

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA
CÂMPUS DE ILHA SOLTEIRA**

PEDRO BARBOSA DE OLIVEIRA NETO

**PROCESSAMENTO E PROPRIEDADES DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA
LIGA Al-Si A413 PRODUZIDAS POR REOLAMINAÇÃO**

Ilha Solteira

2019

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

PEDRO BARBOSA DE OLIVEIRA NETO

**PROCESSAMENTO E PROPRIEDADES DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA
LIGA Al-Si A413 PRODUZIDAS POR REOLAMINAÇÃO**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Ilha Solteira, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Orientador

Prof. Dr. Antonio de Pádua Lima Filho

Coorientador

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

Oliveira Neto, Pedro Barbosa de.
O482p Processamento e propriedades de tiras metálicas fundidas da liga Al-Si A413 produzidas por reolaminação / Pedro Barbosa de Oliveira Neto. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2019
138 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2019

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Coorientador: Antonio de Pádua Lima Filho
Inclui bibliografia

1. Tiras metálicas. 2. Al-Si A413. 3. Reolaminação. 4. Processamento semissólido.


Raiane da Silva Santos

Supervisora Técnica de Seção
Seção Técnica de Referência, Arquivado e Documentação
Diretoria Técnica de Biblioteca e Documentação
UBS - 999

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: PROCESSAMENTO E PROPRIEDADES DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA LIGA Al-Si A413 PRODUZIDAS POR REOLAMINAÇÃO

AUTOR: PEDRO BARBOSA DE OLIVEIRA NETO

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

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:

Antônio de Padua Lima Filho

Prof. Dr. ANTONIO DE PADUA LIMA FILHO
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Wysér José Yamakami

Prof. Dr. WYSER JOSE YAMAKAMI
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Alessandro Roger Rodrigues

Prof. Dr. ALESSANDRO ROGER RODRIGUES
Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade de São Paulo - USP

Ilha Solteira, 19 de julho de 2019

DEDICATÓRIA

Dedico essa pesquisa a Deus, minha família e amigos.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus.

À educação, aos ensinamentos, ao apoio e ao amor de minha família; meus pais Pedro Batista de Oliveira e Marli de Fátima Serezini Oliveira e minha irmã Lais Serezini Oliveira.

Agradeço ao Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella pela concessão da oportunidade no programa de Mestrado. Nesse mesmo sentido, agradeço ao Professor Doutor Antonio de Pádua Lima Filho pelos ensinamentos com energia positiva e disposição em fazer sempre o melhor por seus orientados.

Agradeço a minha namorada Paula Carolina Mariano Carvalho e sua família, por todo o apoio. Sem vocês, minha vida durante o mestrado teria sido bem mais difícil.

A Companhia Brasileira de Alumínio (CBA), mais especificamente, ao Miguel Borodiak que gentilmente colaborou nesta pesquisa disponibilizando as facilidades na CBA. Esta parceria foi fundamental nessa pesquisa de Mestrado.

Agradeço aos meus amigos, em especial, Guilherme Barbosa, Pedro Chiquitelli, Bryan Steves, Carlos Arantes e Heitor Rodrigues. Vocês são muito importantes para mim.

Ao meu amigo e parceiro de pesquisa, Lucas Goulart, pela amizade, pelo apoio e incontáveis ajudas, tanto no meu mestrado quanto em outros assuntos profissionais.

Agradeço aos técnicos e servidores da Unesp de Ilha Solteira pelos serviços, ensinamentos e ajudas, sempre com muita paciência.

Ao Moisés Pereira Lima e ao João Carlos Pereira Netto da Seção Técnica de Apoio, Ensino, Pesquisa e Extensão pelas filmagens, edição de filmes e fotografias durante a fabricação das tiras fundidas neste trabalho.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

Agradeço a todos que contribuíram para o desenvolvimento desse trabalho.

RESUMO

A liga Al-Si A413 foi utilizada para fabricação de tiras metálicas fundidas por cilindro único e por cilindro duplo, aqui chamado processo de reolaminação. Esta liga não é adequada para obtenção de tiras metálicas por laminação convencional devido às partículas frágeis de Si. Por outro lado, a reolaminação é um processo viável para obter tiras metálicas dessa liga. Neste trabalho, a liga Al-Si A413 foi fundida e vazada com diferentes temperaturas em uma calha metálica inclinada a 20° numa vazão de 14 cm³/s para se obter um material semissólido que alimenta um bocal cerâmico (150 cm³) junto ao cilindro inferior. Na reolaminação, o espaçamento entre os cilindros foi de 1,5 mm. Os cilindros na cadeia de laminação são feitos de aço ao carbono comum e têm aproximadamente 105 mm de diâmetro e 100 mm de largura. A região coquilhada/colunar formada no cilindro inferior arrasta a lama metálica a uma velocidade de 0,2 m/s para ser processada tanto por cilindro único como por reolaminação. Para ambos os processos as tiras metálicas fundidas têm uma espessura de 2 mm, aproximadamente. Na saída da cadeia de laminação, as tiras são resfriadas até a temperatura ambiente por chuveiros de água. O equipamento utilizado para a fabricação das tiras metálicas, chamado de "Strip Caster", passou por inovações durante este trabalho de mestrado: molas de alívio de pressão foram instaladas no cilindro superior e o cilindro inferior foi substituído por um outro cilindro com refrigeração interna. O "Strip Caster" foi instrumentado com duas células de carga para a medição das forças de conformação e com termopares para a medição das temperaturas durante a fabricação das tiras. Para cada condição de processamento, as propriedades mecânicas e as microestruturas das tiras foram analisadas. O efeito de adições de ligas refinadoras de grão (TiBAl) e modificadores do eutético (Al-10Sr) nas propriedades mecânicas das tiras fabricadas foi analisado. Também foi feita uma análise fractográfica nos corpos de prova dos ensaios de tração. Microscopia óptica e eletrônica foram utilizadas. O efeito de envenenamento relatado em ligas Al-Si com mais de 3% de Si em peso não foi encontrado nas tiras fabricadas com adição de TiBAl. Isto sugere que o envenenamento possui uma cinética de reação. A refrigeração do cilindro e modificação do eutético se mostraram os principais fatores para o aumento das propriedades mecânicas das tiras fabricadas.

Palavras-chave: Tiras metálicas. Al-Si A413. Reolaminação. Processamento semissólido.

ABSTRACT

The Al-Si A413 alloy was used in order to produce metallic strips with the single roll and twin roll processes, this last one is known as rheolamination. This alloy is not suitable to obtain metallic strips with the conventional lamination due to the brittle particles of silicon. On the other hand, the rheolamination is a suitable process to obtain metallic strips of this alloy. In this work, Al-Si A413 alloy was melted and poured at 680 °C on a cooling slope at 20° with a flow rate of 14 cm³/s in order to obtain a semisolid material feeding the ceramic nozzle (150 cm³) at the lower roll. The two rolls of the roll stand are separated with a gap of approximately 1.5 mm, have approximately 105 mm in diameter and are made of carbon steel. The chill/columnar layer formed at the lower roll drags the metallic slurry at a rate of 0.2 m/s to be processed by single roll or twin-roll. Both processes obtain a metallic cast strip with a thickness of 2 mm, approximately. At the exit of the stand roll, the strips are cooled to the room temperature with water showers. The equipment used to produce metallic strips, called "Strip Caster", suffered some innovations during this work: springs were attached to the upper roll in order to reduce the lamination pressure and the lower roll was substituted with another roll with internal cooling. The Strip Caster was instrumented with two load cells in order to measure the forming forces and with thermocouples to measure the temperatures during the fabrication of the strips. For each situation, the mechanical properties and the microstructures of the strips were analyzed. The effect of the addition of alloys (TiBAl and Al-10Sr) on the mechanical properties of the produced strips was analyzed. In addition, fractography analyses were performed on the coupons submitted to the mechanical testing. Optical and electronic microscopy was used. The poisoning effect reported in Al-Si alloys with more than 3wt% of Silicon content was not found in the produced strips with TiBAl additions. This suggests that the poisoning effect possesses a kinetics of reaction. The roll cooling and the eutectic modification were the main parameters to increase the mechanical properties of the produced strips.

Keywords: Metallic strips. Al-Si A413. Rheorolling. Semi-solid processing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	- Caldeamento de tiras finas laminadas por cilindros-duplos, esquema: 1 - Casco do cilindro revestido com grafite; 2 - tira de aço; 3 – Alimentador; 4 – Água refrigerante; 5 – Eixo dos cilindros; 6 – Tira híbrida de alumínio-aço; V_w – Velocidade do cilindro; h_f – Área da secção transversal do nível do fundido; h_s – Espessura da tira de aço; h_{a+s} – Espessura da tira híbrida; l_d – Comprimento da zona de conformação; l_{er} – Comprimento da zona de solidificação	27
Figura 2	- Evolução da variação de energia livre crítica e do raio crítico do núcleo com o super-resfriamento	29
Figura 3	- Curvas características de uma cadeira de laminação ilustrando as mudanças nas condições de laminação	32
Figura 4	- Tamanho de grão versus %Si em peso para um certo conteúdo de TiB ₂ obtido por adições da liga Al5Ti1B de 0 a 0,15% Ti	34
Figura 5	- Refino de grão da liga A356 para três tipos de ligas refinadores de grão	35
Figura 6	- Diagrama esquemático de uma interface satisfazendo a condição do modelo de coincidência de aresta a aresta	36
Figura 7	- Gráfico comparando os valores de f_r de cada composto com a direção $\langle 110 \rangle_{Al}$. (a) Gráfico comparando os valores de f_d de cada composto e o plano da matriz $\{111\}_{Al}$ (b)	37
Figura 8	- Gráfico comparando os valores de f_r do TiB ₂ e TiAl ₃ e a direção $\langle 0001 \rangle_{Ti_5Si_3}$ do composto mais propicio ao efeito de envenenamento Ti ₅ Si ₃ (a). Gráfico comparando os valores de f_d e os planos do TiB ₂ e TiAl ₃ e o plano $\{03\bar{3}0\}_{Ti_5Si_3}$ do Ti ₅ Si ₃ (b)	38
Figura 9	- Resultados da análise microestrutural da liga Al-10Si solidificada unidirecionalmente mostrando diferentes microestruturas: (a) sem inoculação e (b) com adições de nucleador de grão a base de Nb. (Legenda - CZ: zona coquilhada, CC: cristais colunares, LCC: cristais colunares longos, CET: zona de transição colunar-equiaxial, CEC:	40

cristais equiaxiais grosseiros e (V) FEC: cristais equiaxiais finos).

- Figura 10** - Diagrama esquemático temperatura-tempo ilustrando conceitos de refundição e tixoconformação 42
- Figura 11** - Esquema do processo de produção de tiras metálicas fundidas por *single-roll*, evidenciando as diferentes zonas de transferência de calor 44
- Figura 12** - Distribuidor (*Tundish*) pintado com tinta desmoldante Dycote 11 e acoplado na calha de resfriamento (a). Desenho representativo do distribuidor (b) 48
- Figura 13** - Bocais cerâmicos com geometrias diferentes pintados com tinta desmoldante Dycote 11 (a). Desenho representativo do bocal cerâmico (b). Volume aproximado 150 ml 50
- Figura 14** - Cilindro de aço após tratamento térmico de recozimento pleno. Diâmetro de 82 mm aproximadamente com severa oxidação 51
- Figura 15** - Projeto do sistema de refrigeração do cilindro inferior. Cilindro com canais internos para passagem do fluido refrigerante (a); camisa externa de aço ABNT1045 (b); e montagem feita por solda GMAW (processo MAG) com indicações da passagem do fluido refrigerante (c) 52
- Figura 16** - Cilindro inferior com as modificações feitas para refrigeração interna pronto para receber o sistema de refrigeração e para ser instalado no laminador 54
- Figura 17** - A ligação da bomba hidráulica foi feita no inversor de frequência Weg Cfw 08 – 2cv 220 V – 7 (a). Bomba hidráulica instalada na parte inferior interna do “*Strip Caster*” (b) 54
- Figura 18** - Molas para alívio da força de separação dos cilindros e disposição das células de carga de 2 kN no “*Strip Caster*” como indicado 55
- Figura 19** - Paralelismo dos cilindros do laminador em funcionamento 56
- Figura 20** - Calibração das células de carga evidenciando cada componente utilizado 57
- Figura 21** - Esquema de fabricação da tira metálica da liga Al-Si A413

	produzida com temperatura de vazamento de 720 °C e sem adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr	60
Figura 22	- Micrografia da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 720 °C e sem adições da liga Al5Ti1B e da liga Al-10Sr	61
Figura 23	- Superfície da tira fundida sem adições de ligas voltada para a atmosfera. Temperatura de vazamento de 720 °C. Imagens do MEV. Escala de 200 µm (a). Escala de 20 µm (b). Escala de 10 µm (c). Escala de 2 µm (d)	62
Figura 24	- Esquema de fabricação da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 700 °C e com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr	63
Figura 25	- Micrografia óptica da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 700 °C e com adições da liga Al5Ti1B e da liga Al-10Sr	64
Figura 26	- Esquema de fabricação das tiras da liga Al-Si A413. Com temperatura de vazamento a 680 °C tratada com ligas Al5Ti1B e Al-10Sr (a). Temperatura de vazamento a 680 °C com adição de Al5Ti1B apenas (b)	66
Figura 27	- Micrografia da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 680 °C e com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr (a); a 680 °C apenas com adição de Al5Ti1B (b)	68
Figura 28	- Superfície da tira fundida com adições de ligas (TiBAl e Al-10Sr) voltada para a atmosfera. Temperatura de vazamento de 680 °C. Imagens do MEV	70
Figura 29	- Reolaminação da tira metálica da liga Al-Si A413 e seu caldeamento no cilindro inferior	72
Figura 30	- Micrografia da tira metálica da liga Al-Si A413 reolaminada com temperatura de vazamento de 680 °C e sem tratamento e com resfriamento lento após a saída do laminador. Estrutura bandeada é observada junto ao cilindro inferior com ramificações finas de eutético e Al-α	73

Figura 31	-	Imagens do corpo de prova de tração e detalhe da fratura	74
Figura 32	-	Comparação das superfícies de fratura das tiras fundidas. Sem refinador de grão e com refinador de grão; e temperatura de vazamento como indicada. Imagens do MEV. As imagens do centro são da espessura total das tiras, enquanto as laterais são ampliações das regiões indicadas pelas setas	76
Figura 33	-	Comparação das superfícies das tiras fundidas em contato com o cilindro sem (a) e com refinador de grão (b); superfície voltada para atmosfera sem (c) e com refinador de grão (d). Temperatura de vazamento como indicada. Imagens do MEV	78
Figura 34	-	Esquema de fabricação das tiras metálicas de Al-Si A413 pelo <i>strip caster</i> utilizando dois cilindros (processo “Twin-Roll”), evidenciando detalhes na formação microestrutural durante e depois do processo	79
Figura 35	-	Ilustração esquemática da transição de morfologia dendrítica para roseta e esferoidal pelo aumento da taxa de cisalhamento e intensidade da turbulência	80
Figura 36	-	Processo de fabricação da tira metálica fundida da liga Al-Si A413 interrompido após 15 segundos de fabricação	82
Figura 37	-	Tira metálica da liga Al-Si A413 produzida pelo <i>strip caster</i> modificado com molas instaladas no cilindro superior. Comprimento de 2,6 m aproximadamente	83
Figura 38	-	Microscopia óptica da tira produzida por reolaminação pelo <i>strip caster</i> modificado com molas instaladas no cilindro superior. Temperatura de vazamento de 680 °C. Sem adições de ligas, somente reoconformada	84
Figura 39	-	Imagens fractográficas do MEV da análise da tira produzida pelo <i>strip caster</i> modificado com molas instaladas no cilindro superior. Temperatura de vazamento de 680 °C, sem adições de liga e somente reoconformada	86
Figura 40	-	Esquema explicando o alinhamento de uma tira metálica fundida	87
Figura 41	-	Gráfico do comprimento em função do alinhamento da tira	

	produzida pelo <i>strip caster</i> modificado com molas instaladas no cilindro superior	88
Figura 42	- Tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	89
Figura 43	- Comprimento em função do alinhamento da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	92
Figura 44	- Variação da força de re laminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	93
Figura 45	- Perfil das temperaturas obtidas no processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	94
Figura 46	- Coloração da superfície do cilindro inferior refrigerado a óleo solúvel após a fabricação da tira fundida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	95
Figura 47	- Tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	96
Figura 48	- Gráfico do comprimento em função do alinhamento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	98
Figura 49	- Força de re laminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	99
Figura 50	- Perfil das temperaturas obtidas no processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	100
Figura 51	- Coloração da superfície do cilindro inferior refrigerado a óleo solúvel após a fabricação da tira fundida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	100
Figura 52	- Preenchimento e solidificação da lama metálica no bocal junto ao cilindro inferior	101
Figura 53	- Perfil de temperatura do processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	101
Figura 54	- Material solidificado na soleira do bocal na temperatura	

	ambiente	102
Figura 55	- Tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr	103
Figura 56	- Força de reolaminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr	105
Figura 57	- Perfil das temperaturas obtidas no processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr	106
Figura 58	- Tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento	107
Figura 59	- Gráfico do comprimento em função do alinhamento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento	109
Figura 60	- Força de reolaminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento	110
Figura 61	- Tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	111
Figura 62	- Comprimento em função do alinhamento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	113
Figura 63	- Variação da força de reolaminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	114
Figura 64	- Perfil das temperaturas obtidas no processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	115
Figura 65	- Força de tração da corrente de transmissão	117
Figura 66	- Esquema das forças ocasionadas pela corrente de transmissão. Ilustração evidenciando a roda dentada implementada sem o segundo apoio de eixo (a). Ilustração evidenciando a roda dentada implementada com o segundo apoio de eixo instalado (b)	118

Figura 67	- Curva de calibração da célula de carga C1	120
	- Curva de calibração da célula de carga C2	120
Figura 69	- Respostas das células de carga 01 e 02 e suas médias móveis em função do tempo	122
Figura 70	- Curva de calibração do <i>strip caster</i> . Somatória das médias móveis das células de carga 01 e 02	123
Figura 71	- Modelo de transferência de calor de Li e Thomas (1996) adaptado para o “ <i>Strip Caster</i> ” de nosso laboratório	125
Figura 72	- Modos de transferência de calor entre a tira metálica e os cilindros do “ <i>Strip Caster</i> ” de nosso laboratório	125

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	- Composição química (% em peso) da liga de alumínio A413 utilizada nos quatro primeiros procedimentos experimentais	59
Tabela 2	- Comparação das propriedades mecânicas das tiras metálicas fundidas da liga Al-Si A413	75
Tabela 3	- Composição química (% em peso) da liga reciclada de alumínio A413	81
Tabela 4	- Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração	84
Tabela 5	- Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida pelo <i>strip caster</i> modificado com molas instaladas no cilindro superior	87
Tabela 6	- Alinhamento em função do comprimento da tira produzida pelo <i>strip caster</i> modificado com molas instaladas no cilindro superior	88
Tabela 7	- Composição química da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	89
Tabela 8	- Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	90
Tabela 9	- Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	91
Tabela 10	- Alinhamento em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	92
Tabela 11	- Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	96
Tabela 12	- Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	96
Tabela 13	- Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	97
Tabela 14	- Alinhamento em função do comprimento da tira produzida	

	com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	98
Tabela 15	- Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr	103
Tabela 16	- Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr	104
Tabela 17	- Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr	104
Tabela 18	- Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento	107
Tabela 19	- Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento	108
Tabela 20	- Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento	108
Tabela 21	- Alinhamento em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento	109
Tabela 22	- Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	111
Tabela 23	- Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	112
Tabela 24	- Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	112
Tabela 25	- Alinhamento em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de	

	liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	113
Tabela 26	- Propriedades mecânicas de todas as tiras metálicas fundidas fabricadas pelo “strip caster”	116
Tabela 27	- Dados da calibração da célula de carga C1	119
Tabela 28	- Dados de calibração da célula de carga C2	119
Tabela 29	- Coeficientes das curvas de calibração das células de carga	121

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
2	OBJETIVOS	24
3	REVISÃO DA LITERATURA	25
3.1	TWIN-ROLL NA FABRICAÇÃO DE TIRAS DE ALUMÍNIO	25
3.2	FORMAÇÃO DE COMPOSTOS INTERMETÁLICOS ENTRE O AÇO E LIGAS DE ALUMÍNIO	26
3.3	BREVE ESTUDO DA TEORIA DA SOLIDIFICAÇÃO	27
3.4	FORÇA DE SEPARAÇÃO NA FABRICAÇÃO DE TIRAS FUNDIDAS	30
3.5	CONTROLE DA ESPESSURA DA CHAPA DURANTE A LAMINAÇÃO DE PRODUTOS SÓLIDOS	32
3.6	EFEITO DE ENVENENAMENTO DO REFINADOR DE GRÃO NAS LIGAS Al-Si	33
3.7	EFEITO DO Sr NA MODIFICAÇÃO DO EUTÉTICO Al-Si	40
3.8	TIXOCONFORMAÇÃO E REOLOGIA	41
3.9	BREVE ANÁLISE DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA REOLAMINAÇÃO	43
4	METODOLOGIA	45
4.1	<i>STRIP CASTER</i>	45
4.2	FORNOS	47
4.3	BOCAL E DISTRIBUIDOR	48
4.4	PREPARAÇÃO DO CILINDRO DE SUPORTE DE REFRIGERAÇÃO	50
4.5	REFRIGERAÇÃO DO CILINDRO INFERIOR	51
4.6	INSTALAÇÃO DO SISTEMA DE RESFRIAMENTO DO CILINDRO INFERIOR	54
4.7	INSTALAÇÃO DE MOLAS DE PRESSÃO NO CILINDRO SUPERIOR E DE DUAS CÉLULAS DE CARGA NO CILINDRO INFERIOR	55
4.8	MELHORIA DO SISTEMA DE TRANSMISSÃO DA CADEIRA DE LAMINAÇÃO	56
4.9	CALIBRAÇÃO DAS CÉLULAS DE CARGA	56
4.10	ENSAIOS MECÂNICOS	57
4.11	MICROSCOPIA ÓPTICA E MEV	57
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	59
5.1	OBTENÇÃO DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA LIGA Al-Si A413 PELO <i>STRIP CASTER</i> SEM QUALQUER MODIFICAÇÃO	59
5.1.1	Temperatura de vazamento a 720°C e sem adição de ligas	59
5.1.2	Temperatura de vazamento a 700 °C com adição de Al5Ti1B e Al-10Sr	62
5.1.3	Temperatura de vazamento a 680 °C com adição de Al5Ti1B e Al-10Sr e outro vazamento a 680 °C com adição de Al5Ti1B apenas	65
5.1.4	Temperatura de vazamento a 680°C sem adição de ligas e reoconformada	70
5.1.5	Propriedades mecânicas das tiras metálicas fundidas	74
5.2	OBTENÇÃO DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA LIGA Al-Si A413 PELO <i>STRIP CASTER</i> COM MOLAS INSTALADAS NO CILINDRO SUPERIOR PARA ALÍVIO DA FORÇA DE SEPARAÇÃO ENTRE OS CILINDROS	81
5.2.1	Temperatura de vazamento a 680 °C sem adição de ligas	81
5.3	OBTENÇÃO DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA LIGA Al-Si	88

	A413 PELO <i>STRIP CASTER</i> COM MOLAS INSTALADAS NO CILINDRO SUPERIOR E COM O CILINDRO INFERIOR REFRIGERADO INTERNAMENTE	
5.3.1	Temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas	89
5.3.2	Temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas	95
5.3.3	Temperatura de vazamento a 680 °C sem adição de ligas	101
5.3.4	Temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr	102
5.3.5	Temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento	106
5.3.6	Temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento	110
5.4	PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TODAS AS TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS FABRICADAS PELO “STRIP CASTER”	115
5.5	ALTERAÇÃO DO SISTEMA DE TRANSMISSÃO DOS CILINDROS DE LAMINAÇÃO	117
5.6	CURVAS DE CALIBRAÇÃO DAS CÉLULAS DE CARGA	119
5.7	MÁXIMA FORÇA DE SEPARAÇÃO ENTRE OS CILINDROS	121
5.8	BREVE ANÁLISE DO MODO DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR DAS TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS	124
6	CONCLUSÃO	127
6.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	129
	REFERÊNCIAS	130

1 INTRODUÇÃO

As rotas tradicionais para fabricação de tiras metálicas de espessura de 2 – 3 mm aproximadamente são baseadas no lingotamento estático ou fundição contínua de chapa grossa (espessura de 250 mm aproximadamente) ou chapas finas (espessura de 50/90 mm) (1).

O lingotamento estático produz lingotes que são estripados das lingoteiras, inspecionados e reaquecidos. Em geral, na fabricação de aços, o lingote é aquecido entre 1100 °C e 1300 °C por 25 horas em forno poço para ser desbastado a quente para formar os subprodutos para a laminação a quente: placas (laminação de produtos planos), blocos (laminação de perfis e trilhos de estrada de ferro, por exemplo) e tarugos (para laminação de barras de seção quadrada ou circular, por exemplo) (1).

O lingotamento contínuo ou fundição contínua já obtém os subprodutos para a laminação a quente. O tempo de aquecimento para a placa grossa ser desbastada é em torno de 8h em poucos passes, cinco passes, antes de entrar no trem de laminação de tiras a quente (LTQ) para obter tiras/chapas finas metálicas bobinadas de 2-3 mm (1).

Sir Henry Bessemer teve a primeira ideia de fabricar tiras metálicas fundidas, patenteando sua invenção em 1865 (2,3). Essa tecnologia processa o material no estado semissólido (entre a temperatura solidus e liquidus) e resulta em um produto acabado ou semiacabado. Desse modo, existe uma economia considerável no consumo de energia, tempo e espaço físico em comparação com os processos de fundição contínua descritos anteriormente. A tecnologia “*Strip Caster*” tem sido empregada na pesquisa e produção de tiras fundidas de aço ao carbono, aço inoxidável austenítico e ligas de alumínio há cerca de 50 anos (4-8).

As tiras de ligas de alumínio são utilizadas em diversos produtos: tanto estrutural como não estrutural (9). O domínio da tecnologia de fabricação de tiras metálicas diretamente do estado líquido é importante para fornecer maior quantidade de tiras metálicas a baixo custo por que exige menos potência e rigidez da cadeira de laminação, pois o material é conformado no estado semissólido e devendo sair da cadeira de laminação no estado sólido. O material assim obtido deve ter

característica mecânica igual ou superior do material processado pelos meios tradicionais como brevemente descrito anteriormente.

A extração de calor das tiras, no processo de fabricação por *Single-Roll* ou *Twin-Roll*, através da refrigeração dos cilindros, provoca um refinamento maior na microestrutura do material devido ao aumento da taxa de resfriamento, assim melhorando as propriedades mecânicas. Além disso, a refrigeração dos cilindros permite uma maior velocidade de fabricação e o uso de um segundo cilindro superior para conformação (*Twin-Roll*). O processo de *Twin-Roll* ou *Single-Roll* é o principal processo para se obter tiras metálicas diretamente do estado líquido de ligas de alumínio (9).

A tecnologia de reaminação, processo de *Twin-Roll* ou *Single-Roll*, é caracterizada pela produção de tiras metálicas de espessura em torno de 2 mm que podem ser bobinadas após a saída da cadeira do “Strip Caster”. Esse processo tem sido bastante aplicado em indústrias de alumínio e atualmente vem ganhando atenção especial por parte da indústria de aço (9). Os dois fatores fundamentais para o grande interesse industrial desse processo são (9):

1. Economia considerável nos custos de produção, pela redução das etapas de processo de fabricação; e
2. Melhoria da qualidade metalúrgica do produto final, devido a imposição de taxas de resfriamento relativamente elevadas na solidificação (10^3 a 10^4 K/s) como descrita anteriormente.

O processo por *Twin-Roll* combina a solidificação rápida e a laminação a quente praticamente no estado semissólido em um único estágio de operação. No Brasil, a CBA (Companhia Brasileira de Alumínio/Votorantim Metais) produz tiras de espessura variada (8). Desse modo, o investimento de capital para implementação do processo é significativamente menor que o custo associado aos processos de produção convencional.

A microestrutura e as características mecânicas das tiras metálicas fundidas obtidas pelo processamento por *Twin-Roll* ou *Single-Roll* dependem dos parâmetros operacionais envolvidos no processo (9). Assim, o principal foco de estudo dos centros de pesquisa tem sido o controle desses parâmetros (9).

Existem aproximadamente 238 composições de ligas de alumínio para fundição registradas pela Associação de Alumínio (10). Embora somente 46% deste total

consiste das ligas Al-Si, esta classe fornece aproximadamente 90% de todas as peças fundidas fabricadas. As ligas desse sistema apresentam baixa expansão e boa condutividade térmica, elevada fluidez, soldabilidade, propriedades mecânicas específicas, resistência à corrosão e ao desgaste (10).

As ligas de Al-Si são duras, frágeis e assim onerosas para serem processadas via lingotamento e laminação devido ao eutético acicular e as partículas de Si nas ligas hipereutéticas que são duras e frágeis (1). Entretanto, a fabricação de tiras metálicas fundidas se torna viável através do processo por *Twin-Roll* ou *Single-Roll* estudado neste trabalho.

O tamanho de grão mais fino melhora a fluidez do fundido, resultando em menor ocorrência de trincas a quente e porosidade (11). A adição de agentes nucleantes como o TiBAI ($\text{Al}_5\text{Ti}_1\text{B}$) fornece tanto átomos solutos de Ti como partículas de TiB_2 que reduzem o tamanho de grão das dendritas de Al- α (12). Contudo, o TiBAI não é usado em ligas de fundição de Al-Si acima de 3% Si devido ao efeito conhecido na literatura por envenenamento (12). Este assunto será discutido neste trabalho.

Além disso, o estrôncio ou sódio é adicionado ao fundido Al-Si para modificação do eutético Al-Si provocando o refinamento dos veios grosseiros de Si (13). Tal modificação também pode ser conseguida de forma natural, através da imposição de elevada taxa de resfriamento da liga fundida. Esse método não só refina os veios grosseiros de Si como também a matriz metálica Al- α .

Tiras metálicas fundidas e compósitos com matriz metálica empregando ligas eutéticas de SnPb têm sido fabricadas com continuidade de processo no "*Strip Caster*" em nosso laboratório (14, 15, 16) e tiras fundidas de ligas de Al-Si A413, assunto dessa pesquisa, (12).

As tiras de Al-Si A413 não podem ser fabricadas empregando o processamento convencional (lingotamento e deformação plástica) como descrito anteriormente. Este processo de fabricação e seus produtos é importante para obter novos materiais para emprego na engenharia. Ressaltando, as ligas do sistema Al-Si quase eutéticas (11-13Si) e hipereutéticas com partículas primárias de Si (>13Si) apresentam baixo ponto de fusão, excelente fundibilidade, elevada fluidez, baixo coeficiente de expansão térmica, baixa contração na solidificação, resistência ao

desgaste considerável, boa soldabilidade, bom acabamento e boa resistência à corrosão (17).

A apresentação deste trabalho de mestrado é dividida da seguinte forma: Capítulo 2. Objetivos e Justificativa do Trabalho; Capítulo 3 envolve o estudo do processamento por *Twin-Roll* e *Single-Roll*, também conhecido por reolaminação na literatura científica. Este Capítulo aborda os seguintes temas: *Twin-Roll* na fabricação de tiras de alumínio; formação de compostos intermetálicos entre o aço e ligas de alumínio; breve estudo da teoria de solidificação; força de separação na fabricação de tiras fundidas; controle da espessura da chapa durante a laminação de produtos sólidos; efeito de envenenamento do refinador de grão nas ligas Al-Si, efeito do Sr na modificação do eutético Al-Si; tixotromia e reologia; breve análise de transferência de calor na reolaminação. A seguir, o Capítulo 4 descreve o procedimento experimental utilizado neste trabalho. O Capítulo 5 apresenta os resultados e discussão sobre as tiras metálicas fundidas de Al-Si A413 obtidas neste trabalho. No Capítulo 6, é feita a conclusão sobre este trabalho e algumas sugestões para trabalhos futuros.

2 OBJETIVOS

- Inovação do “Strip Caster” do nosso Laboratório para fabricar tiras metálicas fundidas por re laminação da liga Al-Si A413 com qualidade.
- Fazer o tratamento do fundido antes do vazamento através da adição de ligas para o refino de grão (TiBAI-Al5Ti1B) e do agente modificante do eutético Al-Si (Al-10Sr).
- Caracterizar as tiras fundidas por ensaio de tração e fazer análise fractográfica da superfície de fratura empregando o microscópio eletrônico de varredura.
- Avaliar, por microscopia óptica e eletrônica, os microconstituintes da tira re laminada.
- Prover um “Strip Caster” testado e assim um protótipo confiável para obter tiras metálicas fundidas de qualidade.
- Contribuir para a tecnologia de produção de tiras metálicas fundidas de ligas de alumínio no Brasil.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 TWIN-ROLL NA FABRICAÇÃO DE TIRAS DE ALUMÍNIO

A fabricação de tiras metálicas fundidas da liga de Al-Si tem sido estudada por Lima Filho *et al.* (18); Haga (19); Haga *et al.* (20); Menet *et al.* (8); Cramb *et al.* (21), por exemplo. Estas tiras não podem ser obtidas pelos processos tradicionais de laminação como descrito por Rooy, 1998. As ligas do sistema Al-Si apresentam elevadas propriedades mecânicas específicas, resistência à corrosão e boa soldabilidade como descrito anteriormente.

O processo de *Twin-Roll* apresenta vantagens consideráveis para a produção de tiras de ligas de alumínio, como a fabricação da tira diretamente do estado fundido, solidificação rápida formando granulação fina e baixo custo de equipamentos, pois não é necessário robustez da cadeira de laminação.

Contudo esse método de fabricação também possui algumas desvantagens: 1.) O processo de *Twin-Roll* com os cilindros posicionados na horizontal possui menor velocidade de fabricação em relação ao processo de *Twin-Roll* com os cilindros posicionados na vertical que tem maior área de contato; e 2.) Adesão da tira ao cilindro devido a elevada pressão de compressão direta entre os cilindros.

Um dos métodos utilizados para aumentar a velocidade do processo é a fabricação das tiras no estado semissólido utilizando uma calha de resfriamento que alimenta o bocal junto ao cilindro inferior. Assim, o material semissólido é rapidamente resfriado junto ao cilindro inferior formando uma casca coquilhada que arrasta o material semissólido do bocal para ser conformador pelo cilindro superior. Outro método utilizado para aumentar a velocidade de produção é através do resfriamento interior dos cilindros. Conseqüentemente, obtém-se uma maior velocidade de fabricação da tira e uma microestrutura mais refinada. Em geral, a vida útil dos cilindros de aço do “*Strip Caster*” é aumentada, pois a sua oxidação superficial durante o processamento a elevada temperatura é controlada (19).

Haga *et al.* (20) estudaram os efeitos da refrigeração dos cilindros na laminação de uma liga de Al-Si A5182 em um “*Strip Caster*”. O estudo feito aponta que os cilindros de cobre e a aplicação de uma força controlada de separação (0,01-0,1MPa) eliminaram a tendência da tira se aderir aos cilindros, dispensando o uso

de lubrificantes/desmoldantes. Também foi descrito que quanto maior a velocidade dos cilindros, maior é a extração de calor e mais fina é tanto a microestrutura como a tira fundida.

Lima Filho *et al.* (18,22) estudaram a fabricação de tiras metálicas fundidas de Al-11,3 %Si (Al-Si A 413) pelo processamento por *Single-Roll* e *Twin-Roll*. O processamento por *Single-Roll* obteve tiras metálicas com êxito. Porém o processamento por *Twin-Roll* foi interrompido devido à adesão da tira aos cilindros. Concluiu-se que a tira se aderiu aos cilindros devido à alta temperatura e a alta pressão que os cilindros exerceram à tira durante o processamento.

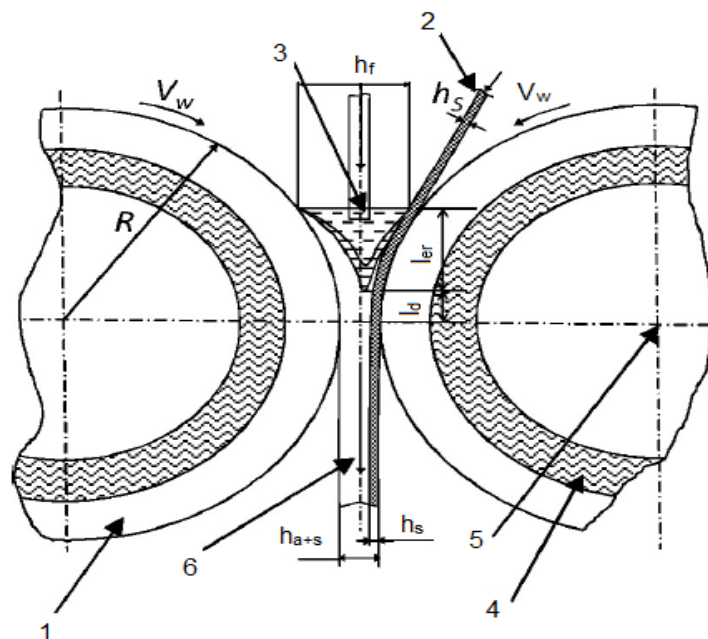
3.2 FORMAÇÃO DE COMPOSTOS INTERMETÁLICOS ENTRE O AÇO E LIGAS DE ALUMÍNIO

Kobayashi e Yakou (23) estudaram a composição na interface ferro/alumínio de peças de aço mergulhadas em alumínio líquido. Eles verificaram a formação de compostos intermetálicos entre o Fe e Al (FeAl, Fe₂Al₅ e Fe₃Al). A formação e crescimento desses compostos intermetálicos são controlados pela difusão dos átomos de Fe na camada intermetálica. O estudo também mostrou que a taxa de crescimento dos compostos intermetálicos diminui com o aumento da porcentagem de carbono no aço e é inibida por átomos de silício. Isto sugere que os cilindros para o processamento de tiras metálicas das ligas Al-Si devem ter estes elementos aumentados em sua composição.

Grydin *et al.* (24) fabricaram tiras de alumínio revestidas com tiras de aço (caldeamento de tiras de aço em tiras de alumínio fabricadas direto do estado líquido). Os materiais utilizados para a fabricação da tira híbrida foram alumínio comercialmente puro AW-1070 e aço inoxidável austenítico (1.4401) ligado com cromo e níquel. Eles concluíram que a formação da camada intermetálica Fe_xAl_y entre a tira de aço e o alumínio semissólido é consequência da pressão de conformação a alta temperatura. Desse modo, os cilindros conformadores, construídos em aço ferramenta, refrigerados internamente por água, foram revestidos com uma fina camada de grafite para evitar que o alumínio se aderisse aos cilindros. A Figura 1 ilustra o processo descrito.

Entretanto, é preciso cautela na utilização de revestimentos nos cilindros, uma vez que a superfície do cilindro deve oferecer a molhabilidade suficiente para a formação da casca metálica para arrasto da lama metálica. O estudo de Lima Filho *et al.* (18) mostrou que a molhabilidade do revestimento com nitreto de boro sobre os cilindros de aço foi insuficiente para o arrasto do alumínio líquido diminuindo o ângulo de molhamento.

Figura 1 - Caldeamento de tiras finas laminadas por cilindros-duplos, esquema: 1 - Casco do cilindro revestido com grafite; 2 - tira de aço; 3 - Alimentador; 4 - Água refrigerante; 5 - Eixo dos cilindros; 6 - Tira híbrida de alumínio-aço; V_w - Velocidade do cilindro; h_f - Área da secção transversal do nível do fundido; h_s - Espessura da tira de aço; h_{a+s} - Espessura da tira híbrida; l_d - Comprimento da zona de conformação; l_{er} - Comprimento da zona de solidificação.



Fonte: Grydin *et al.* (2013).

3.3 BREVE ESTUDO DA TEORIA DA SOLIDIFICAÇÃO

A estabilidade da interface sólido/líquido na solidificação de ligas monofásicas depende do gradiente térmico e da velocidade de crescimento dessa interface (super-resfriamento constitucional). A instabilidade da interface sólido/líquido

causada pelo aumento do super-resfriamento constitucional dá origem a estrutura dendrítica (13).

Em ligas polifásicas, ligas eutéticas, menor ponto de fusão, o crescimento da interface sólido/líquido envolve crescimento cooperativo pela difusão de átomo soluto na frente da interface sólido/líquido alimentando cada fase para o crescimento. Em geral, os eutéticos têm estruturas regulares, regulares complexas e irregulares. Elas são dependentes da morfologia de crescimento das fases do eutético: difusa/difusa, difusa/facetada e facetada/facetada (13).

As estruturas regulares podem ser constituídas de placas paralelas e alternadas das fases sólidas (estrutura lamelar) ou de uma fase matriz envolvendo barras finas de uma outra fase. As estruturas irregulares em que ocorre o crescimento das fases de forma difusa e facetada são constituídas essencialmente de combinações ao acaso da fase com crescimento facetado. O crescimento de eutético regular permitem níveis de anisotropia variados tanto para aplicação na indústria eletrônica como para aumentar a resistência mecânica da liga (13).

