

Lucas Veronez Goulart Ferreira

FABRICAÇÃO DE TIRAS METÁLICAS DE
ALUMÍNIO POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA
RECICLANDO LATAS DE ALUMÍNIO
PARA BEBIDAS

Ilha Solteira

2020

Lucas Veronez Goulart Ferreira

**FABRICAÇÃO DE TIRAS METÁLICAS DE
ALUMÍNIO POR FUNDIÇÃO CONTÍNUA
RECICLANDO LATAS DE ALUMÍNIO PARA
BEBIDAS**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UNESP de Ilha Solteira, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Linha de Pesquisa: Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Douglas Domingues Bueno

Coorientador: Prof. Dr. Antonio de Pádua Lima Filho

Ilha Solteira

2020

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

F383f Ferreira, Lucas Veronez Goulart.
Fabricação de tiras metálicas de alumínio por fundição contínua reciclando latas de alumínio para bebidas / Lucas Veronez Goulart Ferreira. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2020
81 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2020

Orientador: Douglas Domingues Bueno
Coorientador: Antonio de Pádua Lima Filho
Inclui bibliografia

1. Fundição de tiras. 2. Reciclagem. 3. Latas de alumínio. 4. Solidificação rápida.

Raiane da Silva Santos
Raiane da Silva Santos

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO:

Fabricação de Tiras Metálicas de Alumínio por Fundição Contínua Reciclando Latas de Alumínio para Bebidas

AUTOR: LUCAS VERONEZ GOULART FERREIRA

ORIENTADOR: DOUGLAS DOMINGUES BUENO

COORIENTADOR: ANTONIO DE PADUA LIMA FILHO

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em ENGENHARIA MECÂNICA, área: Materiais e Processos de Fabricação pela Comissão Examinadora:



Prof. Dr. ANTONIO DE PADUA LIMA FILHO (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Prof. Dr. JOÃO ROBERTO SARTORI MORENO (Participação Virtual) Departamento de Mecânica / Universidade Tecnológica Federal do Paraná - UTFPR

Ilha Solteira, 20 de outubro de 2020.

*Este trabalho é dedicado aos honestos que,
mesmo em meio ao caos político/econômico/social,
produzem ordem.*

Agradecimentos

Agradeço imensamente ao meu Professor Orientador Antonio de Pádua Lima Filho pela enorme paciência, profissionalismo, inteligência e amizade demonstrados constantemente ao longo desses últimos 3 anos de trabalho.

Pelo nosso maravilhoso e sério relacionamento, agradeço à Nathália Mamontow, futura Engenheira Agrônoma pela UNESP de Ilha Solteira.

Aos colegas de pesquisa Pedro de Oliveira Barbosa e Fabian Hois, agradeço pelo trabalho crucial para o andamento deste estudo.

Devido à assistência técnica de altíssima qualidade, agradeço aos técnicos da UNESP de Ilha Solteira.

Agradeço também, pela realização dos ensaios de tração e micrografias, ao corpo técnico de Engenheiros e Técnicos da Companhia Brasileira do Alumínio - Votorantim Metais cujo contato foi feito através do Miguel Borodiak, exímio Engenheiro da CBA.

Resumo

A reciclagem de latas de alumínio no Brasil tem sido uma atividade de grande importância econômica, social e ambiental visto que, atualmente, mais de 90% de todas as latas de alumínio produzidas são recuperadas por reciclagem (mais de 50% no caso de toda sucata de alumínio) e, principalmente, pelo fato da produção secundária de alumínio (reciclagem) consumir até 5% da energia total necessária para a produção primária. Neste trabalho, a produção de tiras metálicas a partir de material recuperado de latas de alumínio foi executada com o uso de um fundidor de tiras metálicas (*Strip Caster*) laboratorial que dispõe de dois cilindros de aço (diâmetro = 105 mm), refrigerados internamente por solução aquosa (1 parte de óleo e 9 partes de água). Foram executadas seis corridas com uma massa de material fundido de ≈ 1300 g, nas temperaturas de 650°C, 670°C, 710°C e 720°C. As velocidades superficiais dos cilindros foram de 0,16 e 0,2 m/s. A seleção de carga fundida das latas de alumínio foi baseada na quantidade de anéis rebitados (liga Al 5182) com o corpo (Al 3004) e tampa (Al 5182). Micrografias ópticas com e sem luz polarizada e com microscópio eletrônico de varredura (MEV) foram obtidas para avaliar a evolução microestrutural durante o processamento. A composição química para cada corrida e análise mecânica por testes de tração foram feitas após tratamento térmico de homogeneização seguida de laminação a frio (H18) e recozimento (O). As tiras metálicas produzidas apresentaram em torno de 2 mm de espessura, para um afastamento entre os cilindros de 1,5 mm. As micrografias mostraram que a estrutura das tiras metálicas apresenta duas regiões principais: 1.) uma superficial, majoritariamente formada por grãos com características colunares; e 2.) uma central, composta de grãos globulares e equiaxiais em formato de roseta. O crescimento de uma fase colunar direcional foi evidenciada a partir de um núcleo equiaxial que se formou ao longo do caminho que o material semissólido percorreu até atingir as paredes frias dos cilindros refrigerados. Esta fase cresceu em direção a fase líquida do material semissólido rica em átomos solutos. A partir daí, grãos com características eutéticas colunares se formaram próximos aos cilindros e grãos menores com segregação de átomos solutos na região central da tira. Os testes de tração nas condições H18 e O mostraram que o desempenho mecânico é fortemente influenciado pelo conteúdo de Mg, com o limite de resistência a tração de 264,0 MPa, para o caso em que havia a maior quantidade de Mg (1,26% em massa) e um mínimo de 210,1 MPa (0,13% de Mg em massa). Entretanto, uma fragilização na saída do laminador ocorreu, o que sugere, para uma aplicação industrial, a necessidade da utilização de refinadores de grão (e.g.: ligas a base de Ti e B) a fim de diminuir a fração de grãos colunares e assim evitar a formação de trincas intergranulares nessa região. Uma esteira de roletes funcionaria como um suporte ativo de sustentação e de tração das tiras metálicas na saída do laminador.

Palavras-chave: Fundição de tiras. Reciclagem. Latas de alumínio. Solidificação rápida.

Abstract

The recycling of aluminum beverage cans in Brazil has been an activity with great economical, social and environmental relevance as more than 90% of all cans are recovered by recycling (more than 50% of all aluminum scrap) and mainly because the secondary aluminum production (recycling) only demands 5% of the total energy necessary for the primary production. At the present work, the production of aluminum strips was done by a laboratorial Strip Caster that uses two steel cylinders (105 mm of diameter), internally cooled by a water solution (1 part of soluble oil and 9 parts of water). Six testes were performed by melting around 1300 g at pouring temperatures of 650 °C, 670 °C, 710 °C and 720 °C. Surface velocities were 0,16 and 0,2 m/s. The selection of the melted load was based upon the quantity of riveted rings (aluminum alloy 5182) with can body (Al 3004) and lid (Al 5182). Micrographies with and without polarized light and with scanning electron microscopy (SEM) were performed in order to evaluate the progression of the microstructure during the processing. The chemical composition at each run and mechanical analysis by tensile test were done after homogenization thermal treatment followed by cold rolling (H18 temper) and annealing. The produced strips showed 2 mm thickness as a function of the 1,5 mm cylinders gauge. Two main regions were observed at the internal structure of the strips by the micrographies: 1.) at the surface, largely made of columnar grains; and 2.) a central, mainly formed by globular and equiaxial rose-shaped grains. The columnar growth appears to have initiated from equiaxial nucleus which have grown on the way that the semi-solid material went by until reaching the cold walls of the cooled cylinders. This phase grew at the direction of the liquid phase rich in solute atoms. After that, eutectic grains with columnar characteristics were formed and grains with smaller contents of solute were observed in the central region of the strips. The tensile testes at H18 and O tempers showed that the mechanical performance is greatly influenced by Mg content, with tensile strength reaching a maximum of 264,0 MPa with the highest Mg content (1,26% weight) and a minimum of 210,1 MPa (0,13% Mg wt.). On the other hand, a hot fragility and the exit of the cooled rolls occurred which suggests that, for an industrial application, the use of grain refiners (e.g.: Ti and B alloys) might be necessary in order to reduce the fraction of columnar phase and therefore the formation of intergranular cracks. A row of rolls at the exit of the cooled cylinders could act as an active support and impose a traction force for the strips exiting the Strip Caster.

Keywords: Strip casting. Recycling. Aluminum cans. Fast solidification.

Lista de ilustrações

Figura 1 – Gráfico que relaciona a porcentagem de latas recicladas a partir do total produzido em diversos países.	14
Figura 2 – Total de alumínio produzido no mundo e a razão entre a produção primária e secundária ao longo dos anos.	15
Figura 3 – Fundidor de tiras na disposição vertical proposta por Bessemer.	16
Figura 4 – Equipamento com cilindros de Cu-Cr internamente refrigerados usado para fundição de tiras metálicas da liga de alumínio A7075.	17
Figura 5 – Seção longitudinal de uma tira da liga AA 5182 produzida por <i>Strip Casting</i> com severa presença de trincas em direção ao centro da tira fundida.	17
Figura 6 – Ligas de Al-Mg e seus intervalos de solidificação.	18
Figura 7 – Microestrutura resultante ao longo da espessura de uma tira metálica da liga A356 fabricada por Strip Caster horizontal com o uso de calha de resfriamento (lado direito) e sem o uso do mesmo (lado esquerdo).	20
Figura 8 – Componentes de uma lata de alumínio e as ligas normalmente usadas em sua fabricação.	22
Figura 9 – Latas de alumínio posicionadas no interior do forno de resistência elétrica (a) e após o tratamento à 500 °C num tempo de 2 h e 30 min aproximadamente (b).	23
Figura 10 – Etapas da prensagem das latas: 1.) Prensagem manual e 2.) Compactação em prensa mecânica.	24
Figura 11 – Exemplos de lingotes produzidos a partir de latas recicladas usando-se molde permanente de aço ao carbono comum.	24
Figura 12 – Esquema do <i>Strip Caster</i> utilizado para a fabricação de tiras metálicas a partir de liga de alumínio obtida pela reciclagem de latas de alumínio.	25
Figura 13 – Calha de resfriamento que tem a função de iniciar o processo de solidificação e alimentar o bocal cerâmico com material no estado semissólido.	26
Figura 14 – Desenho em corte mostrando o fluxo de refrigerante internamente aos cilindros.	27
Figura 15 – Sistema de injeção do fluido refrigerante para os cilindros de reolaminação.	27
Figura 16 – Aparato experimental para a fabricação de tiras fundidas com o sistema de refrigeração (a) e (b); sistema de aquisição de sinais e dados de temperatura (c) e (d); e de carga (e) e (f).	28
Figura 17 – Vista longitudinal usada como referência para a fabricação do bocal de cerâmica para ser acoplado aos cilindros do <i>Strip Caster</i> . Largura de 100 mm aproximadamente.	30
Figura 18 – Posição do bocal cerâmico junto aos cilindros do Strip Caster.	30
Figura 19 – Desenho do bocal usado em outros trabalhos. Largura = 100 mm.	31

Figura 20 – Diagrama da sequência de tratamentos e ensaios realizados para obtenção dos dados analisados neste trabalho.	31
Figura 21 – Dimensões do corpo de prova segundo norma ASTM E8M para chapas com espessura menor que 2 mm.	32
Figura 22 – Microscópio eletrônico de varredura usado neste trabalho.	33
Figura 23 – Material retirado do bocal cerâmico após o processamento e seccionado em quatro partes para análise no MEV (Regiões 1 a 6).	35
Figura 24 – Micrografia do MEV evidenciando formações dendríticas e globulares (a) e detalhe da formação globular sendo arrastada (b).	36
Figura 25 – Efeito de degeneração de braços dendríticos indicado por flechas vermelhas, observada na face inferior da peça em análise.	37
Figura 26 – Estruturas dendríticas observadas no material remanescente no bocal cerâmico das regiões 2, 3 e 4 da peça em análise, com destaque pela circunferência em vermelha de estrutura equiaxial.	38
Figura 27 – Micrografia das regiões 5 (a) e 6 (b) do material retirada do bocal cerâmico.	39
Figura 28 – Distribuição do material solidificado entre os cilindros no <i>Strip Caster</i> (a) e detalhe do perfil do material solidificado tendendo ao arrastamento (b).	40
Figura 29 – Diagrama de fase Al-Mn obtida com o Software ThermoCalc indicando as temperaturas de vazamento empregadas neste trabalho.	41
Figura 30 – Bocal cerâmico instantes antes do início do processamento (a) e o arraste do material semissólido pelo cilindro inferior (b).	41
Figura 31 – Sequência da formação da tira fundida: 1.) arraste do material semissólido solidificado pelo cilindro inferior (a); formação da cunha solidificada entre os cilindros devido à alta taxa de resfriamento (b); e saída da tira metálica (c).	43
Figura 32 – Trincas superficiais (com destaques em vermelho) nas condições III (a) e V (b).	44
Figura 33 – Saída da tira metálica recém solidificada (a), flexão da tira devido a interrupção do seu fluxo (b), início da fratura (c) fratura (d).	44
Figura 34 – Tira metálica produzida na Condição II (a) e micrografia da secção longitudinal da tira metálica mostrando trincas integranulares nas regiões colunares em destaque pelas flechas (b).	45
Figura 35 – Micrografia óptica com luz polarizada da secção transversal das tiras metálicas produzidas nas condições II, III e IV.	47

Figura 36 – Micrografia óptica com luz polarizada da secção transversal da tira metálica produzida na condição II com destaques para as principais formações equiaxiais centrais (circunferências pretas) e periféricas (circunferências vermelhas).	48
Figura 37 – Micrografia óptica com luz polarizada da secção transversal da tira metálica produzida na condição III com destaques para as formações <i>duplex</i> e seus constituintes.	49
Figura 38 – Oxidação e aderência de material na área de contato entre o material fundido e o cilindro não refrigerado (a) e momento final da produção da tira metálica na condição II que evidencia a proteção térmica feita pela refrigeração interna do cilindro (b).	52
Figura 39 – Desenho esquemático do material semissólido com diferentes estruturas se aproximando dos cilindros para ser reoconformado.	53
Figura 40 – Grãos colunares aparentemente desenvolvidos a partir das estruturas geradas pela calha de resfriamento e bocal cerâmico.	54
Figura 41 – Concentração dos elementos químicos que compõe a liga nos contornos de grão formando estrutura eutética em todas as condições.	57
Figura 42 – Diagrama esquemático ilustrando a formação de trincas durante o processo de re laminação.	58
Figura 43 – Microscopia com luz polarizada das tiras laminadas a frio para o grau de encruamento H18 (coluna de micrografias na esquerda) e no estado recozido (coluna de micrografias na direita).	60
Figura 44 – Tira solidificada de ligas de alumínio com latas recicladas laminadas a frio (H18, a esquerda) e recozidas (O, a direita) para as Condições II a VI, como indicadas. A microestrutura ilustra os precipitados formados e orientados na direção de laminação.	61
Figura 45 – Conjunto de roletes para suporte ativo na saída das tiras metálicas do laminador do <i>Strip Caster</i>	63

Lista de tabelas

Tabela 1 – Parâmetros utilizados nas seis corridas.	34
Tabela 2 – Composição química das ligas usadas em cada uma das condições que resultaram na formação de tira metálica.	46
Tabela 3 – Propriedades mecânicas obtidas através de teste de tração padronizado, porcentagem em massa dos elementos de liga cobre e magnésio e tamanho de grão ASTM (G) segundo a norma ASTM E 112.	49
Tabela 4 – Relação elástica (limite de escoamento/limite de ruptura) para as Condições II a VI das tiras processadas no Strip Caster da ligas Al recicladas.	50

Sumário

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Fundição de Tiras Metálicas na Reciclagem	16
2	OBJETIVOS	21
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	22
3.1	PREPARO DAS LATAS DE ALUMÍNIO PARA FUNDIÇÃO	22
3.2	FUNDIÇÃO DE TIRAS METÁLICAS	23
3.3	BOCAL CERÂMICO	29
3.4	ANÁLISES MICROGRÁFICA, MECÂNICA E TRATAMENTOS TÉRMICOS	31
3.5	MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV)	32
3.6	LEVANTAMENTO DE DIAGRAMA DE FASES	32
4	RESULTADOS	34
4.1	AÇÃO DA CALHA DE RESFRIAMENTO	34
4.2	AÇÃO DO BOCAL CERÂMICO	37
4.2.1	Arraste do Material Semissólido	37
4.2.2	Dinâmica da Formação da Tira Metálica	38
4.3	TRINCAS SUPERFICIAIS	42
4.4	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO RECICLADAS	45
4.5	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	45
4.5.1	Estrutura Colunar	46
4.5.2	Estrutura Equiaxial	46
4.5.3	Estruturas Globular e Duplex	47
4.6	TESTE DE TRAÇÃO	48
5	DISCUSSÕES	51
5.1	DESEMPENHO DO EQUIPAMENTO	51
5.2	DINÂMICA DE SOLIDIFICAÇÃO	52
5.3	EFEITO DOS PARÂMETROS DE VAZAMENTO E COMPOSIÇÃO QUÍMICA	55
6	CONCLUSÃO	62
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	63
	Referências	64
8	PRODUÇÃO CIENTÍFICA	67

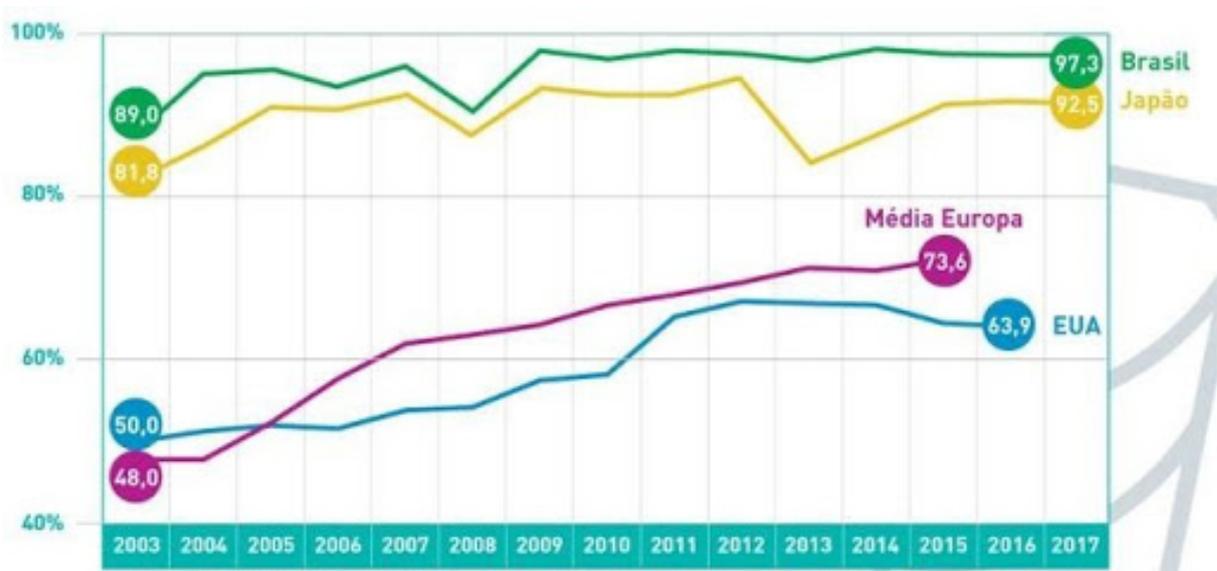
1 INTRODUÇÃO

A reciclagem de alumínio tem sido uma atividade com grande relevância econômica no mundo e em especial no Brasil, que teve seu início em torno dos anos de 1920 com início da utilização de alumínio na indústria (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. ABAL, 2019). No começo dos anos 90, eram reciclados no Brasil em torno de 37% das latas de alumínio produzidas, passando para 73% em 1992 (VERRAN; KURZAWA; PESCADOR, 2005). Hoje o Brasil se encontra entre os líderes na reciclagem de latas de alumínio, numa posição ligeiramente superior ao Japão, como observado na Figura 1.

A produção mundial de alumínio é classificada em primária e secundária. A produção primária é feita a partir do processo *Bayer* de refino da bauxita para a produção de alumina e posterior redução eletrolítica pelo processo *Hall-Heroult*. Por outro lado, a produção secundária é feita pela reciclagem de sucata proveniente da indústria do alumínio como fios e cabos, ligas fundidas, ligas trabalhadas, embalagens, cavacos e as latas de Al. A Figura 2 indica uma constante expansão da produção secundária e uma certa tendência à esta superar a produção primária em todo o mundo, o que já acontece no México (OECD, 2019), por exemplo.

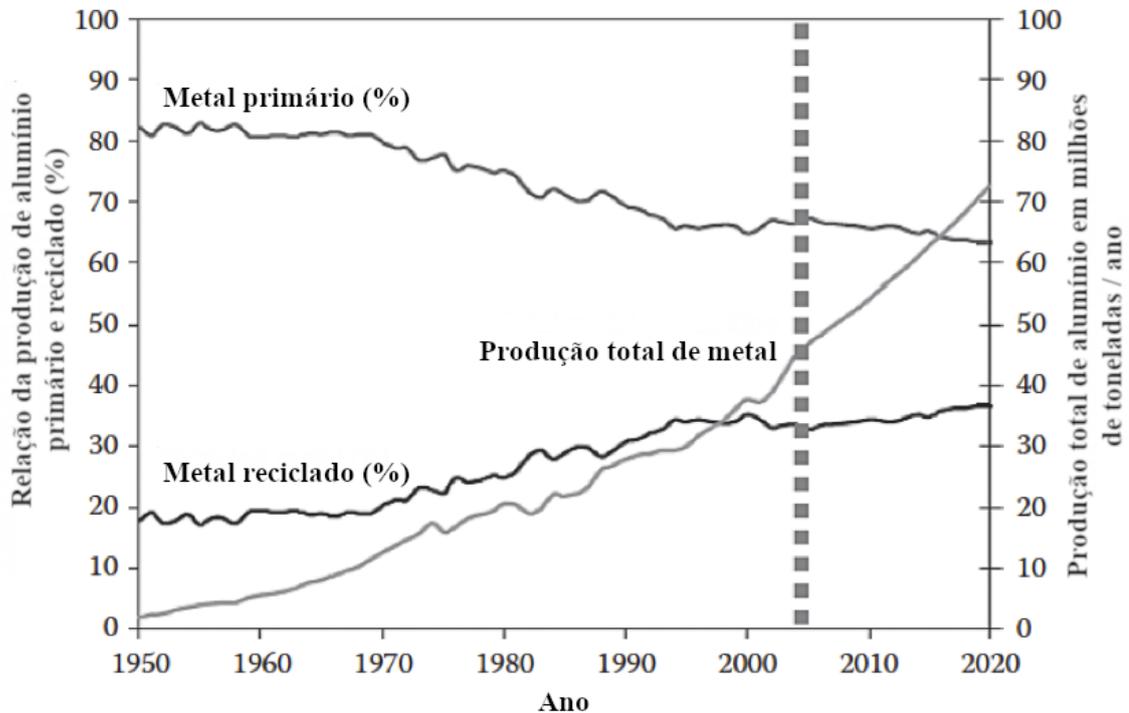
As latas de alumínio são geralmente produzidas com as ligas 5182 (Mg 4,5% Mn 0,2 – 0,5%) na tampa e no lacre rebitado e 3004 (Mg 0,8 – 1,3% Mn 1,0 – 1,5%) no corpo (CAYLESS, 1990), apesar de que a liga de Al 5082 (Mg 3,3 – 4% e Mn 0,2 – 0,5%) tem também sido usada também para a tampa (REIS *et al.*, 2014). Essa mistura de ligas é um dos problemas relacionados à reciclagem de latas, sendo necessário uma diluição com alumínio primário para a obtenção de ligas específicas (NISHIYAMA, 2002).

Figura 1 – Gráfico que relaciona a porcentagem de latas recicladas a partir do total produzido em diversos países.



Fonte: Adaptado de (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. ABAL, 2019).

Figura 2 – Total de alumínio produzido no mundo e a razão entre a produção primária e secundária ao longo dos anos.



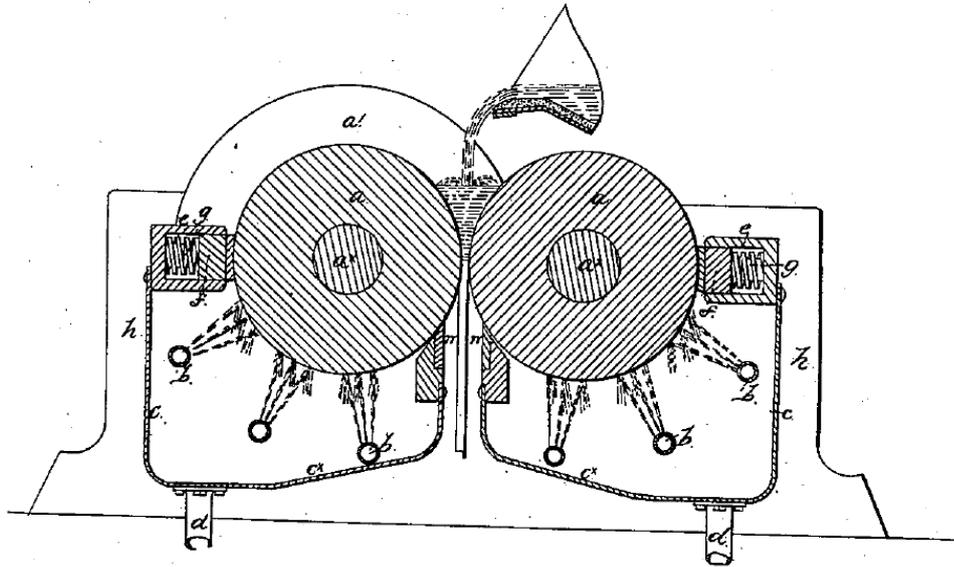
Fonte: Adaptado de (OECD, 2019).

Além das diversas ligas de Al para aplicação em um único produto, grande parte dos produtos de alumínio são fornecidos com resíduos orgânicos para a reciclagem. A reciclagem de latas de alumínio tem sido feita pela adição das latas prensadas diretamente no forno de fusão sem a limpeza de contaminantes como óleos, graxas e resíduos de bebidas, por exemplo. Estes contaminantes representam em torno de 2 a 3% da massa das latas de Al (SCHLESINGER, 2014) (EVANS; GUEST, 2000).

Entretanto, a remoção dos revestimentos poliméricos ou orgânicos pode apresentar benefícios para a reciclagem tais como (STEWART; DALEY; STEPHENS, 2000):

- Diminuição da formação de escória e, conseqüentemente, menor impacto ambiental proveniente do seu descarte;
- Diminuição da contaminação pelo hidrogênio;
- Aumento na recuperação de alumínio; e
- Diminuição do trabalho manual a ser realizado para o manejo da escória.

Figura 3 – Fundidor de tiras na disposição vertical proposta por Bessemer.



Fonte: Adaptado de (BESSEMER, 1865).

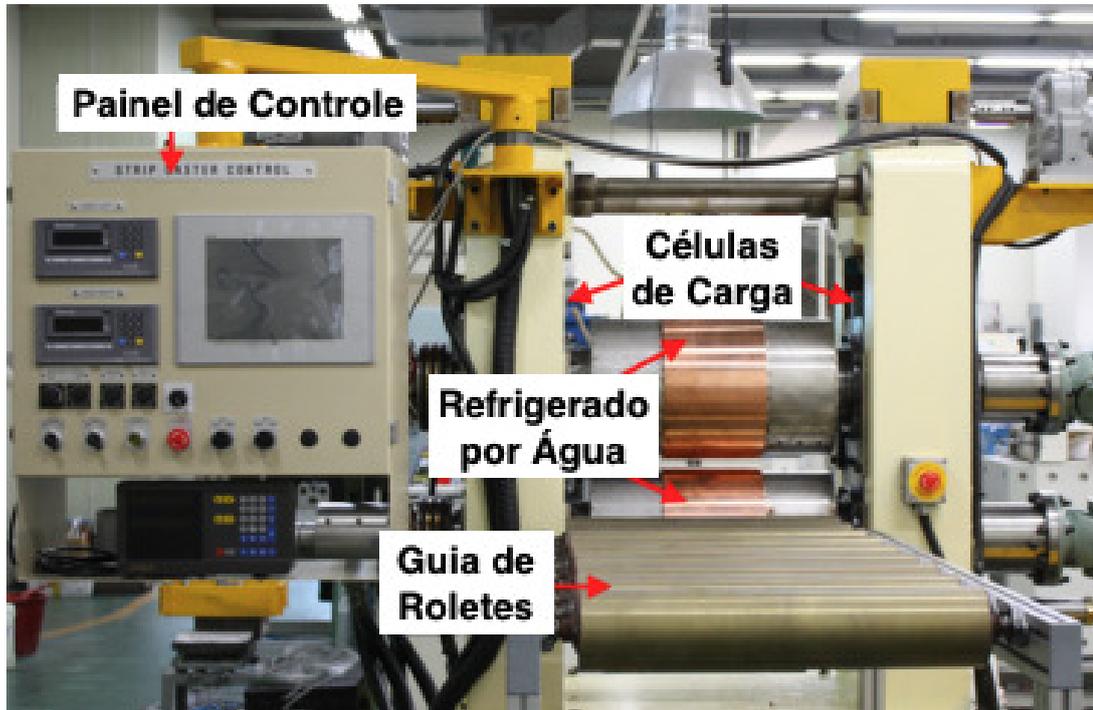
1.1 Fundição de Tiras Metálicas na Reciclagem

A tecnologia para fabricação de tiras metálicas foi primeiro proposto por Henry Bessemer (BESSEMER, 1865) numa tentativa de se fabricar produtos *near-net-shape* (quase acabados) diretamente do estado líquido em oposição ao longo e custoso processo por lingotamento contínuo, como exemplificado na Figura 3. Esta tecnologia já é encontrada em aplicações industriais (MENET *et al.*, 2001) e continua sendo foco de várias pesquisas na atualidade, notoriamente pelas altas velocidades de fabricação (KIKUCHI; HARADA; KUMAI, 2019) e pela eliminação de etapas intermediárias no lingotamento convencional (LIMA FILHO *et al.*, 2019a). A Figura 4 ilustra o equipamento munido de cilindros de cobre refrigerados internamente usado em outra pesquisa.

A literatura mostra um acervo limitado sobre a aplicação do processo de fundição conhecido como *Strip Casting* na reciclagem de ligas de alumínio. Haga *et al.* (HAGA; KUMAI; WATARI, 2012) estudaram o efeito do aumento do conteúdo de ferro na liga 6016 sobre a ductilidade do material e a praticabilidade do processo. Esta pesquisa mostrou pouca variação nas propriedades mecânicas do material reciclado, em relação ao material “original” e que o acréscimo de Fe na composição do material, inerente ao processo de reciclagem, não gerou grande variação na ductilidade do material.

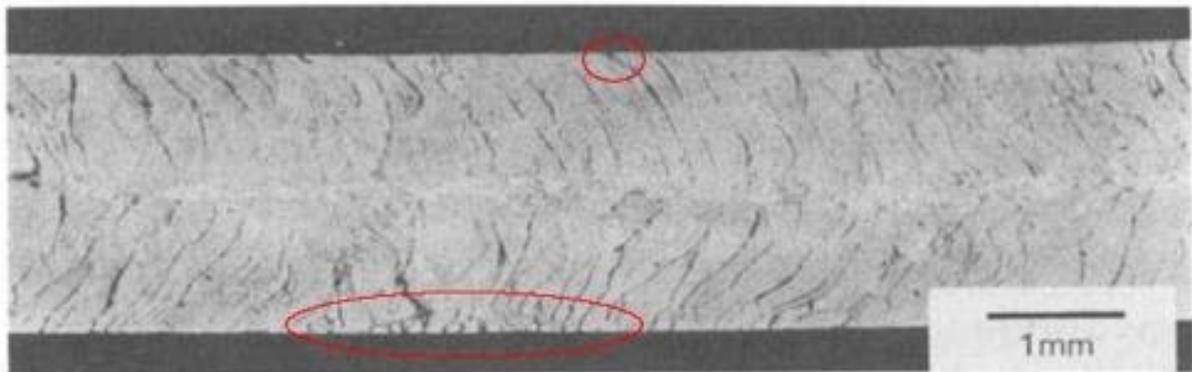
Por outro lado, defeitos como trincas a quente podem ser observados principalmente nas operações de *Strip Casting* executadas com ligas de alumínio de grande intervalo de solidificação – a Figura 6 ilustra algumas das ligas comerciais de alumínio e as relaciona com seus respectivos intervalos de solidificação –, por exemplo, a liga de alumínio AA 5182 que possui intervalo de solidificação de 61 °C (MONAGHAN *et al.*, 1993). De fato,

Figura 4 – Equipamento com cilindros de Cu-Cr internamente refrigerados usado para fundição de tiras metálicas da liga de alumínio A7075.



