

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS**  
**Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas –**  
**Mestrado Profissional**

Cartergiane Junio de Oliveira

**AVALIAÇÃO DE AÇO BAIXO CARBONO MANUFATURADO EM FORNO DE  
INDUÇÃO A VÁCUO (VIM) E FORNO DE REFUSÃO A VÁCUO (VAR)**

Belo Horizonte  
2025

Cartergiane Junio de Oliveira

**AVALIAÇÃO DE AÇO BAIXO CARBONO MANUFATURADO EM FORNO DE  
INDUÇÃO A VÁCUO (VIM) E FORNO DE REFUSÃO A VÁCUO (VAR)**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado Profissional da Universidade Federal de Minas Gerais como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Orientador: Prof. Dr. Leandro de Arruda Santos

Belo Horizonte  
2025

O48a

Oliveira, Cartergiane Junio de.

Avaliação de aço baixo carbono manufaturado em Forno de Indução a Vácuo (VIM) e Forno de Refusão a Vácuo (VAR) [recurso eletrônico] / Cartergiane Junio de Oliveira. - 2025.

1 recurso online (93 f.: il., color.): pdf.

Orientador: Leandro de Arruda Santos.

Dissertação (mestrado profissional) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Inclui bibliografia.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses.  
3. Aço - Teses. 4. Fornos - Teses. 5. Aço - Tratamento térmico - Teses.  
I. Santos, Leandro de Arruda. II. Universidade Federal de Minas Gerais.  
Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 669(043)



## ATA DA DEFESA DA DISSERTAÇÃO DO ALUNO CARTERGIANE JÚNIO DE OLIVEIRA


Realizou-se, no dia 22 de outubro de 2025, às 14:00 horas, Microsoft Teams, da Universidade Federal de Minas Gerais, a 1ª defesa de dissertação, intitulada *AVALIAÇÃO DE AÇO BAIXO CARBONO MANUFATURADO EM FORNO DE INDUÇÃO A VÁCUO (VIM) E FORNO DE REFUSÃO A VÁCUO (VAR)*, apresentada por CARTERGIANE JÚNIO DE OLIVEIRA, número de registro 2023702105, graduado no curso de ENGENHARIA METALÚRGICA, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Leandro de Arruda Santos - Orientador (UFMG), Prof(a). Cynthia Serra Batista Castro (Centro de Inovação e Tecnologia SENAI FIEMG), Prof(a). Pedro Henrique Rodrigues Pereira (UFMG).

A Comissão considerou a dissertação:


Aprovada

Reprovada


Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.  
Belo Horizonte, 22 de outubro de 2025.

Documento assinado digitalmente  
 LEANDRO DE ARRUDA SANTOS  
Data: 27/10/2025 15:58:14-0300  
Verifique em <https://validar.it.gov.br>

Prof(a). Leandro de Arruda Santos (Doutor)

Documento assinado digitalmente  
 CYNTHIA SERRA BATISTA CASTRO  
Data: 04/11/2025 18:48:56-0300  
Verifique em <https://validar.it.gov.br>

Prof(a). Cynthia Serra Batista Castro (Doutor)

Documento assinado digitalmente  
 PEDRO HENRIQUE RODRIGUES PEREIRA  
Data: 05/11/2025 15:36:34-0300  
Verifique em <https://validar.it.gov.br>

Prof(a). Pedro Henrique Rodrigues Pereira (Doutor)

Ao apoio de todos os amigos.

## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a Deus, por cada novo dia que Ele nos concede como oportunidade de crescer e aprender.

Agradeço a minha família: Esposa e filhos por todo amor, apoio e paciência. Em especial, ao meu Pai Joaquim, popularmente conhecido como “Cabaça”, que entre os erros e acertos da sua jornada, sempre dedicou amor, apoio, incentivo e ensinamentos de vida.

Ao meu orientador, professor Leandro Arruda, pela disponibilidade.

Ao amigo Odair Jose dos Santos pelas ricas discussões, orientações e apoio.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, de Materiais e Minas da UFMG.

À toda a equipe do Instituto de Metalurgia e Ligas Especiais do CIT SENAI pela amizade, trabalhos realizados e conhecimentos compartilhados.

“O primeiro dever da inteligência é desconfiar dela mesma”

(Albert Einstein)

## RESUMO

Aços geralmente são submetidos a operações termomecânicas durante sua fabricação, tais como forjamento, laminações, usinagem, tratamentos térmicos e/ou tratamento superficiais. Contudo, mesmo após essas etapas, esses aços ainda podem exibir estruturas indesejáveis em sua microestrutura. A presença dessas estruturas pode causar sérios problemas, como desgastes e falhas prematuras. De forma a minimizar tais inconvenientes, a fabricação de peças originárias de lingotes refundidos, a partir de aços produzidos por aciaria convencional, torna-se uma alternativa a se considerar. Nesse contexto, este trabalho contempla o estudo de refusões de um aço estrutural em Forno de Indução a Vácuo (VIM) e Forno de Refusão a Vácuo (VAR). A análise dos processos VIM e VAR, em escala laboratorial, bem como das características do aço submetido a essas refusões, permitirá uma melhor compreensão do comportamento de aços refundidos sob atmosfera controlada. Adicionalmente, foi realizado o processamento termomecânico de amostras provenientes de lingotes produzidos em escala piloto, em condições análogas, a fim de avaliar o comportamento microestrutural e mecânico. Dessa forma, verificaram-se possíveis melhorias, considerando que o ponto de partida são estruturas brutas de fusão distintas.

**Palavras-chave:** refusão a vácuo; aço estrutural; VIM; VAR; lingotes; microestrutura.

## ABSTRACT

Steels are generally subjected to thermomechanical operations during their manufacturing process, such as forging, rolling, machining, heat treatments, and/or surface treatments. However, even after these stages, steels may still exhibit undesirable structures in their microstructure, whose presence can cause serious issues such as wear and premature failures. In order to minimize such inconveniences, the manufacturing of components derived from remelted ingots, produced from conventionally made steels, becomes an alternative to be considered. In this context, this work involves the study of remelting processes of a structural steel using Vacuum Induction Melting (VIM) and Vacuum Arc Remelting (VAR). The analysis of the VIM and VAR processes on a laboratory scale, as well as the characteristics of the steel subjected to these remelting routes, will allow a better understanding of the behavior of remelted steels under controlled atmosphere. Additionally, thermomechanical processing was carried out on samples obtained from pilot-scale ingots, under analogous conditions, in order to evaluate the microstructural and mechanical behavior. Thus, possible improvements were verified, considering that the starting point involves distinct as-cast structures.

**Keywords:** vacuum remelting; structural steel; VIM; VAR, ingot; microstructure.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 4.5.1: Transformação no equilíbrio do aço baixo carbono resfriado lentamente, MACIEL 2023. ....	25
Figura 4.6.1: Representação esquemática do forno VIM [16]. ....	27
Figura 4.6.2: Representação esquemática do forno VIM [17]. ....	28
Figura 4.6.3: Forno VIM do CIT SENAI 175 kW, capacidade nominal 100 kg de aço. ....	28
Figura 4.6.4: Lingoteiras de capacidade 50 kg de aço com “Cabeça quente”, CIT SENAI. ....	29
Figura 4.6.5: Lingote de liga metálica 30 kg, CIT SENAI. ....	29
Figura 4.6.6: (a) Esquema estrutura de um lingote. (b) Características estruturais de um lingote grande de aço acalmado [6]. ....	30
Figura 4.7.1: Diagrama esquemático do processo VAR [8]. ....	32
Figura 4.7.2: Forno VAR CIT SENAI capacidade 200 kg de aço. ....	33
Figura 4.7.3: Lingote obtido por processo VAR no CIT SENAI. ....	34
Figura 4.7.4: (a) Desenho esquemático da macrografia longitudinal de um lingote obtido em forno VAR. (b) Macrografia da seção longitudinal de um lingote VAR de aço-carbono [7]. ....	34
Figura 4.8.1: Processo de lingotamento. Figura adaptada de [51]. ....	35
Figura 4.8.2: Esquema de solidificação do aço na região do molde [48]. ....	37
Figura 4.8.3: Macroestrutura de tarugo obtido por lingotamento contínuo [53]. ....	38
Figura 4.9.1: Variação do tamanho de grão austenítico em função da temperatura, aço 0,37% C baixa liga [12]. ....	40
Figura 4.9.2: Variação do tamanho de grão austenítico em função do tempo, aço 0,37% C baixa liga [12]. ....	40
Figura 4.10.1: Seção $\phi 2=45^\circ$ com (a) fibras e (b) nomes de orientações clássicas do sistema cúbico [34]. ....	44
Figura 4.10.2: Representação da formação da textura basal do magnésio durante a laminação. ....	45
Figura 4.10.3: Representação do espaço de Euler pela notação de Bunge apresentando algumas fibras e componentes de textura de interesse [35]. ....	46
Figura 4.10.4: (a) Mapa EBSD obtido para uma amostra de uma liga Mg–3.0Y, (b) IPF padrão para a estrutura HCP [28]. ....	47

Figura 4.10.5: (a) Representação do plano de projeção e da esfera de referência a partir de uma chapa ao centro. (b) Projeção estereográfica das direções ortogonais RD, TD e ND usadas como eixos de coordenadas em uma figura de polo padrão [29].	48
Figura 4.10.6: Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge [29].	49
Figura 4.10.7: Fibras características em metais CCC e representação de suas principais orientações na seção $\varphi_2 = 45^\circ$ [29].	50
Figura 5.2.1: Amostras do aço SAE 1020 preparados para fusão em forno VIM.	53
Figura 5.2.2: Aspecto do aço SAE1020 líquido a 1580°C sob atmosfera de argônio.	54
Figura 5.2.4: Aço 1020 (eletrodo) preparado para fusão em VAR. Detalhe do <i>Stub</i> soldado na ponta do eletrodo.	55
Figura 5.2.5: Esquema dos ciclos térmicos utilizados para estudo do tamanho de grãos austenítico.	57
Figura 5.2.6: Análise comparativa por quadros utilizada na avaliação do TGA.	58
Figura 6.1.1: Lingote de aço 50 kg obtido por fusão em VIM.	62
Figura 6.1.2: (a) Macrografia da seção próxima a “cabeça quente” do lingote VIM, seção transversal ao comprimento do lingote. (b) Ilustração esquemática da macrografia visualizada.	63
Figura 6.1.3: Detalhe do aspecto dendrítico da macrografia mostrada na figura 6.1.2, região próxima ao núcleo do lingote obtido por processamento VIM.	63
Figura 6.1.4: Detalhe do aspecto colunar nas extremidades, próximos a parede, seção transversal ao comprimento do lingote VIM.	64
Figura 6.1.5: Macrografia da seção longitudinal ao comprimento do lingote VIM, presença de alguns poros na região próxima à região da cabeça quente.	64
Figura 6.1.6: Detalhe do aspecto dendrítico de figura 6.1.5, região do núcleo da seção longitudinal ao comprimento do lingote VIM.	65
Figura 6.1.7: Lingote de aço obtido por refusão em VAR, peso aproximado de 150 kg.	65
Figura 6.1.8: (a) Macrografia da seção transversal ao lingote VAR, aspecto mais refinado das dendritas em relação ao VIM. (b) Ilustração esquemática da macrografia do lingote.	66
Figura 6.1.9: Detalhe da região do núcleo da figura 5.1.8, seção transversal ao lingote VAR mostrando aspecto mais refinado e homogêneo das dendritas, região próxima ao núcleo do lingote.	66
Figura 6.1.10: Macrografia na região central do lingote VAR (1/2 diâmetro), seção longitudinal ao comprimento do lingote.	67
Figura 6.1.11: Composições químicas do aço SAE 1020 na condição de recebido, lingote VIM e lingote VAR (percentual em peso).	68

Figura 6.1.12: Variação do tamanho de grão ferrítico com o $C_{eq}$ para aços C-Mn com 69 diferentes tamanhos de grãos austeníticos finais [47]. .....	69
Figura 6.1.13: Amostra VAR inserida em forno a 1200°C por 30 minutos e temperada em salmoura, ataque com solução saturada de ácido pícrico. ....	70
Figura 6.1.14: Tamanho de grão austenítico em função do tempo em forno a 1200°C para amostra dos lingotes VIM e VAR. ....	71
Figura 6.2.1: Aspectos das barras após laminação a quente das amostras LQVIM e LQVAR30. ....	71
Figura 6.2.2: Micrografia das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60 após laminação a quente, escala 100µm. ....	73
Figura 6.2.3: (a) análise do tamanho médio de grãos ferríticos medidos nas amostras laminadas LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise ANOVA entre as três amostras, <i>P-Value</i> 0,000. ....	73
Figura 6.2.4: (a) Porcentagem de ferrita nas amostras laminadas LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise de variância entre as amostras, <i>P-Value</i> 0,0094.....	74
Figura 6.2.5: Histogramas de band contrast para amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. ....	75
Figura 6.2.6: Análise de desconvolução da amostra LQVIM. ....	76
Figura 6.2.7: Análise de desconvolução da amostra LQVAR30.....	77
Figura 6.2.8: Imagens das análises de GOS das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60. ....	78
Figura 6.2.9: Fração de grãos completamente recristalizados, parcialmente recristalizados e deformados nas amostras.....	79
Figura 6.2.10: Mapa de KAM das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60. ....	80
Figura 6.2.11: Mapa de KAM da amostra LQVAR60 e imagem obtida por elétrons secundários, evidenciando variação no ângulo de desorientação devido a presença de perlita mais espaçada. ....	80
Figura 6.2.12: Histogramas relativos ao ângulo de desorientação entre os grãos das amostras, dados da análise de KAM.....	81
Figura 6.2.13: Distribuição de Mackenzie [24].....	81
Figura 6.2.14: Figura de polo invevo das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60 ....	82
Figura 6.2.15: ODF amostra (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60 .....	82

Figura 6.2.16: Mapa de contorno das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60, escala 100 $\mu$ m – Step 0,6. .... 84

Figura 6.3.1: (a) limite de resistência médio obtido das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise de variância. .... 84

Figura 6.3.2: (a) limite de escoamento médio obtido das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise de variância. .... 85

Figura 6.3.3: (a) alongamento médio (%) obtido das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise de variância ..... 85

Figura 6.3.4: Energia absorvida média obtido das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. .... 86

## LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1: Composição química do aço SAE 1020 utilizado nesse estudo (% em peso).	52
Tabela 5.2: Parâmetros utilizados no VAR para refusão do aço estrutural.	56
Tabela 5.3: Passes de laminação realizados em escala laboratorial.	59
Tabela 6.1: Composição química do aço SAE de referência, lingote VIM e lingote VAR, percentual em peso.	68
Tabela 6.2: Dados obtidos no estudo do tamanho de grão austenítico no reaquecimento de amostras dos lingotes obtidos no VIM e VAR.	70
Tabela 6.3: Parâmetros de laminação a quente piloto e identificações após o processamento.	72
Tabela 6.4: Análise de inclusões segundo Norma ASTM E45, método A.	72
Tabela 6.5: Amplitude de textura das amostras.	83

