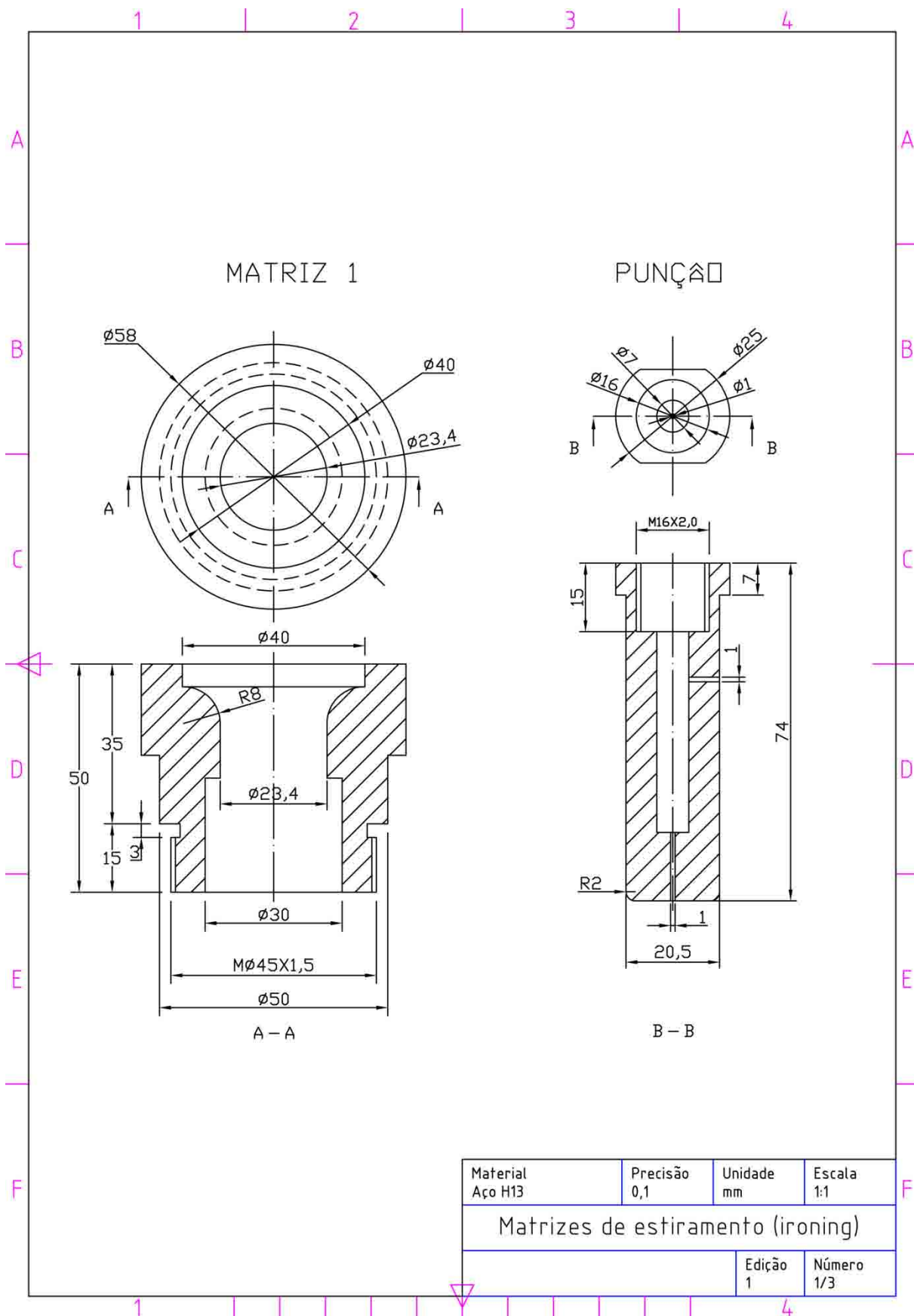


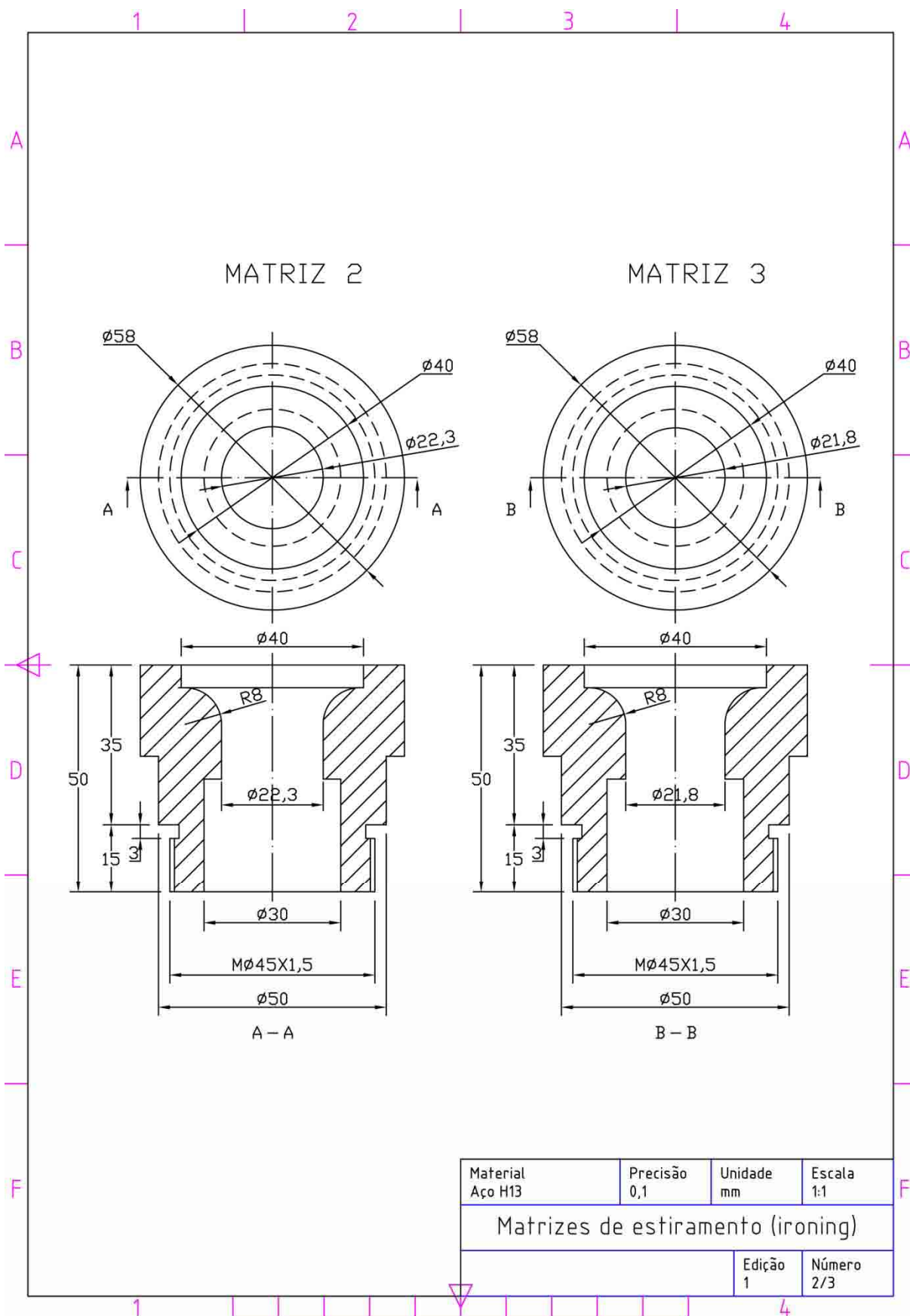


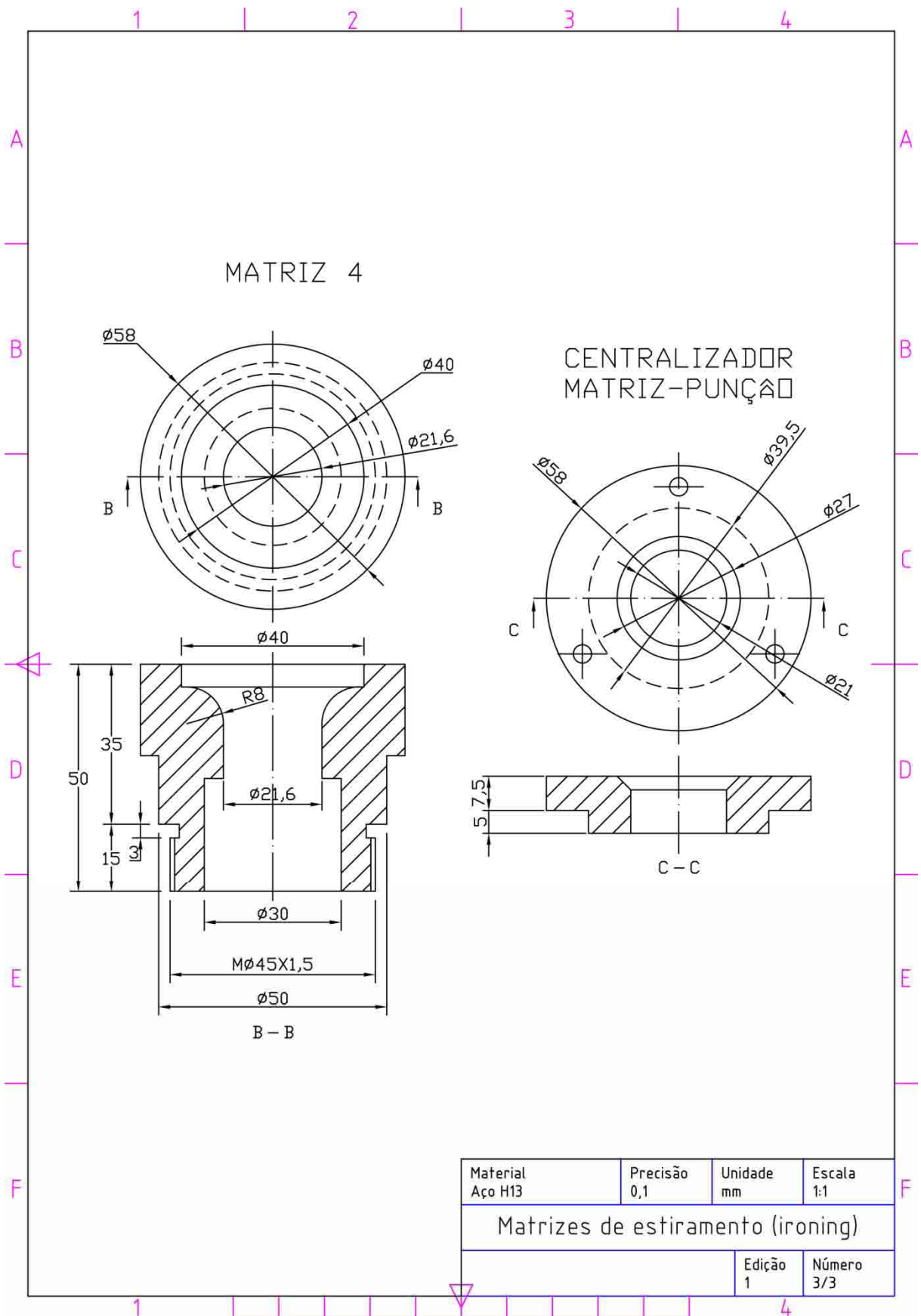


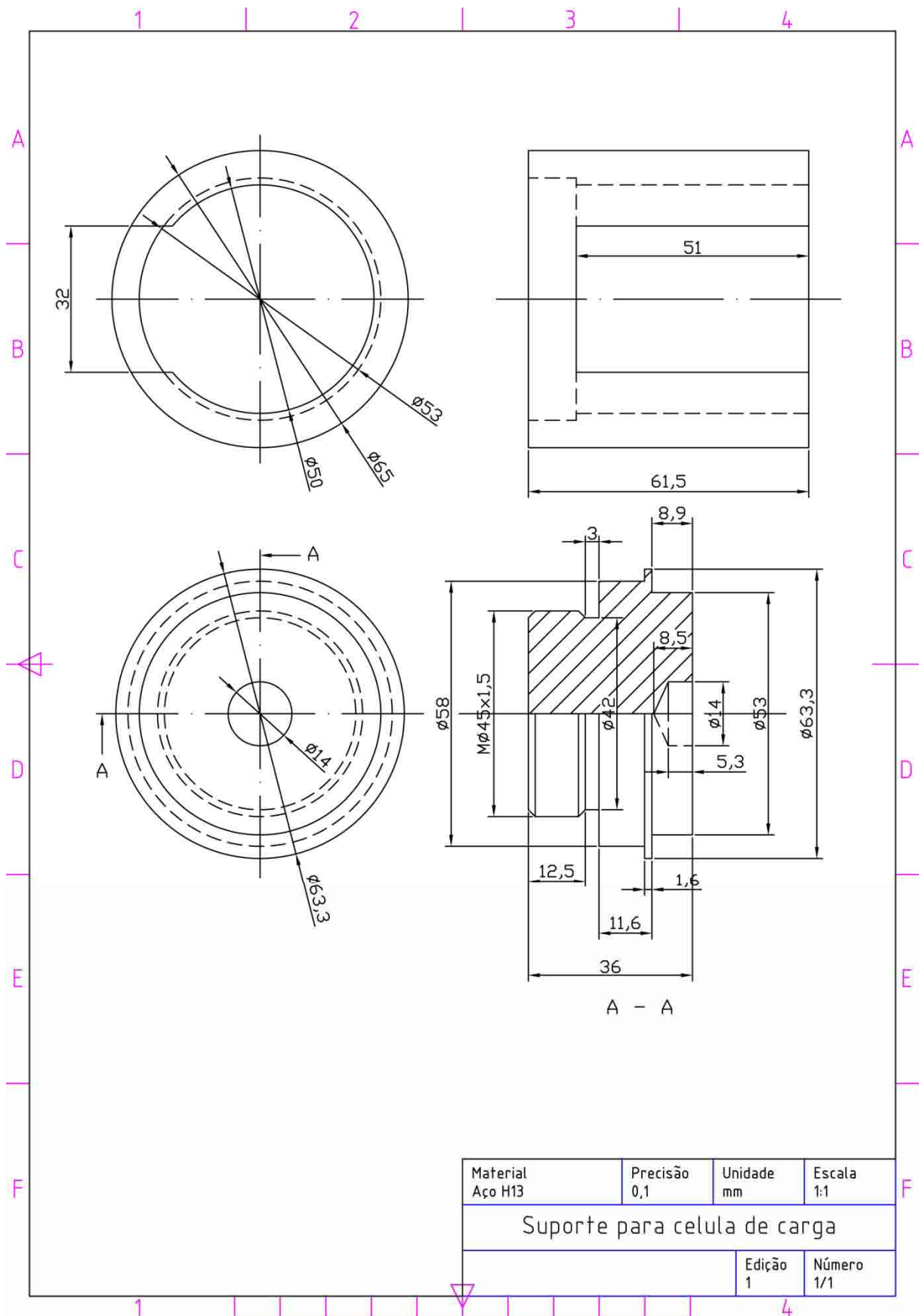


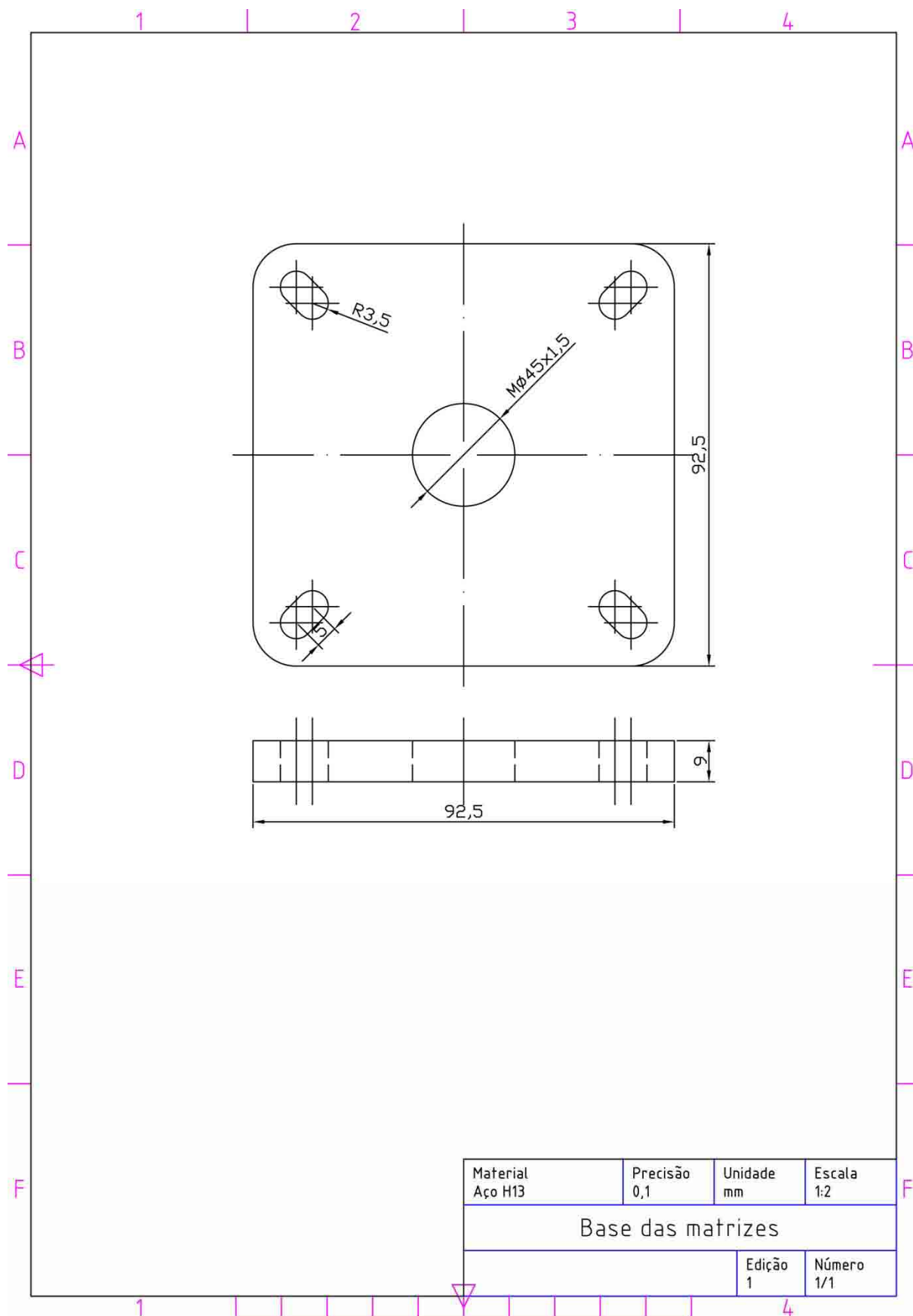


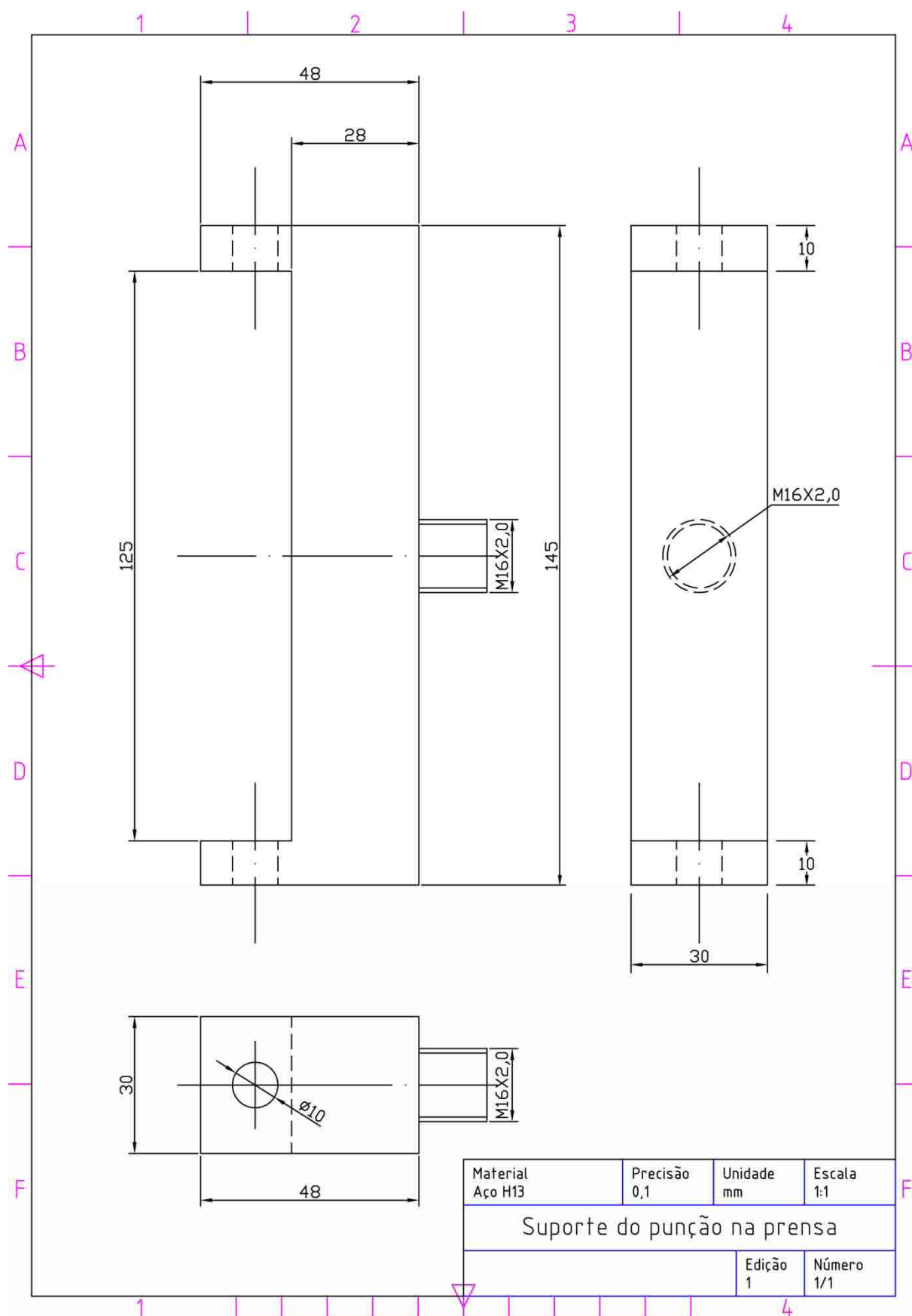


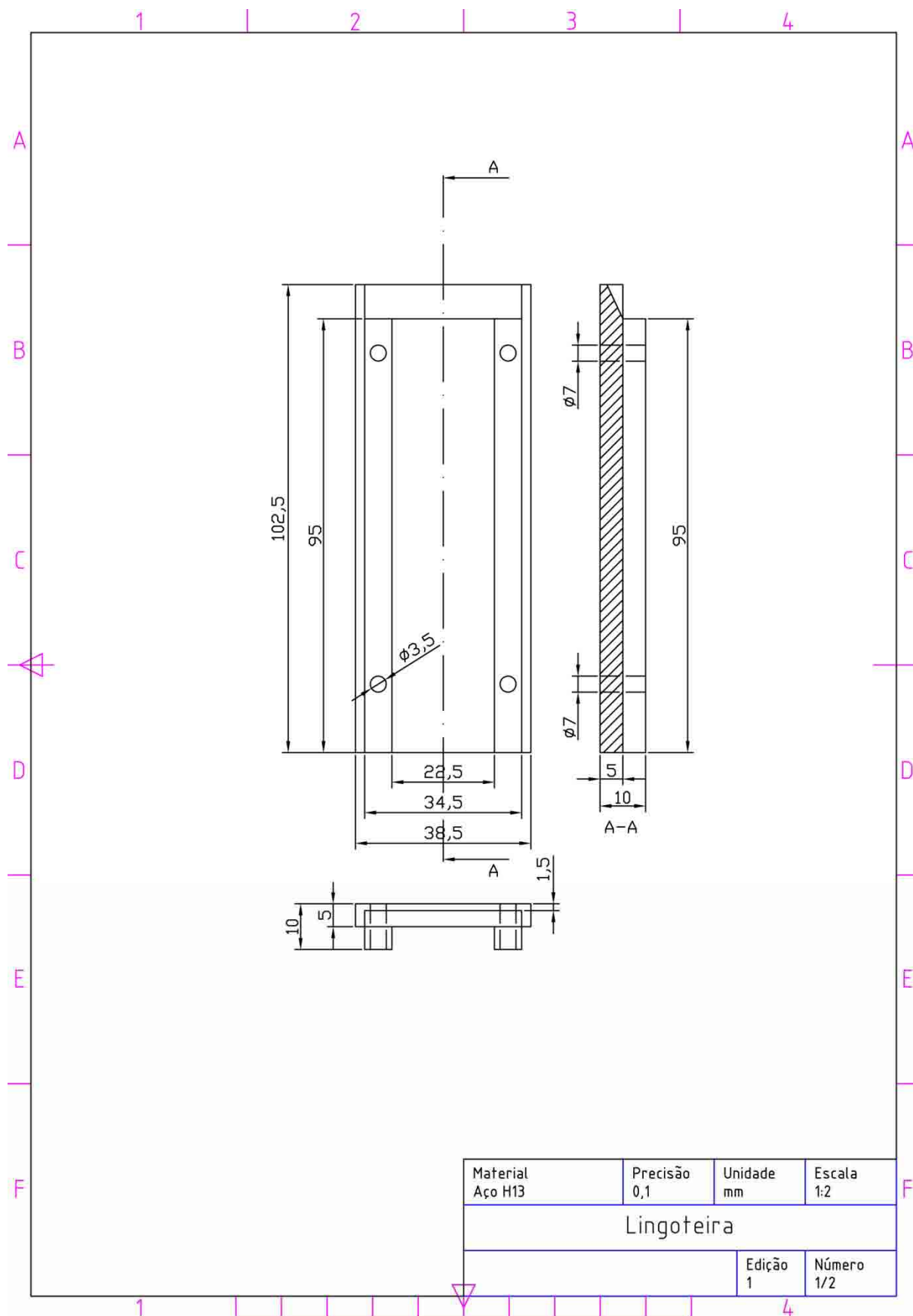


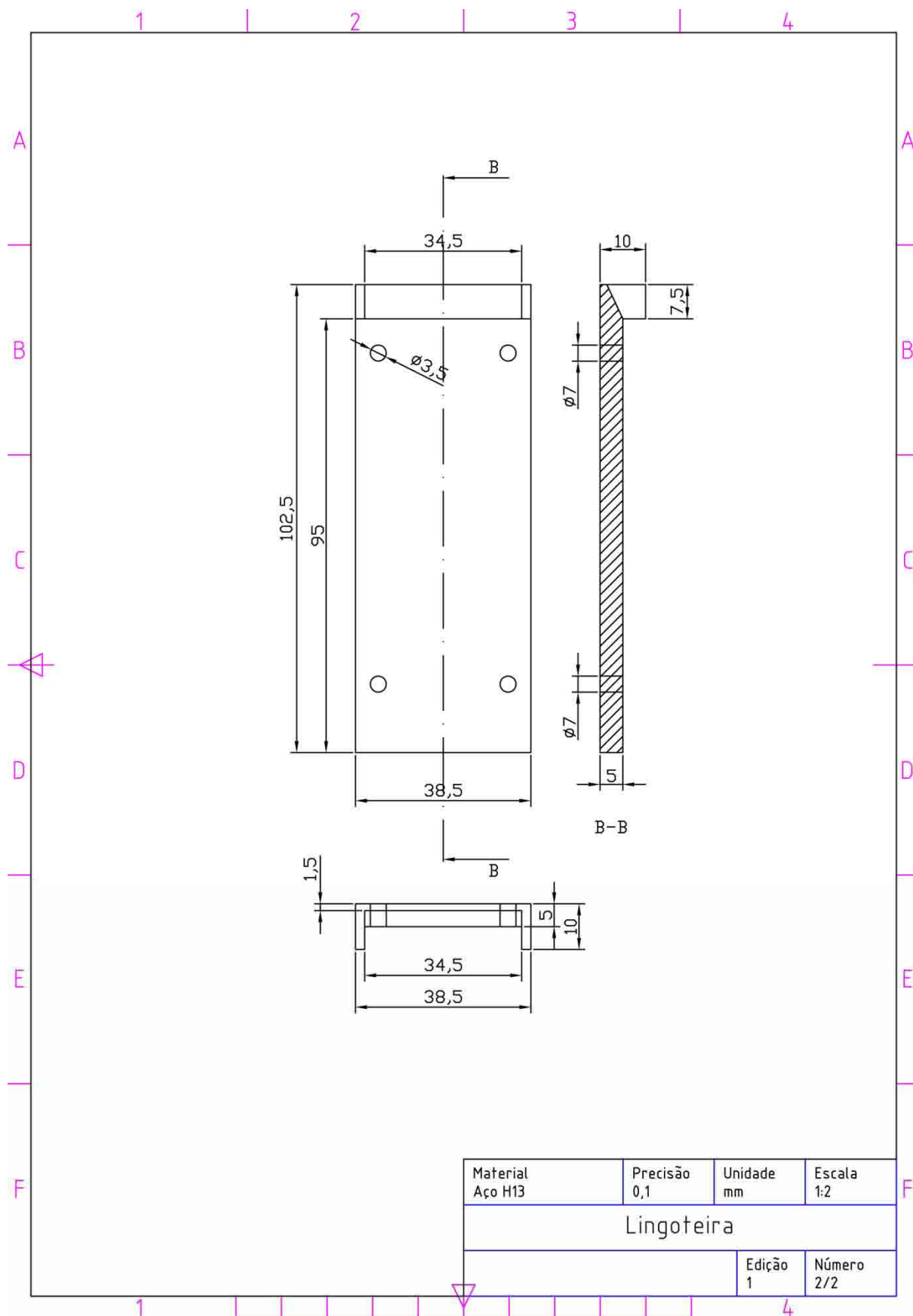












ANEXO B - Premiação relativa ao trabalho desenvolvido.