Fonte: Adaptado de (LEE; KIM; CHO, 2015).

Figura 5 – Seção longitudinal de uma tira da liga AA 5182 produzida por *Strip Casting* com severa presença de trincas em direção ao centro da tira fundida.

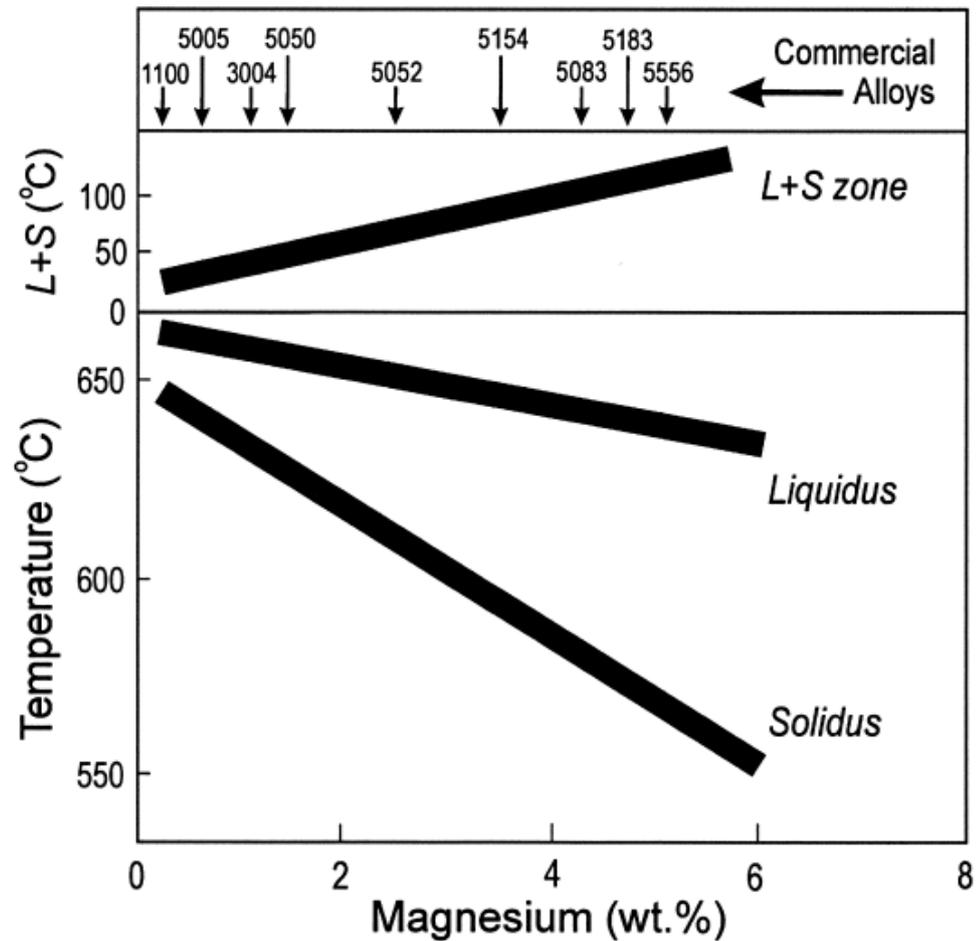


Fonte: Adaptado de (MONAGHAN *et al.*, 1993).

Monaghan *et al.* encontraram a formação de trincas durante a fabricação de tiras fundidas empregando a liga AA 5182, Figura 5.

Verran *et al.* (VERRAN; KURZAWA; PESCADOR, 2005) obtiveram amostras com conteúdo de magnésio variando entre 0,51 a 0,59% a partir da reciclagem através de fundição de latas de Al com Corpo + Tampa + Lacre Rebitado em Forno, sem o uso de fluxo escorificador em um tempo total de fundição de aproximadamente 15 minutos nas temperaturas de 700 °C a 900 °C. Foi argumentado que pelo fato deste elemento ser altamente reativo com o oxigênio as perdas do mesmo seriam comuns e/ou de difícil controle.

Figura 6 – Ligas de Al-Mg e seus intervalos de solidificação.



Fonte: Adaptado de (FERRY, 2006).

Os resultados apresentados naquele trabalho sugerem que a diminuição da temperatura de vazamento minimiza as perdas do elemento em questão.

Em geral, ligas metálicas com amplo intervalo de solidificação apresentam grande comprimento da ramificação dendrítica principal, considerando-se a mesma difusividade térmica do molde, em relação às ligas com menor intervalo de solidificação, como no caso da formação da casca metálica em contato com os cilindros de solidificação no Strip Caster. Este comprimento pode ser aproximado pela equação (GARCIA, 2007):

$$L_d = \frac{T_{liq} - T_{sol}}{G_m}$$

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.

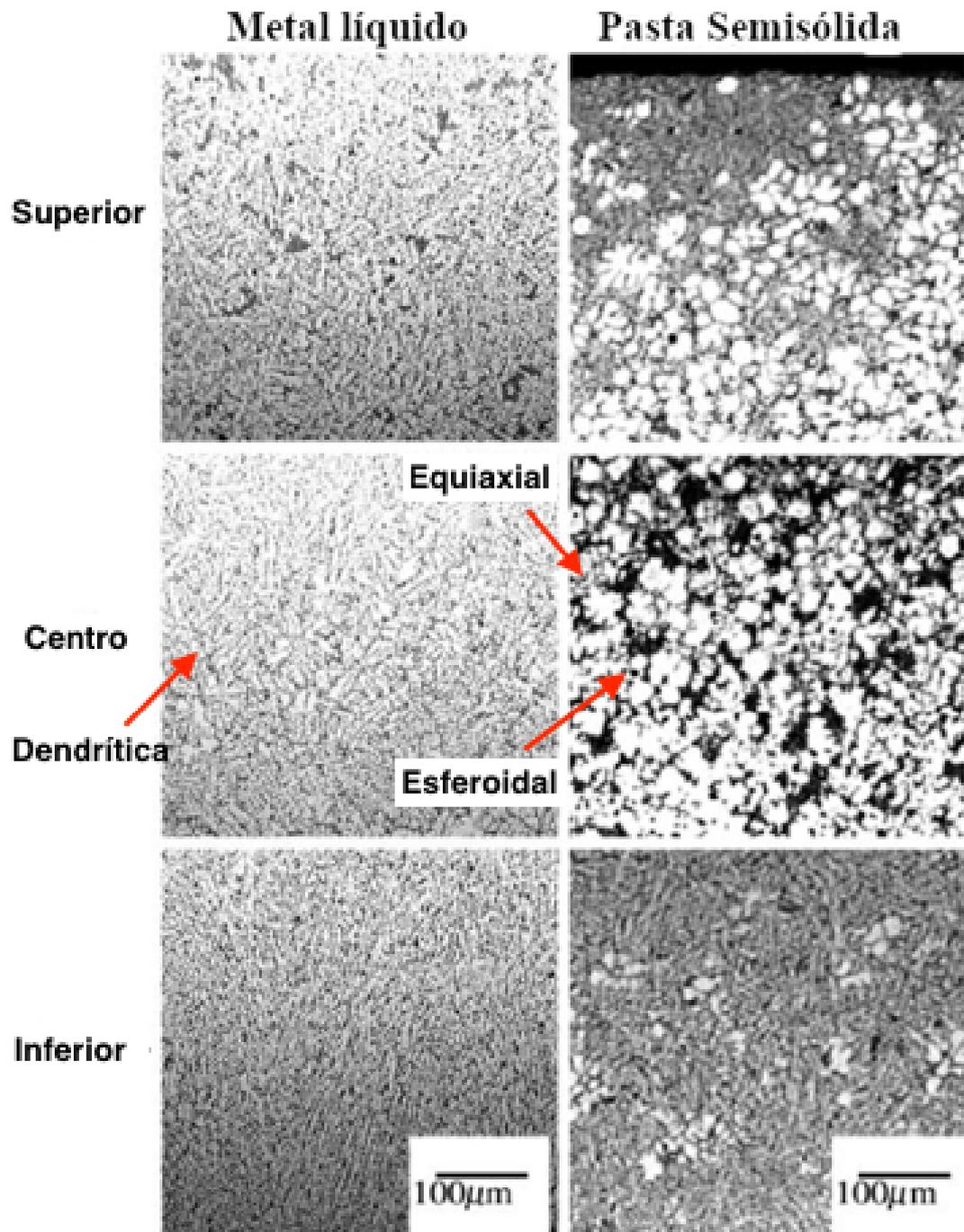
Esta estrutura pode estar acompanhada de estruturas globulares cuja a origem é

diversificada (KIM; KUMAI, 2011). Por exemplo, Kim e Kumai (KIM; KUMAI, 2013) alegaram que uma grande agitação no líquido dentro do bocal que alimenta os cilindros de solidificação, característica do processo *Strip Casting*, pode fazer com que as dendritas recém solidificadas se desprendam da superfície em contato com os cilindros e sejam levadas pelo movimento convectivo para o centro da tira, dando origem à uma estrutura globular e/ou equiaxial na região central da tira metálica, que pode variar de tamanho dependendo da temperatura de vazamento (GARCIA, 2007).

Além disso, ligas com grande intervalo de solidificação podem gerar o encontro dos braços dendríticos formados por cada um dos cilindros de solidificação, o encontro desses braços sob a carga de laminação imposto pelos cilindros faz com que as dendritas se fragmentem e gerem uma estrutura globular fina localizada na região central da tira metálica fundida (KIM; KUMAI, 2013).

Efeito similar foi obtido por Haga (HAGA, 2002) pelo uso de calha de resfriamento, situada entre a panela intermediária e o bocal de alimentação, de maneira a causar um super resfriamento na lama metálica e gerar pontos de solidificação a priori do contato com os cilindros de solidificação o que, por consequência, produziu uma chamada estrutura *duplex* (Fig. 7 ao lado direito, centro) composta por estrutura esferoidal e estrutura equiaxial em oposição à estrutura majoritariamente dendrítica obtida sem o uso da calha de resfriamento (Fig. 7 ao lado esquerdo, centro). A estrutura equiaxial obtida pode ter o formato de roseta, como explicado em (ATKINSON, 2010). Neste trabalho, serão estudados ainda outros mecanismos.

Figura 7 – Microestrutura resultante ao longo da espessura de uma tira metálica da liga A356 fabricada por Strip Caster horizontal com o uso de calha de resfriamento (lado direito) e sem o uso do mesmo (lado esquerdo).



Fonte: Adaptado de (HAGA, 2002).

2 OBJETIVOS

1. Estudar a reciclagem de latas de alumínio através do processo de solidificação rápida *Strip Casting* para a produção de tiras metálicas;
2. Obter micrografias com o uso de microscópio óptico com e luz polarizada e microscópio eletrônico de varredura (MEV) da microestrutura resultante do processo de fabricação em questão;
3. Realizar testes de tração padronizado nas tiras metálicas homogeneizadas após a fundição, laminadas a frio para a obtenção do grau de encruamento H18 e após recristalização;
4. Analisar os efeitos na composição química devido ao processo de reciclagem com diferentes cargas;
5. Relacionar composição química e parâmetros do processo com as propriedades mecânicas;
6. Estudar a dinâmica de solidificação com base nas peculiaridades do processo de fabricação em análise.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

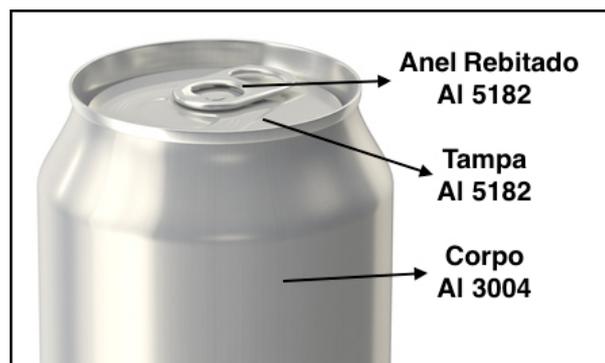
Neste capítulo, são apresentadas as etapas utilizadas para a reciclagem de latas de alumínio através de fundição em cadinho de carvão de Si e forno de resistência elétrica, para posterior vazamento no *Strip Caster*, com cilindros de aço internamente refrigerados, e produção de tiras metálicas. O equipamento usado é composto por uma calha de resfriamento que produz o material semissólido que alimenta um bocal, projetado e construído de material cerâmico para gerar uma distribuição simétrica do material entre os cilindros. A análise da composição química das ligas produzidas foi feita para cada condição. As caracterizações metalográficas das tiras metálicas foram feitas nas condições: como solidificada, após processamento por laminação à frio e após tratamento de recristalização. As propriedades mecânicas (limite de escoamento, limite de resistência a tração e ductilidade) das tiras nas condições após a laminação à frio e recristalizadas foram obtidas por ensaio de tração.

3.1 PREPARO DAS LATAS DE ALUMÍNIO PARA FUNDIÇÃO

O material utilizado na fundição foi produzido a partir de latas recicladas de alumínio e fornecidas pela Cooperativa de Coletores da cidade de Ilha Solteira - SP. Estas latas eram compostas ou com anel rebitado que, eventualmente, poderia interferir na composição final da tira metálica fabricada. A Figura 8 ilustra os componentes de uma lata de alumínio indicando a liga para a sua fabricação (PADMANABHAN; OLIVEIRA; MENEZES, 2011).

O preparo das latas de alumínio para a fundição foi feito em duas etapas: aquecimento à 500 °C em forno de resistência elétrica (220 V, 6600 W) por 2 horas e 30 minutos com atmosfera não controlada (Fig. 9(a)) na tentativa de remover a tinta, resíduos orgânicos e revestimento polimérico do interior das latas (Fig. 9(b)); e prensagem manual das latas, seguida de compactação em prensa mecânica (marca Harlo com capacidade de

Figura 8 – Componentes de uma lata de alumínio e as ligas normalmente usadas em sua fabricação.



Fonte: Adaptado de (DOSENMEISTER... , 2019).

Figura 9 – Latas de alumínio posicionadas no interior do forno de resistência elétrica (a) e após o tratamento à 500 °C num tempo de 2 h e 30 min aproximadamente (b).



Fonte: Próprio autor.

12 toneladas) para aumentar a densidade aparente do leito de carga para a fundição (Fig. 10).

A Figura 10 ilustra as etapas de compactação das latas. No início, é realizada a prensagem manual de maneira a produzir latas prensadas o suficiente para sua utilização na segunda etapa com o uso da prensa mecânica como descrita anteriormente. O acionamento é feito através de um dispositivo pneumático especificamente instalado para proteção do operador.

Assim, os pacotes prensados são inseridos em um cadinho de carbetto de Si, com capacidade para fundir Al e suas ligas com massa de até 1,3 kg e, posteriormente, em um forno de resistência elétrica da marca EDG Equipamentos, modelo EDG10P-S, à 750 °C. O cadinho com a carga fundida permanece em torno de 2 horas na temperatura programada para o vazamento numa lingoteira cilíndrica de aço para obter lingotes e assim compor a carga usada no vazamento no *Strip Caster*. Antes do vazamento, teve-se o cuidado de fazer a escorificação a fim de evitar a contaminação do lingote com a escória gerada na fundição. A Figura 11 ilustra os lingotes obtidos. As massas dos lingotes devem somar aproximadamente 1300 g para serem fundidas e vazadas no *Strip Caster*.

3.2 FUNDIÇÃO DE TIRAS METÁLICAS

A Figura 12 ilustra o *Strip Caster* usado para a fabricação das tiras metálicas fundidas de espessura de 2 mm e largura de 45 mm aproximadamente. O equipamento é composto por: 1.) panela intermediária a qual funciona como controle estático de vazão; 2.) calha de resfriamento que dá início à nucleação do material fundido e produz a lama metálica (material semissólido); 3.) bocal de cerâmica acoplado junto aos cilindros do

Figura 10 – Etapas da prensagem das latas: 1.) Prensagem manual e 2.) Compactação em prensa mecânica.



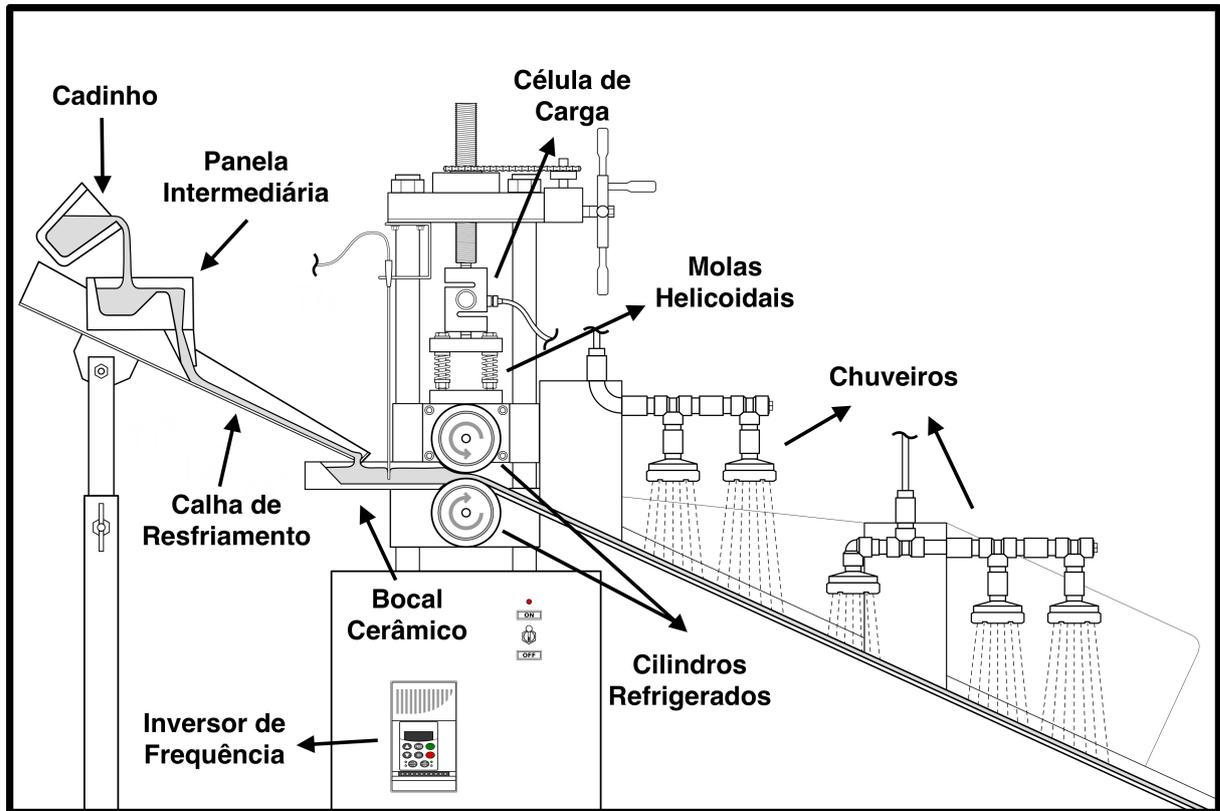
Fonte: Próprio autor.

Figura 11 – Exemplos de lingotes produzidos a partir de latas recicladas usando-se molde permanente de aço ao carbono comum.



Fonte: Próprio autor.

Figura 12 – Esquema do *Strip Caster* utilizado para a fabricação de tiras metálicas a partir de liga de alumínio obtida pela reciclagem de latas de alumínio.



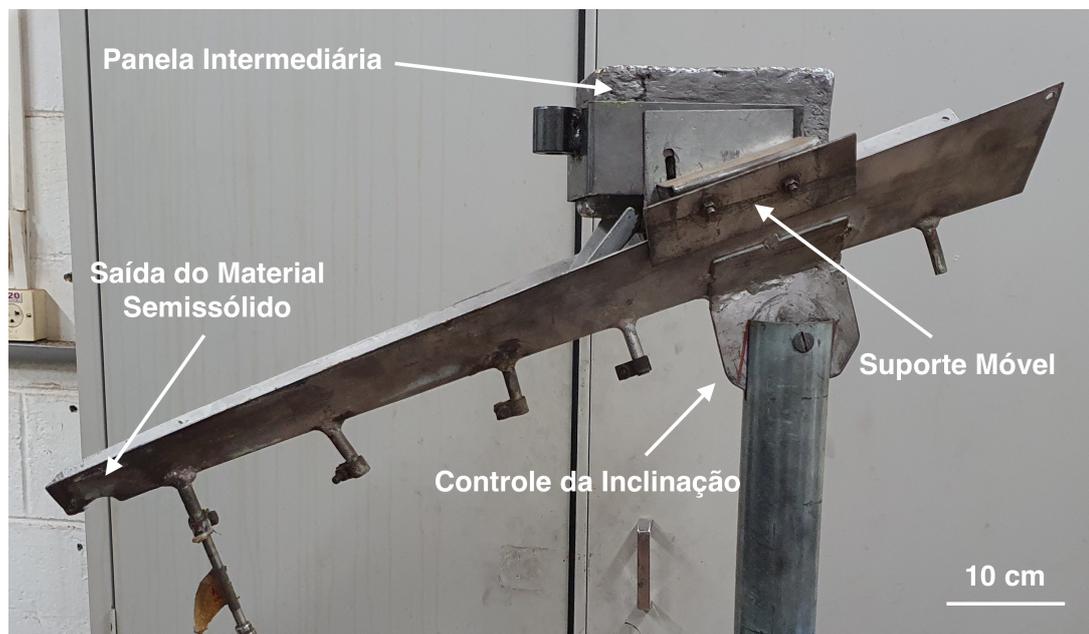
Fonte: Próprio autor.

Strip Caster; 4.) cilindros refrigerados internamente para finalizar a solidificação seguido de conformação da tira metálica na saída da cadeira de laminação; 5.) molas helicoidais acopladas ao cilindro superior que permitem o seu molejo e aliviam a pressão aplicada entre os cilindros refrigerados; 6.) duas células de cargas modelo YZC-5B (516) com fundo de escala de 1000 kgf ($\approx 9,8$ kN); 7.) calha de saída com cinco chuveiros que resfria a tira metálica recém fabricada para a temperatura ambiente; e 8.) inversor de frequência Weg Cfw 08 – 2 cv 220 V – 7A que permite controlar a velocidade superficial dos cilindros mantendo um torque constante.

O afastamento entre os cilindros foi de 1,5 mm, o que garante uma tira metálica de ligas de Al com aproximadamente 2 mm de espessura (FERREIRA *et al.*, 2019). A calha de resfriamento (Fig. 13) é um dispositivo usado nas operações de *Strip Casting* (HAGA, 2002) que gera o material semissólido devido ao super-resfriamento térmico. Este material alimenta o bocal posicionado em contato com os cilindros de solidificação.

Os cilindros são internamente refrigerados (Fig. 14) com solução aquosa de óleo solúvel refrigerante, comumente usado em usinagem, na proporção 1:9 com água, fundamental para minimizar a corrosão dos cilindros de aço durante a refrigeração. Este sistema é composto por um reservatório de capacidade para 10 l localizado na parte inferior da

Figura 13 – Calha de resfriamento que tem a função de iniciar o processo de solidificação e alimentar o bocal cerâmico com material no estado semissólido.



Fonte: Próprio autor.

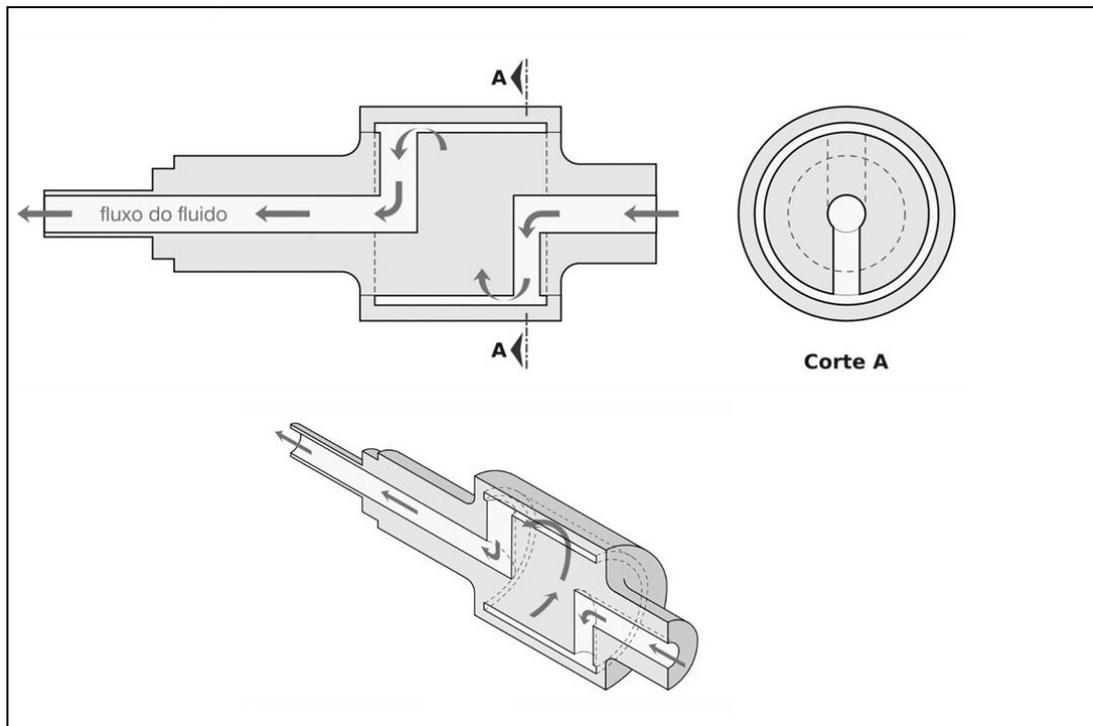
estrutura do *Strip Caster*. Uma bomba de óleo fornece uma vazão de aproximadamente 0,2 l/s para a refrigeração dos cilindros (Fig. 15). Além disso, os cilindros são manualmente lixados na superfície com lixa de sílica de granulometria 1200 a fim de se obter um acabamento com rugosidade superficial de aproximadamente $0,54 \mu\text{m}$.

Duas câmeras digitais foram posicionadas: 1.) Próxima e perpendicular à saída das tiras; e 2.) Frontal à saída da tira. Dessa forma, a evolução da solidificação do material semissólido, em contato com os cilindros do *Strip Caster* num curto período de tempo, pode ser acompanhada e o processo de fabricação visualizado. O suporte da câmera digital próxima aos cilindros foi composta por uma base para minimizar as vibrações geradas pelo sistema de transmissão do *Strip Caster* (Fig. 15).

Duas bombas Asten de Refrigeração - Linha Metal BB - B175 - AL - 90W - TRF - V9 - H2 - D00 com vazão máxima de 40 l/min foram usadas para bombear água através de mangueiras $\frac{1}{2}$ " para cinco chuveiros para compor o sistema de refrigeração da tira fundida na saída do laminador para atingir a temperatura ambiente, Figura 16(a). Um bom acoplamento da calha de resfriamento da tira fundida com o cilindro inferior do laminador foi obtido, Figura 16(b). A calha de resfriamento foi fabricada por chapas finas de Al comercialmente puro de 1,5 mm de espessura.

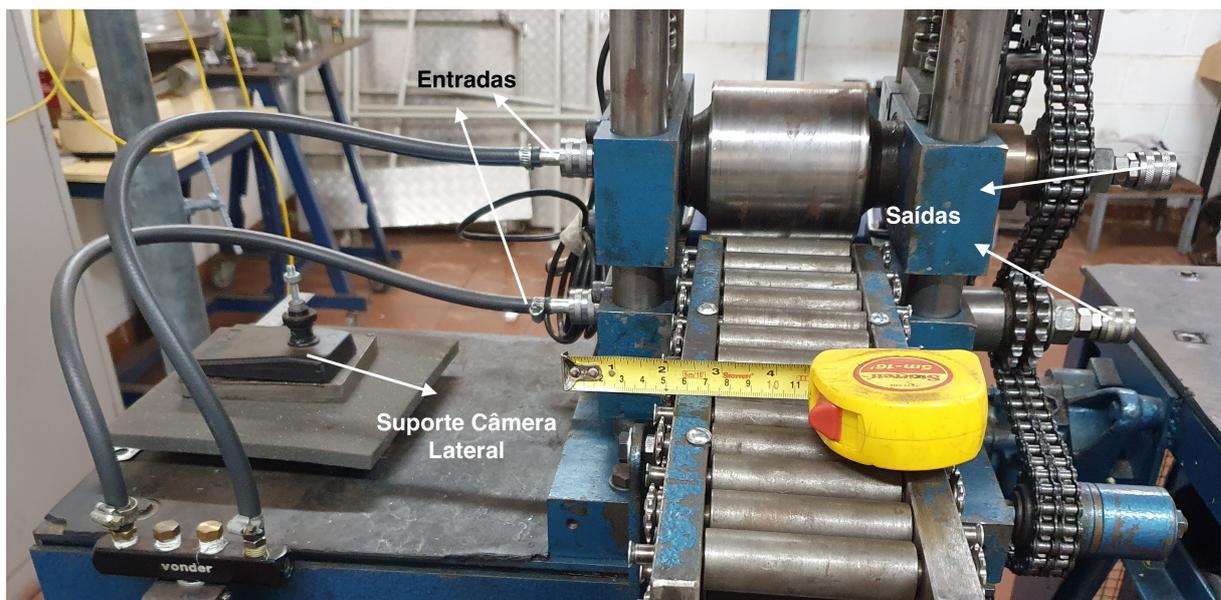
O sistema de aquisição de sinais e dados para acompanhar a temperatura é composto por um hardware TC-08 da Pico Technology Limited com oito canais de entrada (Fig. 16(d)). Através do software Picolog, os perfis de temperaturas do processamento foram obtidos. Por outro lado, um amplificador de sinais INA 129 e um hardware de aquisição

Figura 14 – Desenho em corte mostrando o fluxo de refrigerante internamente aos cilindros.



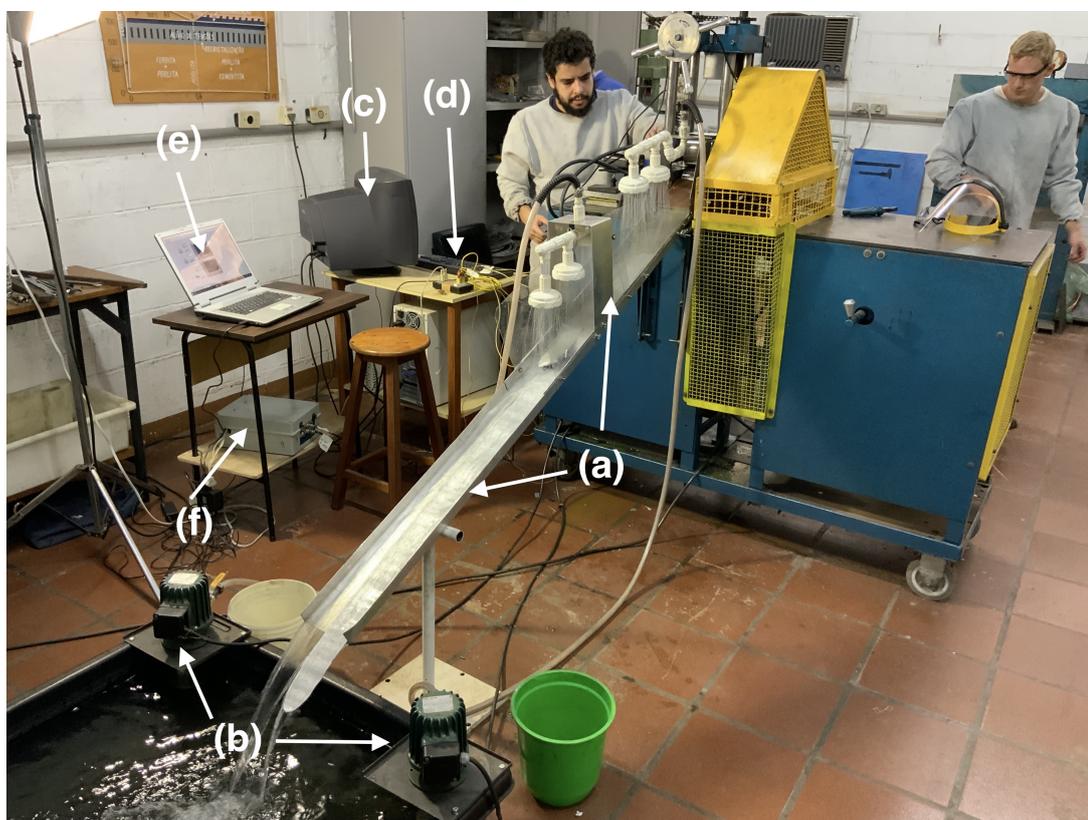
Fonte: Próprio autor.