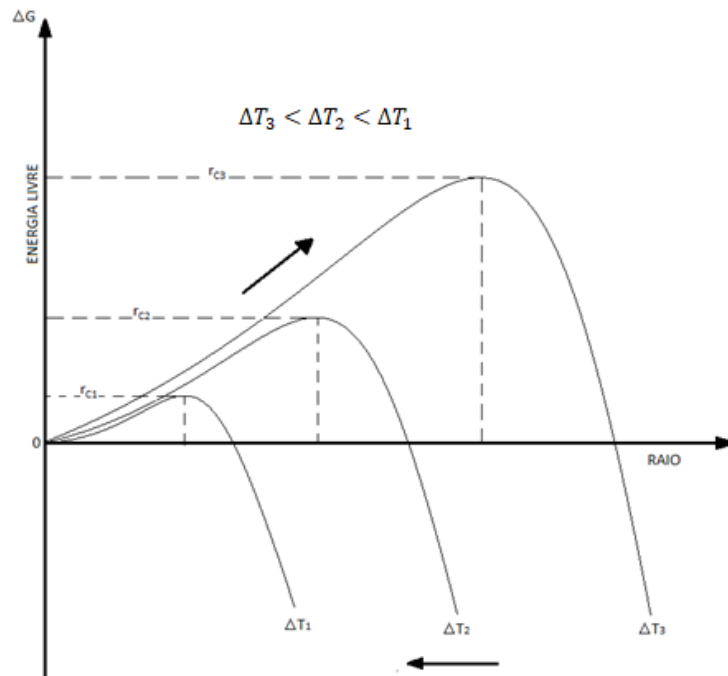
Por outro lado, nos eutéticos irregulares modificações têm que ser feitas para aumentar principalmente a resistência mecânica e a tenacidade. Por exemplo, modificações são feitas nos eutéticos de ferros fundidos cinzentos e Al-Si pela adição de Mg e Na/Sr, respectivamente. Assim, as ligas eutéticas de grande uso na engenharia como descrito anteriormente, podem ter suas propriedades mecânicas melhoradas através de uma modificação em sua composição química, que provoca mudanças microestruturais importantes na fase facetada (13).

A liga Al-Si A413 (Al-11,3Si-0,1Fe-0,11Ti-0,02Sr-0,02Mn-0,001Mg-0,001Cr-0,004Ni-0,003Ga-0,008V) empregada neste trabalho de mestrado tem composição eutética. A morfologia de crescimento do eutético Al-Si é difusa/facetada. A modificação de forma natural do eutético Al-Si ocorreu pela imposição de elevada taxa de resfriamento junto ao cilindro inferior aqui chamado de cilindro de solidificação. Um tratamento na liga de Al-Si A413 foi feito pela adição de agentes modificantes para verificar a qualidade do eutético arrastado pela camada coquilhada ou modificada de forma natural. Por outro lado, no resfriamento fora do equilíbrio, como na formação de tiras fundidas, pode-se formar estrutura dendrítica e consequente redistribuição de soluto como será verificado neste trabalho (12, 13).

De fato, o refino da estrutura eutética de ligas Al-Si A413 neste trabalho é bastante comum na fundição. A modificação no eutético da liga Al-Si pode ser obtida através de adições químicas (Na ou Sr são comumente utilizados) ou pela imposição de altas velocidades de solidificação, como descrito anteriormente. Essa modificação transforma os veios de silício, estrutura cristalina cúbica de face centrada, em uma forma fibrosa e ramificada envolvida pela matriz metálica. A modificação do eutético pela imposição de altas velocidades de solidificação, modificação natural, também refina as dendritas das fases ricas em alumínio, o que não ocorre na modificação do eutético por adições de elementos químicos (13).

Durante o processo de solidificação, à medida que aumenta o super-resfriamento térmico, ocorre um maior estímulo à nucleação refletido em diminuições do raio crítico do grão (r) e da energia livre crítica ΔF_c necessárias para iniciar a solidificação. A Figura 2 ilustra a participação energética da superfície e volume do embrião/núcleo em relação ao raio crítico (13).

Figura 2 - Evolução da variação de energia livre crítica e do raio crítico do núcleo com o super-resfriamento.



Fonte: Garcia (2007).

A intensidade da nucleação controla a estrutura final e, conseqüentemente, as propriedades do sólido formado. Cada grão de uma estrutura cristalina cresce a partir de um único núcleo, sendo, portanto, o número de núcleos estáveis disponíveis no volume de líquido que irá determinar o tamanho de grão final (13).

Em muitas aplicações práticas, particularmente quando se busca um maior nível de resistência mecânica e tenacidade na temperatura ambiente e a baixa temperatura, uma estrutura de granulação mais fina é mais indicada, o que implica em disponibilizar o maior número possível de núcleos por ocasião da transformação líquido/sólido. As duas técnicas tradicionais de controle de tamanho de grão consistem no resfriamento controlado, ou seja, imposição de elevadas taxas de resfriamento para o refino de grão, e na adição de agentes nucleantes (13).

Um agente nucleante é um substrato adicionado intencionalmente ao líquido para agir como um catalisador da nucleação. Baseado na análise teórica da nucleação heterogênea, pode-se estabelecer as condições necessárias para um bom refinador de grão. A eficiência do agente nucleante aumenta à medida que produza menores ângulos de molhamento entre a partícula nucleante, que age como substrato, e o núcleo sólido que está se formando (13).

Além disso, um agente nucleante eficiente deve ser o mais estável possível, sendo insolúvel no líquido e apresentar um máximo de área superficial, isto é, aumentando a rugosidade do substrato. A proximidade entre os valores de parâmetro de rede do núcleo sólido e do substrato nucleante indica a eficiência do agente nucleante (12). O TiBAl (Al₅TiB) é empregado nas ligas de Al conformadas mecanicamente. Por outro lado, o efeito de envenenamento é obtido na liga Al-Si acima de 3%Si que será analisado neste trabalho (13).

3.4 FORÇA DE SEPARAÇÃO NA FABRICAÇÃO DE TIRAS FUNDIDAS

A fabricação de tiras metálicas fundidas por rolos duplos é um processo complexo iniciando com a solidificação seguido por deformação a quente logo abaixo da linha *solidus*. Assim, é necessário o controle de muitos parâmetros, como a temperatura inicial/vazamento do fundido, taxa de alimentação do bocal com o material no estado semissólido em forma de lama metálica, velocidade dos cilindros, formato do bocal, espaçamento dos cilindros e a sua refrigeração (25).

A qualidade final das tiras fundidas é relacionada à interação dos numerosos parâmetros de trabalho como descritos anteriormente. A força de separação dos cilindros é um dos mais importantes fatores que refletem essa interação. A força de separação é relacionada à localidade e ao formato da zona pastosa, no qual líquido e sólido coexistem. Quando a solidificação do fundido está totalmente incompleta durante o contato com o cilindro superior, a força de separação é pequena. Porém, isso aumenta a possibilidade do espalhamento do fundido para fora do processo (25).

Em contrapartida, se a solidificação está totalmente completa antes da atuação do cilindro superior, a força de separação aumenta consideravelmente e pode causar o bloqueio dos cilindros caso não tenha molejo suficiente. Eventualmente quando da passagem da tira fundida neste caso, as chances de formação de trincas aumentam (25).

Neste trabalho de mestrado, molas nos parafusos de aperto do laminador em conjunto com o sistema de refrigeração do cilindro inferior foram implementadas para aliviar/controlar a carga aplicada e a temperatura superficial do cilindro fundamentais para obter tiras fundidas de qualidade. O controle da temperatura de vazamento, uma variável importante na fabricação, também será analisada neste trabalho.

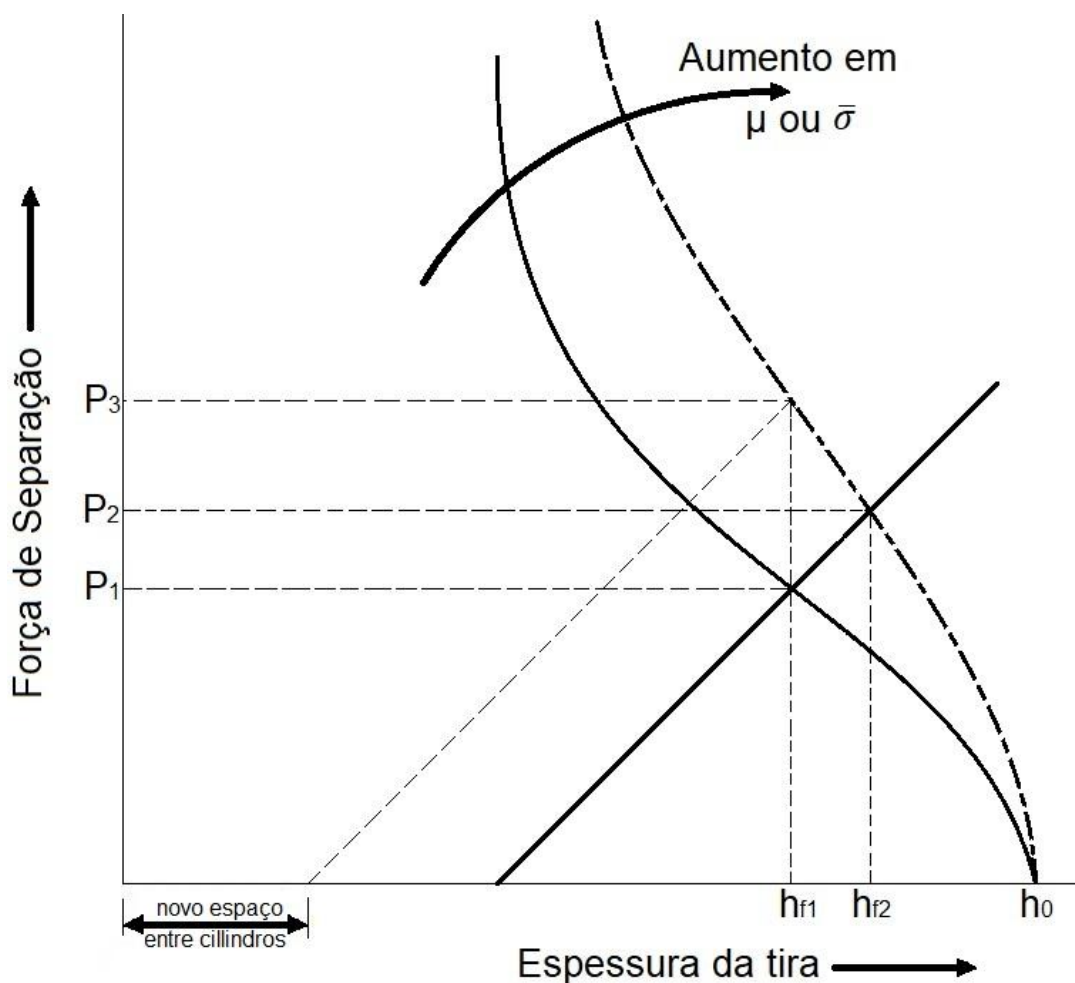
Lee *et al.* (25) estudaram os parâmetros que influenciam a força de separação dos cilindros. Os autores alegam que quanto maior a velocidade do cilindro e a temperatura do fundido, menor é a força de separação. Por outro lado, aumentando-se o coeficiente de transferência de calor entre a tira e o cilindro, maior será a força de separação. Entretanto, a velocidade do cilindro possui um efeito muito maior na força de separação dos cilindros quando comparada ao coeficiente de transferência de calor e à temperatura do fundido. Nesse estudo, tiras com boas qualidades foram obtidas experimentalmente para uma força de separação dos cilindros de 6 a 8 toneladas.

3.5 CONTROLE DA ESPESSURA DA CHAPA DURANTE A LAMINAÇÃO DE PRODUTOS SÓLIDOS

Tanto o processo de laminação convencional quanto o processo de reelaminação são adequados para a implementação de um sistema de controles automáticos devido aos seus cursos estáveis; o espaçamento entre os cilindros pode ser prontamente modificado durante o processamento (26).

Desse modo, o controle do espaçamento entre os cilindros pode ser entendido considerando as curvas características de uma cadeia de laminação, ilustrada na Figura 3 (26).

Figura 3 – Curvas características de uma cadeia de laminação ilustrando as mudanças nas condições de laminação.



Fonte: Dieter (1988).

A curva elástica da cadeia de laminação encontra a curva de deformação plástica do material, Figura 3. A força de separação ou a carga de laminação varia com a espessura final da tira de acordo com a curva plástica do material em que a tira é fabricada. Desse modo, a espessura da tira metálica na saída da cadeia de laminação pode ser prontamente controlada pelo espaçamento entre os cilindros se eventualmente o coeficiente de atrito na interface tira/cilindros e a curva plástica da tira durante a laminação se alteram, Figura 3 (26).

Assim, considerando uma tira de espessura inicial h_0 , sua espessura ao sair da cadeia de laminação seria de h_{f1} e a carga no laminador seria de P_1 , Figura 3. Por outro lado, se ocorresse um aumento no atrito entre o material laminado e os cilindros ou a diminuição da temperatura do material processado, por exemplo, então a curva plástica do material aumentaria. Assim, a força de separação aumentaria de P_1 para P_2 e a espessura da tira também aumentaria de h_{f1} para h_{f2} . Podemos ver pela Figura 3, que para manter a espessura constante h_{f1} seria preciso diminuir o espaçamento entre os cilindros, o que também provocaria um aumento na força de separação para P_3 (26). Este é um dos controles dinâmicos na laminação de material no estado sólido.

Na reolaminação, processamento aplicado neste trabalho, o material é arrastado para a garganta do laminador pelo cilindro superior no estado semissólido e, portanto, a força de separação da cadeia de laminação é menos exigida. Entretanto, o material no plano de saída do laminador se encontra logo abaixo da linha *solidus*. Isto pode provocar o caldeamento entre a tira e o cilindro inferior. De fato, o material sobre este cilindro está mais aquecido pela formação da casca metálica que arrasta o material semissólido para ser prensado pelo cilindro superior, interrompendo o processo de fabricação. Este ponto será analisado neste trabalho.

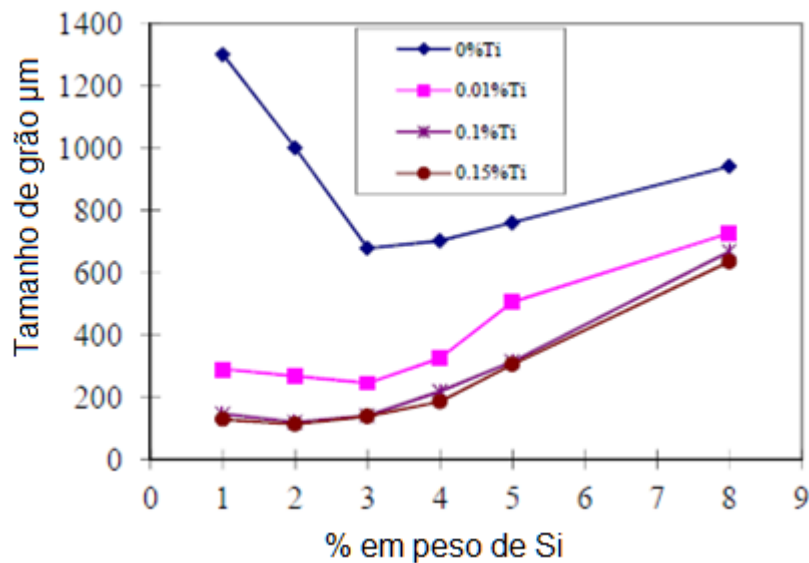
3.6 EFEITO DE ENVENENAMENTO DO REFINADOR DE GRÃO NAS LIGAS Al-Si

O TiBAI (Al5Ti1B) é utilizado pelas indústrias no refino de grão nas ligas de Al processadas mecanicamente (lingotamento seguido de laminação ou extrusão). Este agente nucleante fornece átomos solutos de Ti pela solubilização de $TiAl_3$ e partículas de TiB_2 que refinam os grãos das dendritas de Al- α (27). O refino de grão do alumínio e suas ligas tem sido amplamente estudado devido a formação de grãos

equiaxiais que aumenta a resistência, dureza e usinabilidade do fundido (28-30). Apesar do método de adições de ligas nucleantes para promover o refino de grão ter sido proposto, primeiramente, por Cibula em 1949 (31), o exato mecanismo de refino de grão não é inteiramente compreendido e ainda existem controvérsias.

O TiBAI não é utilizado em ligas de fundição Al-Si devido a formação de compostos intermetálicos AlTiSi que envelopa o TiB₂ e assim impedindo o refino de grão do Al-α da liga Al-Si acima de 3%Si, Figura 4. Tal fenômeno é conhecido como envenenamento (32). O composto intermetálico do sistema AlSiTi pode provocar efeito deletério nas propriedades mecânicas e também prejudicar o fluxo do fundido, formando estruturas intermetálicas em forma de flocos e blocos (33).

Figura 4 - Tamanho de grão versus %Si em peso para um certo conteúdo de TiB₂ obtido por adições da liga Al5Ti1B de 0 a 0,15% Ti.



Fonte: Adaptado de Easton *et al.* (2014).

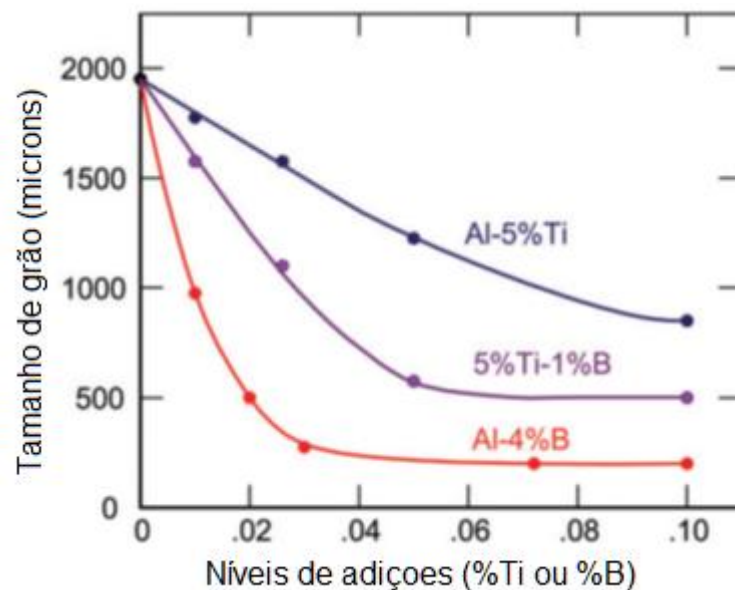
Por outro lado, Qiu *et al.* (34) alegaram que o composto Ti₅Si₃ reveste a superfície do TiAl₃, inibindo a sua solubilização e assim diminuindo o potencial do refino de Al-α pelo Ti. A sobrevivência do TiB₂ ocorre porque Ti₅Si₃ não tem afinidade de nuclear sobre o TiB₂. Parte do TiAl₃ dissolvido fornece Ti no fundido e forma AlSiTi que tem efeito deletério, como descrito anteriormente. O composto TiAl₃ pode também sobreviver e revestir TiB₂, formando partícula duplex que atua como agente

nucleante. Entretanto, o composto Ti_5Si_3 reveste a partícula duplex $TiAl_3/TiB_2$ e inibe a nucleação heterogênea do Al- α (34).

Para minimizar a ação deletéria do Si, aumenta-se a adição da liga Al5Ti1B a fim de preservar mais partículas de alumineto ($TiAl_3$) e boreto (TiB_2). Entretanto, é uma solução dispendiosa. Qiu *et al.* (34) citam que: 1.) Pesquisadores tem obtido sucesso no refinamento de ligas do sistema de Al-Si pela diminuição de Ti nas ligas refinadoras, por exemplo, Al3Ti3B, AlTi3B e Al3B; e 2.) Outros elementos como o Mg e Sr têm efeito de neutralizar a ação deletéria do Si no refinamento de grão.

Um aumento de Ti na composição da liga, por exemplo, a liga Al 356 (Si 6,5-7,5%; Fe 0,6%; Cu 0,25%; Mn 0,35%; Mg 0,20-0,40%; Zn 0,35%; Ti 0,20%) aplicando TiBAI a 0,1% diminui o tamanho de grão (11). A ausência de Ti com aplicação da liga Al-4B diminui ainda mais o tamanho de grão de Al- α (11), Figura 5.

Figura 5 - Refino de grão da liga A356 para três tipos de ligas refinadores de grão.



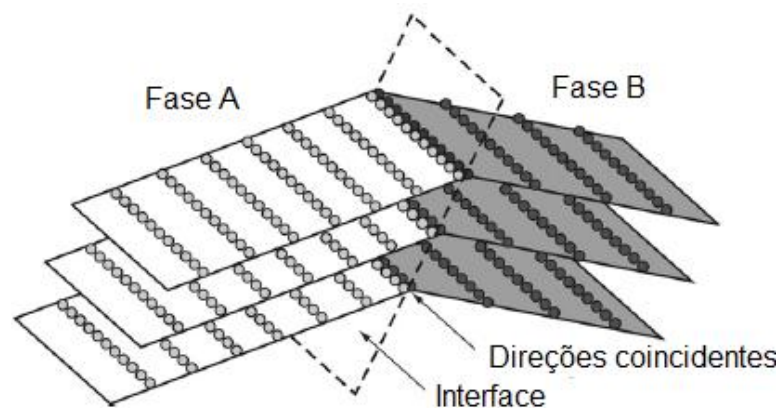
Fonte: Adaptado de Neff (1989).

Qiu *et al.* (34) citam um “modelo de coincidência de aresta-aresta” de planos atômicos (em inglês, *edge-to-edge matching model* (35-39)) para investigar e comparar os possíveis efeitos do envenenamento dos diversos compostos intermetálicos binários e terciários contendo Si e Ti. Essa técnica pode prever as possíveis relações de orientações de planos atômicos e as suas interfaces

preferenciais entre os precipitados e sua matriz nas transformações de fase controladas por difusão para acoplar os dois compostos intermetálicos.

Recentemente, esse princípio tem sido estendido para a área de solidificação e aplicado, com sucesso, no entendimento do mecanismo de refino de grão para ligas de Al e de Mg (40,41). O modelo de coincidência de aresta-aresta é baseado na suposição de que as características cristalográficas das interfaces são governadas pela minimização da energia interfacial através da coincidência de direções atômicas paralelas nas duas fases (42). Geralmente a condição de direções coincidentes pode ser observada quando as direções atômicas ao longo das arestas de um par de planos cristalográficos conjugados se encontram na interface, como mostrado na Figura 6.

Figura 6 - Diagrama esquemático de uma interface satisfazendo a condição do modelo de coincidência de aresta a aresta.



Fonte: Qiu *et al.* (2007).

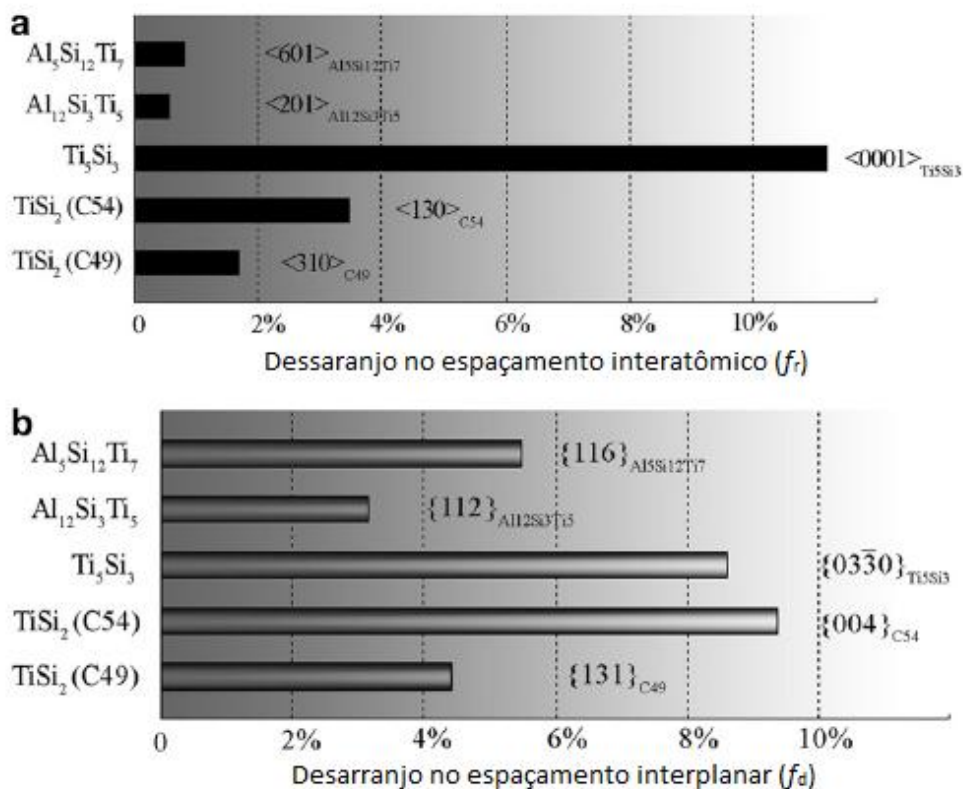
Para facilitar as coincidências atômicas ao longo de direções paralelas preferenciais de acoplamento entre as fases, as direções coincidentes devem possuir planos compactos ou quase compactos com uma diferença de direção de plano atômico (fr) tão pequeno quanto possível. O valor crítico sugerido do fr é aproximadamente 10% entre as direções dos planos atômicos. Acima desse valor é difícil de se formar uma relação de orientações favoráveis para acoplamento entre as fases em formação (34,36,38,39).

Os planos de acoplamento são denominados como planos coincidentes (34,36,38,39). Quanto menor a diferença entre o espaçamento interplanar (fd), mais fácil será para uma interface de planos atômicos obter coincidência de direções

planares. Desse modo, é possível estabelecer uma relação de orientação a partir do paralelismo e quase paralelismo de direções coincidentes dos planos atômicos.

Na prática do refino de grão, sempre foi observado que um refinador de grão eficiente possui uma relação de orientações próximas ao da matriz (parâmetro de rede) (34,43,44). Desse modo, os autores estudaram os desarranjos no espaçamento interplanar e interatômico que estão apresentados na Figura 7 e na Figura 8.

Figura 7 - Gráfico comparando os valores de f_r de cada composto com a direção $\langle 110 \rangle_{Al}$. (a) Gráfico comparando os valores de f_d de cada composto e o plano da matriz $\{111\}_{Al}$ (b).

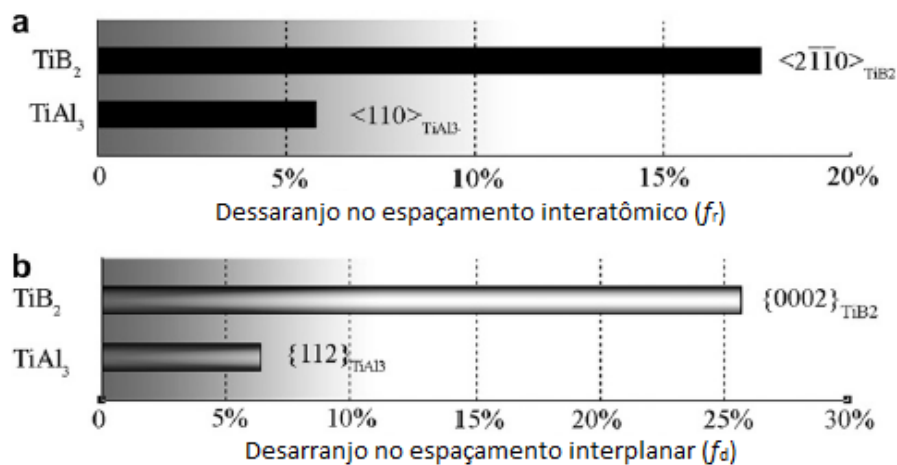


Fonte: Qiu *et al.* (2007).

Quando uma liga Al-Ti-B é adicionada em uma liga de Al-Si fundida com teor de Si acima de 2% em peso, é sugerido que o silicato mais provável de ser formado é o Ti_5Si_3 (34). Como a coincidência cristalográfica das interfaces entre o Ti_5Si_3 e o $TiAl_3$ é muito mais próxima que a coincidência das interfaces entre o Ti_5Si_3 e o TiB_2 , existe

uma chance muito maior do Ti_5Si_3 se formar na superfície do TiAl_3 ao invés de se formar sobre as partículas de TiB_2 .

Figura 8 - Gráfico comparando os valores de f_r do TiB_2 e TiAl_3 e a direção $\langle 0001 \rangle_{\text{Ti}_5\text{Si}_3}$ do composto mais propício ao efeito de envenenamento Ti_5Si_3 (a). Gráfico comparando os valores de f_d e os planos do TiB_2 e TiAl_3 e o plano $\{03\bar{3}0\}_{\text{Ti}_5\text{Si}_3}$ do Ti_5Si_3 (b).



Fonte: Qiu *et al.* (2007).

Uma vez que o Ti_5Si_3 forma uma casca em torno do TiAl_3 , as partículas cobertas de TiAl_3 irão perder seu potencial de refino de grão devido ao seu envelopamento e o alumínio não molha o composto Ti_5Si_3 , dessa forma, o efeito de envenenamento será observado. Apesar do Ti_5Si_3 facilmente envolver o TiAl_3 , o TiB_2 deve manter seu efeito nucleante (refinando os grãos) durante a solidificação.

Esse mecanismo de envenenamento é consistente com a observação de que o refino de grão pode ser melhorado com maiores adições de Al-Ti-B. Por exemplo, se dobrarmos a quantidade de TiAl_3 e TiB_2 existentes no fundido de Al-Si, mesmo se todas as partículas de TiAl_3 forem envenenadas, ainda existiria duas vezes o número de partículas de TiB_2 intactas para promover o refino de grão normal. Além disso, o mecanismo proposto também fornece uma explicação sobre o porquê de ligas com baixo teor de Ti e ricas em B (como o Al-3B) são refinadores de grãos mais eficientes que as ligas convencionais Al-5Ti-B para algumas ligas de Al-Si (34) como ilustrado na Figura 5.

Qiu *et al.* (2007) comentam que se todas as partículas de TiAl_3 da liga primária (Al-Ti-B) forem dissolvidas poucos minutos depois de serem adicionadas no fundido

de Al-Si, então não haveria uma explicação razoável para a perda de potencial de refino de grão das partículas de TiB_2 .

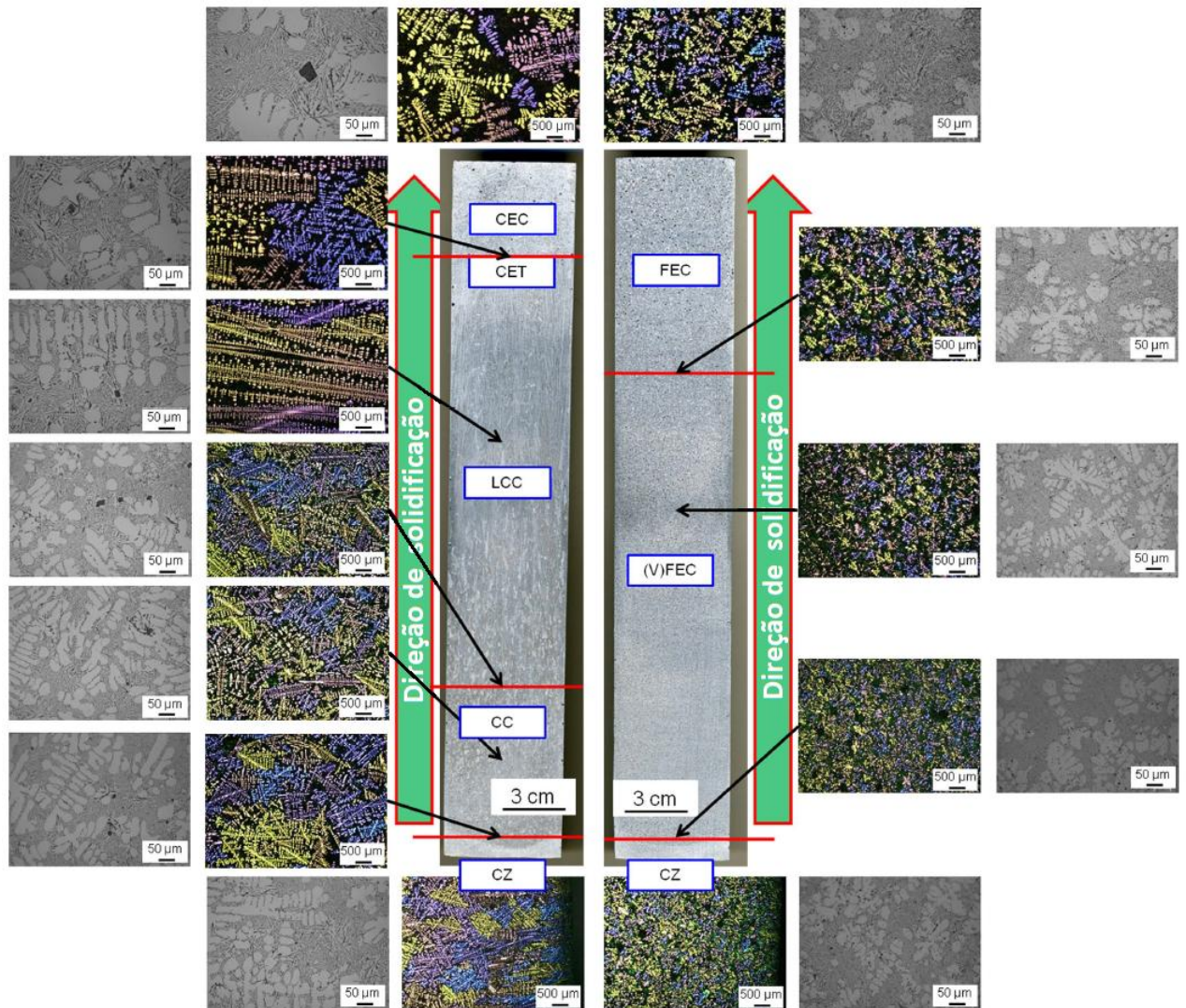
Dessa forma, se $TiAl_3$ sobreviver e cobrir algumas partículas de TiB_2 , como sugerido por outros pesquisadores, então é provável que essas partículas duplex possam ser posteriormente cobertas com uma camada de Ti_5Si_3 , resultando num potencial de refino de grão extremamente reduzido. Alternativamente, se a dissolução do $TiAl_3$ for cineticamente lenta, então é provável que algumas partículas de $TiAl_3$ sobrevivam no fundido e, nesse caso, seriam cobertas pelo Ti_5Si_3 , perdendo seu potencial de refino de grão (34).

Apesar do AlB_2 se mostrar um melhor nucleador que o TiB_2 , ele é dissolvido rapidamente no alumínio, onde pode reagir com o titânio ou estrôncio, elemento utilizado para modificação do eutético e melhoria nas propriedades mecânicas. Essa reação produz uma lama indesejável nos fornos (45,47).

Bolzoni *et al.* (48) estudou o refino de grão da liga Al-10Si por adições de ligas do sistema Al-Nb-B. O estudo mostrou que os compostos Al_3Nb/NbB_2 , produzidos por adições da liga Al-2Nb-xB ($x=0.5, 1$ e 2), promoveram a nucleação heterogênea dos cristais de Al- α e reduziu o super-resfriamento necessário para a solidificação. Além disso, foram apresentadas evidências de que os compostos a base de Nb preveniram o crescimento de cristais colunares e permitirão obter cristais finos e equiaxiais. A Figura 9 mostra as diferentes microestruturas da liga Al-10Si solidificadas unidirecionalmente com e sem a adição da liga nucleante.

O refinador de grão aumentou significativamente a nucleação e promoveu a formação de cristais equiaxiais, além de impedir a formação de grãos colunares. O resultado obtido é uma estrutura mais refinada que pode fornecer propriedades mecânicas superiores.

Figura 9 - Resultados da análise microestrutural da liga Al-10Si solidificada unidirecionalmente mostrando diferentes microestruturas: (a) sem inoculação e (b) com adições de nucleador de grão a base de Nb. (Legenda - CZ: zona coquilhada, CC: cristais colunares, LCC: cristais colunares longos, CET: zona de transição colunar-equiaxial, CEC: cristais equiaxiais grosseiros e (V) FEC: cristais equiaxiais finos).



Fonte: Bolzoni *et al.* (2016).

3.7 EFEITO DO Sr NA MODIFICAÇÃO DO EUTÉTICO Al-Si

O estrôncio ou sódio é adicionado no fundido Al-Si para modificar o crescimento do silício no eutético criando veios finos de ramificação de Si e assim melhorando as propriedades mecânicas, dureza, ductilidade e usinabilidade. A adição dessas ligas no fundido é conhecido como modificação química e não refina a matriz metálica Al-

α (solução sólida dúctil e macia de Si em Al). Os átomos de Na/Sr são adsorvidos atômica e na família de planos {111} do Si e mudam o crescimento facetado do Si e assim necessitando de menor super-resfriamento térmico da interface a nível atômico (49). A modificação também pode ser feita de forma natural através da imposição de elevada taxa de resfriamento promovendo altas velocidades de solidificação no fundido (1).

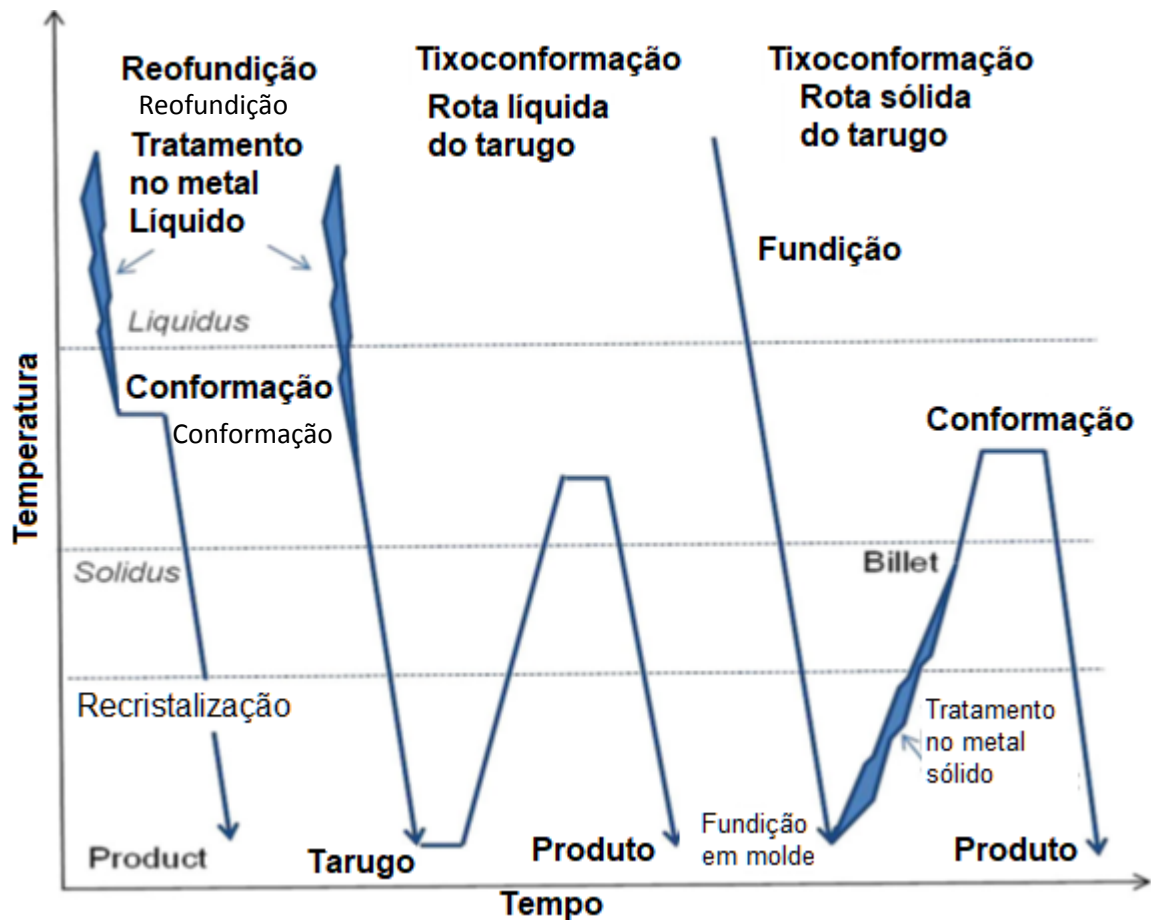
3.8 TIXOCONFORMAÇÃO E REOLOGIA

A essência do processamento no estado semissólido está na substituição de uma estrutura dendrítica (prevalecente em fundições convencionais), por uma morfologia não dendrítica (50-52). O termo tixotropia foi introduzido por Peterfil em 1927 como uma combinação de duas palavras gregas, a primeira é “*thixis*” que significa “em movimento” ou “sacudindo” e a outra palavra é “*trepo*” que significa “mudando” ou “tornando-se” (53).

Meio século depois, Spencer, Flemings e colaboradores acabaram revelando, por fim, que se aplicando tensões de cisalhamento durante a solidificação de uma liga de Pb e Sn, a morfologia dendrítica é substituída por uma estrutura esferoidal. Esta descoberta constitui a base do processamento no estado semissólido, também referenciada como metalurgia semissólida (50,54,55). O processamento semissólido resulta em peças de melhores características mecânicas se comparadas com a fundição sob pressão, pois resulta em peças de menor porosidades devido ao menor número de Reynolds na injeção da pasta metálica (50).