## LISTA DE NOTAÇÕES

VIM	<i>Vacuum Induction Melting</i>
VAR	<i>Vacuum Arc Rementing</i>
CIT	Centro de Inovação e Tecnologia SENAI
TGA	Tamanho de grão austenítico
FDOC	Funções de distribuição de orientações cristalinas
RD	<i>Roll direction</i>
DL	Direção de laminação
DN	Direção normal de laminação
TD	Direção transversal de laminação
CCC	Cúbica de corpo centrado
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
EBSD	Difração de Elétrons Retro-espalhados
PF	Figura de polo
IPF	Figura de polo inverso
ODF	Função de distribuição de orientações
BC	<i>Band Contrast</i>
GOS	<i>Grain Orietation Spread</i>
KAM	<i>Kernel Average Misorientation</i>
GND	Densidade de discordâncias geométricas
T <sub>nr</sub>	Temperatura de não recristalização
A <sub>r3</sub>	Temperatura crítica de resfriamento - transformação austenita-ferrita
LR	Limite de resistência
LE	Limite de escoamento
AL	Alongamento percentual
EA	Energia absorvida
ANOVA	Análise de variância
IC	Intervalo de confiança
C <sub>eq</sub>	Carbono equivalente
$\alpha$	<i>Ferrita</i>
$\alpha$	Fibra alfa
$\gamma$	Fibra gama
$\phi$	Ângulo de orientação

$\eta$       Fibra ni  
Ceq      Carbono equivalente

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	19
<b>2</b>	<b>JUSTIFICATIVA</b> .....	20
<b>3</b>	<b>OBJETIVO</b> .....	22
3.1	Objetivo Geral .....	22
3.2	Objetivos Específicos .....	22
<b>4</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	23
4.1	Classificação dos aços .....	23
4.2	Aços baixo teor de carbono .....	23
4.3	Aços Médio Teor de Carbono .....	24
4.4	Aços Alto Teor de Carbono.....	25
4.5	Aço baixo carbono 1020.....	25
4.6	Processo VIM .....	26
4.6.1	Produto do VIM.....	28
4.7	Processo VAR .....	31
4.7.1	Produto do VAR .....	33
4.8	Lingotamento contínuo.....	34
4.9	Estudo do tamanho de grão austenítico .....	39
4.10	Textura.....	41
4.10.1	Estruturas de solidificação.....	41
4.10.2	Textura cristalográfica em ligas metálicas .....	42
4.10.3	Difração de Elétrons Retro-espalhados .....	45
4.10.3.1	Figura de polo (PF).....	47
4.10.3.2	Função de distribuição de orientações (ODF) .....	48
4.10.3.3	Textura de deformação .....	50
4.10.3.4	Band contrast .....	50
4.10.3.5	Parametro GOS.....	51
<b>5</b>	<b>METODOLOGIA</b> .....	52
5.1	Materiais .....	52

5.2	Fusões/Obtenção de lingotes .....	53
5.2.1	Fusão em Forno de Indução a Vácuo (VIM).....	53
5.2.2	Refusão em Forno VAR .....	55
5.2.3	Caracterização dos lingotes .....	56
5.2.3.1	Análise química .....	56
5.2.3.2	Análises macro e microestrutural .....	56
5.3	Laminação piloto .....	58
5.3.1	Caracterização microestrutural do laminado a quente.....	60
5.3.1.1	Tamanho de grão ferrítico do laminado a quente .....	60
5.3.1.2	Textura do laminado a quente .....	60
5.4	Avaliação das propriedades mecânicas e tenacidade do aço SAE 1020 .....	60
5.4.1	Ensaio de tração.....	60
5.4.2	Ensaio Charpy .....	61
<b>6</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	<b>62</b>
6.1	Fusões .....	62
6.1.1	Fusão em Forno de Indução a Vácuo (VIM).....	62
6.1.2	Fusão em Forno de Refusão a Vácuo (VAR).....	65
6.1.3	Caracterização dos lingotes .....	67
6.1.3.1	Análise química .....	67
6.1.3.2	Análise do tamanho de grão austenítico no reaquecimento .....	69
6.2	Laminação piloto .....	71
6.2.1	Caracterização do laminado a quente .....	72
6.2.2	Textura do laminado a quente .....	74
6.2.2.1	<i>Band Contrast</i> (BC).....	74
6.2.2.2	<i>Grain Orientation Spread</i> (GOS).....	77
6.2.2.3	<i>KAM (Kernel Average Misorientation)</i> .....	79
6.2.2.4	Figura de polo inverso (IPF).....	82
6.2.2.5	Função de Distribuição de Orientações (ODF) .....	82
6.2.2.6	Mapa de contorno .....	83

6.3	Avaliação das propriedades mecânicas e tenacidade do aço SAE .....	84
6.3.1	Ensaio de tração.....	84
6.3.2	Ensaio Charpy .....	86
<b>7</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>87</b>
<b>8</b>	<b>CONSIDERAÇÕES FINAIS.....</b>	<b>89</b>
<b>9</b>	<b>SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>90</b>
<b>10</b>	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>91</b>

## 1 INTRODUÇÃO

A partir da década de 50, iniciou-se a utilização de fusão de ligas sob vácuo para desenvolvimento de ligas especiais, vinculado às demandas de tecnologias avançadas para novos materiais, melhores e mais confiáveis. Em alguns casos, para minimizar inconvenientes na engenharia de aplicação de aços, a fabricação de peças originárias de aços refundidos tornou-se uma alternativa a se considerar. Dentre os processos de refusões promissores, os processos de fusão por *Vacuum Induction Melting* (VIM) e *Vacuum Arc Remelting* (VAR) se destacam como eficientes processos de refino que podem resultar em ligas de maior interesse.

Dentro deste contexto, o presente trabalho executou a refusão de um aço carbono SAE1020 em fornos VIM e VAR e a partir dos lingotes obtidos, avaliou as características desses. Para isso, inicialmente, um estudo do efeito do tempo de forno no tamanho do grão austenítico foi verificado a partir das duas estruturas brutas de fusões distintas. Dessa forma, parâmetro de aquecimento para a laminação a quente em escala laboratorial foi mais bem definido. Amostras dos lingotes foram então laminadas a quente sob condições análogas e posteriormente caracterizadas a fim de averiguar-se houve diferenças significativas entre as estruturas obtidas. Ensaio mecânicos foram realizados para avaliação de desempenho considerando-se as duas rotas de fabricação.

## 2 JUSTIFICATIVA

O estudo das rotas de processamento por refusões a vácuo, *Vacuum Induction Melting* e *Vacuum Arc Remelting*, aplicadas a aços representa uma iniciativa estratégica voltada ao fortalecimento de competências em tecnologias avançadas de refino. Originalmente desenvolvidas para a produção de ligas metálicas de alta reatividade e complexidade química, essas rotas têm demonstrado grande potencial na fabricação de aços especiais, permitindo obtenção de composições químicas de forma assertiva, refino microestrutural e homogeneidade nas ligas, podendo isso impactar diretamente em propriedades mecânicas dos materiais.

Nesse contexto, destaca-se que o CIT SENAI realizou, em 2017 e 2019, a aquisição de dois fornos laboratoriais do tipo VIM e VAR, respectivamente. O forno VIM foi comissionado em 2019 e, desde então, o Instituto de Metalurgia e Ligas Especiais vem conduzindo diversos desenvolvimentos com a produção de ligas em escala piloto. Já o forno VAR foi comissionado em 2022, constituindo-se como uma opção complementar ao VIM nessa produção. Contudo, a tecnologia VAR é mais complexa e apresenta desafios operacionais, demandando o desenvolvimento de competências específicas e a consolidação de práticas operacionais. Dessa forma, o presente trabalho foi conduzido utilizando essas tecnologias, possibilitando o desenvolvimento de metodologias e o aprofundamento do domínio técnico sobre esses equipamentos.

A aplicação dessas tecnologias ao processamento de aço possibilitou a investigação dos efeitos da atmosfera controlada e da solidificação direcionada sobre o comportamento do material. Aspectos como a volatilização de elementos químicos e a evolução macro/microestrutural são diretamente influenciados pelas condições impostas pelas rotas VIM e VAR. Esses fatores impactam significativamente a qualidade final do produto, especialmente em aplicações críticas que exigem alta confiabilidade, como componentes para as indústrias aeroespacial, automotiva, energética e de ferramentas de alto desempenho.

O desenvolvimento de competências técnicas nessas rotas são fundamentais para profissionais que atuam em setores de ponta, pois envolve o domínio de parâmetros operacionais complexos, como controle de atmosfera, taxa de resfriamento, morfologia

de solidificação e ajuste preciso da composição química. O conhecimento gerado por este estudo contribuiu para esse desenvolvimento e a ampliação do uso de tecnologias de refusão a vácuo.

Portanto, investigar as rotas VIM e VAR aplicadas ao contexto de aços não apenas amplia o domínio técnico sobre esses processos, como também fornece avanços em inovação, qualidade e competitividade industrial, consolidando uma base para futuras aplicações em pesquisa e desenvolvimento de materiais.

### 3 OBJETIVO

#### 3.1 Objetivo Geral

Avaliar a influência de rotas de processamento, em escala piloto, nas características de aço carbono refundido por processos VIM e VAR. Assim, o trabalho analisou a evolução microestrutural após laminação a quente piloto, considerando as estruturas brutas de fusões oriundas de cada processo, e verificou se houve discrepância do comportamento mecânico por meio de ensaios de tração e Charpy.

#### 3.2 Objetivos Específicos

- Avaliar composição química após processos de refusões;
- Avaliar a macro e microestrutura dos lingotes brutos de fusão;
- Verificar o comportamento do crescimento de grão austenítico a 1200°C (em função do tempo) a partir de cada estrutura bruta de fusão;
- Caracterizar e avaliar o laminado a quente produzido em escala piloto, dada características distintas de lingotamento de cada processo;
- Avaliar propriedades mecânicas considerando as duas rotas de fabricação piloto.

## 4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 4.1 Classificação dos aços

Os aços são ligas ferro-carbono que podem conter concentrações apreciáveis de outros elementos de liga. Existem milhares de ligas com diferentes composições e/ou tratamentos térmicos. As propriedades mecânicas são sensíveis ao teor de carbono, que normalmente é inferior a 1,0% em massa. Alguns aços mais comuns são classificados de conforme a concentração de carbono, sendo divididos usualmente em três categorias: baixo, médio e alto teor de carbono. Também existem subclasses dentro de cada grupo, de acordo com as concentrações de outros elementos de liga. Os aços-carbonos comuns contém apenas concentrações residuais de impurezas, além de carbono e um pouco de manganês. Nos aços ligas, mais elementos de liga são intencionalmente adicionados em concentrações específicas [1].

Alguns comentários mostram-se apropriados em relação aos códigos de especificação. A Sociedade de Engenheiros Automotivos (SAE - *Society of Automotive Engineers*), o Instituto Americano do Ferro e do Aço (AISI - *American Iron and Steel Institute*) e a Sociedade Americana para Ensaio e Materiais (ASTM - *American Society for Testing and Materials*) são responsáveis pela classificação e pela especificação dos aços, assim como de outras ligas. A especificação da AISI/SAE para esses aços consiste em um número com quatro dígitos: os dois primeiros dígitos indicam o tipo da liga; os dois últimos dígitos fornecem a concentração de carbono. Para os aços-carbono comuns, os dois primeiros dígitos são 1 e 0; os aços-liga são designados por outras combinações dos dois dígitos iniciais (por exemplo, 13, 41, 43). O terceiro e o quarto dígitos representam a porcentagem em peso de carbono multiplicada por 100. Por exemplo, um aço 1060 é um aço-carbono comum que contém 0,60% peso de carbono [1].

### 4.2 Aços baixo teor de carbono

Dentre todos os tipos de aços, aqueles produzidos em maiores quantidades se enquadram na classificação de baixo teor de carbono. Esses aços possuem geralmente menos que aproximadamente 0,25% em peso de carbono e não respondem bem a tratamento térmicos realizados para formar martensita, sendo que um aumento na resistência geralmente é obtido por trabalho a frio. A microestrutura típica consiste na fase ferrita e constituinte

perlita. Para aços ultrabaixo carbono ocorre somente a presença da fase ferrita. Como consequência disso, essas ligas têm relativamente baixa dureza e baixa resistência mecânica, mas a ductilidade e tenacidade são excepcionais. Adicionalmente, elas são usináveis, soldáveis, e dentre todos os aços, são as mais baratas de serem produzidas [1]. COUTINHO define o aço de baixo teor de carbono contendo até cerca de 0,25% em peso de carbono e em geral não são tratados termicamente, obtendo-se aumento da resistência mecânica apenas pelo processamento mecânico [2]. Tratamentos térmicos para estes aços são reprodutíveis em escala laboratorial, entretanto não respondem bem na escala industrial.

Aplicações típicas incluem componentes das carcaças de automóveis, formas estruturais (Viga I, canaletas e cantoneiras) e chapas que são usadas em tubulações, edificações, pontes e latas estanhadas. Em geral, eles têm um limite de escoamento de 275 MPa, limites de resistência a tração entre 415 MPa a 550 MPa e uma ductilidade de 25% AL [1].

#### 4.3 Aços Médio Teor de Carbono

Os aços com médio teor de carbono apresentam concentrações desse entre aproximadamente 0,25% e 0,60% em peso. Essas ligas podem ser tratadas termicamente por austenitização, têmpera, e então revenidas para melhorar suas propriedades mecânicas. Elas são utilizadas com maior frequência na condição revenida, com microestruturas de martensita revenida. Os aços-carbono comuns com médio teor de carbono possuem temperabilidade relativamente baixa e podem ser termicamente tratados com sucesso apenas em seções muito finas e com altas taxas de resfriamento. Adições de cromo, níquel e molibdênio melhoram a capacidade dessas ligas de serem tratadas termicamente, dando origem a diversas combinações de resistência e ductilidade [1].

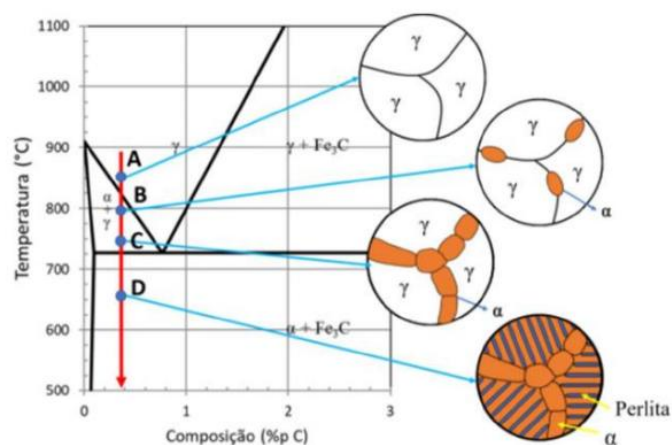
Essas ligas, quando tratadas termicamente, são mais resistentes que os aços com baixo teor de carbono, porém com o sacrifício da ductilidade e da tenacidade. Exemplos de suas aplicações incluem as rodas de trens e os trilhos de ferrovias, engrenagens, virabrequins e outras peças de máquinas e componentes estruturais de alta resistência, que exigem uma combinação de alta resistência, resistência à abrasão e tenacidade [1].

#### 4.4 Aços Alto Teor de Carbono

Os aços com alto teor de carbono, normalmente apresentam teores entre 0,60% e 1,4% em peso e são os mais duros e mais resistentes. Porém são os menos dúcteis dentre os aços-carbono. Eles são empregados quase sempre em uma condição temperada e revenida e, como tal, são especialmente resistentes ao desgaste e são capazes de manter a aresta de corte afiada. Os aços-ferramenta e para matrizes são ligas com alto teor de carbono, contendo geralmente elementos de ligas como cromo, vanádio, tungstênio e molibdênio. Esses elementos combinam-se com o carbono para formar carbeto, muito duros e resistentes ao desgaste (por exemplo,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{V}_4\text{C}_3$  e  $\text{WC}$ ). Esses aços são usados como ferramentas de corte e como matrizes para deformar e conformar materiais, assim como para a fabricação de facas, lâminas de corte, lâminas de serras, molas e arames de alta resistência [1].