Figura 15 – Sistema de injeção do fluido refrigerante para os cilindros de reolaminação.



Fonte: Próprio autor.

Figura 16 – Aparato experimental para a fabricação de tiras fundidas com o sistema de refrigeração (a) e (b); sistema de aquisição de sinais e dados de temperatura (c) e (d); e de carga (e) e (f).



Fonte: Próprio autor.

de sinais (MYRIO), Figura 16(f), e um notebook com a instalação do software LabView 2018, Figura Fig. 16(e), foram empregados para obter os sinais das duas células de carga no parafuso de aperto do laminador, ver Figura 12.

Foram realizados seis procedimentos experimentais, variando-se a temperatura de vazamento, a velocidade superficial dos cilindros e a quantidade de latas que possuíam o anel rebitado em sua composição. A finalidade era analisar a influência dos componentes de uma lata de alumínio sobre as propriedades das tiras metálicas solidificadas. Os dois bocais cerâmicos (painela intermediária e bocal de alimentação dos cilindros) foram pré-aquecidos a 300 °C por por 1 hora num forno de resistência (220V, 6600 W) antes da execução de cada um dos experimentos para remover a umidade.

O controle da temperatura de vazamento foi feito por um termopar do tipo K de 3 mm de diâmetro encapsulado em tubo de aço. Assim, instantes antes do vazamento, o termopar é imerso no cadinho com a liga fundida até que se atinja a temperatura de vazamento desejada, como abaixo descrito. A velocidade de rotação dos cilindros foi garantida pelo inversor de frequência. Os seis procedimentos experimentais foram feitos da seguinte forma:

1. Prensagem de latas de alumínio com e sem anel rebitado e cilindros com velocidade superficial de 0,2 m/s. Temperatura de vazamento de 650 °C;
2. Prensagem de latas de alumínio como descrito anteriormente e cilindros com velocidade superficial de 0,2 m/s. Temperatura de vazamento de 670 °C;
3. Prensagem de latas de alumínio como descrito anteriormente e cilindros com velocidade superficial de 0,2 m/s. Temperatura de vazamento de 710 °C;
4. Prensagem de latas de alumínio como descrito anteriormente e cilindros com velocidade superficial de 0,16 m/s. Temperatura de vazamento de 710 °C;
5. Prensagem de latas de alumínio como descrito anteriormente e cilindros com velocidade superficial de 0,16 m/s. Temperatura de vazamento de 720 °C; e
6. Prensagem de latas de alumínio na seguinte condição: corpo, lacre e anel rebitado, cilindros com velocidade superficial de 0,2 m/s. Vazamento a 710 °C.

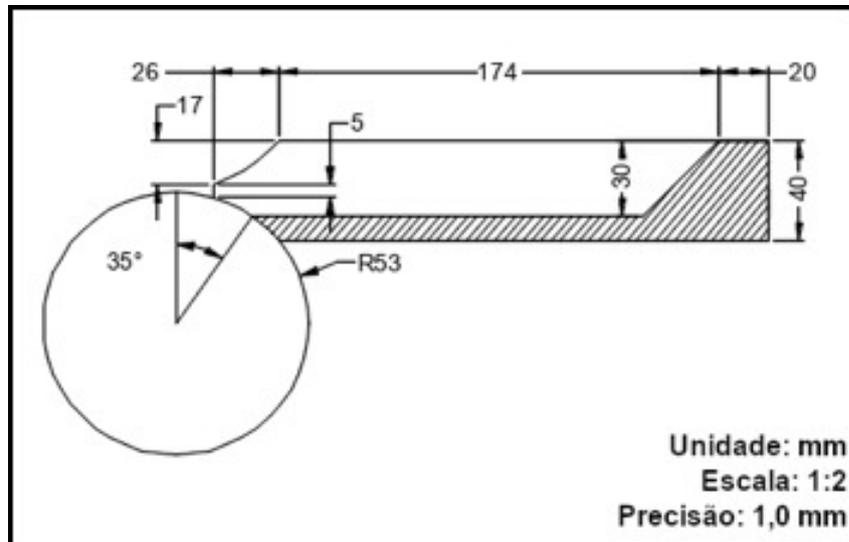
3.3 BOCAL CERÂMICO

Um bocal de cerâmica foi projetado e construído de maneira a distribuir simetricamente o contato do material no estado semissólido entre os cilindros. A Figura 17 ilustra o desenho técnico usado como orientação durante a sua construção. A fabricação deste bocal foi feita por uma marmoraria da cidade de Ilha Solteira. Uma fina camada do desmoldante Nitreto de Boro (NB) foi aplicada na superfície deste bocal (Fig. 18) de modo a prevenir eventual afinidade físico-química do bocal cerâmico em contato com a fase líquida (FUJII; NAKAE; OKADA, 1993), como também facilitar a desmoldagem de material solidificado remanescente no bocal após o término da fabricação de cada uma das tiras metálicas.

Em contraste, o bocal usado em outros trabalhos (FERREIRA *et al.*, 2019) (LIMA FILHO *et al.*, 2019a) (LIMA FILHO *et al.*, 2019b) (LIMA FILHO *et al.*, 2014) (OLIVEIRA NETO, 2019) (YAMASAKI, 2008), (Fig. 19) fazia com que a extração de calor fosse concentrada no cilindro inferior, o que gera uma estrutura assimétrica nas tiras metálicas e ainda superaquecia o cilindro a temperaturas da ordem de grandeza do revenimento típico de aços. Em cada novo experimento, os cilindros tinham que ser lixados.

O resultado desta modificação do bocal foi, primeiramente, testado para o vazamento a 650 °C. Entretanto, nesta condição, o processo de fabricação de tiras metálicas foi interrompido por uma solidificação precoce, antes da saída no laminador. Em contrapartida, pode se observar que o novo bocal fornece simetricamente o material semissólido para ser processado, como será analisado no capítulo Resultados.

Figura 17 – Vista longitudinal usada como referência para a fabricação do bocal de cerâmica para ser acoplado aos cilindros do *Strip Caster*. Largura de 100 mm aproximadamente.



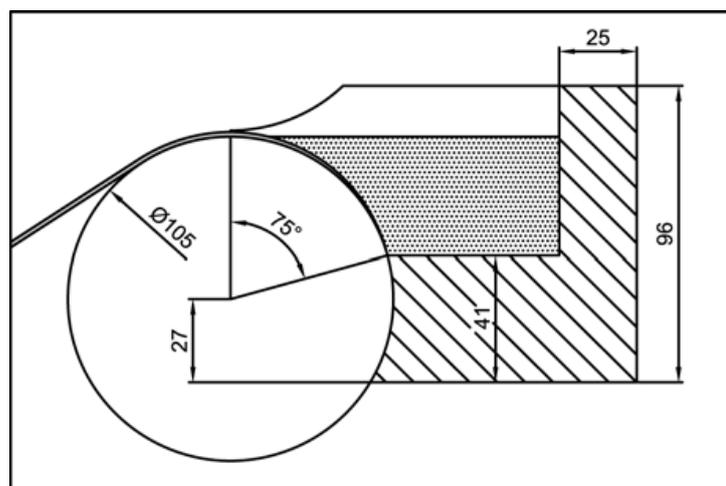
Fonte: Próprio autor.

Figura 18 – Posição do bocal cerâmico junto aos cilindros do *Strip Caster*.



Fonte: Próprio autor.

Figura 19 – Desenho do bocal usado em outros trabalhos. Largura = 100 mm.



Fonte: Adaptado de (YAMASAKI, 2008).

Figura 20 – Diagrama da sequência de tratamentos e ensaios realizados para obtenção dos dados analisados neste trabalho.



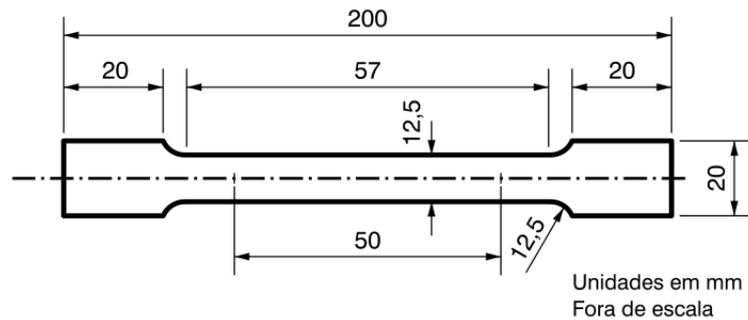
Fonte: Próprio autor.

3.4 ANÁLISES MICROGRÁFICA, MECÂNICA E TRATAMENTOS TÉRMICOS

A Figura 20 ilustra a sequência de ensaios realizados. Nas tiras metálicas como recebidas da fundição, foi aplicado o tratamento térmico de homogeneização na temperatura de 560 °C por 10 horas seguido de resfriamento fora do forno até a temperatura ambiente para, na sequência, serem submetidas à laminação a frio num laminador duo, marca Máquinas Coelho modelo LE 200, para obter um grau de dureza H18. Este processo consistiu em vários passes totalizando uma redução na espessura de aproximadamente 80% (espessura inicial de 2,0 mm e final em torno de 0,4 mm). As tiras laminadas a frio foram também tratadas termicamente através de recozimento de recristalização na temperatura de 430 °C durante 60 minutos resultando na condição “O”.

A parceria com a Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) do Grupo Votorantim Metais possibilitou as caracterizações: da composição química da tira obtida; metalográfica do material como recebido; tratamento térmico de recozimento de homogeneização e posterior transformação mecânica por laminação a frio seguido de análise metalográfica; e recozimento de recristalização do material laminado a frio seguido de análise metalográfica.

Figura 21 – Dimensões do corpo de prova segundo norma ASTM E8M para chapas com espessura menor que 2 mm.



Fonte: Adaptado de ASTM E8M.

Além destes, a caracterização mecânica por ensaio de tração segundo a norma ASTM E8M (Fig. 21) foi feita após a laminação a frio e após o tratamento térmico de recristalização.

A análise microestrutural foi feita com o uso de um microscópio óptico Olympus BX51. As amostras foram lixadas manualmente com alumina abrasiva e polidas com sílica coloidal. Esta análise também foi feita por luz polarizada, importante para evidenciar o efeito do movimento do material pastoso durante a solidificação da tira metálica no *Strip Caster* e na conformação mecânica como descrita anteriormente.

3.5 MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV)

A estrutura de solidificação resultante do superresfriamento gerado pela calha de resfriamento foi examinada pelo Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca Carl Zeiss – modelo EVO LS 15. As análises feitas através do MEV foram realizadas no Departamento de Física e Química da UNESP Campus de Ilha Solteira, a Figura 22. ilustra o equipamento utilizado. A peça analisada, produzida durante a corrida VI, foi retirada do bocal cerâmico após total resfriamento ao ambiente, seccionada em quatro partes e observada diretamente no microscópio.

3.6 LEVANTAMENTO DE DIAGRAMA DE FASES

O software *ThermoCalc* (versão 2020a *Academic Trial*) foi utilizado para a simulação do diagrama de fases de cada um dos elementos que foram mensurados na análise química realizada pela CBA - Votorantim Metais. Em sua interface gráfica, foi escolhido o *template* pré-programado *Binary Calculation* que executa uma rotina de interações termodinâmicas para o levantamento das fases em equilíbrio de uma determinada liga binária. A partir do gráfico obtido pelo programa e utilizando a consideração de que as linhas *solidus* e *liquidus*

Figura 22 – Microscópio eletrônico de varredura usado neste trabalho.



Fonte: Próprio autor.

são aproximadamente retas, o coeficiente de redistribuição de soluto pode ser calculado segundo a Equação 1 (ELORZ, 2017):

$$k = (C_s)/(C_l) \quad (1)$$

onde C_s é a concentração de soluto no sólido recém formado na interface de solidificação e C_l , a concentração de soluto no líquido. Estas duas concentrações podem ser visualizadas no diagrama de fase obtido pelo *ThermoCalc*.

4 RESULTADOS

Neste capítulo, são mostrados os resultados obtidos a partir da observação do andamento do processo de fabricação, análises químicas, micrografias ópticas com e sem o uso de luz polarizada nas tiras metálicas obtidas pelo *Strip Caster*, homogeneizadas e processadas por laminação a frio, no estado encruado (H18) e recristalizado (O). Nestas condições, as propriedades mecânicas das tiras metálicas foram obtidas por ensaio de tração. A evolução das microestruturas formadas devido a dinâmica de solidificação no *Strip Caster* pôde ser analisada através da microscopia por luz polarizada. Da mesma forma, esta técnica de observação da microestrutura na tira laminada a frio, seguida do tratamento térmico de recristalização, foi fundamental na análise da microestrutura e da distribuição dos microconstituintes. A Tabela 1 mostra os parâmetros utilizados em cada uma das corridas realizadas no *Strip Caster*, onde T_{vaz} e V_{sup} são a temperatura de vazamento medida no cadinho no momento do vazamento e a velocidade superficial dos cilindros, respectivamente.

Tabela 1 – Parâmetros utilizados nas seis corridas.

Condição	T_{vaz}	V_{sup}	Componentes
I	650 °C	0,2 m/s	*
II	670 °C	0,2 m/s	*
III	710 °C	0,2 m/s	*
IV	710 °C	0,16 m/s	*
V	720 °C	0,16 m/s	*
VI	710 °C	0,2 m/s	**

* *Latas compactadas com tampa;*

** *Latas compactadas com tampa e lacre.*

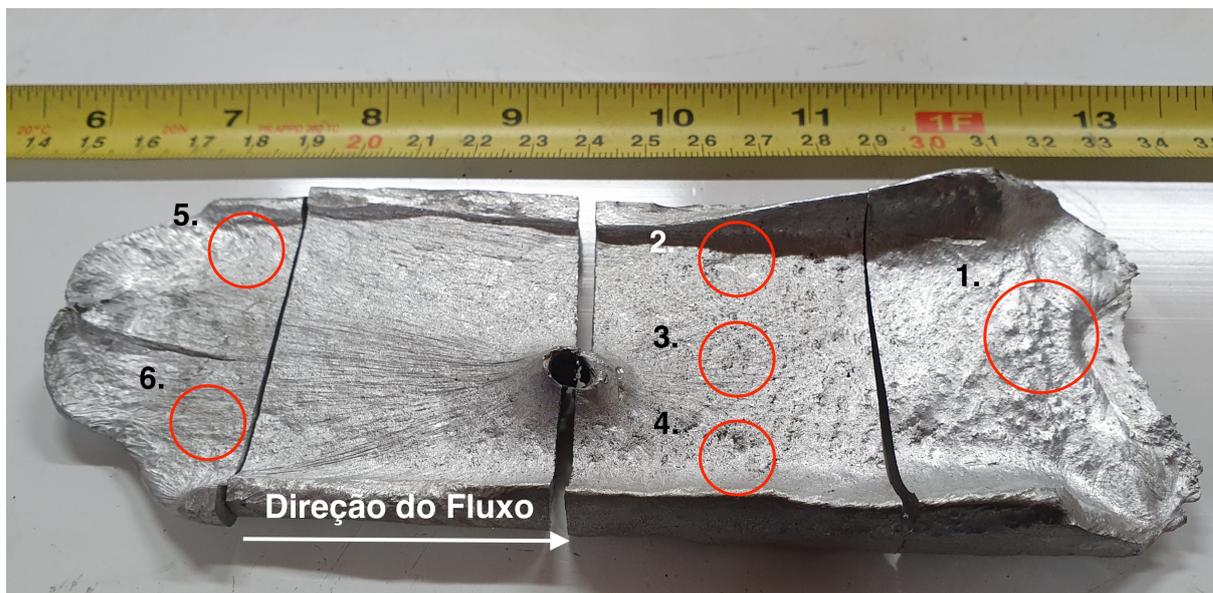
Fonte: Próprio autor.

4.1 AÇÃO DA CALHA DE RESFRIAMENTO

Após a corrida da condição VI, à 710 °C, o material remanescente no bocal cerâmico foi resfriado até a temperatura ambiente e então seccionado em quatro partes conforme ilustra a Figura 23 para avaliar a evolução da formação da pasta metálica. Dessa forma, as Regiões 1 a 6 no bocal foram analisadas no MEV a fim de se caracterizar a evolução das microestruturas da lama metálica antes do processamento no *Strip Caster*.

Foi observada a geração de grãos globulares na Região 1, região mais próxima ao bocal, juntamente com focos de crescimento dendrítico em degeneração, como indicados por flechas na Figura 24. A proximidade desta região com os cilindros refrigerados pode ter gerado um maior grau de superresfriamento térmico do material produzido pela calha de resfriamento e agitação do material pastoso antes de ser arrastado pelos cilindros

Figura 23 – Material retirado do bocal cerâmico após o processamento e seccionado em quatro partes para análise no MEV (Regiões 1 a 6).



Fonte: Próprio autor.

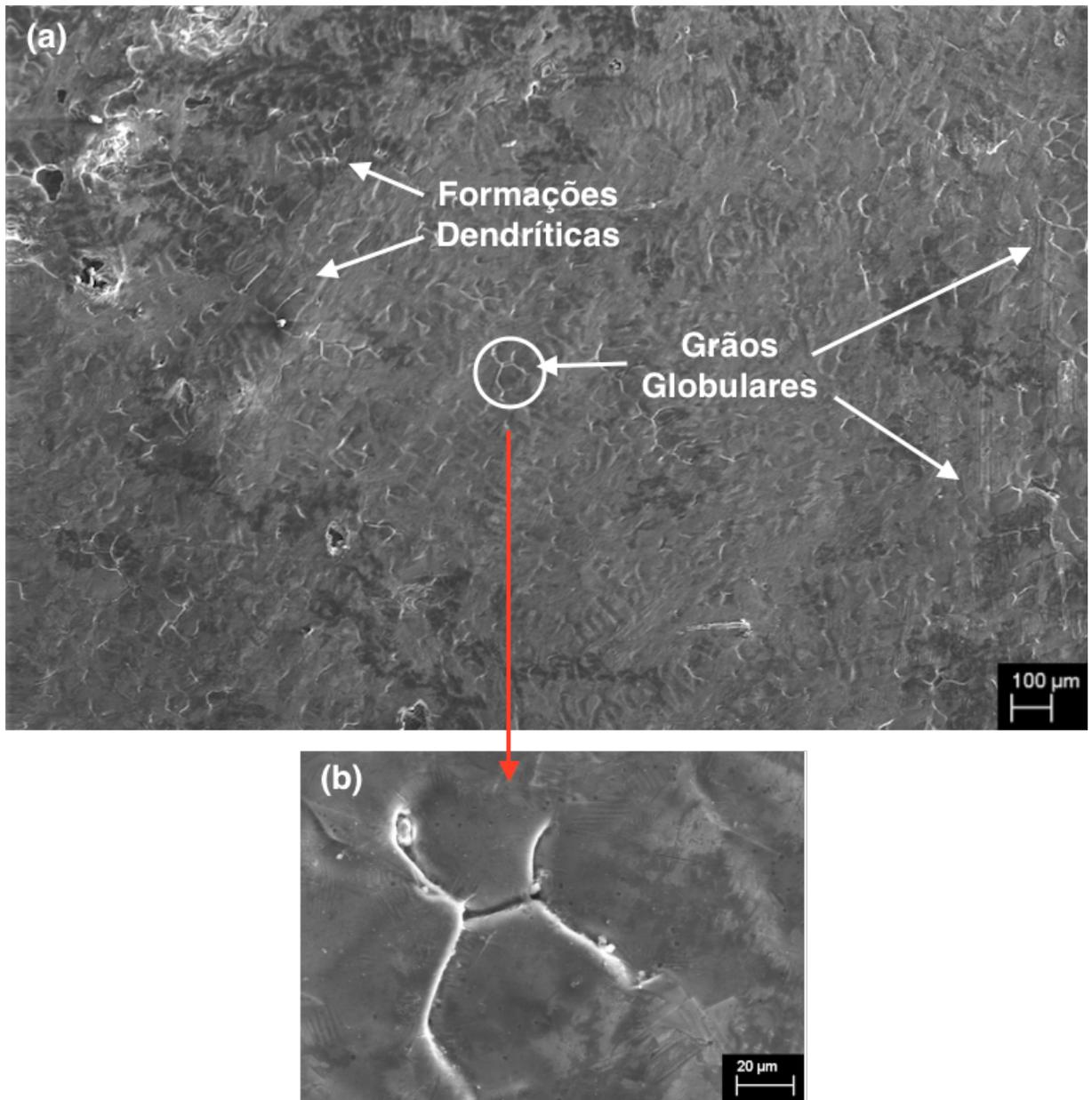
do *Strip Caster*. Estes efeitos podem ter levado à produção de grãos refinados devido a degeneração da estrutura dendrítica em estruturas globulares. Em destaque na Figura 24(b) são ilustrados grãos globulares sendo destacados, possivelmente, pelos movimentos citados anteriormente.

Do lado oposto da área da Região 1 (Fig. 23), em contato com o bocal, o fenômeno da degeneração dos braços dendríticos pôde ser observado mais claramente, como visto na Figura 25. As flechas desta figura indicam o início da degeneração de braços dendríticos para a formação de grãos globulares. Este efeito pode estar relacionado à liberação de calor latente em conjunto com a ação dos cilindros arrastando o material semissólido.

Nas regiões 2, 3 e 4 da Figura 23, mais afastadas dos cilindros, foi observada uma grande fração de estruturas dendríticas em degeneração evidenciadas pela formação de rosetas, mais grosseiras se comparadas com a Região 1, como analisada anteriormente. Estes grãos serão degenerados reduzindo o seu tamanho, ou destacando-se dando origem à grãos globulares, pelo movimento da lama metálica ao longo do bocal até antigirem a Região 1 para serem arrastados pelos cilindros.

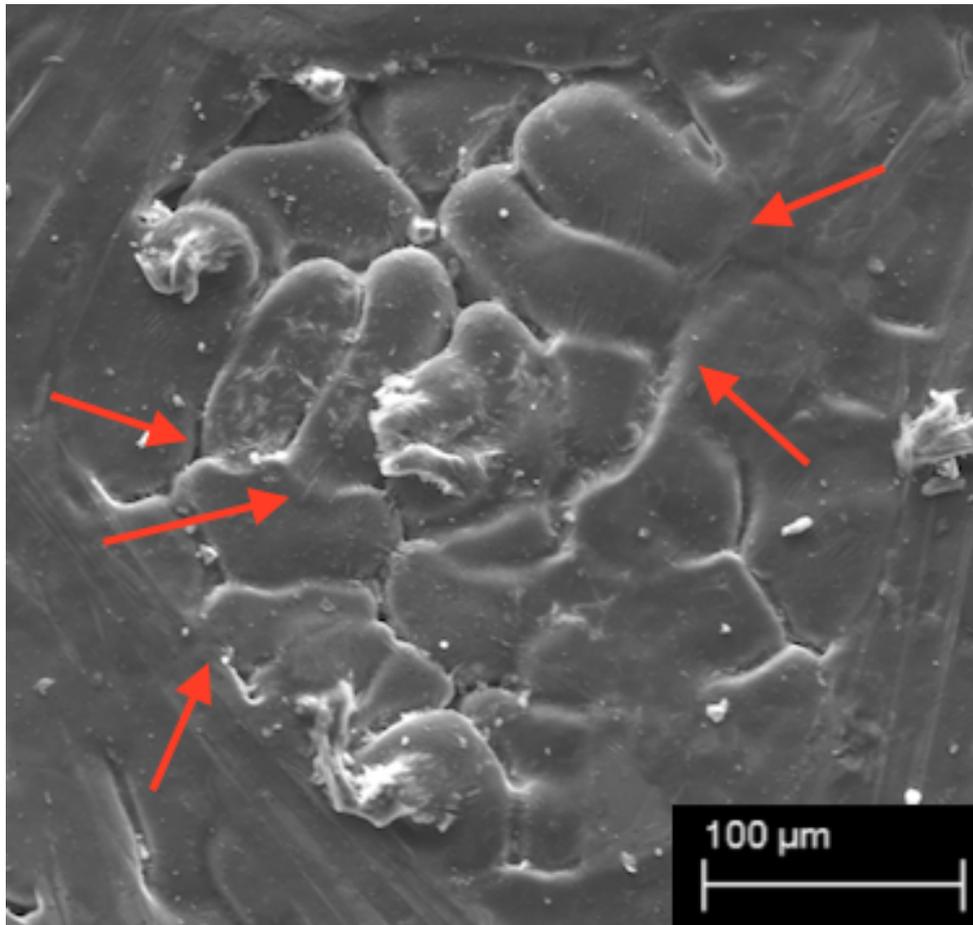
A Figura 27 ilustra as regiões 5 e 6 do material semissólido que chega ao bocal cerâmico. Os cilindros praticamente não geram efeito nestas regiões. Uma grande fração de grãos globulares, típicas da alta taxa de nucleação promovida pela calha de resfriamento, ocorreu. As duas regiões, praticamente na mesma posição, apresentam grande semelhança em sua estrutura o que evidencia a homogeneidade do fluxo de material semissólido que alimenta o bocal cerâmico.

Figura 24 – Micrografia do MEV evidenciando formações dendríticas e globulares (a) e detalhe da formação globular sendo arrastada (b).



Fonte: Próprio autor.

Figura 25 – Efeito de degeneração de braços dendríticos indicado por flechas vermelhas, observada na face inferior da peça em análise.



Fonte: Próprio autor.

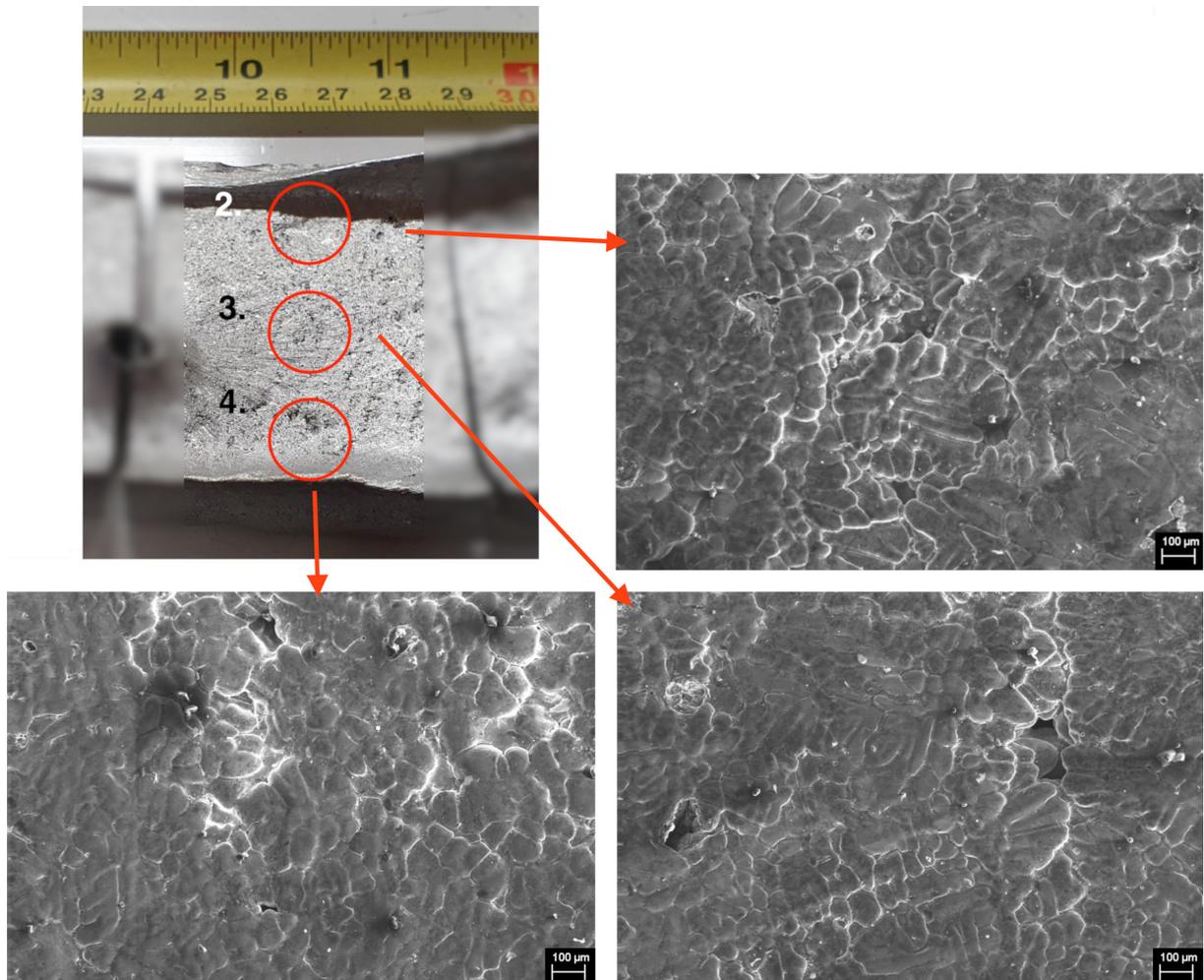
4.2 AÇÃO DO BOCAL CERÂMICO

4.2.1 Arraste do Material Semissólido

Na primeira condição, com vazamento à 650 °C, o material solidificou no bocal quando entrou em contato com os cilindros de laminação refrigerados. O efeito da interrupção do fluxo pôde ser visualizado afastando-se os cilindros, como visto na Figura 28(a). Observa-se uma estrutura perfilada em forma de cunha com tendência ao arrastamento pelos cilindros em movimento. Além disso, o perfil em cunha da massa solidificada (Fig. 28(b)) demonstra uma distribuição simétrica do material solidificado entre os cilindros alimentados de material semissólido. A solidificação precoce sugere uma pequena quantidade da fase líquida no material semissólido e assim a solidificação ocorreu rapidamente entre os cilindros evitando a formação da tira metálica. Portanto, a baixa temperatura de vazamento impediu o fluxo de material semissólido para ser conformado entre os cilindros do *Strip Caster*, Figura 30.

Realmente, para a liga Al-Mn 3004, empregada no corpo da lata, que é a parte que

Figura 26 – Estruturas dendríticas observadas no material remanescente no bocal cerâmico das regiões 2, 3 e 4 da peça em análise, com destaque pela circunferência em vermelha de estrutura equiaxial.



Fonte: Próprio autor.