A reologia estuda o movimento e o fluxo da matéria no estado pastoso fazendo as relações entre as forças, deformações e tempo (50). A distinção entre reofundição e tixoconformação é ilustrada na Figura 10. Nesta pesquisa de mestrado, foi aplicado a reolaminação, pois o material é vazado numa calha de resfriamento para obter a lama metálica para ser processada via cilindro duo para obter tiras metálicas fundidas.

Figura 10 – Diagrama esquemático temperatura-tempo ilustrando conceitos de reofundição e tixoconformação



Fonte: Adaptado de Czerwinski (2018).

Para gerar uma estrutura tixotrópica durante o processamento reológico, muitos métodos foram desenvolvidos inicialmente, por exemplo, através de formas de agitação do fundido, como mecânica, ultrassom ou magnética (50). A formação da estrutura globular é devida a quebra das dendritas por cisalhamento.

Dessa forma, a aplicação de cisalhamento durante a solidificação de um metal faz com que as partículas sólidas imersas no líquido se movam com maior facilidade, aumentando a fluidez do material mesmo em frações sólidas de 60%. Por outro lado, a morfologia dendrítica acarreta o aprisionamento do líquido entre os braços dendríticos, aumentando a viscosidade do material e bloqueando fluxos mesmo em frações sólidas baixas como 10% (50).

A “nucleação copiosa” (“*copious nucleation*” em inglês) obtida durante o escoamento da lama numa calha de resfriamento produz estrutura globular semissólida diretamente do fundido. Outras denominações de fabricação de

estrutura globular diretamente do estado líquido (reofundição) são baseadas na agitação durante a mudança de fase no intervalo de solidificação (*swirl enthalpy equilibration*), reo-conversão contínua (*continuous rheo-conversion*), ou seja, aquecimento em torno da linha *solidus* (50,55-58). Não obstante, ainda estão sendo desenvolvidos métodos para melhorar a efetividade do processo incorporando-se agentes nucleantes ou inoculantes, agitação/injeção no material semissólido por fluxo de gases inertes e por ultrassom produzindo efeito de cavitação (50,59,60).

3.9 BREVE ANÁLISE DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA REOLAMINAÇÃO

A qualidade da tira metálica fundida produzida por reolaminação está relacionada com a sua solidificação durante o processamento. O comportamento térmico entre a tira e o cilindro influencia nos parâmetros estruturais da tira, como o tamanho de grão e o espaçamento de ramificações interdendríticas que afetam as propriedades mecânicas (61). Assim, conforme já descrito, uma maior velocidade de solidificação da tira produz uma microestrutura mais refinada.

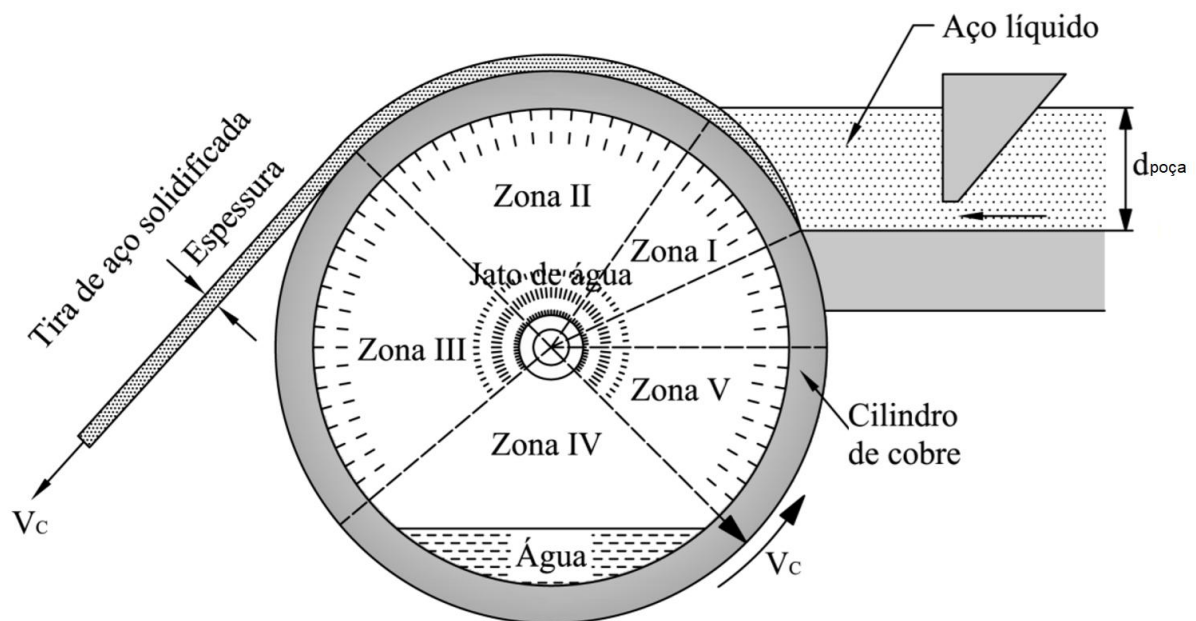
De uma maneira geral, a transferência de calor entre a tira e os cilindros aumenta se a espessura da tira diminui ou a velocidade do cilindro aumenta. A transferência de calor também aumenta com maior fluxo de fluido refrigerante no cilindro inferior (62).

A interface tira/cilindro é o local que oferece maior resistência térmica, portanto o coeficiente de transferência de calor dessa interface é o parâmetro que possui maior influência na condução de calor durante todo o processo de reolaminação (62,63).

A transferência de calor na interface tira/cilindro é conhecida na literatura como transferência newtoniana e depende de fatores relacionados ao contato entre os materiais. Alguns desses fatores são: afinidade físico-química entre os materiais da tira e do cilindro, contrações e expansões térmicas desses materiais e o acabamento superficial do cilindro. Além disso, durante a solidificação do alumínio ocorre a formação de pequenos espaços na interface tira/cilindro. Esses espaços aprisionam gases e a transferência de calor predominante nesse ponto é por convecção e radiação entre as duas superfícies separadas. É importante ressaltar que a transferência de calor nesses pequenos espaços na interface tira/cilindro é relacionada à transferência de calor newtoniana (64).

Li e Thomas (1996) (58) desenvolveram um modelo de transferência de calor para simular o processo de produção de tiras metálicas fundidas por *single-roll*. Um esquema simplificado do processo é mostrado na Figura 11. O metal líquido, no bocal, forma uma poça metálica de profundidade $d_{po\grave{c}a}$. Ainda no bocal, o metal se solidifica na superfície do cilindro de cobre refrigerado, formando uma casca metálica que arrasta o metal líquido e/ou semissólido do bocal.

Figura 11 – Esquema do processo de produção de tiras metálicas fundidas por *single-roll*, evidenciando as diferentes zonas de transferência de calor.



Fonte: Adaptado de Li e Thomas (1996).

O processo de resfriamento da tira metálica pelo cilindro de cobre refrigerado é dividido em cinco etapas, de acordo com as condições de transferência de calor: (I) Zona de crescimento da casca metálica; (II) Zona de resfriamento da tira; (III e V) Zona de não-contato; (IV) Zona sem spray.

Nesse modelo foram feitas algumas considerações para simplificação:

1. A perda de calor ao longo da largura da tira é negligenciada;
2. A condução de calor ao longo do perímetro do cilindro e da tira é negligenciada;
3. Não há escorregamento entre a tira e o cilindro;
4. A espessura da tira é constante ao final da Zona I.

4 METODOLOGIA

Neste Capítulo é apresentado o “Strip Caster” desenvolvido em nosso Laboratório durante a fabricação de tiras fundidas de Al-Si A 413 por Cilindro Único “Single Roll” e por Cilindro Duplo “Twin Roll”. Em ambos os processos de fabricação de tiras fundidas de Al-Si A413 a refrigeração interna do cilindro inferior, um conjunto de quatro molas posicionadas no cilindro superior e a posição de duas células de carga foram as últimas alterações e fundamentais para obter um aparato experimental instrumentado. Um sistema de aquisição de sinais e dados foi empregado para acompanhar a evolução da carga na reolaminação. Um *hardware* também foi usado para obter a evolução da temperatura durante o processamento. Esta montagem é descrita a seguir. Equipamentos de proteção individuais, tais como: jaleco, aventais, luvas resistentes ao calor, máscaras e óculos de segurança foram usados durante o procedimento experimental.

4.1 STRIP CASTER

A seguir é descrito os componentes principais do “Strip Caster” em nosso laboratório.

1.1. Dois cilindros de aço ao carbono comum com diâmetro de 108mm e largura de 100mm para o processo de laminação direta do estado semissólido. O cilindro inferior é responsável por receber a lama metálica e principalmente pela formação da camada coquilhada/colunar que arrastada a lama metálica. Portanto é chamado aqui de cilindro de solidificação primária. O cilindro superior pode ser usado (“*twin roll process*”) na prensagem da lama metálica sobre a casca coquilhada formada pelo cilindro inferior. Aqui é chamado de cilindro reoconformador. O cilindro superior pode ser afastado (“*single roll process*”) e a tira metálica é obtida.

A pressão exercida durante a reolaminação é necessariamente controlada por molas. A força pode ser estimada através de duas células de carga (2kN) posicionadas logo abaixo dos mancais do cilindro inferior.

Os cilindros estão dispostos na posição horizontal, pois a saída da tira da cadeira de laminação é horizontal.

- 1.2. Inversor de frequência Weg Cfw 08 – 2cv 220 V – 7 A que permite controlar a velocidade superficial dos cilindros mantendo um torque constante.
- 1.3. A liga de Al, no estado líquido, é vazada num distribuidor (*Tundish*) que atua como controlador estático da liga fundida que alimenta a calha de resfriamento instrumentada por termopares e assim conduzindo até o bocal cerâmico o material no estado semissólido. O distribuidor também foi pintado com a tinta desmoldante Dycote (Figura 12);
- 1.4. Um bocal cerâmico (“nozzle”) de 150 cm³ posicionado no cilindro inferior, responsável por armazenar o metal semissólido proveniente da calha de resfriamento numa vazão de 14 cm³/s para ser arrastado para o processamento. A altura da piscina do material semissólido no bocal é controlada pela velocidade superficial do cilindro que arrasta o material semissólido a 0,2 m/s. O bocal cerâmico foi pintado com uma tinta de carbono com função desmoldante (Dycote 11). Foram fabricados alguns bocais prevendo eventual dano durante o processamento (Figura 13);
- 1.5. Sensores de temperatura (termopares tipo K) estão posicionados na calha de resfriamento. Esses sensores são conectados num hardware TC-08 da *Pico Technology Limited* de oito canais e um *software Picolog* à um computador para o armazenamento da temperatura ao longo do tempo.
- 1.6. Duas bombas d’água trifásica de 90 Watts, mangueiras de ½” e cinco chuveiros para refrigeração da tira metálica reelaminada compõe a calha de resfriamento da tira fundida na saída do laminador.

- 1.7. Uma bomba hidráulica 220 V com vazão máxima de aproximadamente 0,2 kg/s foi utilizada para bombear fluido refrigerante (óleo solúvel/fluido de corte) para o cilindro inferior. Mangueiras de ½” e engates rápidos para conexão entre a bomba hidráulica e o cilindro inferior compõe a parte de refrigeração;
- 1.8. Duas fontes chaveadas de 12 V, 10 A e 120 W cada, utilizadas para excitar as células de carga.
- 1.9. *Software LabView* 2018 para interpretação e processamento dos dados recebidos.
- 1.10. Hardware microcontrolador *MyRIO* da *National Instruments* para aquisição e tratamento dos sinais das células de carga.
- 1.11. Circuito amplificador de sinais composto por quatro amplificadores INA 129 da *Texas Instruments*, reguladores de tensão 7805 e 7905 e filtros analógicos passa-baixas. O amplificador INA 129 possui baixa potência e excelente exatidão, de acordo com o fabricante, e seu ganho pode ser variado de 1 a 10000 V/V ao variar um resistor externo R_G . O amplificador foi ajustado para ter um ganho de 990V/V empregando um resistor de 49,9Ω. O ganho desse amplificador é definido pela Equação 1:

$$G = 1 + \frac{49,4 \text{ k}\Omega}{R_G} \quad (1)$$

4.2 FORNOS

- 1.12. Um forno de resistência elétrica marca EDG Equipamentos e modelo EDG10P-S foi usado para a fusão da liga Al-Si A413. Este forno tem uma câmara de dimensão suficiente para posicionar o cadinho de 500 ml com a carga para a fusão.

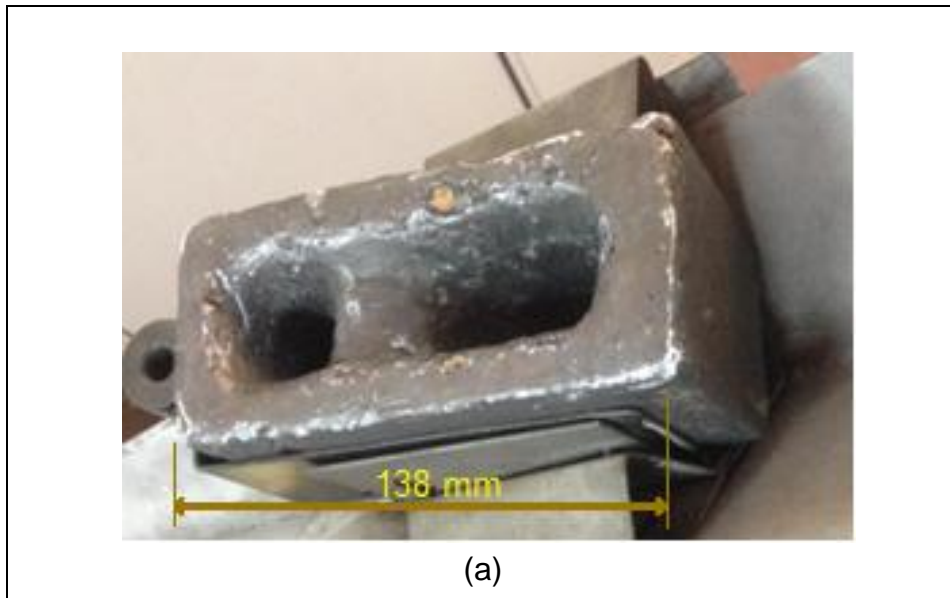
1.13. Um outro forno de resistência elétrica de 6600 W e 220 V foi usado para o pré-aquecimento dos bocais e da carga metálica a fim de eliminar alguma eventual umidade. O aquecimento é feito a 300 °C.

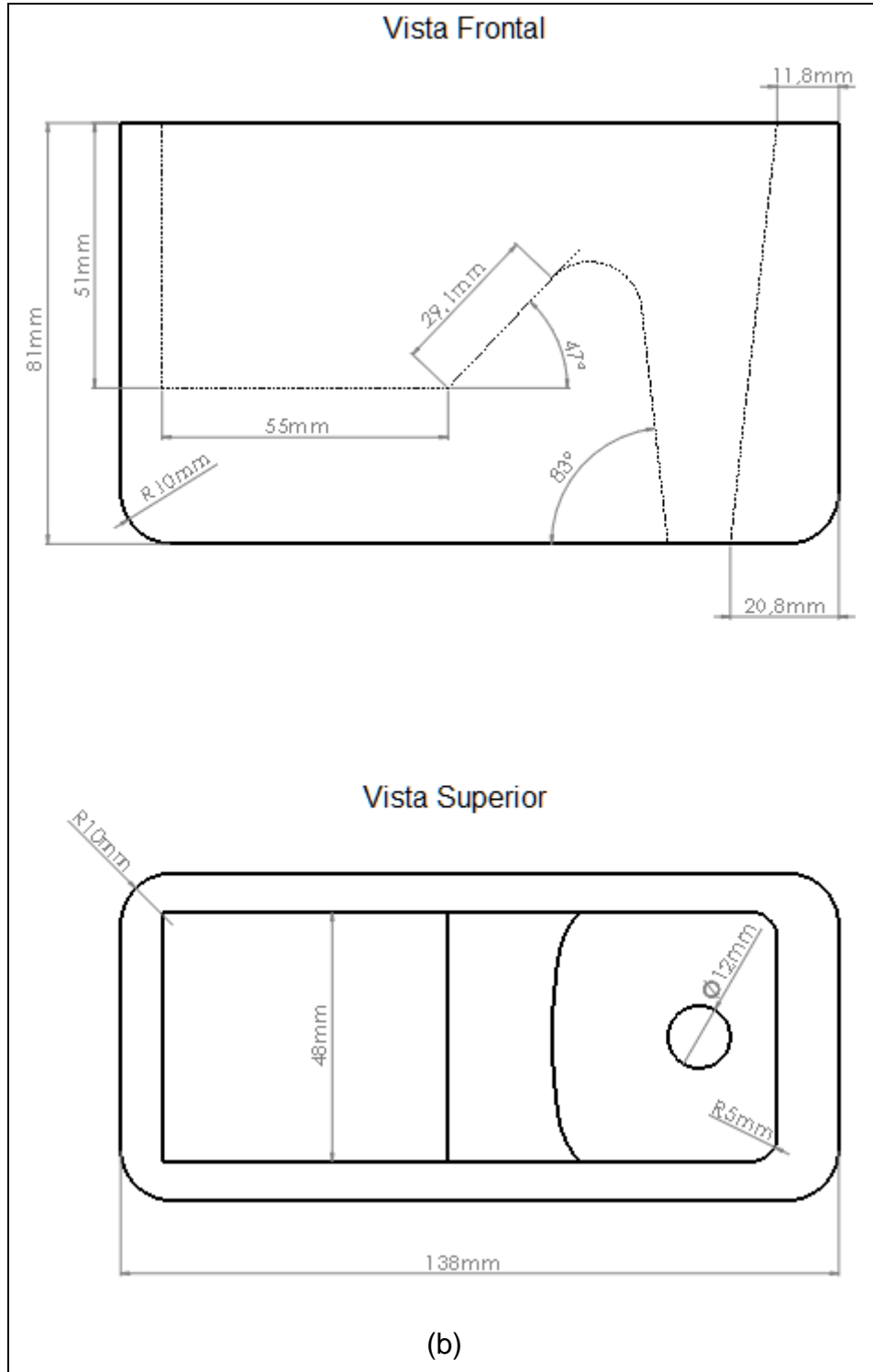
1.14. Fios de Nicrothal, uma liga a base de Ni-Cr para manutenção das resistências elétricas do forno EDG10P-S, confeccionadas em Kanthal, uma liga de Fe-Cr-Al.

4.3 BOCAL E DISTRIBUIDOR

A Figura 12 ilustra o distribuidor (*Tundish*) do sistema de vazamento na calha metálica. Este distribuidor permite uma vazão de 14 cm³/s e sendo o primeiro controle estático do aparato experimental. A Figura 13 ilustra os cinco bocais cerâmicos fabricados com diferentes geometrias. Assim, a quantidade dos bocais fabricados é suficiente para continuar o experimento no caso de ocorrer eventual avaria durante o processamento.

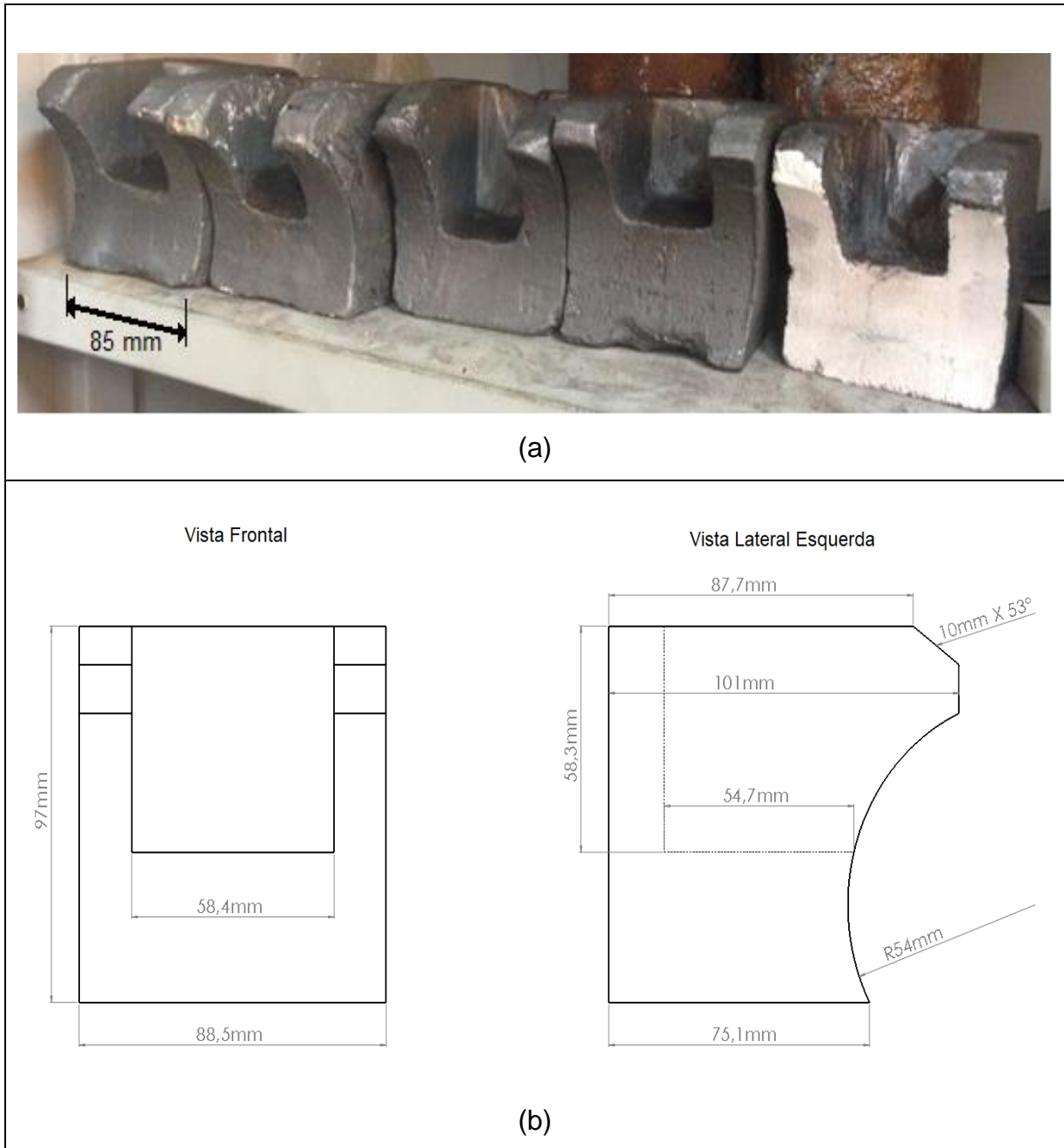
Figura 12 – Distribuidor (*Tundish*) pintado com tinta desmoldante Dycote 11 e acoplado na calha de resfriamento (a). Desenho representativo do distribuidor (b).





Fonte: Próprio autor.

Figura 13 – Bocais cerâmicos com geometrias diferentes pintados com tinta desmoldante Dycote 11 (a). Desenho representativo do bocal cerâmico (b). Volume aproximado 150 ml.



Fonte: Próprio autor.

4.4 PREPARAÇÃO DO CILINDRO DE SUPORTE DE REFRIGERAÇÃO

O cilindro de laminação de 82 mm aproximadamente disponível em nosso laboratório, confeccionado em aço 1045, foi submetido ao recozimento pleno no forno EDG10P-S para facilitar a sua usinagem para compor o cilindro de

refrigeração. Assim, o cilindro foi austenitizado a uma temperatura de 850 °C e mantido nessa temperatura por 6 horas. Após esse tempo o forno foi desligado e o cilindro permaneceu dentro do forno fechado por 24 horas até a temperatura de 145 °C. Em seguida o cilindro foi retirado do forno para resfriamento, Figura 14.

Figura 14 - Cilindro de aço após tratamento térmico de recozimento pleno. Diâmetro de 82 mm aproximadamente com severa oxidação.



Fonte: Próprio autor.

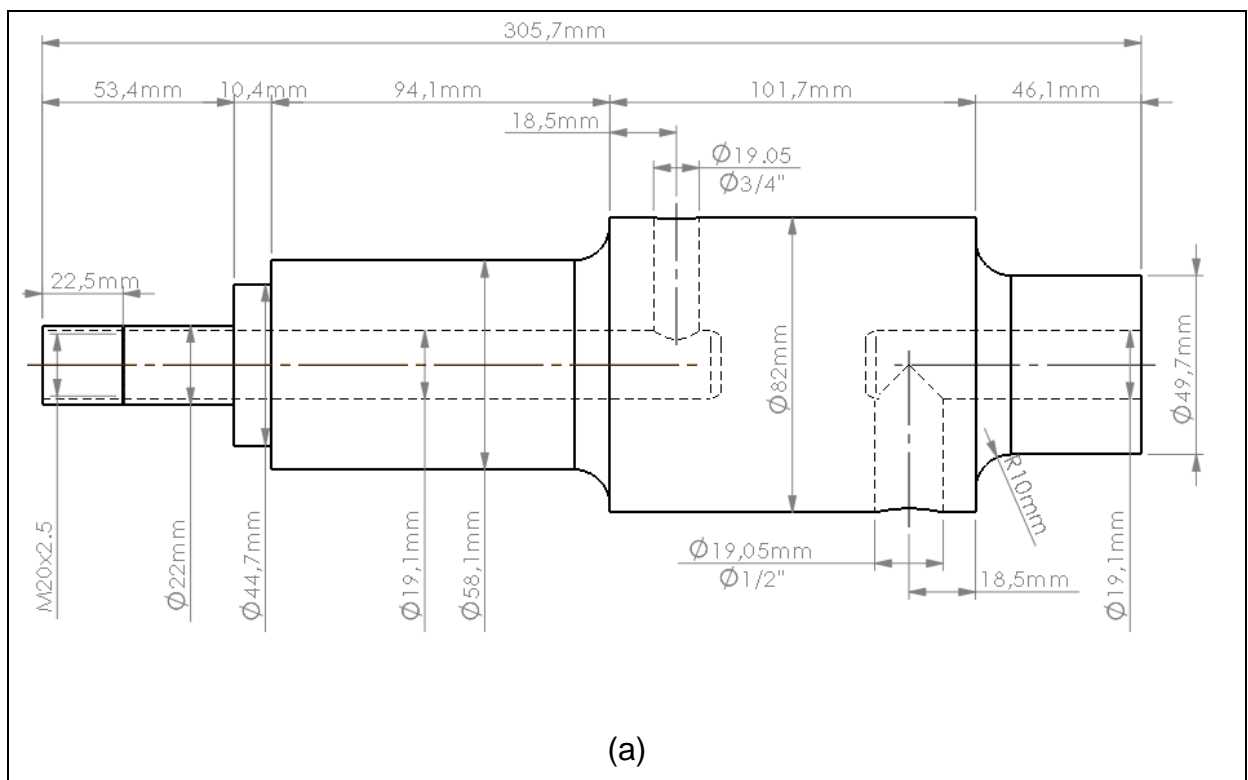
4.5 REFRIGERAÇÃO DO CILINDRO INFERIOR

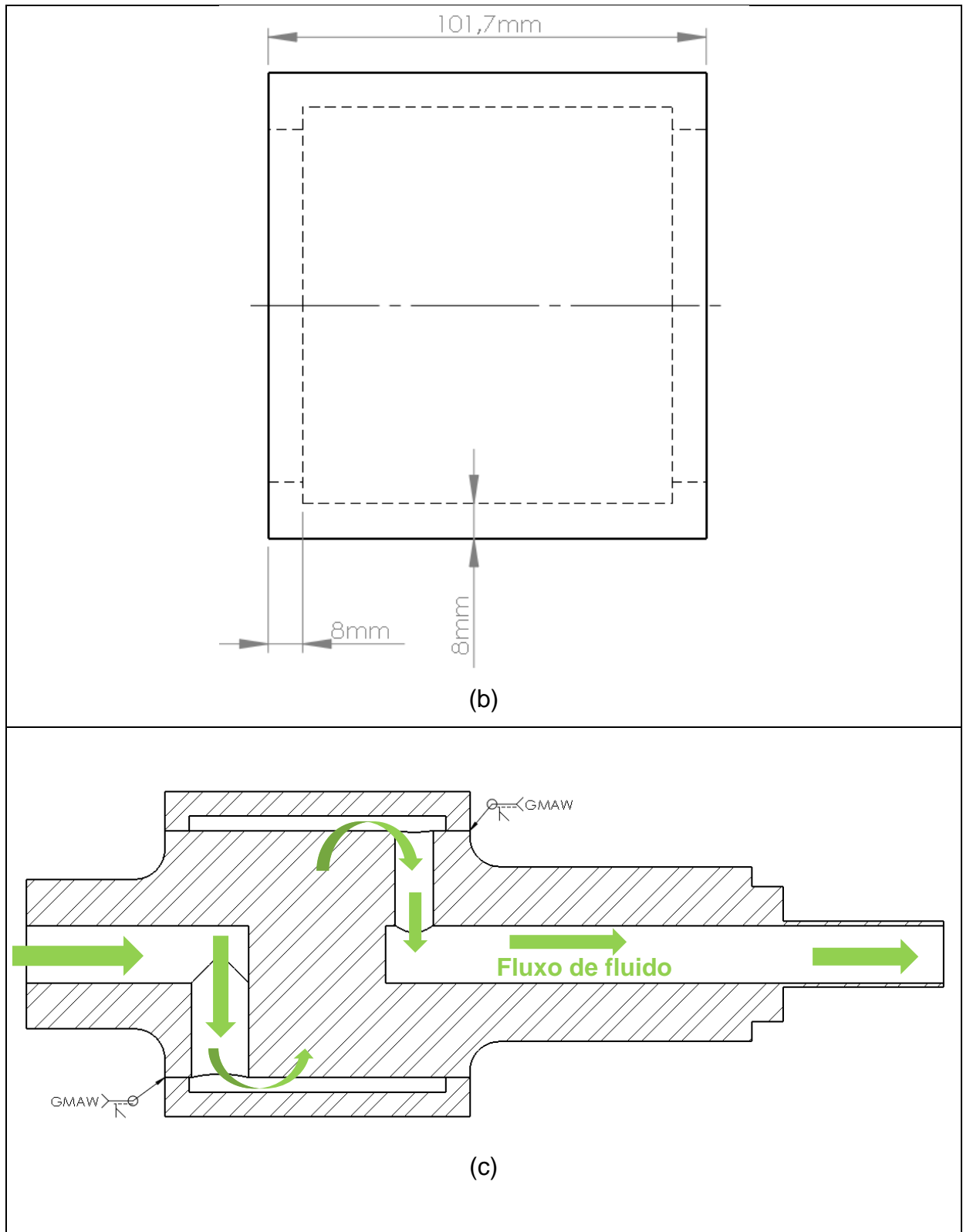
O cilindro de suporte foi preparado nas dimensões necessárias para o sistema de transmissão por corrente do laminador e para receber uma luva usinada em aço ABNT 1045 soldada ao longo da área de trabalho do cilindro. Um espaçamento de 5 mm foi deixado para passar o fluido refrigerante a uma vazão máxima de 0,2 kg/s fornecida pela bomba de refrigeração como descrita anteriormente. A Figura 15 ilustra o projeto desenvolvido para a fabricação do cilindro inferior refrigerado.

Dessa forma, a troca de calor foi mais efetiva durante a fabricação das tiras fundidas e será discutido no trabalho. Como resultado, este procedimento em conjunto com as molas de alívio de pressão posicionadas no cilindro superior, assunto que será descrito posteriormente, evitou a oxidação superficial do cilindro inferior e o caldeamento da tira fundida durante o processamento por cilindro duplo (*“twin roll”*), respectivamente. Por outro lado, somente com as molas aplicadas no cilindro superior sem o sistema de refrigeração em ação não foi suficiente para evitar o caldeamento que ocorreu pela interrupção do fluxo da tira metálica fundida na calha de resfriamento na saída do laminador. Este ponto é analisado neste trabalho.

O diâmetro externo da luva de aço ABNT 1045 é igual ao diâmetro do cilindro maciço preliminarmente usado no experimento (105 mm) sem refrigeração do cilindro. Dessa forma, manteve-se a geometria do bocal cerâmico que recebe a lama metálica junto ao cilindro inferior.

Figura 15 – Projeto do sistema de refrigeração do cilindro inferior. Cilindro com canais internos para passagem do fluido refrigerante (a); camisa externa de aço ABNT1045 (b); e montagem feita por solda GMAW (processo MAG) com indicações da passagem do fluido refrigerante (c).





Fonte: Próprio autor.

A Figura 16 ilustra o cilindro inferior com as modificações feitas para a refrigeração interna com o sistema de transmissão por corrente dentada pronto para ser instalado na cadeira de laminação.

Figura 16 – Cilindro inferior com as modificações feitas para refrigeração interna pronto para receber o sistema de refrigeração e para ser instalado no laminador.

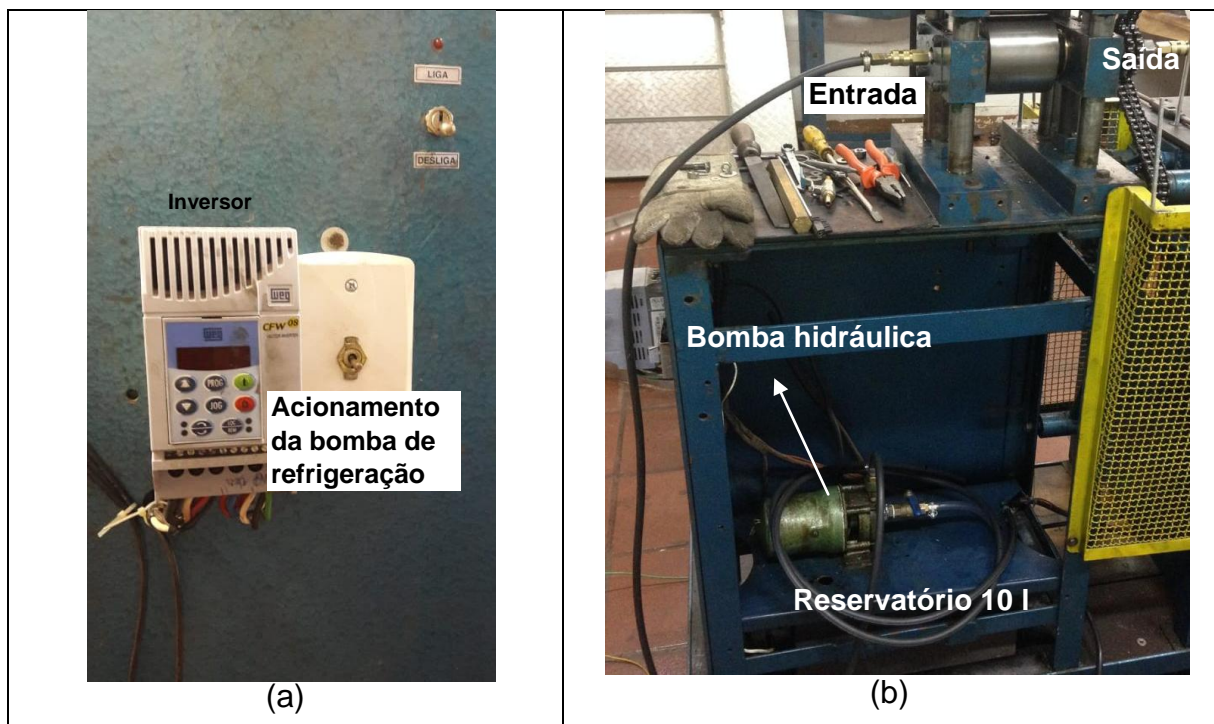


Fonte: Próprio autor.

4.6 INSTALAÇÃO DO SISTEMA DE RESFRIAMENTO DO CILINDRO INFERIOR

A vazão de fluido refrigerante de 0,2 kg/s foi controlada por uma válvula manual de 1/2" tipo esfera. A bomba hidráulica foi posicionada na parte inferior interna na mesma bancada do “Strip Caster”, conforme ilustra a Figura 17.

Figura 17 – A ligação da bomba hidráulica foi feita no inversor de frequência Weg Cfw 08 – 2cv 220 V – 7 (a). Bomba hidráulica instalada na parte inferior interna do “Strip Caster” (b).

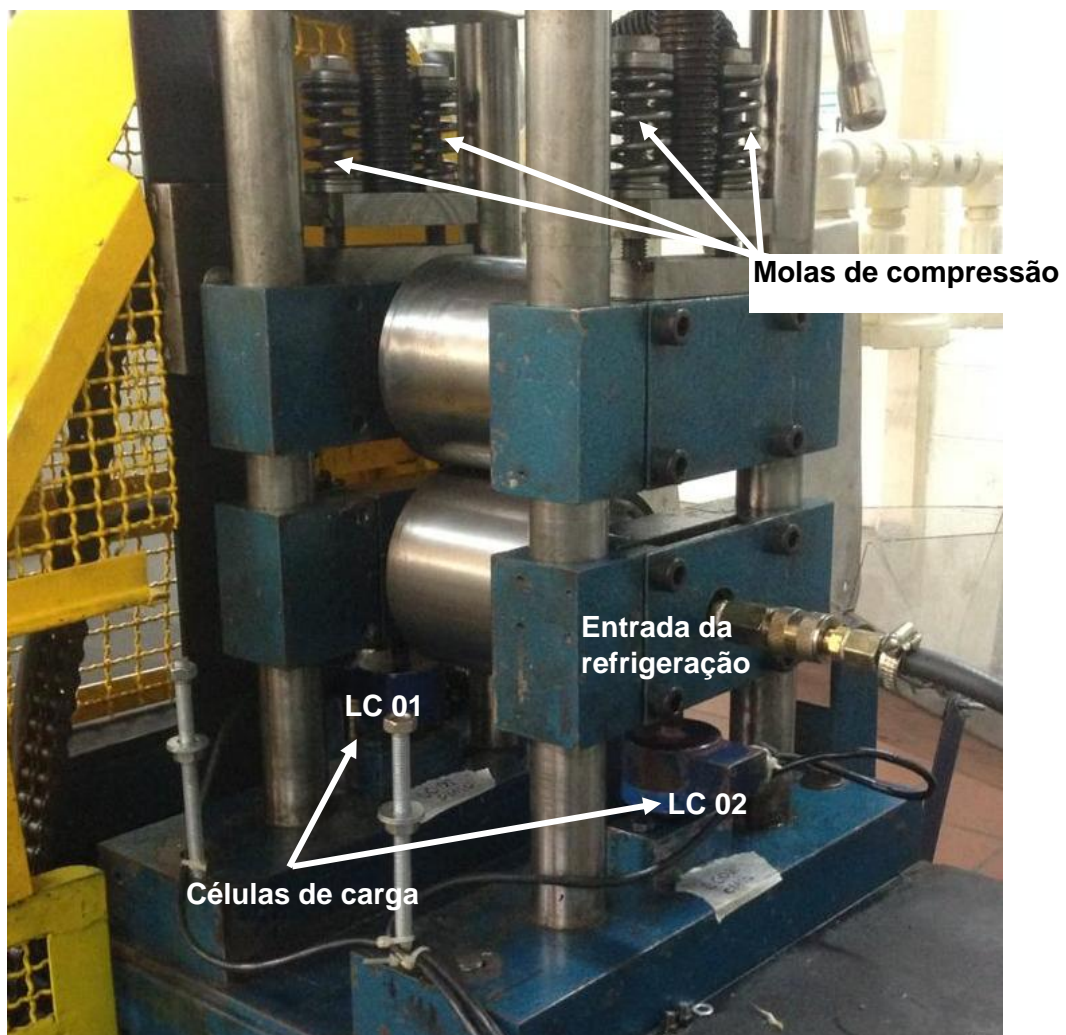


Fonte: Próprio autor.

4.7 INSTALAÇÃO DE MOLAS DE PRESSÃO NO CILINDRO SUPERIOR E DE DUAS CÉLULAS DE CARGA NO CILINDRO INFERIOR

Como descrito anteriormente, quatro molas de pressão foram instaladas no cilindro superior para aliviar a pressão sobre a pasta metálica durante o processo de fabricação das tiras metálicas fundidas. A carga aplicada sobre o material semissólido durante a fabricação da tira fundida é obtida por duas células de carga de 2 kN, sendo uma em cada lado do mancal do cilindro inferior. As células dispostas no “*Strip Caster*” e as molas de compressão são ilustradas na Figura 18. Dessa forma é possível verificar a força de separação do cilindro ou da reolaminação das tiras fundidas durante o processamento.

Figura 18 –Molas para alívio da força de separação dos cilindros e disposição das células de carga de 2 kN no “*Strip Caster*” como indicado.



Fonte: Próprio autor.

4.8 MELHORIA DO SISTEMA DE TRANSMISSÃO DA CADEIRA DE LAMINAÇÃO

Os cilindros do “*Strip Caster*” são acionados por correntes de rolos passando através das rodas dentadas de aço ao carbono. A Figura 19 ilustra a falta de paralelismo entre os cilindros de trabalho devido a tração da corrente de rolos sobre o cilindro superior gerando uma compressão desigual quando da fabricação da tira metálica por reolaminação. A forma de resolver esta deformidade é analisada em Resultados e Discussão.

Figura 19 – Paralelismo dos cilindros do laminador em funcionamento.