Ilha Solteira

XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica

22 a 26 de agosto de 2005

Organização:



Apoio:



Realização:



CERTIFICADO

Certificamos que **Márcio Iuji Yamasaki** obteve menção honrosa referente ao trabalho intitulado "*Laminação de Tiras Metálicas no Estado Semi-Sólido*" orientado pelo **Prof. Dr. Antônio de Pádua Lima Filho**, apresentado no XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica (CREEM 2005), realizado pelo Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia da UNESP de Ilha Solteira, no período de 22 a 26 de agosto de 2005.

Ilha Solteira - SP, 26 de agosto de 2005.



Ricardo Alan Verdú Ramos
Professor Orientador



Thiago Antonini Alves
Presidente da Comissão


ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS

 CONGRESSO
 EVENTOS
 CURSOS
 ABM NEWS
 REVISTAS

 A ASSOCIAÇÃO
 DIVISÕES TÉCNICAS
 DIVISÕES REGIONAIS
 PRÊMIOS
 ESPAÇO ABM

 CIM - BIBLIOTECA
 PORTAL TECNOLÓGICO
 LOJA VIRTUAL
 DOWNLOADS
 PNCO



PRÊMIOS

PRÊMIOS DE RECONHECIMENTO TÉCNICO

[voltar](#)

A ABM confere anualmente prêmios em reconhecimento às melhores contribuições técnicas dentre as apresentadas em eventos da ABM. Concorrem aos prêmios somente os associados da ABM, autores de contribuições técnicas apresentadas durante o ano anterior à concessão dos mesmos, cujos originais completos tenham sido entregues à Associação, dentro dos prazos e prazos fixados para cada evento.

A entrega solene da premiação ocorre durante o Congresso Anual da ABM.

[Norma Técnica ABM-Q010 >](#)
[Galeria de Fotos >](#)
[Conheça os prêmios >](#)
[Conheça os premiados v](#)

Clique sobre o ano para ver a relação de ganhadores

2008 - 2007 - 2006 - 2005 - 2004 - 2003 - 2002 - 2001

Ganhadores de 2007

Os trabalhos e autores vencedores do Prêmio de Reconhecimento Técnico, edição 2007, são os seguintes:

Prêmio Acesita
Empresa instituidora: Acesita
Trabalho vencedor: 'Estudo da Cinética de Oxidação a Quente no Aço Inoxidável Ferrítico ABNT 430', apresentado no 43º Seminário de Laminção.
Autores: Luiz Fernando Andrade de Castro, Dagoberto Brandão Santos, Vicente Tadeu Lopes Buono, Geovane Martins Castro e Edson Hugo Rossi

Prêmio Luiz Dumont Villares
Empresa instituidora: Aços Villares
Trabalho vencedor: 'Ligações Interfaciais em Filmes Nanométricos de TiN/Ti Aço AISI M2 Nitretado a Plasma', apresentado no 61º Congresso Anual da ABM.
Autores: Telmo Roberto Strohaecker, Marco Durló Tier, Flávio Kleckow, Carlos Fortis Kwietniowski, Israel Baumovoi e Afonso Reguly

Prêmio Bodycode Brasimet
Empresa instituidora: Bodycode Brasimet
Trabalho vencedor: 'Gradiente de Deformação e Textura em Chapas de Aço Submetidas a Laminção de Encruamento', apresentado no 61º Congresso da ABM.
Autores: Fernando José Gomes Landgraf, Nicolau Apoen Castro, Ronald Lesley Plaut e Taeko Yanamine

Prêmio ArcelorMittal Tubarão – Aciaria
Empresa instituidora: ArcelorMittal Tubarão
Trabalho vencedor: 'Otimização do Processo Cal-Mg de Dessulfuração do Gusa Através do Uso de Lança Rotativa', apresentado no 37º Seminário de Aciaria
Autores: Sérgio Luiz de Souza Costa, Eugênio Pacelli M. de Araújo, Ivan Lopes Alves e Jorge Lima de Siqueira

Prêmio ArcelorMittal Tubarão – Qualidade e Produtividade
Empresa instituidora: ArcelorMittal Tubarão
Trabalho vencedor: 'Relacionamento com Clientes: Transformando Visitas Num Diferencial Competitivo', apresentado no 61º Congresso Anual da ABM.
Autor: Rosane Aparecida Vasques

Prêmio Antônio Mourão Guimarães
Empresa instituidora: Magnesita
Trabalho vencedor: 'Utilização de Modificadores de Fluxo no Distribuidor da Máquina de Lingotamento Contínuo da Aços Villares - Usina Mogi das Cruzes', apresentado no 37º Seminário de Aciaria

Autores: José Roberto Bolota, Marcelo Carboneri Carboni, Wender Andrade Alves, Marcos Antonio Miranda, Wilson da Silva Barbosa, Alexandre Silveira de Azevedo e Carlos Roberto dos Santos

Prêmio Intendente Câmara

Empresa instituidora: Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais – Usiminas

Trabalho vencedor: 'Utilização de Coque de Petróleo nas Misturas Injetadas nos Altos-Fornos da CSN', apresentado no 36º Seminário de Redução de Ferro e Matérias-primas

Autores: Agenor Medrado da Silva, Sebastião Jorge Xavier Noblat, Swami Botelho Medrado e João Andrade de Carvalho Júnior

Prêmio Samarco

Empresa instituidora: Samarco Mineração

Trabalho vencedor: 'Fatores Influenciadores da Determinação de Ferro Total em Minério de Ferro Po Fluorescência de Raios-X', apresentado no 36º Seminário de Redução de Minério de Ferro e Matérias-primas

Autores: Marcelo Milheiro Silva, Paulo de Souza Júnior e Cláudio Batista Vieira

Prêmio Usina Presidente Vargas

Empresa instituidora: Companhia Siderúrgica Nacional – CSN

Trabalho vencedor: 'Utilização de Sulfato de Sódio como Eletrólito Suporte no Processo de Eletro galvanização da Usiminas', apresentado no 43º Seminário de Laminação

Autores: Carlaíne Fonseca de Souza, Gileno Antonio de Oliveira e Luiz Carlos de Paiva

Prêmio Recuperação do Valor Econômico de Resíduos Metálicos Gerados na Siderurgia

Empresa instituidora: Multiserv

Trabalho vencedor: 'Metodologia de Controle no Consumo de Co-Produtos na Sinterização da CST-Arcelor Brasil', apresentado no 61º Congresso Anual da ABM

Autores: Hugo Guimarães Menezes, Marcos Aurélio Larcher, Marcelo Wendling M. Andrade, Edson Luiz Massanori Harano e Humberto Luiz Martins de Oliveira

Prêmio Siemens VAI de Meio Ambiente

Empresa instituidora: Vöest-Alpine

Trabalho vencedor: 'Avaliação do Uso de Supressor Químico de Particulados Nas Operações de Manuseio de Pelotas de Minério de Ferro da Samarco Mineração S/A', apresentado no 61º Congresso Anual da ABM

Autores: Vinícius Oliveira Fonseca, Maurício Marcos Otaviano, Paulo Cesar Siqueira Silva e Mauro Pinto dos Reis

Prêmio Cosipa

Empresa instituidora: Companhia Siderúrgica Paulista - Cosipa

Trabalho vencedor: 'Influência das Variáveis de Processo Sobre o Escorregamento Avante na Primeira Cadeira do Laminador de Tiras a Frio da Cosipa', apresentado no 43º Seminário de Laminação

Autores: Karl Kristian Bagger, Mateus Alexandre da Silva, Maurício F. Giovannetti, Sérgio Luiz Muratori e Carlos Thadeu de Ávila Pires

Prêmio Belgo-Bekaert de Solda

Empresa instituidora: Belgo-Bekaert Arames

Trabalho vencedor: 'Sistema de Monitoração e Controle (Em Tempo Real) da Soldagem GTAW Utilizando Espectroscopia Óptica de Emissão como Sensor de Temperatura Eletrônica', apresentado no 61º Congresso Anual da ABM

Autores: Diogo de Souza Mendonça, Sadek Crisóstomo Absi Affaro e Geovany Araújo Borges

Prêmio Tharcísio Damy de Souza Santos

Empresa instituidora: Cia. Brasileira de Alumínio – CBA

Trabalho vencedor: 'Estudo Experimental da Tixolaminação de Tiras Metálicas', apresentado no 61º Congresso Anual da ABM

Autores: Antonio de Pádua Lima Filho, Márcio Yuji Yamasaki, Suelen Cristina dos Santos e Leandro Akita Ono

Prêmio Vale do Rio Doce

Empresa instituidora: Companhia Vale do Rio Doce - CVRD

Trabalho vencedor: 'Flexibilidade de Matérias-Primas No Processo Tecnoled', apresentado no 61º Congresso Anual da ABM

Autores: José Henrique Noldin Júnior, José Carlos D'Abreu, Pedro Henrique Carpinetti Costa e Edmar Saul Mardreze.

ANEXO C - Artigos publicados em anais, revistas e apresentados em congressos nacionais e internacionais.

LAMINAÇÃO DE TIRAS METÁLICAS NO ESTADO SEMI-SÓLIDO

Márcio I. Yamasaki e Antonio de P. L. Filho

UNESP, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Departamento de Engenharia Mecânica.

Avenida Brasil, 56, Bairro Centro, Caixa Postal 31, CEP 15385-000, Ilha Solteira, SP.

E-mail para correspondência: miyamasaki@aluno.feis.unesp.br

Introdução

O processamento mecânico das ligas metálicas no estado pastoso (tixoconformação) começou a ser aplicado para a produção industrial ao final dos anos 80. Este processamento produz peças em apenas uma etapa (*single forming step*). As propriedades mecânicas nas peças tixoconformadas (por exemplo, resistência a tração) são melhores do que o processamento por fundição, (Koop and Shimahara, 2002).

A laminação de tiras metálicas no estado pastoso tem sido aplicada por Haga e Suzuki (2001), Haga (2002), Lockyer *et al.* (1996). Esta técnica utiliza uma calha (*cooling slope*) sobre a qual é vazado o metal fundido e produz a pasta semi-sólida que alimenta o laminador. O cilindro inferior arrasta a pasta metálica que vai ser conformada pelo cilindro superior. Por outro lado, existem particularidades tais como: limitações relativas aos tipos de ligas a serem laminadas, necessidade de tecnologia aplicada à extração de calor do sistema, quantidade de variáveis envolvidas para obter o produto desejado (Haga *et al.*, 2003 e Haga e Suzuki, 2003).

Esse trabalho de pesquisa visa a laminação de tira metálica de 1 mm de espessura aproximadamente no laminador duo a uma velocidade de saída de 30m/min, a partir de pastas metálicas utilizando ligas de Pb-40%; Sn-60%.

Procedimento experimental

Um laminador duo (Figura 1) foi adaptado para a laminação de tiras metálicas no estado pastoso, empregando a liga Pb-40%; Sn-60%. As características do laminador e da liga metálica empregada estão descritas na Tabela 1.

Não foi aplicado desmoldante na superfície dos cilindros (superior e inferior), pois foi observado que o esfriamento rápido fornecido pelo cilindro inferior sobre o material pastoso, foi suficiente para que a tira não aderisse nos cilindros durante o processamento. O resfriamento do laminador ocorre naturalmente sem interferência de agentes refrigerantes.

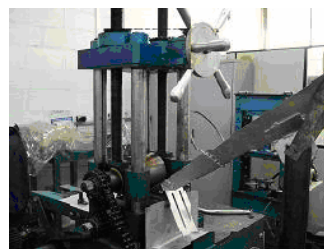


Figura 1 – Laminador duo adaptado para testes iniciais.

Tabela 1 – Condições experimentais.

Cilindro	Diâmetro:	105 mm
	Comprimento:	101 mm
	Material:	Aço
	Velocidade:	30 m/min
Bocal	Material:	Tijolo refratário poroso pintado com grafite coloidal
	Dimensões internas:	Altura - 57 mm; comprimento 55 mm; largura 40 mm
Calha de resfriamento	Material:	Aço galvanizado
	Dimensões:	Comprimento - 600 mm; largura maior: 180 mm; largura menor: 80 mm; ângulo de dobramento da calha - α : 90°
	Inclinação:	60°
	Distância de contato do metal líquido:	300 mm
Material utilizado	Composição da liga:	60% Pb e 40% Sn
	Temperatura de fusão:	235°C
	Temperatura de vazamento:	300°C

O metal fundido (liga de Sn-60% e Pb-40%) é vazado a 300°C na calha de resfriamento para obter a pasta semi-sólida. A calha de resfriamento é basicamente construída de aço galvanizado, refrigerado naturalmente. Estima-se uma fração sólida de 10 a 15% de acordo com Haga (2001). A pasta metálica é depositada no bocal acoplado no cilindro inferior do laminador. Para a construção do bocal foi usada, tijolo refratário pintado com uma camada grossa de grafite coloidal (Dycote DR 178) para impedir a aderência do semi-sólido à superfície porosa do tijolo, possibilitando utilizar o mesmo bocal para diversos experimentos.

Resultado e Discussão

O aparato experimental possibilitou com sucesso a obtenção de tiras laminadas continuamente a partir do estado líquido (veja Figura 2). Nas extremidades da superfície superior e região central da tira laminada foram observados respectivamente um aspecto áspero e ondulações. Isto foi um indicativo que a superfície superior da tira não foi conformada pelo cilindro superior. A camada superior semi-sólida é transportada pela camada inferior já previamente solidificada em contato com o cilindro de resfriamento. Assim, a superfície inferior da tira obteve o acabamento do cilindro inferior.

A utilização do bocal junto ao laminador inferior, possibilitou que a laminação da pasta metálica proveniente da calha de resfriamento, ocorresse continuamente. Entretanto, no início do processo de laminação foi observado que as tiras fragmentavam até se tornarem contínuas.



Figura 2 – Aspecto da tira tixolaminada continuamente a 85 rpm (velocidade de saída da tira de 30m/min) a partir da liga Pb-40%; Sn-60% fundida a 300°C.

Conclusão

Esse trabalho possibilitou a obtenção de tiras metálicas diretamente a partir do fundido. É um processo mais rápido que a laminação convencional e requer menos energia. Não há necessidade de solidificação do material (lingotamento) para posterior processamento por conformação plástica a quente.

Agradecimentos.

Aos técnicos Marino e Edvaldo pelo suporte técnico, Prof. Edson pelas fotografias digitais, Sra. Abigail, aos senhores Sílvio, Lourenço e Horlarbine da Cookson Electronics Brasil pela liga utilizada neste trabalho e Sr. Fábio da Foseco Industrial e Comercial Ltda pelo desmoldante empregado.

Referências Bibliográfica

- Koop, R., Shimahara, H., “State of R&D and Future Trends in Semi- Solid Manufacturing”, in Proceedings of the 7-th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, pp. 57-66, Tsukuba, Japan, 25-28 September, 2002.
- Lockyer, S.A., Yun Ming, H., Hunt, J.D., D. Edmonds, V., “Microstutural defects in thin sheet twin roll cast aluminium alloy”, Materials Sciebcce Forum, Vol. VI, pp. 217-222, Part 1, 367-372, 1996.
- Haga, T., Suzuki, S., “Melt ejection twin roll caster for the strip casting of aluminium alloy”, Journal of Materials Processing Tecnology, Article in Press, 2003.
- Haga, T., Nishiyama, T., Suzuki, S., “Strip casting of A5182 alloy using a melt drag twin-roll caster”, Journal of Materials Processing Tecnology, Vol. 133, pp.103-107, 2003.
- Haga, T., “Semisolid strip casting using a twin roll caster equipped with a cooling slope”, Journal of Materials Processing Tecnology, pp. 130-131, 558-561, 2002.
- Haga, T., Suzuki, S., “A hight speed twin roll caster for aluminium alloy strip”, Journal of Materials Processing Tecnology, Vol. 133, pp. 291, 2001.

Evaluation of Strip Rolling Directly from the Semi-Solid State

Antonio de Pádua Lima Filho^{1,a} and Márcio Iuji Yamasaki^{1,b}

¹UNESP-São Paulo State University – Departamento de Engenharia Mecânica; Av. Brasil Centro 56; Ilha Solteira, SP, CEP 15385-000, Brazil.

^apadua@dem.feis.unesp.br, ^bmiyamasaki@aluno.feis.unesp.br

Keywords: Thixorolling, Strip casting, Roll casting, Solidification range

Abstract

The aim of this work is to study the solidification conditions necessary to produce good quality/low defect metal alloy strip when thixorolling directly from the semi-solid state. To facilitate the study lead/tin alloys were chosen for their relatively low operating temperature. The objective is to extrapolate these findings to the higher temperature aluminium alloys. Three alloys (70%Pb-30%Sn, 60%Pb-40%Sn, 50%Pb-50%wtSn) were used particularly to study the influence of the solidification interval. The equipment consists of a two roll mill arranged as an upper and lower roller, where both rollers are driven at a controlled speed. The lower roller is fed with semi solid alloy through a ceramic nozzle attached to the lower end of a cooling slope. Several types of nozzle and their position at the roller were tested. This produced different solidifications and consequently different finished strip. The alloys were first cast and then poured onto the cooling slope through a tundish in order to create a continuous laminar flow of slurry and uniformity of metal strip quality. The pouring was tested at different positions along the slope. The cooling slope was coated with colloidal graphite to promote a smooth slurry flow and avoid the problem of adherence and premature solidification. The metallic slurry not only cools along the slope but is also initially super-cooled to a mush by the lower roller whilst at room temperatures, thus enabling thixorolling. It was also found that the nozzle position could be adjusted to enable the upper roller to also contribute to the solidification of the metallic slurry. However the rollers and the cooling slope naturally heat up. Temperature distribution in these zones was analysed by means of three thermocouples positioned along the cooling slope and a fourth in the base of the semi solid pool within the nozzle. The objective being to design an optimum pouring and cooling system. The formed strip was cooled down to room temperature with a shower of water. Microstructures of the thixorolling process were analysed. The differences in solidification conditions resulted in differing qualities of finished strip and corresponding defect types, all of which are a serious quality issue for the rolled product.

Introduction

The mechanical processing of metallic alloys in the mushy state (thixoforming) only began to be used for industrial production after 10 years of research. This processing produces pieces in just one step (single forming step). The mechanical properties of thixoformed pieces (for example, tensile strength) are better than for cast processing [1].

The thixorolling of metallic strips from the semi-solid state has been used over the last years because of the potential of producing rolled strips directly from the liquid phase [2,3]. This technique uses a cooling slope onto which is poured the cast metal which cools to a semi-solid mush that feeds the rolling mill. The lower roll drags the metallic mush and is then formed by the upper roll. There are a number of issues such as: relative limitations on type of alloys that can be used, the necessary technology needed to cool the system, and the number of variables involved, that must be considered in order to obtain an acceptable product [2,3].

However, metallic slurry rolling is simpler and saves energy consumption, since there is no moulding of ingots required and no need for the installation of a secondary rolling mill. In comparison, metallic strips are obtained continuously from molten metal alloys using rapid solidification and thixorolling and no further reduction of the strip it is necessary. With this

technology, metallic strips can be obtained containing highly metastable phases, different compositions, and extremely fine microstructures. Notably, more complex metallic product can be formed [4].

Furthermore, the problem of roll flattening becomes insignificant as the material is in a semi-solid state (low flow stress). Indeed, the force involved in thixorolling is much lower than that required by traditional rolling which requires highly rigid parts and very large motors to provide the necessary power.

Thixorolling machinery is therefore less specialized than that used for hot/cold rolling of steel or the nonferrous metal industry and so less space and time is necessary for plant construction and labour costs are lower. The present work shows a two-high mill modified for thixorolling of metallic alloy strip employing three types of Pb/Sn alloys (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn and 50%Pb-50%Sn) that show different solidification ranges. This then facilitates study of the influence of the solidification of the mush as it progresses onto the roll for a rolling speed of 28m/min. Three roll gaps (1, 0.7 and 0.5mm) were chosen to study the processing regime during thixorolling.

Procedure

Preparation and instrumentation of two-high mill for thixorolling

A two-high mill was modified to roll metallic strip from the semi-solid state using Pb/Sn alloys (see Fig. 1). The rolls (case-hardened steel with 105mm in diameter and 101mm in width) were painted with colloidal graphite to prevent the strip adhering to their surface during processing.

The cooling slope which is necessary to produce rheocasted (slurry) material is set at an inclination of approximately 60°, was instrumented with 3 thermocouples placed 100mm equidistant apart. The location of the tundish on the cooling slope was 240mm from the nozzle and is placed in a metallic support at the inferior roll. The nozzle was moulded in refractory material with a central hole for thermocouple. Both cooling slope and nozzle were also coated with colloidal graphite (Dycote DR 178) to prevent adherence of the metallic slurry/mush material.



Figure 1. Two-high mill in operation for thixorolling.

A holed graphite cylinder was used to accommodate a thermocouple that measures the processing temperature at the lower roll. The thermocouples used were type K, 6mm in diameter and 200mm length. An interface (Pico TC-08 IMPAC) captures on line the temperature versus time during processing. An essential maintenance trough was positioned at the exit of the equipment to receive the fast moving thixorolled strip, a characteristic of this process. A continuous shower system cools the thixorolled strip to room temperature and facilitates the strip sliding down and along the cooled trough.

Optical examination

Samples of thixorolled strip were sectioned and mounted in epoxy plugs for optical microscope examination. These samples were ground, polished and etched in 5ml HNO₃ and 95ml ethyl alcohol (Nital).

Results and discussion

Variation of the gap between rolls, speed and types of nozzle

The first trial, made with a distance between rolls of 1mm and at a speed of 15m/min worked partially, i.e. a small piece of strip was thixorolled but the rest of the 60%Pb-40%Sn alloy solidified

prematurely within the nozzle. A second trial was made at a speed of 28m/min which maintained a continuous rolling, Fig. 2. Note that as the gap between the rolls is decreased, defects occur, due to the interaction of the plastically deforming mush/slurry with the non-elastically deforming rolls and rolling mill. For thinner thixorolled strip the rolls need to be parallel. Consequently without this, the center of the strip is elongated more than the edges and central region is not properly formed. Shape problems continued to occur in this machine when rolling strip thinner than 0.5mm. Even at 1mm thickness the strip was not formed by the superior roll. The next step was to use gap rolls of 0.7mm together with a new nozzle design moulded to supply fluid flow continuously and smoothly.

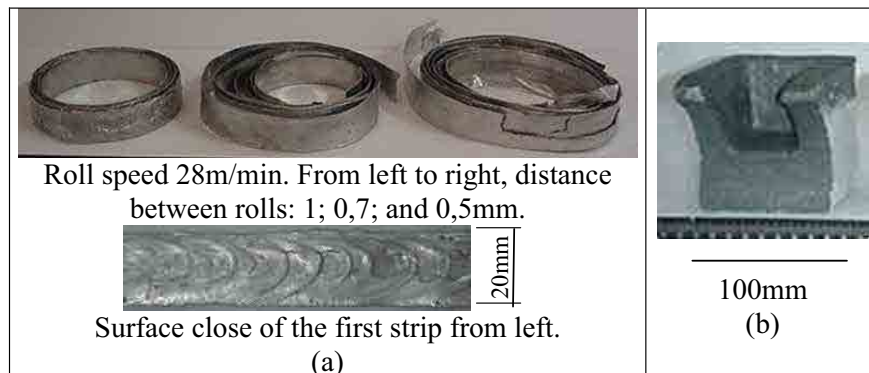


Figure 2. Left: Thixorolled strips of 60%Pb- 40%Sn alloys at 28m/min. Right: Nozzles employed.

Manufacturing and characterization of thixorolled strip with different Pb/Sn alloys and 0.7mm roll gap

Three type of Pb/Sn alloys were tested here (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; 50%Pb-50%Sn) having different solidification ranges of 75°C, 56°C and 31°C respectively from phase diagram. Hence, these alloys transform from liquid to solid over a wide temperature interval. Alloys, which have greater solidification intervals, show dendrites with large branches. Thus, the breakdown of the strip in several parts seen at the beginning of processing for alloys with greater solidification range, is due to the difficulty in maintaining sufficient plastic mush Fig. 3.