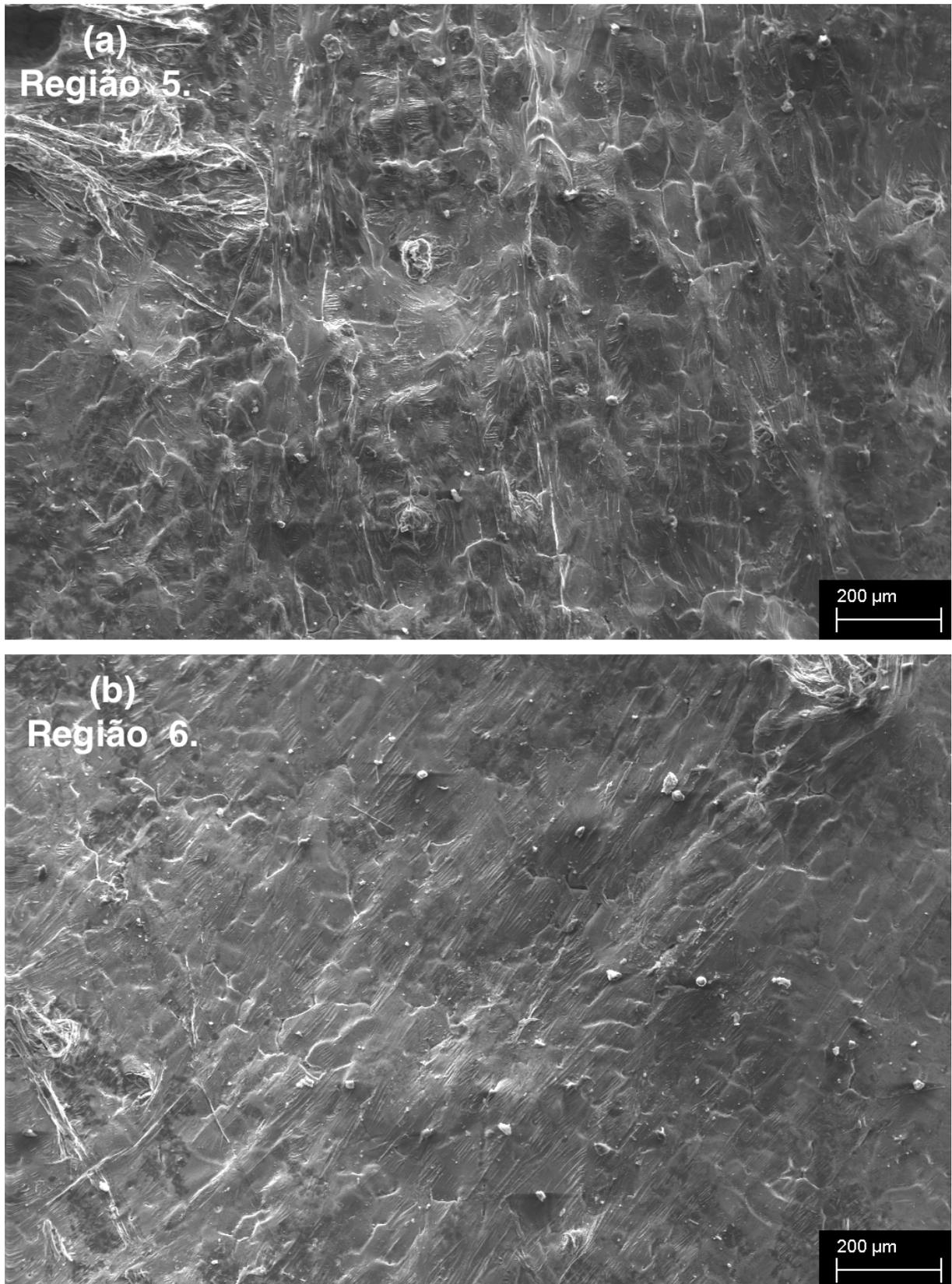
contribui com maior massa para a carga de fundição, (Fig. 8) com $\approx 0,8\%$ em massa de Mn, a temperatura de vazamento deve ser acima de $660\text{ }^{\circ}\text{C}$, como indicado na Figura 29.

4.2.2 Dinâmica da Formação da Tira Metálica

Após o vazamento a $670\text{ }^{\circ}\text{C}$, referente à condição II, as etapas de formação da tira solidificada puderam ser acompanhadas pela captura de imagens da câmera posicionada lateralmente aos cilindros. A evolução do tempo de processamento foi iniciada no momento em que o material semissólido tem o primeiro contato com os cilindros refrigerados (Fig. 30). Nota-se que no início do processamento, a lama metálica escoava no bocal cerâmico e encontra o cilindro inferior aderindo-o por efeito de molhamento. Este é o arraste da inicial para o processamento da tira metálica no *Strip Caster* (Fig. 30(b)).

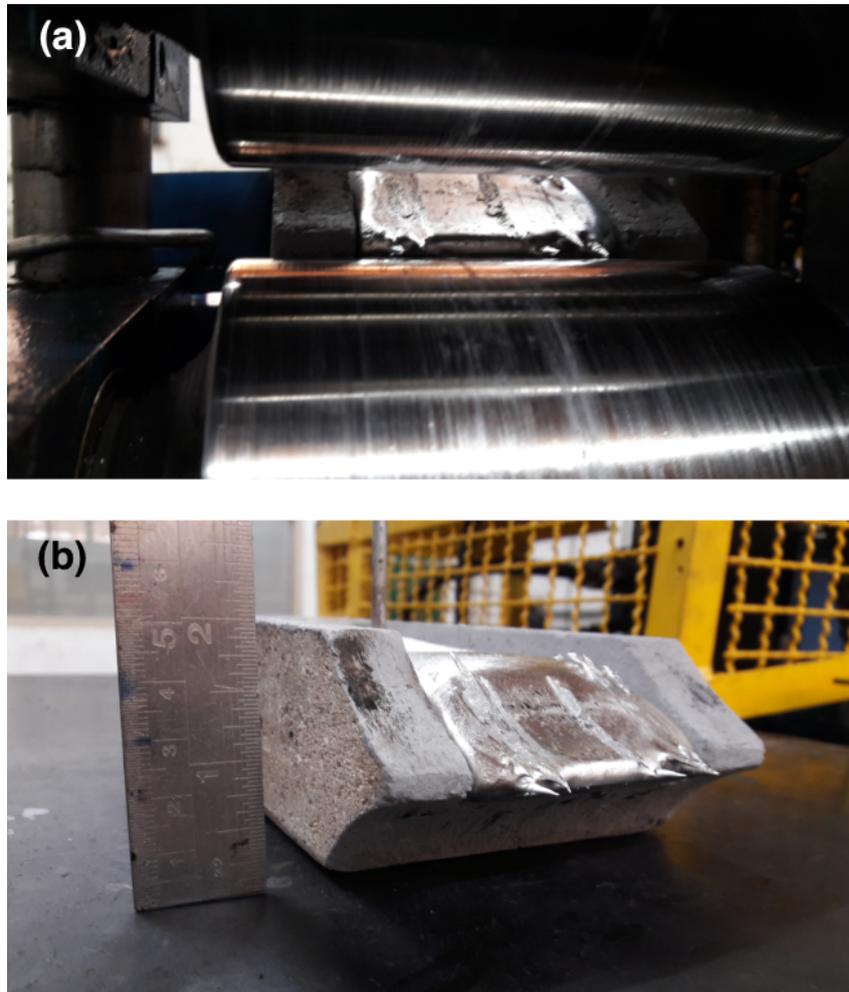
As Figuras 31(a) a (c) ilustram as etapas da formação da tira fundida durante o processamento no *Strip Caster* com a liga vazada a $670\text{ }^{\circ}\text{C}$. O bocal cerâmico distribui de

Figura 27 – Micrografia das regiões 5 (a) e 6 (b) do material retirada do bocal cerâmico.



Fonte: Próprio autor.

Figura 28 – Distribuição do material solidificado entre os cilindros no *Strip Caster* (a) e detalhe do perfil do material solidificado tendendo ao arrastamento (b).

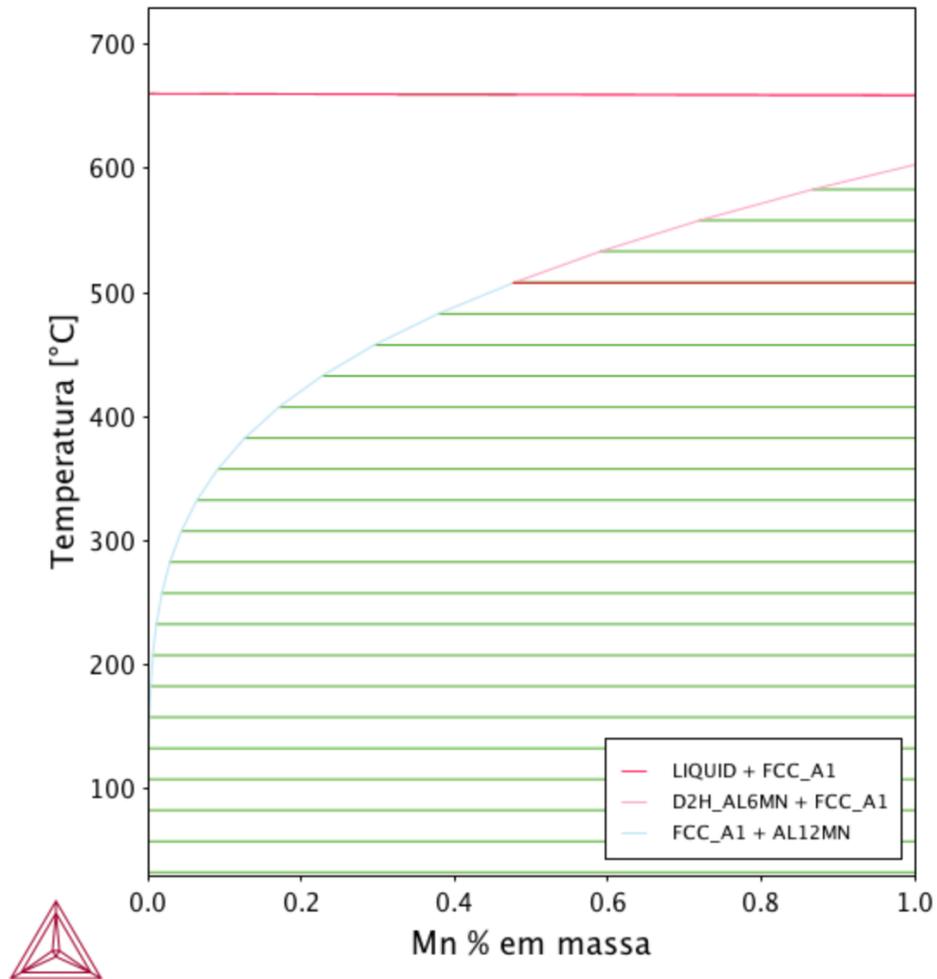


Fonte: Próprio autor.

forma simétrica o material semissólido entre os cilindros de solidificação, como foi também observado pelo perfil do material solidificado no bocal na Condição I. Agora, este material é transportado da seguinte forma:

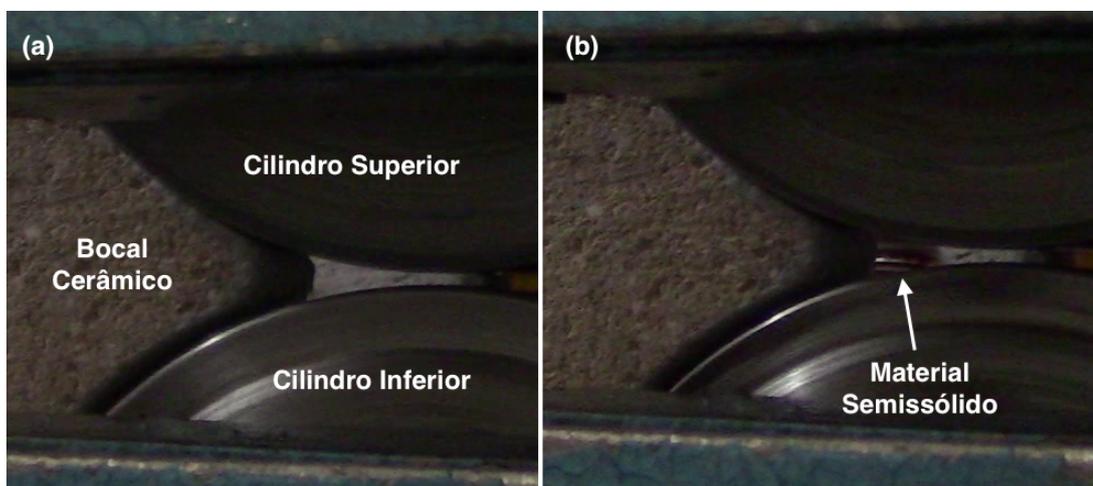
1. O material semissólido é arrastado pelo cilindro inferior (Fig. 31(a)) no início do processamento;
2. Quando a altura da piscina de material semissólido aumenta no bocal cerâmico, uma casca coquilhada forma nas superfícies entre os cilindros, num tempo de aproximadamente 1 s (Fig. 31(b)), resultando em um perfil em forma de cunha por onde é arrastado o material semissólido do bocal para a formação da estrutura da tira metálica (Fig. 31(c)); e
3. O processamento finaliza em aproximadamente 10 s como função da quantidade de material vazado ($\approx 1300\text{g}$). Uma trilha de material solidificado aderida à superfície

Figura 29 – Diagrama de fase Al-Mn obtida com o Software ThermoCalc indicando as temperaturas de vazamento empregadas neste trabalho.



Fonte: Próprio autor.

Figura 30 – Bocal cerâmico instantes antes do início do processamento (a) e o arraste do material semissólido pelo cilindro inferior (b).



Fonte: Próprio autor.

do cilindro inferior indica o baixo nível da lama metálica (material semissólido) no bocal cerâmica, caracterizando o término do processamento.

A geometria com formato de cunha é evidente nos estágios intermediários do processamento (entre os tempos de 1 s a 10 s), nos quais há o maior nível de lama metálica dentro do bocal cerâmico atingindo o regime de processamento. Ao final do processo, esta cunha diminui e é arrastada para a saída dos cilindros. A relação entre este transporte de material e as zonas de solidificação serão analisadas através das microestruturas.

4.3 TRINCAS SUPERFICIAIS

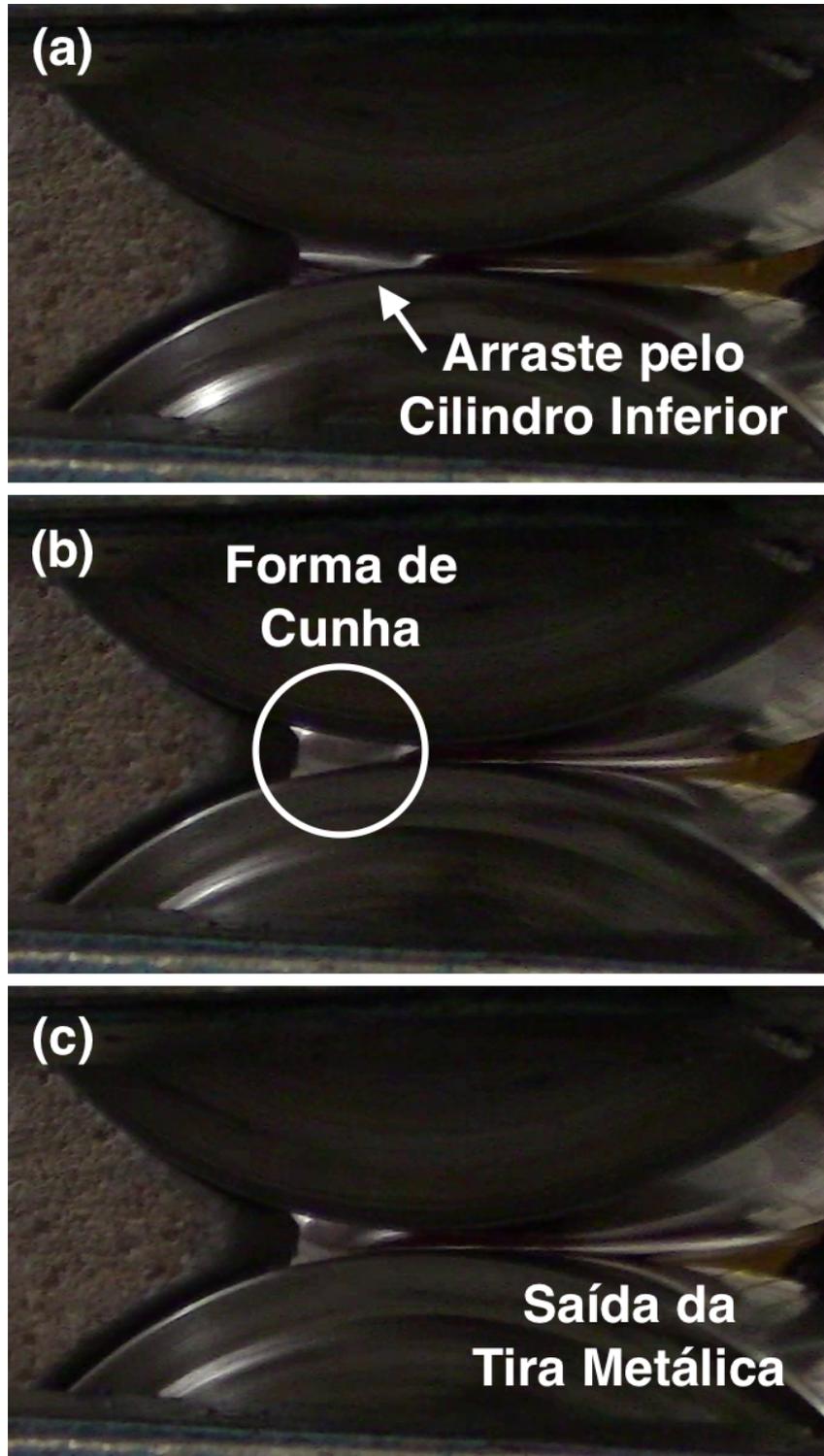
A tira metálica formada é encaminhada à calha por onde será refrigerada pelos chuveiros com água à temperatura ambiente. Logo após a saída da cadeira de laminação, as tiras apresentaram uma fragilização a quente pela formação de trincas transversais (Fig. 32(a) e (b)) as quais provocaram sua falha. Esta fragilidade a quente pode estar associada com a falta de completa solidificação da tira sob compressão pelos cilindros *Strip Caster*. A Figura 33 ilustra a sequência de eventos até a fratura da tira. Observa-se a interrupção do fluxo da tira na saída e assim uma força gerou um momento que atuou para a fratura da tira em pedaços. Como resultado, houve a geração de pedaços da tira metálica na saída do *Strip Caster* (Fig. 34 (a)). Para minimizar este defeito, os obstáculos para a saída da tira tem de ser eliminados. Nesta mesma figura, a micrografia (Fig. 34 (b)) revelou trincas intergranulares formadas nas bordas da tira.

Adicionalmente, esta fratura pode ser explicada da seguinte maneira: num primeiro momento, a tira metálica apresenta resistência suficiente para suportar seu próprio peso durante sua saída após reoconformação executada pelos cilindros (Fig. 33(a)). Entretanto, caso haja fração líquida suficiente entre os contornos de grão formados na cunha metálica sob compressão, a resistência da tira diminui e assim não suporta seu próprio peso. O comprimento projetado do arco de contato ($L_p = \sqrt{R\Delta h}$) vale em torno de 20 mm, onde R é o raio do cilindro (52,5 mm), Δh a variação na espessura dada por $\Delta h = h_o - h_f$, no qual $h_o \approx 10$ mm, é a espessura da cunha formada entre os cilindros na entrada do *Strip Caster*. Desta forma estima-se uma redução na espessura de 80%, aproximadamente.

Tal redução pode ser suficiente para provocar a fratura da tira metálica quando a solidificação não é completada durante a compressão dos cilindros do *Strip Caster*. Somado a este efeito, o esforço de flexão pode contribuir para a fratura da tira (Fig. 33(b) e (c)), atuando em torno de 0,13 s (4 quadros do vídeo de 30 *frames per second*).

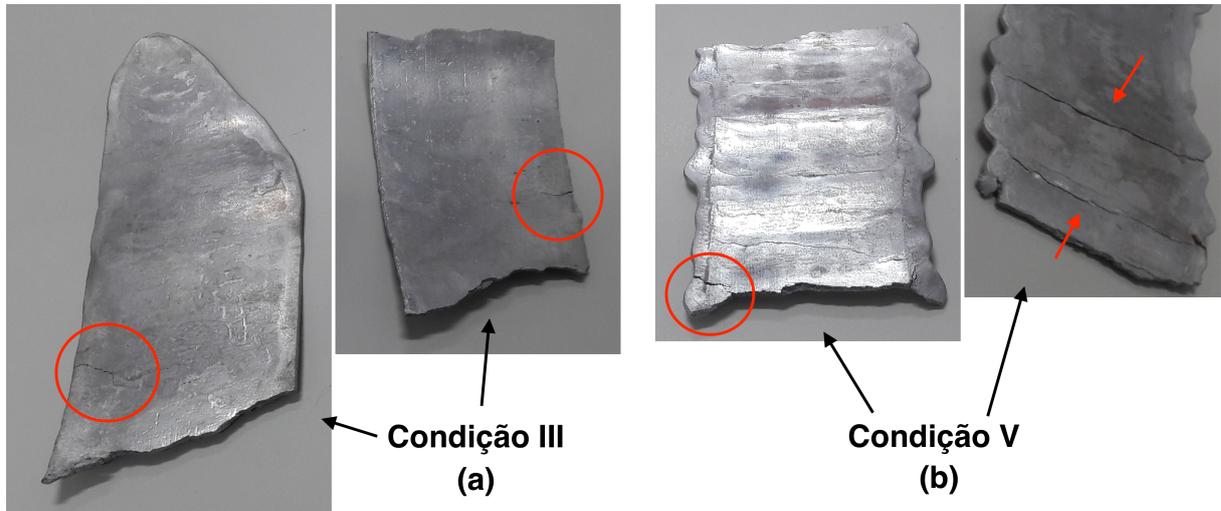
Por outro lado, neste laminador, sem o uso das molas para alívio da compressão e considerando-se um coeficiente de atrito (μ) de 0,06, a redução máxima na simulação da laminação a quente seria de 0,2 mm ($\Delta h_{m\acute{a}x} = \mu^2 R$). Para uma saída $h_f \approx 2$ mm, referente a abertura entre os cilindros para a fabricação de tira metálica como descrito

Figura 31 – Sequência da formação da tira fundida: 1.) arraste do material semissólido solidificado pelo cilindro inferior (a); formação da cunha solidificada entre os cilindros devido à alta taxa de resfriamento (b); e saída da tira metálica (c).



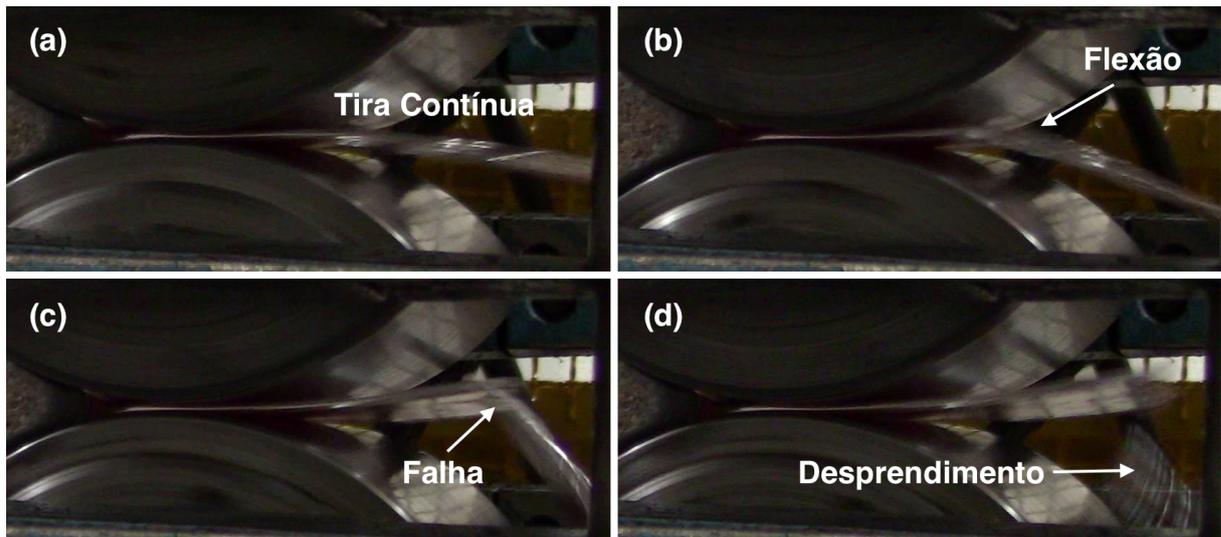
Fonte: Próprio autor.

Figura 32 – Trincas superficiais (com destaques em vermelho) nas condições III (a) e V (b).



Fonte: Próprio autor.

Figura 33 – Saída da tira metálica recém solidificada (a), flexão da tira devido a interrupção do seu fluxo (b), início da fratura (c) fratura (d).

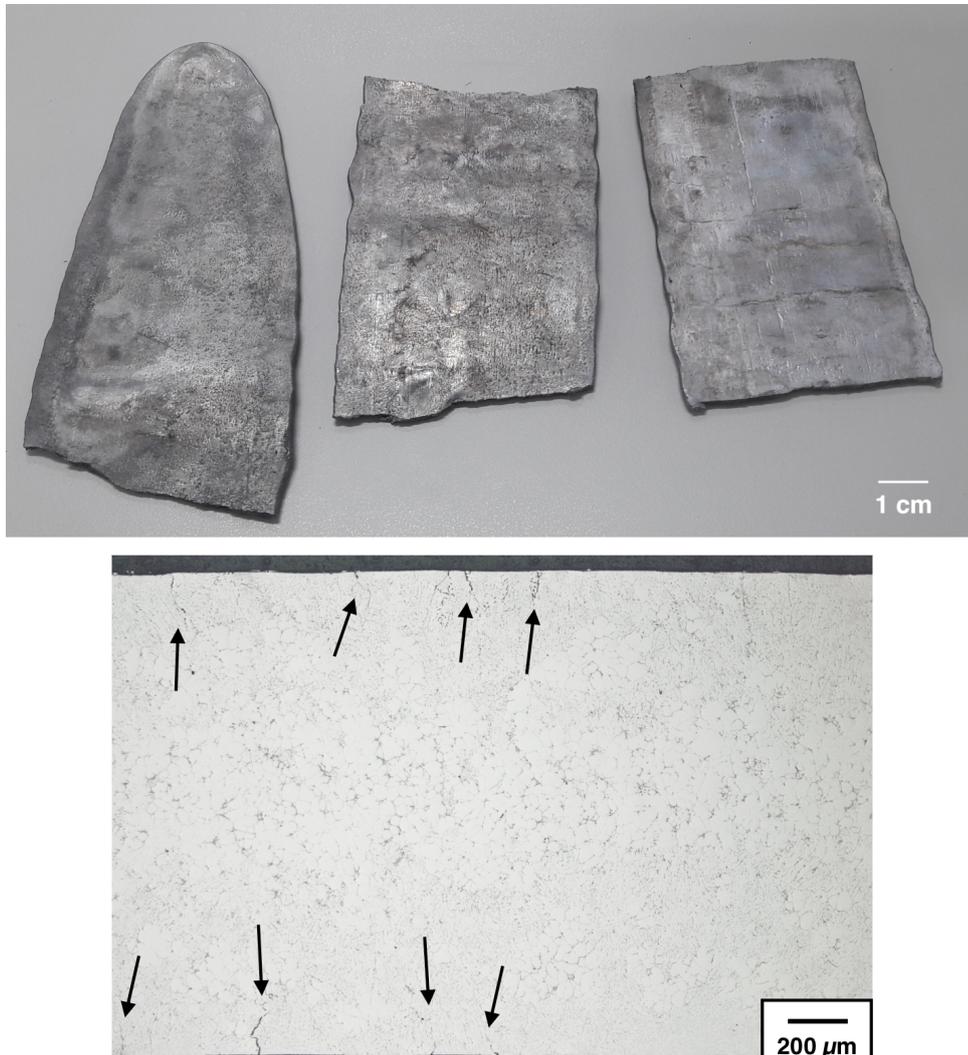


Fonte: Próprio autor.

anteriormente, o valor de h_o é 2,2 mm aproximadamente. Desta forma, a redução máxima na simulação da conformação a quente seria de 9 %, aproximadamente. Este valor é muito inferior a redução estimada de 80 % para a produção de tira metálica no *Strip Caster*, com o uso do bocal projetado e construído neste estudo.

Esta abordagem é inédita em relação aos experimentos já executados com o mesmo equipamento e outras ligas, o que demonstra a necessidade de um suporte ativo na saída das tiras metálicas para garantir a solidificação total após a saída dos cilindros, como descrito anteriormente e sugerido no capítulo "Sugestões para Trabalhos Futuros".

Figura 34 – Tira metálica produzida na Condição II (a) e micrografia da secção longitudinal da tira metálica mostrando trincas intergranulares nas regiões colunares em destaque pelas flechas (b).



Fonte: Próprio autor.

4.4 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO RECICLADAS

A tabela 2 mostra a composição química obtida das tiras fabricadas no *Strip Caster* a partir da reciclagem de latas de alumínio. Naturalmente, como analisado anteriormente para a Condição I, não houve produção da tira metálica devido à baixa temperatura de vazamento (650 °C), ocorrendo uma solidificação prematura do material semissólido e interrompendo o processo de fabricação.

4.5 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

(FERRY, 2006) alega que as possíveis estruturas formadas nas tiras metálicas como solidificadas podem ser divididas da seguinte forma: 1.) Zona Coquilhada, formada pelo contato do material fundido com as paredes frias dos cilindros; 2.) Zona Colunar, que se

Tabela 2 – Composição química das ligas usadas em cada uma das condições que resultaram na formação de tira metálica.

Condição	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Pb	Sn	Al
II	0,36	0,54	0,21	0,83	0,13	0,07	0,01	0,06	0,12	Balanço
III	0,33	0,53	0,20	0,82	0,17	0,07	0,02	0,05	0,10	Balanço
IV	0,28	0,47	0,17	0,80	0,12	0,06	0,03	0,04	0,09	Balanço
V	0,20	0,51	0,19	0,83	0,62	0,06	0,02	0,03	0,00	Balanço
VI	0,38	0,50	0,19	0,80	1,26	0,06	0,01	2,01	1,16	Balanço

Os valores representam a porcentagem em massa.

Fonte: Próprio autor.

forma devido ao direcionamento do fluxo de calor relacionado com a direção cristalográfica; e 3.) Zona Central Equiaxial, possivelmente formada pela refundição dos braços dendríticos. A estrutura analisada por (FERRY, 2006) está relacionada à solidificação estática de uma estrutura de lingote, o que não ocorre neste trabalho, como será analisado. Por outro lado, (HAGA, 2002) cita que, através do uso de calha de resfriamento, estruturas globulares e *duplex* – esferoidal e equiaxial em uma matriz colunar – podem ser observadas em tiras fundidas.

4.5.1 Estrutura Colunar

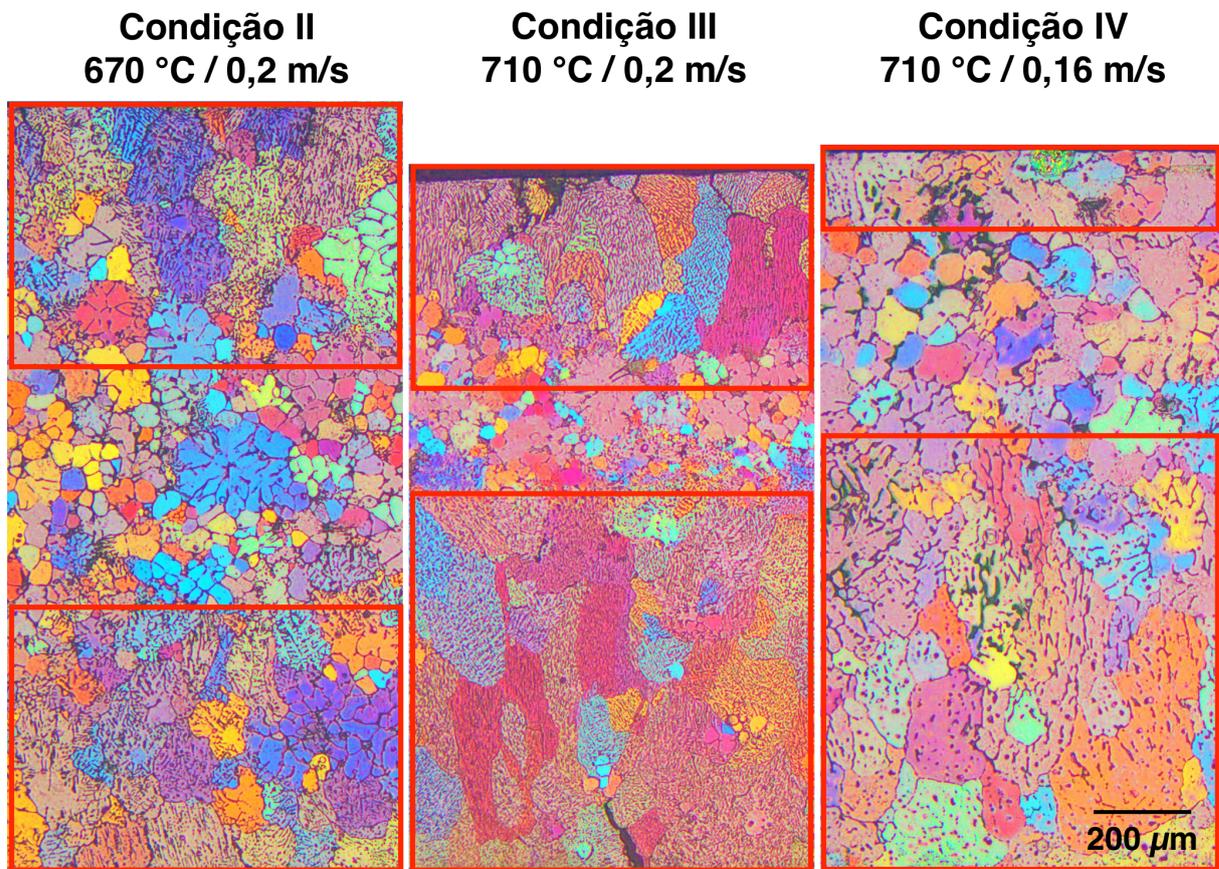
A partir do momento em que há o contato do material semissólido com os cilindros refrigerados, a extração de calor ganha uma componente direcionada perpendicularmente à saída da tira metálica, fazendo com que uma estrutura colunar cresça nas regiões superficiais das tiras metálicas. Esta estrutura pôde ser observada em todas as tiras metálicas produzidas, como exemplificado a seguir pelas microscopias com luz polarizada das condições II, III e IV, de maneira qualitativa, na Figura 35, em destaque pelos retângulos vermelhos.