#### 4.5 Aço baixo carbono 1020

O aço SAE 1020 é um aço baixa liga com teor de carbono em torno de 0,20%, cuja microestrutura é composta basicamente por fase ferrítica e constituinte perlita. No SAE 1020, ocorre a formação da ferrita proeutetóide, denominada assim devido ao fato de ser formada antes do ponto eutetóide (0,77% C e  $727^\circ\text{C}$ ), conforme ilustrado pela representação do diagrama de equilíbrio Fe-C, figura 4.5.1. A ferrita é nucleada preferencialmente nos contornos de grãos da austenita, no entanto, com aumento da taxa de resfriamento, a fase também pode nuclear-se no interior do grão da austenita [3].



**Figura 4.5.1:** Transformação no equilíbrio do aço baixo carbono resfriado lentamente, MACIEL 2023.

Maciel explica que no ponto “A” na figura 3.5.1 representa a fase austenítica. Assim, ao ser resfriado lentamente, a ferrita do aço começa a nuclear nos contornos da austenita (ponto B), e vai crescendo conforme a temperatura do material decresce (ponto B e C). Ao ultrapassar a temperatura da reação eutetóide, a fase austenítica remanescente se transforma em perlita (ponto D), constituindo esse formado por lamelas alternadas de fases ferrita e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). A cementita, por sua vez, é formada quando o limite de solubilidade do carbono no ferro é ultrapassado [3].

Os termos aço de baixo carbono e aço macio são frequentemente usados para indicar um teor de carbono inferior a 0,25%, como o aço AISI 1020. Esses aços têm resistência relativamente baixa, mas excelente ductilidade. A estrutura é uma combinação de ferro cúbico de corpo centrado, também chamado de ferro- $\alpha$  ou ferrita e constituinte perlita. A perlita é uma estrutura bifásica composta por camadas de ferrita e cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). O aço de baixo teor de carbono pode ser reforçados por trabalho a frio, entretanto apenas um pequeno reforço é possível por tratamento térmico. As aplicações incluem aços estruturais para edifícios, pontes e aplicações em chapas metálicas, como carrocerias de automóveis [4].

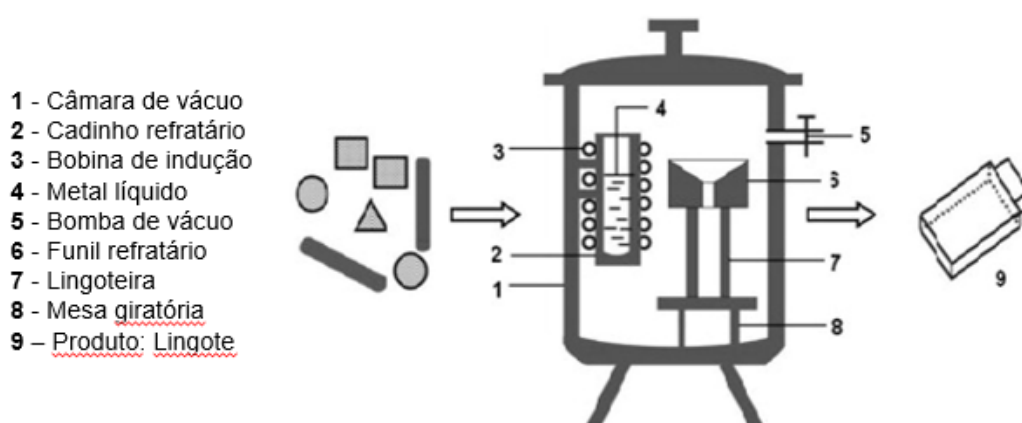
As características mecânicas de laminados a quente e aplicações típicas para os aços carbono SAE 1020 são limite de resistência de 380 MPa, limite de escoamento de 210 MPa e alongamento de 25% na base 50 mm [1]. ABNT NBR 7007, grau MR250, cita LR entre 400 e 560 MPa, LE mínimo de 250 MPa e AL mínimo de 20%.

O AISI 1020 é conhecido por possuir uma boa combinação de resistência mecânica e ductilidade. Portanto, é amplamente utilizado na indústria de tubos, construções e chapas de aço. A classe 1020 proporciona boa combinação entre usinabilidade, soldabilidade, conformabilidade e dureza. Essa classe também é denominada como aço baixo carbono (aço estrutural), e é amplamente fabricado em todo o mundo. A resistência à tração do AISI 1020 pode variar entre 410 e 790MPa [5].

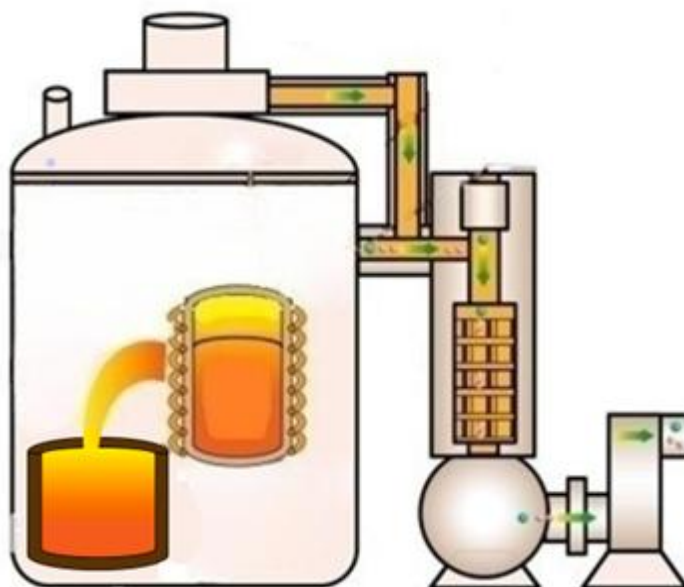
#### 4.6 Processo VIM

*Vacuum induction melting* (Forno de indução à vácuo, VIM) é geralmente utilizado para processamento de ligas especiais, podendo operar sob vácuo ou atmosfera reduzida e inerte. O VIM consiste basicamente em uma bobina de indução, revestida internamente por cadinho refratário, inserido em um tanque (câmara) vedado, o qual está interligado a

um sistema de bombeamento para promover o vácuo. As fusões geralmente são realizadas a pressões reduzidas e o controle do escape de gases do banho pode ser realizado com uma contrapressão de gás inerte, como exemplo injeção de argônio. A principal característica deste processo é a não exposição do metal líquido a atmosfera oxidante, além de evitar a elevação do teor de nitrogênio que normalmente ocorre em fusões ao ar. O controle da atmosfera na câmara impede a oxidação de elementos muito reativos ao oxigênio, limitando a formação de inclusões não metálicas e melhorando a assertividade da composição química. O processo geralmente ocorre sem presença de escória. Devido à alta pressão de vapor de certos elementos residuais, alguns desses podem ser eliminados reduzindo-se a pressão na câmara. Exemplo de metais de alta pressão de vapor podemos citar manganês, bismuto, chumbo, zinco, entre outros. Outra vantagem importante é o controle muito preciso de composições química de ligas complexas e vestígios de adições. Adicionalmente, a remoção de elementos voláteis indesejados durante o processo pode resultar em um produto mais vantajoso. Devido a estas características, este processo é muito utilizado na produção de ligas em escala laboratorial. As figuras 4.6.1 e 4.6.2 mostram representações esquemáticas do forno VIM. A figura 4.6.3 mostra o equipamento do CIT SENAI utilizado neste trabalho.



**Figura 4.6.1:** Representação esquemática do forno VIM [16].



**Figura 4.6.2:** Representação esquemática do forno VIM [17].



**Figura 4.6.3:** Forno VIM do CIT SENAI 175 kW, capacidade nominal 100 kg de aço.

#### 4.6.1 Produto do VIM

Na operação do forno VIM, a elevação da temperatura é promovida pela inserção da intensidade do campo magnético gerado pela bobina. Esse, por sua vez, gera correntes parasitas no material metálico contido no interior da bobina que, por efeito Joule, aquece.

Durante as fusões, ocorre a agitação do banho no cadinho promovida por esse campo magnético gerado e, adicionalmente, devido a diferença de temperatura existentes em diferentes pontos do interior da bobina. Dessa forma, a elaboração de ligas no forno de indução a vácuo, produz uma massa líquida de metal homogênea. Essa é vazada em formas de ferro fundido (ou de aço) denominadas lingoteiras, figura 4.6.4. Após a solidificação origina-se tarugos fundidos geralmente denominados de lingotes, figura 4.6.5.



**Figura 4.6.4:** Lingoteiras de capacidade 50 kg de aço com “Cabeça quente”, CIT SENAI.



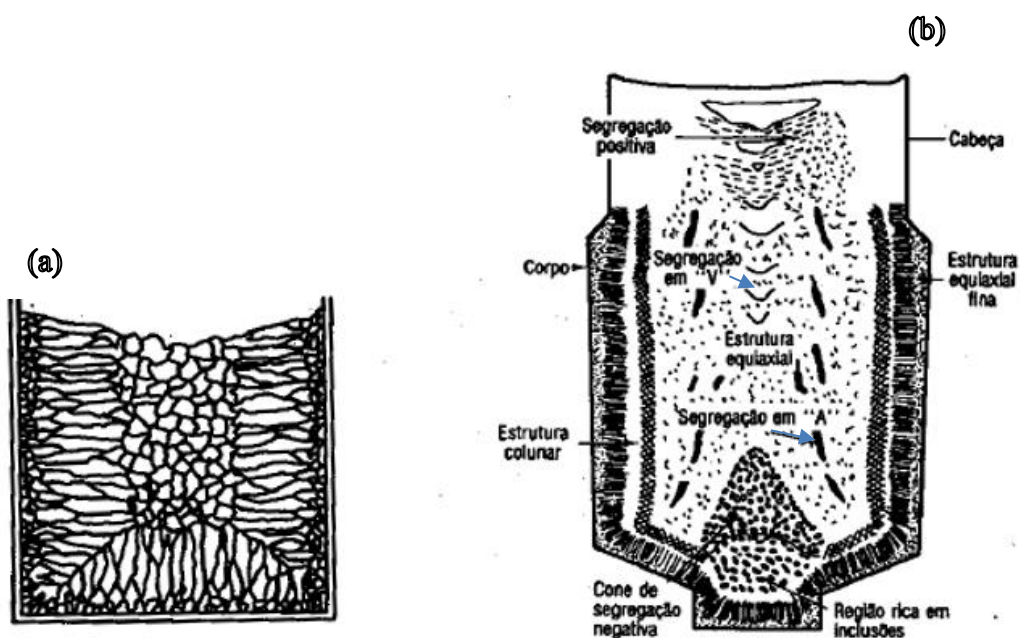
**Figura 4.6.5:** Lingote de liga metálica 30 kg, CIT SENAI.

O modo como um metal solidifica no interior de um molde é de grande importância na

definição das propriedades do produto obtido. A fase final da solidificação dos lingotes convencionais é extremamente relevante, pois vários fenômenos importantes para a estrutura do lingote ocorrem nesta etapa da solidificação, por exemplo: rechupe secundário e segregação em “V” [6].

Durante a solidificação ocorre contração devido a diferença de densidade entre o sólido e líquido. Para garantir bom rendimento e ausência de vazios internos ao lingote (rechupe, porosidade, etc.) é necessário concentrar-se esta contração em uma determinada parte do lingote. Isto é realizado por meio de controle do avanço da solidificação nas direções horizontal e vertical, garantindo a ocorrência de solidificação direcional [6].

O controle do avanço da solidificação se faz, basicamente, pelo controle dos aspectos térmicos do fenômeno. Entre as principais medidas disponíveis para controle da solidificação, estão a definição de um projeto adequado da lingoteira (conicidade, relação altura/diâmetro, etc.) e uso de “cabeça-quente”, figura 3.6.4. Cabeças-quentes são peças de material isolantes colocadas no topo da lingoteira para garantir que esta região seja a última a solidificar-se, servindo de alimentador (semelhante a massalotes) para o corpo do lingote [6]. Observando-se a estrutura de metais solidificados por este processo, frequentemente, o crescimento ocorre por crescimento celular dendrítico, figura 4.6.6.

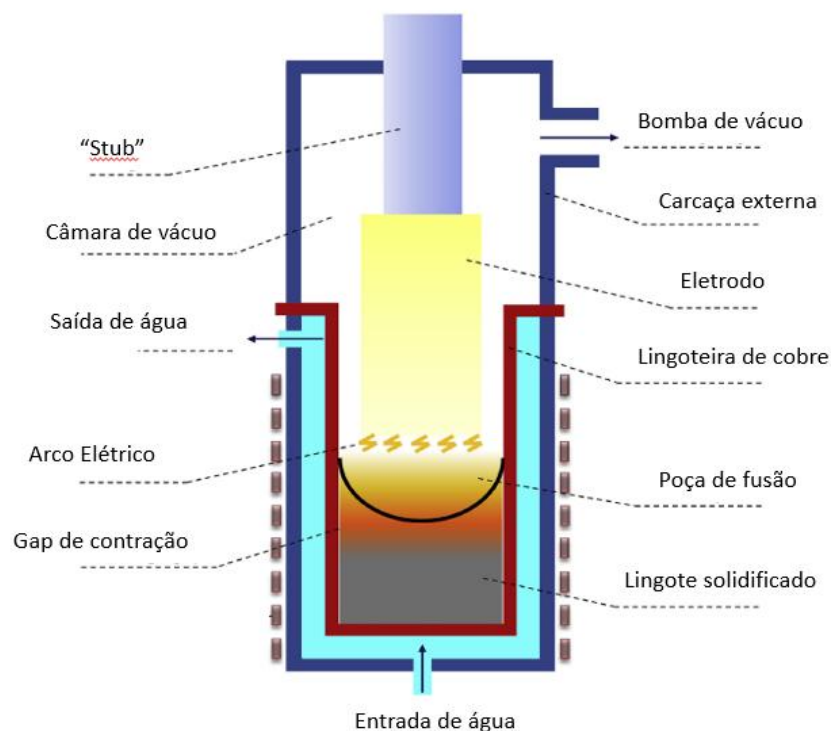


**Figura 4.6.6:** (a) Esquema estrutura de um lingote. (b) Características estruturais de um lingote grande de aço acalmado [6].

#### 4.7 Processo VAR

Os processos de metalurgia a arco elétrico sob vácuo destacaram-se devido a proteção e refino proporcionados pelo ambiente de vácuo, pela intensa liberação de calor do arco elétrico, possibilidade de obtenção de um produto final quimicamente mais homogêneo e possibilidade de controle das condições de fusão e solidificação [7]. Dentre estes, os processos VAR (*Vacuum Arc Remelting*) apresentam algumas vantagens como relativa simplicidade das fontes de corrente necessárias à manutenção do arco elétrico, sistemas de vácuo para controle de atmosfera, fácil controle operacional além da inexistência do contato da liga refundida com material refratário.