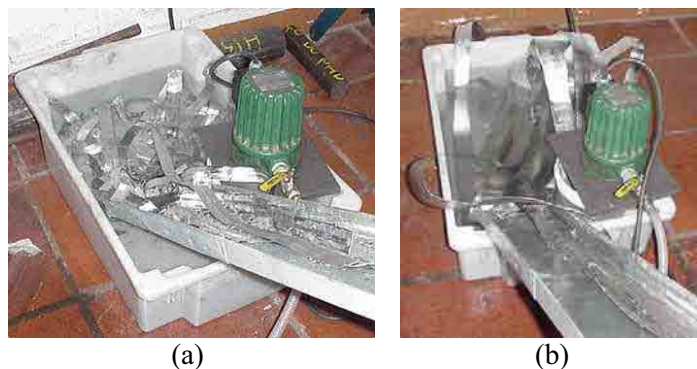


Figure 3. Final product from thixorolling for 70%Pb-30%Sn poured at 350°C showing strip slices (a). A continuous strip is formed for 50%Pb-50%Sn poured at 300°C (b). For all experiments the pouring flow was $1.1 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$.

The increase in width occurs due to the vertical compression of the metallic mush and elongation in the rolling direction.

During thixorolling there is a short time during which the alloy consists of both solid and liquid. The material along the cooling slope passes from a slurry to a metallic mush very quickly. The solid grains form quickly on the lower roll surface due to thermal super-cooling. The thin solid shell like material develops a certain strength, and drags by surface tension a sufficient amount of slurry/mush material from the nozzle for forming by the upper roll. This assembly should have the same velocity as the roll.

Depending on the mush solid/liquid fraction the upper layer should form a salience in the rolling direction as shown in Fig. 2a. The nozzle was pre-heated to 250°C to avoid early solidification and

kept at this temperature during processing (50s). The temperature of the lower roll and the cooling slope were on average 69°C and 75°C respectively.

Rapid solidification that occurs at the beginning and end of processing produces strip without forming due to lack of sufficient mush state material. It is between these edges that an equilibrium is maintained and production achieved.

Figure 4 shows a comparison of the quality and microstructure of the strip. As the solidification range of the alloys used increased, it became more difficult to create a continuous thixorolling. In this situation many cracks are generated on the strip surface. Edge cracking can be caused by inhomogeneous deformation in the thickness direction. The strip showed heavy reductions, so that deformation extends through the thickness of the strip, with the centre tending to expand laterally more than at the surfaces and producing barrelled edges. For 50%Pb-50%Sn alloy the secondary tensile stresses induced by the barrelling was not enough to exceed the plasticity of the mush and produce any edge cracking. Transversal stringers of α Pb and β Sn phases banding are shown in Fig. 4. These defects can lead to reduce strength along the strip.

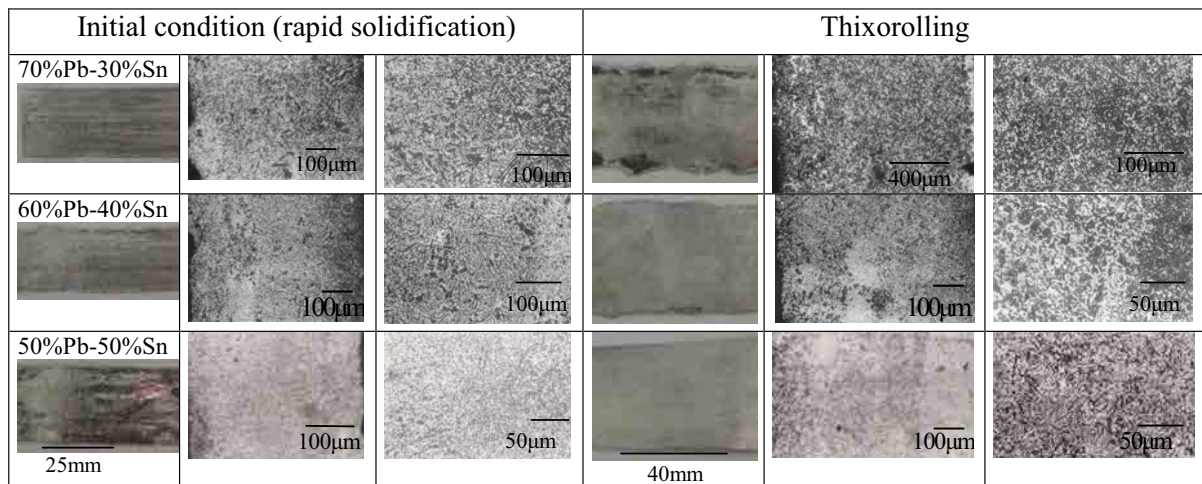


Figure 4. Rolling transverse direction micrographies and strip surface achieved for the alloys as indicated.

Summary

The speed of rolling, alloy solidification range and nozzle type are important factors in obtaining a continuous thixorolling. This process can compete with the continuous tandem mill where large tonnages are involved.

Acknowledgement

We are very grateful to the Cookson Electronics Brasil and Foseco for the alloys and colloidal graphite used in this work respectively. Prof. Edmar for the Pico TC-08 IMPAC used. Nielsen Kann for your kindness in the revision of this text.

References

- [1] R. Kopp and H. Shimahara: in Proceedings of the 7th S2P, Tsukuba, Japan (2002), pp. 57-66.
- [2] T. Haga, T. Nishiyama and S. Suzuki: Journal of Mater. Proc. Technology (2003), pp. 103-107.
- [3] T. Haga: Journal of Materials Processing Technology (2002), pp. 558-561.
- [4] A. Garcia, Campinas State University - UNICAMP (2001). In Portuguese.

ESTUDO EXPERIMENTAL DA TIXOLAMINAÇÃO DE TIRAS METÁLICAS¹

Antonio de Pádua Lima Filho²

Márcio Iuji Yamasaki³

Suelen Cristina dos Santos⁴

Leandro Akita Ono⁴

Resumo

Um laminador duo irreversível foi modificado para produzir tiras metálicas de ligas de Pb/Sn (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; e 50%Pb-50%Sn) diretamente do estado líquido a uma velocidade de 28m/min. Tiras de 1, 0,7 e 0,5mm de espessura foram obtidas. A tira de 1mm não foi conformada pelo cilindro superior, mas as tiras de 0,7 e 0,5 foram tixolaminadas. Esta última apresentou trincas no centro o que pode ser atribuído ao abaulamento convexo excessivo dos cilindros para esta abertura. Conseqüentemente, a distância entre cilindros de 0,7mm foi escolhida para continuar o trabalho experimental. A liga 50%Pb-50%Sn tendo relativamente menor intervalo de solidificação foi capaz de ser tixolaminada continuamente. Ao passo que as outras ligas usadas formaram vários pedaços de tiras. Este fenômeno pode ser atribuído ao menor intervalo de solidificação que resulta em grãos com menor ramificação dendrítica capaz de fornecer a pasta metálica plástica reofundida necessária para a tixoconformação. Os cilindros, o bocal e a calha de vazamento foram pintados com grafite coloidal para evitar qualquer aderência do material das ligas empregadas no estado líquido e semi-sólido. As microestruturas das tiras obtidas foram investigadas.

Palavras-chave: Tixolaminação; Reofundição; Solidificação rápida; Tiras metálicas.

EXPERIMENTAL STUDY ON THIXOROLLING OF METALLIC STRIPS

Abstract

A two-high roll mill was modified to produce Pb/Sn (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; and 50%Pb-50%Sn) alloy metallic strip directly from the liquid state at a velocity of 28m/min. Roll gaps of 1, 0.7 and 0.5mm were used to gauge the metallic strip. At a 1mm roll gap, the upper roll did not form strip, but strips of 0.7 and 0.5mm were able to be thixorolled. The latter however, developed cracks in the centre of the strip which could be related to an unsuitable degree of convex camber on the rolls for this gauge. Consequently, the 0.7mm roll gap was chosen to continue the experimental work. The 50%Pb-50%Sn alloy having a relatively narrow solidification range was then able to be thixorolled continuously, whereas the other alloys with wider ranges could not. This phenomenon can be attributed to the close solidification range. The narrow solidification range leads to a grain with smaller dendritic branches which are able to promote the rheocast plastic metallic mush necessary for thixoforming. The rolls, nozzle and cooling slope were coated with colloidal graphite to avoid any adherence of the liquid and semi-solid state metallic alloys. Microstructures of the strip achieved were investigated.

Key words: Thixorolling; Rheocasting; Rapid solidification; Metallic strips.

¹ Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² UNESP-Campus de Ilha Solteira – Depto. de Engenharia Mecânica – Eng. Metalúrgico pela EEIMVR – UFF; Mestre em Ciência pelo ITA; PhD pela University of Sheffield – Inglaterra.

³ UNESP-Campus de Ilha Solteira - Depto. de Engenharia Mecânica – Eng. Mecânico pela UNESP - Campus de Ilha Solteira e pós-graduando na mesma instituição de ensino.

⁴ UNESP – Campus de Ilha Solteira. Departamento de Engenharia Mecânica.

INTRODUÇÃO

O processamento mecânico de ligas metálicas no estado pastoso (tixoconformação), fase sólida de estrutura globular circundada pela fase líquida, somente começou a ser usado para a produção industrial após 10 anos de pesquisa que iniciou na década de 70.⁽¹⁾ As propriedades mecânicas das peças tixoconformadas, como a resistência à tração, são melhores do que as peças fundidas (estruturas dendríticas).⁽²⁾

A pasta reofundida, material pastoso obtido diretamente do estado líquido, possui características de um escoamento não-Newtoniano (taxa de deformação não é diretamente proporcional à tensão de cisalhamento) e tixotrópica (diminuição da viscosidade do material quando em movimento).

A força de conformação da pasta metálica de estrutura reofundida ou tixofundida (reaquecimento do material entre as linhas *solidus* e *liquidus*), com um tamanho da fase sólida de $100 \pm 10 \mu\text{m}$, é apreciavelmente menor quando comparado com a conformação a quente do material, uma vez que a fase sólida globular move facilmente na presença de uma fase líquida.⁽²⁾ Como resultado, um menor desgaste do ferramental ocorre, e a peça pode ser fabricada em apenas uma etapa (*single forming step*).

Em geral, a qualidade das peças tixoconformadas depende da viscosidade da pasta metálica reofundida (menor tamanho/fração e distribuição da fase sólida globular no seio da fase líquida) para obtenção de um regime laminar. Esse controle possibilita uma menor turbulência no preenchimento das matrizes em relação à fundição sob pressão. Além disso, menor temperatura de processamento em pastas metálicas é exigida e assim uma maior vida útil das matrizes resulta.

Diversas técnicas são aplicadas para obtenção da estrutura globular, por exemplo, agitação mecânica/magnética; reaquecimento da liga metálica, previamente inoculada, no estado semi-sólido; deformação plástica a frio da estrutura refinada antes do reaquecimento no estado semi-sólido;⁽³⁾ processo SIMA (*Strain Induced Melt Activated*) o qual a liga fundida é deformada a quente para ser em seguida processada no estado semi-sólido;⁽¹⁾ e o processo de resfriamento por canal ou rampa (*Cooling Channel / Cooling Slope Process*). Esta última técnica é empregada neste trabalho e será brevemente analisada abaixo.

Obtenção de Produtos Acabados por Solidificação Rápida Através da Liga Fundida no Estado Pastoso

A obtenção de tiras metálicas laminadas a partir do estado líquido passando para o estado pastoso (reofundição) tem várias vantagens sobre o processamento convencional de laminação a quente/frio, por exemplo, fabricação direta da tira metálica do estado líquido, baixo custo/rigidez do equipamento, economia de espaço, etc... As desvantagens estariam relacionadas à aderência da tira no cilindro e a dificuldade de algumas ligas metálicas formarem uma pasta metálica plástica para a conformação.⁽⁴⁾

Então, esse processamento fornece uma economia de energia comparada aos processos convencionais de fabricação de folhas/tiras metálicas e outros produtos laminados, os quais várias etapas de conformação são requeridas após a obtenção, inspeção e reaquecimento dos lingotes.

Haga e Suzuki,⁽⁴⁾ Haga, Nishima e Suzuki,⁽⁵⁾ Haga,⁽⁶⁾ Lockyer *et al.*,⁽⁷⁾ por exemplo, têm empregado esta técnica para produzir tiras de ligas metálicas tixoconformadas. A liga metálica semi-sólida obtida através do resfriamento contínuo em uma calha (*cooling slope*) produz a pasta semi-sólida que alimenta o laminador. O cilindro inferior arrasta a pasta metálica que vai ser conformada pelo cilindro superior.

Em resumo, esta técnica tem várias vantagens sobre o processamento convencional para obter tiras de ligas metálicas, por exemplo, fabricação direta de tiras do metal fundido, solidificação rápida (granulação fina), pequena força de separação entre os cilindros porque a tensão de escoamento do semi-sólido é menor do que a do metal sólido – não necessitando cilindros de aço acionados por motores robustos para fornecer a potência necessária, e assim baixo custo do equipamento.

Geralmente na tixolaminação, cilindros de aço são substituídos por cilindros de cobre, refrigerados internamente, para produzir um resfriamento rápido da pasta metálica. Isto possibilita uma maior velocidade de processamento e evita a aderência da tira no cilindro durante a fabricação. Maior velocidade do cilindro produzirá uma menor espessura da tira. Este processamento permite obter tiras de espessura maior do que 1 mm a uma velocidade de até 60m/min.⁽⁶⁾

A calha de resfriamento recebe a liga fundida num cadinho (*tundish*), e é resfriada até a condição semi-sólida. A quantidade da fração sólida é em torno de 10-20%. Esta é afetada pelo tempo de contato entre o fundido e a calha de resfriamento, e a temperatura de vazamento. Por exemplo, maior o tempo de contato e menor a temperatura de vazamento, maior será a fração sólida. A microestrutura da tira tixolaminada usando esta técnica é muito fina.⁽⁴⁾

É objetivo desse trabalho, analisar o efeito da composição química das ligas Pb/Sn (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; e 50%Pb-50%Sn) na formação de pastas metálicas para ser conformada mecanicamente para obtenção de tiras metálicas num cilindro duo irreversível. É objetivo também investigar a distribuição dos microconstituintes e trincas superficiais/laterais formadas nas tiras tixolaminadas. Esta abordagem permite estudar a influência do intervalo de solidificação das ligas metálicas empregadas sobre a qualidade/facilidade das tiras obtidas na tixolaminação.

MATERIAL E MÉTODOS

Preparação e Instrumentação do Laminador Duo Irreversível para a Tixolaminação

Um laminador duo foi modificado para laminar tira metálica no estado semi-sólido usando ligas de Pb/Sn (Figuras 1 e 2, e Tabela 1 com a especificação do laminador). Os cilindros foram pintados com grafite coloidal (Dycote Dr 178) para evitar a aderência da tira nas superfícies dos mesmos durante o processamento.



Figura 1. Preparação do laminador.



Figura 2. Operação de vazamento.

Um sistema de resfriamento contínuo tipo chuveiro foi empregado para resfriar a tira metálica para a temperatura ambiente logo após a tixolaminação, Figura 3.



Figura 3. Sistema de resfriamento da tira durante a tixolaminação.

Tabela 1. Dados do laminador.

Potência do motor elétrico		7,5cv; 1735 rpm		
Cilindros	Diâmetro	105 mm		
	Largura	101 mm		
	Material	Aço carbono cementado		
	Velocidade	Marcha	rpm	m/min
		1	46	15
		2	85	28
		3	132	44
		4	195	117

A calha de resfriamento da liga fundida, inclinação de aproximadamente 60°, necessária para produzir o material reofundido, foi instrumentada com 3 termopares colocados a uma distância equidistante de 100mm aproximadamente (Figura 2). O *tundish* está posicionado sobre a calha de resfriamento onde é vazado a liga metálica no estado líquido a uma vazão de $1,1 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$ e a uma distância de 240mm do bocal que recebe o material reofundido, Figura 2.

O bocal, montado em um suporte metálico junto ao cilindro inferior, foi moldado em material refratário com um furo central para posicionar um termopar. Tanto a calha de resfriamento quanto o cilindro foram também revestido com grafite coloidal para evitar qualquer aderência da pasta metálica durante o processamento. Um eletrodo de grafite foi especialmente preparado para encapar um termopar para medir a temperatura do cilindro inferior durante a tixolaminação. Os termopares utilizados foram tipo K (6mm de diâmetro e comprimento de 200mm). Uma interface (Pico TC-08 IMPAC) captura a temperatura versus tempo durante o processamento. Canais 1, 2 e 3 estão posicionados na parte inferior da calha, vide Figura 2. Canal 1, está próximo ao bocal, o 2 intermediário e o 3 junto ao vazamento da liga metálica.

Exame Microscópico

Amostras das tiras tixolaminadas foram cortadas e embutidas em resina epóxi para exame microscópico. Essas amostras foram lixadas, polidas e atacadas com Nital (5ml de HNO_3 e 95ml de álcool etílico).

RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

Variação na Velocidade e Distância entre os Cilindros de Laminação

A liga 60%Pb-40%Sn vazada a 300°C foi usada nos testes iniciais para obter a tira tixolaminada a uma velocidade dos cilindros de 15m/min. Somente um pedaço da tira foi obtido e o restante do material solidificou prematuramente no bocal. A partir de 28m/min obteve-se a tira metálica para distância entre os cilindros de 0,5, 0,7 e 1mm, Figura 4.

Para a distância entre os cilindros de 1mm a tira metálica não foi conformada pelo cilindro superior do laminador, Figura 4a. Somente com a espessura menor de 0,7mm o processo de tixoconformação ocorreu. Defeitos foram observados na região central da tira a medida em que distância entre os cilindros diminuiu e a velocidade aumentou, Figura 4. Estes defeitos de forma para espessuras menor de 0,7mm podem ser atribuídos a falta de paralelismo entre os cilindros. Isto causa um estado de tensão que faz o material do centro se espalhar menos do que o material das bordas da tira resultando num rasgamento central, Figura 4a, b e c. Para velocidades superiores a 28m/min este defeito é acelerado e pedaços da tira são obtidos, Figuras 4c.

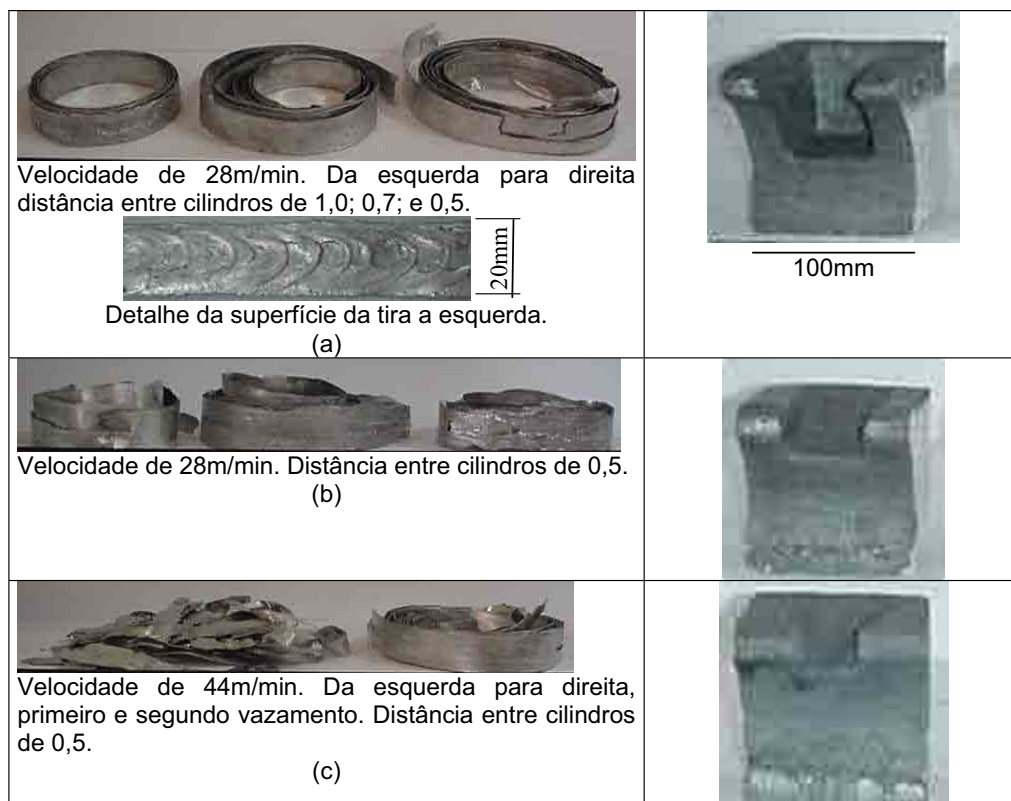


Figura 4. Esquerda: tiras laminadas a diferentes velocidades e distâncias entre cilindros. Direita: bocais empregados para cada situação à esquerda.

Núcleos de solidificação são formados ao longo da calha de resfriamento até o bocal posicionado no cilindro inferior. Este material em contato com a superfície do cilindro forma uma casca sólida de material transportando a pasta metálica sobre a sua superfície para ser conformada pelo cilindro superior, Figura 4a. De acordo com a velocidade do cilindro o material semi-sólido vai sendo agitado e transformando em uma estrutura reofundida em vez de uma estrutura convencional de solidificação. Este ponto será discutido em mais detalhe adiante, durante a análise das microestruturas.

Eskin, Suyitno e Katgerman⁽⁸⁾ definem dois pontos durante a solidificação de um material metálico. O primeiro ponto é definido como coerente. Este ponto a partícula sólida não entra em contato, ou seja, é separado pela fase líquida e o material se comporta como uma lama/pasta metálica. No ponto rígido, o material obtém as características de um material sólido uma vez que se inicia o contato entre as fases sólidas. A partir deste ponto o comportamento mecânico é parecido com o comportamento a quente de um material sólido.⁽⁹⁾ Então desde o vazamento da liga, o material durante a tixolaminação atravessa esses pontos rapidamente e quanto maior for o intervalo de solidificação, maior a distância relativa entre esses pontos que podem causar defeitos de fabricação que serão analisados a seguir.

O próximo passo, portanto foi usar uma distância entre os cilindros de 0,7mm e um novo bocal projetado para fornecer um fluxo de pasta metálica contínuo, isto é, com mínimo de turbulência.

Fabricação das Tiras Metálicas Tixolaminadas de 0,7mm de Espessura

Ligas de Pb/Sn (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; 50%Pb-50%Sn) respectivamente com intervalos de solidificação de 75°C, 56°C e 31°C de acordo com o diagrama de fase, foram tixolaminadas para abertura entre os cilindros de 0,7mm. A liga 70%Pb-30%Sn foi vazada a 350°C e as outras ligas a 300°C. Estas ligas transformam do estado líquido para o sólido sobre uma ampla faixa de temperatura obtendo respostas diferentes durante o processamento, Figura 5.

O caminho provável para obter uma tira 70%Pb-30%Sn de boa qualidade, seria aplicar uma inoculação da liga metálica antes do vazamento. Isto produziria uma aproximação entre os pontos coerente e rígido para a produção de uma pasta metálica plástica de uma liga de elevado intervalo de solidificação. Realmente, ambos uma estrutura de grão fino e fundição controlada (sem grande gradiente de tensão e temperatura) evitam o surgimento de trincas a quente, Eskin, Suyitno e Katgerman.⁽⁸⁾ Segundo esses autores, a trinca a quente ocorre no último estágio da solidificação para a fração de volume do sólido acima de 85-95%.

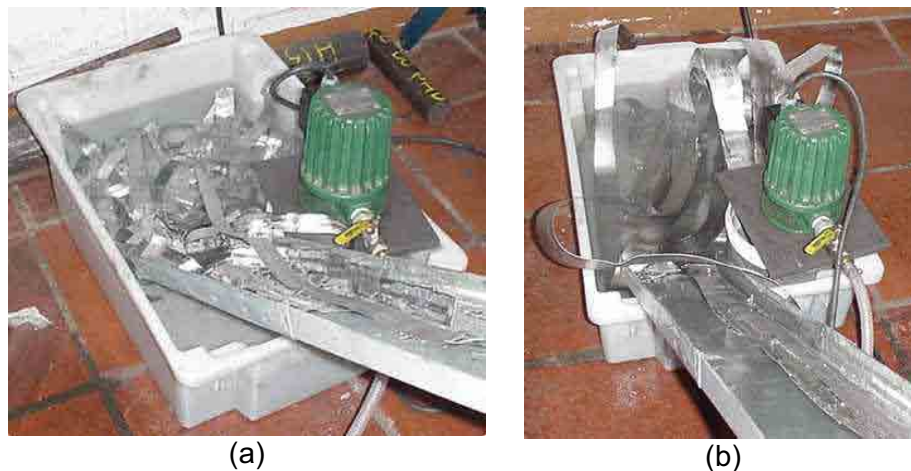


Figura 5. Produto final da tixolaminação da liga de 70%Pb-30%Sn vazada a 350°C mostrando muitos pedaços/lascas de tiras (a). Uma tira contínua é formada para a liga 50%Pb-50%Sn vazada a 300°C.

Temperaturas Envolvidas no Processamento

O posicionamento dos termopares ao longo das partes do aparato experimental possibilitou mapear a temperatura durante o processamento. A Figura 6 mostra o perfil obtido para a liga 50%Pb-50%Sn, por exemplo. Observa-se o aumento progressivo da temperatura do cilindro atingindo um valor de 69°C ao final da operação (50s). Assim, o gradiente térmico vai diminuindo gradativamente, e teoricamente a passagem da lama para a pasta metálica e esta para o material sólido é mais suave. Então, tensões e deformações induzidas entre as fases sólida e líquida durante este percurso vão ser eventualmente diminuídas. As deformações produzem trincas a quentes e torna-se irreversível no processamento, Figura 5a.

Então, quando o material da calha de resfriamento é recebido pelo bocal, nesse espaço, a liga metálica passa por diferentes comportamentos mecânicos devido a diferentes morfologias (lama, pasta e sólido). Assim, diferentes modelos de abordagem podem ser aplicados para estudar o comportamento do material durante a tixolaminação.

O resfriamento durante o processamento pode ser caracterizado como primário (material percorrendo a calha de resfriamento a uma vazão de $1,1 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{s}$) e secundário (junto ao cilindro inferior do laminador). Este último causa um forte gradiente térmico da lama/pasta metálica formando uma microestrutura fina. Acredita-se que a liga 50%Pb-50%Sn se encontra nesta última fase ligeiramente abaixo do ponto de temperatura rígido enquanto as ligas 70%Pb-30%Sn e 60%Pb-40%Sn se encontram ainda próximo ao ponto coerente onde uma pasta metálica é formada. A deformação da pasta metálica é muito crítica podendo ocorrer trincas a quente e se propagando entre um filme de líquido que separa a fase sólida.

Após a saída do material dos cilindros, o material já está sólido e resfriado rapidamente por um chuveiro, vide Figura 3.

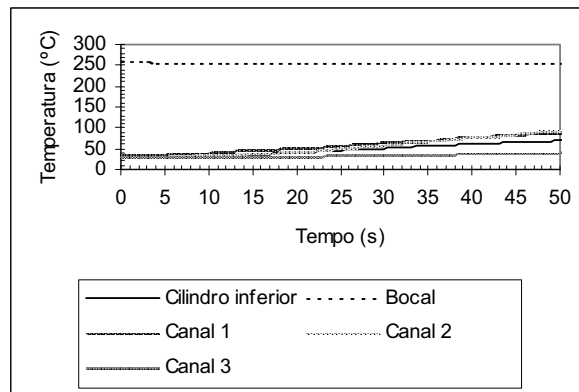


Figura 6. Evolução da temperatura durante a operação de tixolaminação para a liga 50%Pb-50%Sn.

Microestruturas da Tira Tesfriada Rapidamente

A observação das microestruturas é feita na seção transversal das tiras obtidas. Solidificação rápida ocorre no início e ao final do processamento sem a conformação da tira pelo cilindro superior devido à falta de material suficiente, Figura 7.