A influência da temperatura de vazamento e da velocidade superficial dos cilindros pode ser claramente observada na Figura 35 onde nota-se uma variação no comprimento das zonas colunares e a intensidade da aglutinação dos precipitados intergranulares. Nesta figura, em destaque pelos retângulos vermelhos, são ilustradas as zonas colunares com direcionamento comum ao fluxo de calor.

4.5.2 Estrutura Equiaxial

Através de diversos mecanismos, a estrutura equiaxial pode ser encontrada na estrutura bruta de fundição. A micrografia da Figura 36, referente à Condição II, ilustra esta estrutura localizada na região central da tira metálica, ou seja, após a transição colunar/equiaxial, em destaque por circunferências pretas. Além disso, foram observados

Figura 35 – Micrografia óptica com luz polarizada da secção transversal das tiras metálicas produzidas nas condições II, III e IV.



Fonte: Próprio autor.

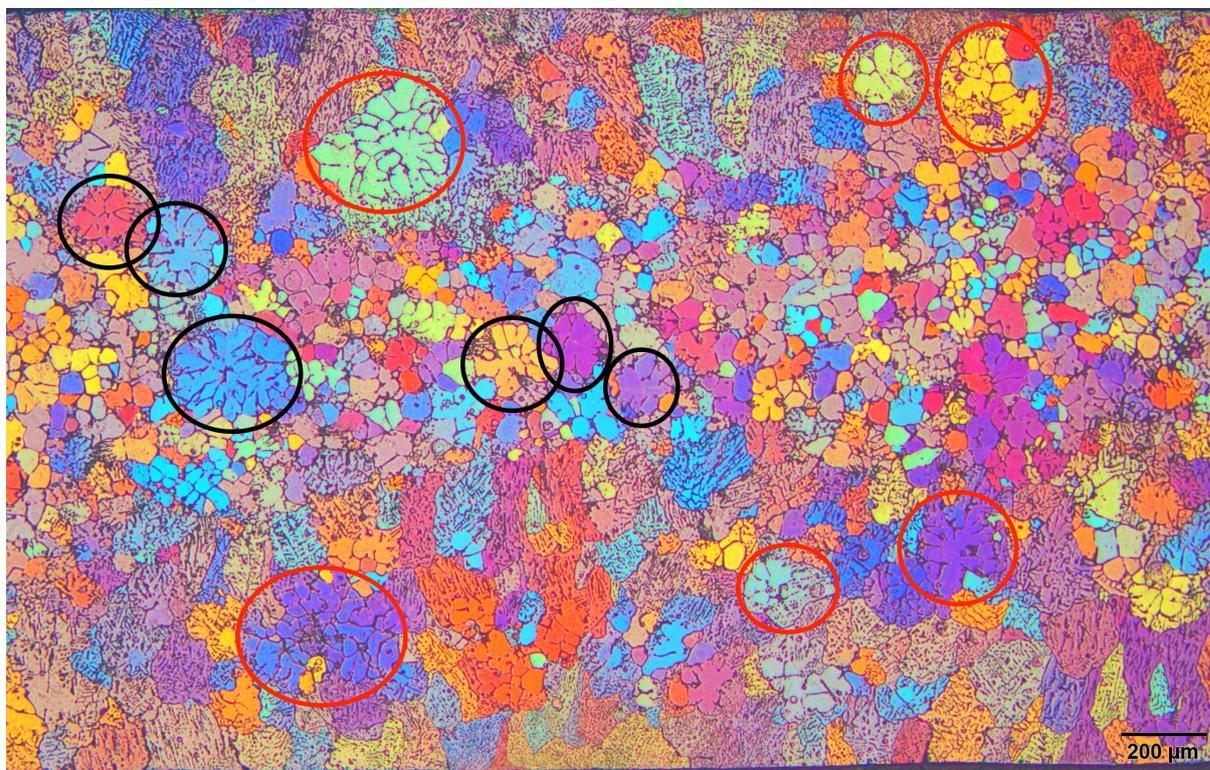
focos de crescimento equiaxial juntamente com a estrutura colunar, como em destaque por circunferências vermelhas, na mesma figura.

4.5.3 Estruturas Globular e Duplex

As corridas realizadas neste trabalho foram feitas com calha de resfriamento, que dá início ao processo de solidificação do material pela geração de embriões sólidos que podem se desenvolver em diversas estruturas. Assim como relatado em (HAGA, 2002), pelo uso dessa calha, uma estrutura chamada *duplex* poderá se formar, o que se trata da co-existência das estruturas globulares e equiaxiais em uma matriz colunar, conforme a Figura 37, referente à condição III, destaca. Este mecanismo de formação ocorreu para todas as condições adotadas (Condição II a VI). Ressalta-se que o pequeno intervalo de solidificação das ligas recicladas, a baixa temperatura de vazamento, como descrito anteriormente, e aliados à alta difusividade de calor do molde (cilindros refrigerados do *Strip Caster*) provocaram a formação de estruturas refinadas tipo roseta e globular com segregação de átomos solutos nos contornos dessas estruturas.

As estruturas em destaque na Figura 37, selecionadas apenas nas regiões de

Figura 36 – Micrografia óptica com luz polarizada da secção transversal da tira metálica produzida na condição II com destaques para as principais formações equiaxiais centrais (circunferências pretas) e periféricas (circunferências vermelhas).



Fonte: Próprio autor.

crescimento colunar, representam: As formações globulares, que estão indicadas pelas flechas pretas; as formações equiaxiais, indicadas pelas flechas vermelhas; e as formações denominadas *duplex*, destacadas por circunferências pretas.

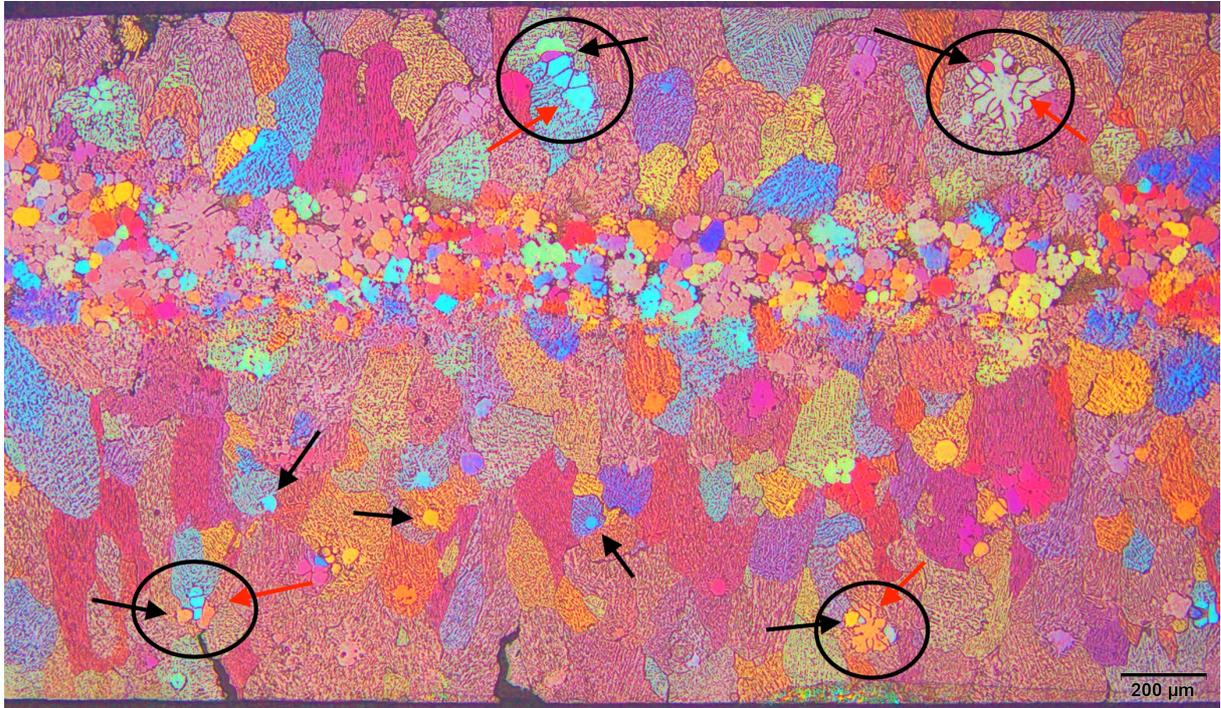
4.6 TESTE DE TRAÇÃO

A Tabela 3 mostra os resultados dos testes de tração padronizados, executados pela Votorantim Metais - CBA, parceira nesta pesquisa, nas tiras metálicas fabricadas nas condições de II a VI.

Conforme indicado em (POLMEAR, 1995), os principais elementos de liga que aumentam a resistência mecânica das ligas de alumínio são o Cobre, que tem o maior efeito sobre a mesma, porém é limitado a 0,3% em massa para que se evite a formação de compostos insolúveis de Al-Cu-Fe, e o Magnésio com um menor efeito mas com maior valor prático devido a sua alta solubilidade no sólido (17,4% em massa). Sendo assim, foram adicionadas à Tabela 3 as porcentagens em massa de Cu e Mg medidas em cada uma das condições (valores extraídos da Tabela 2).

Tabela 4 mostra a comparação da relação elástica (LE/LR) para todas as condições (II a VI) no estado recristalizada (O) que é uma propriedade importante para aplicar no

Figura 37 – Micrografia óptica com luz polarizada da seção transversal da tira metálica produzida na condição III com destaques para as formações *duplex* e seus constituintes.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas obtidas através de teste de tração padronizado, porcentagem em massa dos elementos de liga cobre e magnésio e tamanho de grão ASTM (G) segundo a norma ASTM E 112.

Condição	Têmpera H18			Têmpera O			Cu%	Mg%	G ASTM
	LRT	LE	Alon.	LRT	LE	Alon.			
II	210,1	209,5	2,8	120,2	58,0	8,9	0,21	0,13	16,76
III	216,4	214,7	1,2	112,5	55,5	10,0	0,20	0,17	16,42
IV	236,0	222,6	3,6	120,3	58,0	14,2	0,17	0,12	16,11
V	245,1	235,3	3,0	123,5	67,9	8,0	0,19	0,62	16,73
VI	264,0	259,9	3,8	147,4	72,0	14,7	0,19	1,26	17,01

LRT - Limite de Resistência à Tração em MPa;

LE - Limite de Escoamento em MPa;

Alon. - Alongamento na falha em %.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 4 – Relação elástica (limite de escoamento/limite de ruptura) para as Condições II a VI das tiras processadas no *Strip Caster* da ligas Al recicladas.

Condição	Relação elástica (LE/LR)
II	0,48
III	0,49
IV	0,48
V	0,55
VI	0,49

Fonte: Próprio autor.

processo de estampagem e estiramento nas latas de alumínio (Al 3004). A Condição V apresenta uma tira metálica de pior qualidade para a deformação plástica a frio para a fabricação de latas de Al, pois apresenta a maior relação elástica, isto é, o LE se aproxima mais do LR e assim apresentou um menor alongamento, menor ductilidade, em relação às outras tiras processadas no *Strip Caster*, veja Tabela 3.

Por outro lado, a tira metálica obtida na Condição VI pode ser escolhida para o processamento para fabricar latas de Al. Entretanto, com a contaminação de Sn (1,16%) e Pb (2,01%), ver Tabela 2, inviabiliza a sua aplicação apesar de apresentar o menor tamanho de grão recristalizado. Assim, a Condição IV é mais apropriada para conformação plástica para a fabricação das ligas de Al devido à sua relação elástica, maior ductilidade e sem a contaminação pelos elementos Sn e Pb.

5 DISCUSSÕES

Este capítulo faz uma comparação qualitativa dos resultados obtidos a fim de se propor parâmetros otimizados para a produção de tiras metálicas com qualidade comercial. É feito também uma análise do desempenho do processo de fabricação por *Strip Casting*, dadas as condições e materiais utilizados na operação laboratorial. E por fim, uma correlação entre os componentes presentes de uma lata de alumínio descartada para a reciclagem e o desempenho mecânico da tira metálica, é apresentada.

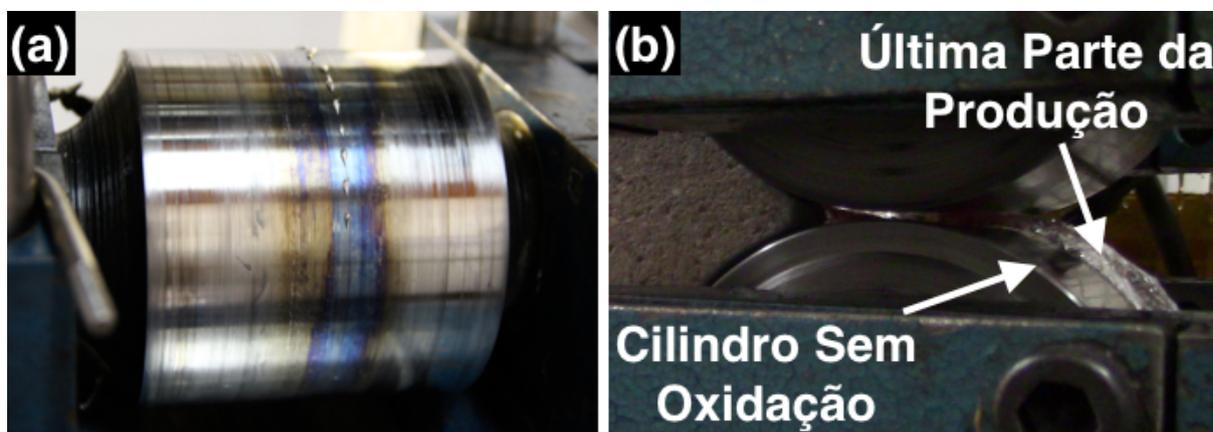
5.1 DESEMPENHO DO EQUIPAMENTO

O equipamento usado neste trabalho tornou possível a produção de tiras metálicas de material reciclado de latas de alumínio de bebidas descartadas. O grau de deformação da pasta metálica foi de aproximadamente 80 %, para a fabricação de tiras metálicas com espessura de 2 mm, aproximadamente. Estas tiras, depois do tratamento de homogeneização, foram laminadas a frio e trabalhadas a frio num laminador duo laboratorial. Após diversos passes de laminação a frio, obteve-se uma tira de 0,4 mm de espessura com o mesmo grau de redução na espessura (80 %) ao do material semissólido que foi obtido numa única passagem no *Strip Caster*. Em seguida, foi feito o tratamento térmico de recristalização com o material processado, o que sugere uma excelente alternativa na fabricação de produtos reciclados semiacabados, ou para estampagem profunda e estiramento, fechando-se, assim, a cadeia produtiva.

As temperaturas de vazamento normalmente usadas para as operações de *Strip Casting* com ligas de alumínio no equipamento deste trabalho estão na faixa de 660 °C a 720 °C o que pode fazer com que o material dos cilindros sofra alterações térmicas. Em (FERREIRA *et al.*, 2019) os cilindros apresentaram uma forte oxidação (Figura 38(a)) ao longo da largura por onde havia o contato direto com o material fundido num vazamento feito a 680 °C com a liga de alumínio A413, fazendo com que a manutenção do equipamento tomasse mais tempo e sua vida útil diminuísse o que, provavelmente devido à refrigeração interna dos cilindros e o menor arco de contato entre o material fundido e o cilindro de solidificação, não ocorreu no presente trabalho.

Além disso, foi verificada, através das micrografias, a ausência de porosidades internas que poderiam ter sido geradas pelo fluxo turbulento dentro do bocal cerâmico. Isto sugere que, pela mudança proposta e executada na geometria do mesmo (vide Figuras 17 e 19), o fluxo de material foi laminar e praticamente evitou o aprisionamento de hidrogênio (único elemento cujo gás tem solubilidade considerável no líquido de alumínio (POLMEAR, 1995)). A formação de microrrechupes internos ao material parece também não ter ocorrido.

Figura 38 – Oxidação e aderência de material na área de contato entre o material fundido e o cilindro não refrigerado (a) e momento final da produção da tira metálica na condição II que evidencia a proteção térmica feita pela refrigeração interna do cilindro (b).



Fonte: Adaptado de (FERREIRA *et al.*, 2019)(a) e próprio autor (b).

5.2 DINÂMICA DE SOLIDIFICAÇÃO

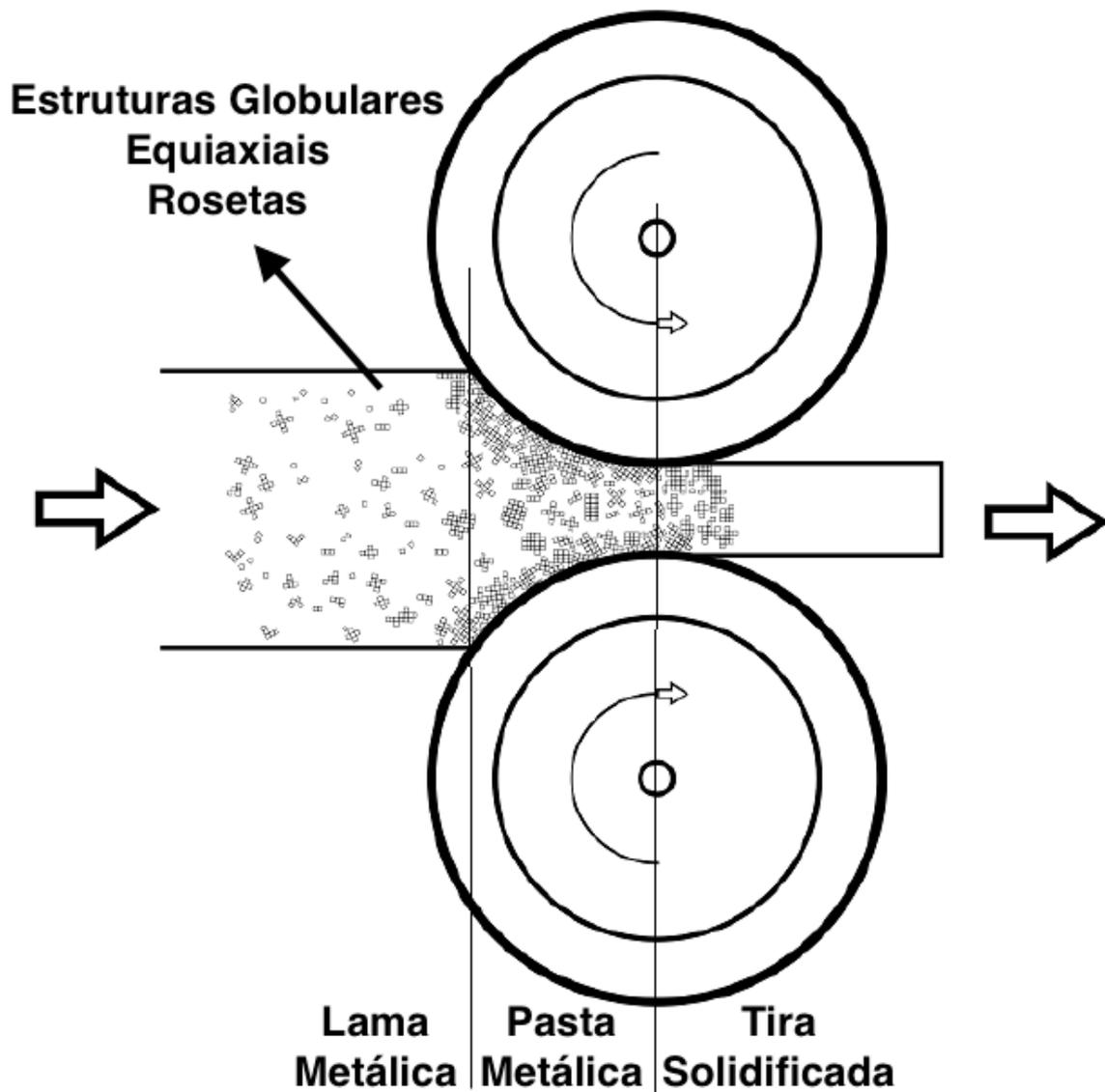
O processo de solidificação é iniciado a partir do momento em que o material líquido entra em contato com as paredes frias da calha de solidificação, fazendo com que haja uma grande geração de embriões sólidos. Estes embriões irão crescer caso haja superresfriamento favorável, ou degenerar-se devido ao contato com ao longo do comprimento da calha de resfriamento.

Após a saída da calha de resfriamento, a lama metálica entra em contato com o bocal cerâmico numa temperatura mais alta do que a calha de resfriamento (o bocal cerâmico é instalado em sua posição de trabalho a uma temperatura de 300 °C para manter a largura da tira metálica na saída do *Strip Caster*, como explicado no Capítulo 3). Como resultado, a temperatura do bocal diminuiu o superresfriamento térmico imposto na formação do material semissólido fazendo com que o crescimento dos núcleos diminua. Assim, a lama metálica obtém fluidez suficiente para ser arrastada pelos cilindros do *Strip Caster*.

Dessa forma, o material semissólido que chega aos cilindros para ser reconfornado é composto por diferentes estruturas em sua fração sólida, como visualizado anteriormente: grãos globulares, equiaxiais e equiaxiais em formato de roseta. A Figura 39 ilustra um desenho esquemático do material que chega nos cilindros do *Strip Caster* evidenciando as diferentes etapas de solidificação que podem ser encontradas no material semissólido.

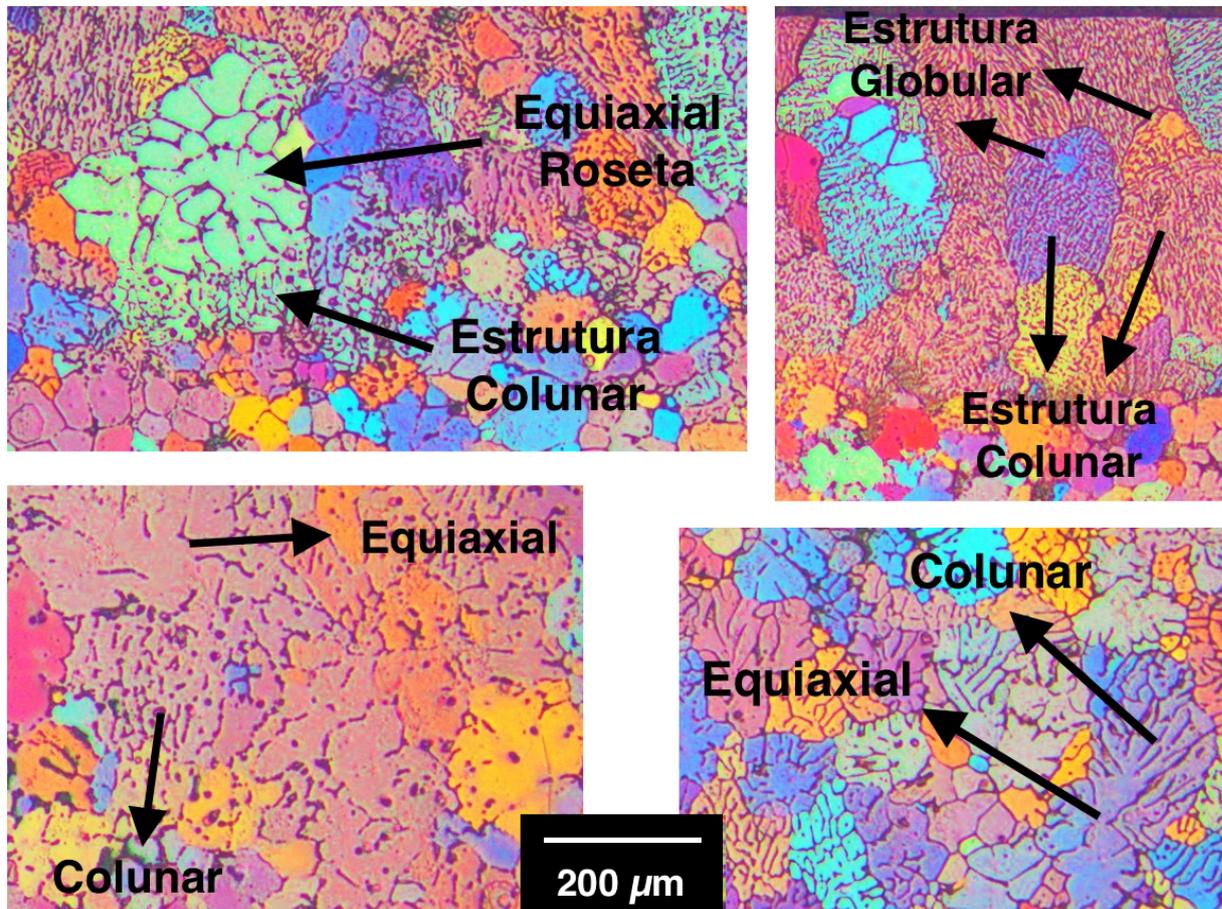
Ao final do processamento, o material solidificado no bocal cerâmico foi investigado e fundamental para explicar a origem das formações geradas nas tiras metálicas obtidas. Realmente, foi observado que alguns grãos na região de crescimento colunar aparentaram a forma dos grãos originados no bocal. De fato, estes funcionaram como núcleos de

Figura 39 – Desenho esquemático do material semissólido com diferentes estruturas se aproximando dos cilindros para ser reoconformado.



Fonte: Próprio autor.

Figura 40 – Grãos colunares aparentemente desenvolvidos a partir das estruturas geradas pela calha de resfriamento e bocal cerâmico.



Fonte: Próprio autor.

solidificação, como ilustrado pela micrografia com luz polarizada na Figura 40, crescendo em direção à fase líquida rica em átomos solutos.

Então, a segregação no interior dos grãos próximos aos cilindros foi causada por uma solidificação muito rápida, pois o tempo disponível para a difusão dos átomos solutos para o contorno de grão foi pequena ficando mais aprisionados no interior do grão. Por outro lado, os grãos na região central da tira solidificada arrastados pelos cilindros, a taxa de resfriamento foi menor. Assim, os átomos solutos tiveram tempo suficiente para se difundir para os contornos de grão e se concentrando nesta região com aparência de uma fase eutética.

As diferentes tonalidades de coloração dos grãos indicam diferentes orientações cristalográficas. Comparando com o trabalho de (HAGA, 2002) (Fig. 7), não fica clara a relação que há entre a estrutura colunar e as estruturas globulares e equiaxiais dentro da estrutura equiaxial, o que pôde ser melhor estudado a partir das micrografias com luz polarizada aqui apresentadas.

5.3 EFEITO DOS PARÂMETROS DE VAZAMENTO E COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A temperatura de vazamento, principal parâmetro nas operações de fundição, não apresentou influência considerável no tamanho de grão ASTM como verificado na Tabela 3 na condição recristalizada, mas sim na estrutura da tira solidificada. Entretanto, como explicado anteriormente, a microestrutura resultante variou substancialmente e pode ter influenciado nas propriedades mecânicas, principalmente na Têmpera H18, como verificado para as condições II, III e IV.

Esta análise também está baseada no fato das porcentagens de Cu e Mg, para estas condições, não terem apresentado grande variação. Isto sugere que o principal fator para a variação das propriedades mecânicas foi, realmente, a microestrutura, com destaque para a condição IV que apresentou os maiores valores juntamente com uma maior aglutinação de partículas intermetálicos (Fig. 35) e menor número de trincas intergranulares.

Como esperado, a partir do aumento do conteúdo em massa de Mg, resultado da maior quantidade de latas de alumínio recicladas com o anel rebitado, houve um significativo aumento nas propriedades mecânicas das tiras metálicas, o que indica que as latas de alumínio podem ser recicladas na sua forma total com corpo, tampa e anel rebitado, ver Tabela 3. Por outro lado, (VERRAN; KURZAWA; PESCADOR, 2005) alegam que a reciclagem de latas de alumínio completas (corpo, tampa e lacre) apresenta porcentagem de Mg em torno de 0,6% em massa igual à Condição V com adição parcial do anel rebitado. Entretanto, a reciclagem global dos componentes das latas de Al foi feita na Condição VI que apresentou maior resistência mecânica e ductilidade com 1,26% Mg, o dobro do valor encontrado em (VERRAN; KURZAWA; PESCADOR, 2005). Assim, a reciclagem das latas de Al pode ser feita de forma completa sem a retirada do anel rebitado.

Por outro lado, a composição química das tiras nas Condições V e VI estão próximas a da liga Al 3004 que compõe o corpo da lata de Al o qual é feito por embutimento seguido de estiramento.

Na tentativa de fazer uma melhor preparação para a reciclagem das latas de Al pela retirada do lacre da tampa, a composição de Mg ficou bem distante (Condição II - 0,12% Mg, Condição III - 0,13% Mg e Condição IV - 0,175% Mg) do valor requerido entre 0,80% a 1,30% Mg, Tabela 5. Para todas as Condições, a porcentagem de Mn, Fe, Cu e Si está próxima da liga Al3004. O Zn ficou bem abaixo do valor da liga Al 3004 para todas as Condições.

Entretanto, ocorreu a contaminação do cadinho empregado na fundição para todas as Condições, pois foram encontradas impurezas de Pb e Sn e em maior quantidade na Condição VI. O Pb é insolúvel no Al e a segregação deste elemento tende a ser física por diferença de densidade. Por outro lado, o Sn tem um coeficiente de redistribuição de soluto no equilíbrio (K) igual a 0,04 e se comparado com os outros elementos no Al que

compõe a tira metálica fabricada no *Strip Caster*, por exemplo, o Mg (0,33); Mn (0,67), Cu (0,10), Fe (0,024), Si (0,11), a segregação ocorre após a saturação desses elementos na matriz de Al. Isto sugere que a segregação preferencial, desconsiderando a interação entre os elementos, segue na seguinte ordem crescente do menor valor de K para o maior: 1. Fe, 2. Sn, 3. Cu, 4. Si, 5. Mg e 6. Mn.

Devido à alta taxa de resfriamento junto aos cilindros e baixa no centro da tira em processamento, os coeficientes de redistribuição de soluto são efetivos (K_{ef}), maior do que no equilíbrio (K). Os $K_{ef(s)}$ aumentam próximo ao cilindro e diminuem no centro da tira, devido à maior velocidade de solidificação próximo aos cilindros e menor no centro da tira em formação.