O processo utiliza o arco elétrico gerado entre o eletrodo consumível (liga de interesse) e a poça de fusão para fundir de forma contínua a ponta do mesmo. Gotículas geradas da ponta do eletrodo caem, inicialmente, no cadinho de cobre eletrolítico refrigerado a água e em seguida, solidifica-se na forma de lingote sólido, figura 4.7.1. De forma a evitar tais reações entre metal líquido e ar atmosférico em alta temperatura, além do vácuo, o argônio inerte pode ser usado como protetor. O processo VAR é amplamente utilizado para produzir superligas à base de níquel, ligas refratárias de titânio, zircônio, aços especiais e outros [8]. A rápida solidificação do metal (gota a gota) que entra em contato com a parede da lingoteira forma uma casca ("*skull*") a qual envolve e protege o metal líquido, não permitindo a difusão ou reação entre lingote e lingoteira [7].



**Figura 4.7.1:** Diagrama esquemático do processo VAR [8].

A ação do arco elétrico no topo do lingote e a intensa refrigeração da lingoteira impõe um elevado gradiente térmico ao metal líquido. Estes, aliado à velocidade de deslocamento da interface sólido-líquido são responsáveis por um crescimento do tipo dendrítico colunar no lingote, causando então uma grande anisotropia nas suas propriedades mecânicas. Além da anisotropia, a solidificação contínua desfavorece a precipitação, comumente verificada nos processos de lingotamento convencionais, produzindo então um lingote com maior homogeneidade na distribuição dos componentes da liga. O alto gradiente térmico pode ser interessante quando o crescimento direcional é desejado [7]. A exposição do metal líquido às baixas pressões internas do forno e a alta temperatura do arco elétrico, são responsáveis pelos fenômenos físicos e químicos que podem alterar as características originais do material do eletrodo. A indicação da literatura sugerindo que inclusões não metálicas na poça de fusão são mecanicamente removidas, por flotação, para regiões próximas a parede da lingoteira e/ou durante o processo essas podem ser expurgadas (espirradas) para parede do molde formando uma coroa no topo do lingote. Relata-se ainda que algumas inclusões também podem ser reduzidas pelo carbono [9].

O processo VAR, por sua vez, pode traduzir em distintos aspectos no material refundido, sobretudo no que diz respeito a melhoria da qualidade, remoção/distribuição de óxidos indesejáveis, gases voláteis e refino da microestrutura de solidificação [10]. A figura 4.7.2 mostra o forno VAR em escala laboratorial do CIT SENAI utilizado nesse trabalho, capacidade nominal de 200 kg de aço.



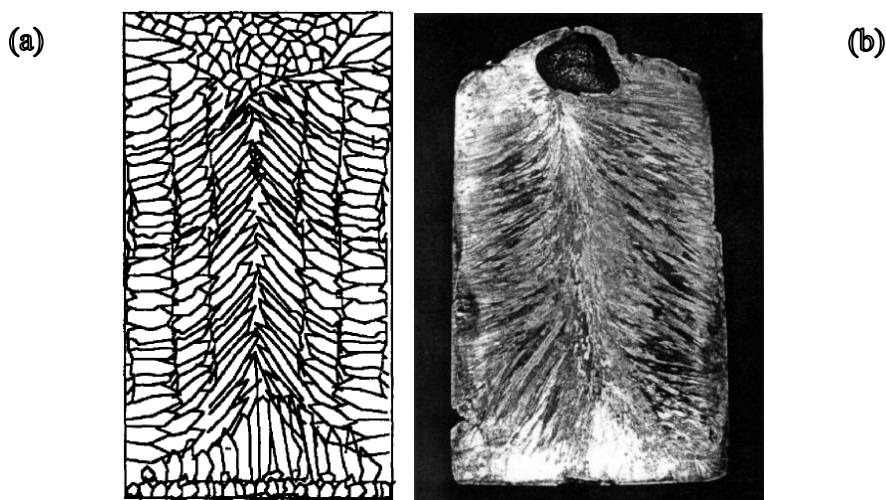
**Figura 4.7.2:** Forno VAR CIT SENAI capacidade 200 kg de aço.

#### 4.7.1 Produto do VAR

A figura 4.7.3 mostra o produto de refusão em VAR, lingote de aproximadamente 150 kg. A zona coquilhada, próxima superfície externa, ou é inexistente ou tem uma extensão desprezível, podendo ser confundida com grãos recristalizados. A figura 4.7.4 nos mostra esquematicamente a morfologia da macroestrutura de um lingote VAR. Observa-se a presença de uma zona de grãos dendríticos equiaxiais numa região com formato parabólico no topo do lingote. A presença deste tipo de crescimento, é motivada pela diminuição do gradiente térmico no final do processo de fusão do eletrodo. A maior parte do volume do lingote é então constituída por grãos dendríticos colunares, que dirigem para o centro e para o topo do lingote. Esta orientação é motivada pelo crescimento competitivo aliada ao sentido extração de calor [7].



**Figura 4.7.3:** Lingote obtido por processo VAR no CIT SENAI.



**Figura 4.7.4:** (a) Desenho esquemático da macrografia longitudinal de um lingote obtido em forno VAR. (b) Macrografia da seção longitudinal de um lingote VAR de aço-carbono [7].

#### 4.8 Lingotamento contínuo

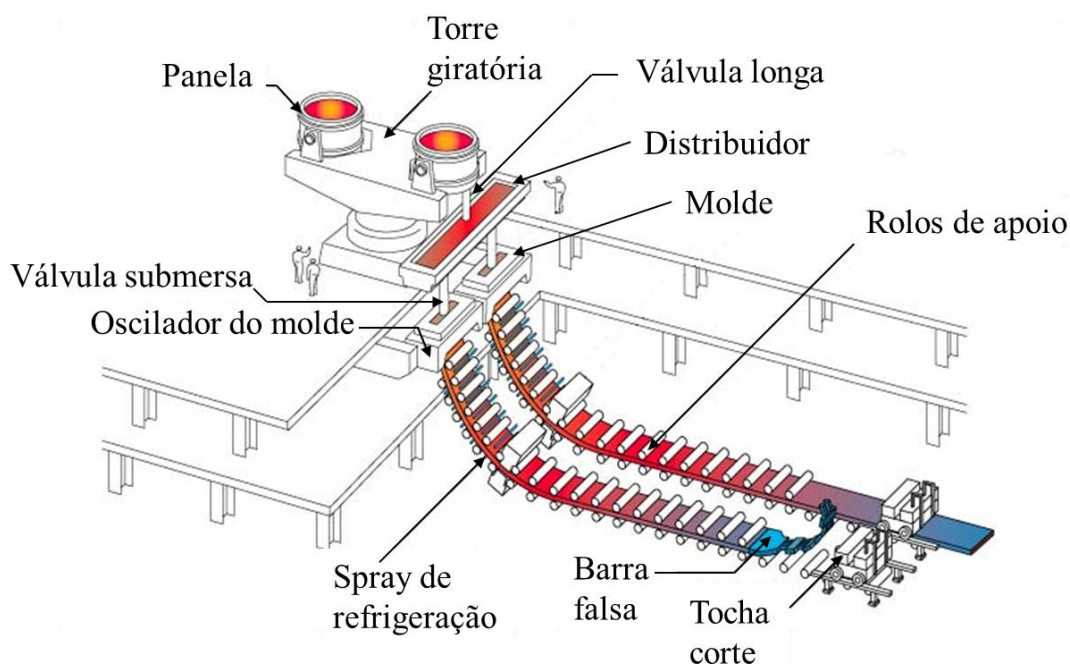
Com o objetivo de estabelecer parâmetros comparativos entre os resultados obtidos neste estudo e práticas industriais, o lingotamento contínuo é brevemente abordado, de modo a evidenciar suas principais diferenças em relação ao produto lingotado por VIM e VAR.

A maior parte da produção mundial de aços é processada por meio do processo de lingotamento contínuo, em que o aço começa a solidificação em um molde de cobre refrigerado a água e, após a formação de uma “casca” sólida com certa espessura, é adicionalmente resfriado por aspersão de água. Para aços especiais, produzidos em menores quantidades, o lingotamento “estático” ou convencional é empregado. Adicionalmente, peças de aço podem ser produzidas por meio de processos de fundição,

em que a liga no seu estado líquido é vazada em moldes com geometrias iguais ou próximas da peça final [49]. No Brasil, 97,6% da produção de aço bruto no ano de 2022 foi processada por lingotamento contínuo, enquanto 2,3% foram produzidas por lingotamento convencional e apenas 0,1% do aço produzido foi destinado aos processos de fundição [50].

O sucesso do lingotamento contínuo está atrelado ao desenvolvimento tecnológico e melhoras dos processos de refino primário e secundário do aço líquido. Por meio desse processo é possível a produção de grandes quantidades de aço de uma mesma categoria, a custos baixos e com alta eficiência de produção [52].

A Figura 4.8.1 apresenta uma visão geral do processo de lingotamento. Cada etapa é descrita em detalhes nos parágrafos a seguir.



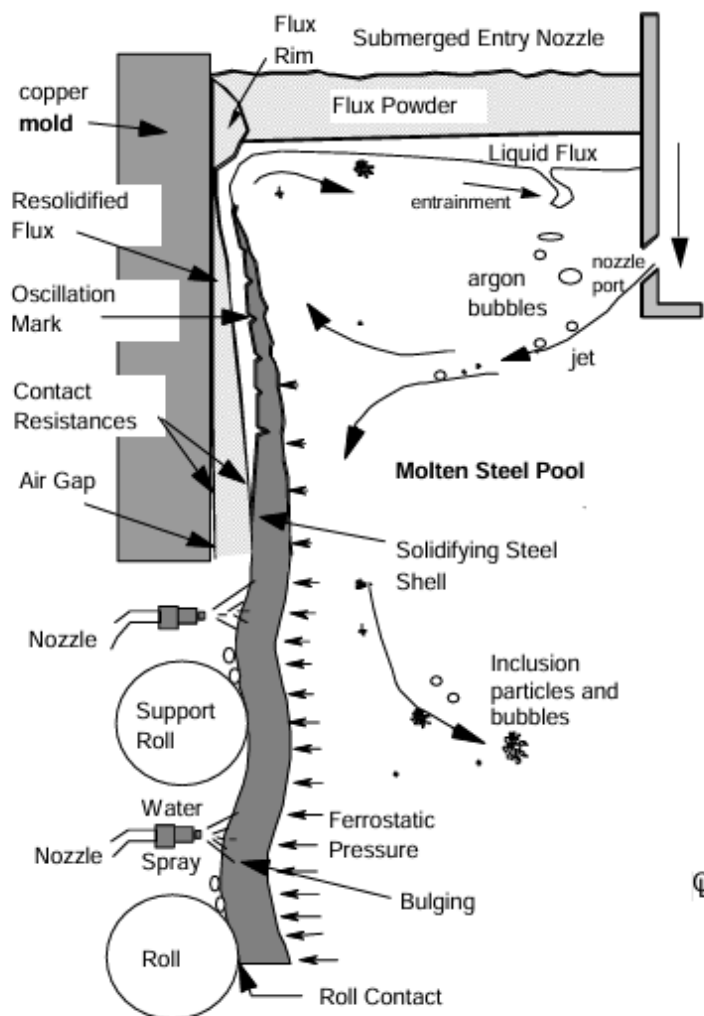
**Figura 4.8.1:** Processo de lingotamento. Figura adaptada de [51].

Após o processamento secundário adequado, a panela contendo o aço líquido é, em geral, transportada até uma torre giratória. Essa torre gira de forma que uma panela cheia de aço possa ser trazida rapidamente para posição de vazamento na posterior etapa de lingotamento. Frequentemente, duas ou mais panelas são lingotadas em sequência, ou seja, todo o conjunto do lingotamento é projetado para que a produção seja conduzida de forma contínua, mesmo quando a panela vazia é substituída pela próxima cheia.

O aço líquido é então vazado da panela para distribuidor através de uma “válvula longa”, onde o fluxo, geralmente, é protegido por um tubo refratário para evitar qualquer oxidação proveniente da atmosfera. As funções básicas do distribuidor são de reduzir a turbulência do jato de metal líquido da panela, distribuir o aço para os veios de lingotamento e atuar como reservatório durante a troca das panelas [52]. Quando o aço atinge uma altura pré-determinada no distribuidor, abre-se a válvula reguladora de vazão (haste tampão), iniciando o enchimento do molde, por meio de um tubo refratário denominado “válvula submersa”.

Dentro do molde, geralmente fabricado de ligas de cobre e refrigerado intensamente por água, o aço líquido inicia seu resfriamento primário. Os moldes são abertos na parte superior e inferior e, para partida do processo, barras falsas são inseridas na parte inferior do molde (saída).

A transferência de calor entre o molde e o aço líquido leva à formação de uma casca sólida de aço a partir da superfície de contato entre molde-aço, a qual aumenta em espessura em direção ao centro e a parte inferior do molde. Existe uma espessura crítica de casca solidificada, medida na saída do molde, acima da qual a casca é capaz de resistir à pressão ferrostática e aos esforços de dobramento-endireitamento nas etapas seguintes do lingotamento [49]. Assim que a camada solidificada for suficientemente espessa para conter o aço líquido, o lingote começa a deixar o molde e continua-se seu resfriamento por aspersão de água, conforme esquematizado na Figura 4.8.2.



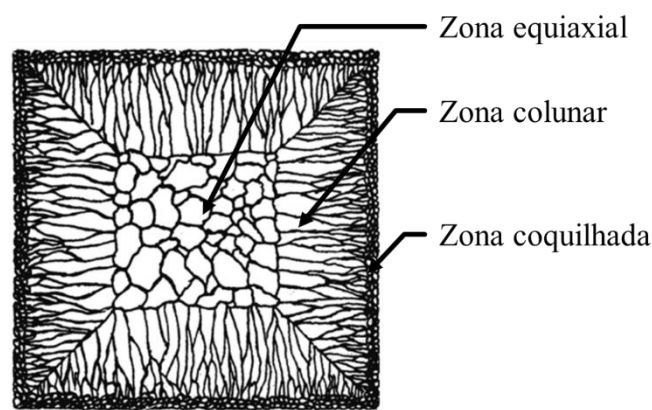
**Figura 4.8.2:** Esquema de solidificação do aço na região do molde [48].

Para permitir que o produto totalmente solidificado seja retirado na posição horizontal, a este é lingotado com uma curvatura cujo raio depende de vários fatores relacionados às dimensões do produto e aos requisitos de qualidade. Visto que a resistência da camada sólida pode não ser suficiente para suportar a pressão do aço líquido, se faz necessário apoiar o lingote contendo a casca solidificada e o metal líquido em “rolos de apoio” [52].

Então, o aço líquido se torna completamente sólido após percorrer vários metros na máquina, posição essa que depende da velocidade de solidificação, das condições de refrigeração e da espessura do lingote. Essa distância, medida a partir do menisco, na qual o aço se encontra totalmente solidificado, é denominada comprimento metalúrgico [49].

Após o lingote se encontrar totalmente solidificado, ao final da unidade de lingotamento, uma tocha de corte secciona o produto transversalmente. O produto cortado é então destinado a uma mesa de transferência para posteriores etapas de processamento.

A qualidade de um produto metálico está intimamente relacionada à sua microestrutura/macroestrutura de solidificação. De modo geral, podem ser distinguidas três zonas diferentes na macroestrutura de lingotes brutos de solidificação, como mostra a figura 4.8.3. Essas são: (a) a zona coquilhada, (b) a zona colunar e (c) a zona equiaxial [53]. Comparativamente, podemos assemelhar a estrutura do lingotamento contínuo com a região central de um lingote obtido por lingotamento convencional. Contudo, neste último, é característico por variações nas regiões de topo e fundo, além de que, geralmente, as taxas de refrigeração são menores.