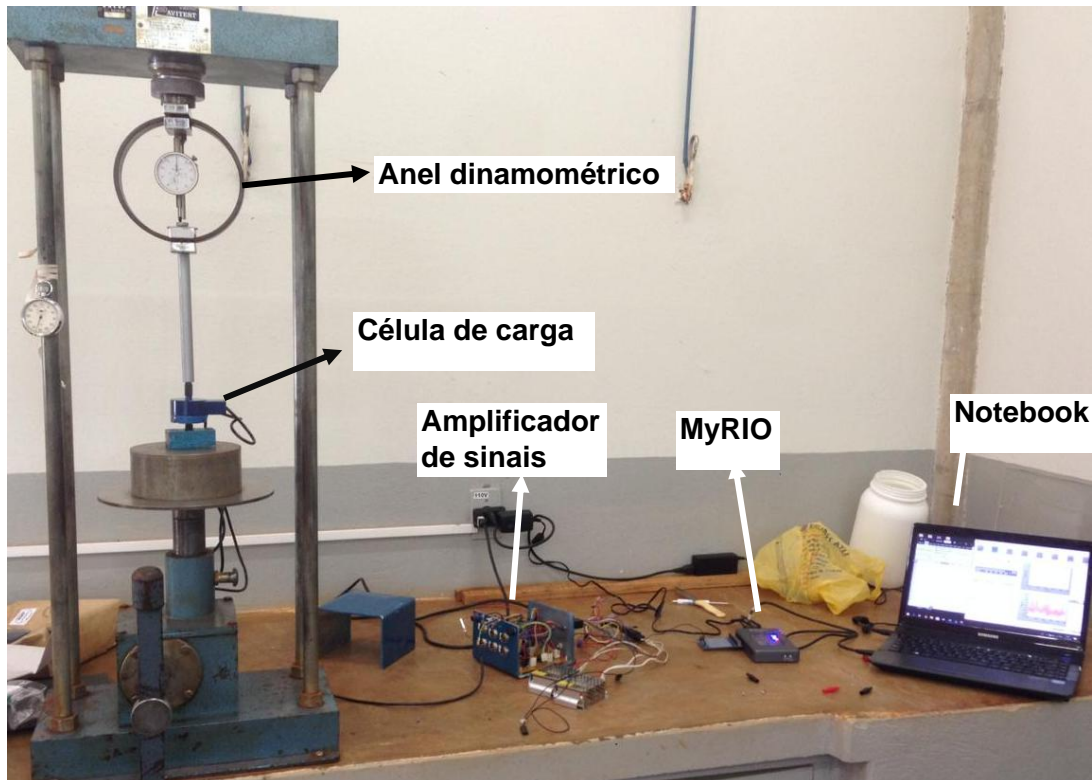
Fonte: Próprio autor.

4.9 CALIBRAÇÃO DAS CÉLULAS DE CARGA

As células de carga foram calibradas em uma prensa mecânica da marca Pavitest modelo C1006 com acionamento manual. Um anel dinamométrico de fundo de escala de 600 kgf, fundo de escala 1,905 kgf e precisão de 0,005 kgf forneceu o valor da carga aplicada. Dessa forma, a curva de calibração das células de carga foi obtida empregando um amplificador de sinais INA 129, um *hardware* de aquisição de

sinais (*MYRIO*) e um notebook marca Samsung modelo NP300E4C com a instalação do *software LabView* 2018, Figura 20.

Figura 20 – Calibração das células de carga evidenciando cada componente utilizado.



Fonte: Próprio autor.

4.10 ENSAIOS MECÂNICOS

Os valores do limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento na fratura das tiras de alumínio A413 fabricadas foram medidas. Uma máquina de ensaio de tração EMIC – modelo DL 100 kN foi utilizada. Os corpos de provas foram feitos em acordo com o *Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*, ASTM E8M.

4.11 MICROSCOPIA ÓPTICA E MEV

Para realização das análises por microscopia, as amostras foram preparadas utilizando os seguintes passos: 1) Sequência de lixamento: 220, 400, 800 e 1200; 2)

Polimento com alumina 1 μm e subsequentemente um polimento final com sílica coloidal. Os testes por microscopia óptica foram feitos com um microscópio Olympus BX51.

As análises de fractografia foram realizadas com um microscópio eletrônico de varredura (MEV) *Carl Zeiss Electronic Microscope* – modelo EVO LS 15. As áreas da secção transversal da tira, ao longo da direcção de fabricação, perpendicular à tira, foram as principais áreas analisadas.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 OBTENÇÃO DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA LIGA Al-Si A413 PELO *STRIP CASTER* SEM QUALQUER MODIFICAÇÃO

Quatro procedimentos experimentais foram feitos variando-se alguns parâmetros na fabricação: 1) Temperatura de vazamento a 720 °C e sem adição de ligas; 2) Temperatura de vazamento a 700 °C com adição de Al5Ti1B e Al-10Sr; 3) Temperatura de vazamento a 680 °C com adição de Al5Ti1B e Al-10Sr e outro vazamento a 680 °C com adição de Al5Ti1B apenas; e 4) Temperatura de vazamento a 680°C sem adição de ligas e reoconformada.

A liga de alumínio A413 utilizada nesses quatro primeiros procedimentos possui sua composição apresentada na Tabela 1. Todas as composições químicas apresentadas neste trabalho de mestrado foram fornecidas pela Companhia Brasileira de Alumínio (CBA).

Tabela 1 – Composição química (% em peso) da liga de alumínio A413 utilizada nos quatro primeiros procedimentos experimentais.

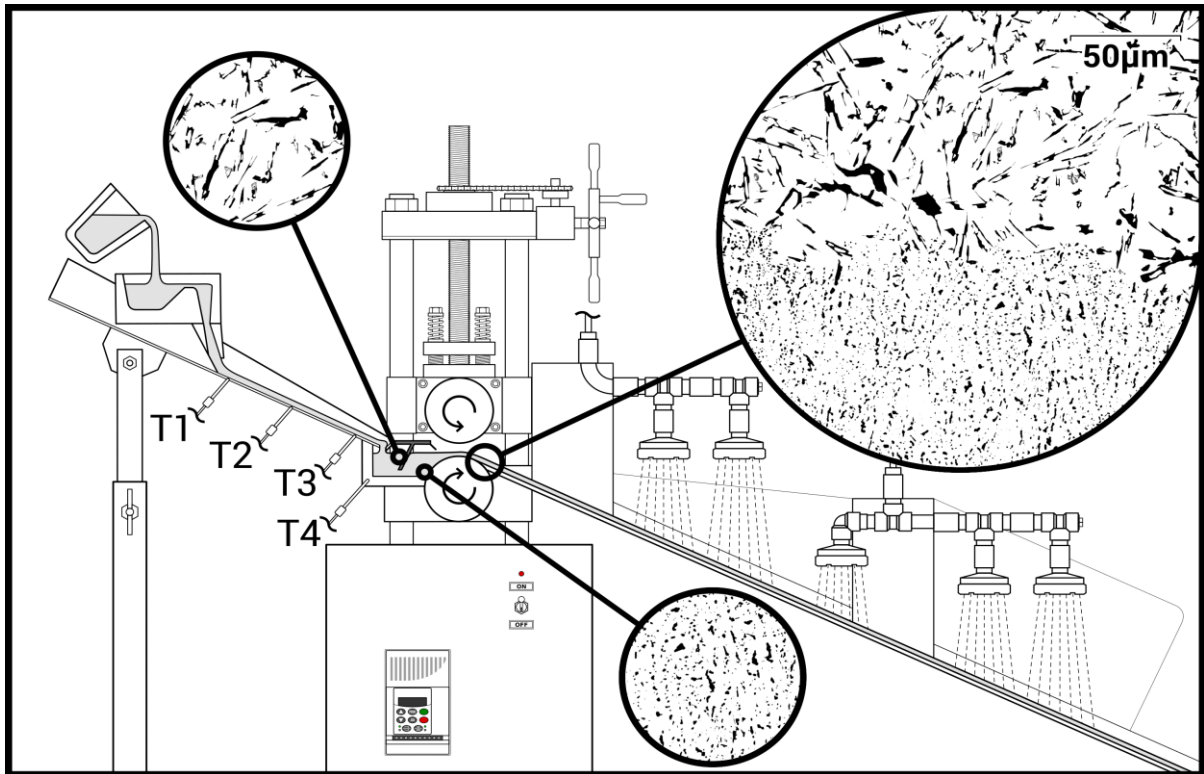
Si	Fe	Ti	Sr	Mn	Mg	Cr	Ni	Ga	V
11,130	0,100	0,110	0,020	0,002	0,001	0,001	0,004	0,003	0,008

Fonte: Próprio autor.

5.1.1 Temperatura de vazamento a 720°C e sem adição de ligas

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro único com temperatura de vazamento a 720 °C e sem adições da liga Al5Ti1B e da liga Al-10Sr. A Figura 21 ilustra a fabricação dessas tiras, evidenciando a micrografia óptica do alumínio em três etapas diferentes do processamento: dentro do bocal, na superfície do separador de escória; na superfície do cilindro inferior; e na saída da cadeira de laminação.

Figura 21 – Esquema de fabricação da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 720 °C e sem adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr.

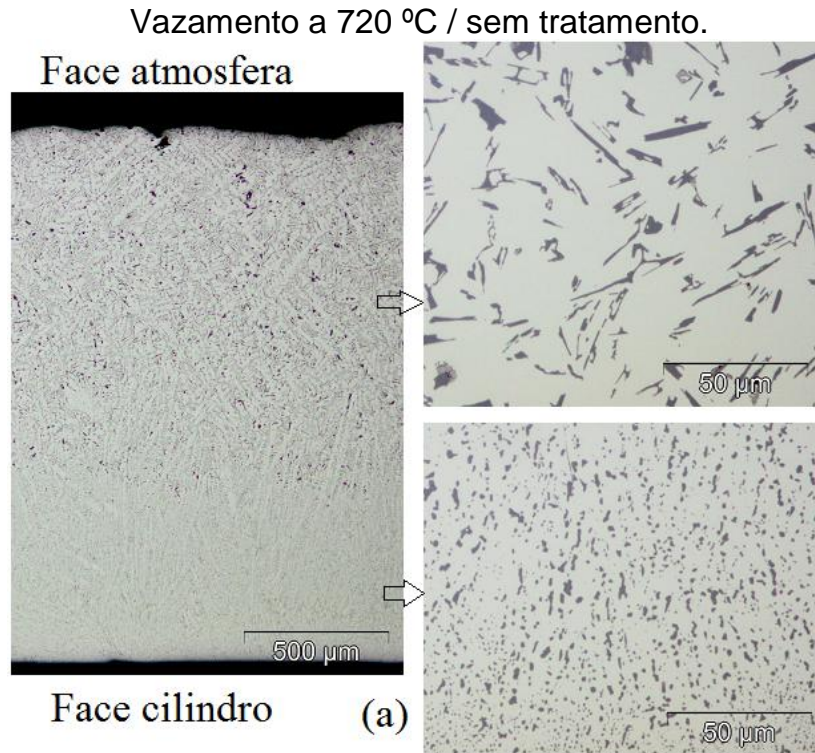


Fonte: Próprio Autor.

A micrografia da tira após a saída da cadeira de laminação também é apresentada na Figura 22. A tira de espessura aproximada de 2 mm apresenta uma microestrutura grosseira voltada para atmosfera formada por estrutura eutética Tipo III até uma profundidade de 1,3mm aproximadamente. Assim, uma microestrutura irregular em forma de agulhas devido ao crescimento difuso/facetado do eutético Al-Si é formada. Essa formação estrutural é resultado da baixa taxa de extração de calor durante a solidificação não ocorrendo a modificação natural do eutético.

Por outro lado, a superfície da tira fundida voltada para o cilindro inferior com profundidade de 0,7 mm aproximadamente, apresentou uma microestrutura do eutético refinada. A massa do cilindro inferior provocou uma taxa de resfriamento da liga Al-Si A413 suficiente para promover alta velocidade de solidificação e assim promovendo modificação natural do eutético Al-Si nessa região.

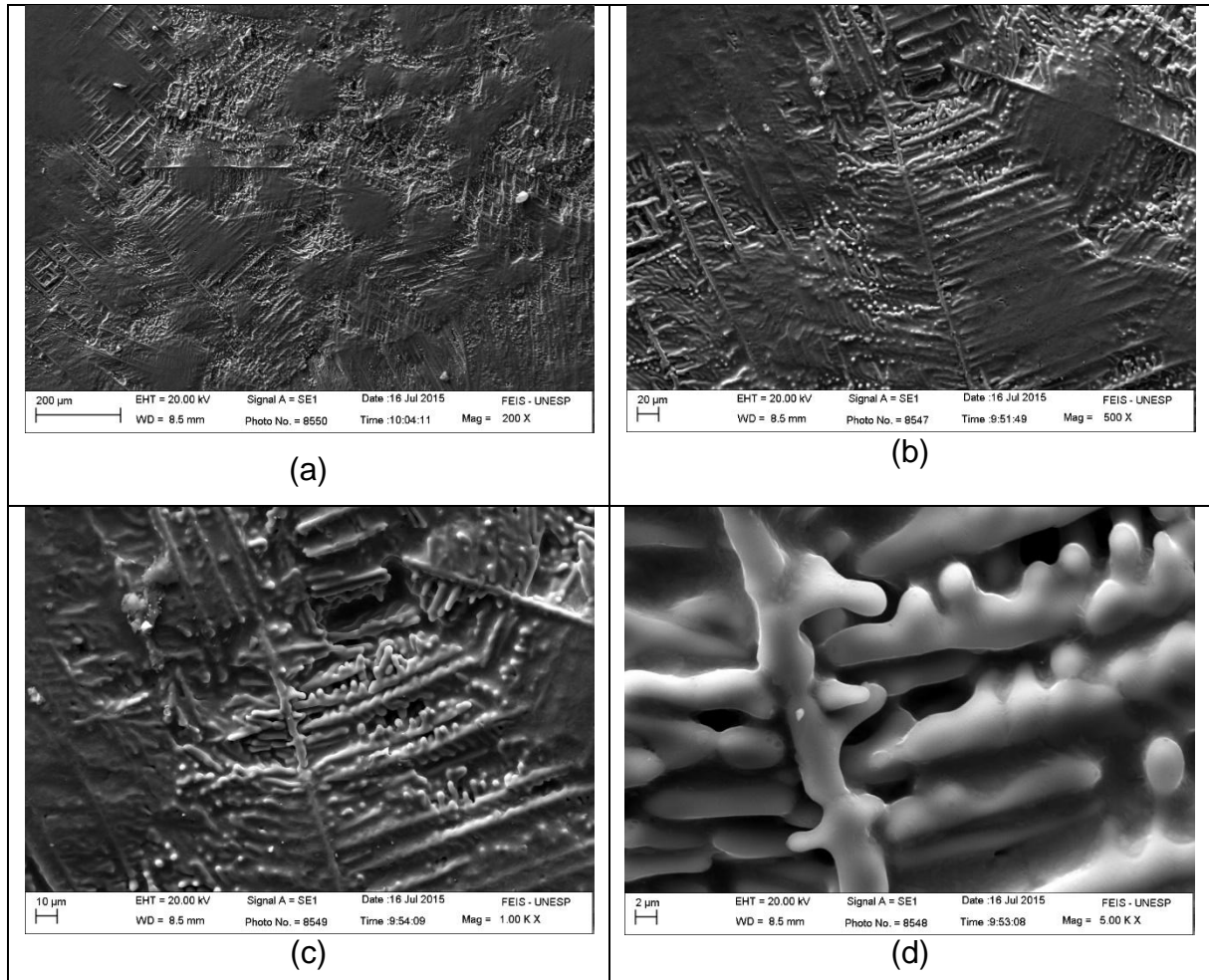
Figura 22 – Micrografia da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 720 °C e sem adições da liga Al5Ti1B e da liga Al-10Sr.



Fonte: Próprio Autor.

A Figura 23 ilustra a superfície da tira fundida Al-Si A413 vazada a 720°C voltada para a atmosfera no início da solidificação. O crescimento das dendritas de Al- α dá origem aos grãos equiaxiais com agregado eutético entre as ramificações dendríticas no início de processamento da tira fundida. Esse tipo de estrutura é tipicamente de grãos coquilhados onde observa-se o efeito de constricção parcial da ramificação secundária da dendrita

Figura 23 – Superfície da tira fundida sem adições de ligas voltada para a atmosfera. Temperatura de vazamento de 720 °C. Imagens do MEV. Escala de 200 μm (a). Escala de 20 μm (b). Escala de 10 μm (c). Escala de 2 μm (d).



Fonte: Próprio Autor.

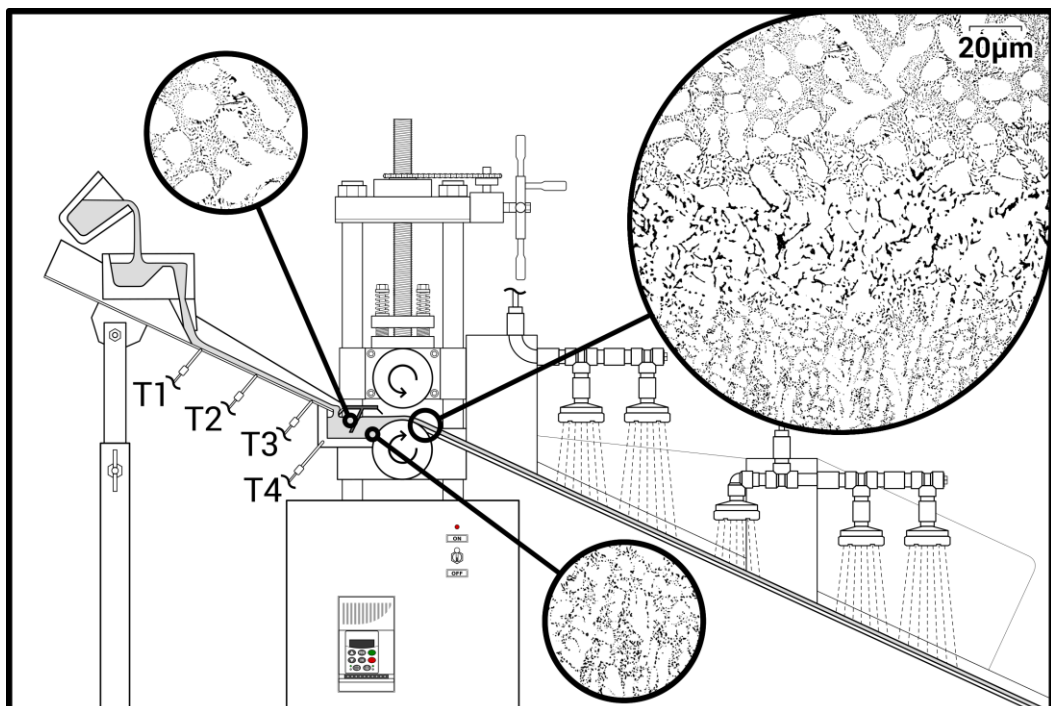
5.1.2 Temperatura de vazamento a 700 °C com adição de Al5Ti1B e Al-10Sr

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro único com temperatura de vazamento a 700 °C com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr. A Figura 24 ilustra o processamento por cilindro único arrastando a tira metálica fundida. Esta tecnologia de fabricação foi empregada, pois ocorreu uma interrupção no fluxo da tira fundida empregando cilindro duplo como descrito anteriormente. Assim, a adição de ligas teve como finalidade aumentar a resistência mecânica pelo refinamento da microestrutura da tira metálica fundida Al-Si A413 para compensar a falta de ação do cilindro superior.

O refinamento ocorreu pela modificação química do eutético na camada voltada para atmosfera, resultando assim eutético tipo II (13). Por outro lado, a aplicação do TiBAl e o aumento da taxa de resfriamento pela diminuição da temperatura de vazamento contribuiu para o refino do Al- α não ocorrendo o efeito de envenenamento.

Entretanto, uma camada formada por partículas grosseiras de Si e Al- α se formou entre a região coquilhada e a lama metálica modificada quimicamente arrastada no bocal. Isto só foi observado quando da adição do modificador do eutético Al-Si, liga Al-10Sr, a 0,2% da massa metálica fundida. Esta formação sugere que a adição da liga Al-10%Sr diminuiu o gradiente térmico nesta região pelo aumento da difusividade térmica da liga resultando tanto dendritas grosseiras de Al- α como partículas grosseiras de Si. Outra hipótese, pode ser que localmente ocorreu uma reação exotérmica nesta região. Assim, dificultando a retirada de calor latente e sensível durante a mudança de fase do estado líquido para o sólido. Até o momento, este fato não foi encontrado na literatura científica (12).

Figura 24 – Esquema de fabricação da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 700 °C e com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr.



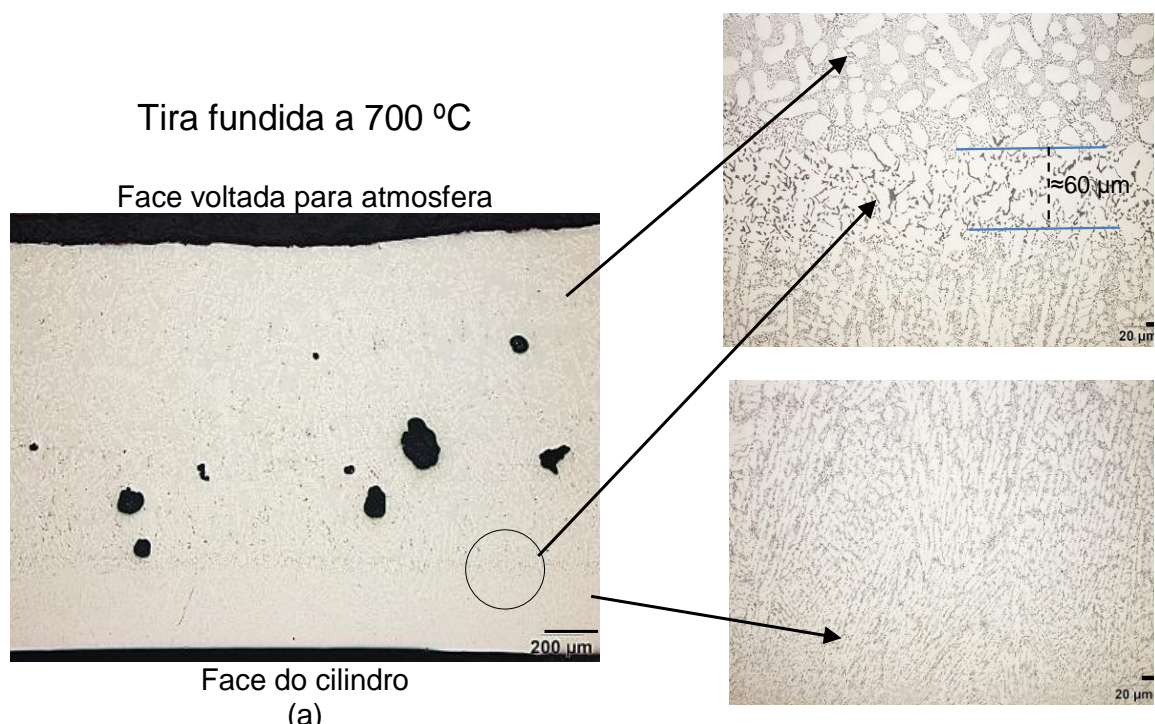
Fonte: Próprio autor.

A Figura 25 ilustra numa amplitude maior a micrografia da tira metálica fundida da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 700 °C e com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr. Uma estrutura refinada do eutético Al-Si modificado naturalmente e Al- α formaram-se na camada coquilhada. Esta estrutura está disposta em forma bandeada com diferentes orientações. Isto sugere a ação do elemento nucleante TiBAI agindo junto a fase resfriada rapidamente junto ao cilindro inferior promovendo a degeneração da estrutura colunar.

No lado da tira voltada para a atmosfera, a modificação química do eutético ocorreu pela adição da liga Al-10Sr como descrito anteriormente. O Al- α também foi refinado e, assim, o envenenamento do refinador de grão TiBAI não ocorreu. Este assunto é analisado posteriormente discutindo a cinética do mecanismo de envenenamento na fabricação de tiras metálicas fundidas do sistema Al-Si.

Porosidades foram observadas na região acima da camada coquilhada. Esta formação pode ser devido a formação de poças metálicas que solidificaram após a saída da tira metálica da cadeira do laminador. Realmente, esta região da tira metálica está mais aquecida em relação a casca metálica super-resfriada.

Figura 25 – Micrografia óptica da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 700 °C e com adições da liga Al5Ti1B e da liga Al-10Sr.



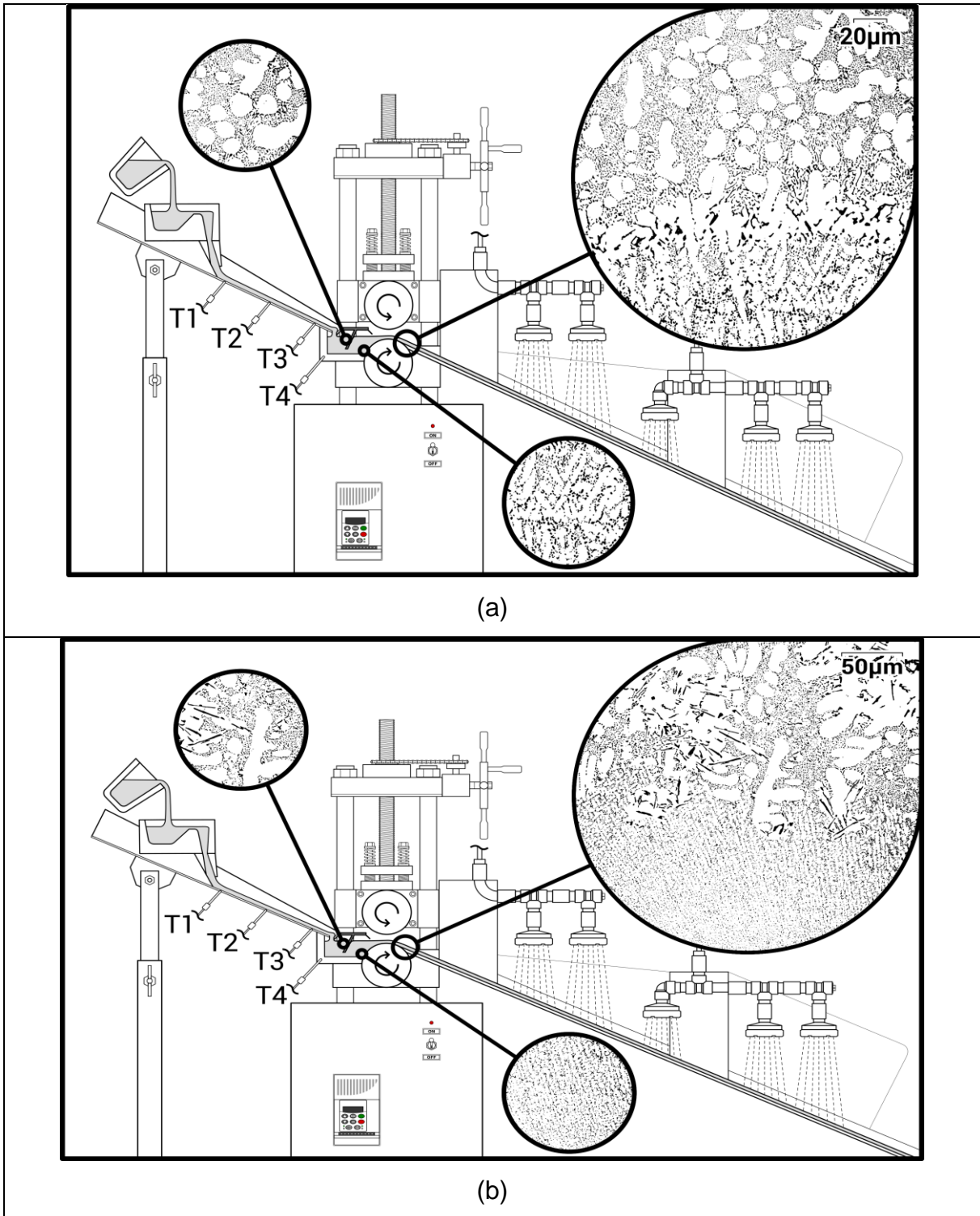
Fonte: Próprio autor.

5.1.3 Temperatura de vazamento a 680 °C com adição de Al5Ti1B e Al-10Sr e outro vazamento a 680 °C com adição de Al5Ti1B apenas

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro único com temperatura de vazamento a 680 °C com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr para aumentar a resistência mecânica. Aqui o super-resfriamento térmico é aumentado devido a menor temperatura de vazamento. Por outro lado, o cisalhamento da lama metálica sobre a formação de estrutura dendrítica de Al- α deve aumentar, devido ao aumento da sua viscosidade. Isto pode promover o refinamento das dendritas de Al- α rompendo os ramos secundários. A Figura 26 ilustra as tiras fabricadas com temperatura de vazamento a 680 °C tratada com as ligas Al5Ti1B e Al-10Sr e tratada apenas com Al5Ti1B.

Na análise micrográfica, observa-se que não se formou a camada grosseira intermediária na tira fundida sem tratamento. Isto sugere que o Sr promove a alteração na difusividade térmica durante a solidificação. Tudo indica que o eutético refinado da lama metálica se deve a menor temperatura de vazamento resultando num maior super-resfriamento térmico em relação a tira vazada numa temperatura elevada. Entretanto, observou-se poucas agulhas de Si nessa região indicando a falta da total modificação natural.

Figura 26 – Esquema de fabricação das tiras da liga Al-Si A413. Com temperatura de vazamento a 680 °C tratada com ligas Al5Ti1B e Al-10Sr (a). Temperatura de vazamento a 680 °C com adição de Al5Ti1B apenas (b).



Fonte: Próprio Autor.

Uma análise detalhada dos microconstituintes é apresentada na Figura 27. Na face da tira voltada para a atmosfera, formou-se estrutura também refinada, aliada com uma maior taxa de resfriamento devido a menor temperatura de vazamento. O refino da estrutura se deve ao tratamento com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr que diminui o tamanho de grão e refina do eutético Al-Si, respectivamente. Isto foi também observado para a temperatura de vazamento a 700°C. O refinamento por modificação química do eutético também refina a matriz de Al- α favorecendo o formato globular.

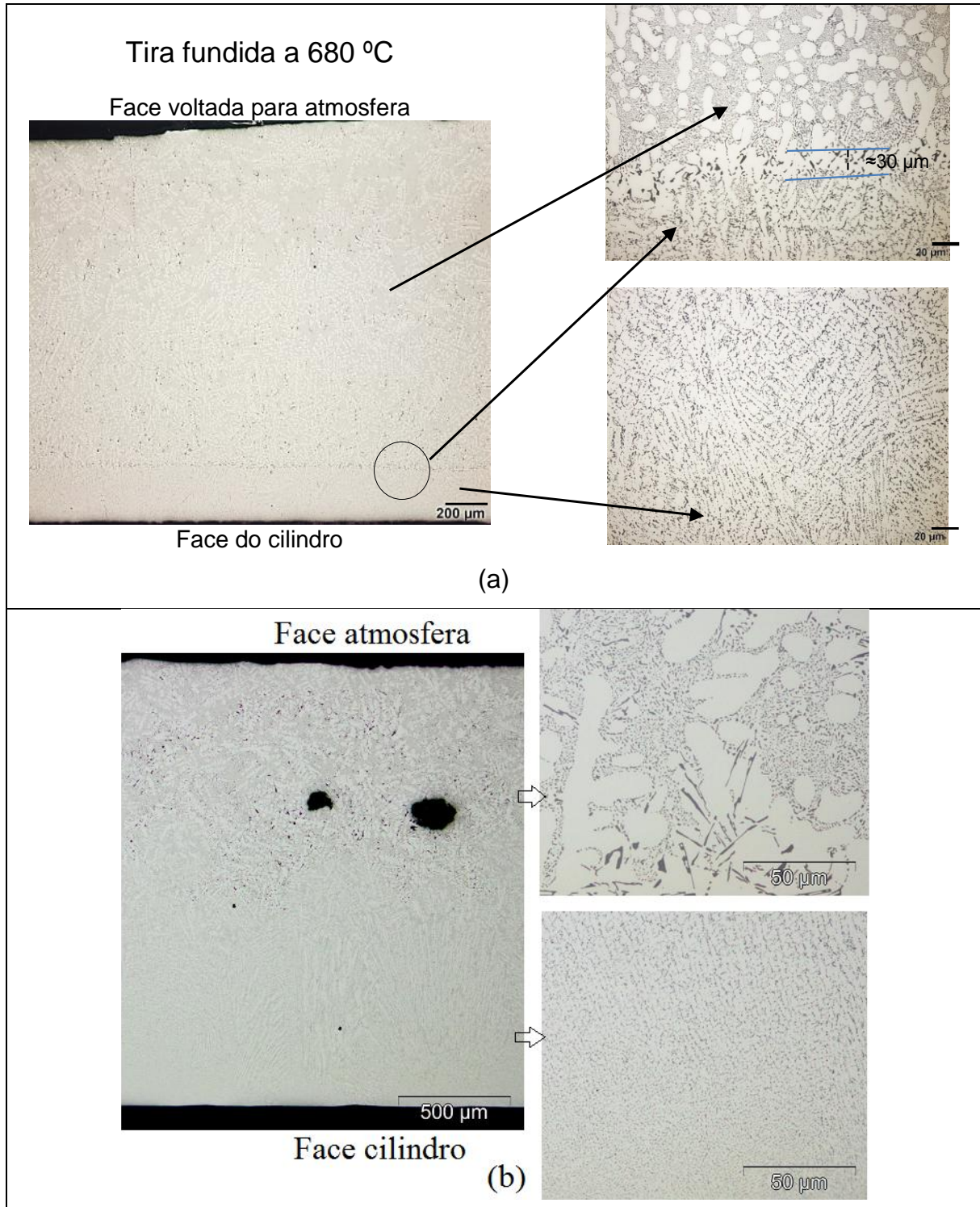
As superfícies das tiras fundidas voltadas para o cilindro inferior apresentaram refino do eutético Al-Si e também das dendritas da matriz de Al- α devido à modificação natural do eutético por imposição de elevada taxa de solidificação. A formação de estrutura bandeada dos microconstituintes ocorreu como observado anteriormente e está mais direcionado na liga sem tratamento. Assim, o TiBAI atuou nesta região degenerando a formação de estrutura colunar.

A Figura 27 ilustra que a microestrutura da tira metálica fundida a 680 °C com adições de liga é mais refinada que a microestrutura da tira fundida a 680 °C com apenas adição de Al5Ti1B. Além disso, a presença de porosidade na tira fundida a 680 °C com apenas Al5Ti1B é observada. Isto mostra que a maior taxa de resfriamento produz materiais com melhores propriedades mecânicas, como será analisado neste trabalho.

A camada de transição da liga vazada a 700 °C é praticamente duas vezes maior que a camada de transição da liga vazada a 680 °C ambas com adições de ligas. Isto sugere menor quantidade de calor sensível a ser retirado da interface metal/cilindro para a liga vazada a 680 °C.

A faixa de transição formada por partículas grosseiras de Si e Al- α citada no item 5.1.2 não foi formada para a tira com adição apenas de Al5Ti1B e com temperatura de vazamento de 680 °C. Como descrito anteriormente, isto reforça a ação do Sr na formação dessa interface grosseira.

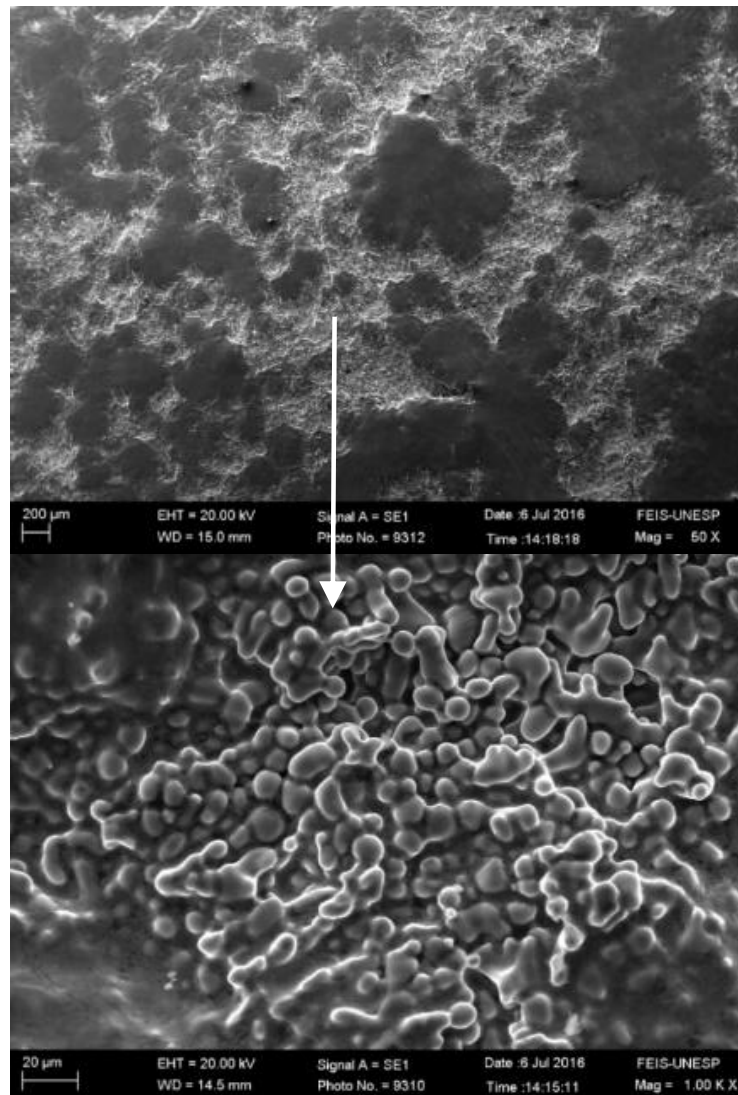
Figura 27 – Micrografia da tira metálica da liga Al-Si A413 produzida com temperatura de vazamento de 680 °C e com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr (a); a 680 °C apenas com adição de Al5Ti1B (b).



Fonte: Próprio Autor.

A Figura 28 ilustra a superfície da tira fundida Al-Si A413 vazada a 680°C voltada para a atmosfera no início da solidificação. Essa tira metálica foi fabricada com adições de ligas Al5Ti1B e Al-10Sr e com temperatura de vazamento a 680 °C. A estrutura formada é constituída de Al- α globular revestida com agregado eutético. Esse tipo de estrutura é típica de grãos coquilhados onde se observa o efeito de constrição parcial da ramificação secundária da dendrita, o que pode favorecer uma morfologia esferoidal. Essa constrição é mais efetiva neste processamento com menor temperatura de vazamento (680°C) devido as maiores forças de cisalhamento que o fluxo de material semissólido do eutético Al-Si atuando nas dendritas de Al- α como descrita anteriormente. Este assunto será tratado em detalhe nas próximas seções.

Figura 28 – Superfície da tira fundida com adições de ligas (TiBAl e Al-10Sr) voltada para a atmosfera. Temperatura de vazamento de 680 °C. Imagens do MEV.



Fonte: Próprio Autor.

5.1.4 Temperatura de vazamento a 680°C sem adição de ligas e reoconformada

Tiras metálicas fundidas da liga Al-Si A413 sem adições de liga foram fabricadas empregando o processo “Twin-Roll”, em que o cilindro inferior é responsável pelo arraste e refrigeração do material no estado sólido e o cilindro superior conforma o material semissólido arrastado pela casca sólida refinada formada no cilindro inferior.

Neste experimento, o cilindro superior não possui as molas para alívio da força de separação entre os cilindros e, dessa forma, a alta temperatura aliada às altas

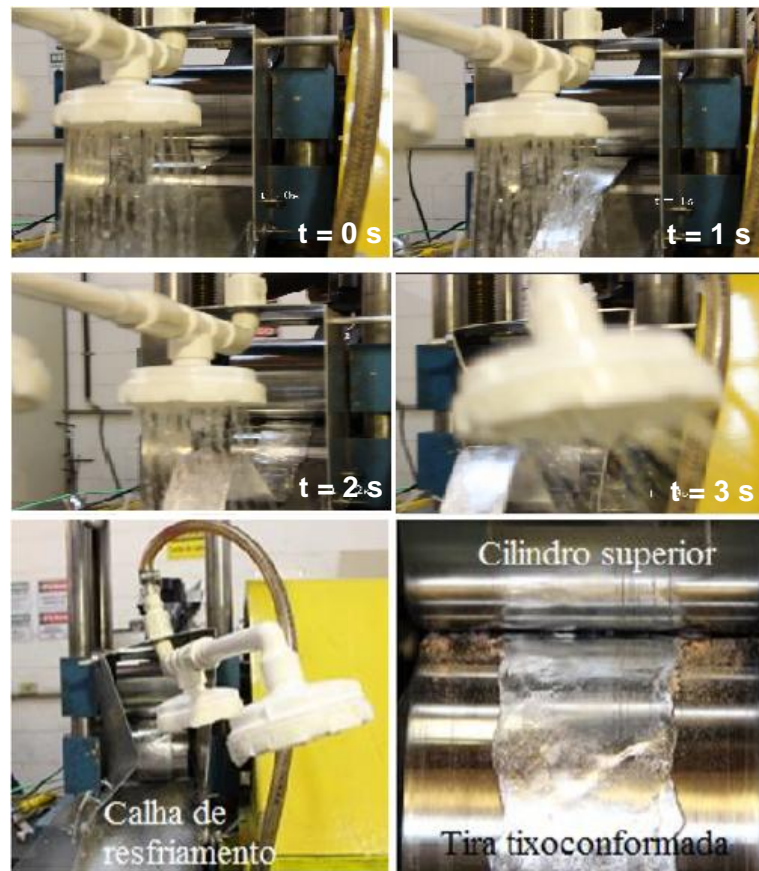
forças de separação dos cilindros resultou no caldeamento do alumínio no cilindro inferior e a paralisação do processo de fabricação, Figura 29.