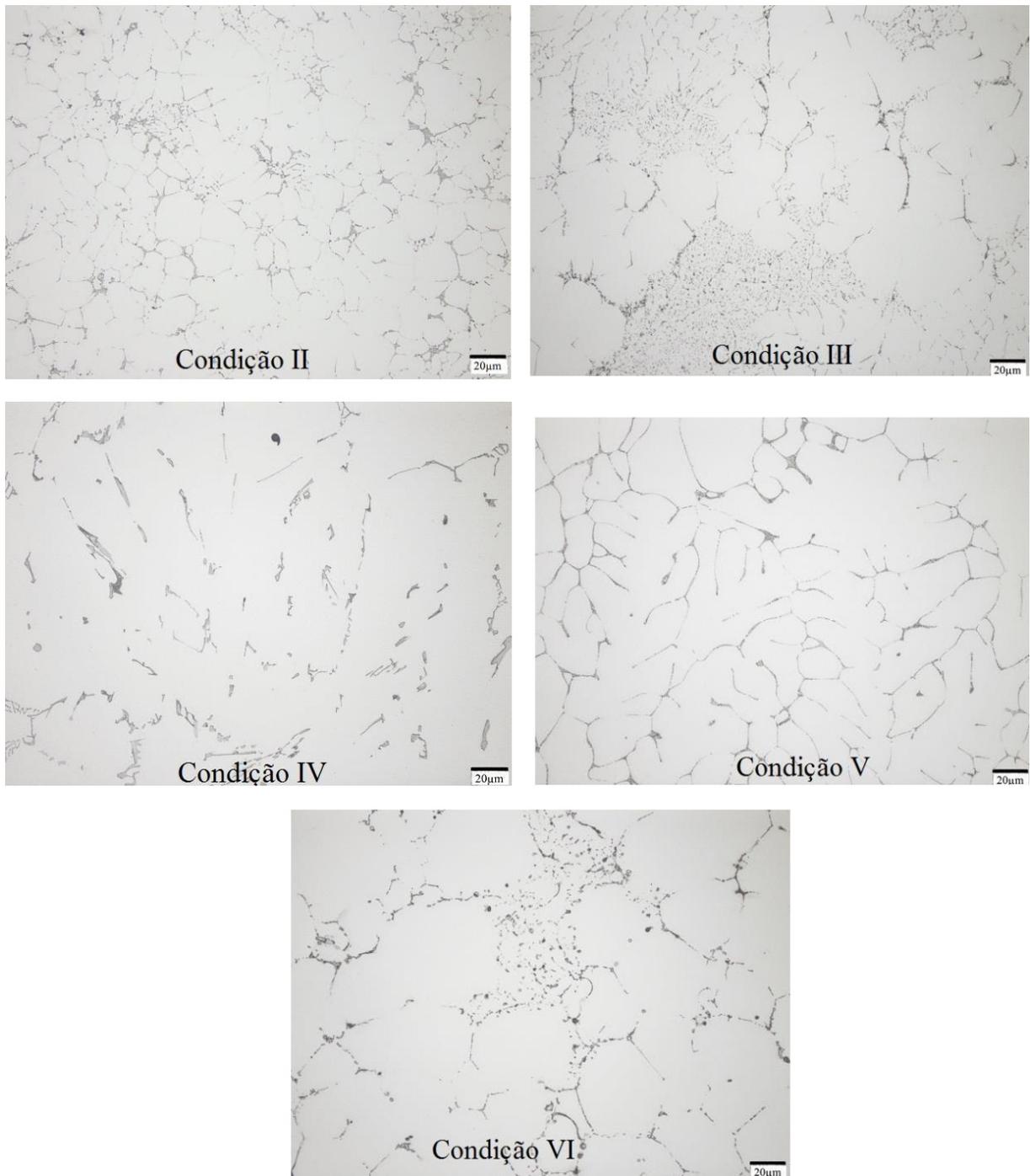
Dessa forma, a distribuição desses elementos na microestrutura da tira metálica é relacionada com o afastamento ou proximidade com os cilindros do *Strip Caster*. Por isso, o maior índice de segregação ($I_s = C_{max}/C_{min}$) onde C_{max} é a concentração máxima de soluto e C_{min} é a concentração mínima de soluto ocorre no centro da tira, formando estrutura eutética nos contornos de grão, Figura 41. Por outro lado, onde ocorre maior velocidade de resfriamento, a fase eutética forma no interior do grão de Al porque os átomos solutos não tiveram tempo de difundir para os contornos de grão, vide Figuras 34, 35, 36 e 39.

Uma solução sólida (AlSiFeCuMnMgSn) pode ter formado devido a elevada taxa de resfriamento durante o processamento na região próxima aos cilindros. Por outro lado, dispersóides de Sn podem ter formados e dispostos na região central dos grãos e ou segregados para os contornos de grão. Por outro lado, o Pb, insolúvel na matriz, pode ter sido arrastado fisicamente para os contornos de grão pelo movimento da interface sólido/líquido. Estes eventos ocorrendo separadamente ou ao mesmo tempo podem favorecer a formação de trincas a quente durante a prensagem da pasta metálica pelos cilindros do *Strip Caster*, Figura 42. Para uma determinação mais precisa, as amostras precisariam ser avaliadas por microanálise empregando a espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

O surgimento de trincas durante a compressão como analisado anteriormente, vide Figura 33, pode ser relacionado com a contaminação de Pb e Sn nas ligas aqui processada como descrito anteriormente, ver Figura 42. Estes elementos migram sob compressão exercida pelos cilindros sobre a pasta metálica provocando a formação de trincas superficiais. Então, é fundamental para evitar o surgimento de trincas durante a reolaminação o cuidado na fundição desde a seleção cuidadosa da matéria prima até verificar o revestimento do cadinho se eventualmente tem elementos que podem contaminar e fragilizar a conformação da pasta metálica durante a fabricação da tira metálica no *Strip Caster*.

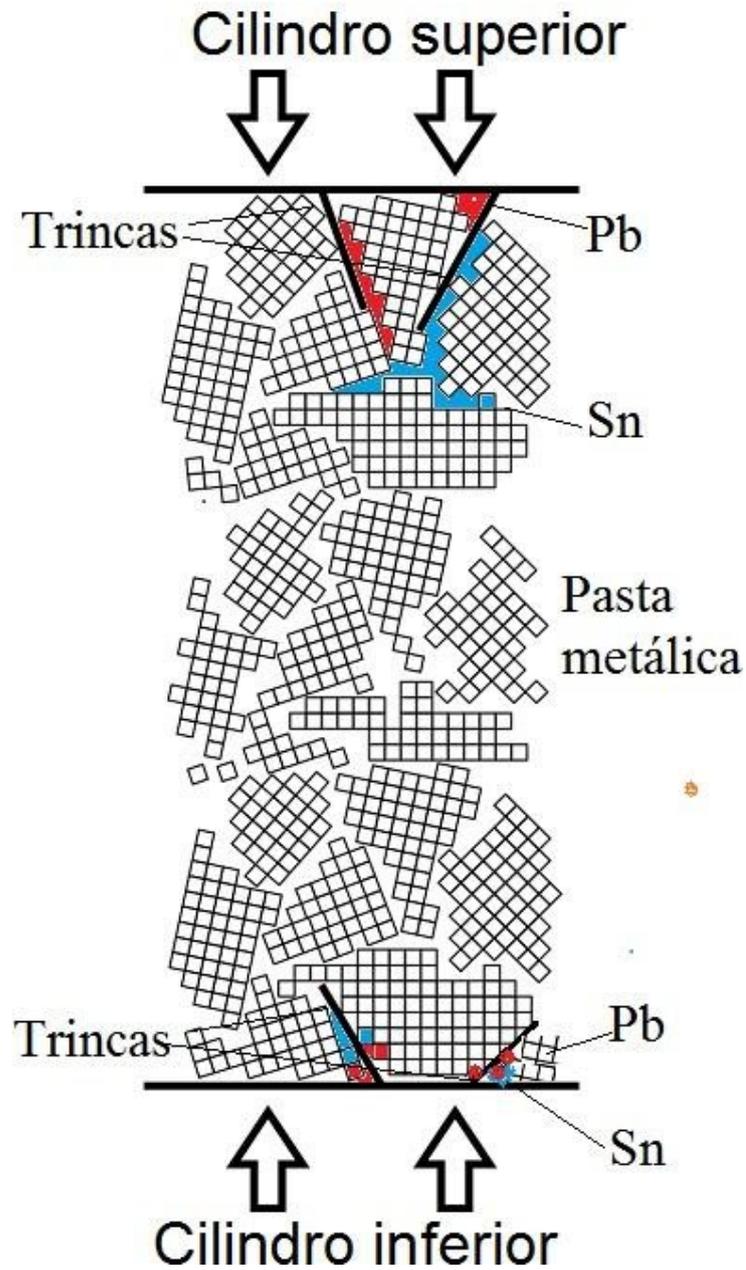
A Figura 43 ilustra as microestruturas do material laminado a frio (H18) e no

Figura 41 – Concentração dos elementos químicos que compõe a liga nos contornos de grão formando estrutura eutética em todas as condições.



Fonte: Próprio autor.

Figura 42 – Diagrama esquemático ilustrando a formação de trincas durante o processo de re laminação.



Fonte: Próprio autor.

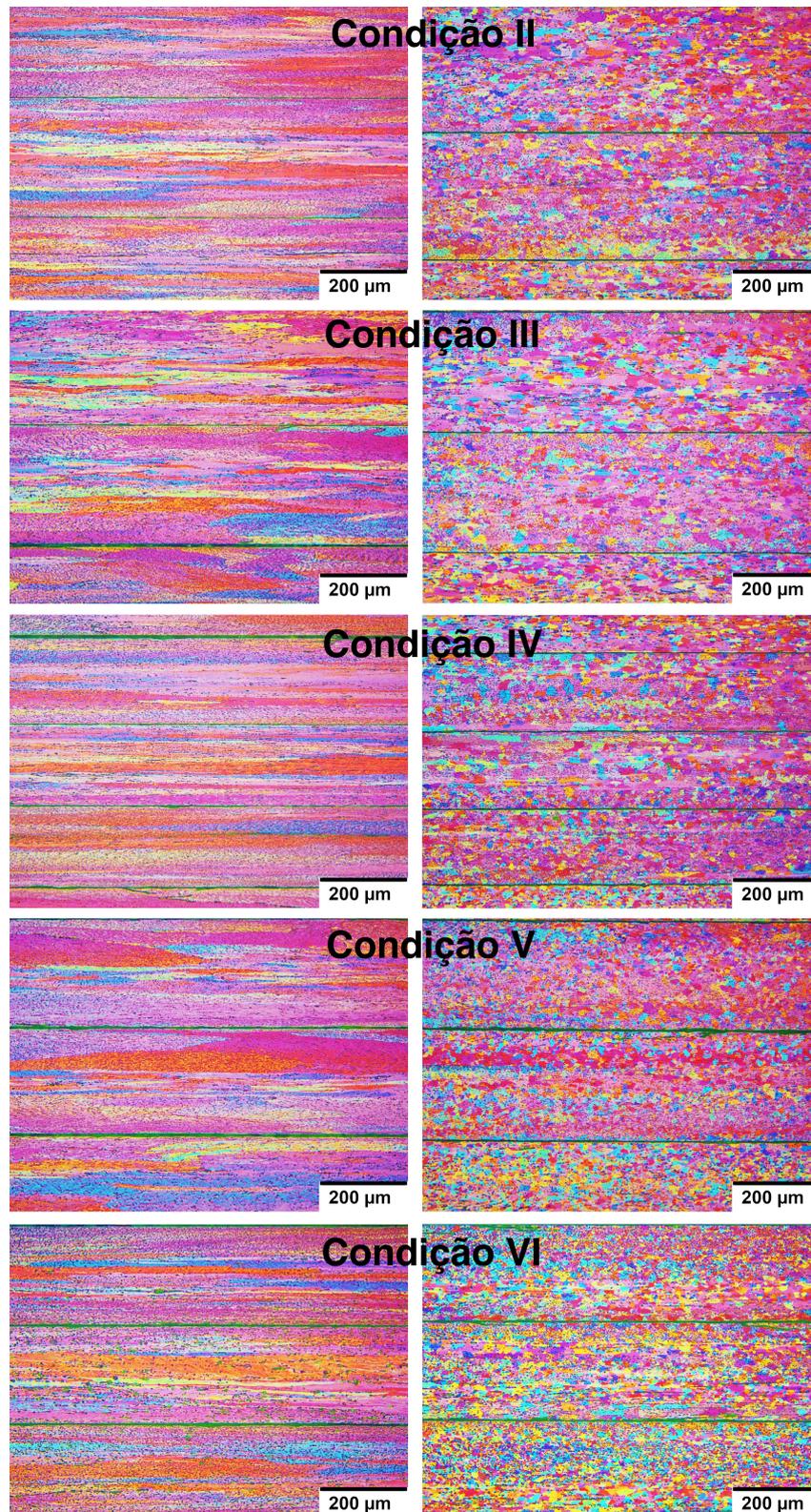
estado recozido (O) para as Condições II, III, IV, V e VI. O tratamento térmico de homogeneização na temperatura de 560 °C por um período de 10h seguido de resfriamento ao ar foi feito na tira fundida para posterior laminação a frio. Na sequência, foi empregado um laminador de laboratório com redução em torno de 80%, aplicando vários passes de laminação a frio, com encruamento H18 – Espessura inicial de 2,0 mm e final próximo de 0,4 mm como descrito anteriormente. Esta espessura está de acordo para estampagem profunda seguida de estiramento para a fabricação de latas de bebidas de alumínio.

Tanto os grãos de Al- α como os segregados no interior dos grãos e eutéticos nos contornos de grão como analisado anteriormente, foram distribuídos e alinhados na direção de laminação, resultando num material anisotrópico. As trincas formadas, como analisadas anteriormente, não impediram a conformação a frio com uma redução de 80% das tiras solidificadas após o tratamento térmico de homogeneização, Figura 43. Assim, um material mais homogêneo foi obtido gerando uma microestrutura mais homogênea após a conformação seguida do tratamento térmico de recristalização. Paralelamente, na Figura 43 é ilustrada também uma micrografia com luz polarizada após o tratamento térmico de recozimento final, recristalização, na temperatura de 430°C por 60 minutos (condição “O”). Aparentemente, houve a formação de estrutura granular com tendência ao crescimento de grão. Isto pode indicar que a temperatura de tratamento de recristalização poderia ser diminuída pela severidade de redução 80% de laminação a frio.

A Figura 44 ilustra a microscopia óptica da tira homogeneizada seguida da laminação a frio na seção longitudinal. Esta microscopia óptica sugere que uma solução sólida de AlFeSiCuMnMg e plaquetas eutéticas com estes elementos somados com dispersóides de Sn foram alinhadas na direção de laminação. Por outro lado, a análise na CBA indicou no detalhe da microestrutura uma distribuição das partículas de segunda fase AlFeSi/AlFeMnSi na matriz Al. Partículas com dispersões globulares de segunda fase podem ser observadas.

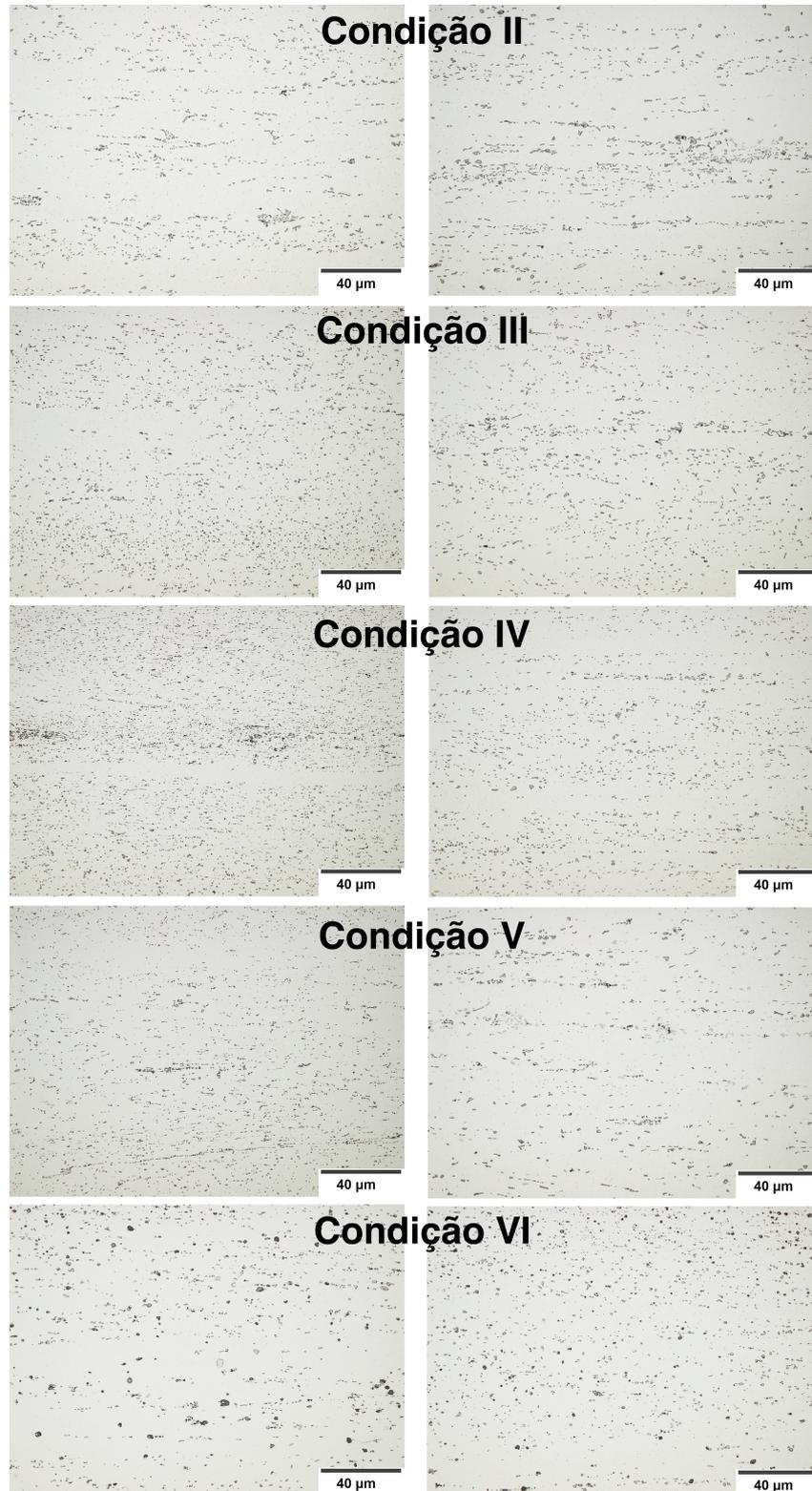
Tanto na Condição VI H18 como O com maior porcentagem de Mg e contaminantes de Pb e Sn, ilustram precipitados maiores na Condição H18 do que após o tratamento térmico de recristalização que apresenta precipitados mais refinados, Condição O. Isto pode ser explicado devido a geração de maior densidade de discordância na Condição H18 criando pontos para ocorrer a formação de finos precipitados durante o recozimento de recristalização. Dessa forma, durante a recristalização precipitados finos formaram. Partículas maiores com tonalidades de pontos escuros e claras podem ser identificadas como chumbo e estanho. Em geral, as partículas precipitadas indicam a direção de laminação para todas as condições aqui estudadas.

Figura 43 – Microscopia com luz polarizada das tiras laminadas a frio para o grau de encruamento H18 (coluna de micrografias na esquerda) e no estado recozido (coluna de micrografias na direita).



Fonte: Próprio autor.

Figura 44 – Tira solidificada de ligas de alumínio com latas recicladas laminadas a frio (H18, a esquerda) e recozidas (O, a direita) para as Condições II a VI, como indicadas. A microestrutura ilustra os precipitados formados e orientados na direção de laminação.



Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÃO

A partir das corridas realizadas no *Strip Caster* e pelas análises feitas com as micrografias, composição química e testes de tração, as seguintes conclusões puderam ser feitas:

1. O equipamento laboratorial usado neste trabalho tornou possível a produção de tiras metálicas não contínuas de material reciclado a partir de latas de alumínio;
2. A refrigeração, interna aos cilindros, juntamente com a diminuição do arco de contato entre o material semissólido e os cilindros, protegeu os mesmos da oxidação superficial verificada em outros trabalhos, diminuindo assim a intensidade de manutenção do equipamento;
3. O bocal cerâmico apresentou boa performance na distribuição simétrica entre os cilindros do *Strip Caster*;
4. Foi possível a observação da evolução da solidificação ao longo do caminho percorrido pelo material semissólido, desde seu começo na calha de resfriamento, produzindo núcleos de solidificação, até o fim do bocal cerâmico que fez com que os núcleos crescessem em grão equiaxiais em formato de roseta;
5. A microestrutura superficial das tiras metálicas apresentou um formato misto (*duplex*) formado de grãos com características colunares provavelmente frutos do crescimento a partir da estrutura produzida pela calha de resfriamento;
6. A microestrutura central das tiras metálicas apresentou pequeno conteúdo de precipitação intragranular, o que sugere que sua formação teve início, também, na calha de resfriamento e teve tempo suficiente para rejeitar os átomos solutos para a fração líquida antes de atingir as paredes frias dos cilindros refrigerados;
7. O conteúdo de Mg tem grande influencia nas propriedades mecânicas das tiras metálicas chegando a um máximo de 264,0 MPa (Mg 1,26%) e um mínimo de 210,1 MPa (Mg 0,13%) nos níveis de encruamento H18 e O respectivamente.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Devido à fragilização das tiras metálicas na saída do laminador, é sugerido a utilização de um suporte ativo para apoiar e tracionar as tiras metálicas conforme elas saem do *Strip Caster*. Este suporte encontra-se em fase de instalação e testes no equipamento usado neste trabalho. A Figura 45 ilustra a parte inferior do conjunto de roletes, que farão a tração das tiras metálicas, já na posição em que será instalada.

Figura 45 – Conjunto de roletes para suporte ativo na saída das tiras metálicas do laminador do *Strip Caster*.



Fonte: Próprio autor.

Além disso, a utilização de refinadores de grão das ligas de alumínio, como as ligas a base de titânio e boro, pode gerar uma diminuição na produção de grãos colunares e minimizar a ocorrência de trincas intergranulares. Por fim, é sugerido também a execução de testes de dobramento das tiras metálicas, bem como testes de estampagem profunda de modo a simular o uso do material em condições industriais para a fabricação de produtos.

Referências

- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. ABAL. *Reciclagem no Brasil*. 2019. Disponível em: <http://abal.org.br/sustentabilidade/reciclagem/reciclagem-no-brasil/>. Acesso em: 15 jun. 2019.
- ATKINSON, H. V. Semisolid processing of metallic materials. *Materials Science and Technology*, Abingdon, v. 26, n. 12, p. 1401–1413, 2010. Disponível em: <https://doi.org/10.1179/026708310x12815992418012>. Acesso em: 11 jul. 2019.
- BESSEMER, H. *Improvement in the Manufacture of Iron and Steel*. [S.l.]: Google Patents, 1865. US Patent 49053A.
- CAYLESS, R. B. C. *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. Ohio: ASM Handbook, 1990. v. 2.
- DOSENMEISTER Aluminium Can 330 ml. 2019. Disponível em: <https://dosenmeister.com/product/aluminum-can/>. Acesso em: 12 jul. 2019.
- ELORZ, J. *Solidification and solid-state transformations of metals and alloys*. Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2017.
- EVANS, R.; GUEST, G. *The Aluminium Decoating Handbook*. Wolverhampton, UK: Stein Atkinson Stordy LTD., 2000.
- FERREIRA, L. V. G. *et al.* Influence of roll surface and melt treatment on the quality of single roll strip casting production. CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 10, 2019, São Carlos. *Anais [...]*. São Carlos: ABCM, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.26678/abcm.cobef2019.cof2019-0028>. Acesso em: 22 jan. 2020.
- FERRY, M. *Direct strip casting of metals and alloys: processing, microstructure and properties*. Cambridge: Woodhead Pub. and Maney Pub. on behalf of The Institute of Materials, Minerals & Mining, 2006.
- FUJII, H.; NAKAE, H.; OKADA, K. Interfacial reaction wetting in the boron nitride/molten aluminum system. *Acta Metallurgica et Materialia*, Elsevier BV, v. 41, n. 10, p. 2963–2971, out. 1993. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(93\)90111-5](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90111-5). Acesso em: 12 set. 2019.
- GARCIA, A. *Solidificação: fundamentos e aplicações*. Campinas: Ed. da Unicamp, 2007.
- HAGA, T. Semisolid strip casting using a twin roll caster equipped with a cooling slope. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier BV, v. 130-131, p. 558–561, dez. 2002. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(02\)00765-3](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(02)00765-3). Acesso em: 12 jul. 2019.
- HAGA, T.; KUMAI, S.; WATARI, H. Strip casting of recycled aluminum alloys by a twin roll caster. *Waste and Biomass Valorization*, Springer Science and Business Media LLC, v. 3, n. 4, p. 419–424, ago. 2012. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/s12649-012-9153-3>. Acesso em: 12 jul. 2019.
- KIKUCHI, D.; HARADA, Y.; KUMAI, S. Surface quality and microstructure of al-mg alloy strips fabricated by vertical-type high-speed twin-roll casting. *Journal of Manufacturing Processes*, Elsevier BV, v. 37, p. 332–338, jan. 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.12.007>. Acesso em: 11 jul. 2019.

KIM, M.-S.; KUMAI, S. Effect of si content on strip thickness and solidified structure in high-speed twin-roll cast al-si alloy strips. *MATERIALS TRANSACTIONS*, Japan Institute of Metals, v. 52, n. 5, p. 856–861, 2011. Disponível em: <https://doi.org/10.2320/matertrans.l-mz201116>. Acesso em: 12 jul. 2019.

KIM, M.-S.; KUMAI, S. Solidification structure and casting defects in high-speed twin-roll cast al-2 mass% si alloy strip. *MATERIALS TRANSACTIONS*, Japan Institute of Metals, v. 54, n. 10, p. 1930–1937, 2013. Disponível em: <https://doi.org/10.2320/matertrans.l-m2013824>. Acesso em: 12 jul. 2019.

LEE, Y.-S.; KIM, H.-W.; CHO, J.-H. Process parameters and roll separation force in horizontal twin roll casting of aluminum alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier BV, v. 218, p. 48–56, abr. 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.11.031>. Acesso em: 12 jul. 2019.

LIMA FILHO, A. de P. *et al.* Influence of pouring temperature and alloy additions on the quality of a semisolid material dragged during the continuous-casting strip processing of al-si a413. *Solid State Phenomena*, Trans Tech Publications, Ltd., v. 285, p. 224–233, jan. 2019a. Disponível em: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.285.224>. Acesso em: 12 jul. 2019.

LIMA FILHO, A. de P. *et al.* Continuous production of a multi-filament reinforced metal matrix composite strip from the semisolid state. *Solid State Phenomena*, Trans Tech Publications, Ltd., v. 217-218, p. 265–273, set. 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.217-218.265>. Acesso em: 12 jul. 2019.

LIMA FILHO, A. de P. *et al.* Manufacture of continuous metal matrix composite strip reinforced by particulate materials from the semisolid processing. *Solid State Phenomena*, Trans Tech Publications, Ltd., v. 285, p. 189–196, jan. 2019b. Disponível em: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.285.189>. Acesso em: 12 jul. 2019.

MENET, P.-Y. *et al.* Strip casting technology: A key to product quality. International Melt Quality Workshop, out. 2001. Disponível em: <https://www.semanticscholar.org/paper/Strip-Casting-Technology-...-a-Key-to-Product-Menet-Basson/56204fb70de5a47df0ff21054fbb06255270a27f>. Acesso em: 23 abr. 2019.

MONAGHAN, D. *et al.* Microstructural defects in high productivity twin-roll casting of aluminium. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 173, n. 1-2, p. 251–254, dez. 1993. Disponível em: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(93\)90224-3](https://doi.org/10.1016/0921-5093(93)90224-3). Acesso em: 20 jan. 2020.

NISHIYAMA, S. Aluminum can recycling in the systemized closed-loop. *Zairyo-to-Kankyo*, Japan Society of Corrosion Engineering, v. 51, n. 7, p. 285–292, 2002. Disponível em: <https://doi.org/10.3323/jcorr1991.51.285>. Acesso em: 12 jul. 2019.

OECD. *Materials case study 2: Aluminium*. Organization for Economic Cooperation and Development. Acessado em Junho, 2019. Disponível em: <http://www.oecd.org/environment/resourceproductivityandwaste/46194971.pdf>. Acesso em: 12 jul. 2019.

OLIVEIRA NETO, P. B. *Processamento E Propriedades de Tiras Metálicas Fundidas da Liga Al-Si A413 Produzidas por Reolaminação*. 138 p. Dissertação (Mestrado em

Engenharia Mecânica) — Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2019. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/183166>. Acesso em: 12 set. 2020.

PADMANABHAN, R.; OLIVEIRA, M.; MENEZES, L. Lightweight metal alloy tailor welded blanks. In: *Tailor Welded Blanks for Advanced Manufacturing*. Elsevier, 2011. p. 97–117. Disponível em: <https://doi.org/10.1533/9780857093851.2.97>. Acesso em: 13 jul. 2019.

POLMEAR, I. J. *Light alloys: metallurgy of the light metals*. London: Arnold, 1995.

REIS, A. A. *et al.* Thixoforging of al–3.8% si alloy recycled from aluminum cans. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier BV, v. 607, p. 219–225, jun. 2014. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.129>. Acesso em: 12 jul. 2019.

SCHLESINGER, M. E. *Aluminum Recycling*. Florida: Taylor and Francis, 2014.

STEWART, D. L.; DALEY, J. C.; STEPHENS, R. L. Proceedings. In: *INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON RECYCLING OF METALS AND ENGINEERED MATERIALS*. Pittsburgh, PA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2000. p. 1394.

VERRAN, G. O.; KURZAWA, U.; PESCADOR, W. A. Reciclagem de latas de alumínio visando melhor rendimento e qualidade metalúrgica no alumínio obtido. *Revista Matéria*, v. 10, p. 72–79, mar. 2005. Disponível em: <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10635>. Acesso em: 11 jul. 2019.

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*. 298 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2008. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/94487?locale-attribute=es>. Acesso em: 12 set. 2020.

8 PRODUÇÃO CIENTÍFICA

A seguir são anexados os trabalhos frutos do presente projeto de pesquisa, a saber:

1. Resumo aceito para apresentação de trabalho e publicação de artigo nos anais do *16th International Conference on Semi Solid Processing of Alloys and Composites - S2P 2020* (Adiado para Setembro de 2021 devido à pandemia).
2. Artigo apresentado e publicado nos anais do 10º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação em 2019 - COBEF 2019 realizado em São Carlos - SP.
3. Artigo apresentado e publicado nos anais do *15th International Conference on Semi Solid Processing of Alloys and Composites - S2P 2018* realizado em Shenzhen - China.

INFLUENCE OF POURING TEMPERATURE ON THE MANUFACTURE OF METALLIC STRIPS USING RECYCLED ALUMINUM CANS

Lucas Veronez Goulart Ferreira¹, Antonio de Pádua Lima Filho² Pedro Barbosa de Oliveira Neto³, Fabian Hois⁴, Rodrigo Alessandro Nunes de Oliveira⁵ and Miguel Borodiak⁶.

^{1, 2, 5} São Paulo State University/UNESP
Ilha Solteira, Brazil

¹lucas.goulart@unesp.br, ²padua.dem@gmail.com, ⁵merlin1943@yahoo.com.br

³ Instituto Federal de São Paulo
Catanduva, Brazil
pedro.neto992@gmail.com

⁴ Technische Universitaet Wien
Vienna, Austria
fabian.hois@gmail.com

⁶Votorantim Metais/Brazilian Aluminium Company
Alumínio, Brazil
miguel.borodiak@cba.com.br

ABSTRACT

This study investigates the influence of the pouring temperature on the microstructure and mechanical properties of metallic strips produced by the rapid solidification process, horizontal roll casting. The cans were heated up to 500 °C for 1 hour in an electrical resistance furnace in order to remove the inner polymeric coating and the painting of the cans. They were then compacted into packages and melted into ingots. The ingots were remelted and poured into a laboratorial Strip Caster. Two pouring temperatures were tested (670 °C and 710 °C), with a surface roll speed of 0,2 m/s. The rolls have a diameter of 105 mm approximately and are internally cooled by a water solution with soluble oil (9:1) at flow rate of 2 liters/s. A cooling slope is used to initiate the solidification process and direct the flow of the melt into a ceramic nozzle which feeds the rolls that are separated by 1,5 mm to produce strips of 2 mm thickness and 45 mm width. Both situations produced non-continuous pieces of strip that were then analysed through optical microscopy using polarized light and tension test. The microscopy on both situations showed surface cracks that were enhanced with the increase of temperature, which also raised the length of the columnar grains on the upper and lower surface of the strips. Nonetheless, those strips could be cold rolled to a thickness of 0,4 mm after homogenization treatment at 560 °C for 10 hours. The surface cracks and the length of the columnar layers should be diminished in order to increased the mechanical properties and the quality of the strip produced.