**Figura 4.8.3:** Macroestrutura de tarugo obtido por lingotamento contínuo [53].

Dada a realidade do crescimento dendrítico e redistribuição de solutos durante a solidificação, a escala de partição ou segregação depende das condições de solidificação que determinam o tamanho das dendritas. Contudo, de forma geral, os processos de lingotamento contínuo resultam em regiões com maior segregação no centro de produtos. No estado sólido, o único mecanismo viável para restaurar a homogeneidade química da liga é a difusão. Assim, o efeito da microsegregação pode ser mitigado em certos casos por tratamento térmico subsequente de homogeneização. Contudo, devido à baixa mobilidade dos elementos substitucionais no ferro, no estado sólido, e a escala e dimensão em que a macrosseguração de solidificação normalmente ocorre, a eliminação completa

da segregação por homogeneização em produtos siderúrgicos torna-se praticamente inviável [49,54].

#### 4.9 Estudo do tamanho de grão austenítico

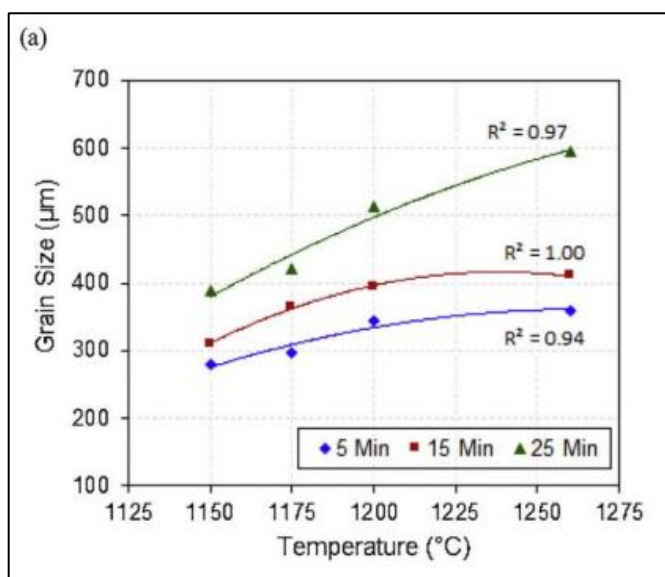
O tamanho de grão austenítico tem uma grande influência sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas, elétricas e magnéticas dos aços [13]. Estudos sobre o crescimento de grãos de austenita durante a austenitização, antes da deformação a quente, em diferentes tipos de aço foram conduzidos, embora em muitos estudos o foco tenha sido principalmente no impacto dos elementos de liga. Alguns estudos sobre o impacto do tamanho de grão inicial antes da austenitização, bem como da temperatura e tempo de imersão no processo de austenitização no crescimento dos grãos de austenita estão disponíveis na literatura. DUAN apontou que os grãos de austenita crescem com o aumento da temperatura e do tempo de austenitização na tubulação de aço X80 [12]. Além disso, CHEN e LIU indicaram que em diferentes classes de aço com o aumento do tamanho de grão inicial, a taxa de crescimento de grãos de austenita durante a austenitização diminui [12].

O crescimento de grão austenítico é um processo que depende do tempo, da temperatura e é, normalmente, controlado pela presença de partículas finas (diâmetros menores que 100Å) dispersas. Em geral, para uma dada temperatura, o crescimento de grãos é bastante rápido nos primeiros 10 minutos de aquecimento, sendo que, após este tempo, este crescimento é apenas marginal. [18]

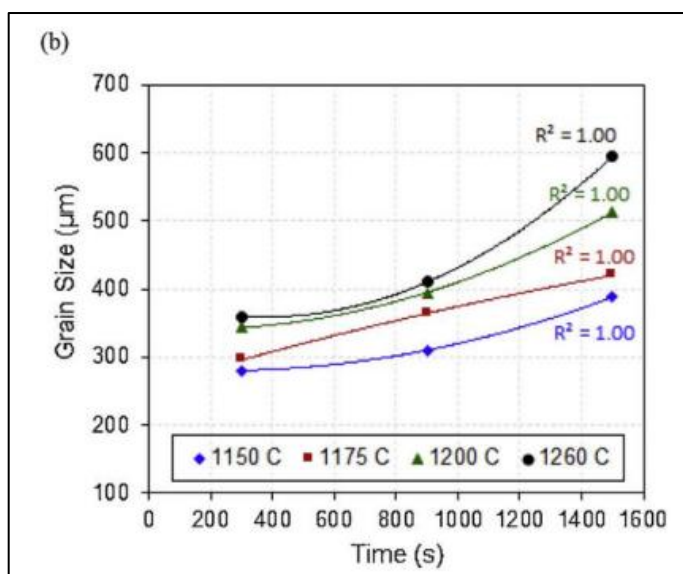
Nos aços hipoeutetóides as primeiras regiões de austenita surgem, preferencialmente, nos contornos de grão e subgrãos da ferrita em excesso, e nos contornos das colônias de perlita. A velocidade de crescimento isotérmico do grão de austenita é controlada pela difusão do carbono. (NOVIKOV, 1994. – Adaptado - p. 176)

O tamanho do grão da austenita afeta os estados da fase final e as propriedades mecânicas da liga de aço. Isto porque, durante o processo de resfriamento, os contornos de grãos da austenita atuam como locais de nucleação para ferrita, cementita, bainita e martensita. Se o tamanho do grão da austenita for pequeno, o número de locais de nucleação aumenta. Conseqüentemente, a fase final conterá um tamanho de grão pequeno. Isso melhora as propriedades mecânicas do aço-liga. Portanto, é importante levar em consideração o tamanho do grão de austenita da liga de aço em tratamentos térmicos, como normalização

e recozimento. O controle microestrutural do aço-liga permite melhorar suas propriedades mecânicas sem adição de elementos de liga. O crescimento dos grãos de austenita pode ser previsto usando a equação de Arrhenius, que compreende a energia de ativação, temperatura de reaquecimento e tempo de encharque [11]. As figuras 4.9.1 e 4.9.2 mostram comportamento do tamanho de grão austenítico em função da temperatura e tempo para aço baixo liga com 0,37% de carbono em massa.



**Figura 4.9.1:** Variação do tamanho de grão austenítico em função da temperatura, aço 0,37% C baixa liga [12]



**Figura 4.9.2:** Variação do tamanho de grão austenítico em função do tempo, aço 0,37% C baixa liga [12]

Dessa forma, considerando que os lingotes obtidos por processos VIM e VAR originam-se de estruturas de solidificação distintas, optou-se, em um primeiro momento, compreender o crescimento do grão austenítico para definir a condição de aquecimento. Desse modo, o trabalho realizará este estudo para entendimento desse comportamento e, por conseguinte, definir condições de reaquecimento para laminação em escala piloto.

Para análise do tamanho de grão austenítico, o tratamento térmico de têmpera se faz necessária. A velocidade de resfriamento deve ser tal que evite a transformação da austenita em constituintes normais, favorecendo a formação da fase martensita [19].

Vários fatores afetam o mecanismo de resfriamento, tais como:

- Geometria da peça, que afeta o suprimento de calor do núcleo à superfície;
- Condições externas, incluindo a própria superfície da peça;
- Potencial de extração do calor do meio resfriamento, em condições normais, ou seja, sem agitação e temperatura e pressões normais;
- Modificação do potencial de extração de calor do meio de resfriamento.

Vicente Chiaverini, fornece indícios que a têmpera em solução aquosa a 10% NaCl e sob agitação é uma opção para têmpera mais severa, condição necessária já que o trabalho utilizou aço baixo carbono [19].

#### 4.10 Textura

##### 4.10.1 Estruturas de solidificação

A estrutura bruta de fusão originada do processo VIM é semelhante ao processo de lingotamento convencional. As estruturas formadas nesse processo, ou no lingotamento contínuo, são caracterizadas pela formação de três zonas bem definidas:

##### (a) zona coquilhada

Durante o lingotamento do aço, devido a maior taxa de extração de calor situada na parede do molde, a solidificação inicia-se nessa região com a formação de uma fina camada denominada zona coquilhada, caracterizada pela formação mista de grãos equiaxiais, exibindo orientações aleatórias, e alguns grãos orientados em direção à região central do lingote segundo componentes da família  $\langle 100 \rangle$ , em razão do próprio crescimento dendrítico orientado. Os grãos orientados em direção à região central do lingote formam-se a partir das paredes do molde enquanto os grãos orientados

aleatoriamente são formados a partir das partículas do metal que se desprendem da parede do molde ou da própria superfície solidificada, fundindo-se em contato com o metal líquido para em seguida se solidificarem novamente, formando a região de grãos de orientações aleatórias.

#### (b) Zona colunar

Região de grãos alongados, orientados na direção de extração de calor. Os grãos da zona coquilhada que possuem as direções cristalinas de maiores velocidades de crescimento alinhadas com a direção de extração de calor, apresentam aceleração de crescimento. Esta aceleração gera grãos alongados que compõem a zona colunar, situada na posição intermediária entre a parede e o centro do molde. Caracterizada pela solidificação orientada na direção  $\langle 100 \rangle$  em direção ao centro do lingote. Dependendo das condições de solidificação, as dendritas observadas na zona colunar podem ser formadas diretamente a partir das paredes do molde, mas, de forma geral, esses grãos de orientações bem definidas são nucleados a partir de partículas que se desprendem da superfície solidificada da zona coquilhada e que se fundem e novamente solidificam em direção a região central do lingote.

#### (c) Zona Equiaxial

Região de pequenos grãos formados no centro do molde como resultado da nucleação de cristais ou da migração de fragmentos de grãos colunares (arrastados para o centro por correntes de convecção no líquido). Nesta região os grãos tendem a ser pequenos, equiaxiais e de orientação cristalina aleatória, contendo intensa segregação de elementos de liga/impurezas.

Já no processo VAR, observa-se predominantemente o crescimento colunar durante o lingotamento, cuja intensidade pode variar conforme as condições de refrigeração da lingoteira, como a vazão de água e uso de fluxo de hélio.

### 4.10.2 Textura cristalográfica em ligas metálicas

A textura ou orientação preferencial dos grãos em ligas metálicas pode se desenvolver durante as operações de processamento, tais como: fundição, apresentando uma solidificação direcional; conformação mecânica, devido à deformação plástica e recozimento, de acordo com a fração recristalizada [34]

Materiais policristalinos são constituídos por grãos que, individualmente, podem apresentar orientações cristalográficas diferentes dos grãos adjacentes. De forma geral, esses grãos podem estar orientados aleatoriamente com relação a um sistema de referência ou apresentarem orientações particulares, em maior ou menor grau, o que caracteriza a textura cristalográfica. Essa distribuição de orientações não aleatórias pode-se desenvolver em materiais metálicos durante o processamento e produzir uma condição de anisotropia no material, com o desenvolvimento de propriedades mecânicas direcionais [29].

As formas de representação comumente utilizadas para se analisar as texturas cristalográficas em um material são por meio de componentes ou fibras. As componentes de textura são utilizadas para representação da distribuição de orientações em uma pequena quantidade de orientações específicas. Já a representação por fibras parciais, diz respeito a uma faixa de orientações que se encontram limitadas a um determinado grau de liberdade (rotação) com relação a um eixo fixo. As fibras podem ser definidas em termos dos eixos da amostra ou em termos de coordenadas cristalográficas [29].

De maneira geral, a textura é descrita por componentes que são representadas por uma orientação cristalina específica, em torno da qual um volume significativo do material se agrupa. Essas componentes são representadas de acordo com o plano cristalino (hkl) paralelo ao plano da chapa e da direção [uvw] paralela à direção de laminação (DL) [34].

Informações sobre essa distribuição podem ser obtidas com o auxílio das funções de distribuição de orientações cristalinas (FDOCs), que especificam a frequência de ocorrência ou a probabilidade de encontrar determinadas orientações (hkl)[uvw] em uma amostra do material [87], normalmente representadas sobre seções de  $\varphi_2 = \text{constante}$ , com curvas de nível de isovalor, para ser interpretada pelos ábacos das seções retas do espaço de Euler. No sistema cúbico, as principais orientações surgem com frequência no intervalo de  $0^\circ$  a  $90^\circ$ , especialmente na seção  $\varphi_2 = 45^\circ$ , na qual as orientações principais se concentram. As fibras, representadas na figura 4.10.1a, são a fibra DL, formada pelas orientações do tipo (hkl) [110] e a fibra DN com as orientações (111)[uvw] [87]. A figura 4.10.1b traz ainda, os nomes dados a algumas das principais orientações [34].

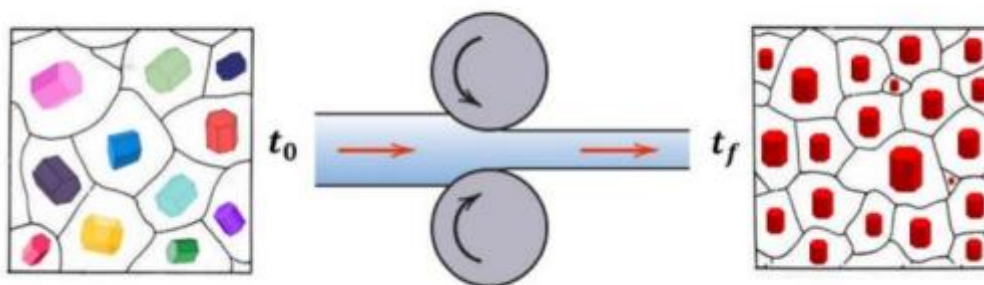


na fibra  $\gamma$  [34].

#### 4.10.3 Difração de Elétrons Retro-espalhados

A Difração de Elétrons Retro-espalhados, mais conhecida como EBSD, é uma técnica de caracterização relativamente nova e bastante aceita pelos pesquisadores da ciência dos materiais, pois abriu novas perspectivas na análise dessas texturas cristalográficas. Isso permitiu determinar a orientação cristalográfica de cada um dos grãos, a textura local, a correlação de orientação entre um ponto da microestrutura e outro, identificar as fases presentes e sua distribuição dentro de um policristal, bem como analisar as características dos contornos de grãos do material [28].

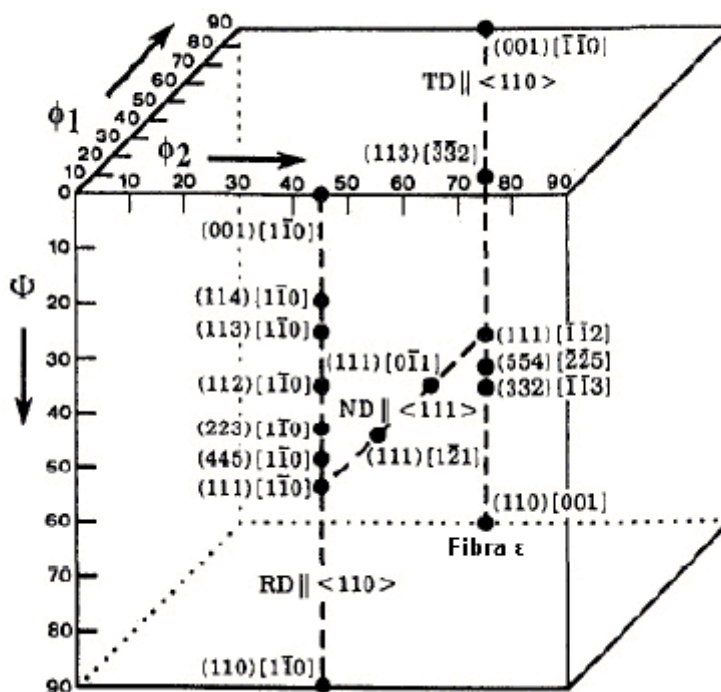
Em alguns metais, há uma tendência ao aparecimento de certas orientações cristalográficas, causadas principalmente por processos termomecânicos. Essa tendência é conhecida como orientação preferencial ou, mais especificamente, textura. Ou seja, uma família de planos ou direções dentro dos grãos da amostra é preferencialmente orientada em direção a uma direção ou plano da geometria total da amostra. Para uma melhor compreensão deste fenômeno, estabelece-se um sistema de referência, correspondente a uma amostra ortogonal de um material laminado definida pelas direções de laminação (RD), direção normal (ND) e direção transversal (TD), figura 4.10.2. A figura 4.10.3 apresenta algumas fibras de interesse em aços destinados à estampagem obtidas em uma seção tomada paralelamente aos eixos  $\phi_1$  e  $\Phi$  em  $\phi_2 = 45^\circ$  no espaço de Euler.