A Figura 7a (liga 70%Pb-30%Sn) mostra ramificações dendríticas de chumbo (fase α) formadas rapidamente junto ao cilindro inferior do laminador. Em direção a parte superior da tira, a formação dendrítica dá origem a estruturas lamelares eutéticas descontínuas. De fato, ocorreu uma fragmentação dendrítica na parte superior da tira, indicando uma agitação entre as fases sólidas e líquidas durante o percurso da tira ao longo do cilindro inferior. Típica de uma estrutura reofundida. Então nesta mesma tira, pode-se evidenciar os dois tipos de estruturas: fundição convencional e reofundida.

A Figura 7b (liga 60%Pb-40%Sn) mostra uma estrutura hipoeutética com partículas sólidas primárias pouco compacta (fase α) dispersa entre eutéticos caracterizando a incompleta destruição das dendritas. Realmente, a fase α parece não ser tão compacta, pois mostra conter pontos de fase β no seu interior que tende a facilitar a sua desintegração. Esta deformação da estrutura pode ser atribuída ao menor comprimento dendrítico em relação à liga anterior devido ao menor intervalo de solidificação.

A Figura 7c (liga 50%Pb-40%Sn) mostra uma dispersão ao acaso e mais homogênea das fases presentes, estrutura eutética Pb-Sn com finas dispersão da fase α rica em chumbo. Esta fase muito fina tende a espalhar e se confundir com a fase eutética. Esta característica de morfologia possibilita a tixolaminação de tira metálica de melhor qualidade devido ao melhoramento da plasticidade da pasta metálica, como pode ser visto na Figura 8.

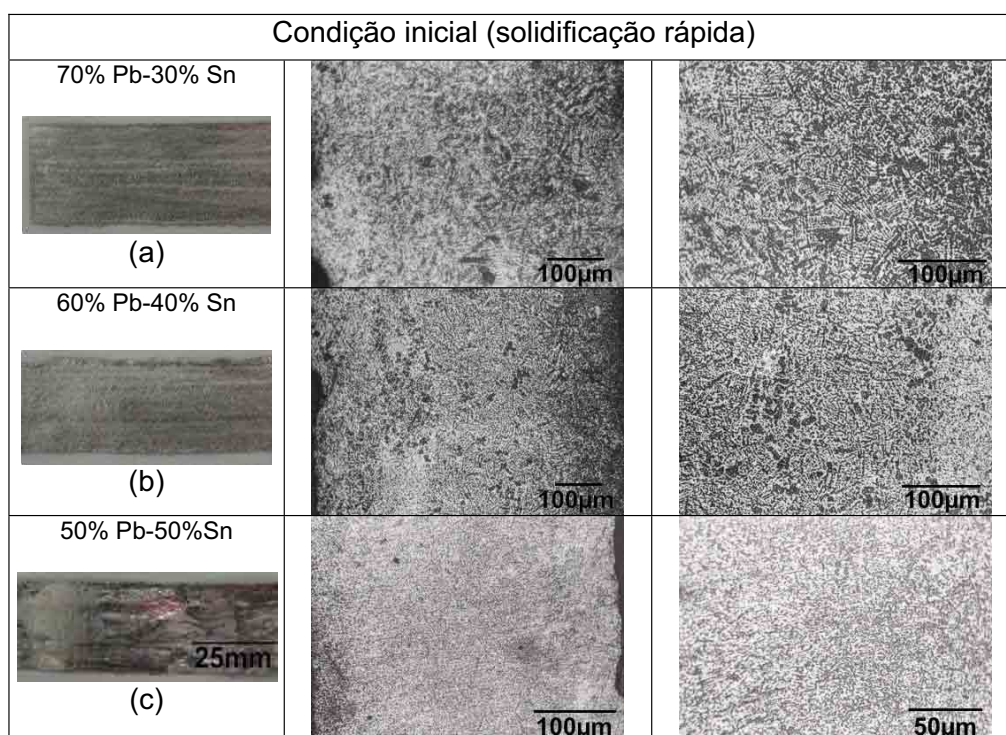


Figura 7. À esquerda: fotografias do topo das tiras resfriadas rapidamente logo no início de processamento. À direita: microestrutura ao longo da espessura da tira e no centro.

Microestruturas da Tira Tixo laminada

A qualidade da tira tixoconformada e a microestrutura obtida são mostradas na Figura 8. As tiras que tem maior intervalo de solidificação (70%Pb-30%Sn e 60%Pb-40%Sn) apresentam a aresta trincada e assim mais difícil de ser obtidas por este processo, vide Figura 5a. Este defeito estaria relacionado ao espalhamento lateral da tira durante a tixolaminação. As pastas metálicas com pouca plasticidade para redistribuir o estado de tensão de tração atuante nessa direção, formam pedaços de tira.

Observa-se que estruturas dendríticas são quebradas pelo estado de tensão de compressão durante a tixoconformação. A fase α rica em chumbo é preferencialmente nucleada junto ao cilindro inferior (cilindro de solidificação). As fases estão dispersas formando colônias (manchas brancas e pretas) visíveis ao longo da seção transversal para as ligas 60%Pb-40%Sn e 50%Pb-50%Sn. Essas estruturas são formadas desde o início do processo, vide Figura 7, e acentuadas durante a conformação plástica da pasta metálica. De fato, o estado de tensão de compressão na espessura da tira e o de tração em direção a aresta da tira e a alta temperatura de deformação acentuam este fenômeno. Esta falta de distribuição por igual das fases podem produzir tiras de comportamento anisotrópico e prejudicar a posterior conformação plástica desse material. A plasticidade das pastas metálicas pode também estar relacionada com a distribuição morfológica dessas colônias. As microestruturas eutéticas regulares sendo substituídas pela formação de zonas esferoidais finas de fase α e β , tornam a pasta metálica com maior característica tixotrópica. Estas zonas induzem a superplasticidade do material durante a tixolaminação e defeitos são minimizados, vide Figura 5.

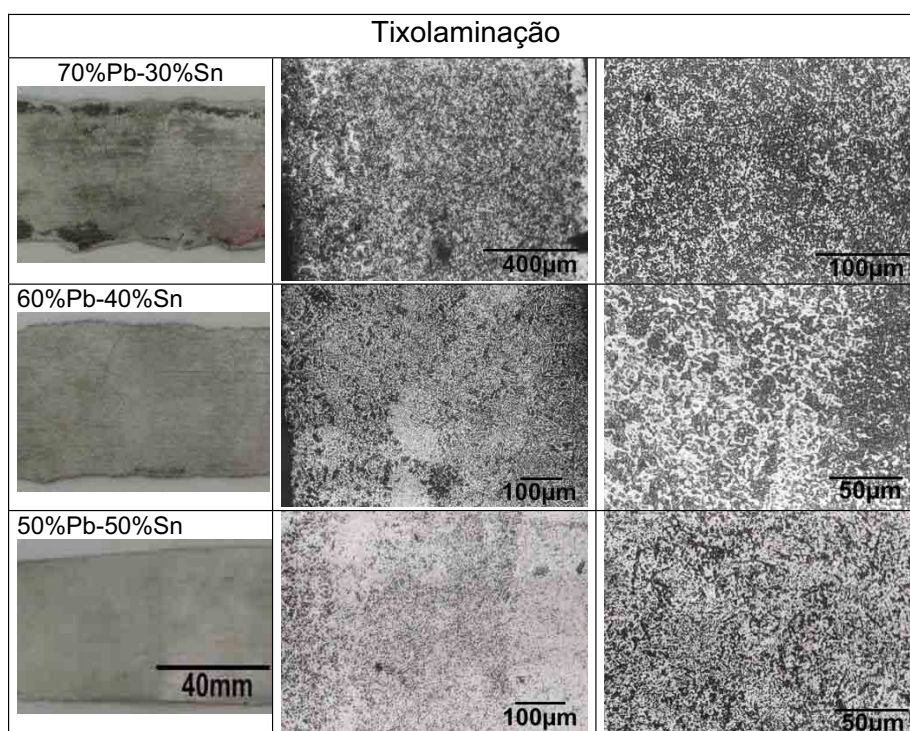


Figura 8. Esquerda: fotografias superficiais das tiras tixolaminadas. Direita: micrografias mostram a distribuição dos micro-constituintes após o processamento para cada liga empregada.

CONCLUSÃO

Granulação fina tende a evitar os defeitos observados, então uma inoculação antes do vazamento deve ser feita para obter uma tira tixolaminada de boa qualidade.

A velocidade dos cilindros deve ser controlada para evitar uma solidificação prematura da liga e evitar elevados gradientes térmicos que induzem trincas a quente.

Para tixolaminar tiras de pequena espessura menor de 0,5mm, neste laminador, o afastamento entre cilindros deve apresentar um bom paralelismo.

O tipo de bocal e liga metálica é importante para obter uma tixolaminação contínua. Este processamento de obtenção de tiras metálicas pode competir com o laminador tipo trem de tiras onde motores potentes e estruturas rígidas são necessárias.

Agradecimentos

Aos técnicos da Oficina da UNESP-Campus de Ilha Solteira (Depto. de Eng. Mecânica) Sr. Marino e Sr. Edvaldo pelo suporte técnico. Somos muito gratos a Cookson Eletronics Brasil e Foseco pelas ligas e grafite coloidal utilizadas respectivamente neste trabalho. Prof. Edmar pelo uso do Pico TC-08 IMPAC. Sr. Valdeir e Prof. Del Rio pelas fotografias digitais. Ao meu amigo Niel pela revisão do Abstract.

REFERÊNCIAS

- 1 KENNEY, M.P., COURTOIS, J.A., EVANS, R.D., FARRIOR, G.M., KYONKA, C.P. and KOCH, A.A. Semi solid metal casting and forging. In: **ASM Handbook**, 1991, p.327-338.
- 2 KOPP, R. and SHIMARA, H. State of R&D and future trends in semi-solid manufacturing, In: **Proceedings of the 7-th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites**, Tsukuba, Japan, 2002, p. 57-66.
- 3 LIMA-FILHO, A.d.P. and NAGATA, C. Processing and characterization of thixoextruded metallic slurries. In: **Proceedings of the 7-th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites**, Tsukuba, Japan, 2002, p. 551-556.
- 4 HAGA, T. and SUZUKI, S. A high speed twin roll caster for aluminum alloy strip. **Journal of Materials Processing Technology**, p. 291-295, 2001.
- 5 HAGA, T., NISHIYAMA, T. and SUZUKI, S. Stri casting of A5182 alloy using a melt drag twin-roll caster. **Journal of Materials Processing Technology**, p. 103-107, 2003.
- 6 HAGA, T. Semisolid strip casting using a twin roll caster equipped with a cooling slope. **Journal of Materials Processing Technology**, p. 558-561, 2002.
- 7 LOCKYER, S.A., YUN MIN, H., HUNT, J.D. and EDMONDS, D.V. Microstructural defects in thin sheet twin roll cast aluminium alloys. **Materials Science Forum**, p. 367-372, 1996.
- 8 ESKIN, D.G., SUYITINO and KATGERMAN, L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. **Progress in Materials Science**, p. 629-711, 2004.
- 9 KIUCHI, M. and SUGIYAMA, S. Mashy-state of aluminum alloys and cast irons. In **Annals of the CIRP**, p.259-262, 1991.

LAMINAÇÃO DE TIRAS METÁLICAS NO ESTADO SEMI-SÓLIDO COM ALTO INTERVALO DE SOLIDIFICAÇÃO

A. d. P. Lima Filho¹, M. I. Yamasaki¹, L. A. Ono¹, S. C. d. Santos¹
Av. Brasil – Centro – no. 56, Ilha Solteira – SP- Brasil – CEP. 15385-000
padua@dem.feis.unesp.br

¹UNESP – Campus de Ilha Solteira – Departamento de Engenharia Mecânica

RESUMO

O objetivo deste trabalho é estudar o fluxo da pasta metálica durante a produção de tiras metálicas usando a liga 70%Pb-30%Sn através da tixolaminação e sob condições de solidificação rápida. O procedimento experimental foi realizado num laminador duo modificado e instrumentado para o processamento. A Velocidade dos cilindros e temperaturas de vazamento foram investigadas, e os defeitos das tiras analisados. Tiras tixolaminadas e resfriadas rapidamente a partir de elevadas temperaturas produziram os piores defeitos. A tira obtida por solidificação rápida, mas processada a baixa velocidade dos cilindros e a menor temperatura de vazamento resultaram numa superfície rugosa sem trincas. A sua laminação posterior no estado sólido melhorou o acabamento superficial, mas buracos foram observados ao longo das bordas da tira. Isto indica que óxido/escória tem sido transportado durante processamento e destacados durante a laminação. As tiras metálicas foram caracterizadas pela análise macrográfica/micrográfica e pela rugosidade média superficial ao longo da largura da tira.

Palavras-chave: tixolaminação, reofundição, tiras metálicas, solidificação rápida, ligas de Pb-Sn

INTRODUÇÃO

A idéia básica de obtenção de tiras diretamente do estado líquido, isto é solidificação não convencional, foi concebido pelo Sir Henry Bessemer em 1865 ⁽¹⁾ o qual impulsionou a Revolução Industrial através do Conversor Bessemer em 1850 pela produção de aço em larga escala, barateando seu custo.

A obtenção de tiras metálicas não convencionalmente tem sido estudada ao longo dos últimos vinte anos para competir: 1. com o lingotamento contínuo (cuja taxa de resfriamento varia de aproximadamente de 0,5 a 3°C/s ⁽²⁾); e 2. com os laminadores trens os quais representam 90% dos produtos conformados mecanicamente ⁽³⁾. Em geral, a placa fundida no lingotamento contínuo tipicamente requer 8 cadeiras de laminação para redução a quente de placas de 150mm a 200mm de espessura para obter um produto com espessura de 3 a 5 mm. Este processo requer uma quantidade de energia razoável, rigidez da gaiola do laminador, espaço físico e manutenção periódica dos equipamentos.

Assim, a obtenção de tiras metálicas a partir do estado líquido oferece uma grande economia de capital e custos de operação aliada à alta produtividade (taxa de resfriamento de 1500-2000°C/s ⁽⁴⁾ e 1000°C/s ⁽⁵⁾) desde que a qualidade da tira seja no mesmo padrão da tira laminada a quente. Neste contexto, os cilindros são feitos de cobre e refrigerado a água ^(5, 6).

Basicamente podem ser listados seis tipos de processos aplicados para a obtenção de tira metálica através da solidificação não convencional, citados por Li e Thomas (1996) ⁽⁷⁾: 1. cilindro único (*Single roll*); 2. laminador duo (*Two high mill*); 3. laminador duo com correia metálica cintada no cilindro inferior (*Single belt*); 4. correias metálicas conjugadas (*Twin belt*); 5. roda cintada (*Wheel-belt*); e 6. deposição por spray (*Spray deposition*).

Por exemplo, Cramb e Rollet (2001) ⁽⁴⁾ relataram o desenvolvimento de tiras de aço usando o processo cilindro único. Lima Filho e Yamasaki (2006) ⁽⁸⁾ e Lima Filho e et al (2006) ⁽⁹⁾ usaram o laminador duo para estudar a obtenção de tiras metálicas empregando ligas de Pb-Sn. Spinelli et al (2000) ⁽¹⁰⁾ aplicaram o processo de laminador duo para obtenção de tiras de aço inoxidável AISI 304 e desenvolveram uma metodologia para calcular o coeficiente de transmissão de calor na interface entre tira e cilindros. Haga (2001) ⁽⁶⁾ analisou os processos aplicando o laminador duo e laminador duo com correia metálica cintada no cilindro inferior para estudar os

efeitos sobre as ligas de alumínio (1050, Al-1%Si, Al-2%Si, Al-4%Si, Al-6%Si). Kammer (1999) ⁽¹¹⁾ mostrou a aplicação industrial de tiras de alumínio por correia conjugada e as principais tecnologias aplicadas na fundição contínua de tiras.

Industrialmente a obtenção de tiras metálicas não-ferrosas (ligas de Al 1xxx, 3xxx, 5xxx e 8xxx) a partir do estado líquido já é uma realidade (Menet 2001) ⁽⁵⁾. Os cilindros são revestidos com grafite coloidal para prevenir adesão da tira metálica na superfície dos mesmos e agindo como lubrificante criando uma interface entre os cilindros e o metal. Esta superfície é importante para uma modelagem matemática do processo para prever a qualidade da estrutura de solidificação da tira fundida ^(4, 5, 7, 10).

Li e Thomas (1996) ⁽⁷⁾ descreveram brevemente o efeito das condições do processamento da tira fundida de aço sobre a qualidade obtida: 1. velocidade de rotação do cilindro; 2. profundidade da poça metálica em contato com o cilindro de solidificação; 3. revestimento; 4. super-aquecimento da liga metálica; 5. ponto de separação da tira, 7. espessura e material da parede do cilindro. Assim, este trabalho tem como objetivo estudar os parâmetros de processamento aplicando o laminador duo e caracterizar as tiras tixolaminadas e fundidas de alto intervalo de solidificação (75 °C) do sistema Pb-Sn (70%Pb-30%Sn).

MATERIAIS E MÉTODOS

Preparação e instrumentação do laminador duo

Um laminador duo foi preparado com uma calha de vazamento e de resfriamento para obtenção de tiras metálicas diretamente do estado líquido, Figura 1. A liga hipoeutética 70%Pb – 30%Sn com intervalo de solidificação de 75 °C foi utilizada neste trabalho, não necessitando cilindros de cobre refrigerados a água devido a sua baixa temperatura de processamento. Os cilindros de aço foram pintados com grafite coloidal (Dycote Dr 178) para evitar a aderência da tira nas superfícies dos mesmos durante o processamento.

A calha de vazamento foi instrumentada com três termopares. Os termopares estão posicionados da seguinte forma: Termopar 1 logo abaixo da operação de vazamento, Termopar 2 intermediário e Termopar 3 próximo ao bocal. Estes estão espaçados 100 mm aproximadamente.

O bocal é pré-aquecido para evitar a solidificação da poça metálica semi-sólida junto ao cilindro inferior durante o processamento e sua temperatura é monitorada por um termopar. A evolução da temperatura do cilindro inferior também é acompanhada por um termopar o qual é encapsulado numa camisa de grafite.

A temperatura de vazamento (T_v) é medida antes do processamento por um termopar de imersão. Todos os termopares utilizados são do tipo K de 6 mm de diâmetro e 200 mm de comprimento.

Um sistema de aquisição de temperatura completa a instrumentação do aparato experimental, formado por uma interface (Pico TC-08 IMPAC) que captura as temperaturas versus tempo durante o processamento. Um microcomputador 133MHz Pentium IBM com 48Mb de RAM, armazena os dados da interface através do software Pico-Log.



Figura 1. Vista geral do laminador duo e acessórios (a); e da calha de vazamento com os três termopares posicionados (b).

Fabricação da tira metálica

A liga 70%Pb-30%Sn foi preparada e fundida na temperatura de 400°C e 350°C para aplicar o refinador de grão para este tipo de liga ⁽¹²⁾ (enxofre a 0,4% do peso da liga fundida) antes da tixolaminação para um espaçamento entre cilindros de 0,7 mm (Processo *Two-high mill*). Os cilindros apresentam diâmetro e largura respectivamente de 105 mm e 101 mm. A velocidade (V_c) utilizada foi de 0,46 m/s.

Um outro cadinho foi usado para fundir a liga a 350 °C sem aplicar o refinador de grão. Neste caso, a tira metálica foi obtida somente pelo contato com o cilindro

inferior do laminador (Processo *Single roll*) para ser laminada posteriormente no estado sólido para comparar com a tixolaminação. A velocidade dos cilindros (V_c) neste caso foi de 0,25 m/s. A laminação no estado sólido caracteriza um trabalho a quente, pois a liga utilizada apresenta uma temperatura homóloga em torno de 0,5 devido a sua baixa temperatura de fusão.

Exame microscópico

Amostras das tiras tixolaminadas foram cortadas e embutidas em resina epóxi para exame microscópico. Essas amostras foram lixadas, polidas e atacadas com Nital (5ml de HNO_3 e 95ml de álcool etílico).

Medida da rugosidade

Um rugosímetro digital marca Mitutoyo SJ-201 que apresenta uma faixa de leitura de 0,01 μm a 75 μm foi usado para medir as ondulações superficiais das tiras processadas em diferentes condições (1. tixolaminada; 2. solidificada rapidamente; e 3. solidificada rapidamente seguida da laminação no estado sólido) pela profundidade de perfil máximo.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Perfis das curvas de temperatura obtidas no processamento

Figura 2 mostra os perfis das curvas de temperatura versus tempo durante o processamento. A temperatura do cilindro aumenta durante o processamento devido a sua baixa condutibilidade térmica relativa, para as duas situações apresentadas. Isto é atribuída a boa interface formada entre a tira/cilindro de solidificação resultando numa eficiente troca de calor.

O aumento da temperatura dos cilindros naturalmente pode reduzir a sua vida útil e alterar a microestrutura da tira metálica. Assim, cilindros de cobre que apresentam maior condutibilidade térmica são viáveis quanto se tratar de liga de maior ponto de fusão e garantir uma microestrutura uniforme.

Termopares 2 e 3 apresentam praticamente as mesmas temperaturas e maiores do que o Termopar 1, indicando que quanto mais próximo do bocal que mantém a poça de material semi-sólido maior é a temperatura. A temperatura do bocal permanece constante evitando a pré-solidificação do material semi-sólido.

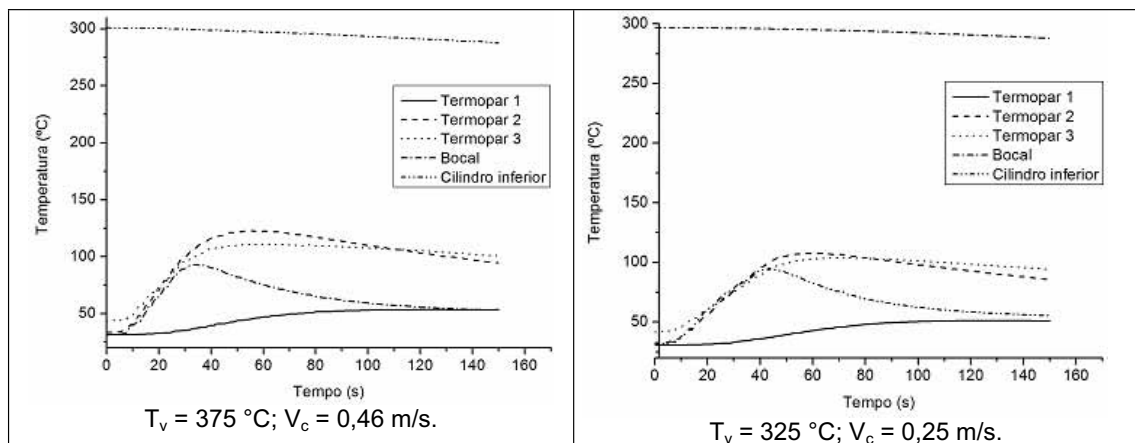


Figura 2. Perfis das temperaturas obtidas durante a fabricação da tira.

Efeito da alta temperatura de vazamento sobre a qualidade da tira

A liga 70%Pb-30%Sn vazada a elevada temperatura (375 °C) não formou uma espessura suficiente de material semi-sólido para ser conformada para abertura entre cilindros de 0,7 mm devido a sua elevada fluidez, Figura 3. Então, esta tira somente foi resfriada pelo cilindro inferior a uma velocidade dos cilindros (V_c) de 0,46 m/s. Quanto maior a velocidade dos cilindros e fluidez do semi-sólido, maior é a troca de calor na interface tira/cilindro e menor a espessura da tira, consistentes com observações de Li e Thomas (1996) ⁽⁷⁾.

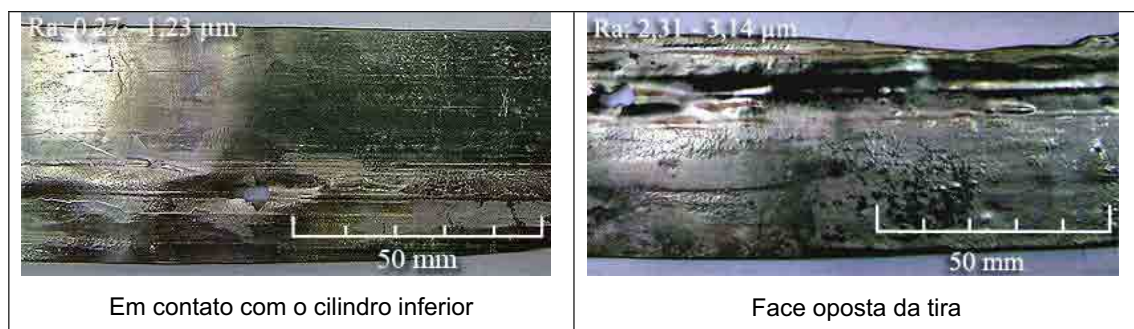


Figura 3. Tiras solidificadas rapidamente com as respectivas variações das rugosidades média (R_a).

O material dessa forma se espalha sobre o cilindro inferior, dificultando obter uma bitola de acordo com o bocal que mantém a poça semi-sólida. Trincas a quente e porosidade são formadas preferencialmente nas bordas da tira, vide Figura 3. Como resultado, uma tira fundida com vários defeitos não pode ser recuperada e usada posteriormente.

Redução da temperatura e velocidade de processamento

Figura 4 mostra as fotografias da matéria prima, das tiras obtidas com as suas rugosidades médias (R_a) e micrografias nas condições: tixolaminadas, solidificadas rapidamente e laminadas a quente.

A liga 70%Pb-30%Sn foi inoculada com enxofre e vazada para a tixolaminação a uma velocidade de 0,46 m/s na temperatura de 294 °C. A tira assim processada apresentou trincas nas bordas e transversais a direção de tixolaminação. Estes defeitos não poderão ser eliminados e ocorre a perda total da tira.

Neste caso, pressupõe-se que a solidificação da tira não se completou totalmente antes de ser conformada pelo cilindro superior, gerando trincas a quente. Por outro lado, o enxofre (0,4% em peso da liga fundida) como agente nucleante, não foi eficiente para produzir uma pasta metálica plástica para ser conformada.

Assim, o ângulo entre o bocal e o cilindro em relação ao plano horizontal (ângulo de entrada) deve ser maior para aumentar o contato do material pastoso e assim provocar a total solidificação da tira metálica antes de entrar na zona de conformação dos cilindros. Um contato sólido-sólido é fundamental neste caso, em vez do contato líquido-sólido para a conformação mecânica deste tipo de liga com alto intervalo de solidificação.

Por outro lado, a liga vazada a 325 °C e processada a uma velocidade do cilindro de 0,25 m/s (Processo *Single Mill*) não apresentou trincas superficiais e teve sua largura em média de 25 mm a 31 mm aproximadamente a do bocal de acoplamento (23 mm). A pequena variação na espessura (1,1 a 1,3 mm) não é um problema para a posterior laminação a quente, Figura 4.

Realmente, a liga 70%Pb-30%Sn apresenta uma temperatura homóloga em torno de 0,5 na temperatura ambiente e a laminação posterior caracteriza um trabalho a quente. A laminação a quente reduziu a rugosidade média (R_a) da tira, Figura 4.