FINISHING OF ROLL SURFACE AND MELT TREATMENT ON THE QUALITY OF CONTINUOUS METALLIC STRIP CASTING VIA SINGLE ROLL PROCESSING

Lucas Veronez Goulart Ferreira
Pedro Barbosa de Oliveira Neto
Antonio de Pádua Lima Filho

UNESP Ilha Solteira – Av. Brasil Sul, 56 – Centro, Ilha Solteira – SP, 15385-000.
lucas.goulart@unesp.br, pedro.neto992@gmail.com, padua.lima@unesp.br

Abstract. Strips made of aluminum alloy A413 were fabricated using the single roll continuous casting, with pouring temperature of the cast alloy ($\approx 1300^\circ\text{C}$) of about 680°C on the cooling slope, producing a metallic slurry that feeds the nozzle and is dragged by the roll at a rate of 0.2 m/s. Two conditions for the finishing of the roll surface were tested: 1.) Coating of the surface with boron nitride (BN); and 2.) Finishing of the surface using 1200 grit sandpaper. Further tests with the roll's surface finish obtained with a 1200 grit sandpaper were carried out: 1.) without alloy additions; and 2.) with TiBAl as grain refiner. The microstructures were observed using an Optical Microscope - OM and a Scanning Electron Microscope - SEM. The mechanical properties were obtained through tensile testing. It was found a decrease on the strength of the strips by coating the roll with boron nitride. A relevant increase in yield and tensile strength was measured on the specimen treated with TiBAl, along with a decrease on the elongation at fracture. Effects of poisoning were not found, although reported in Al-Si alloys with more than 3wt% of Silicon.

Keywords: Strip Casting, aluminum, A413, single roll, TiBAl.

1. INTRODUCTION

Al-Si alloys, such as the A413 used in this research, have interesting properties such as good weldability, high resistance to corrosion and specific mechanical properties (Polmear, 1995) which favor their use in the electronic packaging industry (Jiang et al., 2018). However, Al-Si alloys show brittle and hard phases such as needle shaped silicon in the eutectic and thus making it costly to process through ingotting and rolling (Rooy et al., 1995). Therefore, research on Strip Casting as a way for processing these alloys has been made (Haga et al., 2007; Harada et al., 2011; Jiang et al., 2018) in order to reduce the costs, emissions and time of production (Barekar and Dhindaw, 2014). The high efficiency of this process is constantly cited and could be strategic to the industrial development of countries if properly stimulated (Luiten and Blok, 2003).

Strip Casting is a manufacturing process that works with material in the semisolid state, combining fast cooling rates (around 1000°C/s) and rolling (Menet et al., 2001). Many recent studies have focused on increasing the quality of the strips produced by this technique in regard to microstructure homogeneity (Shi and Shen, 2018), reduction of segregation (Kim et al., 2018; Sun et al. 2017) and mechanical properties (Lima Filho et al., 2018; Wang et al. 2016) by changing the parameters of the process.

Boron nitride is a ceramic insulator often used as a lubricant in die cast aluminum production due to its low wettability on molten aluminum (Eichler and Lesniak, 2007), and thus could be used as a protective coating against oxidation on the rolls of the Strip Casting resulting from the contact with the worked material in high temperatures.

Although this process can lead to a fine grain structure, defects such as uneven microstructure, segregation and coarse grains have been reported (Barekar et al., 2016; Shi and Shen, 2018). These problems could be dealt by additions of grain refiners such as TiBAl and even increase the mechanical properties of the product (Kashyap and Chandrashekar, 2001).

Despite the common usage of TiBAl, for Al-Si alloys above 3wt% silicon content, TiBAl has shown poor refining power when conventional casting is performed, a phenomenon called poisoning (Lee et al. 1999; Qiu et al. 2007). In order to explain the phenomena, Easton et al. (2014) suggested a mechanism but highlighted that the poisoning effect of silicon remains elusive, which can be explained by the many different mechanisms of poisoning proposed in the literature (Easton et al. 2014; Qiu et al. 2007; Queded et al. 2006). However, the drawback of TiBAl can be bypassed employing other refining alloys such as Nb and B based nuclei, which also provides powerful nucleation sites (Apparao et al. 2018; Bolzoni et al. 2016; Sigworth et al. 2007).

This work focuses on obtaining A413 strips using the Single Roll Strip Casting technique, comparing the efficiency of the roll's surface under two conditions (i.e. coated and uncoated) and dealing with the possible appearance of coarse Al- α using an addition of TiBAl as a grain refiner.

2. METHODOLOGY

The composition of the aluminum alloy A413 utilized is shown in the Tab. 1. 1,3 g (around 0,1 wt.%) of TiBAI (Al – 5% Ti – 1% B) alloy was added for grain refinement.

Table 1. Chemical composition of the A413 aluminum alloy (wt.%).

Si	Fe	Ti	Sr	Mn	Mg	Cr	Ni	Ga	V
11,3	0,1	0,11	0,02	0,02	0,001	0,001	0,004	0,003	0,008

The manufacture of aluminum strips was carried out on a laboratorial Strip Caster using the Single Horizontal Roll method. This machine has a carbon steel roll with a diameter of 105 mm and a working face of 100 mm. The schematic diagram of the Single Roll Horizontal Strip Caster is shown in Fig. 1. Aluminum strips with width of around 45 mm were cast with a roll surface speed of 0,2 m/s and pouring temperature of approximately 680 °C. For each procedure, 1300 g of A413 was melt in an electrical furnace and strip cast under three conditions: 1.) NB coated roll with no additions to the cast material; 2.) no coating on the roll with a surface finish done with sand paper 1200 and no additions to the melt; and 3.) no coating on the roll with a surface finish done with 1200 grit sandpaper and 1,3 g TiBAI added to the melt using a steel bell to manually stir the molten alloy.

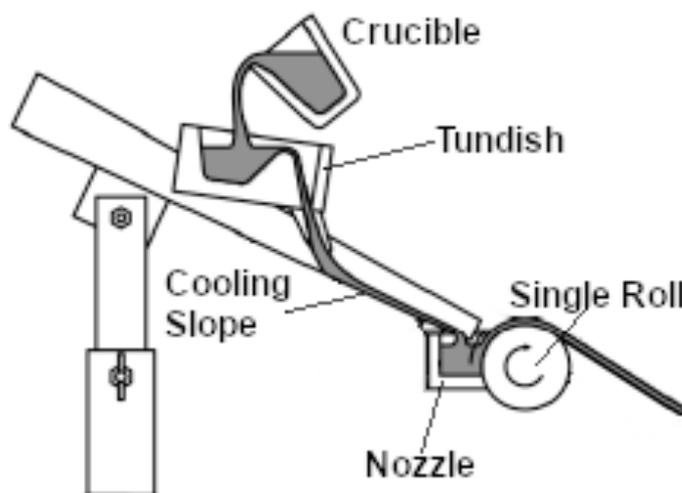


Figure 1. Schematic diagram of the machine used for manufacturing the strips.

In order to assess the gran size and dispersion of particles in the microstructure of the strips produced on each condition, optical microscopy was carried out using an Olympus BX51 microscope with specimens grounded and manually polished with abrasive alumina and finished with colloidal silica. To observe the refining effects on the material, scanning electron microscopy (SEM) was done using a Carl Zeiss Electronic microscope – model EVO LS15. To evaluate yield strength, tensile strength and elongation at failure, a tensile test machine EMIC – model DL 100kN was used and the test coupons were in agreement with the standardized test procedure ASTM E8M.

The microscopies shown in this work were obtained by observing the cross section along the casting direction, perpendicular to the strip. There were two main areas analyzed; the first being on contact with the roll and the second being the region suffering heat exchange with the atmosphere.

3. RESULTS

Microscopies of the three conditions described before are shown in Fig. 2, focusing on the first area of the strip that touches the roll and suffers the highest heat extraction, which happens by conduction. Fig. 2 (a) shows a coarse Al- α surrounded by needle shaped Si, which is related to the poor wettability of the melt on the coated surface of the roll (Eichler and Lesniak, 2007), lowering the overall heat exchange. In contrast, a fine grain structure is seen on the specimens cast without the coating on the roll, Fig. 2 (b) and (c). A thorough analysis between these two microstructures has also shown that the specimen with TiBAI has a less dendritic structure. In other words, it presents a more isotropic structure, probably due to the refining (Kashyap and Chandrashekar, 2001) action induced by this addition.

Figure 3 shows the microstructure at the region of the strip furthest to the roll. A refined structure is observed at Fig. 3 (c) in comparison to the other situations, suggesting that poisoning did not happen and might need a certain reaction time to occur, probably not sufficient in the present manufacturing method. Even though Fig. 3 (b) shows some spots of coarse Al- α with needle shaped silicon, it can be still observed regions with fine grains. This fine structure is very rare at Fig. 3 (a), which can be related to the first region being solidified (i.e. in touch with the roll coated with BN) that also showed coarse grains of Al- α , a characteristic structure of low velocity on the solidifying interface that translates into an even higher grain size on the surface of the strip and a lower velocity of the interface.

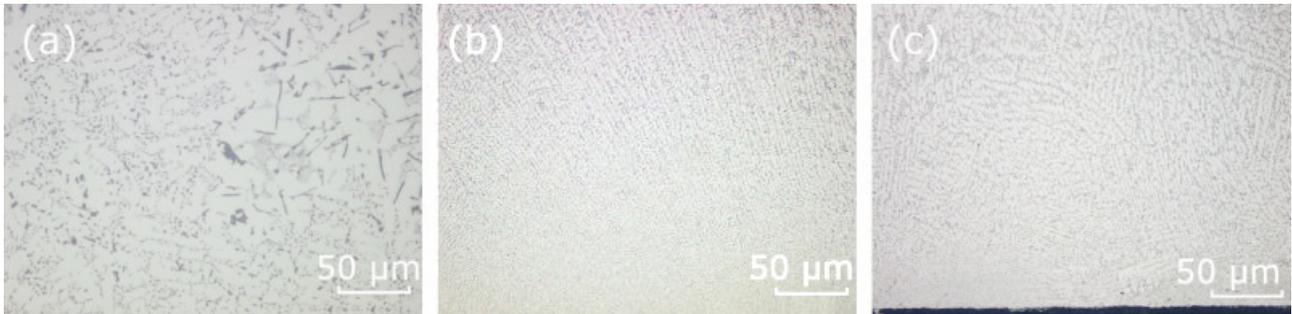


Figure 2. Specimen cast on a BN coated roll without additions to the melt (a), roll grounded with sandpaper without additions to the melt (b) and uncoated roll with TiBAI added to the melt (c) at the surface of the strip touching the roll.

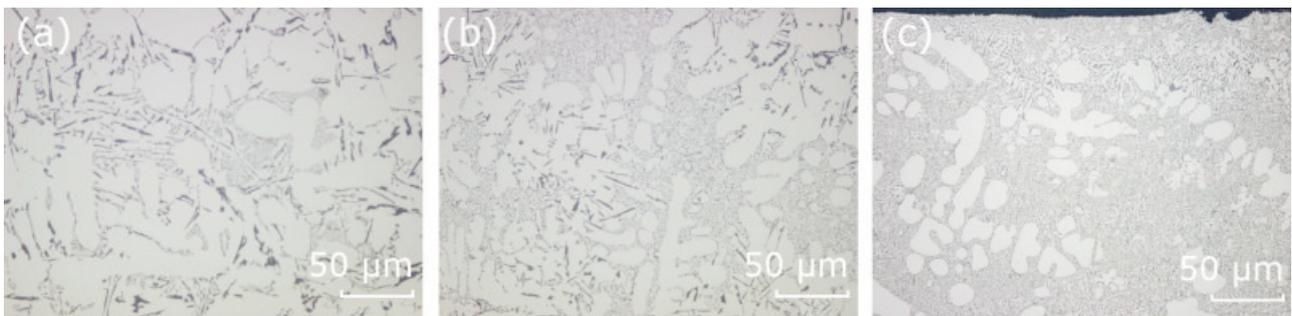


Figure 3. Coarse grains visualized at the strip cast on the BN coated roll without additions to the melt (a), spots of refined grain structure as a result of the rapid solidification on the uncoated roll without TiBAI (b) and a higher fraction of refined grain structure at the alloy treated with TiBAI on the uncoated roll (c) in the region of the strip furthest to the roll.

SEM images of the specimen treated with TiBAI at the region of the strip furthest to the roll are shown in Fig. 4. The structure shows no flaws in terms of voids that could appear due to rapid solidification, as can be observed on Fig. 4 (a). Figures 4 (b) and (c) make evident the superior quality of the structure as a result of both the high velocity of the solidification interface (naturally expected from the Strip Casting technique) and the refining grain effect of TiBAI. No dendritic structures are seen and no needle shaped Si particles appear on SEM of this specimen. This isotropic growth seems to have imprisoned the silicon in the solid solution resulting in a globular structure as a consequence of the high solidification rates.

Table 2 shows mechanical properties obtained by the tensile test of the three conditions studied. The data demonstrates an increase on the yield strength and tensile strength following the decrease of the average grain size taking into account the entire structure of the strip, as already presented. However, the elongation at the fracture did not show this same behavior. The highest elongation was shown by the specimen with no additions to the alloy cast on uncoated roll. The lowest elongation was observed on the strongest specimen. This might be related to an over hardening of the material, resulting in loss of ductility. On the other hand, it was observed intermediary elongation on the specimen cast on the BN coated roll, probably because since the needle shaped silicon particles are the hard and brittle phase of this Al-Si alloy and there was a higher density of this particles in the strip cast with this method, the overall performance on the tensile test was worse than the strip with no additions.

Table 2. Mechanical properties of the strips cast under the three conditions.

Specimen	Yield Strength (0,2 %)	Tensile Strength	Elongation (%)
BN	71,0 MPa	87,3 MPa	1,5
No Additions	80,9 MPa	121,5 MPa	2,8
TiBAI	100,9 MPa	136,4 MPa	1,0

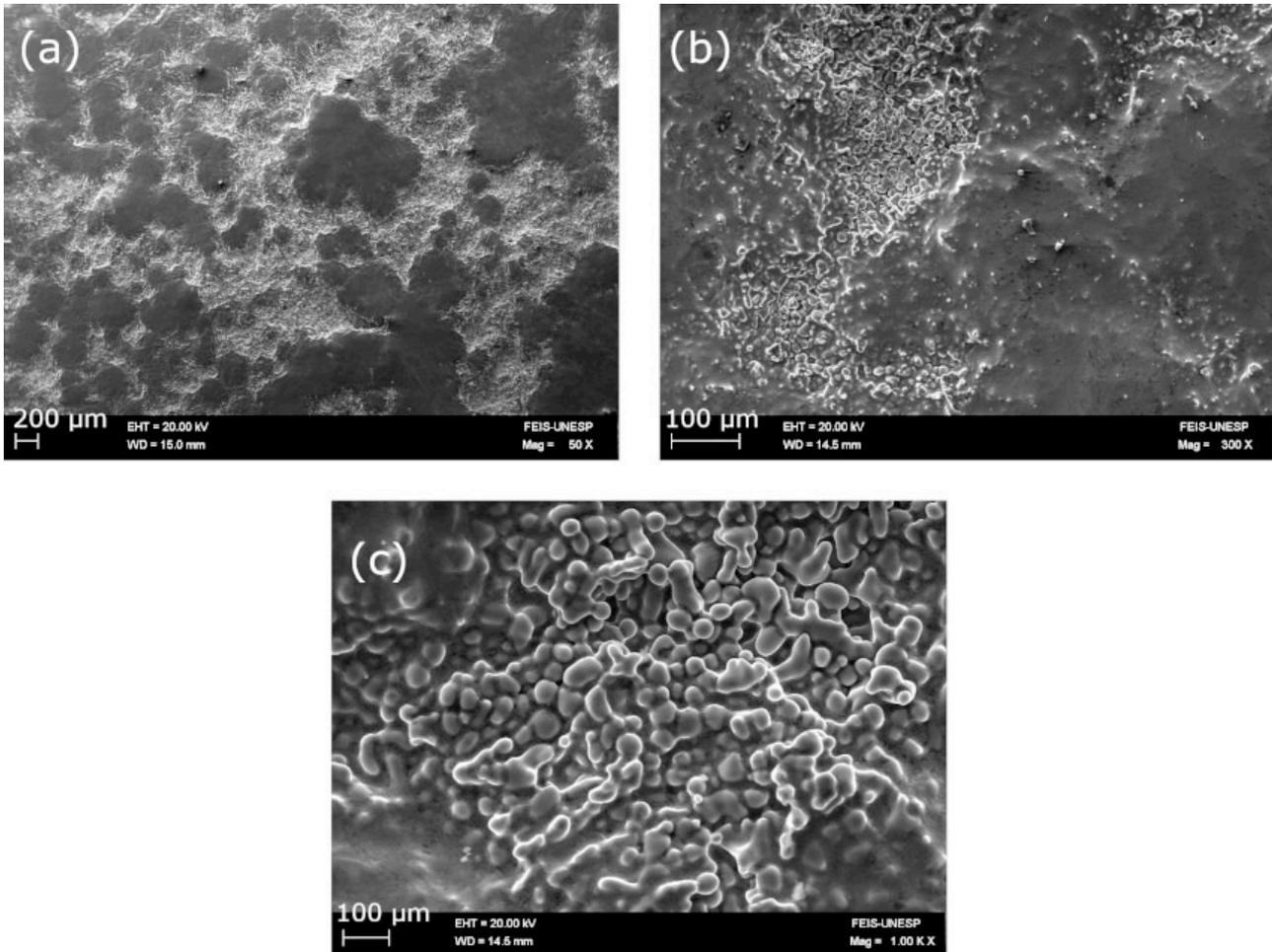


Figure 4. SEM images of the specimen cast on the uncoated roll treated with TiBAI in three magnifications: 50x (a), 300x (b) and 1000x (c).

4. CONCLUSIONS

The production of strips made of A413, an eutectic aluminum alloy, was possible using the single roll technique of the Strip Casting process, a pioneer study in Brazil. The microstructures and mechanical properties of these strips, obtained by optical microscopy, scanning electron microscopy and standardized tensile test led to the following conclusions:

1. Coating the roll with boron nitride protected it against oxidation leading to a higher life and reproducibility, but resulted in a coarse grain structure throughout the entire thickness of the strip due to the poor wetting.
2. There was a relevant increase on the strength (e.g. from 71,0 to 80,9 MPa in yield strength) and elongation (from 1,5% to 2,8%) of the strip by using an uncoated roll.
3. TiBAI made an even bigger increase on the strength of the strip, but lowered the elongation. Further research is needed in order to obtain optimal alloy properties.
4. By adding the grain refiner, a more isotropic microstructure was obtained even in the upper layers of the strip, furthest to the severe heat exchange region in contact with the roll.
5. Although it was reported that poisoning could affect eutectic Al-Si alloys through addition of TiBAI, this effect was not observed and needs further investigations about the time dependent mechanism.

5. REFERENCES

- Apparao, K. C. et al. 2018. "Grain refinement of Al-Si9.8-Cu3.4 alloy by novel Al-3.5FeNb-1.5C master alloy and its effect on mechanical properties". *Materials Science and Engineering*, Vol. 303, Num. 012012.
- Barekar, N. S. and Dhindaw, B. K., 2014. "Twin-Roll Casting of Aluminum Alloys – An Overview". *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 29, p. 651-661.
- Barekar, N. S. et al., 2016. "The impact of melt conditioning on microstructure, texture and ductility of twin roll cast aluminium alloy strips". *Materials Science & Engineering A*, Vol. 650, p. 365-373.
- Bolzoni, L. et al. 2016. "Formation of equiaxed crystal structures in directionally solidified Al-Si alloys using Nb-based heterogeneous nuclei". *Scientific Reports*, Vol. 6, Num. 39554.
- Easton, M.A. et al. 2014. "The Grain Refinement of Al-Si Alloys and the Cause of Si Poisoning: Insights Revealed by the Interdependence Model". *Materials Science Forum*, Vols. 794-796, p. 161-166.
- Eichler, J. and Lesniak, C., 2007. "Boron nitride (BN) and BN composites for high-temperature applications". *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 28, p. 1105-1109.
- Haga, T. et al., 2007. "Casting of Al-Si hypereutectic aluminum alloy strip using an unequal diameter twin roll caster". *Journal Of Materials Processing Technology*, Vol. 191, p. 238-241.
- Harada, H. et al., 2011. "Casting of Al-25%Si Alloy Strip by a Vertical Type Twin Roll Caster". *Transactions Of The Japan Society Of Mechanical Engineers Series A*, Vol. 77, p. 1074-1077.
- Jiang, T. et al., 2018. "Vertical twin-roll cast Al-50Si alloy with different Mg content". *Materials Research Express*, Vol. 5, Number 9.
- Kashyap, K. T. and Chandrashekar, T., 2001. "Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys". *Bulletin of Materials Science*, Vol. 24, Issue 4, p. 345-353.
- Kim, M. S., Kim, H. W. and Kim, H. W., 2018. "Deformation-induced center segregation in twin-roll cast high-Mg Al-Mg strips". *Scripta Materialia*, Vol. 152, p. 69-73.
- Lee, Y.C. et al. 1999. "The effect of grain refinement and silicon content on grain formation in hypoeutectic Al-Si alloys". *Materials Science & Engineering*, Vol. 259, p. 43-52.
- Lima Filho, A. P. et al., 2018. "Influence of pouring temperature and alloy additions on the quality of a semisolid material dragged during the continuous-casting strip processing of Al-Si A413". In *Proceedings of the 15th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Shenzhen, China.
- Luiten, E. E. M. and Blok, K., 2003. "Stimulating R&D of Industrial Energy-Efficient Technology; The Effect of Government Intervention on the Development of Strip Casting Technology". *Energy Policy*, Vol. 31, p. 1339-1356.
- Menet, P. Y. et al., 2001. "Strip Casting Technology... A Key to Product Quality". *Presented at the International Melt Quality Workshop*. Madrid, Spain.
- Polmear, I. J., 1995. Cast Aluminum Alloys. *Light alloys metallurgy of the light metals*. Third edition, Arnold, London, p. 168-195.
- Qiu, D. et al., 2007. "A mechanism for the poisoning effect of silicon on the grain refinement of Al-Si alloys". *Acta Materialia*, Vol. 55, p. 1447-1456.
- Quested, T.E. et al. 2006. "Thermodynamic evidence for a poisoning mechanism in the Al-Si-Ti system". *Materials Science and Technology*, Vol. 22, p. 1126-1134.
- Rooy, E. L., 1995. Aluminum Foundry Products. *American Society of Materials – ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous alloys and Special Purpose Materials*. Fourth Edition, American Society of Materials, Materials Park.
- Sigworth, G. K. et al. 2007. "Grain refinement of aluminum casting alloys". *International Journal of Metalcasting*, Vol. 1, p. 31-40.
- Shi, C. and Shen., K., 2018. "Twin-roll casting 8011 aluminium alloy strips under ultrasonic energy field". *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, Vol. 1, p. 108-114.
- Sun, K. M. et al., 2017. "A new approach to control centerline macrosegregation in Al-Mg-Si alloys during twin roll continuous casting". *Materials Letters*, Vol. 190, p. 205-208.
- Wang, H. et al., 2016. "Effects of twin-roll casting process parameters on the microstructure and sheet metal forming behavior of 7050 aluminum alloy". *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 233, p. 186-191.

6. RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.

Influence of pouring temperature and alloy additions on the quality of a semisolid material dragged during the continuous-casting strip processing of Al–Si A413

Antonio de Pádua Lima Filho^{1,a*}, Lucas Veronez Goulart Ferreira^{2,b}, Pedro Barbosa de Oliveira Neto^{3,c}, Cássio Basile de Oliveira^{4,d}, Carlos Henrique de Oliveira Arantes^{5,e}, Tales Paschoalino de Castro^{6,f}, Miguel Borodiak^{7,g} and Alexandre Leão Quadro^{8,h}

^{1,2,3,4,5,6}Unesp–São Paulo State University–Department of Mechanical Engineering

Ilha Solteira-SP, Nº 56, Brazil, CEP. 15385-000;

⁷Votorantim Metais/Companhia Brasileira de Alumínio/Rua Moraes do Rego, 347 – 18125-000, Alumínio SP, Brazil;

⁸AMG Brasil/BR 383, km 94, 36.302-812, São João del Rei MG, Brazil

^{a*}padua.dem@gmail.com, ^blucas.v.goulart@gmail.com, ^cpedro.neto992@gmail.com, ^dcassiobasile@gmail.com, ^ecarloshoarantes@gmail.com, ^ftpaschoalino1993@gmail.com, ^gmiguel.borodiak@aluminioeba.com.br, ^haleao@amg-br.com

Keywords: Cast metallic strips; Al–Si A413; Al5Ti1B; Al–Sr; Grain refining; Al–Si modification

Abstract. Al–Si A413 treated and untreated alloys were cast and poured at approximately 720 °C, 700 °C, and 680 °C in a cooling slope to obtain the semisolid material feeding the ceramic nozzle (150 cm³) at the lower roll (single-roll melt-dragged processing)—this drags the metallic slurry via the chill/columnar layers at a rate of 0.2 m/s, forming a molten-metal strip with a thickness of 2 mm and width 45 mm, approximately. The untreated alloy poured at 720 °C formed coarse structures of α -Al dendrites, as well as a coarse eutectic of Al–Si and microshrinking on the surface of the casting strip facing the atmosphere. The Al–Si 413 alloy poured at 680 °C and treated with Al5Ti1B (0.1%) led to microstructural refinement, resulting in α -Al globular structures, the absence of microporosities on the surface facing the atmosphere, and a finer and more homogeneous distribution of the eutectic grains with smaller Si particles. The AlTiB master alloys are not used as a grain refiner in Al–Si alloys because of Si poisoning. This subject is discussed in this paper. The addition of the inoculant and 0.2% of the Al–Si eutectic morphology modifying agent (Al–10%Sr) refined both the α -Al and eutectic phases more efficiently in the cast strip poured at 700 °C and 680 °C. This suggests that the inoculant did not interfere with the action of the modifying agent. As a result, molten metal strips of higher mechanical strengths and ductilities were obtained.

Introduction

In industry, obtaining cast alloy strips of Al (1XXX, 3XXX, 5XXX and 8XXX) from the liquid state is already a reality [1]. In Brazil, the Companhia Brasileira de Alumínio/Votorantim Metais (CBA) operates two JUMBO 3CM industrial-scale installations (Continuous Casting between Cylinders) that were delivered in July 2001 [1]. The installation at CBA can produce caster coils of (1XXX, 3XXX, 5XXX, 7XXX and 8XXX) aluminium alloys for rerolling [2].

However, Al–Si alloys are hard, brittle, and, therefore, costly to process through ingoting and rolling due to the acicular eutectic and Si particles in hyper-eutectic alloys that are hard and brittle [3]. Recent studies have focussed on the manufacture of Al–Si cast strips using vertical [4-6] and horizontal roll positions [7-8]. The cylinders in the vertical position generate greater contact area for solidification, and, therefore, greater cylindrical speed can be applied. On the other hand, the rolls in the horizontal position are much easier to control during processing. This denomination in the position of the rolls is related to the exit of the strip from the strip caster: 1) vertical and 2) horizontal.

The hypo-eutectic alloys (4-11 Si) and almost-eutectic (11-13 Si) and hyper-eutectic Si (>13 Si) alloys are popular in the casting industry because they have: 1) low melting point, 2) excellent fusibility, 3) high fluidity, 4) low coefficient of thermal expansion, 5) low contraction in solidification, 6) good specific mechanical properties, 7) high wear resistance, 8) good weldability, 9) good surface finish, and 10) good corrosion resistance [9]. Al–Si casting alloys with copper, magnesium, and nickel addition are applied in the automotive industry, such as wheels (hypo-eutectic), motor blocks (almost eutectic), and pistons (hyper-eutectic) [9].

TIBAL (Al₅Ti₁B) is used in the industry for the grain refinement of mechanically processed Al alloys (casting followed by rolling/extrusion). TIBAL is not used in Al–Si casting alloys because of the formation of AlTiSi intermetallic compounds that prevents alloy grain refinement above 3% Si, a phenomenon known as poisoning [10]. In addition, Si increases the growth of the dendritic α -Al, and its excess may result in an AlSiTi intermetallic layer that coats TiB₂ nucleating particles, thereby significantly reducing its potential as a nucleating agent; this is the poisoning effect.

However, the compound Ti₅Si₃ coats the TiAl₃ surface, inhibiting the α -Al phase nucleation points [11]. The survival of TiB₂ is because Ti₅Si₃ has no nuclear affinity over TiB₂. However, TiAl₃ is completely dissolved, and Ti remains as a solute in the melt, which may form AlSiTi, having a deleterious effect as described above. The TiAl₃ survives and coats TiB₂, forming a duplex particle that acts as a nucleating agent. However, the Ti₅Si₃ compound formed can coat both the TiAl₃ in the melt and the TiAl₃/TiB₂ duplex particle, thus inhibiting heterogeneous α -Al nucleation [11]. A solution to minimize the influence of Si is to increase the amount of Al₅Ti₁B alloy added to preserve more particles of TiAl₃ and TiB₂. However, it is a costly solution [11].

Inoculation using Nb–B alloys has a positive effect on the melting of hyper-eutectic Al–Si alloys close to the eutectic point by refining both the α -Al dendrites and the eutectic grains in rectangular ingots [12].

In casting practice, Sr or Na is added in the Al–Si melt to modify the growth of the silicon in the eutectic, creating thin structures of Si branches and, thus, improving the mechanical properties, hardness, ductility, and machinability. The addition of these alloys in the melt is known as chemical modification and does not refine the α -Al grains. Na/Sr atoms are adsorbed atomically in the Si {111} family of planes, changing the faceted growth of Si and, thus, requiring lower thermal overcooling of the interface at the atomic level [13].

The modification can also be done naturally by imposing a high cooling rate, promoting high solidification rates in the melt [14]. The chill/columnar zone on the solidification cylinder in this work is a good example of natural modification and promotes the refining of α -Al, which does not occur when the modifying agent is only chemical, as previously described.

In this work, the microstructural evolution of the Al–Si A413 metal strips, untreated and treated, was studied using the following alloys: 1) commercial grain refiner (TIBAL–Al₅Ti₁B) and 2) TIBAL and the addition of the eutectic modifier Al–Si (Al–10Sr) prior to pour-out. The results of strip-casting manufacturing employing these alloys have not been discussed in the literature. Microstructure and tensile testing followed by fracture surface analysis were performed to interpret the mechanical properties using optical microscopy and scanning electronic microscopy (SEM), respectively.

Experimental Setup and Procedure

Alloys Used and Melt Preparation

The Al–Si A413 ingot (Al–11.3Si–0.1Fe–0.11Ti–0.02Sr–0.02Mn–0.001Mg–0.001Cr–0.004Ni–0.003Ga–0.008V) was cut and prepared to melt a 1300-g mass in an electric resistance furnace at 750 °C. Additions were made to the alloys for grain refinement (TIBAL (Al–5Ti–1B)/1.3 g (0.1%)) [15] and eutectic modification Al–Si (Al–9.72Sr–0.21Fe–0.12Si–0.10Ba–0.03Ca–0.01P)/ Al \approx 10Sr/2.6 g (0.2%) (data from the manufacturer), that were prepared to cast a metallic strip and compare it with the strip without any additions. The removal of surface oxide of the melt alloy Al–Si A413 in the crucible was made before the addition of the alloys and the pouring operation.

The experimental work based on the addition of alloys was performed in two conditions: 1) commercial grain refiner Al₅Ti₁B — 1.3 g (0.1%) and 2) additions of alloys (Al \approx 10Sr = 2.6 g (0.2%))

and TIBAL 1.3 g (0.1%)). A steel bell was designed to immerse and stir manually these addition alloys in a crucible with the melt alloy (Al–Si A413) for approximately 10 min. Pouring temperatures of approximately 720 °C, 700 °C, and 680 °C were used for testing the quality of the strip casting. This temperature was measured with an immersion 3-mm-diameter K-type thermocouple.