**Figura 4.10.2:** Representação da formação da textura basal do magnésio durante a laminação.

Observa-se que a microestrutura inicial é aleatória e, após o processo de laminação, as células de cada grão tendem a se orientar com seu eixo  $c$  paralelo à direção ND da laminação ou, em outras palavras, o plano basal é orientado paralelamente ao plano RD-

TD da folha [28].



**Figura 4.10.3:** Representação do espaço de Euler pela notação de Bunge apresentando algumas fibras e componentes de textura de interesse [35].

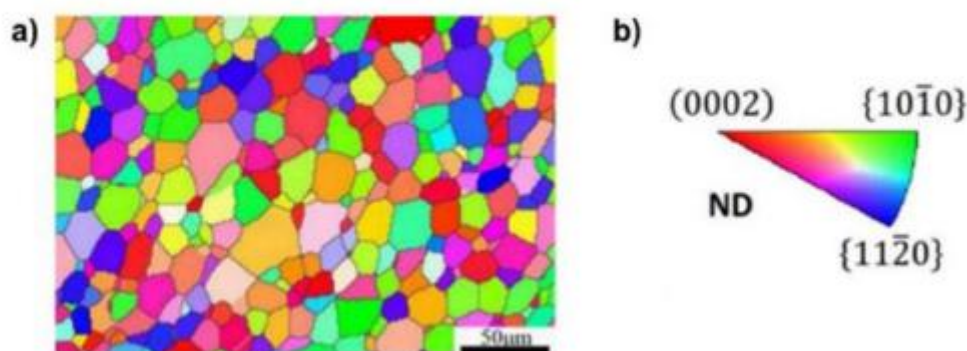
O método mais comum para medir a textura cristalográfica é a medição de figuras polares por difração de raios X, usando um goniômetro de textura. Esses tipos de medições nos informam a fração de volume da amostra que tem uma orientação particular a partir das intensidades medidas para cada uma das famílias de planos cristalográficos de interesse, que foram orientados para difração dentro da amostra [28].

Portanto, os valores obtidos são uma média do volume total da amostra e, devido à penetração do feixe de raios X, o volume irradiado normalmente compreende milhares de grãos, por esse motivo esse tipo de estudo de textura é conhecido como macrotextura. Entretanto, a macrotextura (medida por raios X) não nos diz como esses grãos estão distribuídos em todo o material. O estudo que abrange a localização espacial desses grãos, ou seja, a topografia de orientação, tem sido chamado de "microtextura" e requer uma técnica em que o feixe gerado seja várias vezes menor que o tamanho dos grãos que compõem o metal, o que deu origem à Difração de Elétrons Retro-espalhados (EBSD).

O EBSD é baseado na colocação de uma amostra dentro da câmara do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) de modo que um ângulo, normalmente de  $70^\circ$ , seja formado entre o feixe de elétrons e a superfície da amostra. Essa inclinação melhora a proporção de elétrons difratados que não são absorvidos pela amostra e conseguem escapar dela [28].

A identificação de picos no espaço pode ser facilmente identificada por métodos computadorizados de localização de pontos. A indexação de padrões é realizada automaticamente pelo software do sistema. Isso identifica os pontos dentro do espaço e os compara com padrões teóricos no banco de dados do software que, por sua vez, correspondem ao sistema de planos que difratam no sistema cristalino em estudo.

O software cria então um conjunto de dados contendo as coordenadas do ponto analisado e os três ângulos de Euler, que fazem os eixos da célula unitária coincidirem com os eixos de coordenadas de referência da amostra. Esses dados obtidos são processados com algum software especializado para EBSD e com isso é construído um mapa de orientação, que colore cada ponto de acordo com o código de cores do triângulo padrão para cada estrutura cristalina, figura 4.10.4 [28].

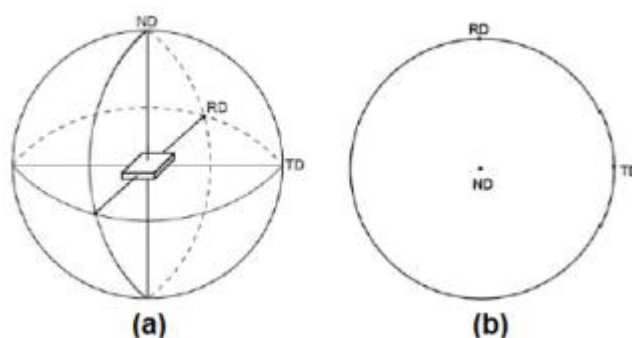


**Figura 4.10.4:** (a) Mapa EBSD obtido para uma amostra de uma liga Mg-3.0Y, (b) IPF padrão para a estrutura HCP [28].

#### 4.10.3.1 Figura de polo (PF)

A figura de polo é uma projeção estereográfica bidimensional na qual as posições e intensidades de orientações cristalográficas de um plano (hkl) específico são plotadas usando eixos da amostra como eixos de referência. No caso de uma chapa,

convenientemente se utiliza as direções ortogonais de laminação (RD, ND e TD) como os eixos de coordenadas da projeção estereográfica. Dessa forma, considera-se o ponto focal da projeção o eixo ao longo da direção ND e faz-se a projeção de pontos de uma superfície paralela ao plano RD-TD, figura 4.10.5. Grãos com orientações preferenciais tendem a apresentar polos aglomerados ao redor das direções anteriormente citadas, de modo que outras regiões da projeção permanecem desocupadas [29]. No caso de uma textura aleatória, os polos estarão uniformemente distribuídos na projeção [40].



**Figura 4.10.5:** (a) Representação do plano de projeção e da esfera de referência a partir de uma chapa ao centro. (b) Projeção estereográfica das direções ortogonais RD, TD e ND usadas como eixos de coordenadas em uma figura de polo padrão [29].

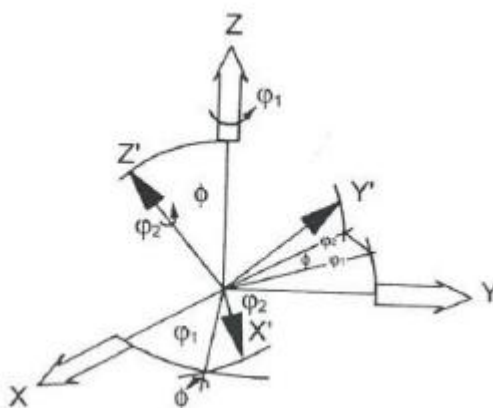
A figura de polo direta é, então, a representação das projeções estereográficas paralelas a um determinado plano (hkl), no caso, RD-TD, ao longo de um eixo perpendicular, ND. Por outro lado, a figura de polo inversa, assim como o próprio nome já diz, define uma imagem exatamente inversa à da figura de polo, ou seja, representa a distribuição das principais orientações paralelas a uma dada superfície na amostra em relação a um padrão de referência previamente definido. Os dados obtidos a partir dessa análise são apresentados graficamente na forma de um triângulo estereográfico, onde a orientação individual dos cristais é representada por um código de cores, ou linhas de isofrequência, característico para cada estrutura cristalina avaliada, Figura 4.10.2. Os mapas IPF são usualmente utilizados no estudo de materiais que apresentam uma textura tipicamente de fibras, com a presença de um alinhamento preferencial de um eixo cristalográfico [29].

#### 4.10.3.2 Função de distribuição de orientações (ODF)

A Função de Distribuição de Orientações (*orientation distribution function* - ODF)

quantifica a textura dos materiais em termos de três ângulos de Euler independentemente do tamanho, forma e localização dos grãos [29]. Descreve a probabilidade de ocorrência de uma orientação cristalográfica. É citado que, quando a austenita é deformada na região de recristalização, ou seja, com a temperatura de acabamento acima da  $T_{nr}$ , a textura de transformação é fraca. Nos aços carbono e microligados, as principais componentes estão localizadas ao longo de  $\{100\}$ - $\{111\}$  $\langle 011 \rangle$ , e possuem intensidades baixas [25].

O sistema de notações mais comumente utilizado foi proposto por Bunge, por meio dos ângulos  $\Phi$ ,  $\varphi_1$  e  $\varphi_2$ , figura 4.10.6. Cada grão em um material pode ser representado por um conjunto específico de ângulos de Euler, o que definirá sua respectiva orientação  $g$ , onde  $g = (\Phi, \varphi_1, \varphi_2)$ . Dessa forma, a função de distribuição de orientação,  $f(g)$ , estima a densidade e distribuição da textura cristalográfica em um determinado intervalo no espaço, com respeito ao quadro de referências da amostra, de modo que grãos com orientações similares apresentarão cores análogas [29].



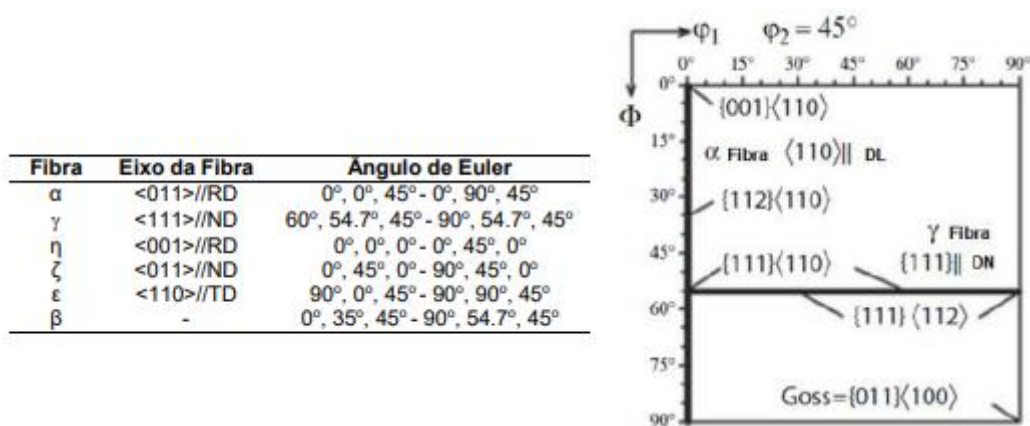
**Figura 4.10.6:** Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge [29].

Essas informações podem ser melhor visualizadas na figura 3.9.1 que mostra *ODF* de referência para  $\varphi_2 = 45^\circ$  representando as orientações ao longo das fibras RD, ND e TD [25].

Quando a deformação se processa na austenita não-recristalizada,  $T_{acab} < T_{nr}$ , as principais componentes são identificadas em  $\{332\}\langle 113 \rangle$  e  $\{113\}\langle 110 \rangle$  bem como nas orientações vizinhas  $\{554\}\langle 225 \rangle$  e  $\{112\}\langle 110 \rangle$  ou  $\{4\ 4\ 11\}\langle 110 \rangle$ , respectivamente.

#### 4.10.3.3 Textura de deformação

As texturas em metais CCC também são descritas em termos de algumas orientações de fibras no espaço Euler. As principais componentes de textura presentes nesses metais correspondem às fibras  $\alpha$  e  $\gamma$ . As componentes de textura pertencentes à fibra  $\alpha$ , conhecida por fibra RD, possuem direção paralela à direção de laminação, enquanto que as componentes da fibra  $\gamma$ , ou fibra ND, apresentam componentes cujas normais aos planos  $\{111\}$  estão paralelas à direção normal à chapa. Podem ser observadas, ainda, as fibras  $\eta$  ( $\parallel$ RD) e  $\epsilon$  ( $\parallel$ TD) [13, 35]. As fibras de textura características desses metais podem ser observadas na Figura 4.10.7 [29].



**Figura 4.10.7:** Fibras características em metais CCC e representação de suas principais orientações na seção  $\phi_2 = 45^\circ$  [29].

#### 4.10.3.4 Band contrast

O *BC* (*Band contrast*) é a métrica de qualidade fornecida pelo software que controla o EBSD [26]. Esse é um parâmetro relacionado à qualidade de imagem (*IQ* – *image quality*) associado ao padrão de difração, ou seja, descreve a nitidez do padrão de difração, variando entre 0 e 255. Quaisquer desajustes na orientação cristalina da amostra que alterem o padrão de difração, tais como regiões com elevada densidade de discordâncias e/ou grande quantidade de contornos de grão tendem a apresentar baixo *BC* ou baixa nitidez. Como a qualidade do padrão é sensível a defeitos de rede e topologia de superfície, um mapa construído com dados de *BC* pode indicar características da microestrutura, inclusive a discriminação de seus constituintes. Constituintes formados a baixas temperaturas de transformação, como a bainita e martensita, normalmente

possuem maior densidade de discordâncias, levando à degradação de IQ, reduzindo os valores de *BC*.

#### 4.10.3.5 Parametro GOS

O parâmetro GOS (*Grain Orientation Spread*) permite como o IQ, distinguir regiões deformadas e recristalizadas pela desorientação média de todos os pontos de análise para um determinado grão. Ele é mais acentuado em grãos deformados plasticamente, uma vez que regiões com maior densidade de defeitos cristalinos possuem uma variação de orientação superior às isentas de deformação. Em função disso, alguns autores definiram que os grãos recristalizados caracterizam-se, geralmente, por valores de GOS inferiores a 1,5°; outros já consideram abaixo de 3°. [20, 21]

Segundo a literatura, valores maiores de GOS podem estar relacionados a emaranhados de discordâncias, bandas de cisalhamento e de deformação do grão [22]. Essas características microestruturais são devido a heterogeneidades de deformação plástica.

Como o GOS, o parâmetro KAM (*Kernel Average Misorientation*) é também baseado na desorientação cristalográfica dos grãos, dado pelo ângulo médio de desorientação entre um ponto individual considerado e seus vizinhos. De uma forma mais direta, o parâmetro KAM é uma medida da energia armazenada em termos da densidade de discordâncias e, por isso, permite caracterizar quantitativamente sua distribuição [21]. Assim ele permite avaliar a densidade de discordâncias geometricamente necessárias (GND) em um metal. Essas discordâncias são geradas em função da acomodação da curvatura da rede cristalina imposta pela deformação plástica. Essa curvatura, por sua vez, corresponde à desorientação intragranular local mensurável, o valor de KAM. Logo esse valor tem uma relação direta com a densidade de GND [23, 24].