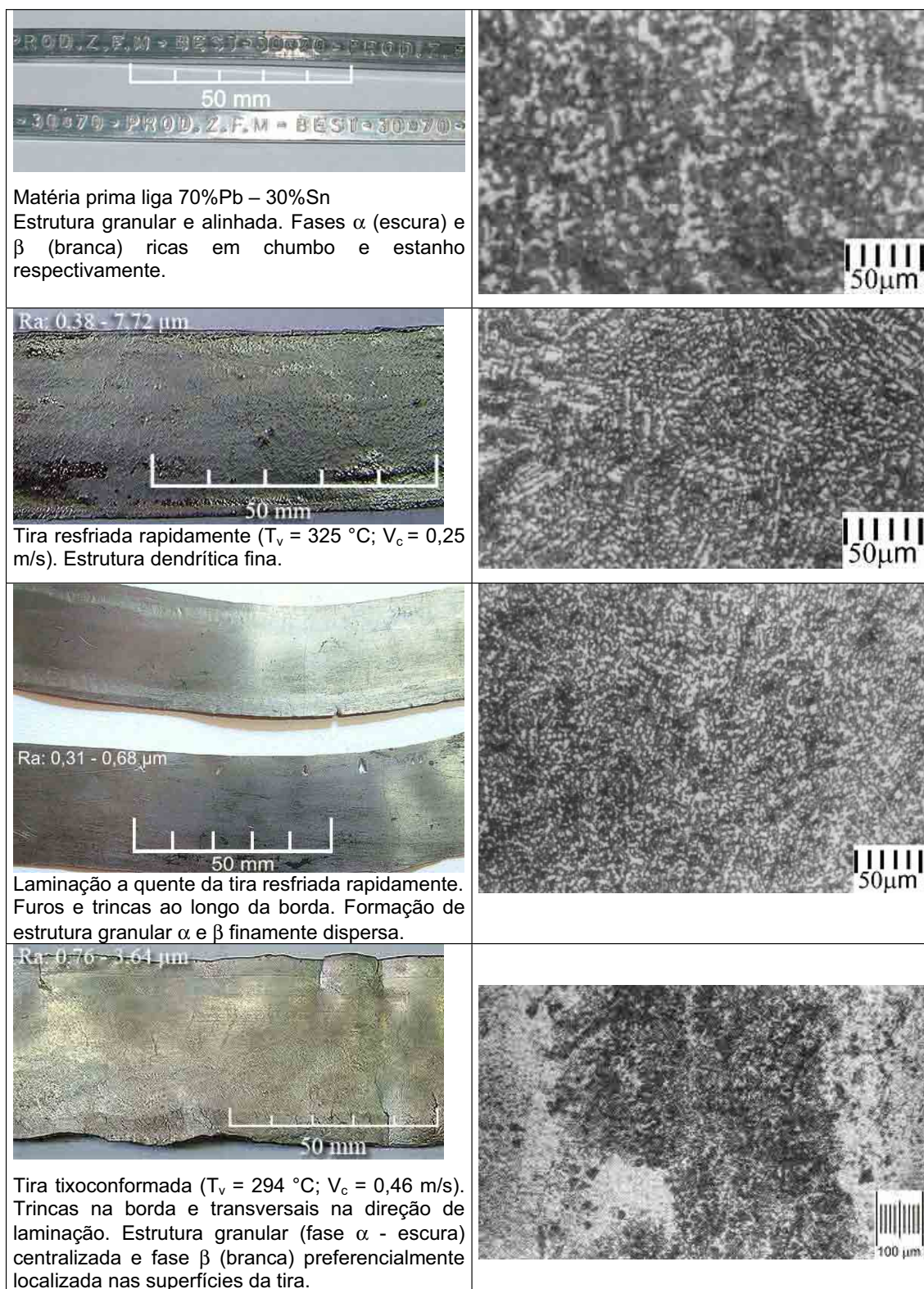


Figura 4. Matéria prima e tiras obtidas em diferentes situações como indicada. Amostras metalográficas analisadas ao longo da espessura da tira.

Então, pode-se concluir que o controle da fluidez e velocidade dos cilindros é importante para obter tiras solidificadas rapidamente com controle dimensional e isenta de defeitos superficiais aparentes.

Microestrutura das tiras processadas

Bom contato na interface tira/cilindro possibilitou uma boa troca de calor. Além disso, após passar pela cadeira de laminação, a tira metálica sofreu também um resfriamento rápido através de um chuveiro posicionado na saída do laminador até a temperatura ambiente, vide Figura 1a. Assim, uma microestrutura muito fina foi obtida para todas as tiras quanto comparada com a matéria prima, Figura 4.

Devida à elevada taxa de resfriamento, a estrutura da tira solidificada rapidamente apresentou espaçamentos dendríticos finos com os ramos primários variando de 10 μm a 20 μm , obtidos pelo microscópio óptico. Ramo dendrítico secundário também é observado, Figura 4.

A simulação da laminação a quente diminui a rugosidade superficial como descrito no item anterior. A estrutura dendrítica foi substituída por uma estrutura mais refinada e uniformemente distribuída ao longo da espessura como mostrada na Figura 4. Como resultado, um aumento da resistência mecânica e menor grau de anisotropia planar da tira metálica devem ocorrer.

Então, tiras de ligas metálicas de elevado intervalo de solidificação devem ser obtidas através do resfriamento rápido pelo cilindro inferior (Processo *Single roll*) e conformada a quente em linha numa outra cadeira de laminação.

Microsegregação por ação mecânica é evidente nas ligas tixoconformadas, Figura 4. Com a predominância da fase branca (fase β rica em Sn) na superfície de ambos os lados da tira ao longo da largura e o eutético fino posicionado na região central. Esta microsegregação foi devido à ação mecânica de compressão fornecida pelos cilindros do laminador. A falta de distribuição uniforme dos microconstituintes pode alterar as propriedades mecânicas/químicas das tiras assim obtidas.

Assim, segregação na linha central e superficial, e falta de uniformidade do tamanho dos grãos ao longo da espessura da tira, são problemas que devem ser controlados na produção para as tiras tixoconformadas, Figura 4.

Defeitos superficiais das tiras laminadas a quente

Figura 5 mostra a tira laminada a quente com furos com geometria triangular de diferentes tamanhos ao longo da borda, indicando a preferência de localização das inclusões na fabricação da tira resfriada rapidamente. Estes defeitos podem ser atribuídos às inclusões, provavelmente óxido de chumbo, obtidas durante a fabricação da tira e posicionadas preferencialmente nesta região.

Em geral, óxidos e escórias se aglomeram na superfície do bocal que mantém uma poça metálica junto ao cilindro inferior que alimenta a cadeira de laminação de material no estado de lama/pastoso para obter a tira metálica seja pelo processo *Single roll* ou *Two-high mill*.

Naturalmente, maior a temperatura de vazamento, maior a tendência em se formar óxidos na superfície da poça metálica. O controle da inclusão (óxido/escória) antes da obtenção da tira fundida é fundamental para posterior conformação mecânica da tira. Assim, óxidos e escórias devem ser eliminados antes da produção da tira metálica fundida através de uma filtragem eficiente.



Figura 5. Furos de geometria triangular de diversos tamanhos dispostos ao longo da borda da tira após a simulação da laminação a quente.

CONCLUSÃO

Ligas de alto intervalo de solidificação não podem ser tixolaminadas. Assim, a solução seria obter tiras solidificadas rapidamente destes materiais, mas isenta de escória para ser encaminhados em linha a um laminador duo para ser laminadas a quente para posterior redução e acabamento superficial. Assim combinaria uma máquina de produção de tiras solidificadas rapidamente com uma cadeira de laminação a quente. O tratamento termo-mecânico poderia ser feito levando a uma ampla variedade das propriedades sem modificar a composição química da liga metálica.

AGRADECIMENTOS

Nossos agradecimentos ao Sr. Valdeir Antonio Rodrigues, Sr. Elias Santos do Amaral e Prof. Dr. Edson Del Rio Vieira pelas fotografias empregadas neste trabalho. Aos técnicos Sr. Marino Teixeira Caetano e Sr. Edvaldo Silva de Araújo da Oficina Mecânica da UNESP – Campus de Ilha Solteira. Sr. Sílvio Luis Agostini e Sr. Lourenço Nampo da Cookson Eletronics Brasil pelas ligas Pb/Sn. Ao Sr. Fábio Cássio da Foseco Industrial e Comercial Ltda pelo grafite coloidal. Prof^a. Edmar Maria Lima Lopes pelo uso do Pico TC-08 IMPAC e Prof. Hidekasu Matsumoto pelo uso do rugosímetro. Ao meu amigo Nielsen Kann pela revisão do Abstract.

REFERÊNCIAS

1. BESSEMER, H. U. S. Patent, Report No. 49053, 1865.
2. GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. d.; CHEUNG; N. **Lingotamento contínuo de aços**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2006. 320p.
3. KALPAKJIAN, S. **Manufacturing process for engineering materials**, 3. ed., Addison-Wesley, Menlo Park, California, 1997. 400p.
4. CRAMB, A. W; ROLLET, A. Strip casting: Anticipating new routes to steel sheet. Pittsburg: U.S. Department of Energy, 2001. (AISI/DOE Technology Roadmap Program Office. Sponsor TBD Report no. 9707).
5. MENET, P. Y.; BASSON, F.; MAIWALD, K.; CAYOL, R.; BOSH, M. Strip casting technology: a key to product quality. In: INTERNATIONAL MELT QUALITY WORKSHOP, Madrid, 2001, [s.l.]: [sd], 2001.
6. HAGA, T. Semi-solid roll casting of aluminum alloy strip by melt drag twin roll caster. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 111, p. 64-68, 2001.
7. LI, G.; THOMAS, B. G. Transient thermal model of the continuous single-wheel thin-strip casting process. *Metallurgical and Materials transactions B*, v. 27B, n. 3 p. 509-525, 1996.
8. LIMA FILHO, A. d. P.; YAMASAKI, M. I. Evaluation of strip rolling directly from the semi-solid state. In: International Conference Semi Solid Processing of alloys and Composites, 9th, 2006, Busan, Korea.

9. LIMA FILHO, A. d. P.; YAMASAKI, M. I.; SANTOS, S. C. d.; ONO, L. A. Estudo experimental da tixolaminação de tiras metálicas. In: Congresso Anual da ABM, 61º, 2006, Rio de Janeiro. Anais... São Paulo: ABM, 2006, p. 1112-1122, 1 CD/room.
10. SPINELLI, J. E.; TOSETTI, J. P. V.; BENEDUCE NETO, F.; SANTOS, C. A. d.; SPIM JUNIOR, J. A.; GARCIA, A. Correlação entre parâmetros térmicos e microestrutura de solidificação em tiras produzidas pelo processo twin-roll IPT-SP. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS TÉRMICAS, 8,, 2000, Porto Alegre. ENCIT 2000. Porto Alegre: Universidade Federal Rio Grande do Sul, 2000.
11. KAMMER, C. Continuous casting of aluminium. Brussels: Talat – Training in Aluminium Application Technologies, 1999. (27 p. (Talat Lecture 3210).
12. CAMPOS FILHO, M.P; DAVIES, G. J. **Solidificação e fundição de metais e suas ligas**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos; São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 1978. 246p.

ROLLING OF METALLIC STRIP IN THE SEMI SOLID STATE WITH HIGH SOLIDIFICATION INTERVAL

ABSTRACT

The aim of this work is to study the metallic mush/slurry flow during the production of metallic 70%Pb-30%Sn alloy strip by thixorolling under conditions of rapid solidification. The experimental procedure used a two-high mill modified and instrumented for the processing. Roll speed and alloy pouring temperatures were investigated, and product defects analyzed. Strip thixorolled and rapidly solidified from high temperatures produced the worst flaws. Strip rapidly solidified but processed at low roll speed and pouring temperature resulted in a rough surface without cracks. Further rolling at the solid state improved the surface finishing but some holes were then observed along the strip edges. This indicates that oxide/slag had been transported during processing and detached during the rolling. Metallic strips were characterized by macrograph/micrograph analysis and average surface roughness along the strip width.

Key-words: thixorolling, rheocasting, metallic strips, rapid solidification, Pb-Sn alloys



4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação

Estância de São Pedro, 15 a 18 de abril de 2007

TIRAS METÁLICAS OBTIDAS POR SOLIDIFICAÇÃO RÁPIDA

Márcio Iuji Yamasaki

UNESP – Universidade Estadual Paulista - Depto. de Engenharia Mecânica, Ilha Solteira,
miyamasaki@gmail.com

Antonio de Pádua Lima Filho

UNESP - Universidade Estadual Paulista - Depto. de Engenharia Mecânica, Ilha Solteira,
padua@dem.feis.unesp.br

Suelen Cristina dos Santos

UNESP - Universidade Estadual Paulista - Depto. de Engenharia Mecânica, Ilha Solteira,
su_mec@hotmail.com

Leandro Akita Ono

UNESP - Universidade Estadual Paulista - Depto. de Engenharia Mecânica, Ilha Solteira,
le.ono@terra.com.br

Resumo: A laminação de tiras metálicas a partir do estado semi-sólido é um processo de fabricação recente, que apresenta inúmeras vantagens com relação ao processamento convencional. Com base nesse contexto o trabalho desenvolvido envolve uma análise experimental desse novo processo de fabricação. Uma adaptação do laminador duo foi feita para a obtenção de tiras metálicas diretamente do estado líquido usando ligas de 70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; e 50%Pb-50%Sn. O acabamento superficial e a microestrutura das tiras fundidas foram investigados. Os defeitos foram analisados no sentido de obter uma tira de boa qualidade.

Palavras-chave: Tixolaminação, Reofundição, Solidificação rápida, Tiras metálicas.

1. INTRODUÇÃO

O processamento mecânico das ligas metálicas no estado pastoso começou a ser aplicado para a produção industrial ao final dos anos 80 [1]. Esse tipo de processamento conhecido como tixoconformação (*thixoforming*) tem substituído os processos convencionais de fabricação de componentes metálicos no campo metalúrgico e ganhando credibilidade no que se diz respeito à melhoria de qualidade com redução dos custos de produção, devido, basicamente, à eliminação de etapas no processamento. Dentro desta ideologia, encontra-se o processo *Twin-Roll* (laminador duo) para a fabricação de tiras diretamente a partir do metal líquido [1]. Produtividade, rendimento e qualidade são os principais requisitos necessários para atender essa nova tecnologia.

A produção de chapas metálicas de aço diretamente do estado líquido é viável e vem sendo pesquisada [2]. Entretanto, a idéia de laminar uma chapa metálica diretamente a partir do metal líquido foi idealizada inicialmente por Sir Henry Bressemer [3], inventor da moderna siderurgia.

A laminação de tiras metálicas a partir do processo *Twin-roll* empregando ligas de alumínio tem sido pesquisada recentemente por Haga e Suzuki [4-5]; Haga [6]; Lockyer et al. [7]; Lima Filho e Yamasaki [8]; Lima Filho *et al* [9]. Essa técnica utiliza uma calha (*cooling-sloop*), onde o metal líquido é vazado de modo que por transferência de calor metal/calha, a liga atinge o estado semi-sólido. As tiras são então tixolaminadas no laminador duo [4-9].

Embora as vantagens reconhecidas do processo *Twin-roll* são de grandes atrativos na indústria moderna, por outro lado existem particularidades tais como: limitações relativas aos tipos de ligas a serem laminadas, necessidades de tecnologia aplicada à extração de calor do sistema e quantidade de variáveis envolvidas para obter o produto desejado [4, 5, 6].

Entretanto, a necessidade de aperfeiçoamento e desenvolvimento da nova tecnologia é de grande importância para a aplicação industrial. Existem basicamente seis processos não convencionais para obtenção de tiras metálicas: 1. cilindro único (*Single roll*); 2. laminador duo (*Two high-mill*); 3. laminador duo com correia metálica cintada no cilindro inferior (*Single belt*), 4. correias metálicas conjugadas (*Twin belt*); roda cintada (*Wheel-belt*); e 6. deposição por spray (*Spray deposition*) [10].

Devido à importância desse processo, o trabalho desenvolvido, tem como objetivo analisar os dados experimentais na solidificação rápida de tiras metálicas de ligas de Pb/Sn (70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; e 50%Pb-50%Sn).

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 Adaptação do laminador duo para obtenção de tiras fundidas

As modificações necessárias no laminador duo constam de um sistema de resfriamento da liga metálica no estado líquido, um bocal de alimentação e uma calha de recebimento da tira no estado sólido (Figura 1). As características do laminador duo empregado são mostradas na Tabela (1). A distância entre os cilindros do laminador foi ajustada para obter a tira fundida.



Figura 1. Laminador duo adaptado para o experimento (a). Operação de vazamento (b).

Tabela 1. Configurações do laminador.

Potência do motor elétrico		7,5cv; 1735 rpm		
Cilindros	Diâmetro	105 mm		
	Largura	101 mm		
	Material	Aço carbono cementado		
	Velocidade	Marcha	rpm	m/s
		1	46	0,25
		2	85	0,46
		3	132	0,73
		4	195	1,95

A calha de resfriamento é construída de chapa de aço de baixo carbono, suficiente para a troca de calor com o meio ambiente para produzir o material pastoso nas ligas 70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; e 50%Pb-50%Sn. Na parte superior da calha de resfriamento, um recipiente tipo funil (*tundish*) construído de grafite foi usado para realizar a operação de vazamento de maneira uniforme (Figura 1b).

Um reservatório (bocal) acoplado no cilindro inferior tem a função de armazenar o material semi-sólido. Este reservatório foi feito de material refratário para minimizar a troca de calor com o ambiente e assim evitar a solidificação do material pastoso durante o processamento. A parte externa do reservatório recebeu um suporte de aço, com o objetivo de facilitar a intercambiabilidade do mesmo. Isto tem permitido testar diversos tipos de bocais.

Na região de saída dos cilindros, uma calha foi construída para sustentar a tira metálica após o processamento. Um sistema de refrigeração utilizando chuveiro de água permitiu resfriar a tira, facilitando o seu manuseio na temperatura ambiente.

2.2. Revestimento dos cilindros e calha de resfriamento

Os cilindros do laminador e calha de resfriamento foram pintados com grafite coloidal (Dycote DR 178) para evitar qualquer possibilidade de aderência da pasta metálica. A calha de resfriamento necessária para a obtenção do semi-sólido foi posicionada com um ângulo de inclinação de aproximadamente 60°, determinada experimentalmente, de acordo com a fração de sólido adequado (10 a 20%) [2], de modo a obter uma fluidez suficiente da liga e impedir a solidificação prematura no interior do bocal.

2.3 Bocal de acoplamento junto ao cilindro inferior

O bocal acoplado no cilindro inferior para manter uma poça do material reofundido foi construído de um material refratário de alta porosidade o qual recebeu uma grossa camada de grafite coloidal (Dycote DR 178). Esta camada facilitou a remoção do material fundido do bocal e o seu uso posterior. A poça do material reofundido no interior do bocal foi mantida pelo pré-aquecimento e o seu monitoramento através de um termopar posicionado no seu interior.

2.4 Instrumentações para a tixoconformação das tiras metálicas

O monitoramento da temperatura da liga durante todo o processo de tixolaminação é medida através de cinco termopares tipo K (6 mm de diâmetro e comprimento de 100 e 200 mm) dispostos na calha de resfriamento (Termopar 1 – superior, Termopar 2 – intermediário e Termopar 3 – inferior da calha), no bocal e na superfície do cilindro inferior (Figura 1b). Uma interface de aquisição (Pico TC-08 IMPAC) registra a temperatura versus tempo durante todo o processo. Um microcomputador 133MHz Pentium IBM com 48Mb de RAM, armazena os dados através do software Pico-Log.

2.5 Preparações metalográficas

As amostras foram embutidas em resina, lixada, polida e atacada com Nital (95ml de álcool etílico e 5ml de HNO₃).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Evolução da temperatura durante o processamento

Os cilindros de laminação usados na solidificação rápida são feitos de cobre [2 – 4] devido a elevadas taxas de resfriamento (1000-2000 °C/s) [2, 10]. Isto evita a aderência da tira

superaquecida na superfície dos cilindros através do fenômeno do molhamento. Os cilindros de cobre podem ser resfriados internamente com água ou outro fluido refrigerante para obter maior troca de calor.

Neste experimento, com a baixa temperatura de processamento das ligas empregadas e a pintura dos cilindros de laminação (aço) por grafite coloidal como já mencionado não ocorreu aderência do material no cilindro de aço e as tiras foram obtidas. Figura 2 mostra o perfil térmico durante o processamento.

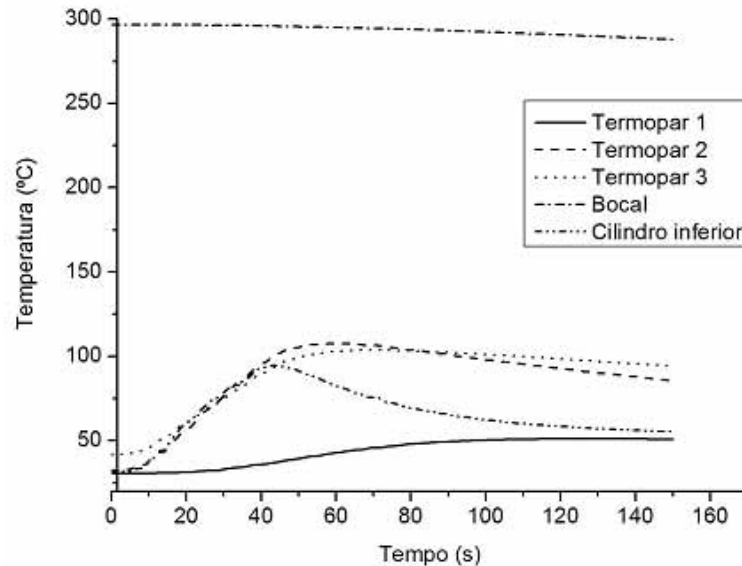


Figura 2. Evolução térmica durante o processamento para a temperatura de vazamento 300 °C.

3.2 Efeitos do intervalo de solidificação sobre a qualidade da tira tixoconformada

A liga 70%Pb-30%Sn (intervalo de solidificação de 75 °C) apresenta uma tixoconformação não contínua quando comparada com a liga 50%Pb-50%Sn (intervalo de solidificação de 75 °C), Figura 4. Então, maior o intervalo de solidificação maior a dificuldade de obter tiras tixolaminadas sem defeito: trincas superficiais e laterais. Este é um parâmetro importante para este processamento. De fato, quanto maior for o intervalo de solidificação mais trincas a quente são formadas entre as ramificações dendríticas e uma pasta metálica plástica para a tixolaminação não é formada, compare as Figuras 4a e 4b.

3.3 Formação da superfície superior e inferior da tira metálica

O material obtido da nucleação de sólido sobre o cilindro inferior forma uma casca sólida de material que carrega a pasta metálica sobre a sua superfície para ser conformada pelo cilindro superior figura 3c. O tipo de bocal e consequentemente a profundidade da poça semi-sólida são fundamentais na formação da superfície superior da tira. Assim, o material semi-sólido vai sendo agitado e transformando em uma estrutura reofundida em vez de uma estrutura convencional de solidificação. Bom contato entre o cilindro inferior e o material semi-sólido produziu uma superfície lisa, ou seja, copiando o acabamento do cilindro.

3.4 Micro estrutura da tira resfriada rapidamente

Figura 5 mostra as micrografias da secção transversal das tiras obtidas por solidificação rápida, causando a degeneração da estrutura lamelar eutética com a formação globular fina das fases α (escura) e β (brancas) ricas em chumbo e estanho respectivamente. À medida que aproxima do

ponto eutético obtém-se uma granulação mais fina devido ao menor intervalo de solidificação da liga. Isto possibilitaria uma maior homogeneização dos microconstituintes ao longo da espessura da tira para uma posterior conformação mecânica. O grau de anisotropia planar diminuiria com esta microestrutura finamente dispersa (Figura 5).

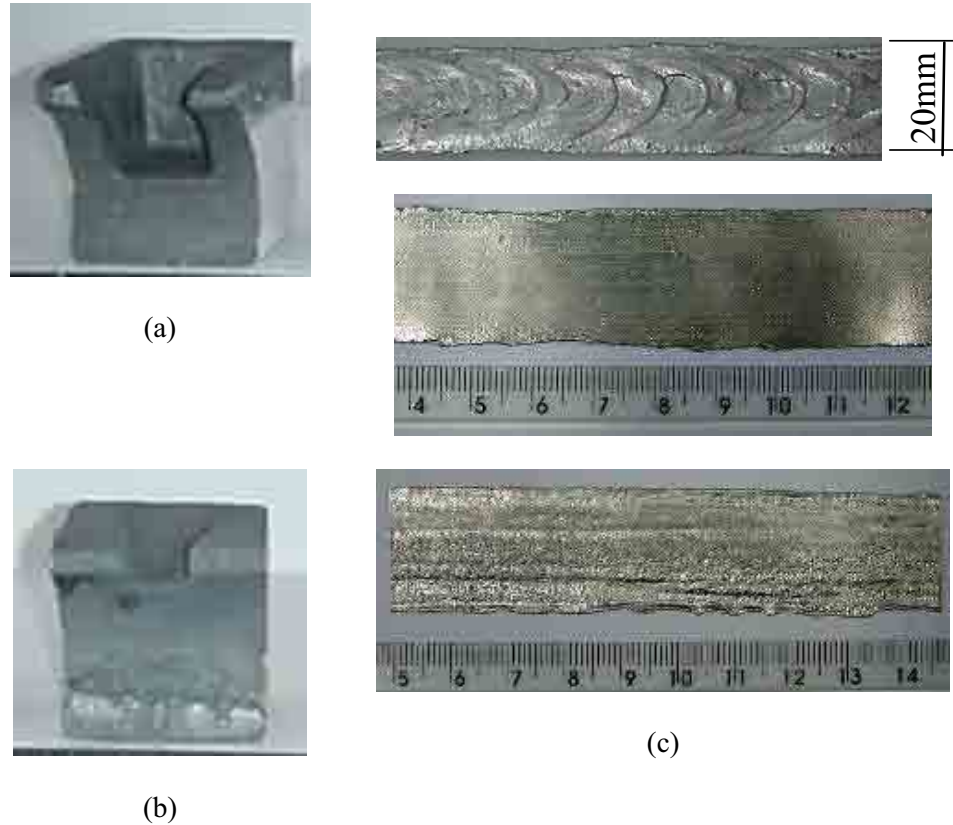


Figura. 3. Bocais de acoplamento (largura 90 mm, altura 100 mm e profundidade 85 mm) junto ao cilindro inferior (a) e (b); Detalhes da superfície superior (superfície rugosa) e inferior (superfície lisa) da tira não conformada (c).



Figura 4. Produto final da tixolaminação da liga de 70%Pb-30%Sn vazada a 350°C mostrando muitos pedaços/lascas de tiras (a). Tira contínua é formada para a liga 50%Pb-50%Sn vazada a 300°C (b).