Formation of Semisolid Materials and the Cast Strip

There is a static control of the pouring operation by the distributor (tundisk) at an approximate flow rate of 14 cm³/s in a cooling slope to produce the semisolid material that fills, in 10 s, the ceramic nozzle pool (150 cm³) at to the lower roll (solidification roll) characterising the single-roll melt-dragged processing (SRMD) method. A cooling slope of 300-mm length with an inclination of 20° is made of mild steel in a “v” shape, with a hole at the end to allow the semisolid material to feed the nozzle. On this roll formation of the chilled/columnar grains responsible for dragging the treated and untreated metal slurry Al–Si A413 occurs at a speed of 0.2 m/s. At the exit of the lamination chair, the strip was cooled by five showers to reach room temperature.

Mechanical Testing

The tensile test in our study was carried out with the purpose of determining the values of the yield limit, resistance limit, and elongation of the Al–Si A413 cast strips for the various processing situations, as previously described. For this, a traction test machine, the EMIC model DL 100 kN, was used. The dimensions agree with the Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials [Metric] (ASTM E 8M – 96).

Optical and SEM Examination

The samples for analysis by optical microscopy were prepared using the following steps: 1) sequence of sandpaper: 220, 400, 800, and 1200; 2) manual polishing with abrasive alumina; and 3) final mechanical polishing with colloidal silica. An Olympus BX51 microscope was used for microscopic analysis. Optical macroscopic analyses were performed on unetched samples to determine the quality of the cast strips. The solidification structure, defects in the Al–Si A413 melt strips, and fractographic analysis after the tensile test were examined using a Carl Zeiss Electronic Scanning Electron Microscope (SEM) — model EVO LS 15.

Results and Discussion

Production Process

Figures 1(a), (b), and (c) illustrate the production of the Al–Si A413 casting strip at the pouring temperatures 720 °C, 700 °C and 680 °C, respectively. The output of the cast strip was continuous at the pouring temperature of 680 °C, as shown in Fig. 1(c). For a processing time of approximately 30 s, 11 m x 45 mm x 2 mm of a continuous cast strip was obtained, employing a load of 1300 g of the Al–Si A 413 alloy poured at 680 °C. This shows a high production efficiency of the strip caster used in this work by controlling the pouring temperature.

Growth Morphology of the Molten Strips Without and With Al5Ti1B

Figures 2(a) and (b) illustrate the solid growth morphology at the beginning of strip formation of the solidification of the Al–Si A413 cast strips without and with grain refining, employing the Al5Ti1B alloy, at 720 °C and 680 °C, respectively. The Al–Si A413 alloy was poured at 720 °C without the treatment of the melt, at the beginning of processing, as soon as the slurry material from the cooling slope fed the nozzle and touched the lower roll of the mill. α -Al dendrites are prone to degenerate at the tertiary branches, giving rise to equiaxial grains with Al–Si eutectic aggregates between the dendritic branches, as shown in Fig. 2(a). However, for the Al–Si A413 alloy cast at 680 °C and treated with the Al5Ti1B grain refiner, globular structures of α -Al coated with the eutectic aggregate formed, as shown in Fig. 2(b). This may be due to the combination of the grain refiner and the higher cooling rate during processing compared to casting at 720 °C.



Fig. 1. Production of cast metal strips employing single-roll processing.

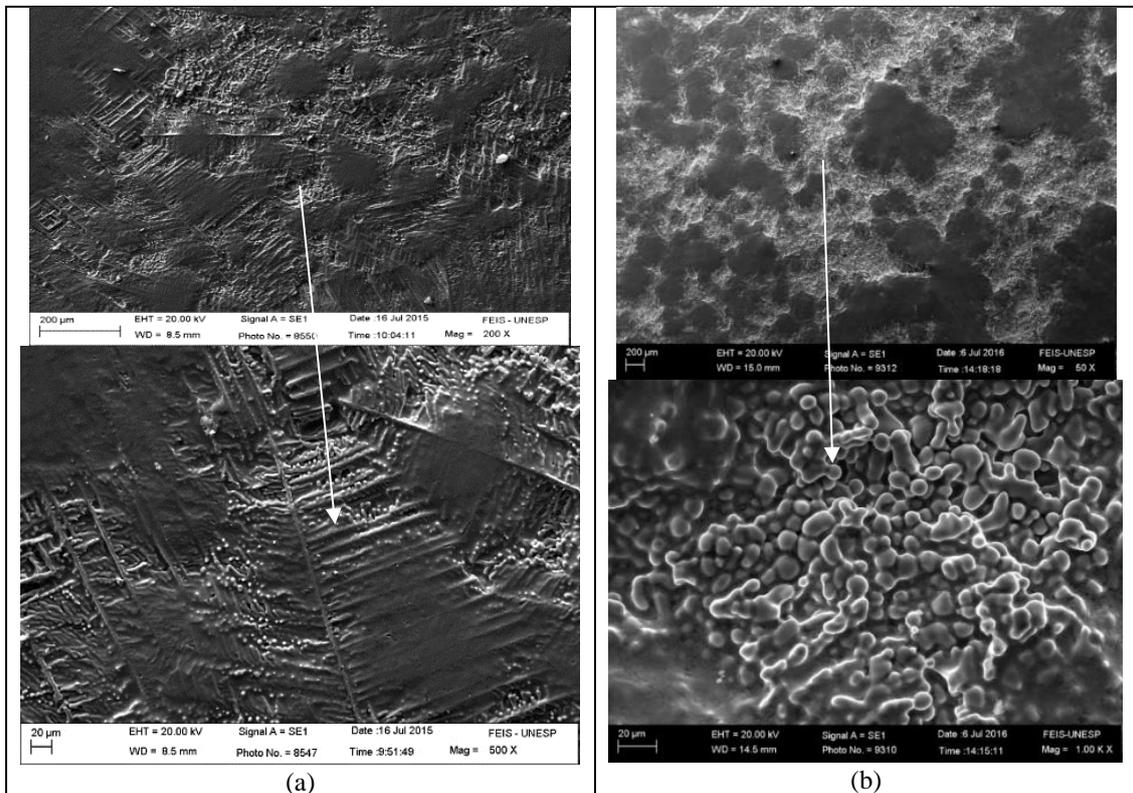


Fig. 2. Backscattered SEM images of the solidification structures at the beginning of the formation of the cast strip at 720 °C (a) and 680 °C (b).

Surface Finishing of Cast Strips without and with Grain Refiner

With the nozzle filled with the slurry Al-Si A413 alloy, chilled/columnar structures form on the roll surface, dragging the metal slurry and forming the surfaces of the molten strip in contact with the roll and facing the atmosphere. Figures 3(a), (b), (c), and (d) compare the surfaces of the molten strips in contact with the lower roll and facing the atmosphere, employing casting temperatures of 720 °C and 680 °C, without and with grain refining, as indicated.

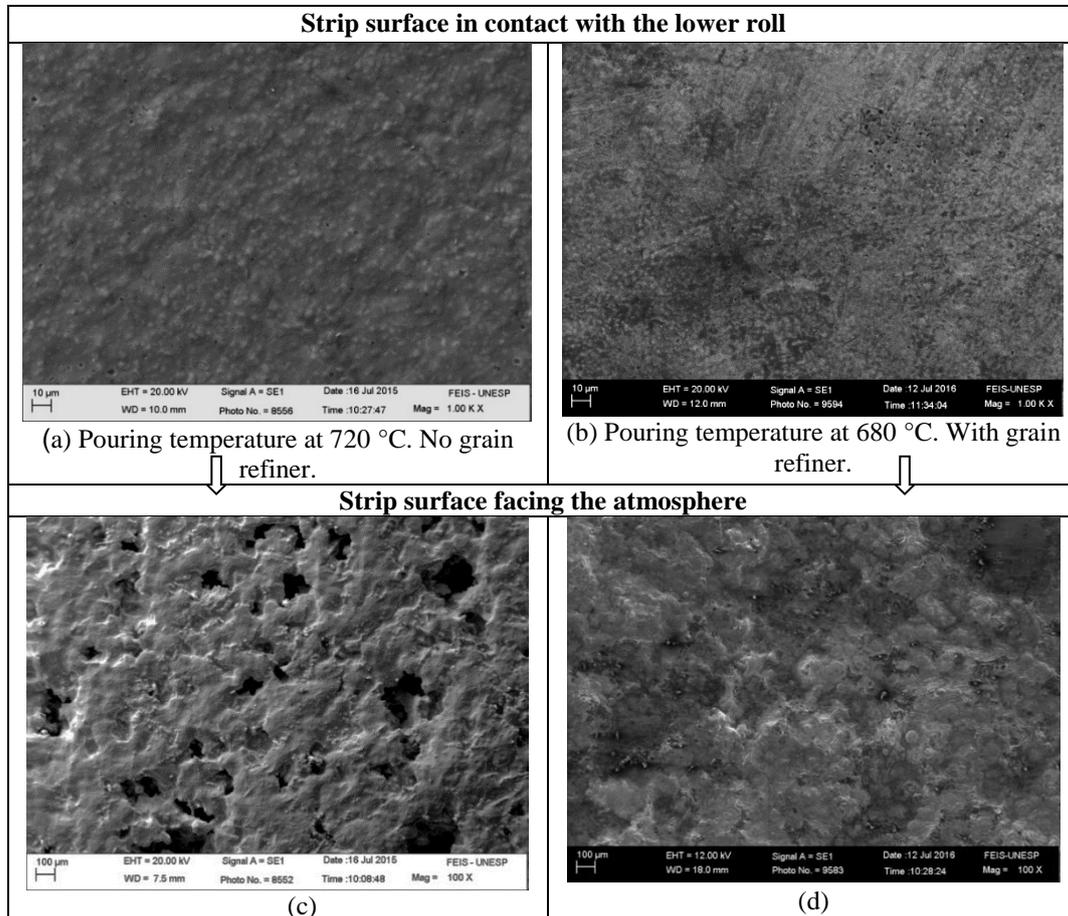


Fig. 3. SEM photographs taken along the surfaces of the cast strips; pouring temperature and grain refiner, as indicated.

The SEM photographs re-emphasise the finishing of the surface formed on the lower roll and facing the atmosphere by modifying the pouring temperature and treatment of the molten alloy. For the specimens in Figs. 3(a) and (c), rough surfaces are evident in comparison with Figs. 3(b) and (d). Micropipes were formed on the surface of the cast strip facing the atmosphere at the casting temperature of 720 °C, shown in Fig. 3(c), indicating the incomplete surface solidification of the molten strip at the outlet of the roll. However, micropipes are absent for the strip cast at 680 °C and treated with TIBAL, as in Fig. 3(d). These can cause a faster forwarding rate of the solidification front and refining of the eutectic because of the increase of the growth rate of the silicon in the eutectic. The surface finish of the cast strips will also determine the mechanical strength and ductility that will be analysed in this work.

Distribution of Microconstituents without and with a Grain Refiner

Comparing the microstructures of the Al-Si alloys shown in Figs. 4(a) and (b) indicates that the quality of the semisolid material is related to the treatment performed with the molten metal. Thus, after inoculation with Al₅Ti₁B, the eutectic slurry dragged by the chilled/columnar layer revealed a thinner eutectic phase forming small groupings of Si needles between the dendrites of α -Al in the form of globules. The use of the grain refiner significantly reduced the grain size of the cast strip both

in contact with the solidification cylinder and the face facing the atmosphere for the Al–Si A413. In addition, the directionality of the columnar layer in the inoculated metal was reduced. This suggests the potency of the compounds based on Ti and B for the refinement of Al- α dendrites in the quasi-eutectic Al–Si system in unconventional solidification, i.e., rapid cooling in the manufacturing of molten metallic strips.

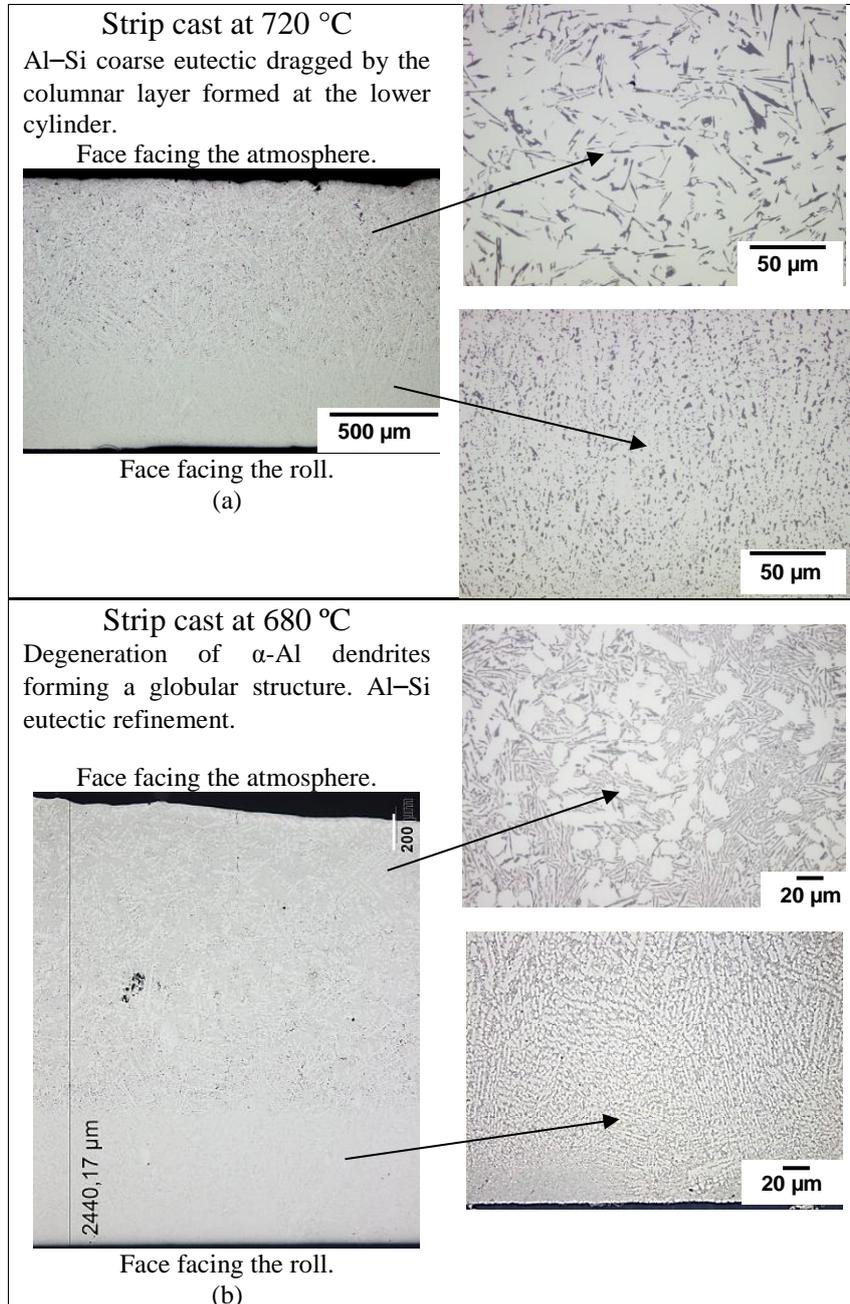


Fig. 4. Cast strips without grain refiner (a) and with grain refiner (b). The pouring temperature is as indicated. Unetched.

Effects of TIBAL and Al10Sr Alloys during the Al–Si A413 Strip-Casting Processing

Indeed, the addition of strontium (Al10Sr) together with the Al5Ti1B inoculant, as shown in Figs. 5(a) and (b), increased the refinement efficiency of α -Al dendrites and eutectic grains because of their smaller size compared with those found only after the addition of the Al5Ti1B inoculant, as shown in Fig. 4(b). Hence, the combination of the application of the inoculant and the modifying agent fulfilled its function during Al–Si A413 strip-casting processing.

The growing of α -Al grains as well as Si particles was observed between the chilled zone and refined/modified eutectic dragged by the lower roll, shown in Figs. 5(a) and (b). This layer was not observed for the Al–Si A413 alloy without treatment as well as that refined with TIBAL at 680 °C — see Fig. 4(b). This suggests that the eutectic modifying agent (Al10Sr) promoted the union of the Si particles with the recrystallization and growth of the α -Al grains in the chilled zone. The transition layer is practically twice as big in the cast alloy at 700 °C as that in the casting at 680 °C, as shown in Figs. 5(a) and (b), because of the higher amount of heat required to be removed. This suggests that Al–10Sr should induce higher alloy thermal diffusivity, decreasing the heat gradient in front of the chilled zone and suitable to obtain coarser α -Al dendrites that locally influence the final solidification microstructure of the strip.

Porosities were observed along the thickness of the strip for the alloy poured at 700 °C — see Fig. 5(a). These can be attributed to the slurry remaining in the superheated eutectic liquid between the arms of the α -Al dendrites.

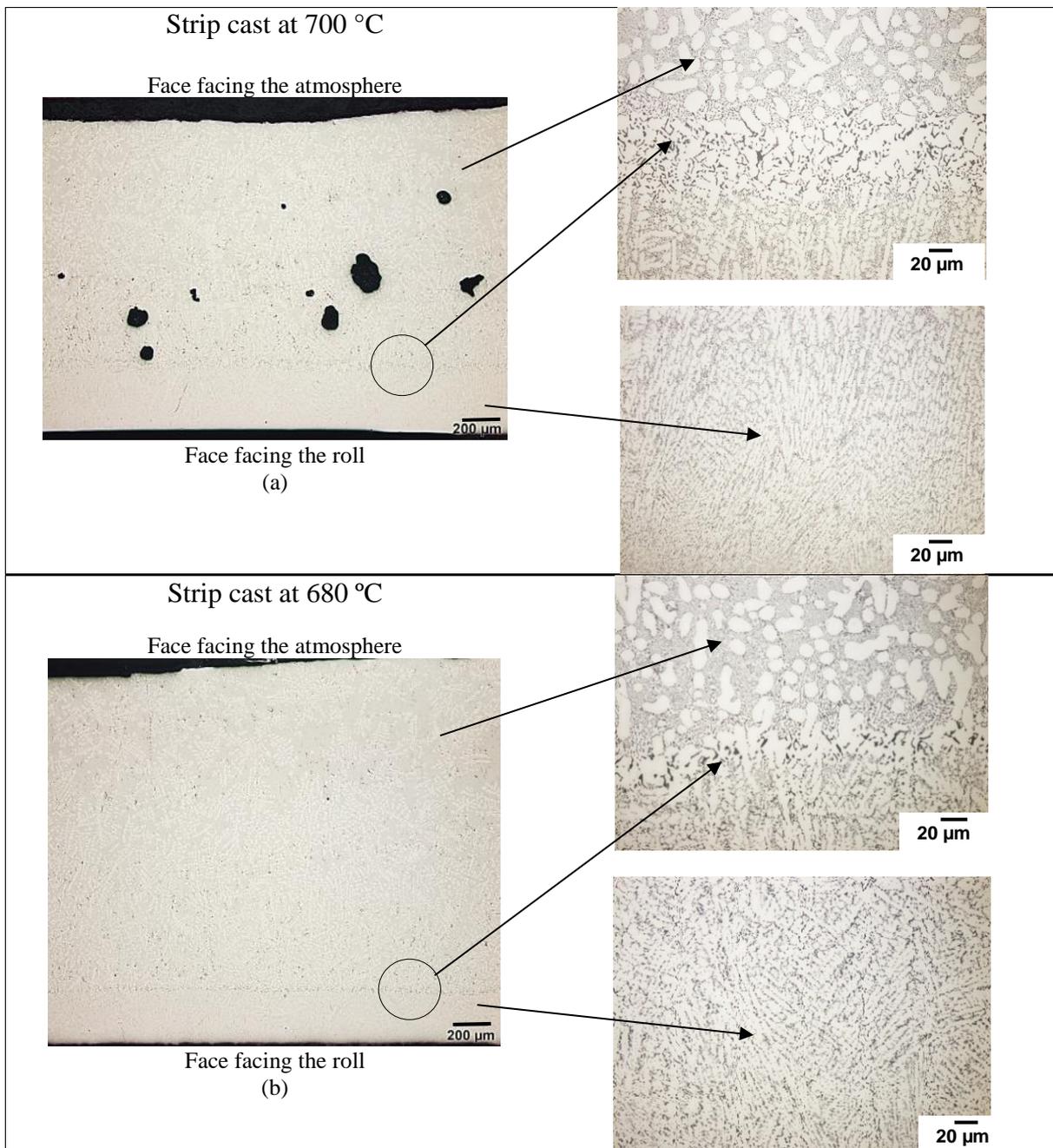


Fig. 5. Microstructural analysis of the Al–Si A413 cast strips treated prior to casting with Al5Ti1B and Al–10Sr alloys. Pouring at 700 °C (a) and 680 °C (b). Unetched.

Mechanical Properties and Fractographic Analysis

Table 1 shows that the cast Al–Si A413 strips poured at 680 °C and treated with Al5Ti1B and Al10Sr alloys have substantially higher ductility and mechanical strength than those without melt treatment, because the microstructure is more refined, as shown in Fig. 5(b).

Table 1. A comparison of mechanical properties Al-Si A413 treated and untreated cast strips.

Pouring temperature	Yield stress, MPa	Maximum stress, MPa	Elongation, (%)
720 °C ^a	75.4±5.1*	93.8±11.7*	1.2±0.5*
680 °C ^b	110.9±2.2**	136.4±8.8**	1.0 ±0.4**
700 °C ^c	136.4±14.4*	194.5±13.2*	3.1±0.3*
680 °C ^d	130.7±8.5**	208.4±20.8**	4.4±1.7**

*80% confidence interval; **95% confidence interval.

^a3 samples. No treatment.

^b3 samples. Grain refining Al5Ti1B.

^c3 samples. Grain refining Al5Ti1B and modified with strontium (Al10Sr).

^d7 samples. Grain refining Al5Ti1B and modified with strontium (Al10Sr).

All the fracture surfaces of the cast strips subjected to tensile testing are shown in Fig. 6. The fracture surface observed by SEM emphasized the brittle nature of the melt strip at 720 °C without any treatment. Columnar grains were formed in contact with the solidification roll, and the fracture in this region had an intergranular feature. On the surface of the molten strip facing the atmosphere, the fracture was by cleavage.

For the samples treated with a grain refiner and modified with strontium, it is evident that columnar grains were absent. The SEM images show microspherical dimples characteristic of ductile fracture resulting from uniaxial tensile loads in the region in close contact with the cylinder, as seen in Fig. 6. The fracture surfaces of the refined and modified samples in the region that faced the atmosphere revealed extensive shear. These characteristics agree with the ductility obtained in the tensile test for these samples.

However, for the strip only refined with TIBAL, the tensile test showed a mixed fracture, with both brittle and ductile characteristics, in the region of the strip surface oriented to the atmosphere, as shown in Fig. 6. A fragile eutectic clustering involved α -Al ductile dendrites, resulting in intercalated cleavage with microcavity characteristics.

Micropores were scattered along the thickness of the strip refined with Al5Ti1B and modified with strontium at 700 °C (see Fig. 6). As previously described, it appears that possibly the eutectic-rich pools were trapped between the dendrites of α -Al. These puddles were arrested during the processing of the cast strip and solidified later.

Summary and Conclusions

Cast strips were fabricated by the Al–Si A413 alloy untreated and treated with Al5Ti1B and Al-10Sr alloys by single-cylinder processing that dragged the semisolid material through a chilled/columnar zone nucleated in the roll at a speed of 0.2 m/s. The casting temperature was varied to examine its effect on the properties. During processing, the strips cast at 720 °C and 700 °C adhered to the cylinder surface, whereas at the casting temperature of 680 °C, this defect was not observed. The formation of α -Al globular grains was achieved using the Al5Ti1B grain refiner in the manufacture of Al–Si A413 alloy cast strips. The aluminium–silicon eutectic phase was significantly refined with the addition of the Al5Ti1B and Al10Sr alloys, resulting in a cast metal strip more compact than that obtained untreated in the melt. The mechanical properties and ductility were substantially increased in the strips cast at 680 °C and treated with the grain refiner, and modified with strontium by the refining of both Al- α and eutectic Al–Si. The addition of the Al5Ti1B grain refiner did not lead to the 11.3% Si concentration poisoning effect, which can be attributed to the high cooling rate resulting from the fabrication of the molten strip directly from the liquid state. Consequently, the mechanical strength increased with the addition of Al5Ti1B. At the interface, coarse grains of α -Al and silicon particles formed, with the simultaneous addition of the alloys Al5Ti1B and Al10Sr in the melt. This

transition layer can be controlled using the casting temperature, because a thinner transition layer and better mechanical properties and ductility resulted when casting at 680 °C. Intergranular and cleavage fractures occurred, between the columnar grains and in the region facing the atmosphere, respectively, for the strip cast at 720 °C without treatment. Thus, lower mechanical strengths and ductilities were obtained. Both the addition of alloys (Al5Ti1B and Al10Sr) and the lower casting temperature (680 °C) of the melt should be used to obtain high productivity, mechanical strength, and ductility in the Al-Si A413 melt strips.

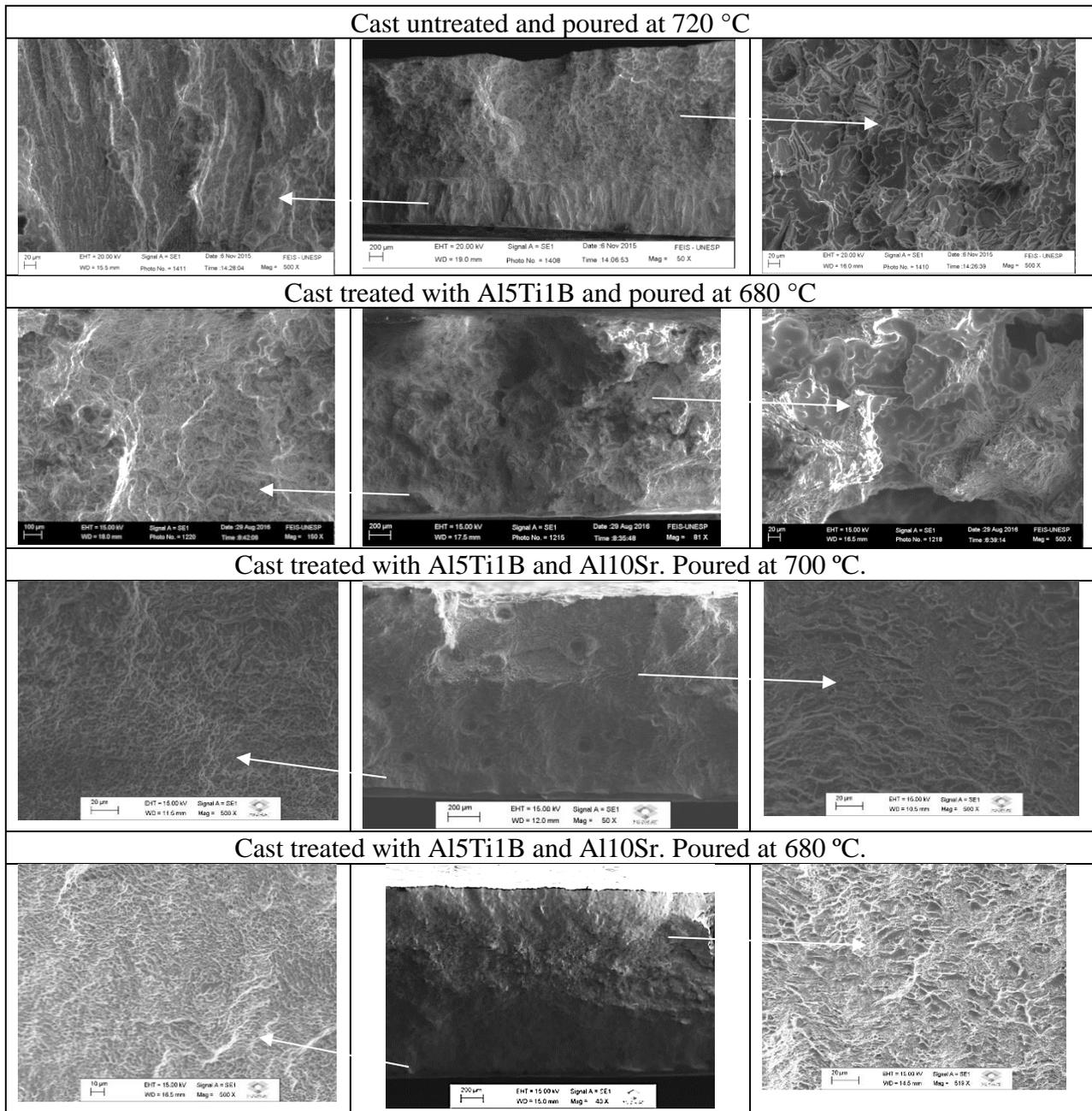


Fig. 6. SEM images of the fracture surfaces produced by the tensile testing of cast strips, as indicated.

Acknowledgments

We thank the Companhia Brasileira de Alumínio (CBA) - Votorantim Metais, AMG Aluminium Brasil - AMG Advanced Metallurgical, Fosco Industrial e Comercial Ltda, Companhia Industrial Fluminense, Pyrobrás Comércio e Indústria and the Technical Section of Support, Teaching, Research and Extension of UNESP-Campus Ilha Solteira for their filming and in supplying photographs during the experiment.

References

- [1] P. Y. Menet, F. Basson, K. Maiwald, R. Cayol, M. Bosh. Strip casting technology: a key to product quality, in: Proceedings of the International Melt Quality Workshop, Madrid, 2001, pp. 1-5.
- [2] Companhia Brasileira de Alumínio – CBA. Catálogo de produtos alumínio, São Paulo, 2017. Information on <http://www.aluminiocba.com.br/wp-content/uploads/2016/06/catalogo-16.pdf>.
- [3] E. L. Rooy. Aluminum foundry products, in: American society material – ASM, ASM handbook: properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials, forth. ed., American Society for Materials, Material Park, 1995, pp. 123-151.
- [4] H. Harada, H. Nakamura, T. Haga, H. Watari. Casting of Al-25%Si alloy strip by a vertical type twin roll caster, The Japan Society of Mechanical Engineers, Tokyo, 2011, pp. 1074-1077.
- [5] M.-s. Kim, S. Kumai. Effect of Si content on strip thickness and solidified structure in high-speed twin-roll cast Al-Si alloy strips, Mater. Transact. 52 (2011) 856-861.
- [6] M.-s. Kim, S. Kumai. Solidification structure and casting defects in high-speed twin-roll cast Al-2 mass% Si alloy strip, Mater. Transact. 54 (2013) 1930-1937.
- [7] T. Haga, et al. Casting of Al–Si hypereutectic aluminum alloy strip using an unequal diameter twin roll caster, J. Mater. Proc. Tech. 191 (2007) 238-241.
- [8] A. D. P. Lima Filho, M. Magrini, Castro, T. P.; Garcia Junior, A. F., C. R. Sokei, Fabricação de tiras fundidas Al 413 via processamento semissólido, in: Anais do Congresso Internacional do Alumínio e Expoalumínio, São Paulo, 2016.
- [9] I. J. Polmear. Cast aluminium alloys. In: I. J. Polmear. Light alloys metallurgy of the light metals. third ed., Arnold, a Division of Holdder Headline PLC, London, 1995, pp. 168-195.
- [10] A. M. Easton, A. Prasad, D. H. Stjohn. The grain refinement of Al-Si alloys and the cause of Si poisoning: insights revealed by interdependence model, Mater. Sci. Forum. 794-796 (2014) 161-166.
- [11] QIU, D.; TAYLOR, J. A.; ZHANG, M-X.; KELLY, P. M. A mechanism for the poisoning effect of silicon on the grain refinement of Al-Si alloys. Acta Materialia, Oxford, v. 55, p. 1447-1456, 2007.
- [12] M. Nowak, L. Bolzoni, N. Hari Babu. The effect of Nb-B inoculation on binary hypereutectic and neareutectic LM13 Al-Si cast alloys, J. All. Comp. 641 (2015) p. 22-29, 2015.
- [13] D. A. Granger, R. Elliott. Solidification of eutectic alloys, in: Metals handbook, American Society for Metals, Material Parks, 1989, pp. 159-181.
- [14] E. L. Rooy. Aluminum foundry products, in: American Society Material – ASM, ASM handbook: properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials, fourth ed., American Society for Materials, Material Park, 1995, pp. 123-151.
- [15] D. V. Neff. Nonferrous molten metal processes, in: Metals handbook, American Society for Metals, Metals Parks, 1989, pp. 445-496.