Os parâmetros GOS e KAM são relacionados à microtextura dos materiais porque são medidas de orientação de cada grão um a um. Por outro lado, é possível avaliar a mesotextura (distribuição de contornos [27] dos materiais pela diferença de orientação entre cada grão e seus vizinhos expressa pelo ângulo de desorientação.

## 5 METODOLOGIA

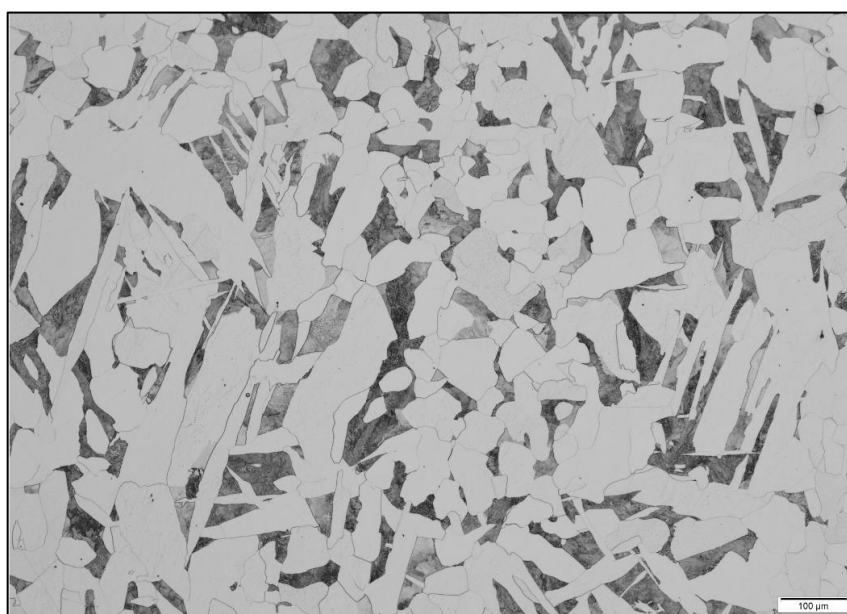
### 5.1 Materiais

O aço utilizado neste trabalho foi do tipo baixo carbono, SAE 1020, adquirido da Aço Total Indústria e Comercio Eoreli na forma tarugos cilíndricos de cerca de 179 kg, com 152,40 mm de diâmetro por 1250,00 mm de comprimento). Sua composição química típica é indicada na Tabela 5.1.

**Tabela 5.1:** Composição química do aço SAE 1020 utilizado nesse estudo (% em peso).

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Si</b>	<b>Al</b>	<b>N</b>	<b>Cr</b>
%	0,190	0,412	0,020	0,003	0,200	0,048	0,011	0,021
Incerteza medição	0,0051	0,0095	0,0012	0,0003	0,0047	0,003	0,0009	0,0003

A figura 5.1.1 mostra a micrografia do aço na condição de recebido, verificando a presença de ferrita e perlita.

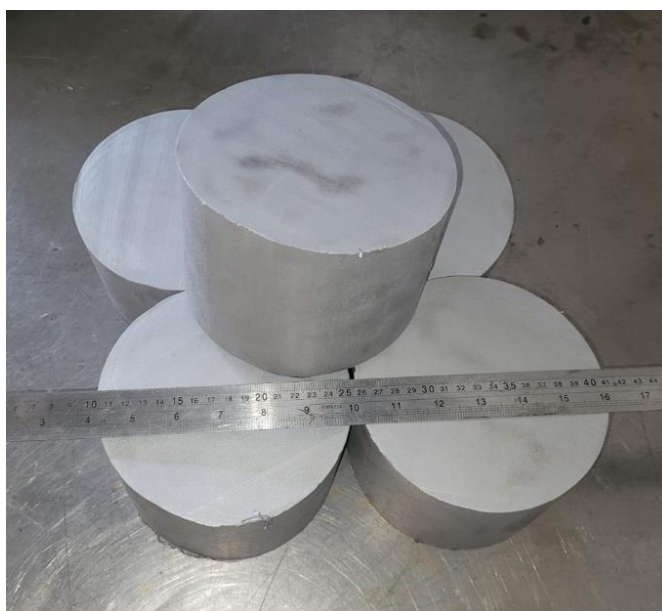


**Figura 5.1.1:** Micrografia do aço SAE 1020 na condição recebido, tamanho de grão ferrítico de 31,09  $\mu\text{m}$ . Ataque Nital 2%.

## 5.2 Fusões/Obtenção de lingotes

### 5.2.1 Fusão em Forno de Indução a Vácuo (VIM)

Anteriormente à fusão propriamente dita, foi necessário a preparação das amostras. Nesse caso, tarugos do aço SAE foram cortados em pequenos pedaços (capazes de se adaptarem ao cadinho do forno), cerca de 55 kg, e submetidos à jateamento por microesferas de vidro para limpeza superficial, figura 5.2.1. Essa limpeza tem por objetivo remover os óxidos superficiais, uma vez que caso eles sejam fundidos, eles podem prejudicar o nível de limpidez do aço pelo aumento da quantidade de inclusões não-metálicas.



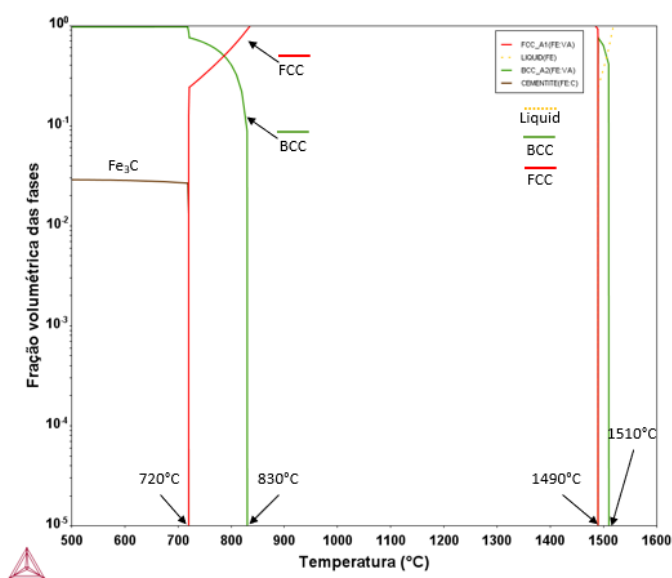
**Figura 5.2.1:** Amostras do aço SAE 1020 preparados para fusão em forno VIM.

Amostras após limpeza, perfazendo de 55 kg, foram inseridas no cadinho (aluminoso) do forno VIM. A fim de pré-aquecer e estabilizar o refratário do cadinho (fechamento de trincas verticais no refratário), essa carga foi inicialmente aquecida a  $\sim 1200^{\circ}\text{C}$  por 30 minutos sob a condição de vácuo de 0,25 torr (aquecimento em ambiente de vácuo para mitigar decarbonetação- variação no percentual de carbono). Em seguida realizou-se a injeção de 300 torr de gás argônio, de forma a minimizar a volatilização de elementos de alta pressão de vapor. Posteriormente, aumentou-se a potência indutiva fundindo então este material. A  $1580^{\circ}\text{C}$ , pode-se perceber que todo o metal se encontrava fundido no cadinho, figura 5.2.2. Nota-se ainda a ausência de escória



**Figura 5.2.2:** Aspecto do aço SAE1020 líquido a 1580°C sob atmosfera de argônio.

Na sequência, sob temperatura próxima de 1560°C, esse metal líquido foi vazado em lingoteira de ferro fundido, originando um lingote de cerca de 50 kg. A temperatura de vazamento adotada garantiu que todo o material estivesse na fase líquida, por estar aproximadamente 50°C acima da temperatura *liquidus* para o aço SAE 1020, determinada por meio de simulação termodinâmica computacional (Thermo-Calc, 2019a). Essa temperatura pode ser visualizada na Figura 5.2.3, que apresenta o diagrama de fases desse aço.



**Figura 5.2.3:** Diagrama de fases do aço SAE 1020.

Ressalta-se que anteriormente ao vazamento, uma coquilha foi retirada do banho para análise da composição química.

### 5.2.2 Refusão em Forno VAR

Um dos tarugos como recebido ( $\varnothing$  152,40 mm x 1250,00 mm) foi limpo e faceado para uso como eletrodo no processamento em VAR. Um suporte de fixação (*Stub*) de aço inoxidável 304 foi soldado em uma das extremidades do tarugo para que este pudesse ser posicionado no forno VAR, figura 5.2.4. Após a preparação, esse eletrodo foi refundido no forno VAR sob atmosfera de vácuo, 7,7 mtorr. Os parâmetros utilizados são mostrados na tabela 5.2. No processamento em VAR não há possibilidade de retirada de amostra de metal líquido para análise química, logo as amostras foram retiradas diretamente no lingote final em regiões do fundo, meio e topo.



**Figura 5.2.4:** Aço 1020 (eletrodo) preparado para fusão em VAR. Detalhe do *Stub* soldado na ponta do eletrodo.

**Tabela 5.2:** Parâmetros utilizados no VAR para refusão do aço estrutural.

Material do eletrodo	SAE 1020
Lingoteira	Cobre eletrolítico
Diâmetro do eletrodo	152,40 mm
Comprimento do eletrodo	1250,00 mm
Diâmetro da lingoteira	200,00 mm
Pressão de vácuo	7,70 mTorr
Vazão de refrigeração da lingoteira	330 Litros/minuto
Corrente de fusão	4140 A
Material do “Stub”	304L

### 5.2.3 Caracterização dos lingotes

#### 5.2.3.1 Análise química

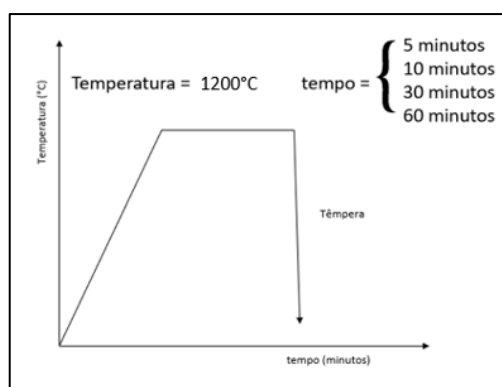
As análises químicas dos aços foram realizadas no Centro de Formação Profissional Marcelino Corradi – SENAI Itaúna. Os teores de C e S foram analisados por equipamento automático simultâneo de C e S, marca *Quimitron*, modelo QCS1232. Os demais elementos foram determinados via espectrometria de emissão ótica em equipamento *Spectromaxx*.

#### 5.2.3.2 Análises macro e microestrutural

Amostras dos lingotes fundidos no VAR e no VIM foram submetidas a análises macro e microestruturais. As análises macroestruturais objetivaram observar a estruturas coquilhadas, colunares e/ou equiaxial bem como a presença de defeitos de solidificação como porosidades ou rechupes. Para tal as amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reativo ácido clorídrico e água.

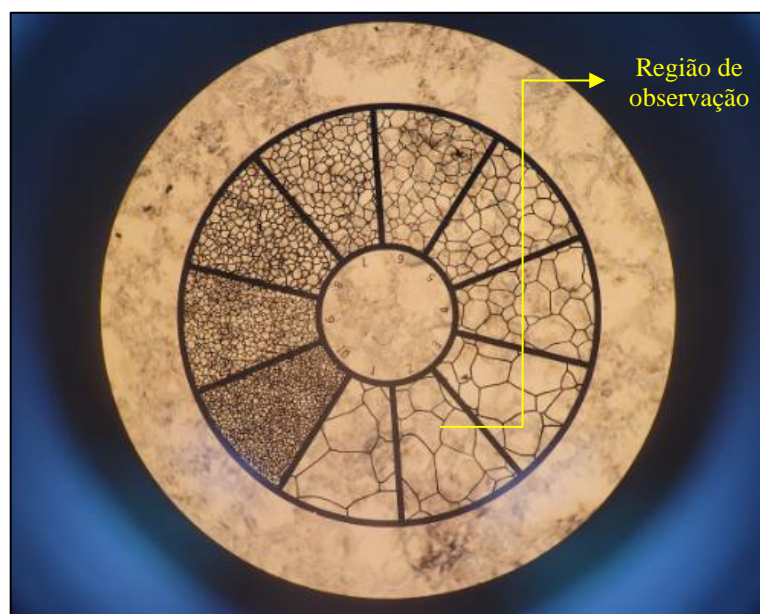
As análises microestruturais foram efetuadas por microscopia ótica após preparação de acordo com procedimento metalográfico convencional, envolvendo seccionamento, embutimento a quente, lixamento e ataque químico com Nital 2%. Ademais, utilizaram-se também essas análises para verificar a influência do tempo de reaquecimento no tamanho de grão austenítico (TGA) após o reaquecimento de amostras dos lingotes provenientes do VIM e VAR. Assim, amostras de (20 x 20 x 5) mm foram utilizadas para

tal avaliação que consistiu em aquecê-las a aproximadamente 1200°C, em tempos distintos de encharque 5, 10, 30 e 60 minutos e temperá-las em salmoura (10% em peso NaCl) para avaliação do tamanho de grão austenítico. Nesta etapa, as amostras foram inseridas em forno a mufla a 1200°C e a partir desse momento o tempo foi contabilizado (tempo = aquecimento + encharque). A figura 5.2.5 ilustra os ciclos térmicos utilizados para avaliar o tamanho de grão austenítico.



**Figura 5.2.5:** Esquema dos ciclos térmicos utilizados para estudo do tamanho de grãos austenítico.

Após tal procedimento, as amostras foram atacadas para revelação do grão austenítico e efetuada a medição desse parâmetro. O método referente a microscopia utilizado na avaliação do tamanho de grão austenítico foi comparativo por quadros. A escolha do método justifica-se pela dificuldade em revelar o grão austenítico já que o aço é baixo carbono. A figura 5.2.6 mostra a imagem obtida no microscópio ótico com a grade de classificação utilizada. O ataque foi realizado com solução saturada de ácido pícrico (20 ml de detergente, 10 ml H<sub>2</sub>O, 3 gotas de HCL e 3 gramas de ácido pícrico).



**Figura 5.2.6:** Análise comparativa por quadros utilizada na avaliação do TGA.

### 5.3 Laminação piloto

Dos lingotes fundidos nos fornos VAR e no VIM, foram extraídas amostras para o processamento via laminação a quente. Essas amostras de (25×25×100) mm, foram extraídas de regiões próximas a  $\frac{1}{4}$  dos lingotes e laminadas para a espessura visada de 12 mm. Esse processamento foi efetuado em um laminador de bancada modelo Eletrauri cujo controle de abertura/fechamento dos cilindros é realizado manualmente, por meio de um volante, sendo que cada volta equivale a aproximadamente 0,4 mm de variação na abertura. A abertura máxima entre cilindros é de 18,5 mm. Os cilindros possuem dimensões de 115 mm de largura e 35 mm de raio, com rotação fixa de 19 rpm. O esquema de passes planejado encontra-se apresentado na Tabela 5.3, sendo que a deformação total empregada na laminação foi de aproximadamente 52%. A escala de passes adotada foi estabelecida considerando a capacidade operacional do laminador e o conhecimento empírico acumulado em ensaios previamente conduzidos no mesmo equipamento.