O caldeamento da tira no cilindro inferior aconteceu aproximadamente após 3 segundos de produção, tempo necessário para o cilindro inferior aquecer suficientemente para acontecer o caldeamento. Assim, o pequeno pedaço de tira produzido nos 3 segundos iniciais foi analisado por microscopia óptica e ensaio de tração.

É importante ressaltar que a tira foi fabricada utilizando apenas 2 chuveiros de refrigeração na saída da cadeira de laminação. Desse modo, o material não sofreu resfriamento rápido após a saída do laminador e, portanto, não seguiu a linha de produção. Por outro lado, as outras tiras fabricadas utilizaram 5 chuveiros para a refrigeração na saída da cadeira de laminação.

Assim, quatro molas para alívio da força de separação entre os cilindros foram aplicadas para dar continuidade ao processo de fabricação por cilindro duplo “Twin-Roll”. Estas molas foram posicionadas no cilindro superior e o material foi reoconformado como será analisado na próxima seção.

Figura 29 – Reolaminação da tira metálica da liga Al-Si A413 e seu caldeamento no cilindro inferior.

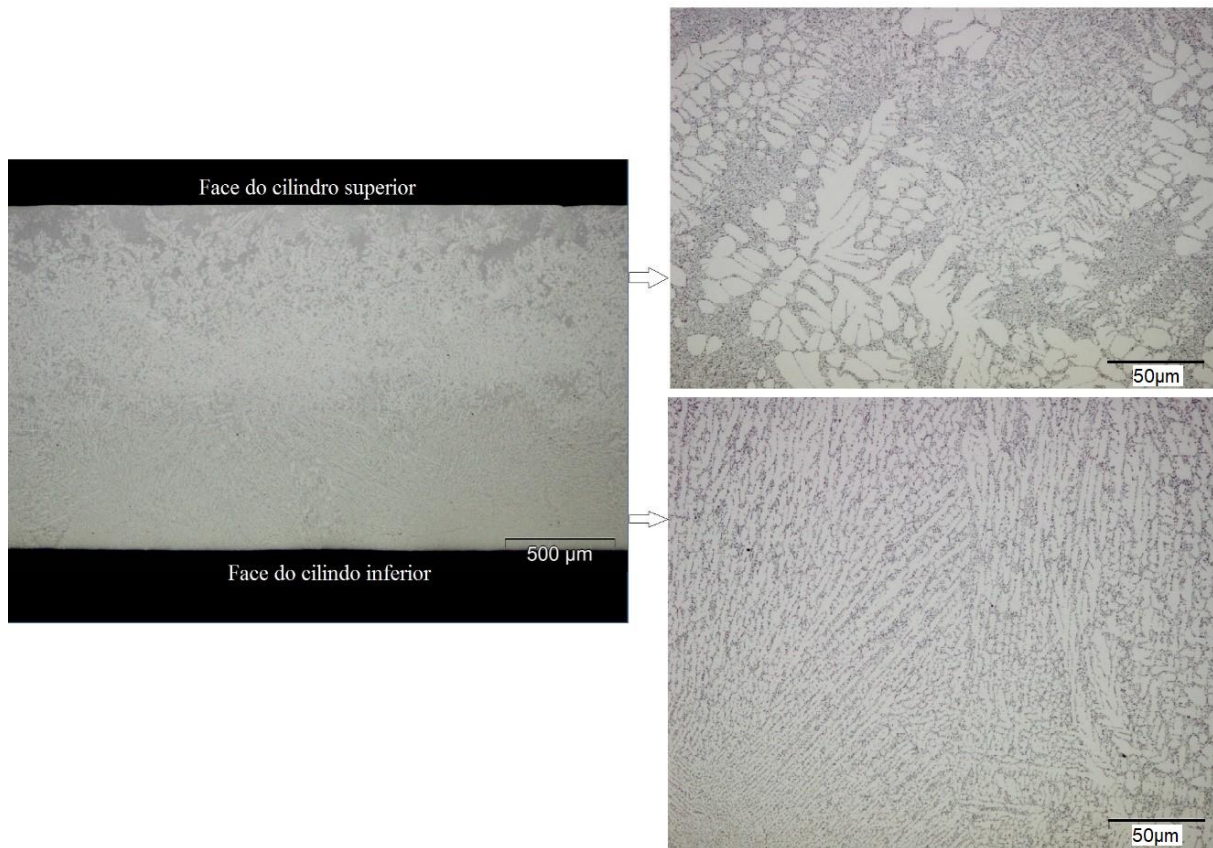


Fonte: Próprio autor.

A Figura 30 ilustra a micrografia da tira metálica da liga Al-Si A413 reolaminada com temperatura de vazamento de 680 °C e sem adição de ligas. Tanto a face superior quanto a face inferior do cilindro sofreram modificação natural do eutético Al-Si tal como a análise feita anteriormente para o vazamento a 680 °C.

As dendritas de Al- α da face superior da tira foram observadas. Isto é um indicativo de que a velocidade de resfriamento não foi suficiente para promover um crescimento acoplado do eutético como ocorrido na casca metálica formada pelo cilindro inferior. Isto sugere, portanto, que é formada uma região de massa metálica super-aquecida sendo arrastada pelo cilindro superior. Além disso, a área de contato da massa metálica com o cilindro superior é menor que a do cilindro inferior e, dessa forma, a taxa de resfriamento na região superior da tira não foi suficiente para promover um crescimento acoplado do eutético, pois ocorreu a formação de Al- α durante o processamento nesta região.

Figura 30 – Micrografia da tira metálica da liga Al-Si A413 reolaminada com temperatura de vazamento de 680 °C e sem tratamento e com resfriamento lento após a saída do laminador. Estrutura bandeada é observada junto ao cilindro inferior com ramificações finas de eutético e Al- α .

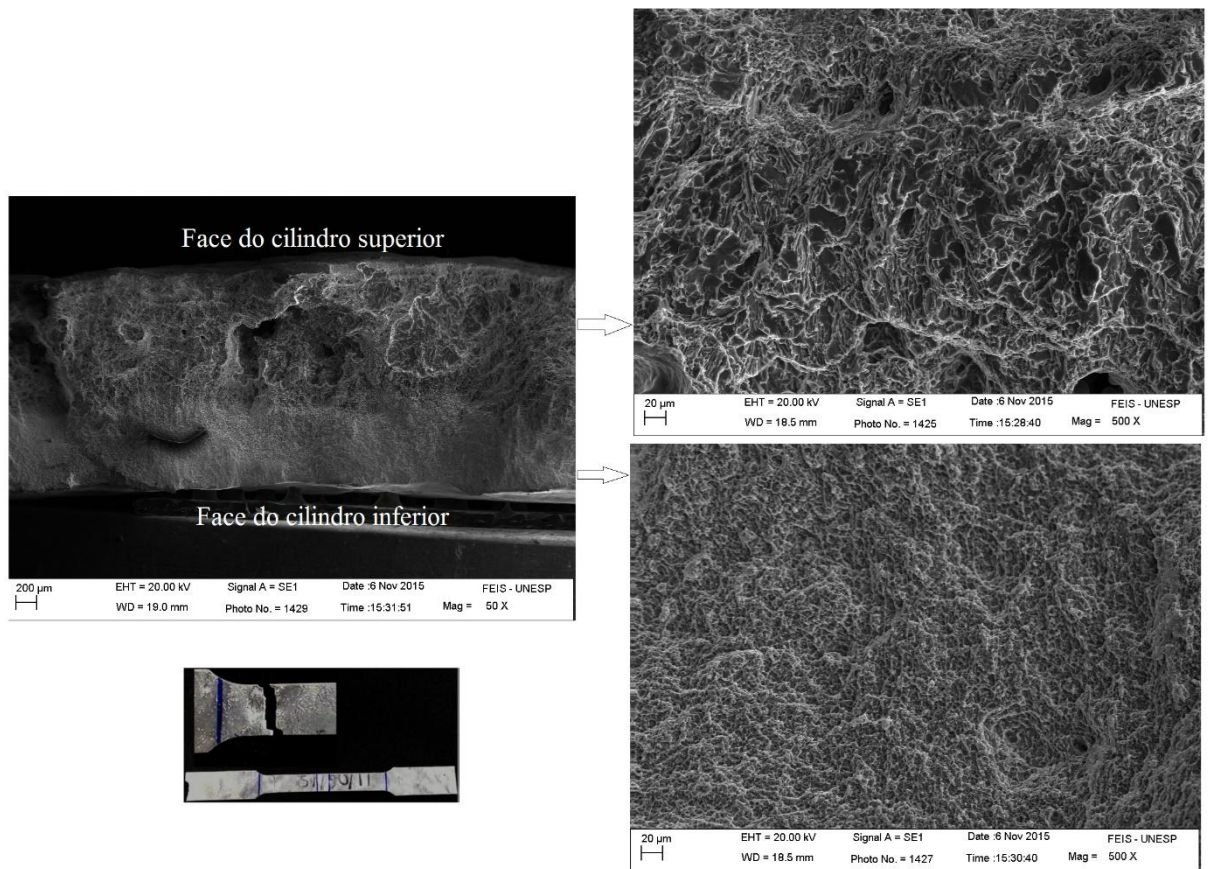


Fonte: Próprio autor.

A Figura 31 ilustra o corpo de prova utilizado no ensaio de tração da tira metálica fundida Al413 vazada a 680°C e que passou pelo processo de reolaminação. Podem ser observadas características de clivagem intercaladas com microcavidades. Assim, as regiões em contato com o cilindro superior são ásperas, irregulares e com presença de porosidades. O tipo de fratura predominante nesta região foi misto, exibindo características tanto de fratura dúctil quanto de fratura frágil.

Uma região mais refinada a partir da face do cilindro inferior pode ser observada com fratura dúctil predominante. Pouca porosidade é encontrada nesta região e o crescimento acoplado do eutético ocorreu como descrito anteriormente.

Figura 31 – Imagens do corpo de prova de tração e detalhe da fratura.



Fonte: Próprio autor.

5.1.5 Propriedades mecânicas das tiras metálicas fundidas

A Tabela 2 mostra que as tiras metálicas fundidas de Al-Si A413 produzidas com adições da liga refinadora de grão Al5Ti1B e a liga modificadora do eutético Al-10Sr possuem ductilidade e resistência mecânica consideravelmente maiores que as tiras metálicas produzidas sem adições de ligas e a reolaminada até o momento. Esse aumento de ductilidade e resistência mecânica se deve ao refino das microestruturas das tiras seguida pelo resfriamento rápido dos chuveiros na saída da cadeira de laminação. Além disso, as amostras tratadas com refinador de grão Al5Ti1B ou com refinador de grão e com modificador do eutético Al-10Sr não formaram grãos colunares, isto é, estruturas eutéticas acopladas distribuídas de forma esparsa.

Tabela 2 - Comparação das propriedades mecânicas das tiras metálicas fundidas da liga Al-Si A413.

Temperatura de vazamento	Limite de escoamento, MPa	Limite de resistência a tração, MPa	Alongamento, (%)
720 °C ^a	70,0	84,5	1,0
680 °C ^b	110,9±2,2*	136,4±8,8*	1,0 ±0,4**
Erro relativo (%)	1,98	6,45	40
700 °C ^c	136,4±14,4**	194,5±13,2**	3,1±0,3*
Erro relativo (%)	10,56	6,79	9,67
680 °C ^d	130,7±8,5*	208,4±20,8**	4,4±1,7*
Erro relativo (%)	6,5	9,98	38,6
680 °C ^e	103,3	128,7	1,9

Nota: *Intervalo de confiança de 95%; ** Intervalo de confiança de 80%.

a1 amostra. Sem tratamento.

b3 amostras. Refino de grão Al5Ti1B.

c3 amostras. Refino de grão Al5Ti1B e modificado com estrôncio (Al10Sr).

d7 amostras. Refino de grão Al5Ti1B e modificado com estrôncio (Al10Sr).

e1 amostra. Sem tratamento e reelaminada (*Twin-Roll*).

Fonte: Próprio autor.

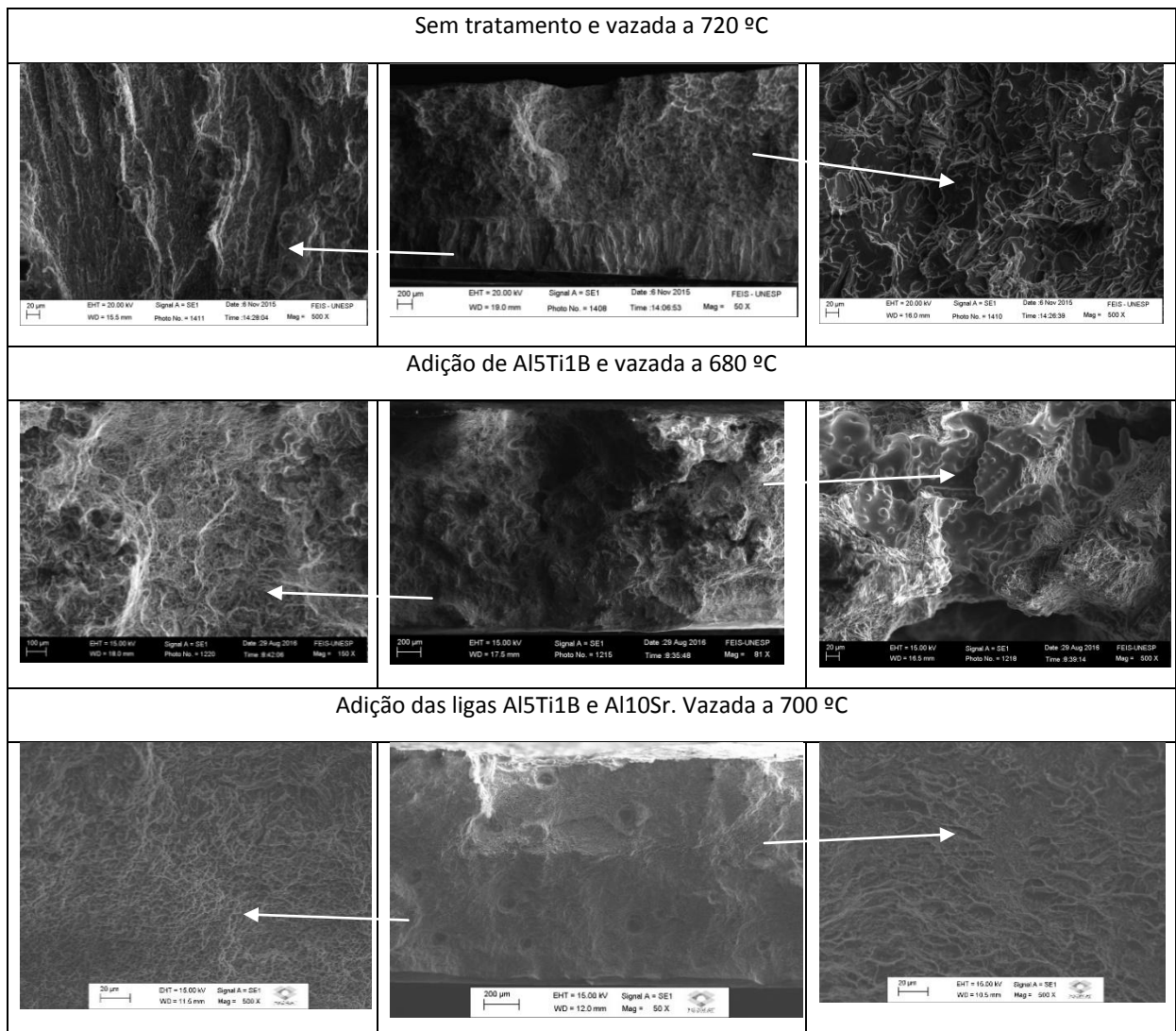
A amostra da tira metálica fundida a 720 °C e sem tratamento revelou região com grãos colunares e fratura predominante entre os grãos colunares, Figura 32. Entretanto, a tira com temperatura de vazamento de 680 °C com adição apenas de Al5Ti1B revelou uma fratura mista. Na região da tira solidificada perto do cilindro inferior, a fratura predominante foi dúctil. Por outro lado, na região da tira solidificada perto do cilindro superior a fratura predominante foi mista, com microcavidades e planos de clivagem, Figura 32.

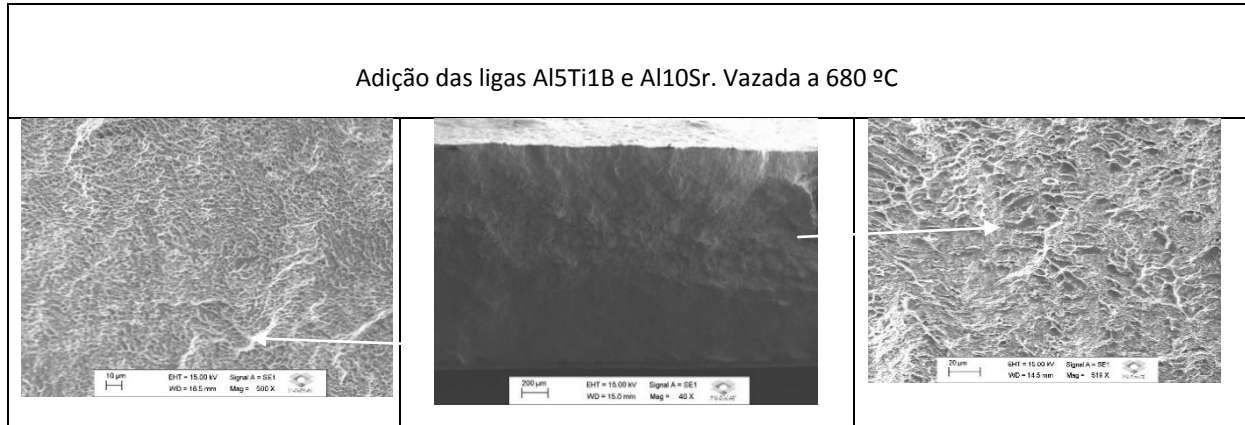
Por outro lado, para as amostras tratadas com Al-10Sr e refinador de grão TiBAl, para ambas as temperaturas de vazamento (700°C e 680°C) a análise fractográfica tem aparência de uma fratura dúctil na região de maior taxa de resfriamento, Figura 32.

A região da tira fundida voltada para a atmosfera pode ser observado uma fratura mista, isto é, com características de clivagem e com deformação plástica revelada pela formação de “dimples”, Figura 32. Assim, tais características fractográficas estão de acordo com as maiores ductilidades obtidas no ensaio de tração para estas amostras (Tabela 2).

Dessa forma, menor temperatura de vazamento e adição de ligas (TiBaI e Al10Sr) produzem maior resistência mecânica aliada com a ductilidade da tira fundida Al-Si A413.

Figura 32 - Comparação das superfícies de fratura das tiras fundidas. Sem refinador de grão e com refinador de grão; e temperatura de vazamento como indicada. Imagens do MEV. As imagens do centro são da espessura total das tiras, enquanto as laterais são ampliações das regiões indicadas pelas setas.



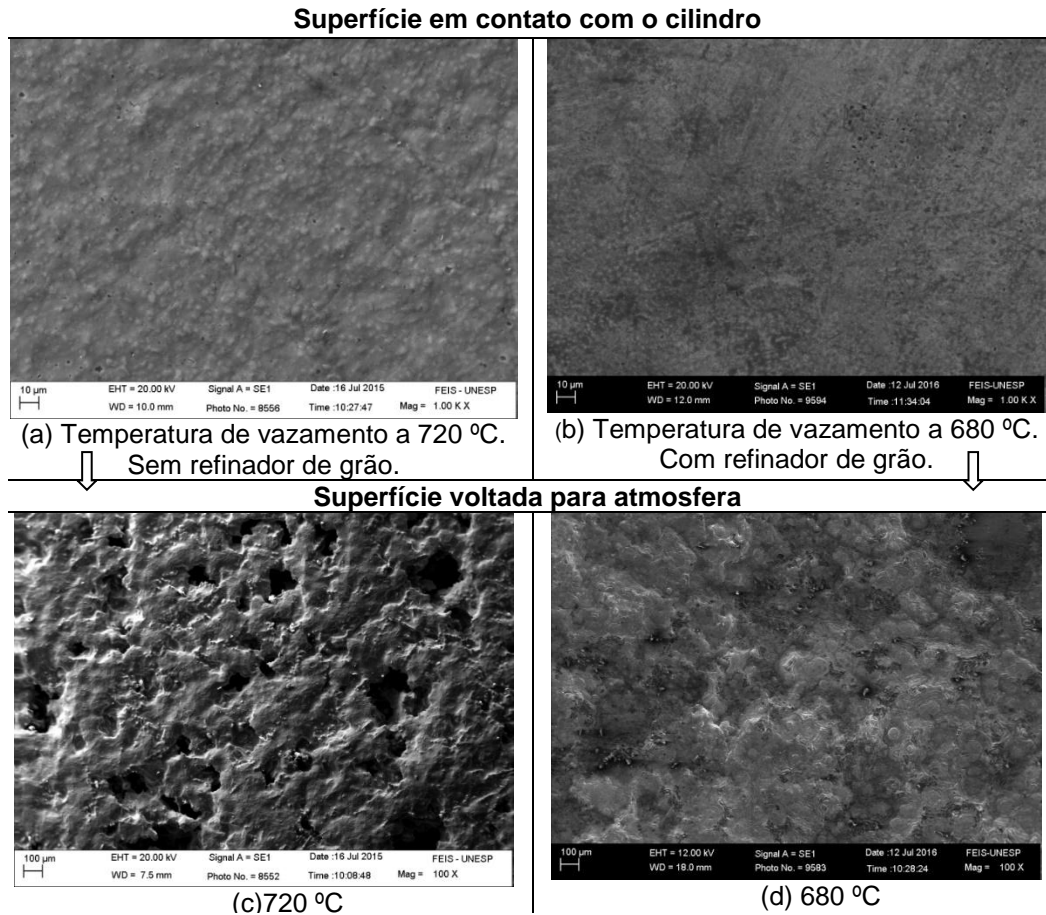


Fonte: Próprio autor.

Conforme é ilustrado tanto na Figura 24 como na Figura 27, a tira metálica produzida com adição de ligas e com temperatura de vazamento a 700 °C e a tira metálica fundida a 680 °C com adição de Al5Ti1B apenas mostraram porosidades ao longo de suas espessuras, com menor ocorrência na tira metálica fundida a 680 °C. Da mesma forma, a Figura 22 ilustra a presença de grande quantidade de microporosidades no interior da tira metálica fundida a 720 °C. Por outro lado, a presença de microrechupes em sua superfície voltada à atmosfera foram observados, Figura 33. Isto sugere que poças ricas em eutético ficaram aprisionadas entre as dendritas de Al- α . Estas poças foram arrastadas durante a fabricação da tira fundida e solidificadas durante o resfriamento da tira fundida pelos chuveiros na saída da cadeira de laminação, dando origem às porosidades.

De acordo com Czerwinski (2018), lamas metálicas com fases sólidas esferoidais discretamente imersas numa matriz líquida mostraram possuir uma viscosidade menor que lamas metálicas com formação dendrítica, uma vez que o material líquido flui melhor na estrutura esferoidal (50). Isto pode ter acontecido com a formação de maior porosidade na liga Al-Si A413 vazada numa maior temperatura onde predomina uma estrutura dendrítica e dificultando a penetração da fase líquida eutética Al-Si.

Figura 33 - Comparação das superfícies das tiras fundidas em contato com o cilindro sem (a) e com refinador de grão (b); superfície voltada para atmosfera sem (c) e com refinador de grão (d). Temperatura de vazamento como indicada. Imagens do MEV.

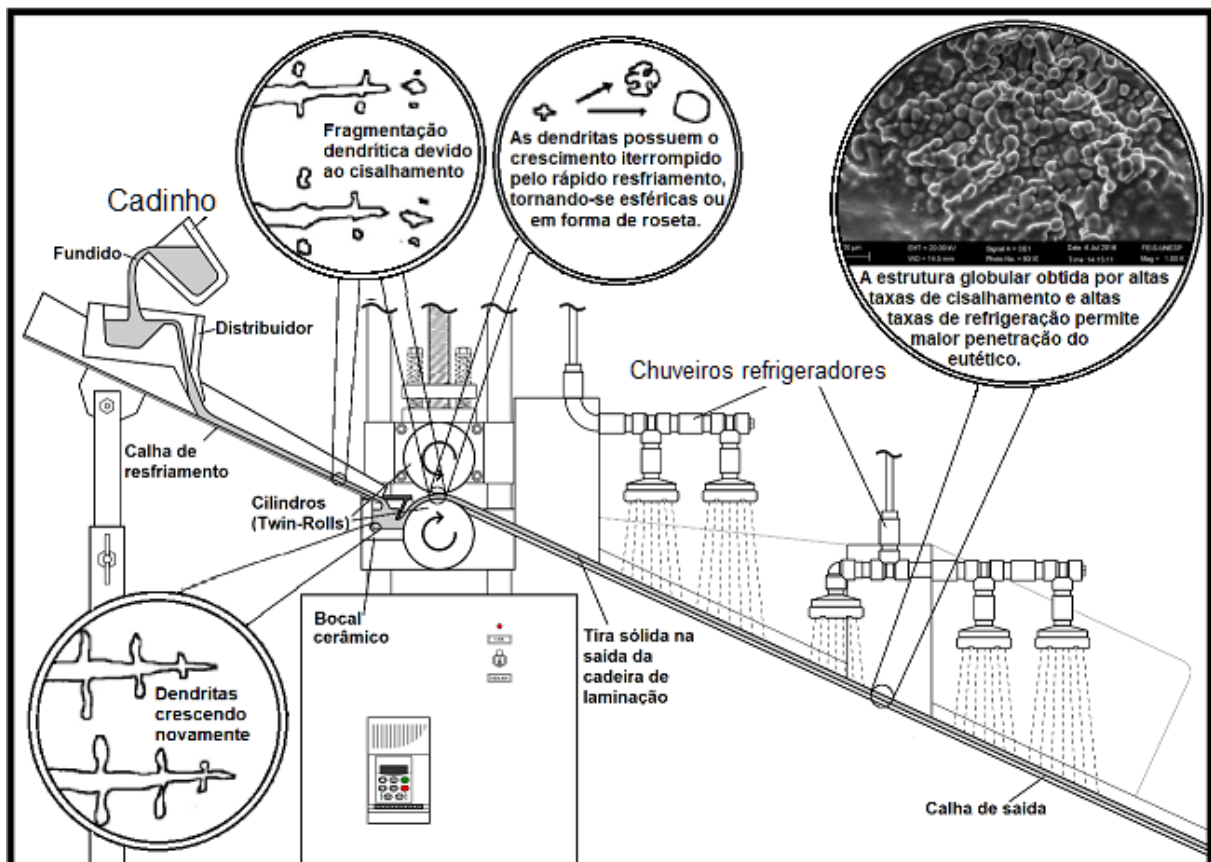


Fonte: Próprio autor.

A estrutura esferoidal é, portanto, mais vantajosa que a estrutura dendrítica em resultar menor porosidade no fundido, conforme visto. Os ramos secundários das ramificações dendríticas sofrem o processo de engrossamento e assim prejudica a alimentação do metal líquido entre as ramificações dendríticas durante a solidificação. Assim, se a temperatura de vazamento for muito elevada, o material metálico tenderá a se manter acima da temperatura *liquidus* durante o seu escoamento pela calha metálica, antes de alimentar o bocal junto ao cilindro inferior. Por outro lado, se a temperatura de vazamento for diminuída, o material metálico pode atingir uma temperatura entre a *liquidus* e a *solidus* durante o escoamento pela calha metálica, ou seja, o material estará no estado semissólido com formação de núcleos aptos a sofrer crescimento.

Durante o escoamento da liga Al-Si A413 pela calha metálica, o fluxo de material semissólido provoca forças de cisalhamento suficiente para a fragmentação das ramificações dendríticas (65). Então, as dendritas fragmentadas são transportadas ao longo da lama metálica e podem crescer novamente com formato dendrítico caso o cisalhamento seja interrompido. Assim, durante a espera da lama metálica no bocal ser arrastada pelo eutético Al-Si acoplado formado no cilindro inferior, pode ocorrer um crescimento dendrítico. Entretanto, se a temperatura de vazamento é diminuída o crescimento dendrítico é praticamente interrompido e forma granulação mais refinada em comparação com o vazamento realizado a maior temperatura, como observado anteriormente pelas análises metalográficas. Assim, o crescimento dendrítico completo é interrompido devido à alta taxa de resfriamento durante o processamento da tira metálica fundida junto ao cilindro inferior, Figura 34.

Figura 34 – Esquema de fabricação das tiras metálicas de Al-Si A413 pelo *strip caster* utilizando dois cilindros (processo “Twin-Roll”), evidenciando detalhes na formação microestrutural durante e depois do processo.

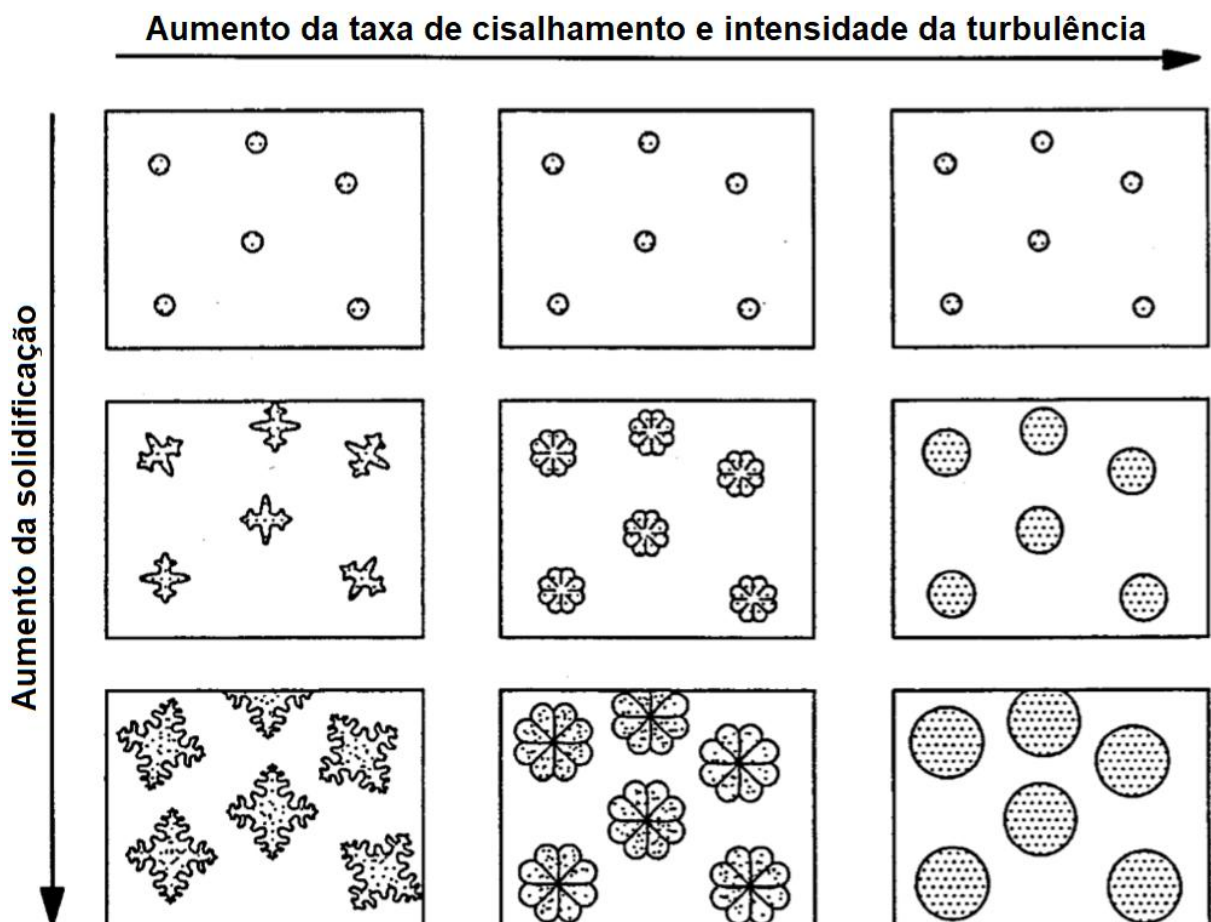


Fonte: Próprio autor.

De fato, Fan (66) investigou a evolução da morfologia dendrítica submetida a diferentes taxas de cisalhamento, Figura 35. Fan (66) concluiu:

1. Convecção forçada promove o crescimento do cristal devido ao aumento do transporte de massa durante a solidificação;
2. Escoamento laminar modifica a morfologia de crescimento dendrítico normal para roseta, enquanto escoamento turbulento modifica a morfologia de crescimento de roseta para esfera; e
3. A característica de um escoamento turbulento acontece com altas taxas de cisalhamento e provoca maior penetração do líquido entre a fase sólida.

Figura 35 – Ilustração esquemática da transição de morfologia dendrítica para roseta e esferoidal pelo aumento da taxa de cisalhamento e intensidade da turbulência.



Fonte: Adaptado de Fan (2002).

5.2 OBTENÇÃO DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA LIGA Al-Si A413 PELO *STRIP CASTER* COM MOLAS INSTALADAS NO CILINDRO SUPERIOR PARA ALÍVIO DA FORÇA DE SEPARAÇÃO ENTRE OS CILINDROS

Alumínio reciclado foi utilizado para fabricar novas tiras metálicas. O alumínio reciclado foi obtido pela fundição de tiras metálicas de Al-Si A413 previamente fabricadas com adições de ligas de aproximadamente 1,3 g (0,1% em peso) de TiBAI (Al – 5% Ti – 1% B) e de aproximadamente 2,6 g (0,2% em peso) de Al – 10% Sr.

A Tabela 3 mostra a composição química resultante do material utilizado para a execução desse procedimento experimental. É possível observar que alguns elementos foram oxidados durante a refusão, principalmente o Si, Ti e o Sr em comparação à Tabela 1.

Tabela 3 – Composição química (% em peso) da liga reciclada de alumínio A413.

Si	Fe	Ti	Sr	Mn	Mg	Cr	Ni	Ga	V	Pb	Sn
10,973	0,117	0,083	0,0028	0,011	0,00	0,004	0,00	0,005	0,007	0,012	0,0076

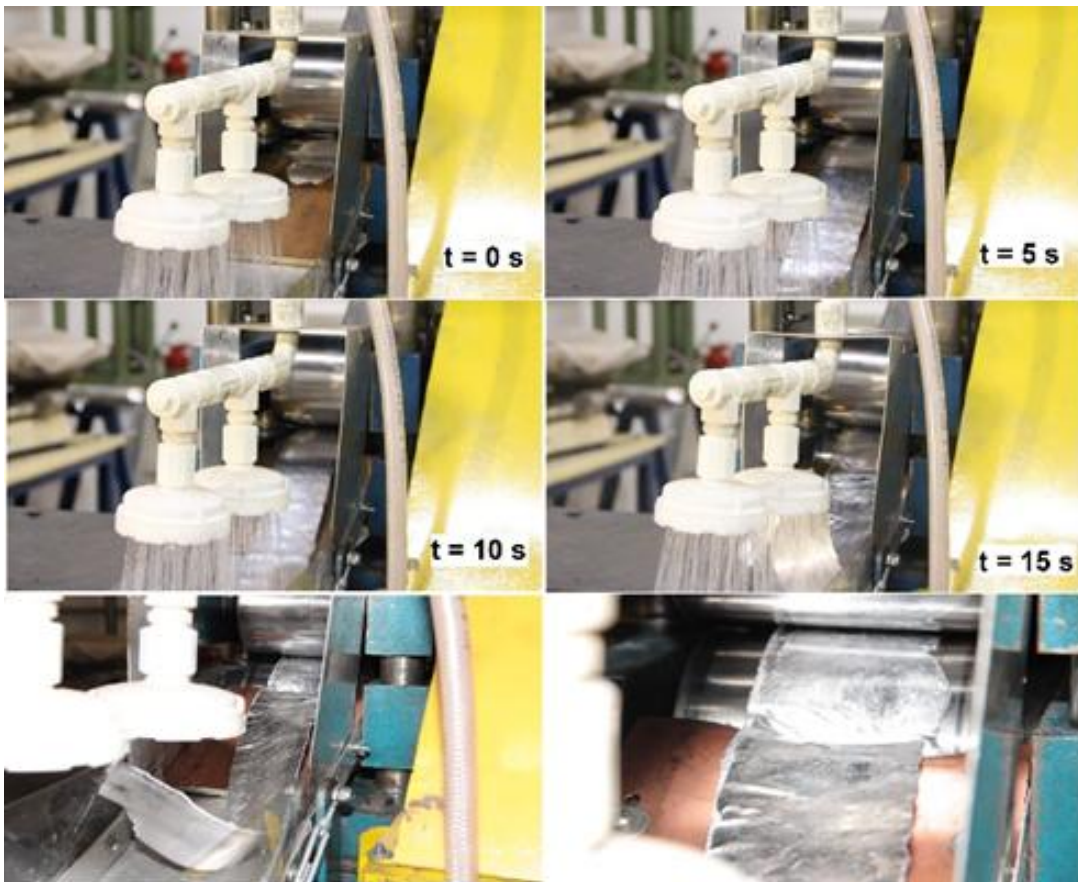
Fonte: Próprio autor.

5.2.1 Temperatura de vazamento a 680 °C sem adição de ligas

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro duplo com temperatura de vazamento a 680 °C e sem adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr. As molas instaladas no cilindro superior para redução da força de separação entre os cilindros preveniram a adesão da tira metálica fundida no cilindro inferior.

Após 15 segundos do início da produção, a tira teve seu fluxo interrompido pelos chuveiros logo na saída do laminador, Figura 36. Desse modo, a tira ficou presa entre o cilindro inferior e a placa de cobre da calha na saída da cadeira de laminação, Figura 36. Como resultado, o processo de fabricação foi interrompido.

Figura 36 – Processo de fabricação da tira metálica fundida da liga Al-Si A413 interrompido após 15 segundos de fabricação.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 37 mostra a tira de 2,6 m produzida nos 15 segundos de fabricação. A tira apresentou um bom acabamento superficial em geral, mas algumas ondulações e falta de alinhamento podem ser observadas. Isto pode estar relacionado à diferença de pressão aplicada pelo cilindro superior durante a reconfirmação.

A dureza média da tira foi medida na superfície da tira voltada para o cilindro inferior. O valor obtido foi de 74,36 HV 5, aproximadamente. Para a medição da dureza, as amostras da tira passaram por uma sequência de lixamento: 400, 600, 800, 1000 e 1200. Desse modo, essa medida de dureza foi considerada como sendo uma dureza média para toda a tira fabricada, independente da superfície.

Figura 37 – Tira metálica da liga Al-Si A413 produzida pelo *strip caster* modificado com molas instaladas no cilindro superior. Comprimento de 2,6 m aproximadamente.



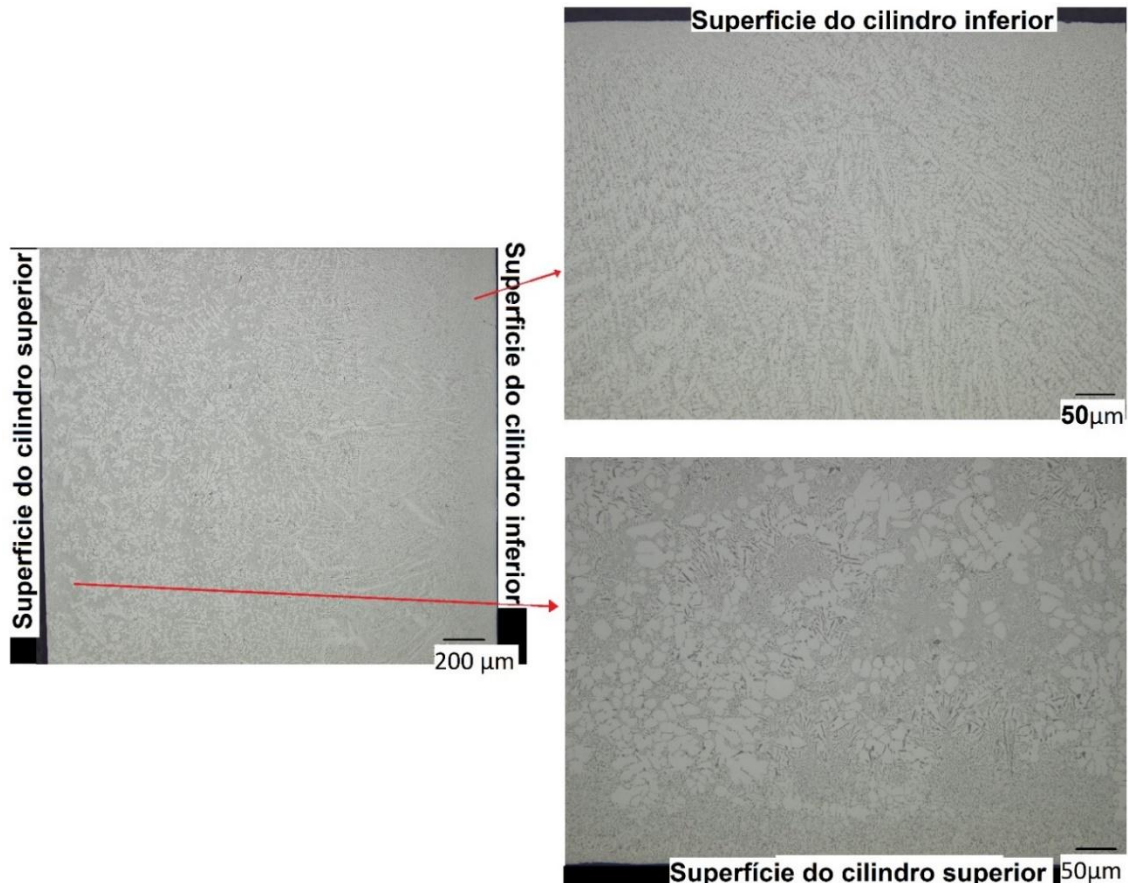
Fonte: Próprio autor.