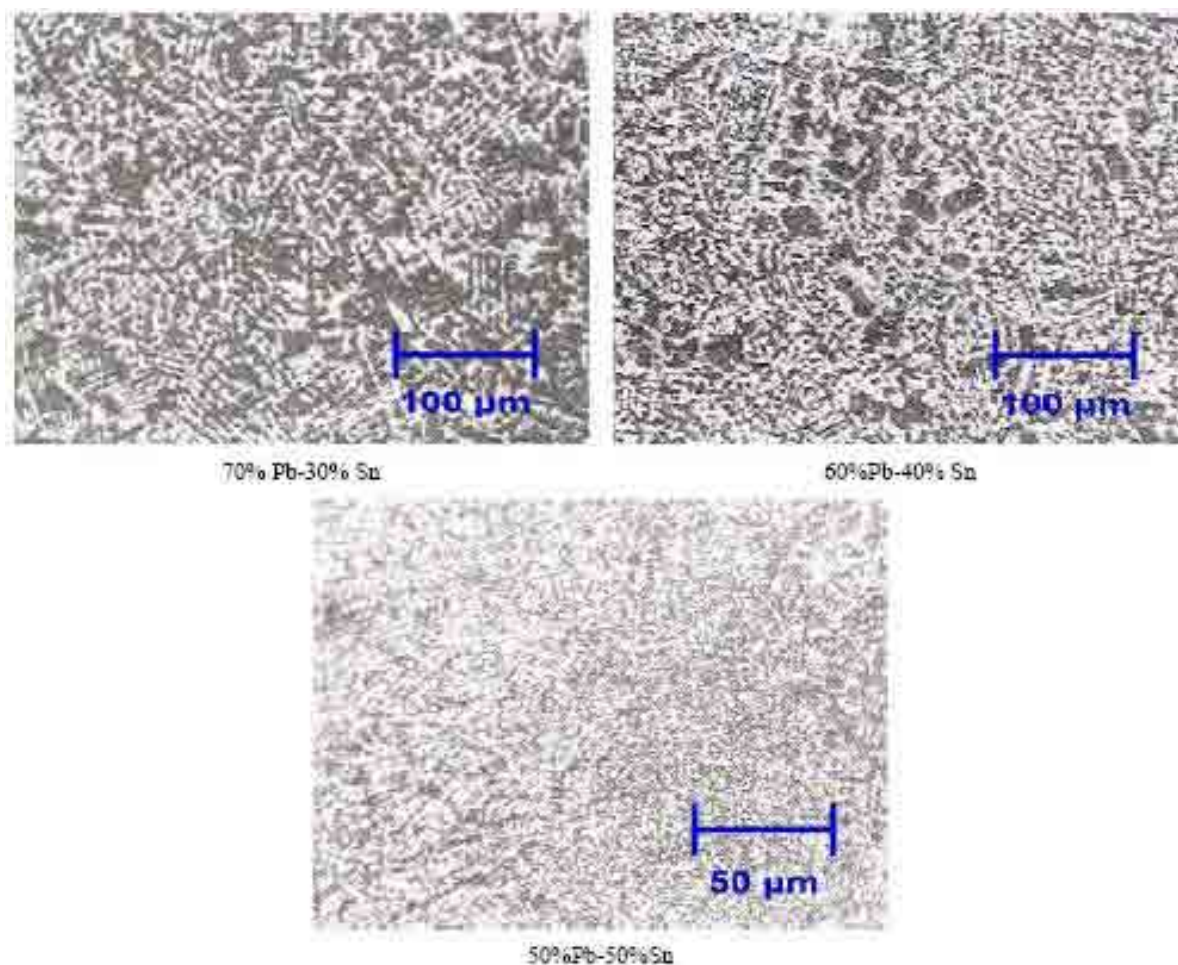


Figura 5. Micrografias das seções transversais das tiras solidificadas rapidamente. Esta falta de distribuição por igual das fases pode produzir tiras de comportamento anisotrópico e prejudicar a conformação plástica posterior deste material.

A plasticidade das pastas metálicas pode também estar relacionada com a distribuição morfológica dessas colônias. As microestruturas eutéticas regulares sendo substituídas pela formação de zonas esferoidais finas de fase α e β , tornam a pasta metálica com maior característica tixotrópica. Estas zonas induzem a superplasticidade do material durante a tixolaminação e defeitos são minimizados, vide Figura 4.

4. CONCLUSÃO

A quantidade variada de fatores envolvidos pode gerar inúmeros defeitos na tira laminada como trincas superficiais e laminação não contínua.

A dificuldade de controle do processo para a obtenção do produto desejado são fatores que restringem ainda esse método de fabricação.

O aperfeiçoamento e desenvolvimento tecnológico deste novo processo de fabricação em escala industrial possibilitam eliminação de etapas intermediárias da laminação convencional e alta produtividade aliada à economia de custo e espaço físico.

5. AGRADECIMENTOS

Aos técnicos da Oficina da UNESP-Campus de Ilha Solteira (Depto. de Eng. Mecânica): Sr. Marino e Sr. Edvaldo pelo suporte técnico. Somos muito gratos a Cookson Eletronics Brasil e Foseco pelas ligas e grafite coloidal utilizadas respectivamente neste trabalho. Prof. Edmar pelo uso do Pico TC-08 IMPAC. Sr. Valdeir e Prof. Del Rio pelas fotografias digitais.

6. REFERENCIAS

1. Hendricks, C. (1995), Strip casting technology – A revolution in the steel industry, in: Metallurgical Plant and Technology International, vol. 18, no. 3, pp. 42-49.
2. CRAMB, A. W., ROLLET, A. Strip casting: Anticipating new routes to steel sheet. Pittsburg: U.S. Department of Energy, 2001. (AISI/DOE Technology Roadmap Program Office. Sponsor TBD Report no. 9707).
3. H. Bessemer, US Patent no. 409,053, (1865)
4. HAGA, T. and SUZUKI, S. A high speed twin roll caster for aluminum alloy strip. Journal of Materials Processing Technology, p. 291-295, 2001.
5. HAGA, T., NISHIYAMA, T. and SUZUKI, S. Strip casting of A5182 alloy using a melt drag twin-roll caster. Journal of Materials Processing Technology, p. 103-107, 2003.
6. HAGA, T. Semisolid strip casting using a twin roll caster equipped with a cooling slope. Journal of Materials Processing Technology, p. 558-561, 2002.
7. S.A Lockyer, H. Yun Ming, J.D. Hunt and D. V. Edmonds. Microstructural defects in thin sheet twin roll cast aluminium alloy. Materials Science Forum. VI. 217-222, Part 1, 367-372, 1996.
8. Lima Filho, A. d. P., Yamasaki, M. I. Evaluation of strip rolling directly from the semi-solid state. Diffusion and Defect Data, Solid State Data. Part A, Defect and Diffusion Forum. 2006. pp. 433-436.
9. Lima Filho, A. d. P., Yamasaki, M. I., dos SANTOS, S. C., ONO, L. A. Estudo experimental da tixolaminação de tiras metálicas. In: 61º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro 24 a 27 de julho de 2006. pp.
10. LI, G., THOMAS, B. G. Transient thermal model of the continuous single-wheel thin strip casting process. Metallurgical and Materials transactions B, Vol. 27B, No. 3 (June), 1996, pp. 509-525

METALLIC STRIPS ACHIEVED FROM RAPID SOLIDIFICATION

Márcio Iuji Yamasaki

UNESP - São Paulo State University - Department of Mechanical Engineering, Ilha Solteira,
miyamasaki@gmail.com

Antonio de Pádua Lima Filho

UNESP - São Paulo State University - Department of Mechanical Engineering, Ilha Solteira,
padua@dem.feis.unesp.br

Suelen Cristina dos Santos

UNESP - São Paulo State University - Department of Mechanical Engineering, Ilha Solteira,
su_mec@hotmail.com

Leandro Akita Ono

UNESP - São Paulo State University - Department of Mechanical Engineering, Ilha Solteira,
le.ono@terra.com.br

Abstract: *The rolling of metallic strips from the semi-solid state condition is a process of recent manufacture, which presents countless advantages regarding the conventional processing. On basis of this context the developed work involves an experimental analysis of this new process of manufacture. An adaptation of the rolling mill duo was done for the thixoforming of the metal strips using alloys of 70%Pb-30%Sn; 60%Pb-40%Sn; and 50%Pb-50%Sn. The finish of the strips was investigated. The defects were analyzed in the sense of obtaining a strip of good quality.*

Key words: *Thixorolling, Rheocasting, Rapid solidification, Metallic strips.*

OBTENÇÃO DE TIRAS METÁLICAS ATRAVÉS DA SOLIDIFICAÇÃO RÁPIDA¹

Leandro Akita Ono²
Antonio de Pádua Lima Filho³
Márcio Iuji Yamasaki⁴
Suelen Cristina Santos⁵

Resumo

O foco deste trabalho de pesquisa é o estudo do fluxo de pasta metálica durante a tixolaminação de tiras da liga 70%Pb-30%Sn com espessura variando de 0,5 mm a 1,0 mm. O procedimento experimental usa um laminador duo construído no Departamento de Engenharia Mecânica/UNESP-Campus de Ilha Solteira. A velocidade do laminador é controlada para obter um ótimo arraste da pasta/lama metálica quando ela é puxada pelo cilindro inferior para ser conformada pelo cilindro superior. O laminador é alimentado com liga metálica que tem sido vazada na calha de resfriamento. Esta possibilita um resfriamento contínuo da liga fundida para promover a formação da pasta metálica com a necessária estrutura reofundida para o sucesso da tixoconformação. Foi verificado nos ensaios preliminares, que a liga 70%Pb-30%Sn fundida a 350 °C, diferente da 50%Pb-50%Sn, não forma uma tira contínua. Isto é devido um maior intervalo de solidificação para a primeira (75 °C) em comparação com a última (31 °C). Ligas com maior intervalos de solidificação resultam em dendritas grosseiras as quais dificultam a formação de uma pasta metálica plástica. Neste trabalho, a liga 70%Pb-30%Sn será inoculada com enxofre antes do vazamento, para verificar o efeito do inoculante na plasticidade da pasta metálica. Isto deve possibilitar a obtenção de uma tira contínua desta liga. A tira metálica tixolaminada será caracterizada pela qualidade superficial e micro-constituintes utilizando microscópio óptico e possivelmente microscópio eletrônico de varredura (AMR-CTA).

Palavras-chave: Tixolaminação; Reofundição.

ATTAINMENT OF METALLIC STRAPS THROUGH THE FAST SOLIDIFICATION

Abstract

The focus of this research work is the study of metallic mush/slurry flow during thixorolling of 70%Pb-30%Sn alloy strips with thickness varying from 0.5mm to 1.0mm. The experimental procedure uses a two roll high mill built at the Department of Mechanical Engineering/UNESP- Ilha Solteira Campus. The speed of the mill is controlled to achieve an optimum drag on the mush/slurry as it is pulled at the lower roller and formed at the upper roller. The mill is fed with alloy that has been poured onto a cooling slope. This enables a continuous cooling of the liquid alloy to promote the formation of metallic mush with the necessary rheocasted structure for successful thixoforming. It was verified from preliminary assays, that 70%Pb-30%Sn alloy cast at 350°C, unlike 50%Pb-50%Sn, does not form a continuous strip. This is due to a higher solidification interval for the former (75°C) in comparison with the latter (31°C). Alloys with higher solidification intervals result in coarse dendrites which make it difficult to obtain a plastic mush. In this work, the 70%Pb-30%Sn will first be inoculated with sulfur before pouring, to verify the inoculant's effect on the plasticity of the metallic mush. This should make it possible to obtain a continuous strip from this alloy. The thixorolled metallic strip will be characterized by surface quality and micro-constituent utilizing optical microscopy and possibly scanning electronic microscopy (AMR/CTA).

Key words: Thixorolling; Rheocasted.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² UNESP – Universidade Estadual Paulista - Depto. de Engenharia Mecânica , Ilha Solteira, le.ono@terra.com.br

³ UNESP - Depto. de Engenharia Mecânica , Ilha Solteira, padua@dem.feis.unesp.br

⁴ UNESP –Depto. de Engenharia Mecânica , Ilha Solteira, miyamasaki@aluno.feis.unesp.br

⁵ UNESP -- Depto. de Engenharia Mecânica , Ilha Solteira, su_mec@hotmail.com

1 INTRODUÇÃO

O objetivo do trabalho é laminar tiras metálicas de alto intervalo de solidificação através de um laminador duo irreversível, onde através de uma única laminação obteríamos tiras conformadas, ao contrário do processo convencional que necessitaria de uma cadeia de laminadores. Dessa maneira, o uso desse método seria viável, pois haveria grande economia de energia e espaço físico.

A idéia de laminar uma chapa metálica diretamente a partir do metal líquido, sem reaquecimento foi idealizada inicialmente por Sir Henry Bessemer após realizar alguns experimentos. Bessemer registrou a sua patente em 1857. O interesse dessa tecnologia voltou a ser investigada no início dos anos de 1980 e tem permitido um grande avanço tecnológico no processo, juntamente com a injeção de pastas metálicas.

O processamento de tiras metálicas a partir do estado líquido tem sido adaptado junto aos laminadores de dois cilindros para produzir tiras de ligas metálicas tixotomadas. A liga metálica semi-sólida obtida através do resfriamento contínuo em uma calha (cooling slope) produz a pasta semi-sólida que alimenta o laminador. O cilindro inferior arrasta a pasta metálica que vai ser conformada pelo cilindro superior.⁽¹⁾

Existem quatro possibilidades de utilização do laminador duo, que é esquematizado na Figura 1. Utilizamos a técnica do “single roll”, ou seja, utilizando apenas o cilindro inferior (cilindro de solidificação) para obter tiras solidificadas rapidamente, Figura 2.

A obtenção de tiras diretamente do estado líquido tem várias vantagens sobre o processamento convencional, por exemplo, solidificação rápida (granulação fina), pequena força de separação entre os cilindros porque a tensão de escoamento do semi-sólido é menor do que a do metal sólido – não necessitando cilindros de aço, e assim baixo custo do equipamento. Neste contexto, Garcia⁽²⁾ cita que: “A fabricação de fios ou tiras metálicas diretamente do estado líquido já é uma realidade industrial, tanto na forma de estruturas amorfas quanto na forma cristalina, e seriam de difícil produção convencional em função das limitações de plasticidade de alguns materiais”.

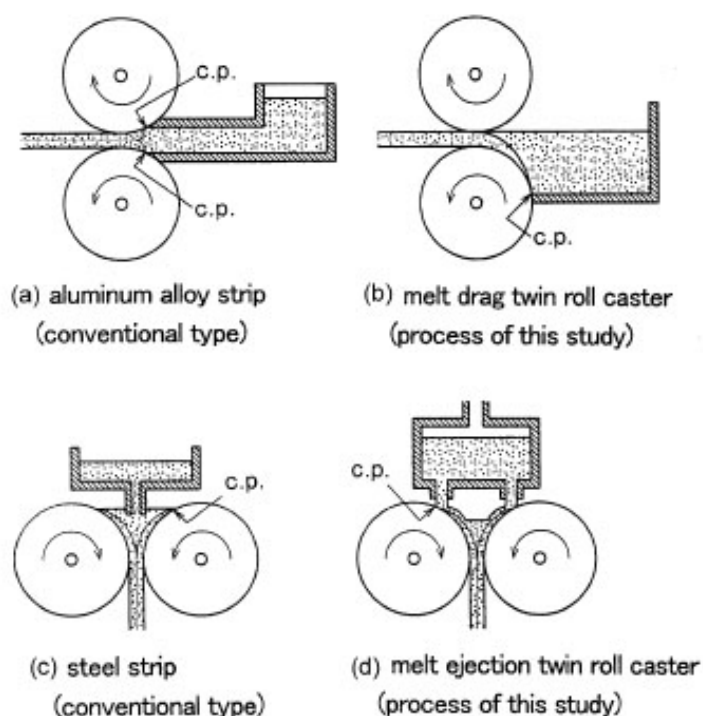


Figura 1. Processo convencional de tiras de liga de alumínio (a); processo de arrasto do fundido pelo laminador duo (b); processo convencional para obter tiras de aço (c); processo de injeção de fundido no laminador duo (d).⁽³⁾

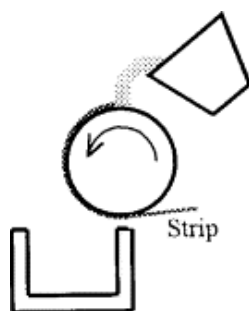


Figura 2. Ilustração do processo utilizando apenas o cilindro inferior “Single Roll” – O fundido é vazado no cilindro e a tira é solidificada.⁽³⁾

Por outro lado, algumas desvantagens podem ser listadas: possível agarramento da tira nos cilindros, limitações das ligas metálicas que podem ser processadas e baixa velocidade dos cilindros.

Geralmente, cilindros de aço são substituídos por cilindros de cobre para produzir um resfriamento rápido da pasta metálica. Isto possibilita uma maior velocidade de processamento e evita a aderência da tira no cilindro durante a fabricação. A maior velocidade do cilindro produzirá uma menor espessura da tira. Este processamento permite obter tiras de espessura maior do que 1 mm a uma velocidade de até 60 m/min.⁽³⁾ O acoplamento é muito simples da calha de resfriamento com os cilindros do laminador, Figura 3. Este acoplamento não necessita nenhuma modificação dos cilindros de laminação. O cilindro inferior do laminador provoca o arrastamento da pasta metálica para ser conformada pelo cilindro superior. A inclinação da calha de resfriamento é 60° e o comprimento de contato entre o metal fundido e a calha de resfriamento é 100 mm.⁽³⁾

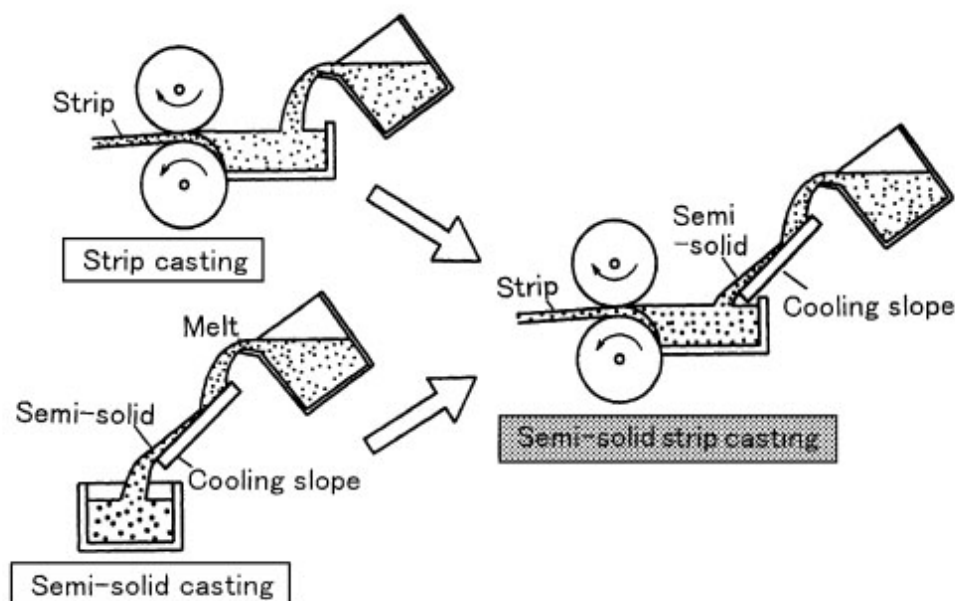


Figura 3. Ilustração esquemática mostrando a combinação da calha de resfriamento com o cilindro de laminação e forma de obter fundido semi-sólido ("semi-solid casting") diretamente da fase líquida (reofundição).⁽³⁾

A microestrutura da tira fundida usando esta técnica é muito fina devido à solidificação rápida imposta pelas condições de processamento que ocorrem durante a laminação do material.⁽¹⁾ O material durante o processamento passa do estado líquido para lama metálica e estado pastoso para ser conformado pelo cilindro superior do laminador. Este processo tem sido denominado de tixolaminação. Outras técnicas de fabricação aplicam uma pressão para melhorar o contato do fundido com os cilindros para obter um melhor acabamento da superfície laminada.⁽⁴⁾

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 4 mostra o laminador duo modificado para o processamento em semi-sólido neste trabalho. A liga 70%Pb-30%Sn foi vazada no *tundish* (bocal que recebe o fundido) onde é escoada através de uma calha de resfriamento para obter o material semi-sólido. Um bocal *nozzle* foi acoplado junto ao cilindro inferior para receber o material proveniente da calha de resfriamento. Três termopares tipo K estão posicionados a partir do *tundish* e espaçados aproximadamente de 100 mm ao longo da calha de resfriamento, o bocal acoplado junto a cilindro tem um termopar tipo K acoplado, bem como o cilindro inferior e o sistema de refrigeração do laminado. Para esse projeto utilizamos a técnica do *Single Roll*, ou seja, laminação feita apenas com o cilindro inferior de maneira a obter tiras resfriadas rapidamente, assim o espaçamento entre os cilindros foi deixado de tal forma que o material pudesse ser resfriado pelo cilindro inferior sem sofrer conformação pelo cilindro superior. A tira é resfriada rapidamente por um chuveiro de água após passar pela cadeira do laminador.



Figura 4: Laminador duo utilizado pelo grupo de pesquisa na obtenção de tiras metálicas.

A taxa de resfriamento e deformação, ou seja, a velocidade dos cilindros pode ser variada para obter a máxima produtividade sem afetar a qualidade da tira. Tabela 1 mostra os dados do laminador modificado para este experimento.

Tabela 1. Dados do laminador.

Potência do motor elétrico		7,5cv; 1735 rpm		
Cilindros	Diâmetro	105 mm		
	Largura	101 mm		
	Material	Aço carbono cementado		
	Velocidade	Marcha	rpm	m/min
		1	46	15
		2	85	28
		3	132	44
		4	195	117

3 RESULTADOS

A Figura 5 mostra o perfil das temperaturas obtidas ao longo do processamento. Observa-se o aumento da temperatura dos cilindros. Isto poderia causar uma modificação microestrutural. Temperaturas maiores da calha de resfriamento são obtidas junto ao bocal (*nozzle*). A Figura 6 mostra a tira obtida.

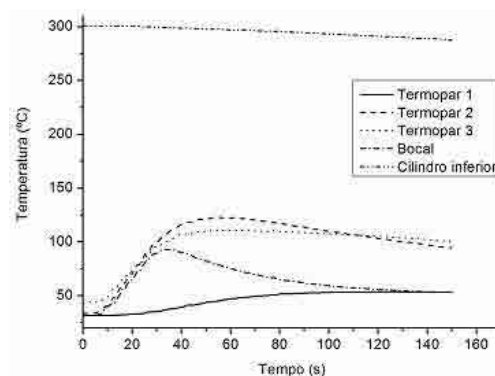


Figura 5. Evolução do perfil térmico ao longo do processamento. $T_v = 375\text{ }^{\circ}\text{C}$ (temperatura de vazamento); $V_c = 0,46\text{ m/s}$ (velocidade dos cilindros).



Figura 6. Tira obtida com os defeitos superficiais.

A Figura 6 mostra alguns defeitos ocorridos durante a laminação, como a formação de imperfeições, trincas e furos. Os furos podem ser formados pela não uniformidade no fluxo de fundido que chega ao laminador, uma vez que, o processo de vazamento do fundido é manual.

4 DISCUSSÃO

Velocidades de solidificação rápida implicam que o calor sensível da liga metálica fundida tem que ser removido mais rapidamente pelos cilindros do que o material sendo processado na máquina de lingotamento. Então, o controle da velocidade superficial dos cilindros pode gerar tiras de diferentes qualidades mecânicas/metalúrgicas.

As trincas observadas na Figura 6 são defeitos que comprometem seriamente a estrutura de peças fundidas e lingotes e podem levar até mesmo a um descarte de volumes significativos de uma produção em série e são geralmente classificadas em trincas frias e gotas quentes (*hot tears*). As trincas frias são provocadas pelas tensões que surgem durante o resfriamento, causadas ou pela resistência do molde ou por restrições à contração de seções mais delgadas ou por seções mais espessas que se resfriam mais lentamente. Essas trincas estão consequentemente relacionadas com a geometria da peça e ao projeto do sistema de fundição.

Um primeiro tipo de gota quente que surge durante o resfriamento da tira se desenvolve em regiões nas quais acontece o estágio final do processo de solidificação e é típico de ligas com grandes intervalos de solidificação.⁽¹⁾ Essas regiões ficam isoladas do líquido e são caracterizadas por dendritas primárias separadas por um filme de metal líquido, e as tensões de contração que acompanham esse final de solidificação podem ser suficientes para a formação desse gênero de trincas.

Nota-se também que a geometria da tira foi próxima da geometria do bocal acoplado ao cilindro, dessa maneira, a tira laminada obteve a mesma largura da saída do bocal.

5 CONCLUSÃO

O grande potencial desse novo processamento é a economia de energia e etapas necessárias à conformação plástica a quente e a frio dos metais e ligas metálicas. Este processamento em um futuro breve poderá substituir o lingotamento contínuo aplicado em produtos ferrosos e não-ferrosos para posterior processamento

termomecânico. Dessa forma, o processamento convencional requer um consumo de grande quantidade de energia, espaço físico para instalação dos laminadores, alto custo de operação e a necessária manutenção periódica.

Para ser competitiva no mercado, pelo menos, a tixolaminação e a solidificação rápida de tiras têm por finalidade produzir uma tira metálica com qualidade metalúrgica igual ou superior ao material laminado a quente.

A contribuição deste trabalho será otimizar o processamento de tiras metálicas obtidas diretamente do estado líquido e capacitar à equipe envolvida a simular outras ligas metálicas de elevadas temperaturas de fusão. Estas serão caracterizadas pela microestrutura, distribuição e tipo de inclusões, propriedades mecânicas e controle geométrico da tira.

A pesquisa ainda em caráter de desenvolvimento mostrou um grande desafio a ser alcançado: Como controlar as variáveis do processo de forma a obter tiras uniformes e com mínimo de defeitos? A resposta é realizar bateria de testes a fim de aprimorar o controle dessas variáveis.

Agradecimentos

Ao Prof. Dr. Antonio de Pádua Lima Filho pela orientação.

Aos técnicos Darcy, Edvaldo, Marino e Ronaldo do Departamento de Engenharia Mecânica pelo suporte técnico durante os ensaios realizados.

Ao Prof. Dr. Edson Del Rio Vieira, o Sr. Elias e o Sr. Moisés pelas fotografias e filmagens digitais.

A Cookson Electronics Brasil pela liga utilizada neste trabalho.

Ao mestrando Márcio Iuji Yamasaki pelo apoio durante a realização dos testes experimentais.

A Foseco Industrial e Comercial Ltda pelo desmoldante empregado.

REFERÊNCIAS

- 1 GARCIA, A. Solidificação: fundamentos e aplicações. Editora Unicamp. 2001.
- 2 HAGA, T.; SUZUKI, S. A high speed twin roll caster for aluminum alloy strip. *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 291-295, 2001.
- 3 HAGA, T. Semisolid strip casting using a twin roll caster equipped with a cooling slope. *Journal of Materials Processing Technology*. 130-131, 558-561, 2002.
- 4 HAGA, T.; NISHIYAMA, T.; SUZUKI, S. Strip casting of A5182 alloy using a melt drag twin-roll caster. *Journal of Materials Processing Technology*. 133, 103-107, 2003.

FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE TIRAS DE LIGAS METÁLICAS FUNDIDAS COM BAIXO INTERVALO DE SOLIDIFICAÇÃO¹

Antonio de Pádua Lima Filho²

Márcio Iuji Yamasaki³

Leandro Akita Ono³

Alcides Padilha⁴

Resumo

O processamento de tiras de ligas metálicas diretamente do estado líquido tem como objetivo a economia de energia em comparação com o processamento convencional. Este trabalho mostra a fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido passando para o estado semi-sólido empregando a liga Sn37%Pb, próxima ao ponto eutético, com intervalo de solidificação de 3 °C e temperatura de fusão de 185 °C aproximadamente. O cilindro inferior arrasta o material semi-sólido para ser conformado pelo cilindro superior do laminador (tixolaminação). A tira semi-sólida fundida também foi fabricada usando somente o cilindro inferior pelo afastamento do cilindro superior do laminador. Esta tira foi laminada para verificar a evolução da microestrutura. Uma placa do material foi fundida e laminada para obter tira metálica convencional para comparação. As tiras foram cortadas em *blanks* (discos metálicos) para verificar o comportamento mecânico na estampagem profunda e estiramento (*ironing*). Um comportamento isotrópico foi observado nas tiras não convencionais resultado da não direcionalidade da microestrutura. Defeitos nas tiras semi-sólidas fundidas são brevemente analisados.

Palavras-chave: Tiras metálicas semi-sólidas fundidas; Estampagem profunda; Estiramento; Anisotropia; Tixolaminação.

MANUFACTURING AND CHARACTERIZATION OF CAST METALLIC ALLOY STRIPS WITH LOW SOLIDIFICATION INTERVAL

Abstract

Processing of metallic alloy strips directly from the liquid state has as a distinct energy saving advantage over conventional processing. This work shows the processing of metallic strip directly from the liquid state to the semi solid state employing the Sn37%Pb alloy having a solidification interval of 3 °C and melting temperature of approximately 185 °C. A lower roll drags the semi-solid material which is then formed by an upper roll (thixorolling). The semi solid strip cast was also produced using only the lower roll. This strip was rolled to reveal the evolution of the microstructure, and for comparison, a plate of the alloy was cast and rolled to obtain conventional strip. The strips were cut in blanks to determine the mechanical behaviour during deep drawing and ironing. An isotropic behaviour was observed in the non-conventional strip indicating an alignment fault in the microstructures. Defects of the semi solid strip casting are briefly analyzed.

Key words: Semi solid strip casting; Deep drawing and ironing; Anisotropy; Thixorolling.

¹ Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

² UNESP-Campus de Ilha Solteira – Depto. de Eng. Mecânica - Eng. Metalúrgico pela EEIMVR-UFF; Mestre em Ciência pelo ITA; Dr. pela University of Sheffield – Inglaterra.

³ Engenheiro Mecânico, UNESP-Campus de Ilha Solteira. Departamento de Engenharia Mecânica.

⁴ UNESP-Campus de Bauru – Depto. de Eng. Mecânica - Eng. Mecânico pela Faculdade de Engenharia de Bauru; Mestre em Engenharia Mecânica pela UFRJ-COPPE; Dr. em Engenharia Mecânica pela UNICAMP, Livre Docente pela UNESP-Campus de Bauru.

1 INTRODUÇÃO

A primeira idéia de fabricar tiras metálicas diretamente do estado líquido foi concebida pelo Sir Henry Bessemer⁽¹⁾ o qual impulsionou a Revolução Industrial pela fabricação de aço em larga escala. A sua idéia era realizar o vazamento da liga no estado líquido entre dois cilindros dispostos verticalmente para produzir tiras metálicas fundidas. Desde então, a necessidade de economia de energia devido ao crescimento populacional e uso de fontes de energia não renováveis a base de petróleo causando problemas ambientais, foram determinantes para realizar pesquisas sobre fontes alternativas de energia e novos processos de fabricação.

Assim, a fabricação de tiras metálicas obtidas diretamente do estado líquido está sendo cada vez mais pesquisada para substituir os processos convencionais visando economia de energia e de espaço físico. Tiras metálicas são amplamente usadas nas indústrias automotivas e de eletrodomésticos.

Os processos tradicionais de fabricação de tiras metálicas para conformação mecânica passam por diversas etapas, lingotamento (convencional ou contínuo), resfriamento, pátio de inspeção de lingotes e placas, pré-aquecimento e laminação a quente, trem de laminação, bobinagem, limpeza, laminação a frio, forno de recozimento contínuo ou em caixa, e acabamento final.

Os processos contínuos de fabricação de tiras fundidas são muito mais complexos, pois envolvem muitas variáveis, por exemplo: fluidez (relacionado à composição química e temperatura de vazamento), intervalo de solidificação das ligas metálicas, velocidade de solidificação, transporte de massa e calor, controles estático (fluxo de alimentação da liga fundida) e dinâmico (velocidade dos cilindros), segregação de fase durante a fabricação, e altura do metal fundido no bocal de acoplamento junto aos cilindros.

As taxas de resfriamento para fabricação de tiras metálicas fundidas são bem mais elevadas (1.500°C/s – 2.000°C/s)⁽²⁾ do que aquelas empregadas no lingotamento contínuo ($0,5^{\circ}\text{C/s}$ - 3°C/s).⁽³⁾ Assim, o controle das variáveis é bem mais complexo e fundamental para produzir tiras metálicas de qualidade para substituir as tiras metálicas obtidas pelo processo convencional.

Existem seis rotas de fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido: 1. empregando um único cilindro (cilindro de solidificação) usado para o arrastamento do metal fundido; 2. participação de dois cilindros-duo (disposição vertical ou horizontal); 3. cilindro cintado, 4. dois cilindros cintados; 5. roda cintada; e 6. deposição por spray.⁽⁴⁾ O processo 5 é denominado de “Hazelett”.⁽⁵⁾

Praticamente, apenas três rotas têm potencial para a produção industrial: 1. cilindro de solidificação; 2. dois cilindros na posição horizontal, isto é, o cilindro inferior arrasta o material no estado semi-sólido para ser conformado pelo cilindro superior; e 3. dois cilindros de solidificação na posição vertical (o metal líquido é mantido pela ajuda de barreiras laterais).⁽⁶⁾

Os cilindros são usados para extrair calor sensível e latente do metal durante o processamento. Assim, cilindros de cobre e aço internamente refrigerados por água têm sido usados para a produção de tiras metálicas ferrosas⁽⁷⁾ e não ferrosas passando pelo estado semi-sólido.⁽⁸⁻¹⁰⁾ O processamento de tiras metálicas no estado semi-sólido tem sido recentemente empregado para a produção contínua de compósitos com matriz metálica.⁽¹¹⁾

Neste trabalho, os autores empregam os processos de cilindro único e duo na posição horizontal para a fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido passando pelo estado semi-sólido. Uma placa é lingotada e laminada para obter tira

metálica pelo método convencional. Das tiras obtidas, são realizadas análises para caracterização mecânica através da estampagem profunda seguida de *ironing*, e metalográfica. As ligas Pb/Sn têm microestrutura parecida com as ligas de alumínio. Assim, os dados obtidos na simulação podem ser usados para ligas de maior ponto de fusão.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Laminador Duo Empregado

A Figura 1 mostra um esquema e fotografias de parte do laminador duo adaptado para a fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido aplicando o processamento por cilindro único e duplo (tixolaminação). A tira processada por cilindro único no estado semi-sólido foi posteriormente laminada para verificar o efeito sobre a microestrutura. Uma lingoteira de dimensões de 10 mm x 45 mm x 200 mm foi construída para a fundição de placa visando à laminação de tira metálica convencional.

Os cilindros do laminador são feitos de aço ao carbono comum com 105 mm e 101 mm de diâmetro e comprimento respectivamente. A superfície dos cilindros tem um acabamento até a lixa 1200. Este laminador permite a utilização de quatro velocidades superficiais dos cilindros: 15 m/min; 28 m/min; 44 m/min; e 177 m/min. A velocidade dos cilindros de 15 m/min tem mostrado o melhor resultado e assim é usada neste trabalho.

2.2 Liga Utilizada

Um cadinho de 500 ml é usado para fundir a liga Sn37%Pb num forno elétrico (6.600 w / 220 V) antes do vazamento num *tundish* de 80 ml a uma vazão de aproximadamente 13 ml / s sobre a calha de resfriamento para obter o material semi-sólido. A temperatura de fusão e o intervalo de solidificação desta liga são respectivamente de 185°C e 3°C. A composição química desta liga está próximo ao ponto eutético (temperatura do eutético de 183°C com 61,9%Sn) e assim apresenta elevada fluidez. A temperatura de vazamento foi controlada para obter uma tira metálica semi-sólida de boa qualidade.

2.3 Controle da Operação de Vazamento e Produção do Material Semi-Sólido

O óxido / escória de Sn/Pb na superfície do banho metálico foi removido mecanicamente do cadinho e a temperatura de vazamento foi medida com um termopar de imersão tipo K de 3 mm de diâmetro.

O *tundish* foi projetado para ter um controle estático durante a operação de vazamento que alimenta continuamente a calha de resfriamento para produzir o material semi-sólido a uma distância de aproximadamente 130 mm. Esta calha é feita de aço ao carbono comum na forma “v” com uma abertura na extremidade para permitir o material semi-sólido alimentar o bocal com formato de nariz, posicionado junto ao cilindro inferior do laminador (cilindro de solidificação). A inclinação da calha de resfriamento é aproximadamente 21°.

2.4 Geometria do Bocal que Mantém o Material Semi-Sólido

O bocal é pré-aquecido para evitar a pré-solidificação do material semi-sólido e assim manter a largura da tira metálica durante o tempo de fabricação. Uma boa interface bocal/cilindro inferior evita o vazamento do material semi-sólido durante o processamento. O bocal tem um volume de aproximadamente 100 ml com dimensões de 45 mm de largura, 45 mm e 81 mm em profundidade na parte inferior e superior respectivamente, e 55 mm de altura. O arco de contato entre o cilindro e a superfície do bocal é em torno de 50 mm ($\alpha_1 = 60^\circ$) e desse ponto até ao plano de saída do laminador é 63 mm ($\alpha_2 = 69^\circ$).

2.5 Instrumentação do Aparato Experimental

A calha de resfriamento para fabricar o material semi-sólido é instrumentada por três termopares (T_1 , T_2 e T_3). Os termopares T_4 e T_5 acompanham a evolução de temperatura no bocal e no cilindro inferior respectivamente. Um eletrodo de grafite é usinado para acomodar o termopar T_5 junto ao cilindro inferior. Todos os termopares empregados são do tipo K de 3 mm de diâmetro.

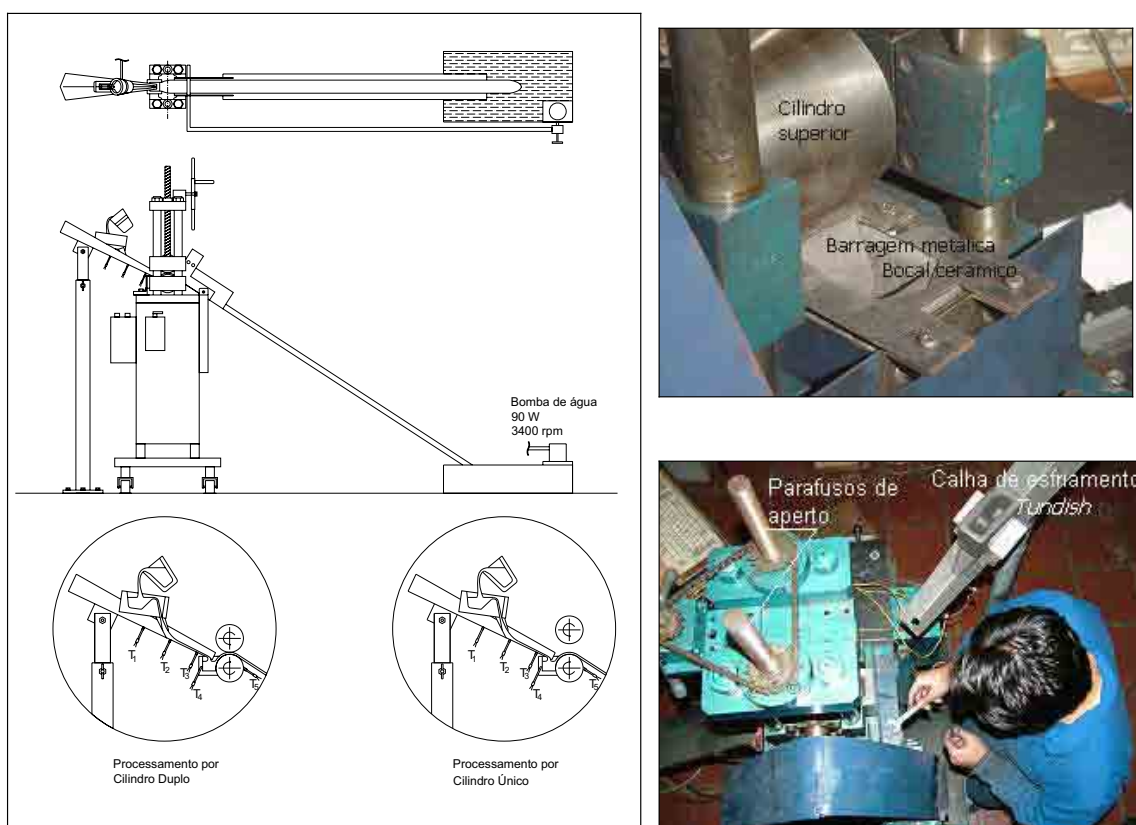


Figura 1. Esquema do laminador duo mostrando o processamento por cilindro duplo e cilindro único. Fotografias mostrando o bocal junto ao cilindro inferior e a calha de resfriamento instrumentada para produzir o material semi-sólido.

2.6 Fabricação dos *Blanks* para Estampagem Profunda e *Ironing*

Um ferramental de corte foi projetado e construído para a fabricação de *blanks* de 40,2 mm de diâmetro numa prensa excêntrica de 12 tf. Estes *blanks* são necessários para a caracterização mecânica das tiras metálicas obtidas através da estampagem profunda e *ironing* realizada numa prensa hidráulica marca Heckert de capacidade de 980,7 kN (100 tf) a uma velocidade de 0,4 mm/s.

A matriz de estampagem tem um diâmetro interno de 23,7 mm e o punção de 20,7 mm e um anel de anti-rugas foi usado durante a operação de estampagem. Quatro matrizes de estiramento (*ironing*) foram fabricadas com diâmetros de 23,4 mm, 22,3 mm, 21,8 mm e 21,6 mm para reduzir o diâmetro externo do copo de 23,7 mm mantendo constante o diâmetro interno de 20,7 mm. A primeira matriz de *ironing* teve como objetivo ajustar a peça junto ao punção para as etapas seguintes. Assim o segundo, terceiro e quarto estiramentos foram realizados para ter uma redução verdadeira na espessura de 0,41, 0,35 e 0,15 respectivamente para distribuir suavemente a deformação plástica e evitar falha. O punção tem um furo central e lateral de 1 mm para facilitar a retirada do produto conformado da matriz. O copo foi extraído da matriz de *ironing* pela ajuda de um extrator (Figura 2).



Figura 2. Ferramental de estampagem profunda e *ironing* como indicado.

2.7 Sistema de Aquisição de Dados e Sinais

Uma célula de carga de capacidade de 4,9 kN (500 kgf) apresentando uma curva de calibração de $F = 490,5 V$ (F e V significam força em Newton e Volts, respectivamente) foi usada para obter a força de estampagem e *ironing*. A célula de carga foi posicionada sobre uma esfera de aço para obter acurácia na medida da carga de conformação (Figura 3).



Figura 3. Fotografias ilustrativas no posicionamento da matriz na célula de carga durante a operação de conformação.

Um osciloscópio de memória digital Tecktronics TDS 210, um indicador digital de deformação (modelo TMDE) e um microcomputador básico de 133MHz Pentium IBM com 48Mb de RAM com um software Wavestar compõem o sistema de aquisição de sinais e dados da carga ao longo do tempo. Um sistema de aquisição de dados completa a instrumentação do aparato experimental, formada por uma interface (Pico TC-08 IMPAC) que registra as temperaturas versus tempo durante a fabricação das tiras metálicas semi-sólidas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Efeito da Fluidez na Fabricação da Tira Semi-Sólida Fundida

A Figura 4 ilustra o acabamento das tiras semi-sólidas da liga Sn/37%Pb vazadas a 280°C e 220°C aproximadamente. A temperatura de vazamento de 220°C produz uma largura que segue o gabarito do bocal previamente aquecido. O bocal cerâmico como construído e pintado com grafite coloidal (Dycote Dr 178), tem suportado diversas simulações e não é suscetível de erosão e quebra. A velocidade de 15 m/min dos cilindros do laminador foi suficiente para promover a solidificação do material semi-sólido para um arco de contato de 50 mm com o cilindro inferior num tempo de 0,2 s.

Por outro lado, a tira vazada a 280°C não segue a largura do bocal de 45 mm e espalha sobre o cilindro de solidificação devido ao alto grau de molhamento. Assim, maiores temperaturas de vazamento necessitam maior tempo de contato com o cilindro de solidificação ou a sua maior capacidade de extração de calor. De fato, a quantidade da fase sólida no material pastoso diminui com o superaquecimento da liga fundida, e maior quantidade de calor latente deve ser removido pelo cilindro inferior num menor intervalo de tempo. O controle da velocidade dos cilindros é uma outra variável importante para obter uma solidificação adequada do material semi-sólido para produzir tiras metálicas semi-sólidas fundidas de boa qualidade.

A superfície da tira solidificada sobre o cilindro de solidificação produz uma superfície de bom acabamento. Por outro lado, a superfície que solidifica voltada para a atmosfera é extremamente rugosa e não propícia para a estampagem principalmente para temperatura de vazamento a 280°C. Neste caso, uma laminação posterior pode garantir uma superfície lisa. Problemas de aderência das tiras sobre os cilindros não ocorreram para as condições aplicadas.

Guardas e guias não são necessários na cadeira de laminação para garantir o alinhamento das tiras semi-sólidas fundidas durante o processamento. Então, um equipamento compacto e assim de fácil manutenção e preparação resulta.

3.2 Variação da Largura e Espessura da Tira Semi-sólida Fundida

A Figura 5 mostra a variação da espessura e largura ao longo do comprimento da tira semi-sólida fundida a 220°C. Tanto a largura quanto a espessura aumentam das extremidades para a região central da tira metálica. A região central é relacionada ao nível máximo atingido pela piscina do material semi-sólido no bocal durante o processamento. Então, existe um período de transiente inicial (cabeça da tira), estado estacionário (parte central) e um período de transiente final (cauda da tira).

A geometria do bocal e seu pré-aquecimento garantem a produção da tira metálica semi-sólida fundida com largura de 45 mm aproximadamente. Um controle dinâmico

deve ser aplicado para ajustar a velocidade dos cilindros. Isto pode diminuir perdas nas extremidades das tiras e assim obter o máximo de eficiência do processo.



Figura 4. Comparação do acabamento da superfície voltada para atmosfera da tira semi-sólida para duas temperaturas de processamento como indicadas e o material retido na soleira do bocal cerâmico (*nozzle*) após o ensaio.

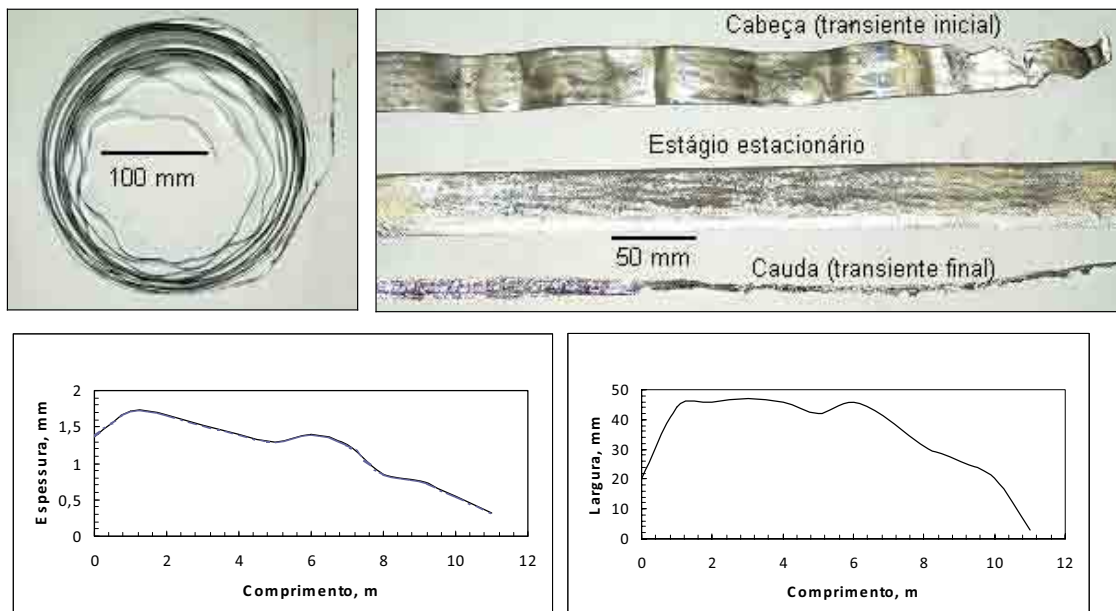


Figura 5. Bobina da tira semi-sólida fundida a 220°C e estágios obtidos ao longo da tira. Perfis da espessura e largura da bobina da tira semi-sólida fundida.

3.3 Tira Metálica Tixelaminada e Perfis de Temperaturas de Processamento

O processo de tixelaminação foi usado para conformar a superfície que se solidifica voltada para a atmosfera e assim um melhor acabamento é obtido. Uma economia de energia ocorre, pois não é necessária a posterior laminação no estado sólido. A força de tixelaminação consiste de duas partes: a primeira para conformar a lama/pasta metálica levada pela casca metálica; a segunda parte consiste em conformar a casca metálica (região coquilhada) a qual tem maior tensão de escoamento. Assim, a conformação de áreas heterogênea ocorre.

Durante a tixelaminação tensões de origem térmica desenvolvem na interface casca coquilhada/cilindro de solidificação a qual transporta o material semi-sólido

superaquecido. Tensões de origem mecânica também originam pela pressão aplicada pelos cilindros do laminador.

Então, é necessário controlar a espessura da tira semi-sólida fundida formada pela casca coquilhada que arrasta o material semi-sólido em sua superfície a fim de prever a distância entre os cilindros do laminador. As temperaturas de vazamento testadas foram de 220°C, 240°C e 260°C. Para todas as temperaturas empregadas, a parte do transiente inicial (cabeça da tira) não foi contínua. Isto pode ser explicado pela alta extração de calor dos cilindros os quais estão na temperatura ambiente no início do processo, e pela pressão dos cilindros. Com o prosseguimento da tixolaminação, a temperatura dos cilindros aumenta e um pedaço de tira contínua resulta para todas as condições (Figura 6).

O aumento na largura foi causado pela tensão de compressão dos cilindros sobre as duas partes da tira semi-sólida fundida a 220°C e 240°C. Por outro lado, somente parte da tira é conformada para temperatura de processamento de 260°C. Isto pode ser explicado pela elevada fluidez da liga, não criando uma espessura suficiente para a tixolaminação. Então, a temperatura para tixolaminação deve variar entre 220°C e 240°C. Naturalmente, o aumento da força de separação entre os cilindros ocorre quando menor for o espaçamento entre eles. Como resultado, defeitos de bordas como trincas nas tiras tixolaminadas ocorreram para uma distância entre cilindros menor de 1 mm.

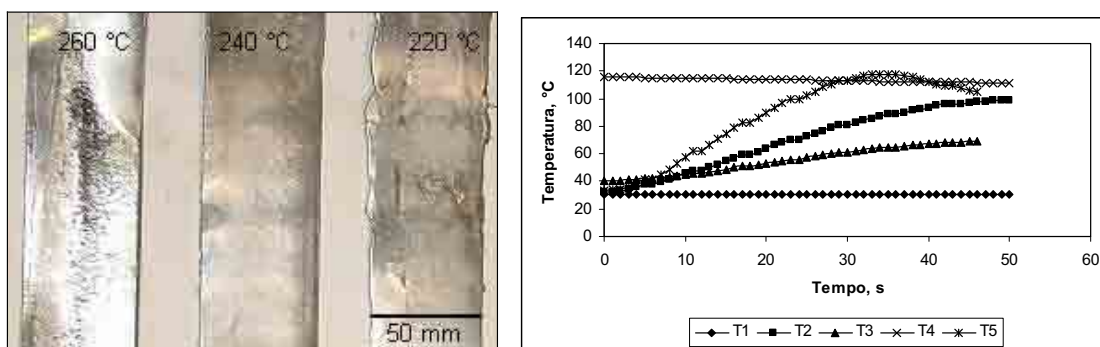


Figura 6. Tira tixolaminada obtida pela temperatura de vazamento de 220°C, 240°C e 260°C para distância entre cilindros de 1,2 mm. A tira tixolaminada a 240°C foi usada para obtenção de *blanks* para a caracterização mecânica. Perfis de temperatura de processamento.

3.4 Caracterização Mecânica

A Figura 7 mostra o resultado dos testes de estampagem profunda e *ironing*. A relação entre o diâmetro do *blank* (40,2 mm) pelo diâmetro do punção (20,7 mm) resulta numa razão limite de estampagem (LDR) de 2,0 aproximadamente. O diâmetro do punção de 18 mm testado resultou na falha do copo estampado. As propriedades mecânicas das tiras obtidas não convencionalmente (tira metálica semi-sólida fundida, tira metálica semi-sólida fundida laminada, e tixolaminada) mostraram boa conformabilidade comparável às tiras fabricadas convencionalmente. Praticamente, orelhas não formaram nas tiras não-convencionais. Isto indica um maior grau de isotropia em relação às tiras convencionais. Assim, menor perda de material resulta da necessária usinagem das orelhas do copo estampado. A deformação verdadeira total na espessura na operação de *ironing* foi de 92% aproximadamente. A espessura do copo estampado aumenta devido às tensões circunferenciais de compressão geradas durante a operação de estampagem.



Figura 7. Copos obtidos através da estampagem profunda e *ironing* das tira semi-sólida fundida a 220°C (a), tira semi-sólida fundida laminada (b), tixolaminada a 240°C (c) e laminada convencionalmente (d). Exemplo da sequência da operação de estiramento (e).

3.5 Evolução Microestrutural

A Figura 8 mostra as microestruturas dos materiais obtidos: tira semi-sólida fundida, tira semi-sólida fundida laminada, tira tixolaminada e tira laminada. A microestrutura da tira semi-sólida fundida apresenta uma região de formação eutética e com tendência a desagregar em direção da face voltada para a atmosfera. A tira semi-sólida fundida laminada apresenta uma microestrutura refinada indicando a coalescência da fase α rica em chumbo de cor preta. Isto propicia um material mais favorável para a deformação plástica. A tira tixolaminada apresenta uma microestrutura refinada com a agregação da fase α dispersa numa matriz β rica em estanho (branca). Esta agregação foi causada pela compressão dos cilindros no material pastoso rico em dendritas α . A tira laminada apresenta uma microestrutura orientada que causou a anisotropia do material (Figura 7 (d)).

4 CONCLUSÃO

As diversas simulações usando ligas de Pb/Sn têm revelado que a composição química, temperatura de vazamento, velocidade dos cilindros, controle da temperatura do bocal junto ao cilindro inferior, superfície de acabamento dos cilindros e geometria do *tundish* (panela intermediária) têm efeito significativo na qualidade do produto. Aparentemente a velocidade dos cilindros de 15 m/min e temperatura de vazamento entre 220°C a 260°C foram condições de processamento adequadas para a fabricação de tiras semi-sólidas fundidas. O controle para a tixolaminação para a liga empregada Sn/37%Pb é mais rigoroso para obter uma tira contínua devido à elevada fluidez dessas ligas próximas ao ponto eutético. Maiores temperaturas de vazamento e fluidez precisam de maior tempo de contato com o cilindro inferior para a solidificação completa.