A região central da tira voltada para o cilindro superior apresentou dendritas de Al- α com tendência a formar grãos globulares. Poucas partículas grosseiras de silício com formato de agulhas são observadas. Tudo indica a não modificação pontual do eutético Al-Si por efeito natural ou por efeito químico. Entretanto, estruturas eutéticas refinadas naturalmente são predominantes.

As adições químicas realizadas nesse material foram feitas antes de sua reciclagem. Assim, elas não têm mais efeito, uma vez que as adições químicas tanto para modificação do eutético como refino de grão não apresentam efeito após 20 minutos da aplicação (45). Entretanto, junto a interface de ambos os cilindros, crescimento acoplado do eutético ocorreu, i.e., sem formação de Al- α , indicando alta velocidade de resfriamento na região coquilhada.

A partir da interface do cilindro inferior, ocorreram a formação de dendritas colunares de Al- α e eutético modificado naturalmente com partículas finas entre os grãos colunares quando comparadas com a estrutura da região do meio da tira, Figura 38.

Figura 38 – Microscopia óptica da tira produzida por reolaminação pelo *strip caster* modificado com molas instaladas no cilindro superior. Temperatura de vazamento de 680 °C. Sem adições de ligas, somente reoconformada.



Fonte: Próprio autor.

A tira foi cortada em 6 amostras com o mesmo comprimento utilizando-se uma guilhotina e, em seguida, foram obtidos corpos de prova para ensaios mecânicos de tração na CBA. O limite de escoamento, limite de tração e alongamento de cada amostra foram medidas. As propriedades mecânicas médias foram calculadas com um intervalo de confiabilidade de 95% e estão dispostas na Tabela 4.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
111,1±4,5	155,0±14,6	3,1±0,5

Fonte: Próprio autor.

Foram selecionadas para a análise fractográfica 3 das 6 amostras do ensaio de tração. Como as três amostras apresentaram um modo de fratura muito similar, apenas uma foi escolhida para ser apresentada, Figura 39. O alongamento obtido com os ensaios de tração nas amostras foi relativamente alto e está de acordo com a fratura predominantemente dúctil em comparação com as análises anteriores neste trabalho. Alguns planos de clivagem podem ser observados perto da região da tira que sofreu menor super resfriamento, a região central da tira, possivelmente onde as agulhas de Si foram observadas, Figura 38. Além disso, alguns *dimples* muito finos podem ser encontrados na região da tira em contato com os cilindros, principalmente na região em contato com o cilindro inferior onde a velocidade de solidificação é maior.

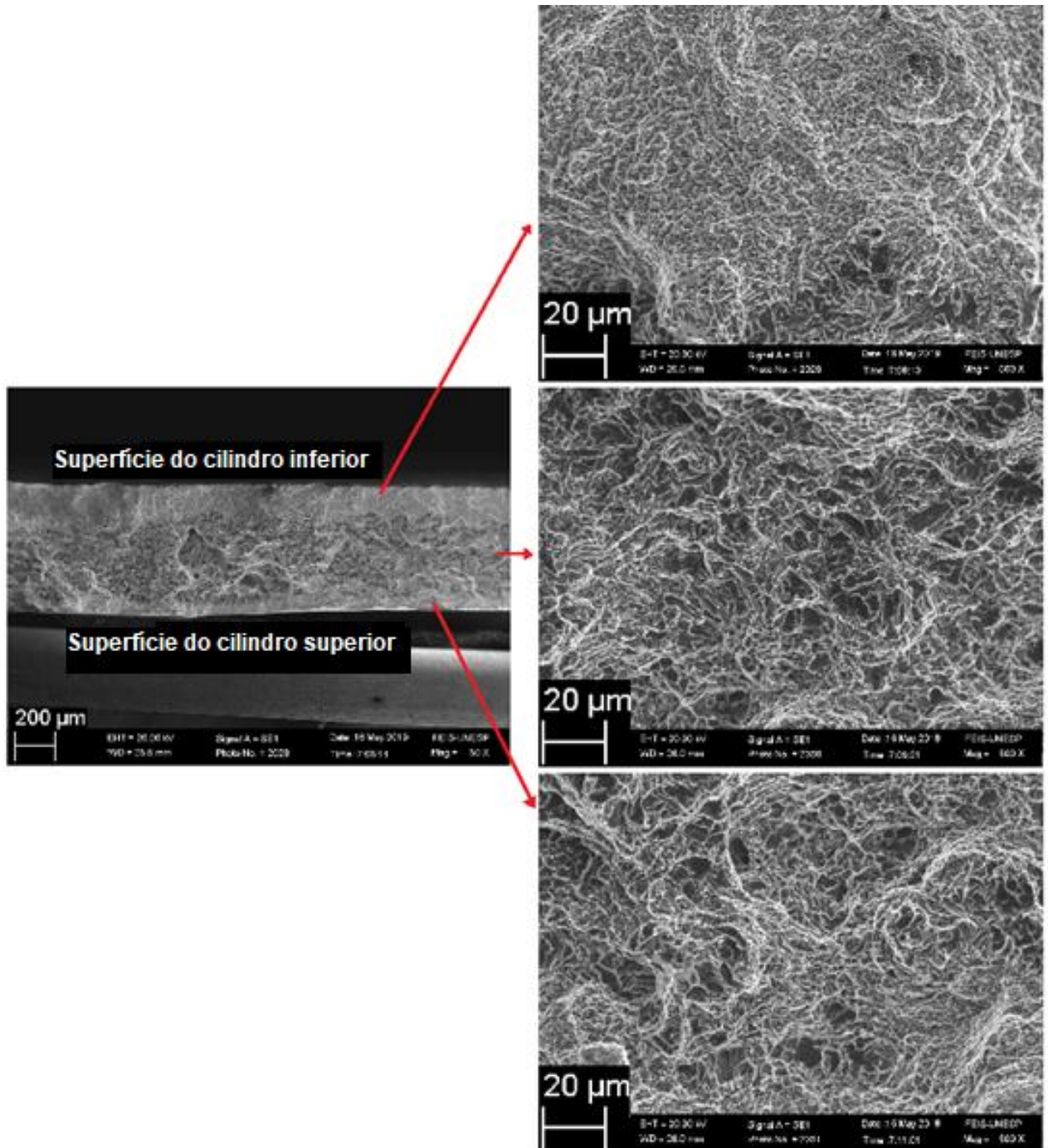
De fato, uma vez que o cilindro inferior possui maior área de contato com a tira, ele oferece maior poder de resfriamento para a tira de alumínio em comparação ao cilindro superior. Pouca porosidade foi observada nessa tira. Isto pode ser explicado à pressão aplicada durante a conformação da tira.

A geometria da tira foi medida ao longo de seu comprimento, Tabela 5. A menor espessura da tira pode ser atribuída ao início do processo de fabricação onde o nível de material semissólido no bocal é crescente.

Apesar do controle estático do *tundish* manter o fluxo contínuo da liga fundida no vazamento, eventualmente o fluxo de material na saída da cadeira de laminação pode diminuir, então a largura da tira aumenta.

Os dados da largura e da espessura da tira em função de seu comprimento estão computados na Tabela 5. A espessura média da tira foi de $2,22 \pm 0,13$ mm aproximadamente (95% de confiabilidade).

Figura 39 – Imagens fractográficas do MEV da análise da tira produzida pelo *strip caster* modificado com molas instaladas no cilindro superior. Temperatura de vazamento de 680 °C, sem adições de liga e somente reoconformada.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 5 – Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida pelo *strip caster* modificado com molas instaladas no cilindro superior.

Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
55	52,65	1,67
300	72	2,15
600	69,2	2,30
900	66,15	2,20
1200	64,8	2,34
1500	62,45	2,40
1800	61,9	2,32
2100	60	2,23
2400	59,15	2,27
2570	59,95	2,32

Fonte: Próprio autor.

A falta de alinhamento da tira fundida foi analisada. Para isso, a estimativa do alinhamento foi obtida pela distância entre o bordo esquerdo da tira tendo como referência uma linha reta imaginária que passa pelo ponto do bordo esquerdo da tira no início até o bordo esquerdo final da tira, Figura 40. Desse modo, os dados do alinhamento da tira estão dispostos na Tabela 6 e, para melhor visualização, é ilustrado na Figura 41.

Figura 40- Esquema explicando o alinhamento de uma tira metálica fundida.



d = Alinhamento

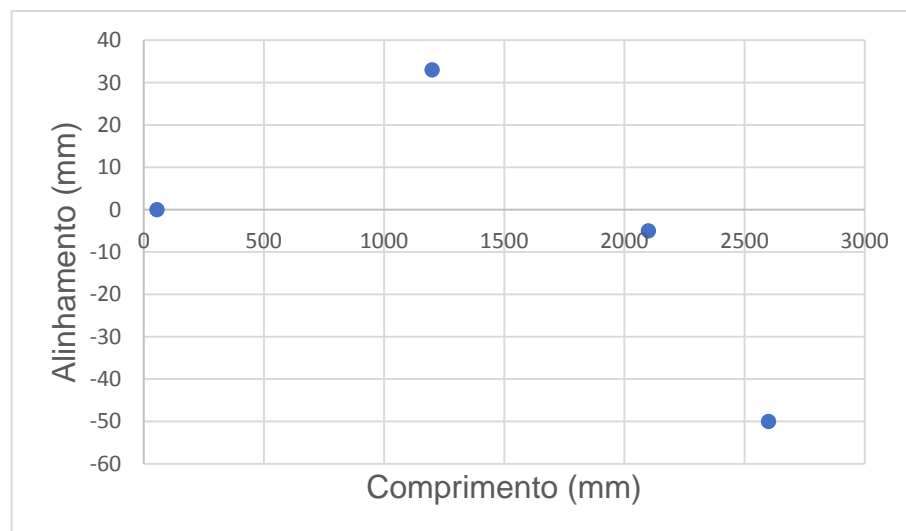
Fonte: Próprio Autor.

Tabela 6 – Alinhamento em função do comprimento da tira produzida pelo *strip caster* modificado com molas instaladas no cilindro superior.

Comprimento (mm)	Alinhamento (mm)
55	0
1200	33
2100	-5
2600	-50

Fonte: Próprio autor.

Figura 41 – Gráfico do comprimento em função do alinhamento da tira produzida pelo *strip caster* modificado com molas instaladas no cilindro superior.



Fonte: Próprio autor.

5.3 OBTENÇÃO DE TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS DA LIGA Al-Si A413 PELO STRIP CASTER COM MOLAS INSTALADAS NO CILINDRO SUPERIOR E COM O CILINDRO INFERIOR REFRIGERADO INTERNAMENTE.

Tiras de Al-Si A413 foram refundidas para dar continuidade na fabricação das tiras metálicas a seguir. As tiras Al-Si A413 recicladas foram obtidas nos experimentos preliminares. As tiras refundidas continham adições de ligas de aproximadamente 1,3 g (0,1% em peso) de TiBAI (Al – 5% Ti – 1% B) e de Al – 10%

Sr com aproximadamente 2,6 g (0,2% em peso da massa fundida). A composição química das novas tiras fabricadas será apresentada para cada condição de processamento.

5.3.1 Temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro duplo com temperatura de vazamento a 720 °C e sem adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr. Nenhum tipo de interrupção aconteceu durante a fabricação. A Figura 42 ilustra a tira produzida com aproximadamente 3,88 m de comprimento. As ondulações diminuíram consideravelmente, porém o desalinhamento ainda permaneceu. O tempo de processamento foi de 23 segundos.

Figura 42 – Tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 7 mostra a composição da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.

Tabela 7 – Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	V	B	Na
11,321	0,124	0,00	0,011	0,001	0,002	0,00	0,012	0,001	0,007	0,00	0,00

Fonte: Próprio autor.

A tira foi cortada em 9 amostras com o mesmo comprimento utilizando-se uma guilhotina e, em seguida, foram obtidos corpos de prova para ensaios mecânicos de

tração na CBA segundo a norma ASTM E8M. O limite de escoamento, limite de tração e alongamento de cada amostra foram medidas. As propriedades mecânicas médias foram calculadas com um intervalo de confiabilidade de 95% e estão dispostas na Tabela 8.

Tabela 8 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.

Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
116,19 ± 5,04	149,38 ± 15,7	2,42 ± 0,54

Fonte: Próprio autor.

Os dados da largura e da espessura da tira em função de seu comprimento estão computados na Tabela 9. A espessura média da tira foi de 1,93 ± 0,14 mm aproximadamente (95% de confiabilidade).

Tabela 9 – Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.

Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
300	45,7	1,58
600	45,5	1,77
900	45,9	1,86
1200	44,3	1,93
1500	44,6	1,92
1800	48,8	1,86
2100	51,52	1,87
2400	52,9	2,02
2700	52,8	2,02
3000	52,2	2,33
3300	43,5	2,44
3600	45,8	1,59

Fonte: Próprio autor.

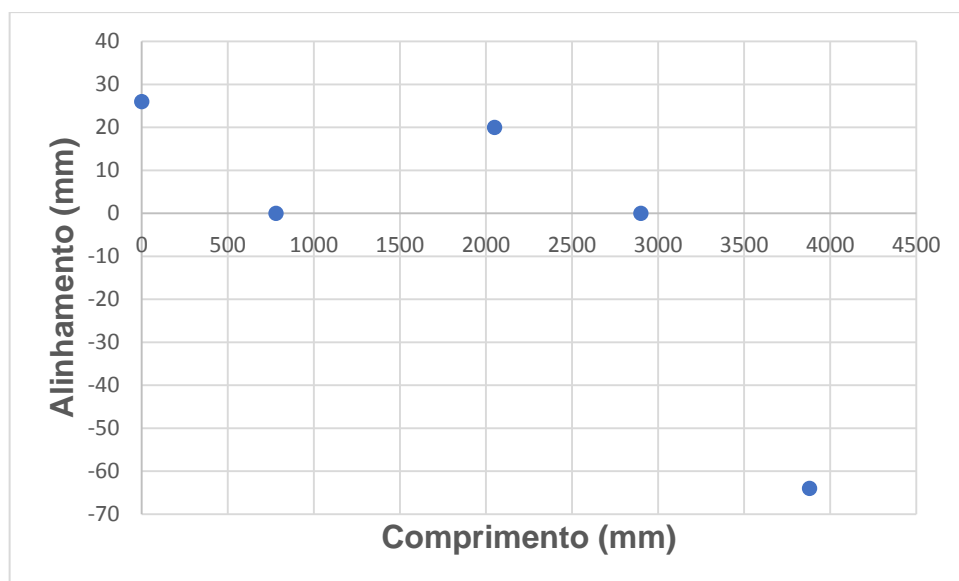
O alinhamento da tira produzida é mostrado na Tabela 10 e ilustrado pela Figura 43 para melhor visualização.

Tabela 10 – Alinhamento em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.

Comprimento (mm)	Alinhamento (mm)
0	26
780	0
2050	20
2900	0
3880	-64

Fonte: Próprio autor.

Figura 43 - Comprimento em função do alinhamento da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.

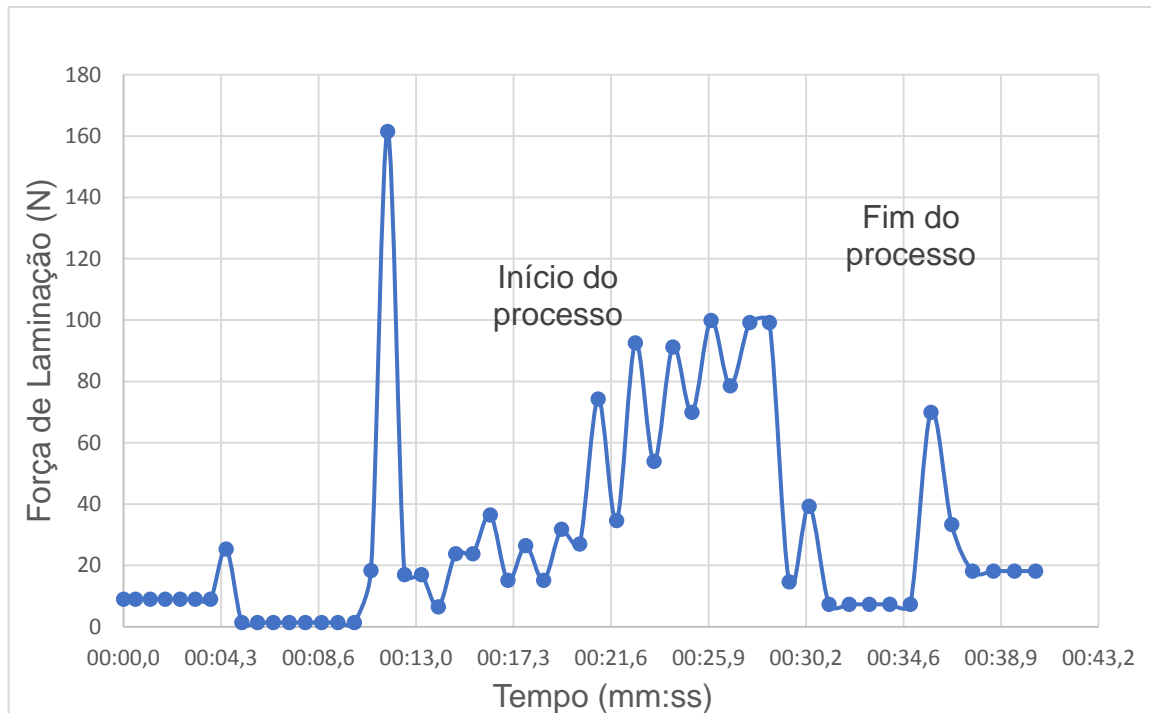


Fonte: Próprio autor.

A força de reelaminação da tira foi medida ao longo do tempo de fabricação, Figura 44. Observa-se um pico de força de 160 N logo no início do processamento, provavelmente devido à entrada do fluxo de material na cadeira de laminação. Após esse pico, a força de laminação é ligeiramente crescente até uma força máxima de 100 N. As células de cargas estavam apoiando o cilindro inferior acionado por

corrente. Tudo indica que o sistema de transmissão por corrente dos cilindros provocou esta oscilação subindo e descendo o cilindro inferior do laminador.

Figura 44 – Variação da força de reolaminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.



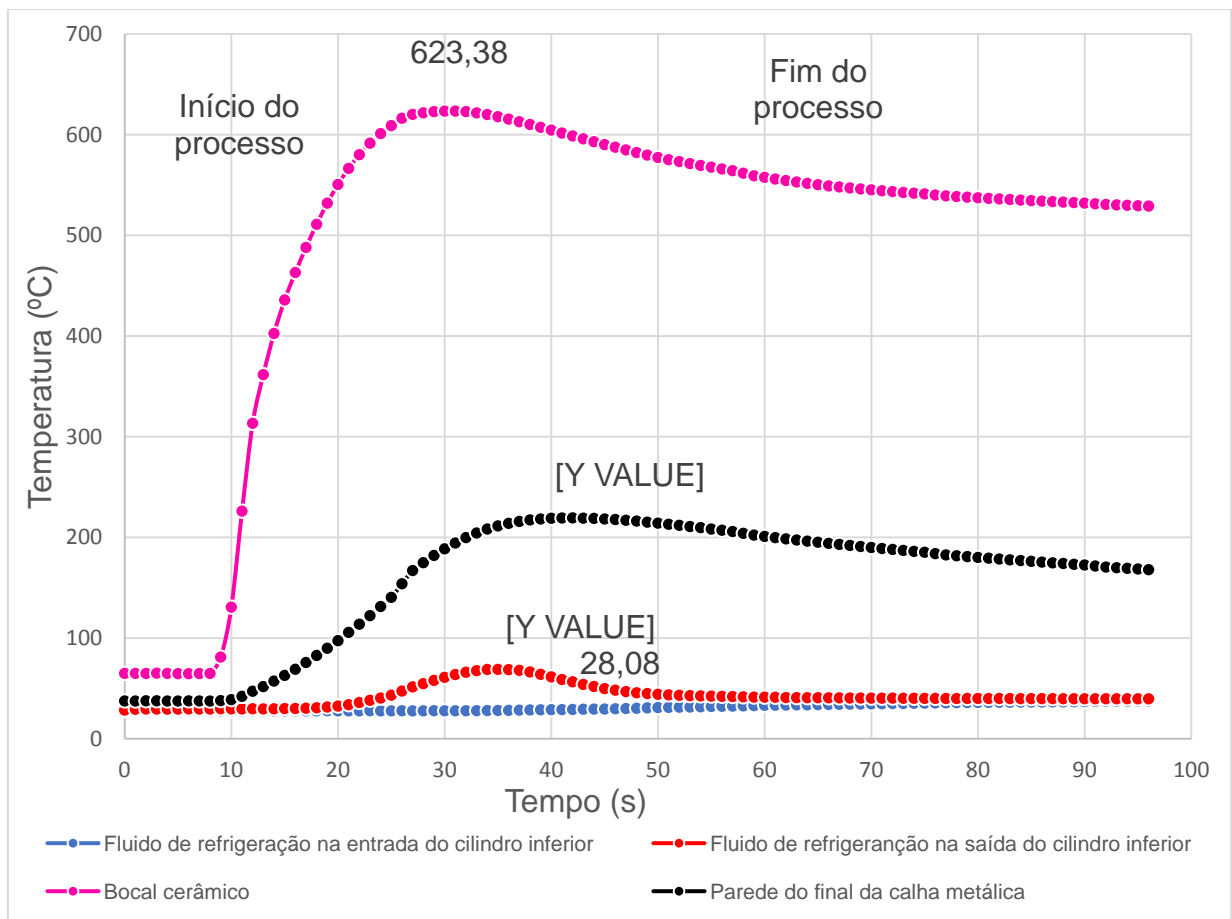
Fonte: Próprio autor.

A Figura 45 ilustra os perfis das temperaturas do processo de fabricação da tira durante o processamento. A máxima temperatura registrada do material semissólido dentro do bocal cerâmico foi de 623,4 °C. Assim, a temperatura de vazamento decresceu de 97 °C aproximadamente desde o início do processamento. Como resultado, a lama metálica toca o cilindro inferior a 46 °C aproximadamente acima da temperatura eutética da liga Al-Si (577 °C) no início de processamento e decrescendo ao longo da fabricação da tira fundida. Por sua vez, a temperatura da calha metálica que produz a lama metálica foi de 219 °C na entrada do bocal junto ao cilindro inferior e diminuindo ao longo do processamento. Ao final do processo de fabricação a temperatura atinge 529 °C e 168 °C no bocal e na calha metálica, respectivamente.

A máxima temperatura atingida pelo fluido de refrigeração na saída do cilindro inferior foi de 68,9 °C enquanto a temperatura na entrada do cilindro inferior foi de

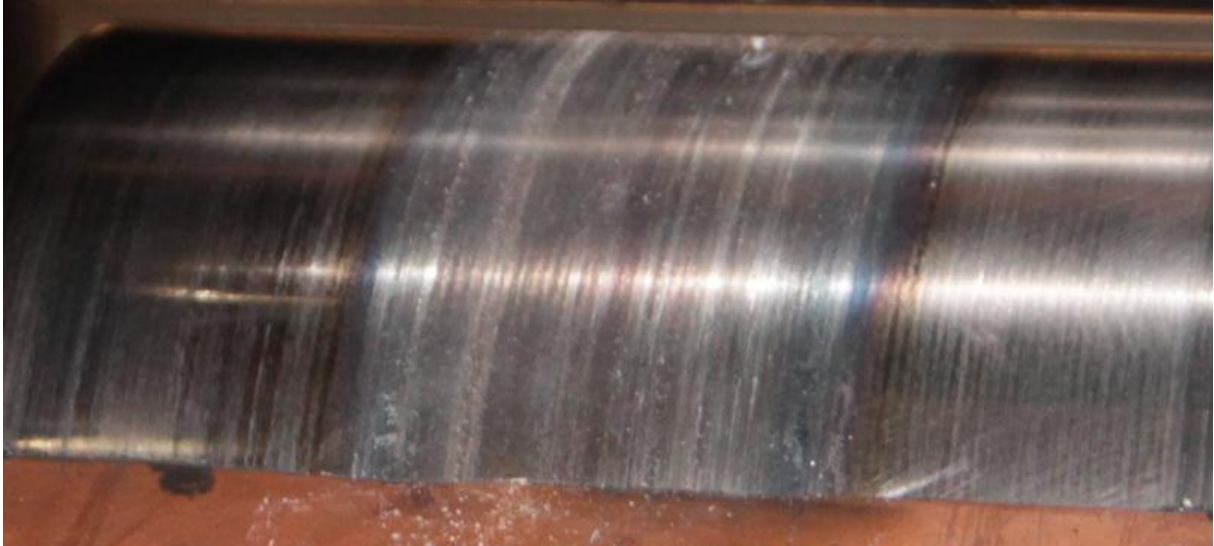
28,1 °C, uma diferença de 40,8 °C. Isto é um indicador do quão eficiente foi o contato térmico entre a tira e o cilindro inferior. Realmente, a coloração da superfície do cilindro inferior foi de cor palha com uma pequena faixa azul, Figura 46. Isto indica que a refrigeração foi atuante, pois a superfície do cilindro inferior não ficou totalmente com a coloração azul como ocorreu na superfície do cilindro sem refrigeração. Assim, o cilindro permaneceu por menor tempo na faixa de temperatura que provoca a fragilidade azul, de 230 °C a 340 °C (67).

Figura 45 – Perfil das temperaturas obtidas no processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.



Fonte: Próprio autor.

Figura 46 – Coloração da superfície do cilindro inferior refrigerado a óleo solúvel após a fabricação da tira fundida com temperatura de vazamento a 720 °C sem adição de ligas.



Fonte: Próprio autor.

5.3.2 Temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro duplo com temperatura de vazamento a 700 °C e sem adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr. Nenhum tipo de interrupção aconteceu durante a fabricação pela ação do caldeamento da tira no cilindro inferior. O controle da pressão de reolaminação durante a fabricação da tira fundida foi fundamental para o sucesso da operação. A Figura 47 ilustra a tira produzida com aproximadamente 3,10 m de comprimento para um tempo de processamento de 18 segundos. A tira possui um bom acabamento superficial com poucas ondulações nas bordas. O desalinhamento permanece devido ainda a falta de paralelismo indicando uma maior pressão num dos lados da conformação da tira metálica.

Figura 47 – Tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 11 mostra a composição da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.

Tabela 11 – Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	V	B	Na
11,387	0,14	0,00	0,011	0,002	0,004	0,00	0,005	0,001	0,007	0,00	0,00

Fonte: Próprio autor.

A tira foi cortada em 9 amostras com o mesmo comprimento utilizando-se uma guilhotina e, em seguida, foram obtidos corpos de prova para ensaios mecânicos de tração na CBA. O limite de escoamento, limite de tração e alongamento de cada amostra foram medidas. As propriedades mecânicas médias foram calculadas com um intervalo de confiabilidade de 95% e estão apresentadas na Tabela 12.

Tabela 12 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.

Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
114,82 ± 4,51	160,49 ± 10,3	2,7 ± 0,38

Fonte: Próprio autor.

Os dados da largura e da espessura da tira em função de seu comprimento estão computados na Tabela 13. A espessura média da tira foi de $1,95 \pm 0,15$ mm aproximadamente (95% de confiabilidade).

Tabela 13 – Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.

Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
300	49,75	1,52
600	52,45	1,80
900	53,15	1,95
1200	66,55	1,90
1500	79,55	1,96
1800	76,35	2,25
2100	56,00	2,24
2400	50,80	2,09
2700	46,00	2,13
3000	42,90	1,66

Fonte: Próprio autor.

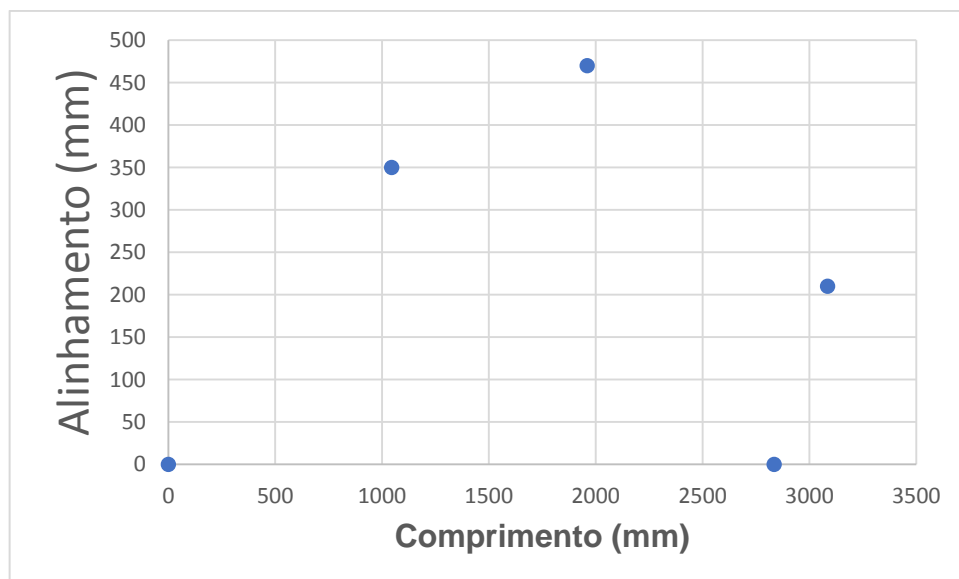
O alinhamento da tira produzida é mostrado na Tabela 14 e ilustrado pela Figura 48 para melhor visualização.

Tabela 14 – Alinhamento em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.

Comprimento (mm)	Alinhamento (mm)
1045	350
1960	470
2835	0
3085	210

Fonte: Próprio autor.

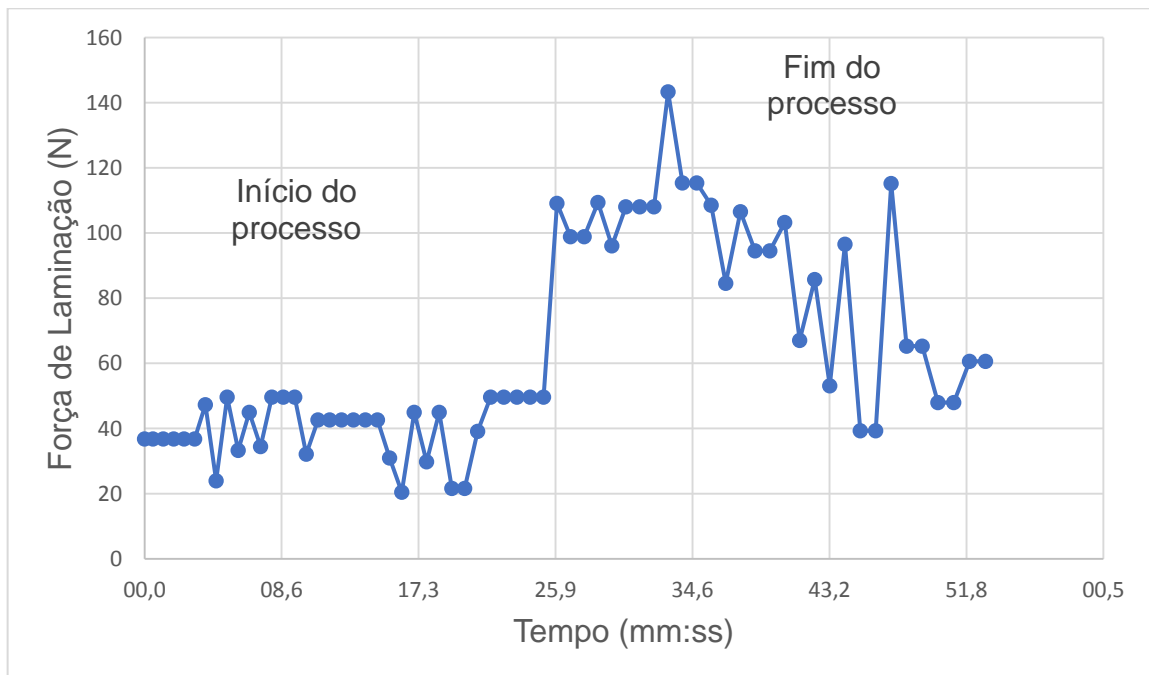
Figura 48 - Gráfico do comprimento em função do alinhamento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.



Fonte: Próprio autor.

A força de reelaminação da tira foi medida ao longo do tempo de fabricação, Figura 49. Neste experimento, a força de laminação inicial varia em torno de 100 a 120 N, decrescendo ligeiramente até o final do experimento com alguns picos de força. Estes picos de força podem ser devido a lascas de tiras arrastadas do bocal no final do processamento.

Figura 49 – Força de reelaminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.

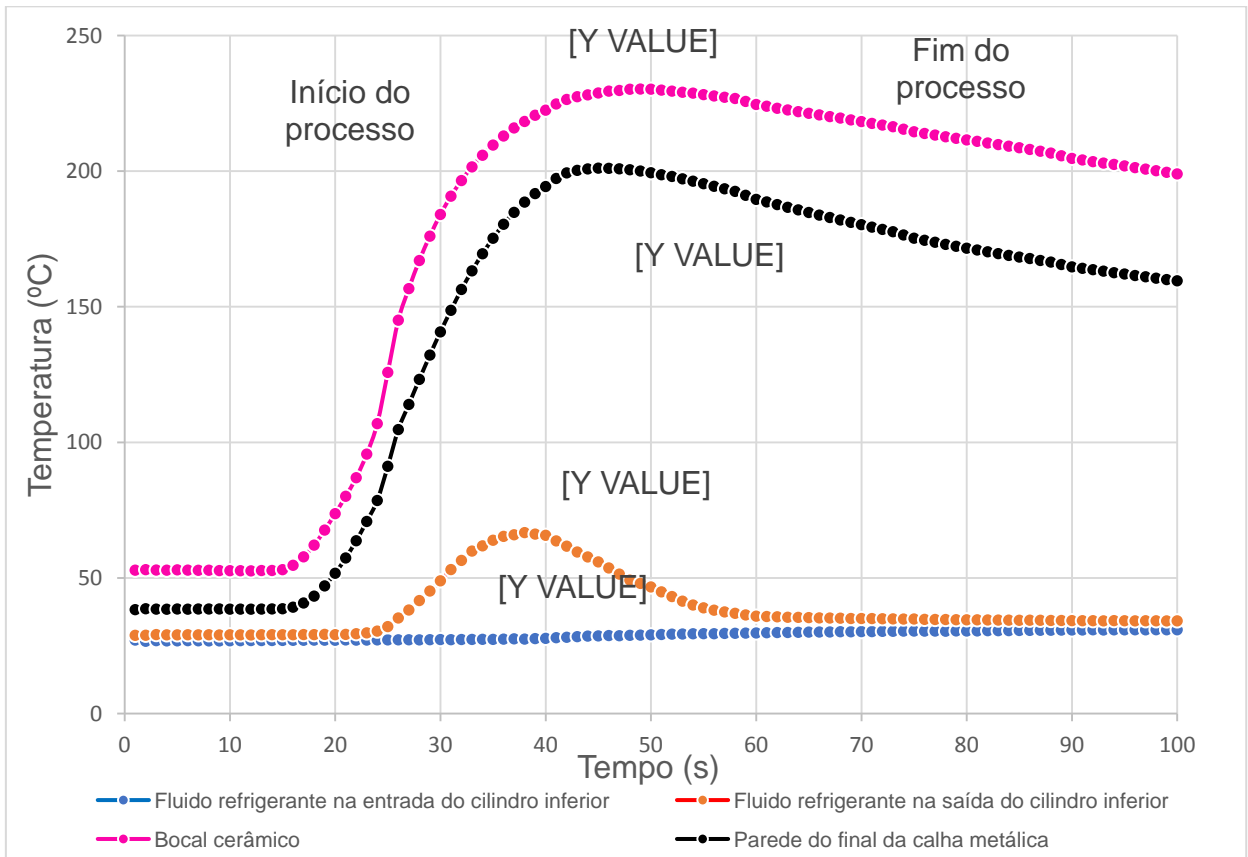


Fonte: Próprio autor.

O perfil das temperaturas do processo de fabricação da tira foi obtido e é ilustrado na Figura 50. O perfil de temperatura do material semissólido dentro do bocal cerâmico pode ser desconsiderado, pois ocorreu uma falha no posicionamento do termopar analisado após o experimento. A máxima temperatura da parede da calha metálica foi de 201,1°C no início do processo e 159,6 °C no fim. Em comparação ao experimento anterior, com temperatura de vazamento de 720 °C, a diferença de temperatura da parede da calha metálica no início e no fim do experimento foi de 18 °C e de 8,4 °C, respectivamente.

A máxima temperatura atingida pelo fluido de refrigeração na saída do cilindro inferior foi de 66,7 °C enquanto a temperatura na entrada do cilindro inferior foi de 27,5 °C nesse mesmo momento, uma diferença de 39,2 °C. A Figura 51 ilustra a coloração de cor palha e azul do cilindro inferior após o processo de fabricação da tira metálica, observa-se que a oxidação continua praticamente a mesma em relação ao experimento anterior com temperatura de vazamento do alumínio líquido a 720 °C.

Figura 50 – Perfil das temperaturas obtidas no processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.



Fonte: Próprio autor.

Figura 51 – Coloração da superfície do cilindro inferior refrigerado a óleo solúvel após a fabricação da tira fundida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.



Fonte: Próprio autor.

5.3.3 Temperatura de vazamento a 680 °C sem adição de ligas

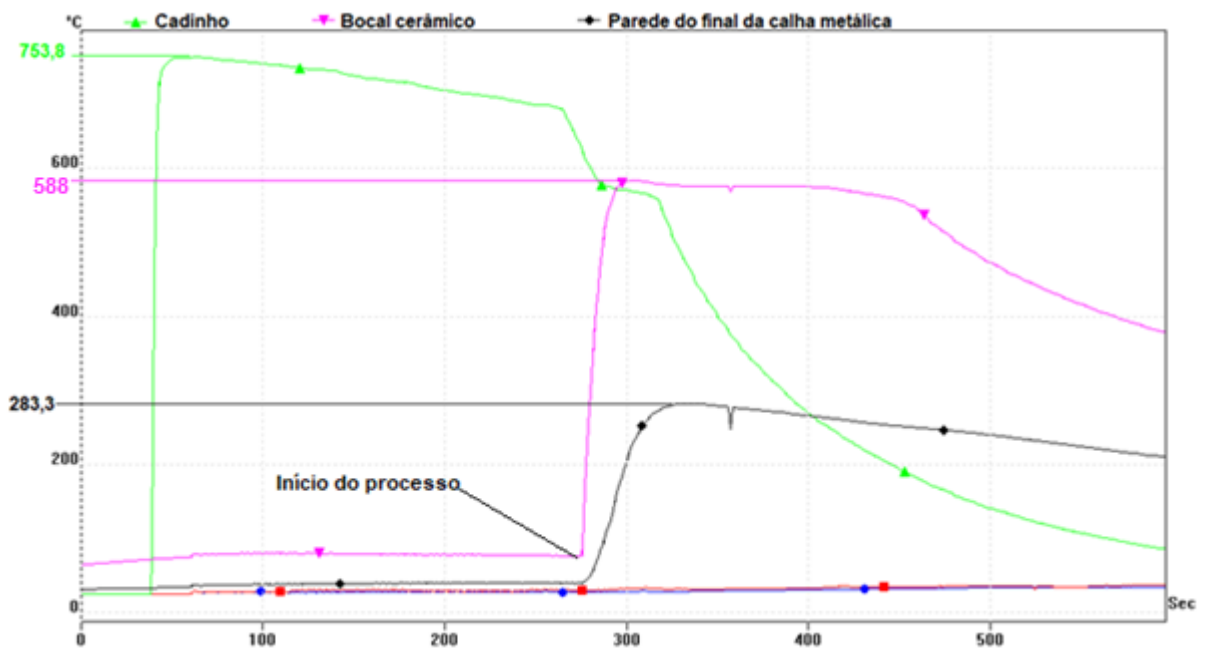
Neste experimento a lama metálica Al-Si A413 solidificou dentro do bocal cerâmico, assim nenhuma tira metálica foi fabricada, Figura 52. Tudo indica que a lama metálica não teve fluidez suficiente para o processamento e estava próxima da temperatura eutética. A temperatura máxima da lama metálica dentro do bocal cerâmico foi de 585 °C, isto é, acima de 8 °C aproximadamente da temperatura eutética. A Figura 53 ilustra os perfis de temperatura obtidos.

Figura 52 – Preenchimento e solidificação da lama metálica no bocal junto ao cilindro inferior.



Fonte: Próprio autor.

Figura 53 – Perfil de temperatura do processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 700 °C sem adição de ligas.



Fonte: Próprio autor.

5.3.4 Temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro duplo com temperatura de vazamento a 700 °C e com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr. Nenhum tipo de interrupção aconteceu durante a fabricação tal como na mesma temperatura de vazamento sem adição de ligas. Entretanto, a temperatura do bocal estava na temperatura ambiente. Então, uma camada de solidificação ocorreu na soleira do bocal, Figura 54.

Esta soleira solidificada a alta temperatura contribuiu para que o fluxo seguinte de material semissólido não solidificasse no bocal, dando prosseguimento à fabricação da tira fundida. A Figura 55 ilustra a tira fabricada com aproximadamente 1,64 m de comprimento. A tira é praticamente isenta de ondulações e desalinhamento. O tempo de processamento foi de 25 segundos aproximadamente.

Por outro lado, a largura aumentou indicando o arraste de maior quantidade de material semissólido pelo cilindro inferior. De fato, a altura do bocal aumentou devido a soleira pré-solidificada com a liga de alumínio que também forneceu uma camada pré-aquecida para receber a lama metálica. Assim, o material obteve maior fluidez e o seu espalhamento lateral foi facilitado, Figura 55.

Figura 54 – Material solidificado na soleira do bocal na temperatura ambiente.



Fonte: Próprio autor.

Figura 55 – Tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. Comprimento 1,64 m entre as extremidades.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 15 mostra a composição da tira produzida com temperatura de vazamento a 700°C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr.

Tabela 15 – Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	V	B	Na
11,169	0,107	0,00	0,011	0,002	0,003	0,00	0,008	0,097	0,007	0,002	0,00

Fonte: Próprio autor.

A tira foi cortada em 4 amostras com o mesmo comprimento utilizando-se uma guilhotina e, em seguida, foram obtidos corpos de prova para ensaios mecânicos de tração na CBA. O limite de escoamento, limite de tração e alongamento de cada amostra foram medidas. As propriedades mecânicas médias foram calculadas com um intervalo de confiabilidade de 95% e estão dispostas na Tabela 16.

Tabela 16 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr.

Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
103,35 ± 2,17	143,85 ± 12,6	2,25 ± 0,4

Fonte: Próprio autor.

A Tabela 17 mostra a geometria (largura e espessura) da tira fundida em função de seu comprimento. A espessura média da tira foi de $1,70 \pm 0,15$ mm aproximadamente (95% de confiabilidade). Muito próximo dos valores obtidos em relação as tiras processadas por reolaminação. Para espaçamento entre cilindros de 1,5 mm.

Tabela 17 – Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr.

Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
300	83,0	1,88
600	84,9	1,70
900	71,8	1,51
1200	64,4	1,72

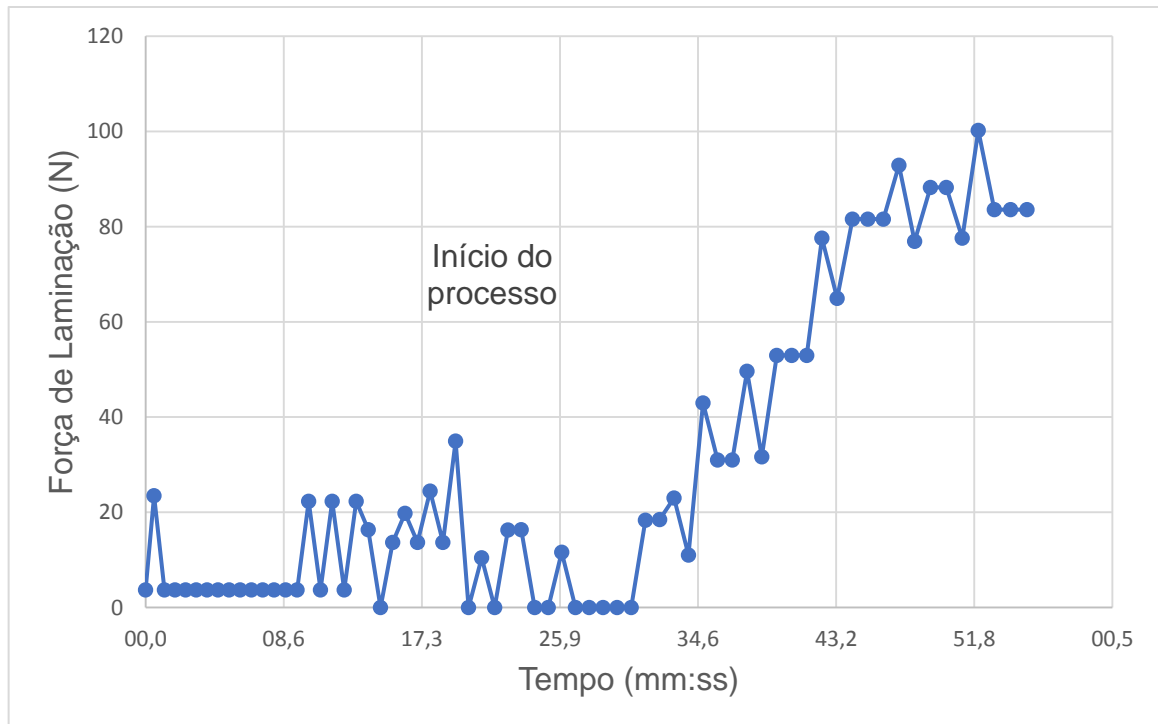
Fonte: Próprio autor.

Aparentemente um bom alinhamento da tira foi obtido. Isto pode ser explicado pelo reduzido comprimento em relação às tiras processadas onde ocorreu o total arraste do material semissólido do bocal junto ao cilindro inferior.

A força de reolaminação da tira foi medida ao longo do tempo de fabricação, Figura 56. Neste experimento, a força de reolaminação aumenta progressivamente

até 100 N considerando a oscilação da força atuando nos cilindros pela corrente de transmissão.

Figura 56 – Força de reolaminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr.



Fonte: Próprio autor.

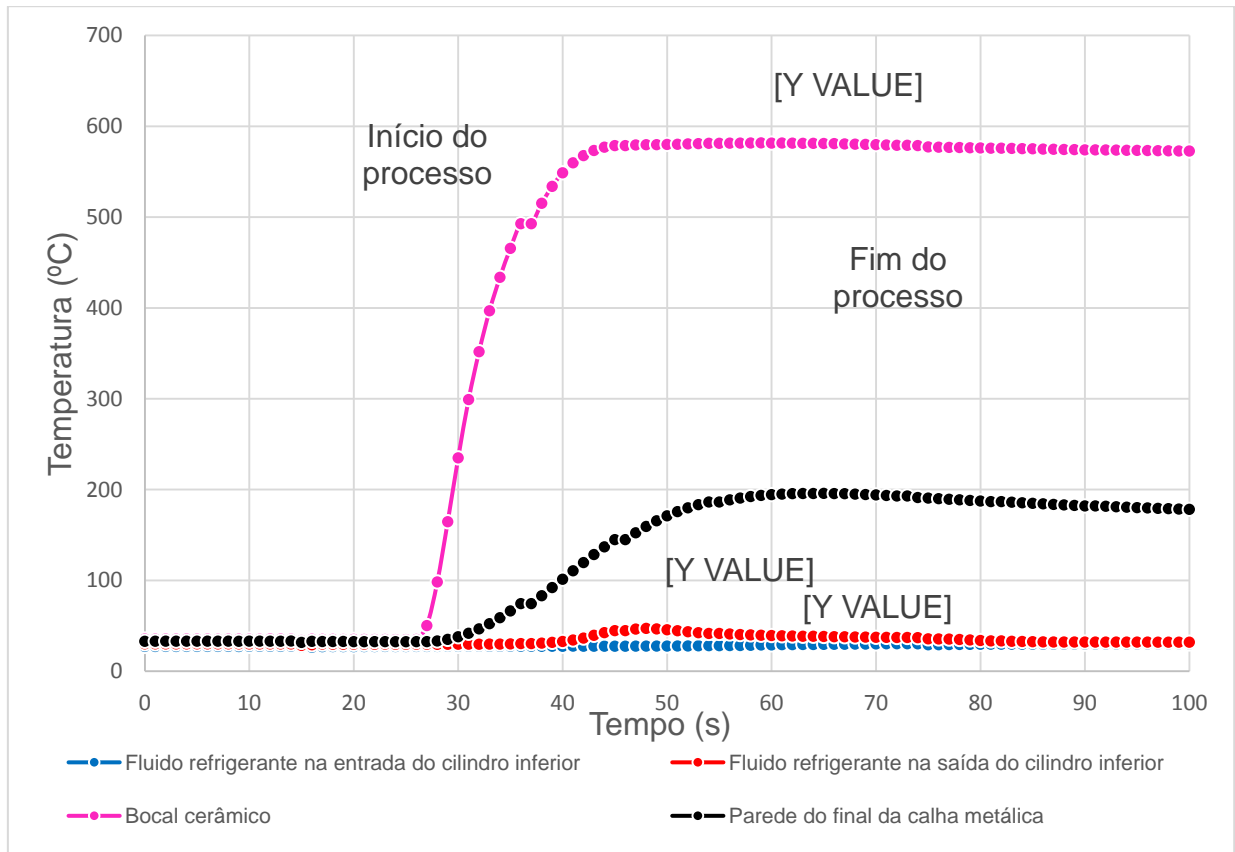
O perfil das temperaturas do processo de fabricação da tira foi obtido e é ilustrado na Figura 57. A temperatura do material semissólido dentro do bocal cerâmico atingiu 581,7 °C, uma diferença de temperatura de 118,3 °C da temperatura de vazamento e de 4 °C da temperatura eutética (577 °C). A máxima temperatura da parede da calha metálica foi de 195,7 °C no início do processo e 178,3 °C no fim.

Uma vez que o primeiro fluxo de material semissólido provindo da calha metálica sofreu completa solidificação na soleira do bocal, a temperatura registrada pelo termopar dentro do bocal cerâmico (581,7 °C) não pode ser considerada adequada para que o processo seja contínuo.

A máxima temperatura atingida pelo fluido de refrigeração na saída do cilindro inferior foi de 47,2 °C enquanto a temperatura na entrada do cilindro inferior foi de 27,7 °C nesse mesmo momento, uma diferença de 19,5 °C. Isto sugere um reduzido

contato térmico entre o material e o cilindro inferior, o que pode ter sido causado pela menor força de reolaminação.

Figura 57 – Perfil das temperaturas obtidas no processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr.



Fonte: Próprio autor.

5.3.5 Temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento.

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro duplo com temperatura de vazamento a 700 °C e com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr com o bocal pré-aquecido. Nenhum tipo de interrupção aconteceu durante a fabricação. A Figura 58 ilustra a tira fabricada com aproximadamente 3,52 m de comprimento. A tira possui poucas ondulações, mas considerável desalinhamento o que pode ser atribuído ao seu comprimento com a falta de

paralelismo dos cilindros. O tempo de processamento foi de 20 segundos aproximadamente.

Figura 58 – Tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento com o bocal pré-aquecido.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 18 mostra a composição da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento.

Tabela 18 – Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	V	B	Na
11,183	0,147	0,00	0,011	0,001	0,003	0,00	0,005	0,088	0,007	0,001	0,00

Fonte: Próprio autor.

A tira foi cortada em 6 amostras com o mesmo comprimento utilizando-se uma guilhotina como descrita anteriormente e, em seguida, foram obtidos corpos de prova para ensaios mecânicos de tração na CBA. O limite de escoamento, limite de tração e alongamento de cada amostra foram obtidas. As propriedades mecânicas médias foram calculadas com um intervalo de confiabilidade de 95% e estão dispostas na Tabela 19.

Tabela 19 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento.

Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
103,6 ± 7,35	125,43 ± 8,68	1,43 ± 0,3

Fonte: Próprio autor.

Os dados da largura e da espessura da tira em função de seu comprimento estão computados na Tabela 20. A espessura média da tira foi de $2,07 \pm 0,19$ mm aproximadamente (95% de confiabilidade). As amostras apresentaram trincas e porosidade durante a fabricação, gerando desvios nos limites de resistência e ductilidade em relação às outras tiras processadas.

Tabela 20 – Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento.

Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
1000	46,6	1,83
1500	48,8	1,86
2000	53,5	1,87
2500	48,3	2,19
3000	54,5	2,29
3500	54,2	2,39

Fonte: Próprio autor.

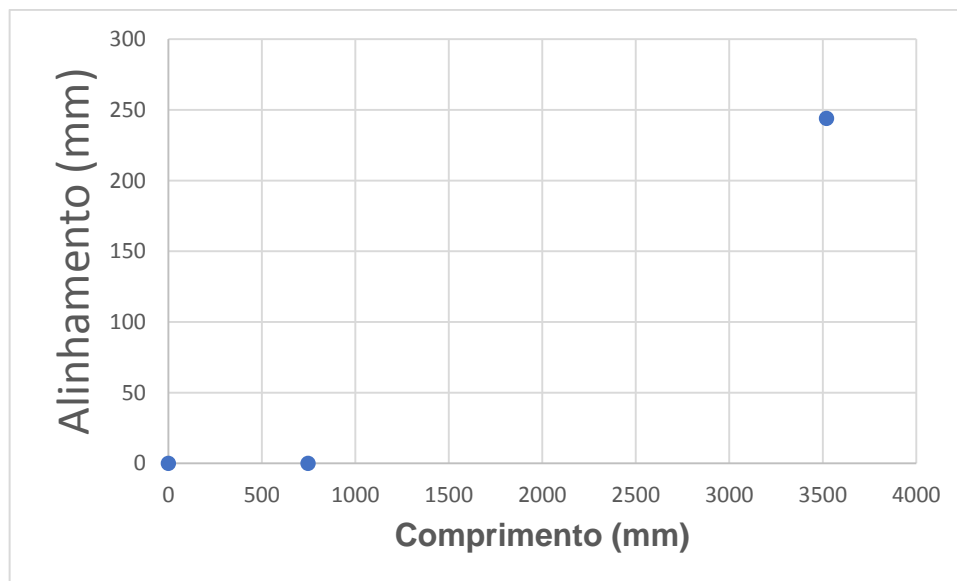
O alinhamento da tira produzida é mostrado na Tabela 21 e ilustrado pela Figura 59 para melhor visualização.

Tabela 21 – Alinhamento em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento.

Comprimento (mm)	Alinhamento (mm)
747	0
3520	244

Fonte: Próprio autor.

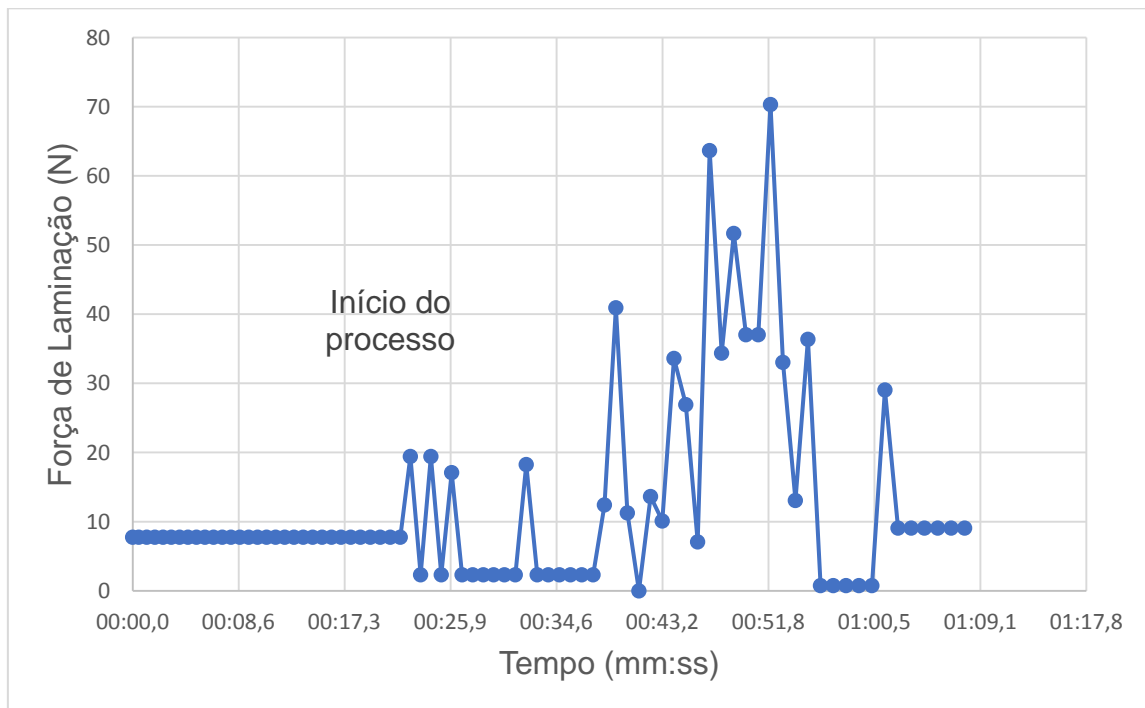
Figura 59 - Gráfico do comprimento em função do alinhamento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento.



Fonte: Próprio autor.

A força de reolaminação da tira foi medida ao longo do tempo de fabricação, Figura 60. Neste experimento, a maior força de reolaminação foi de 70 N com variação considerável. Esta variação está relacionada com a falta de paralelismo dos cilindros como descrito anteriormente. A redução na resistência mecânica e ductilidade da tira fundida pode estar relacionada com a redução da pressão aplicada na tira fundida durante o processamento. Isto também pode explicar as porosidades e trincas formadas nessa tira fundida. Assim, a pressão de reolaminação é fundamental para obter tiras de boa qualidade.

Figura 60 – Força de reelaminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 2º Experimento.



Fonte: Próprio autor.

Em particular, neste experimento somente a temperatura de vazamento foi obtida, pois o programa de aquisição de temperatura parou de funcionar logo no início da fabricação.

5.3.6 Temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.

Tiras da liga Al-Si A413 foram fabricadas empregando processamento via cilindro duplo com temperatura de vazamento a 720 °C e com adições das ligas Al5Ti1B e Al-10Sr. Neste experimento as molas de pressão posicionadas no cilindro superior tiveram a configuração modificada de modo a aumentar a força de reelaminação na fabricação da tira fundida para obter melhores propriedades mecânicas.

A fabricação da tira fundida foi contínua. A Figura 61 ilustra a tira produzida com aproximadamente 4,30 m de comprimento. Essa foi a tira com melhor acabamento produzida. Isto indica que os defeitos superficiais foram reduzidos. Por outro lado, o

número de ondulações também diminuiu em relação às tiras fabricadas anteriormente. Entretanto, o desalinhamento ainda permanece. O tempo de processamento foi de 25 segundos aproximadamente.

Figura 61 – Tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento – 4,3 m de comprimento.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 22 mostra a composição da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.

Tabela 22 – Composição química (% em peso) da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	V	B	Na
11,279	0,146	0,00	0,011	0,002	0,004	0,00	0,005	0,088	0,007	0,001	0,00

Fonte: Próprio autor.

A tira foi cortada em 8 amostras com o mesmo comprimento utilizando-se uma guilhotina e, em seguida, foram obtidos corpos de prova para ensaios mecânicos de tração na CBA segundo a norma ASTM E8M. O limite de escoamento, limite de tração e alongamento de cada amostra foram medidas. As propriedades mecânicas médias foram calculadas com um intervalo de confiabilidade de 95% e estão dispostas na Tabela 23.

Tabela 23 – Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.

Limite de escoamento 0,2% (MPa)	Limite de resistência a tração (MPa)	Alongamento (%)
115,07 ± 4,9	188,9 ± 9,27	3,76 ± 0,2

Fonte: Próprio autor.

Os dados da largura e da espessura da tira em função de seu comprimento estão computados na Tabela 24. A espessura média da tira foi de 1,88 ± 0,12 mm aproximadamente (95% de confiabilidade). Praticamente, não houve variação na espessura para uma distância entre cilindros de 1,5 mm.

Tabela 24 – Largura e espessura em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.

Comprimento (mm)	Largura (mm)	Espessura (mm)
500	41,2	1,93
1000	45,1	2,06
1500	44,6	2,08
2000	46,3	1,97
2500	46,1	1,98
3000	48,2	1,78
3500	53,0	1,64
4000	52,4	1,62

Fonte: Próprio autor.

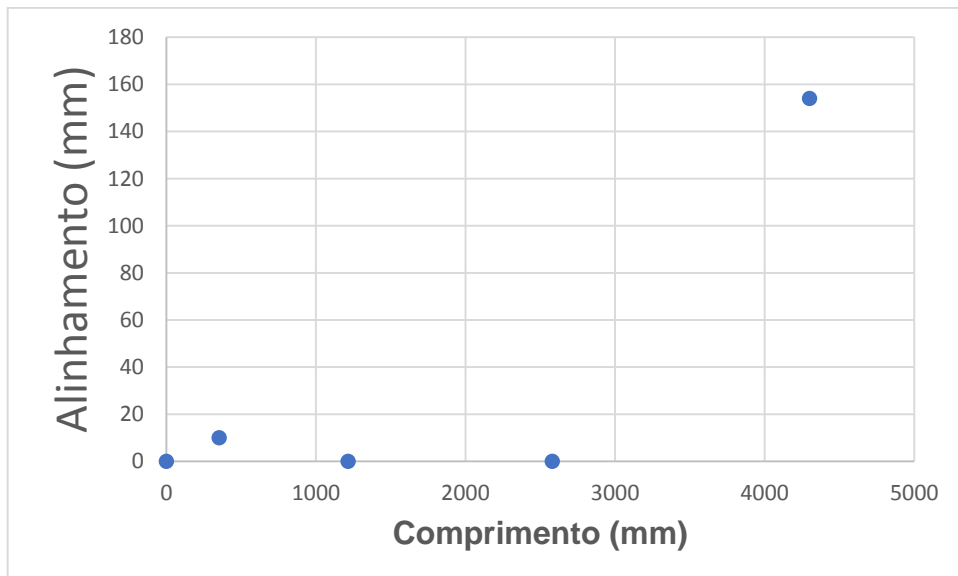
O alinhamento da tira produzida é mostrado na Tabela 25 e ilustrado pela Figura 62 para melhor visualização.

Tabela 25 – Alinhamento em função do comprimento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.

Comprimento (mm)	Alinhamento (mm)
353	10
1215	0
2580	0
4300	154

Fonte: Próprio autor.

Figura 62 - Comprimento em função do alinhamento da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.

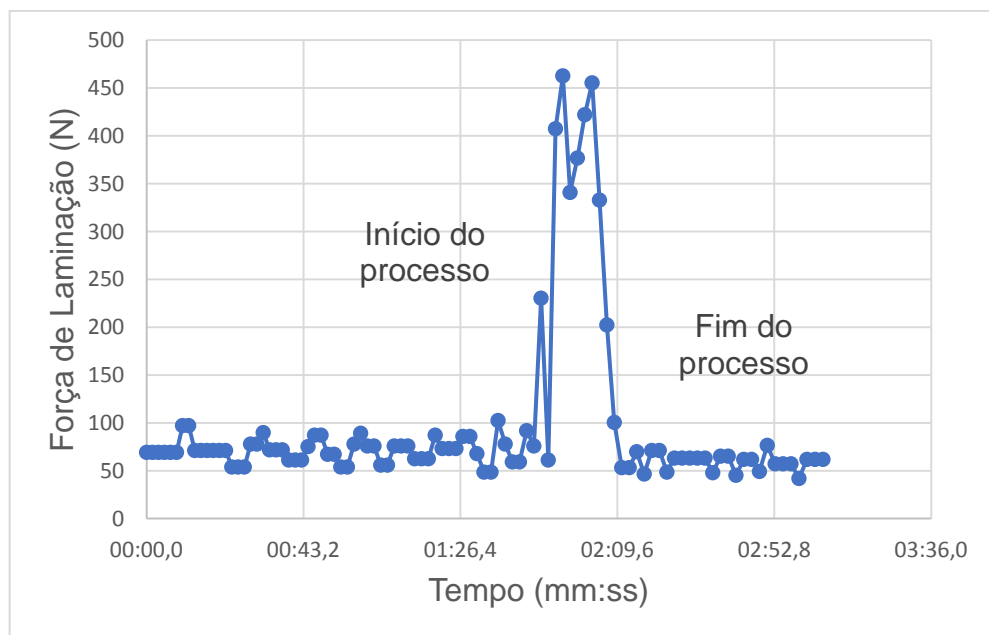


Fonte: Próprio autor.

A força de reolaminação da tira foi medida ao longo do tempo de fabricação, Figura 63. Observa-se um início e um fim de processamento bem definidos, com rápidas mudanças nas forças de reolaminação. A força de reolaminação foi

crescente até aproximadamente 450 N, cerca de 4,5 vezes maior que força de reolaminação dos experimentos anteriores, aproximadamente. Isto se deve à modificação de posicionamento das molas no cilindro superior, conforme descrito anteriormente. As oscilações são menos percebidas devido à força de reolaminação ser consideravelmente maior. Isto garantiu uma produção mais homogênea e resultando em melhores propriedades mecânicas.

Figura 63 – Variação da força de reolaminação da tira produzida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.



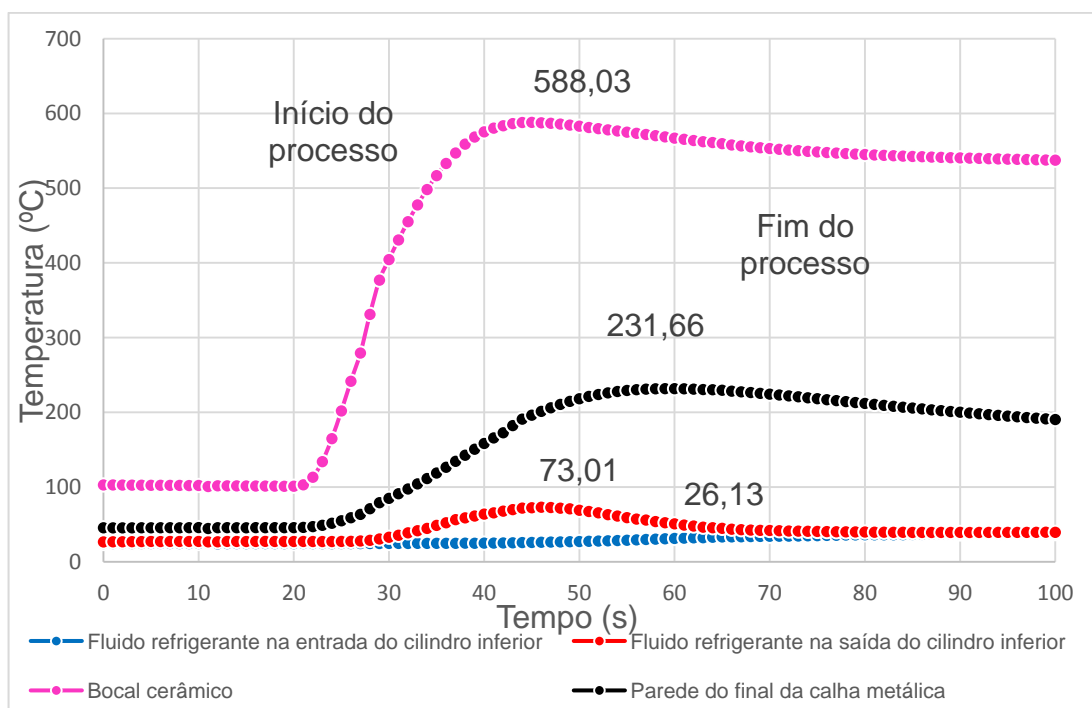
Fonte: Próprio autor.

A Figura 64 ilustra os perfis das temperaturas do processo de fabricação da tira durante o processamento. A máxima temperatura registrada do material semissólido dentro do bocal cerâmico foi de 588 °C, ou seja, 11 °C aproximadamente acima da linha eutética (577 °C).

A temperatura de vazamento decresceu de 112 °C aproximadamente desde o início do processamento. A temperatura máxima da calha metálica que produz a lama metálica foi de 231,7 °C na entrada do bocal junto ao cilindro inferior e diminuindo ao longo do processamento. Ao final do processo de fabricação a temperatura atinge 537,4 °C e 190,4 °C no bocal e na calha metálica, respectivamente.

A máxima temperatura atingida pelo fluido de refrigeração na saída do cilindro inferior foi de 73 °C enquanto a temperatura na entrada do cilindro inferior foi de 26,1 °C, uma diferença de 47 °C aproximadamente. Isto sugere que o contato térmico entre a tira e o cilindro inferior é favorecido com o aumento da pressão de reolaminação.

Figura 64 – Perfil das temperaturas obtidas no processo de fabricação da tira metálica fundida com temperatura de vazamento a 700 °C com adições de liga, TiBAI e Al-10Sr. 3º Experimento.



Fonte: Próprio autor.

5.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TODAS AS TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS FABRICADAS PELO “STRIP CASTER”

A Tabela 26 mostra todas as propriedades mecânicas das tiras metálicas fundidas fabricadas neste trabalho de mestrado.

Observa-se que a diminuição na temperatura de vazamento melhora as propriedades mecânicas das tiras fabricadas com o cilindro não refrigerado. Por outro lado, para as tiras fabricadas com o cilindro refrigerado, a temperatura de vazamento não influencia nas propriedades mecânicas. Isto indica que, quando se

possui uma boa refrigeração dos cilindros, o super-resfriamento térmico da tira varia pouco com a temperatura de vazamento.

Tabela 26 – Propriedades mecânicas de todas as tiras metálicas fundidas fabricadas pelo “strip caster”.

Tira	Temperatura de vazamento	Limite de escoamento, MPa	Limite de resistência a tração, MPa	Alongamento, (%)
1	720 °C	70,0	84,5	1,0
2	700 °C ^{t+s}	136,4±14,4	194,5±13,2	3,1±0,3
	Erro relativo (%)	10,5	6,8	9,7
3	680 °C ^t	110,9±2,2	136,4±8,8	1,0±0,4
	Erro relativo (%)	2	6,4	40
4	680 °C ^{t+s}	130,7±8,5	208,4±20,8	4,4±1,7
	Erro relativo (%)	6,5	10	38,6
5	680 °C ^b	103,3	128,7	1,9
6	680 °C ^a	111,1±4,5	155,0±14,6	3,1±0,5
	Erro relativo (%)	4	9,4	16,1
7	720 °C ^a	116,2±5,0	149,4±15,7	2,4±0,5
	Erro relativo (%)	4,3	10,5	20,8
8	680 °C	-	-	-
9	700 °C ^a	114,8±4,5	160,5±10,3	2,7±0,4
	Erro relativo (%)	3,9	6,4	14,8
10	700 °C ^{t+s+a+d}	103,3±2,2	143,8±12,6	2,2±0,4
	Erro relativo (%)	2,1	8,8	18,2
11	700 °C ^{t+s+a}	103,6±7,35	125,4±8,68	1,4±0,3
	Erro relativo (%)	7	6,9	21,4
12	700 °C ^{t+s+c}	115,1±4,9	188,9±9,27	3,8±0,2
	Erro relativo (%)	4,3	4,9	5,3

Fonte: Próprio autor.

t = Adição de TiBaI.

a = reoconformada.

s = Adição de Al-10Sr.

b = reoconformada sem molas de alívio de pressão.

c = reoconformada com maior força de reolaminação.

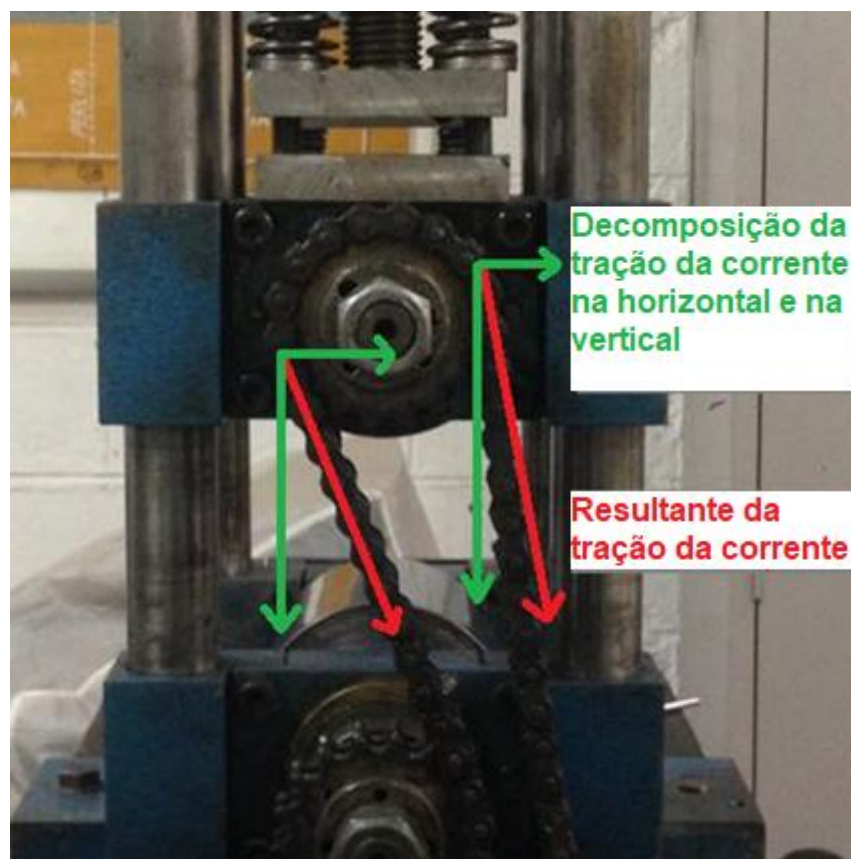
d = bocal cerâmico a temperatura ambiente.

A tira 5, reoconformada sem molas para alívio de pressão, apresentou propriedades mecânicas inferiores à tira 6, reoconformada com molas. Isto pode ser atribuído ao resfriamento lento da tira 5 após a saída da cadeira de laminação, em comparação à tira 6. Assim, para a tira 5 foram utilizados apenas 2 chuveiros refrigeradores, enquanto que para a tira 6 foram utilizados 5 chuveiros refrigeradores na saída da cadeira de laminação.

5.5 ALTERAÇÃO DO SISTEMA DE TRANSMISSÃO DOS CILINDROS DE LAMINAÇÃO

A componente vertical dessa tração é indesejável, uma vez que, combinada às molas, gera oscilação e assimetria da força de separação dos cilindros, Figura 65.

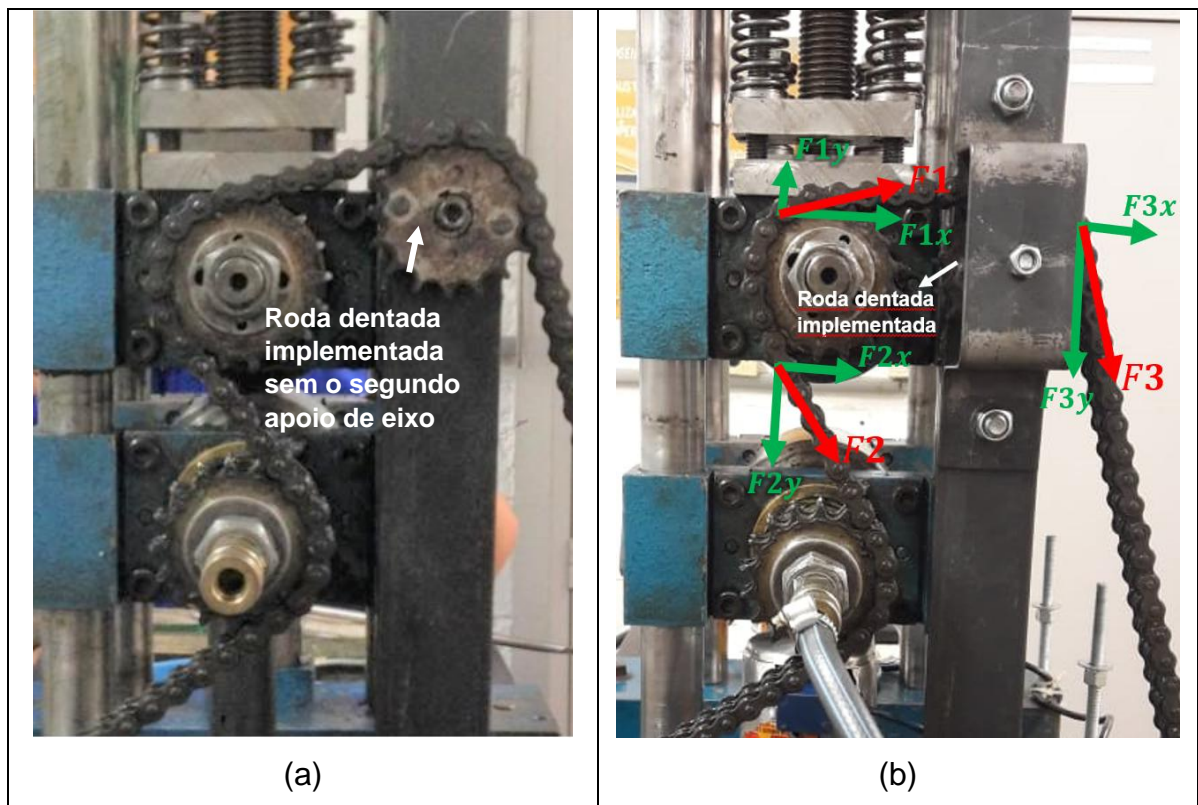
Figura 65 – Força de tração da corrente de transmissão.



Fonte: Próprio autor.

Para correção desse problema, foi instalada uma outra roda dentada ao lado das rodas dentadas dos cilindros, Figura 66. Esse novo componente é totalmente suportado pela estrutura do “Strip Caster”, não possuindo nenhum contato com os cilindros. Essa nova configuração de rodas dentadas resulta numa somatória de forças verticais sobre o cilindro superior aproximadamente nula ($F_{1y} + F_{2y} \cong 0$). A força vertical da nova roda dentada, F_{3y} , é totalmente suportada pela estrutura do “Strip Caster”, não influenciando os cilindros. As forças horizontais não resultam em efeitos indesejáveis para o experimento.

Figura 66 – Esquema das forças ocasionadas pela corrente de transmissão. Ilustração evidenciando a roda dentada implementada sem o segundo apoio de eixo (a). Ilustração evidenciando a roda dentada implementada com o segundo apoio de eixo instalado (b).



Fonte: Próprio autor.

5.6 CURVAS DE CALIBRAÇÃO DAS CÉLULAS DE CARGA

Os dados de calibração obtidos para as células de carga C1 e C2 estão dispostos na Tabela 27 e Tabela 28, respectivamente.

Tabela 27 – Dados da calibração da célula de carga C1.

Voltagem (V)	Deformação (mm)	Carga (kgf)	Carga (N)
0,040	0	0	0
0,144	5	9,525	93,4
0,338	15	28,575	280,3
0,531	25	47,625	467,2
0,729	35	66,675	654,1
0,923	45	85,725	841,0
1,041	51	97,155	953,1

Fonte: Próprio autor.

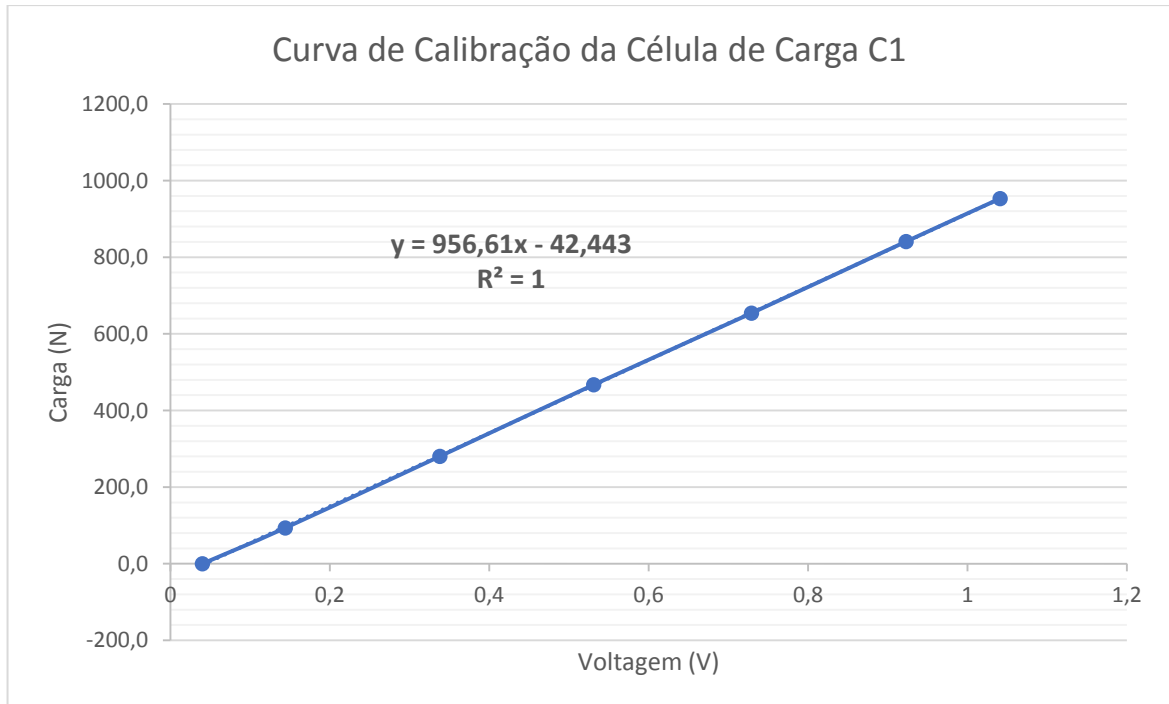
Tabela 28 – Dados de calibração da célula de carga C2.