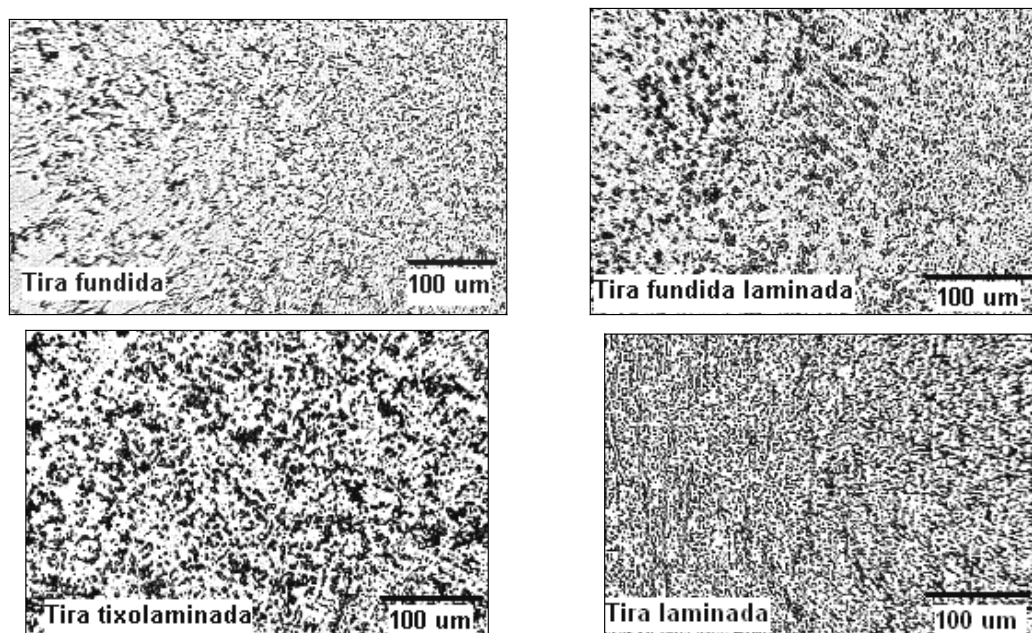


Figura 8. Microestruturas das tiras obtidas.

Agradecimentos

Somos muito gratos à FAPESP pela Bolsa de Iniciação Científica de Leandro Akita Ono e meu amigo Nielsen Kann pela sua gentileza na revisão do *abstract*.

REFERÊNCIAS

- 1 BESSEMER, H. U. S. Patent, Report No. 49053, 1865.
- 2 CRAMB, A. W., ROLLET, A., Strip casting: Anticipating new routes to steel sheet. Pittsburg: U.S. Department of Energy, 2001. (AISI/DOE Technology Roadmap Program Office. Sponsor TBD Report no. 9707).
- 3 GARCIA, A., SPIM, J. A., SANTOS, C. A. d., CHEUNG; N. Lingotamento contínuo de aços. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2006.
- 4 LI, G., THOMAS, B. G. Transient thermal model of the continuous single-wheel thin-strip casting process. Metallurgical and Materials Transactions B, v. 27B, n. 3, p. 509-525, 1996.
- 5 CAMPOS FILHO, M. P., DAVIES, G. J. Solidificação e fundição de metais e suas ligas. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 1978.
- 6 CHANG, F. C. Numerical simulation of MHD for electromagnetic edge dam in continuous casting, Oct 19 1999. Disponível em: <http://www.osti.gov/bridge/serlets/purl/11726-I0ASMB/webviewable/>. Acesso em: 22 jan. 2008.
- 7 SAHAI, Y., GRUPTA, M. Simulation and analysis of thin strip processes. Intelligent Processing and Manufacturing of Materials (IPMM'99), Honolulu, Hi, USA, v. 1, p. 119-127, July 1999.
- 8 LIMA FILHO, A. d. P., Yamasaki, M. I. Evaluation of strip rolling directly from the semi-solid state, Solid State Phenomena, Trans Tech Publications, Switzerland, vols. 116-117, p. 433-436, 2006.

- 9 LIMA FILHO, A. d. P., YAMASAKI, M. I., SANTOS, S. C., ONO, L. A. Estudo experimental da tixolaminação de tiras metálicas. In: 61º CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2006, Rio de Janeiro. SÃO PAULO: ABM, 2006. 1 CD.
- 10 LIMA FILHO, A. d. P., YAMASAKI, M. I., ONO, L. A., NAMPO, L., PADILHA, A. A comparison of deep drawing and ironing of metal alloy strip produced conventionally and non-conventionally via semi solid material processing, Solid State Phenomena, Trans Tech Publications, Switzerland, submetido em 2008.
- 11 HAGA, T., TAKAHASHI, K. Casting of composite strip using a twin roll caster, Journal of Materials Processing Technology, p. 701-705, 2004.

A Comparison of Deep Drawing and Ironing of Metal Alloy Strip Produced conventionally and Non-conventionally via Semi Solid Material Processing

Antonio de Pádua Lima Filho^{1,a}, Márcio Iuji Yamasaki^{1,b},
Leandro Akita Ono^{1,c}, Lourenço Nampo^{2,d} and Alcides Padilha^{3,e}

¹UNESP-São Paulo State University – Departamento de Engenharia Mecânica; Av. Brasil Centro 56; Ilha Solteira, SP, CEP 15385-000, Brazil.

²Cookson Electronics Brasil Ltda. Av. José Odorizzi 640/50 – CEP 09810-000 – São Bernardo do Campos / SP, Brazil

³UNESP-São Paulo State University – Departamento de Engenharia Mecânica; Av. Luiz Edmundo Carrijo nº 14-01; Bauru, SP, CEP 17033-360, Brazil

^apadua@dem.feis.unesp.br, ^bmiyamasaki@aluno.feis.unesp.br, ^cle.ono@terra.com.br,
^dlnampo@cooksonelectronics.com, ^epadilha@feb.unesp.br

Keywords: Semi-solid strip casting, Pb50%Sn alloy, Deep drawing, Ironing.

Abstract. A semi solid thin strip continuous casting process was used to obtain 50%wt Pb/50%wtSn strip by single and twin roll processing at speed of 15 m/min. A 50%wt Pb/50%wtSn plate ingot was also cast for rolling conventionally into strips of 1.4 mm thickness and 45 mm width for comparison with those achieved non-conventionally. This hypoeutectic alloy has a solidification interval and fusion temperature of approximately 31°C and 215°C respectively. The casting alloy temperature was around 280°C as measured by a type K immersion thermocouple prior to pouring into a tundish designed to maintain a constant melt flow on the cooling slope during semi solid material production. A nozzle with a weir ensures that the semi solid material is dragged smoothly by the lower roll, producing strip with minimum contamination of slag/oxide. The temperatures of the cooling slope and the lower roll were also monitored using K type thermocouples. The coiled semi solid strip, which has a thickness of 1.5 mm and 45 mm width, was rolled conventionally in order to obtain 1.2 mm thick strip. The coiled thixorolled strip had a thickness of 1.2 mm and achieved practically the same width as the conventional strips. Blanks of 40 mm diameter were cut from the strips in a mechanical press, ready for deep drawing and ironing for mechanical characterization. All the strips achieved from non-conventional processing had the same mechanical performance as those achieved conventionally. The limiting drawing ratio (LDR) achieved was approximately 2.0 for all strips. Microscopy examination was made in order to observe phase segregation during processing.

Introduction

The first idea to produce continuous strip casting dates from 1865 when Sir Henry Bessemer patented a vertical two high-mill [1]. There are basically six main routes and their variations for continuous production of strips directly from molten metal: 1. single roll or melt drag; 2. two high-mill or twin-roll; 3. single belt; 4. twin belt; 5. wheel-belt; and 6. spray deposition [2]. Three routes have potential for industrial production: 1. melt drag process; 2. two-roll melt drag process; and 3. twin-roll process [3]. In the first two processes the rollers are placed in horizontal position and the last process the rollers are in vertical position.

These processes mainly save energy consumption in comparison with conventional processing, which requires ingoting (conventional or continuous), inspection storage yard for ingots and plates, preheating for blooming mill and hot rolling, winding, continuous electrolytic cleaning, cold rolling, inspection, continuous or box annealing furnace, and normally finishing coating.

Continuous strip casting is similar to continuous ingot casting. However, the cooling rates for continuous strip casting (1500-2000 °C/s) is much higher than continuous ingotting (0.5-3 °C/s) [4], and consequently control of the main variables in continuous strip casting processing is much more complex. For example alloy fluidity is mainly related to the pouring temperature and solidification interval, roll speed, volume and pool level in nozzle, nozzle temperature, heat and mass transportation, static and dynamic control, macro and micro segregation.

As a result, strip casting processing produces fine microstructures and generates a relatively low separation force between rolls since the material in slurry/mush state has a lower yield stress than the material in solid state. For this reason, non-rigid rolls are used, with a resulting saving in energy. Further, this processing can produce strips/wires of alloys of reduced plasticity, which are otherwise difficult to form in solid state. Copper and steel rolls cooled internally by water are used to obtain ferrous and non-ferrous strip casting respectively [3]. These rolls have to extract sensible and latent heat during processing.

Semi solid strip casting processing is the other route for production of continuous strip from the molten metal suitable for non-ferrous metals. Molten metal alloy is poured onto a cooling slope made of metallic material (mild steel) to produce the semi solid material which then passes through a nozzle before being dragged by the lower roll. Unlike vertical strip casting processing, it is not necessary here to use a ceramic lateral dam to retain the molten material between the rolls. The single roll and two high-mill processes have been used to produce non-ferrous strip [5] and continuous metal matrix composites [6].

The semi solid Pb50%Sn alloy was utilized to produce metallic strips employing single roll and two high-mill drag processing (thixorolling). Pb/Sn alloys microstructures are quite similar to aluminium alloy microstructures and so the results achieved can apply to these alloys. The strip achieved from single roll processing was rolled just enough to produce a smooth surface on both sides of the strip as one side solidifies in the open atmosphere and results in poor surface finish. A plate (10 x 45 x 200 mm) was ingoted and rolled to produce strip conventionally for comparison with the non-conventional processing route. Blanks were prepared from the strips achieved for deep drawing and ironing to examine the formability. Microscope examination of the strips was performed and the results are presented.

Procedure

Experimental apparatus

This paper deals with work done using Pb50%Sn alloy with melting point and interval solidification of approximately of 215 °C and 31 °C using semi solid strip casting processing, respectively. This processing combines semi solid drag and rolling into a single operation. A cooling slope produces the semi solid material that feeds the nozzle at the lower roll. The semi solid material begins to solidify at contact with the surface of the lower roll (solidification roll).

The gap between the rolls can be adjusted by means of two housing screws, which act upon the upper roll, allowing single roll and two-mill processing to be used in this equipment, Fig. 1. The stand mill as mounted allows the utilization of four velocities: 15 m/min; 28 m/min; 44 m/min; and 177 m/min. The roll speed of 15 m/min has been shown to have the best results and so it is used in this work. The rolls are made of mild steel with 105 mm and 101 mm in diameter and length respectively. The rolls were ground with 1200 grade sandpaper.

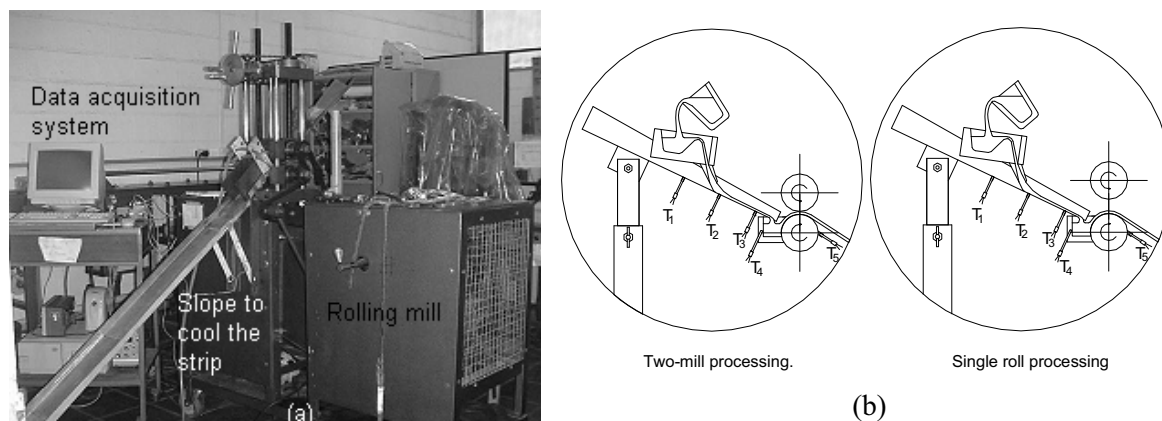


Figure 1. Rolling mill for semi solid strip casting (a) using single roll and two high-mill as indicated (b). At the mill stand exit there is an intense cooling of the hot strip surface by a water shower. T_1 , T_2 , T_3 , T_4 and T_5 are thermocouples type K in 3 mm in diameter. A piece of graphite is molded to fit the thermocouple to measure the temperature of the lower roll during processing.

A 500ml crucible is used to cast the material in an electric furnace (6600 W / 220 V) prior to pouring into an 80ml tundish at a flow rate of approximately 13 ml / s feeding the cooling slope. Pouring temperature was measured with an immersion thermocouple in the crucible. The molten alloy runs a distance of approximately 130 mm onto the cooling slope to produce the semi solid material. The cooling slope with inclination of 21° is made of mild steel in “v” shape with a hole at the end to allow the semi solid material to feed the nozzle.

The nozzle is preheated to avoid pre-solidification of the semi solid material and thus maintaining the gauge width profile. A good nozzle/lower roll interface avoids leakage during operation. It has a volume of approximately 100 ml with dimensions of 45 mm width, 45 mm and 81 mm in depth at the bottom and top respectively, and 55 mm in height. The arc of contact with the nozzle pool surface is about 50 mm ($\alpha_1 = 60^\circ$) and from here to the exit of the stand mill is 63 mm ($\alpha_2 = 69^\circ$).

Mechanical and temperature characterization

The strips were punched in a mechanical press of 117.7 kN capacity to produce blanks of 40 mm in diameter for deep drawing and ironing. A Heckert hydraulic press of 980.7 kN capacity, was used for deep drawing and ironing at a speed of 0.4 mm/s. A load cell of 4.9 kN (490.5 Volts N) was used. A data acquisition system was used to record temperature and load versus time.

Optical examination

Samples of the produced strips were sectioned and mounted in epoxy plugs for optical microscope examination. These samples were ground, polished to 1 μm and etched in 5ml HNO_3 and 95ml ethyl alcohol (Nital) for 15 seconds.

Results and discussion

Semi solid strip casting

The upper and lower roll speed of 15 m/min, and casting temperature of 280°C were successful manufacturing conditions for the production of semi solid strip casting, utilizing single roll and twin-mill processing, producing strip of approximately 12 m in length, e.g. Fig. 2. There were no problems of Pb/50%Sn strip/roll adhesion for either process applied in the semi solid state. The process is simple; it is not even necessary to use a guard or guide, as in conventional rolling, to obtain a straight strip. The lower roll contact arc with the nozzle (50 mm) produces a contact time of 0.2 s which is just enough to obtain the necessary completion of the solidification of the semi solid

strip. However, higher casting temperatures roll velocities and strip thickness need much longer contact time to complete solidification, so the capacity of the rolls to extract heat from the semi solid pool must be designed to accommodate it.

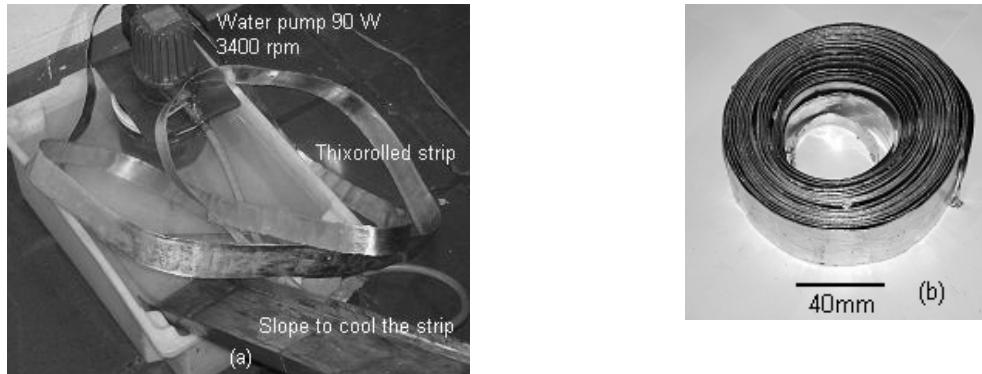


Figure 2. Continuously thixorolled strip (a) produced in reduced time compared to conventional route; and after manual coiling (b). The coiled weight is approximately 3200 g. Good finishing is observed on both sides of the strip, which therefore requires no further rolling in the solid state and consequently saves energy. Roll gap is 1.2 mm. When the gap between the rolls was narrower, cracks and edge defects occurred.

Aspects of the semi solid strip produced by single roll processing

There are three operational stages for semi solid strip casting: 1. initial transient; 2. stationary stage when the nozzle pool is full; and 3. final transient. These stages relate to the semi solid pool level as the lower roll contact angle with the semi solid material changes. The geometry and finishing surface of the semi solid strip casting at the transient stages are different from the stationary stage, Fig. 3. The solidified surface open to the atmosphere is rough but becomes smooth at the stationary stage.

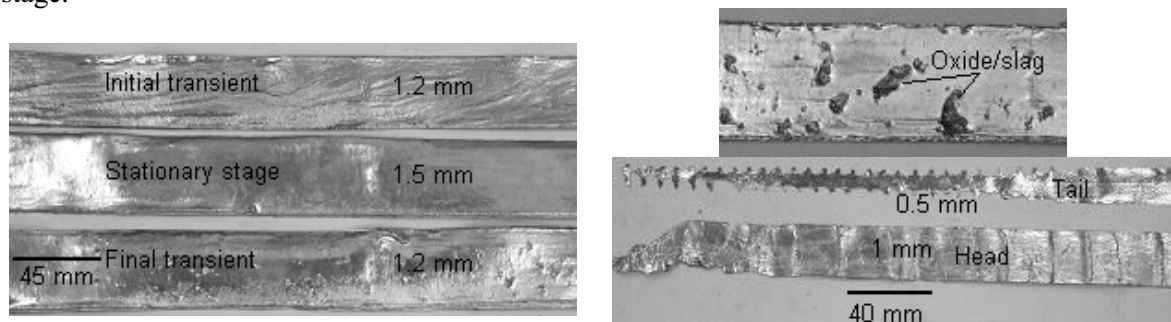


Figure 3. Semi solid strip casting achieved from single roll processing. Pb/Sn oxide/slag adhered to the surface at the final transient stage. Thickness as indicated. Transient stages show rough surfaces. The use of dam at the ceramic nozzle makes economic sense to avoid oxide/slag at the stationary stage.

The geometry of the strip tail and head has peculiar aspects. The strip tail resembles a dendritic shape with secondary branches. The dots of material appearing on the strip surface open to the atmosphere are believed to be Pb/Sn oxide at the end of the process when the metallic dam at the nozzle did not operate. This dam also tends to create a laminar flow leading to a smooth dragging by the lower roll.

Evolution of the temperature profile during processing

Fig. 4 shows the accessories placed at the rolling mill and the temperature profiling for casting semi solid strip. Here, it is not necessary to use expensive lateral ceramic dams at each side of the rolls to contain the molten alloy in the pool. The temperatures of the lower roll surface and cooling slope (thermocouples (2) and (3)), both made of mild steel, become high very quickly due to their poor thermal conductivity. The temperature of the nozzle is sufficiently lower than the Pb/Sn eutectic alloy (183 °C) to maintain the gauge width during processing. The increasing temperature of the roll surface did not rise enough to cause wetting on the rolls, and so problems like sticking did not happen.

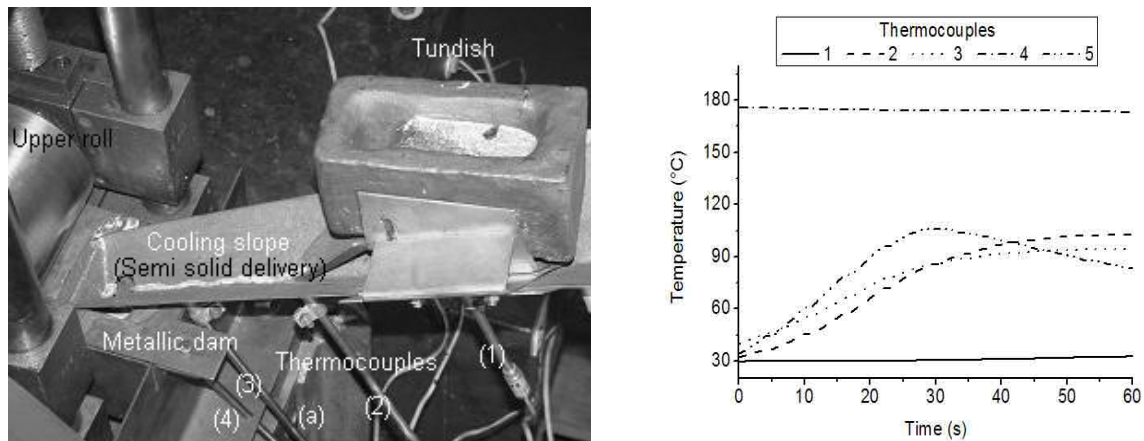


Figure 4. After semi solid strip casting processing, and profile temperature achieved.

Mechanical characterization

Fig. 5 shows the result of deep drawing and ironing testing at a ram speed of 0.4 mm/s. The diameters of the punch and the die are 20.7 mm and 24.3 mm respectively. The blank diameter is 40 mm. The limiting drawing ratio (LDR) of the formed product is approximately 2.0. Mechanical properties of a non-conventional strip casting showed good formability compared to those of the strip made conventionally. Small cracks caused by longitudinal stresses at the cup wall are also shown in Fig. 5 (e). This is caused by the rough surface of the transient stages. The oxide/slag can lead to surface defects that prejudice further forming of the strip; in which case parts of the strip from this region are not suitable for forming.

Strip achieved from semi solid strip casting and thixorolling tend to be isotropic as no ears are apparently formed during drawing. This saves material, as it is not necessary to trim them off; unlike the hot rolled strip that has an anisotropic behaviour, Fig. 5 (d). The ironing punch eccentricity leads to unevenness in the cup edge.

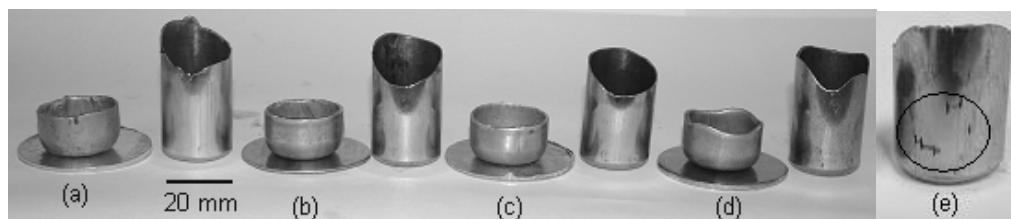


Figure 5. Semi solid strip casting (a) lightly rolled (b), thixorolled strip (c), rolled (d) and tearing due the Pb/Sn oxide in the strip (e). The external diameter of all the ironed cups is approximately 21.6 mm.

Microstructures of the processed strips

Fig. 6 shows the refined microstructures due to fast cooling processing by the lower roll at room temperature. The thickness of the solidified shell (approximately 300 μm) seems to be a chill structure carrying in its surface a columnar structure. This structure is in degradation caused by shear stresses. Detachment of dendritic branches occurred and so the principal dendrite branches look like a small stick. This layer in degeneration is around 1.2 mm in length and it is formed by the upper roll in the thixorolling process where a certain amount of centerline segregation occurs. Unsymmetrical solidification of the strip should generate strained thermal stresses. Low superheat casting is useful for creating an equiaxial structure which is more suitable for plastic deformation.

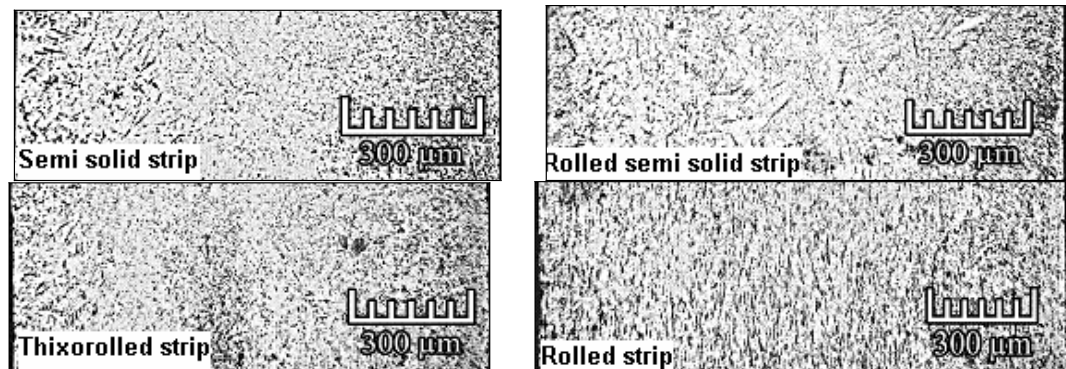


Figure 6. Some fine α phase dots rich in Pb (black) spread throughout the Sn white matrix. It seems that the compression pressure applied by the rollers tends to refine the slurry/mush microstructure, breaking the dendrite branches and producing a refined microstructure more suitable for deep drawing and ironing.

Summary

The work using Pb50%Sn alloy has revealed that the chemical composition, pouring temperature, roll speed, control of the nozzle temperature, finishing roll surface and geometry of the tundish have significant effect on the product quality. The principal characteristic is high productivity, low energy consumption, and low investment costs compared to conventional hot strip routes. The relationship between various parameters like microstructures and anisotropy was obtained from the deep drawing and ironing operation.

Acknowledgement We are very grateful to FAPESP, to sponsor Leandro Akita Ono, and my friend Nielsen Kann for your kindness in the revision of this text.

References

- [1] H. Bessemer: U. S. Patent, Report No. 49053, 1865.
- [2] G. Li, B. G. Thomas: Transient thermal model of the continuous single-wheel thin-strip casting process. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 27B, n. 3 (1996), p. 509-525.
- [3] Y. Sahai, M. Gupta: Simulation and analysis of thin strip processes. *Intelligent Processing and Manufacturing of Materials (IPMM'99)*, Honolulu, Hi, USA, July 1999, Vol. 1, p. 119-127.
- [4] A. Garcia, J. A. Spim, C. A. d. Santos, N. Cheung: *Lingotamento contínuo de aços*, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (2006), p. 320, In Portuguese.
- [5] A. d. P. Lima Filho, M. I. Yamasaki: Evaluation of strip rolling directly from the semi-solid state, *Solid State Phenomena*, Trans Tech Publications, Switzerland, Vols. 116-117 (2006), p. 433-436.
- [6] T. Haga, K. Takahashi: Casting of composite strip using a twin roll caster, *Journal of Materials Processing Technology* 157-158 (2004), p. 701-705.