Voltagem (V)	Deformação (mm)	Carga (kgf)	Carga (N)
0,000	0	0	0
0,100	0,2	4,700	46,1
1,021	30	60,840	596,8
1,403	40	81,120	795,8
1,611	45	91,260	895,3
1,812	49	99,372	974,8
2,003	55	111,540	1094,2

Fonte: Próprio autor.

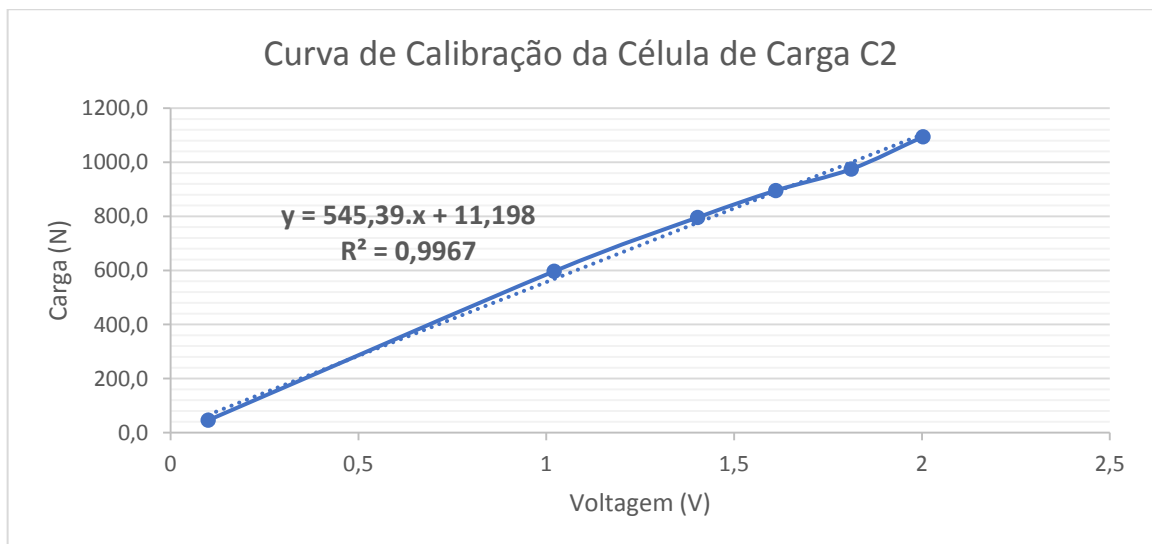
As curvas de calibração das células de carga C1 e C2 são apresentadas na Figura 67 e Figura 68, respectivamente.

Figura 67 – Curva de calibração da célula de carga C1.



Fonte: Próprio autor.

Figura 68 – Curva de calibração da célula de carga C2.



Fonte: Próprio autor.

Os coeficientes angulares, lineares e de correlação de cada célula de carga estão apresentados na Tabela 29.

Tabela 29 – Coeficientes das curvas de calibração das células de carga.

Identificação	Coeficiente Angular	Coeficiente Linear	Coeficiente de Correlação
Célula de Carga C1	956,61	-42,443	1
Célula de Carga C2	545,39	11,198	0,9967

Fonte: Próprio autor.

O coeficiente de correlação é uma medida que representa o quanto a curva de regressão linear, representada pela equação de cada célula de carga, se ajusta aos dados coletados. O coeficiente de correlação varia de 0 a 1 e quanto maior, mais explicativo é o modelo, ou seja, melhor ele se ajusta aos dados. É possível identificar, pela Tabela 4, que os dados da célula de carga C1 estão perfeitamente ajustados à regressão linear, enquanto os dados da célula de carga C2 possuem um desajuste desprezível à regressão linear.

Os sinais das células de carga são individualmente amplificados e enviados para o *hardware NI MyRIO*. Foi desenvolvido um programa no *software LabView 2018* para filtrar e transformar o sinal recebido em forma de voltagem para valores de carga em Newtons. O programa desenvolvido também armazena os dados tratados de cada célula de carga em função do tempo em uma planilha Excel.

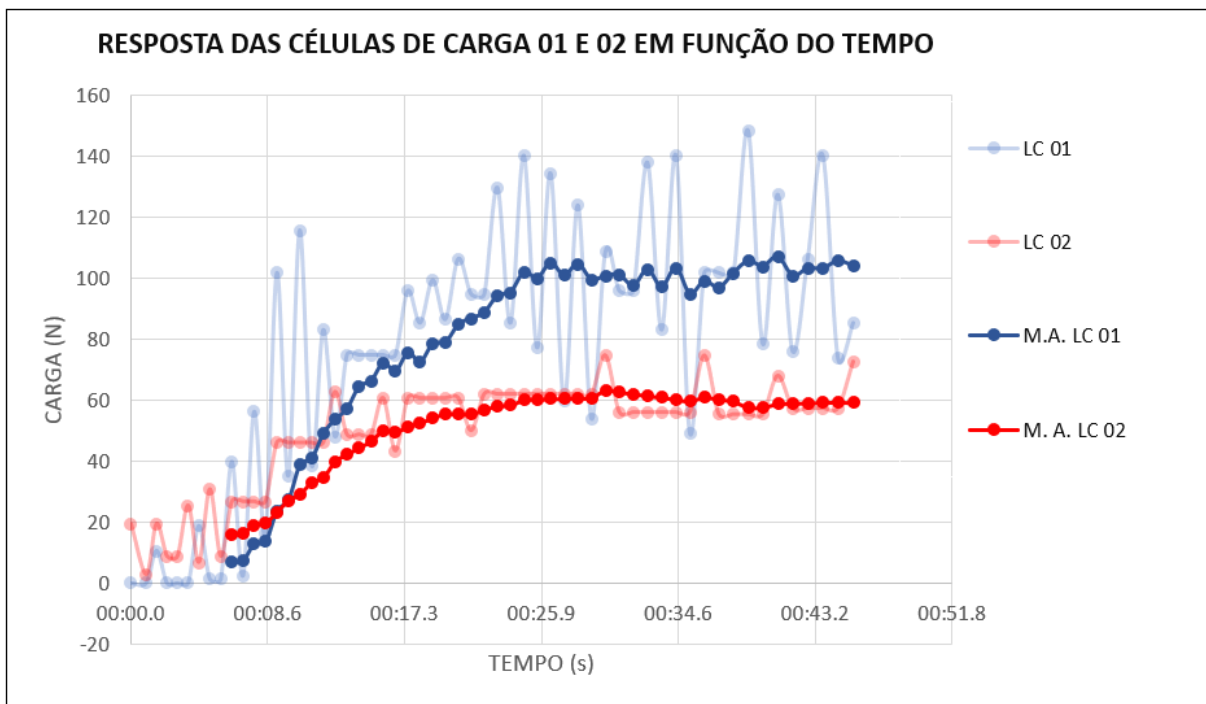
5.7 MÁXIMA FORÇA DE SEPARAÇÃO ENTRE OS CILINDROS

Nesta seção será estudada a reolaminação com a participação do cilindro superior. Para obter sucesso, o molejo do laminador pelas disposições de molas para alívio da pressão de conformação foi aplicado. Então, as tiras fundidas a partir desse estudo foram reolaminadas.

Conforme descrito anteriormente, a Figura 18 do item 4.6 ilustra as células de carga instaladas na cadeira de laminação junto ao cilindro inferior. Essas células de carga foram dispostas de tal maneira que a força de separação entre os cilindros varia numa faixa de 0 N até uma força total próxima ao peso do cilindro superior e sistema de mancais, em torno de 150 N.

Para determinar essa força total de separação entre os cilindros, uma medição “em vazio” foi feita para obter a curva de calibração do laminador. Primeiramente, o cilindro superior foi aproximado do cilindro inferior. Em seguida, o *strip-caster* foi ligado e as respostas das células de carga foram anotadas em função do tempo decorrido enquanto o cilindro superior era pressionado lentamente sobre o cilindro inferior pelos parafusos de aperto do laminador. As respostas das células de carga 01 (LC 01) e 02 (LC 02) e suas médias móveis (M.A. LC 01) e (M.A. LC 02) respectivamente, obtidas com o laminador em movimento, estão ilustradas na Figura 69.

Figura 69 – Respostas das células de carga 01 e 02 e suas médias móveis em função do tempo.



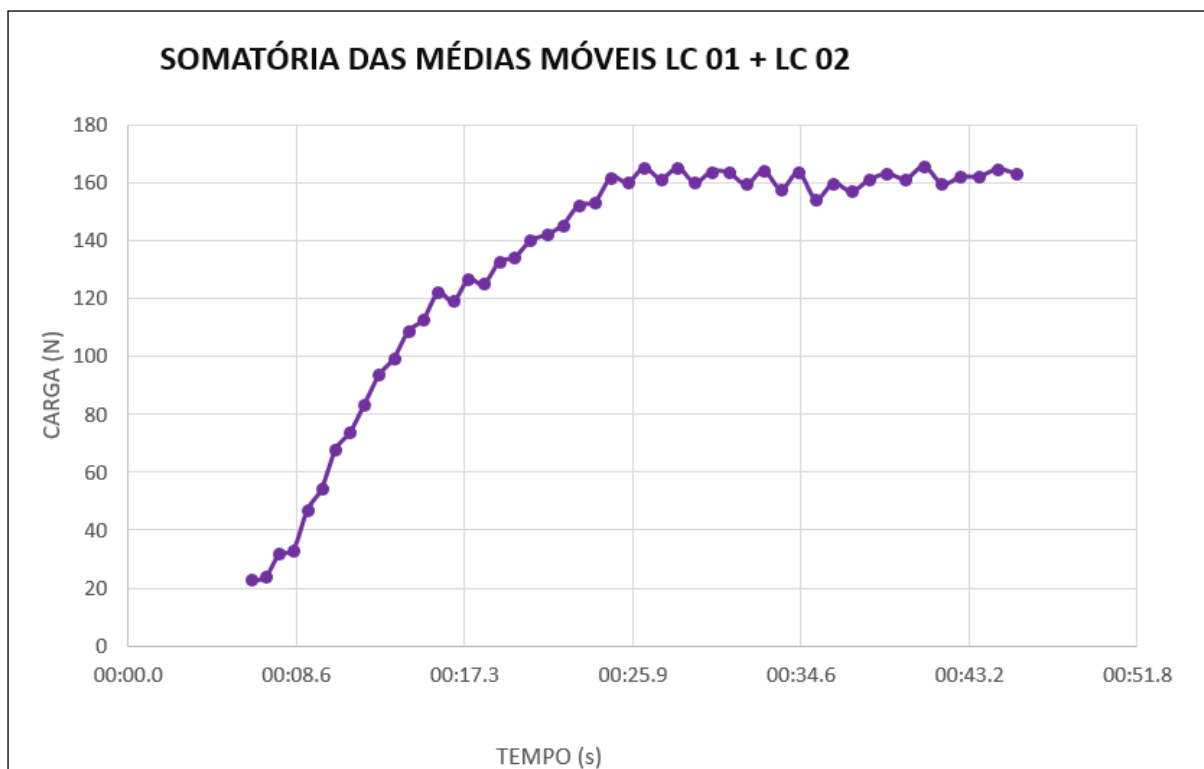
Fonte: Próprio autor.

A célula de carga 01 registrou maior força de reação ao longo do tempo, o que pode ser atribuído à tração da corrente que puxa o cilindro do lado da célula de carga 02 para cima. Dessa forma, é criado um efeito de alavanca que faz a pressão na célula de carga 02 diminuir enquanto na célula de carga 01 aumenta. Recomenda-se o reposicionamento das células de carga em trabalhos futuros para eliminar esse efeito indesejável.

Além disso, é possível observar uma oscilação simétrica no carregamento contínuo ao longo do tempo decorrido. Para a célula de carga 01, o desvio padrão foi de 18,41 N, enquanto para a célula de carga 02, o desvio padrão foi de 43,55 N. Essa oscilação pode ser atribuída à interação entre a tração da corrente, às molas do *strip-caster* e ao atrito dos guias dos mancais. O programa desenvolvido na plataforma *LabView* 2018 para aquisição e tratamento dos sinais recebidos das células de carga possui um filtro para coleta de dado que varie pelo menos de 10 N, ou seja, abaixo desse valor nada é registrado. O ruído da rede elétrica pode ser desprezado pela posição das fontes de alimentação e o aterramento do equipamento.

Desse modo, as médias móveis das últimas 10 medidas da resposta de cada célula de carga foi calculada para melhor visualização. A Figura 70 ilustra a somatória das médias móveis da célula de carga 01 e 02. Assim, é possível concluir que o máximo valor para a força de separação total entre os cilindros é próximo de 160 N.

Figura 70 – Curva de calibração do *strip caster*. Somatória das médias móveis das células de carga 01 e 02.



Fonte: Próprio autor.

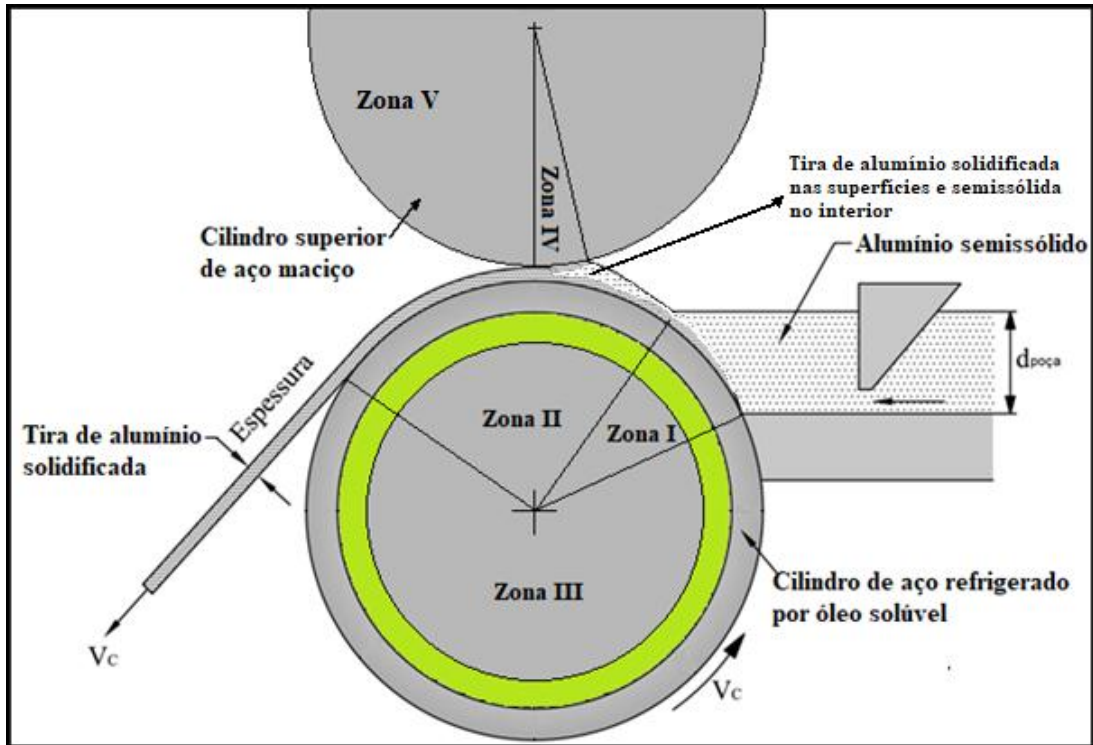
5.8 BREVE ANÁLISE DO MODO DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR DAS TIRAS METÁLICAS FUNDIDAS

Enquanto o “*Strip Caster*” utilizado no modelo de transferência de calor de Li e Thomas (1996) utiliza apenas um cilindro inferior de cobre refrigerado para fabricação das tiras metálicas fundidas de aço, processo *single-roll*, o “*Strip Caster*” utilizado em nosso laboratório utiliza dois cilindros para a fabricação das tiras metálicas fundidas, processo *twin-roll*. Como já descrito anteriormente, o cilindro superior é maciço e possui a função de conformar a tira metálica fundida, enquanto o cilindro inferior extrai calor da tira por um fluxo de fluido refrigerante que percorre o interior do cilindro com sentido longitudinal ao seu eixo de rotação. Portanto, para utilizarmos o modelo de transferência de calor de Li e Thomas (1996) em nosso “*Strip Caster*”, serão necessárias algumas adaptações, Figura 71.

É importante ressaltar que neste trabalho de mestrado foram apenas analisados os possíveis métodos de transferência de calor, baseado no modelo de Li e Thomas (1996), a fim de facilitar o equacionamento em trabalhos futuros.

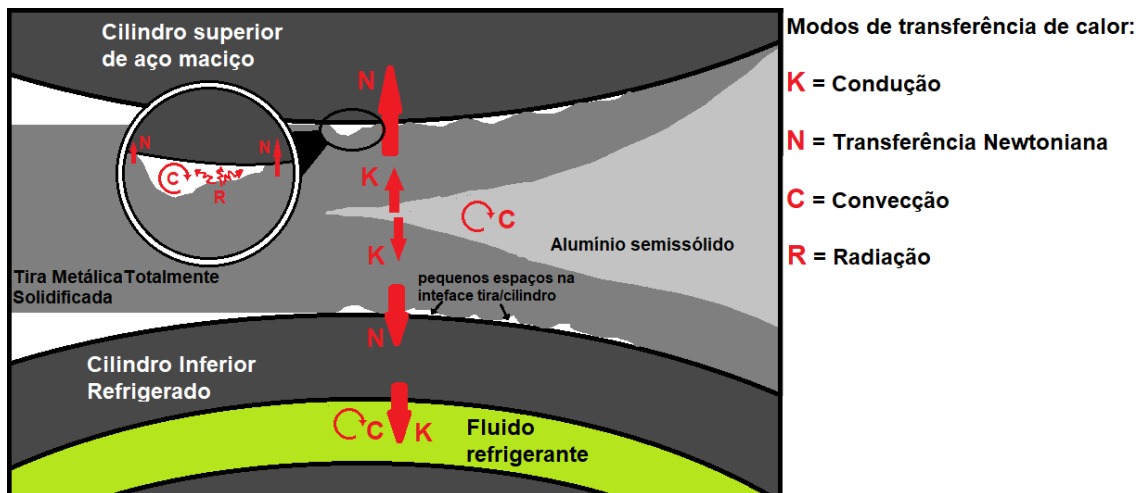
Esta análise foi feita, portanto, baseando-se na adaptação ilustrada na Figura 71 e nos modos de transferência de calor entre a tira metálica e os cilindros do “*Strip Caster*” de nosso laboratório, ilustrados na Figura 72.

Figura 71 – Modelo de transferência de calor de Li e Thomas (1996) adaptado para o “Strip Caster” de nosso laboratório.



Fonte: Adaptado de Li e Thomas (1996).

Figura 72 – Modos de transferência de calor entre a tira metálica e os cilindros do “Strip Caster” de nosso laboratório.



Fonte: Próprio autor.

Em cada zona, o calor deverá fluir por uma sequência de resistências térmicas.

Nas Zonas I e II, o calor do alumínio é extraído para o fluido refrigerante:

1. Convecção do calor do alumínio solidificando para a casca de alumínio sólido;
2. Condução do calor através da casca de alumínio sólido;
3. Transferência newtoniana do calor através da interface alumínio/cilindro (coeficiente de transferência de calor interfacial, h_i) (63);
4. Condução do calor através da camisa de aço do cilindro inferior;
5. Convecção do calor da camisa de aço do cilindro inferior para o fluido refrigerante.

Na Zona III, o cilindro inferior aquecido resfria:

1. Convecção do calor da camisa de aço do cilindro inferior para o meio ambiente;
2. Convecção do calor da camisa de aço do cilindro inferior para o óleo solúvel refrigerante.

Na Zona IV, o calor do alumínio é extraído para o cilindro superior:

1. Convecção do calor do alumínio solidificando para a casca de alumínio sólido;
2. Condução do calor através da casca de alumínio sólido;
3. Transferência newtoniana do calor através da interface alumínio/cilindro.

Na Zona V, o cilindro superior aquecido resfria:

1. Convecção do calor do cilindro superior para o meio ambiente.

Uma vez que o fluxo do material refrigerante é perpendicular ao fluxo do material aquecido, o modo de transferência de calor do “*Strip Caster*” do nosso laboratório pode ser comparado a um trocador de calor de fluxo cruzado, cujo cálculo de algumas resistências térmicas é feito através de tabelas empíricas (64).

6 CONCLUSÃO

As modificações realizadas no “*Strip Caster*” permitiram a fabricação de tiras metálicas fundidas sob diferentes condições de processamento e, portanto, resultando em diferentes microestruturas e propriedades mecânicas. As seguintes conclusões podem ser feitas:

1. A refrigeração do cilindro inferior por óleo solúvel aumentou a quantidade de calor extraído do material semissólido. A fabricação da tira fundida não ocorreu para temperatura de vazamento a 680 °C usualmente empregada sem refrigeração. Isto pode ser explicado pela rápida extração de calor da tira metálica que acarretou a falta de fluidez do material semissólido e a sua solidificação entre os cilindros do laminador, como observado. Sequencialmente, a temperatura para dar continuidade ao processamento foi aumentada com sucesso para 700 °C. Conclui-se, portanto, que se a temperatura de vazamento for muito baixa, o material solidificará dentro do bocal cerâmico e o processo de fabricação por re laminação será interrompido;
2. Foi necessário pelo menos 10 °C de diferença de temperatura entre o material do bocal cerâmico e a temperatura eutética da liga Al-Si A413 para a continuidade do processo de fabricação da tira fundida nas condições utilizadas;
3. A temperatura do bocal cerâmico e do tundish antes do início do processo de fabricação da tira possui considerável influência na continuidade do processo quando utilizado baixas temperaturas de vazamento;
4. As altas taxas de solidificação resultaram em grãos mais finos da tira metálica e também na modificação natural do eutético Al-Si;
5. A refrigeração do cilindro foi eficiente para o refino de grão e modificação natural do eutético, o que ocasiona um aumento significativo nas propriedades mecânicas das tiras;
6. As molas empregadas no cilindro superior para redução da pressão no material semissólido permitiram a fabricação das tiras metálicas fundidas sem a adesão das tiras aos cilindros, tornando o processo contínuo. A pressão no material semissólido aumenta as forças de cisalhamento que

atua degenerando as ramificações dendríticas em uma estrutura esferoidal. A estrutura globular possui menor porosidade e melhores propriedades mecânicas do que as estruturas dendríticas. Por outro lado, o escoamento do material semissólido na calha metálica de refrigeração também provoca forças de cisalhamento para degeneração dos braços dendríticos e assim formação de estrutura globular;

7. O aumento da pressão de reoconformação ocasionou uma melhora nas propriedades mecânicas da tira fundida;
8. As adições de ligas melhoraram consideravelmente as propriedades mecânicas das tiras no processamento por *Single-Roll*. No processamento por *Twin-Roll*, para o primeiro experimento com adições de liga e temperatura de vazamento a 700 °C, as adições de liga não provocaram melhora alguma nas propriedades mecânicas. Para o segundo experimento com adições de liga e temperatura de vazamento a 700 °C, as adições de liga provocaram uma pequena diminuição das propriedades mecânicas;
9. O efeito de envenenamento relatado na literatura científica em ligas de Al-Si com mais de 3% de silício em peso não foi encontrado nas tiras fabricadas por reolaminação neste trabalho. Isto sugere que o efeito de envenenamento possui uma cinética de reação e que o tempo necessário para sua ocorrência não foi alcançado no processo de reolaminação devido à alta velocidade de solidificação. Por outro lado, este estudo sugere que a ação do B favoreceu o crescimento acoplado no sistema eutético Al-Si revelando mais a fase eutética em relação às tiras fundidas sem o refino de grão;
10. O resfriamento rápido da tira após a saída da cadeira de laminação é fundamental para que o processo de crescimento de grão seja interrompido e, dessa forma, melhores propriedades mecânicas sejam obtidas;
11. Se a temperatura de vazamento for menor, o super-resfriamento térmico do material poderá ser maior (dependendo da intensidade da refrigeração dos cilindros) e, dessa forma, as propriedades mecânicas das tiras aumentam devido ao refino de grão e modificação natural do eutético.

12. Considerando os custos das adições de ligas, *sugere-se* a fabricação de tiras metálicas fundidas da liga Al-Si A413 pelo processo de *Twin-Roll*, utilizando temperatura de vazamento a 700 °C e sem adições de ligas.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para continuação deste trabalho de mestrado, recomenda-se as seguintes orientações:

1. Verificar se a adição de TiBAI, TiBAI mais Al-10Sr ou apenas Al-10Sr é viável para o processamento por *Twin-Roll* (considerar a modificação das propriedades mecânicas e os custos das adições de ligas);
2. Verificar o quanto a refrigeração dos cilindros e a pressão de reoconformação pode influenciar nas propriedades mecânicas das tiras metálicas fundidas fabricadas por *Twin-Roll*;
3. Pesquisar e aplicar métodos para diminuir a porosidade das tiras fabricadas por *Twin-Roll*;
4. Pesquisar sobre as influências dos outros parâmetros (tais como geometria do bocal e acabamento dos cilindros) de fabricação no processamento por *Twin-Roll* na qualidade e produtividade das tiras metálicas fundidas;
5. Verificar a qualidade das tiras metálicas fundidas produzidas por *Twin-Roll* quando submetidas a uma segunda laminação, subsequente, logo após a saída da primeira cadeira de laminação;
6. Realizar mais testes sobre o efeito de envenenamento na liga Al-Si A413. Recomenda-se a fabricação de lingotes de pequenas dimensões com e sem adição de TiBAI e variando-se severamente a velocidade de solidificação.

REFERÊNCIAS

- 1 ROOY, E. L. Aluminum foundry products. In: AMERICAN SOCIETY MATERIAL – ASM. **ASM handbook**: properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials. 4. ed. Material Park: American Society for Materials, 1995. p. 123-151.
- 2 CARPENTER, K. **The influence of microalloying elements on the hot ductility of thin slab cast steel**. 2004. 216 f. These (Doctor of Philosophy) – Department of Materials Engineering, University of Wollongong, Wollongong, 2004.
- 3 TSUKIGAHORA, M.; SAKAGUCHI, H.; SASAKI, K.; SUZUKI, S.; KATO, T.; TANIGAWA, M. Zosen Technical Zosen Technical Report. **The Hitachi Zosen Tech**, Tokyo, v. 54, n. 2, p. 90, 1993.
- 4 HAZELETT, R. W. **The present status of continuous casting between two moving belts**. [S. l.: s. n.], 1966.
- 5 YANAKI, K.; YAMAMOTO, K.; TAKATANI, H.; SASAKI, K.; WAKIYAMA, Y.; TAKEUCHI, H.; NAKASHIMA, H.; TANAKA, S.; YAMADA, M.; YAMAKAMI, Y. Development of twin-drum strip caster for stainless steel. In: METEC CONG.; EUROPEAN CONTINUOUS CASTING CONF., 2nd.; INTERNATIONAL ROLLING CONFERENCE, 6., 1994, Düsseldorf. **Proceedings** [...] Düsseldorf: Mitsubishi Heavy Industries, 1994. p. 423.
- 6 ZUPUSKALOV, N. Comparison of continuous strip casting with conventional technology. **ISIJ International**, Tokyo, v. 43, n. 8, p.1115-1127, 2003.
- 7 FURUKAWA, T. Aluminum separation successful. **Am. Met. Mark**, [S. l.], v. 107, n. 184, p. 106-217, 1998.

- 8 MENET, P. Y.; BASSON, F.; MAIWALD, K.; CAYOL, R. ; BOSH, M. Strip casting technology: a key to product quality. In: International Melt Quality Workshop, 2001, Madrid. **Proceedings** [...] Madrid: [s. n.], 2001. p. 1-5.
- 9 GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A.; CHEUNG, N. **Lingotamento Contínuo de Aços**. São Paulo: ABM, 2006. 299 p.
- 10 GRANGER, D. A.; ELLIOTT, R. Solidification of eutectic alloys. In: METALS handbook. Material Parks: American Society for Metals, 1989. p. 159-181.
- 11 NEFF, D. V. Nonferrous molten metal processes. In: METALS handbook. Metals Parks: American Society for Metals, 1989. p. 445-496.
- 12 LIMA FILHO, A. 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. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SEMI-SOLID PROCESSING OF ALLOYS AND COMPOSITES, 15th, 2019, Shenzhen. **Proceedings** [...] [S. l.]: Trans Tech Publications, 2019. p. 224-233.
- 13 GARCIA, A. **Solidificação**: fundamentos e aplicações. Campinas: Unicamp, 2007.
- 14 LIMA FILHO, A. P.; IKEDA, R. S. Continuous production of metal matrix composites from the semisolid state. **Solid State Phenom.**, Pfaffikon, v. 192-193, 83-88, 2013.
- 15 LIMA FILHO, A. P.; YAMASAKI, M. I.; ONO, L. A.; NAMPO, L.; PADILHA, A. A comparison of deep drawing and ironing of metal alloy strip produced conventionally and non-conventionally via semi solid material processing. **Solid State Phenom.**, Pfaffikon, v. 141-143, p. 49-54, 2008.

- 16 LIMA FILHO, A. P.; UEDA, K. B. S.; CASTRO, T. P.; OLIVEIRA, R. A. N. Manufacture of continuous metal matrix composite strip reinforced by particulate materials from the semisolid processing. **Solid State Phenom.**, Pfaffikon, v. 285, p. 189-196, 2019.
- 17 POLMEAR, I. J. Cast aluminium alloys. *In*: POLMEAR, I. J. **Light alloys metallurgy of the light metals**. 3. ed. London: Arnold, a Division of Holderder Headline PLC, 1995. Cap. 4, p. 168-195.
- 18 LIMA FILHO, A. P.; FERREIRA, L. V. G.; Castro, T. P.; QUADRO, A. L.; BORODIAK, M.; ARANTES, C. H. O.; BARBOSA, P. O. N. O efeito do inoculante Al5Ti1B e modificador Al-10Sr na fundição contínua de tiras metálicas Al-Si A413. *In*: CONGRESSO INTERNACIONAL DO ALUMÍNIO, 8., 2018, [S. l.]. **Proceedings** [...] [S. l.: s. n.], 2019.
- 19 HAGA, T. Semi-Solid roll casting of aluminum alloy strip by melt drag twin roll caster. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 111, p. 64-68, 2001. DOI: 10.1016/S0924-0136(01)00498-8.
- 20 HAGA, T.; SUZUKI, S. Roll casting of aluminum alloy strip by melt drag twin roll caster. **Journal of Materials Processing Technology**,. Amsterdam, v. 118, p. 165-168, 2001. DOI 10.1016/S0924-0136(01)00903-7.
- 21 CRAMB, A. W.; ROLLET, A. **Strip casting**: Anticipating new routes to steel sheet. Pittsburg: U. S. Department of Energy, Technology Roadmap Program Office, 2001. Sponsor TBD Repost no. 9707.
- 22 LIMA FILHO, A. P.; MAGRINI, M.; CASTRO, T. P.; BORODIAK, M.; GARCIA JUNIOR, A. F.; SOKEI, C. R. Fabricação de tiras fundidas AL413 via processamento semissólido. *In*: CONGRESSO INTERNACIONAL DO ALUMÍNIO E EXPOALUMÍNIO, 7., 2016, São Paulo. **Proceedings** [...] São Paulo: [n.], 2016.

- 23 KOBAYASHI, S.; YAKOU, T. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment.. **Materials Science and Engineering: A**, Amsterdam, v. 338, n. 1-2, p. 44-53, 2002. DOI 10.1016/S0921-5093(02)00053-9.
- 24 GRYDIN, O.; GERSTEIN, G.; NURNBERGER, F.; SCHARPER, M.; DANCHENKO, V. Twin-roll casting of aluminum–steel clad strips. **Journal of Manufacturing Processes**, London, v. 15, n. 4, p. 501-507, 2013. DOI 10.1016/j.jmapro.2013.08.008.
- 25 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**, Amsterdam, v. 218, p. 48-56, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.11.031>.
- 26 DIETER, G. E. **Mechanical metallurgy**. New York: McGraw-Hill, 1988. ISBN 0-07-100406-8.
- 27 METALS Handbook. Ohio: Metals Park, 1988.
- 28 McCARTNEY, D. G. Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants. **International Materials Reviews**, Abingdon, v. 34, n. 1, p. 247–260, 1989. DOI <http://doi.org/10.1179/imr.1989.34.1.247>.
- 29 EASTON, M. A.; STJOHN, D. H.; PRASAD, A. Grain refinement of aluminium alloys: recent developments in predicting the as-cast grain size of alloys refined by al-ti-b master alloys. *In*: GRANDFIELD, J. (ed). **Light metals** 2014. New York: Springer, 2014.
- 30 MURTY, B. S.; KORI, S. A.; CHAKRABORTY, M. Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying. **International Materials Reviews**, Abingdon, v. 47, n. 1, p. 3–29, 2002. DOI <http://doi.org/10.1179/095066001225001049>.

- 31 STJOHN, D. H. *et al.* The Contribution of Constitutional Supercooling to Nucleation and Grain Formation. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 46, n. 11, p. 4868–4885, 2015.
- 32 EASTON, M. A.; PRASAD, A.; STJOHN, D. H. The grain refinement of Al-Si alloys and the cause of Si poisoning: Insights revealed by the interdependence model. **Materials Science Forum**, Pfaffikon, v. 794–796, p. 161–166, 2016.
- 33 GHOMASHCHI, R. The evolution of AlTiSi intermetallic phases in Ti-added A356 Al-Si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Amsterdam, v. 537. p. 255–260, 2012.
- 34 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.
- 35 KELLY, P. M.; ZHANG, M.-X. Edge-to-edge matching - a new approach to the morphology and crystallography of precipitates. **Materials Forum**, Parkville, v. 23, p. 41-62, 1999.
- 36 ZHANG, M. X.; KELLY, P. M. Edge-to-edge matching model for predicting orientation relationships and habit planes: the improvements. **Scripta Materialia**, Kidlington, v. 52, n. 10, p. 963–968, 2005.
- 37 KELLY, P. M.; ZHANG, M.-X. Edge-to-edge matching: the fundamentals. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 37, n. 3, p. 833–839, 2006.
- 38 ZHANG, M. X.; KELLY, P. M. (). Edge-to-edge matching and its applications: Part I. Application to the simple HCP/BCC system. **Acta Materialia**, Kidlington, v. 53, n. 4, 1073–1084, 2005.

- 39 ZHANG, M. X.; KELLY, P. M. (). Edge-to-edge matching and its applications: Part II. Application to Mg-Al, Mg-Y and Mg-Mn alloys. **Acta Materialia**, Kidlington, v. 53, n. 4, p. 1085–1096, 2005.
- 40 ZHANG, M. X.; KELLY, P. M.; QIAN, M.; TAYLOR, J. A. Crystallography of grain refinement in Mg-Al based alloys. **Acta Materialia**, Kidlington, v. 53, n. 11, 3261–3270, 2005. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.03.030>.
- 41 ZHANG, M. X.; KELLY, P. M.; EASTON, M. A.; TAYLOR, J. A. (). Crystallographic study of grain refinement in aluminum alloys using the edge-to-edge matching model. **Acta Materialia**, Kidlington, v. 53, n. 5, p. 1427–1438, 2005.
- 42 SHIFLET, G.; MERWE, J. The role of structural ledges as misfit-compensating defects: fcc-bcc interphase boundaries. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 25, p. 1895, 1994.
- 43 Zhang, W.-Z., & Purdy, G. R. (). O-lattice analyses of interfacial misfit. I. General considerations. **Philosophical Magazine A**, Abingdon, v. 68, n. 2, p. 279–290, 1993.
- 44 ZHANG, W. Z.; YE, F.; ZHANG, C.; QI, Y.; FANG, H. S. Unified rationalization of the pilsch and T-H orientation relationships between Widmanstätten cementite and austenite. **Acta Materialia**, Kidlington, v. 48, n. 9, 2209–2219, 2002.
- 45 SIGWORTH, G. K.; TIMOTHY, A. K. Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys. **International Journal of Metalcasting**, Schaumburg, v. 1, n. 1, p. 31–40, 2007.
- 46 LU, H. T.; WANG, L. C.; KUNG, S. K. Grain Refining in A356 Alloys. **J. Chinese Foundrymen's Association**, [S. l.], v. 29, p. 10-18, 1981.

- 47 NOGITA, K.; MCDONALD, S. D.; DAHLE, A. K. Effects of Boron-Strontium Interactions on Eutectic Modification in Al-10 mass % Si Alloys. **Materials Transactions**, Sendai, v. 44, p. 692-695, 2003.
- 48 BOLZONI, L.; XIA, M.; BABU, N. H. (2016). Formation of equiaxed crystal structures in directionally solidified Al-Si alloys using Nb-based heterogeneous nuclei. **Scientific Reports**, London, v. 6, p. 1–10, 2016.
- 49 LUDWIG, T. H.; DAEHLEN, E. S.; SCHAFFER, P. L.; ARNBERG, L. The effect of Ca and P interaction on the Al-Si eutectic in a hypoeutectic Al-Si alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, Amsterdam, v. 586, p. 180-190, 2014.
- 50 CZERWINSKI, F. Thermomechanical processing of metal feedstock for semisolid forming: a review. **Metallurgical and Materials Transactions B**. New York, v. 49, n. 6, p. 3220-3257, 2018.
- 51 FLEMINGS, M. C. (). Behavior of metal alloys in the semisolid state. **Metallurgical Transactions A**, New York, v. 22, n. 5, p. 957–981, 1991.
- 52 NAFISI, S.; GHOMASHCHI, R. **Semi-solid Processing of aluminum alloys**. New York: Springer, 2016.
- 53 LIU, Y. *et al.* Thermal analysis of novel underfill materials with optimum processing characteristics. **Journal of Applied Polymer Science**, Hoboken, v. 98, n. 3, p. 1300–1307, 2005.
- 54 FLEMINGS, M. C. Behavior of metal alloys in the semisolid state. **Metallurgical Transactions A**, New York, v. 22, n. 5, p. 957–981, 1991.
- 55 CZERWINSKI, F. **The basics of modern semi-solid metal processing**. [S. l.]: JOM, 2006

- 56 MIDSON, S. P.; JACKSON, A. A Comparison of Thixocasting and Rheocasting. **World Foundry Congress**, Lahore, p. 1–10, 2006.
- 57 KIRKWOOD, D. H. *et al.* **Semi-solid Processing of Alloys**. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2010. v. 124
- 58 FIGUEREDO, A. (ed.) **Science and Technology of Semi-Solid Metal Processing**. Worcester: Worcester Polytechnic Institute, 2001.
- 59 CZERWINSKI, F.; BIRSAN, G. Gas-Enhanced Ultra-High Shear Mixing: A Concept and Applications. **Metallurgical and Materials Transactions B**, New York, v. 48, n. 2, p. 983–992, 2017.
- 60 KRIVOKORYTOV, M. S.; ZENG, Q.; LAKATOSH, B. V.; VINOKHODOV, A. Y.; SIDELNIKOV, Y. V.; KOMPANETS, V. O.; MEDVEDEV, V. V. Shaping and controlled fragmentation of liquid metal droplets through cavitation. **Scientific Reports**, London, v. 8, n. 1, p. 597, 2018.
- 61 SPINELLI, J. E.; TOSETTI, J. P. V.; BENEDUCE NETO, F.; SANTOS, C. A.; SPIM JUNIOR, J. A.; GARCIA, A. Correlação entre parâmetros térmicos e microestrutura de solidificação em tiras produzidas pelo processo twin-roll - IPT-SP. *In*: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS TÉRMICAS, 8, 2000, Porto Alegre. **Anais** [...] Porto Alegre: [s. n.], 2000.
- 62 LI, G.; THOMAS, B. G. **Transient thermal model of the continuous single-wheel thin-strip casting process**. New York: Springer, 1996. v. 27.
- 63 CAMPOS FILHO, M. P.; DAVIES, G. J. **Solidificação e fundição de metais e suas ligas**. São Paulo: LTC Edusp, 1978. 246 p.
- 64 KAKAC, S.; LIU, H. **Heat exchanger selection rating and thermal design**. 2nd. ed. Boca Raton: CRC Press, 2002.

- 65 FLEMINGS, M. C. Dendrite fragmentation in semisolid casting: Could we do this better? **Solid State Phenomena**, Pfaffikon, v. 285, p. 3–11, 2018.
- 66 FAN, Z. Semisolid metal processing. **Int Mater Rev. International Materials Reviews**, Abingdon, v. 47, n. 2, p. 49–85, 2002.
- 67 ERICSSON, T. Linkoping Institute of Technology. Principles of heat treating of steels. *In: ASM HANDBOOK*. Materials Park: American Society for Metals, c1991. v. 4, p.1-237.