**Tabela 5.3:** Passes de laminação realizados em escala laboratorial.

Passo	Espessura final (mm)	Redução de espessura (mm)
0	25,0	0,0
1	18,5	6,5
2	15,0	3,5
3	12,0	3,0

Inicialmente à laminação propriamente dita, cada amostra foi inserida em forno mufla a 1200°C. O tempo de permanência das amostras na mufla a 1200°C foi de 30 e 60 minutos para as amostras provenientes do lingote VAR (denominadas então, após a laminação, LQVAR30 e LQVAR60) e 30 minutos para as amostras do lingote VIM, denominada LQVIM após a laminação. Esses tempos foram definidos considerando o estudo prévio do crescimento de grão, seção 5.2.3.2.

A temperatura de acabamento da laminação, ou seja, a temperatura no último passo, foi mantida acima de 930 °C, visando garantir que o material permanecesse acima da temperatura de início de transformação de fase austenita-ferrita (Ar3). Nesse caso, essa temperatura foi estimada pela equação abaixo [43].

$$Ar_3 = 910 - 310 C - 80 Mn - 20 Cu - 15 Cr - 80 Mo + 0,35 (t - 0,8)$$

Assim, Ar3 estimada para o aço utilizado neste trabalho foi de aproximadamente 818°C, o que corrobora para visar temperatura do último passo acima de 930°C, evitando um possível panqueamento da ferrita pro-eutetóide. A medição da temperatura de acabamento foi realizada com o uso de pirômetro óptico. Após a laminação, todas as barras foram resfriadas ao ar até a temperatura ambiente.

A temperatura de não recristalização (Tnr), foi estimada com base na equação proposta por Barbosa (1987):

$$T_{nr} = 897 + 464f_C + (6445f_{Nb} - 644\sqrt{f_{Nb}}) + (732f_V - 230\sqrt{f_V}) + 890f_{Ti} + 363f_{Al} - 357f_{Si}$$

Logo, para o aço utilizado neste trabalho, o valor estimado para Tnr foi de 931 °C.

### 5.3.1 Caracterização microestrutural do laminado a quente

#### 5.3.1.1 Tamanho de grão ferrítico do laminado a quente

Na avaliação da microestrutura, foi avaliado o aspecto inclusionário e o tamanho de grão ferrítico para as amostras laminadas. Utilizara-se para este fim o microscópio óptico Olympus.

#### 5.3.1.2 Textura do laminado a quente

Com base na técnica EBSD, foram realizadas aquisições de mapas por MEV para investigação da microestrutura e microtextura do material estudado. Para essas análises foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura com fonte de emissão por campo (FEG), modelo JSM7100F-LV equipado com câmera de detecção de elétrons retroespalhados do fabricante JEOL. Assim, as amostras previamente preparadas serão analisadas antes do ataque químico.

Os dados via EBSD foram coletados na seção longitudinal, a 1/4 da espessura das amostras, utilizando uma aceleração de feixe de 25 kV, com passo de 0,6  $\mu\text{m}$  e fração de pontos indexados para cada amostra com índice de confiança maior que 0,1. Para essa análise, varrerá-se uma área referente a 0.0423mm<sup>2</sup> (237,600  $\mu\text{m}$  x 178,200  $\mu\text{m}$ ) em todas as condições estudadas.

A avaliação da textura cristalográfica via EBSD das condições analisadas foi realizada por meio do software Channel 5. A densidade e a distribuição das orientações cristalográficas foram determinadas por meio de mapas de Função de Distribuição de Orientação (ODF) e Figuras de Polo Inversas (IPF), a fim de se conhecer as texturas presentes no aço estudado. Além disso, parâmetro KAM e GOS permitiram avaliar se último passe de laminação piloto foi realizado em temperaturas superiores as críticas.

### 5.4 Avaliação das propriedades mecânicas e tenacidade do aço SAE 1020

#### 5.4.1 Ensaio de tração

Com o objetivo de caracterizar as propriedades mecânicas do material, foram realizados ensaios de tração, em triplicata, utilizando uma máquina universal de ensaios modelo 59494. Para a realização dos testes, corpos de prova com comprimento de base de 80 mm

foram usinados. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente, no Laboratório de Materiais (LAMAT) do SENAI de Itaúna, seguindo os requisitos da norma ABNT NBR ISO 6892-1:2024 - método B.

#### 5.4.2 Ensaio Charpy

Os ensaios Charpy foram realizados em um ambiente com a temperatura constante de 22°C, a fim de evitar variações nas medidas de energia absorvida pelos corpos de prova. Os testes foram realizados conforme norma internacional ABNT NBR ISSO 148-1:2021 / DIN EM / ISO 148-1:2017-05. A máquina de ensaio utilizada foi o modelo PW 30/15, capacidade de 300J, fabricada pela Wolpert / Amsier.

## 6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 6.1 Fusões

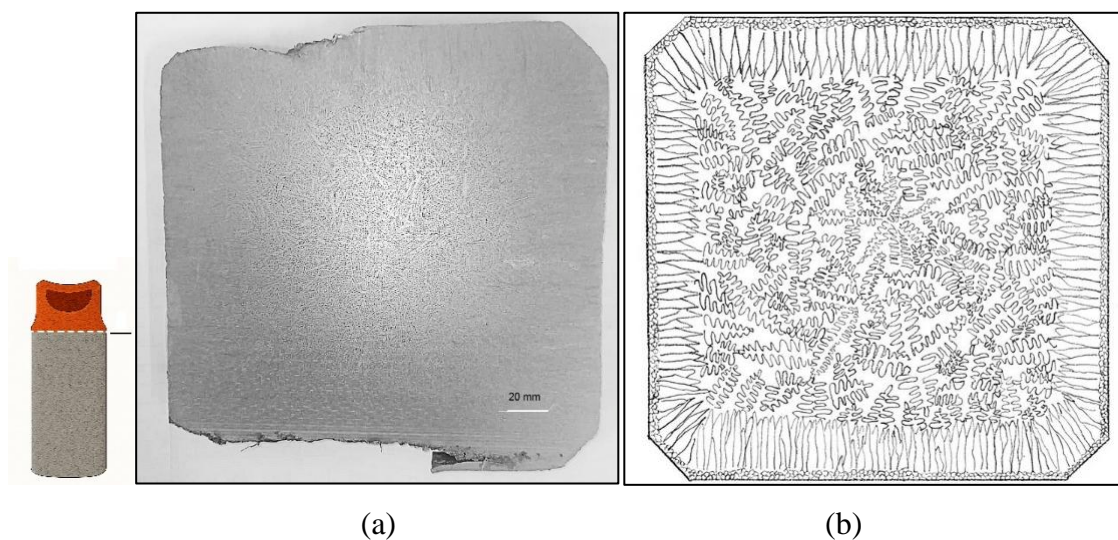
#### 6.1.1 Fusão em Forno de Indução a Vácuo (VIM)

A figura 6.1.1 mostra o lingote obtido no processamento em forno VIM. Observa-se que a “cabeça quente” desempenhou bem seu papel na contração durante a solidificação, já que visualmente a cabeça quente apresenta vazios no topo.

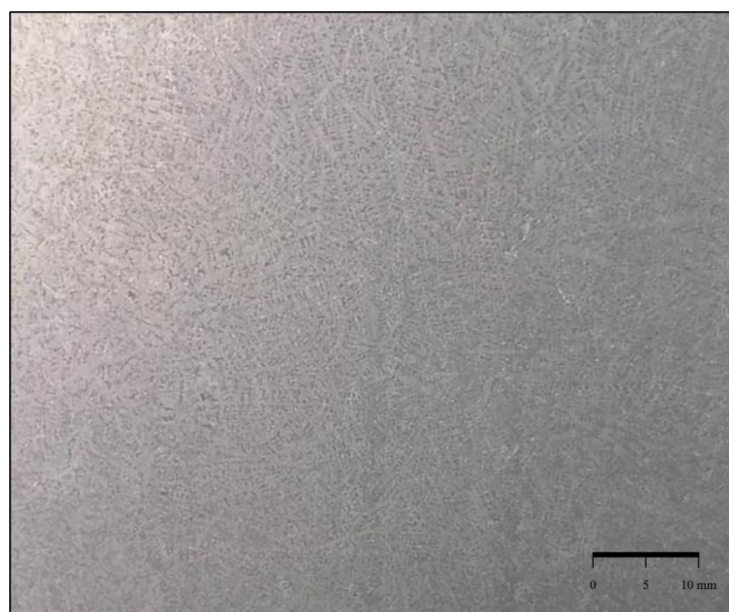


**Figura 6.1.1:** Lingote de aço 50 kg obtido por fusão em VIM.

Nas macrografias do lingote VIM, observou um aspecto dendrítico heterogêneo (dendritas colunares e equiaxiais), sem a presença de trincas, porosidades ou outros defeitos superficiais significativos, figura 6.1.2 e .1.3. Notou-se o crescimento de grãos colunares nas regiões próximas às paredes do molde, em conformidade com o descrito na literatura. Regiões coquilhadas próximas as paredes não foram observadas. As imagens dos grãos colunares são mostradas nas Figuras 6.1.4, 6.1.5 e 6.1.6. Na macrografia da seção longitudinal ao comprimento do lingote, observou-se pequenos poros próximo a região da cabeça quente na parte central do lingote, figura 6.1.5.



**Figura 6.1.2:** (a) Macrografia da seção próxima a “cabeça quente” do lingote VIM, seção transversal ao comprimento do lingote. (b) Ilustração esquemática da macrografia visualizada.



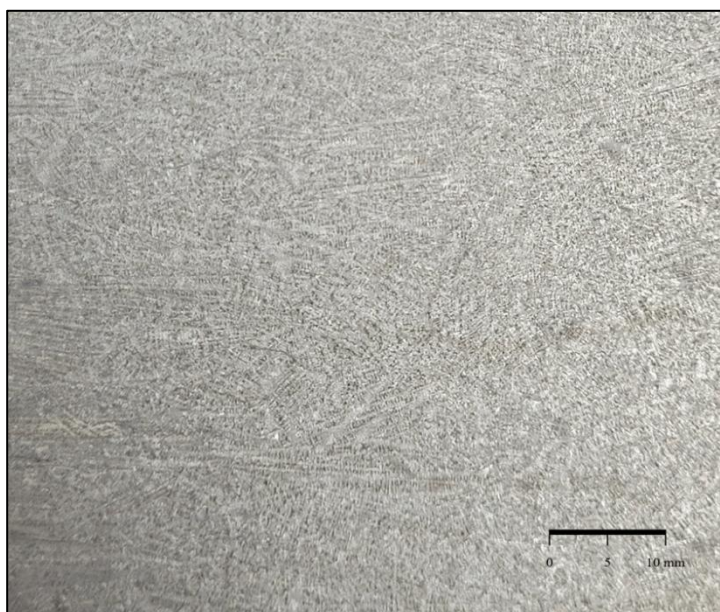
**Figura 6.1.3:** Detalhe do aspecto dendrítico da macrografia mostrada na figura 6.1.2, região próxima ao núcleo do lingote obtido por processamento VIM.



**Figura 6.1.4:** Detalhe do aspecto colunar nas extremidades, próximos a parede, seção transversal ao comprimento do lingote VIM.



**Figura 6.1.5:** Macrografia da seção longitudinal ao comprimento do lingote VIM, presença de alguns poros na região próxima à região da cabeça quente.



**Figura 6.1.6:** Detalhe do aspecto dendrítico de figura 6.1.5, região do núcleo da seção longitudinal ao comprimento do lingote VIM.

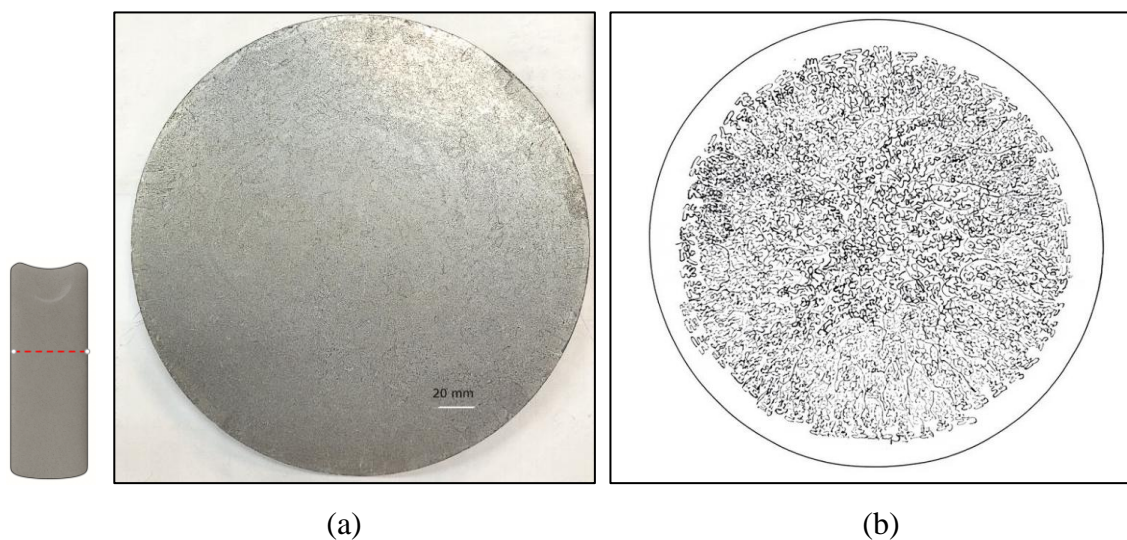
#### 6.1.2 Fusão em Forno de Refusão a Vácuo (VAR)

A produção do lingote no forno VAR foi realizada conforme descrito na Seção 5.2.2. O lingote obtido é mostrado na figura 6.1.7.

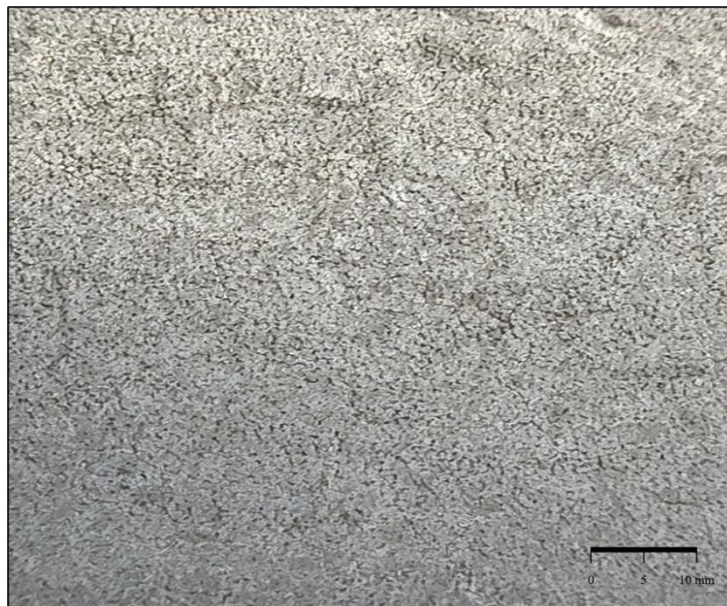


**Figura 6.1.7:** Lingote de aço obtido por refusão em VAR, peso aproximado de 150 kg.

Macrografias do lingote foram realizadas, nas quais observou-se um aspecto dendrítico mais refinado e homogêneo quando comparado ao processamento em forno VIM, com ausência de trincas, porosidades e/ou outros defeitos superficiais, figuras 6.18 (a) e (b).



**Figura 6.1.8:** (a) Macrografia da seção transversal ao lingote VAR, aspecto mais refinado das dendritas em relação ao VIM. (b) Ilustração esquemática da macrografia do lingote.



**Figura 6.1.9:** Detalhe da região do núcleo da figura 5.1.8, seção transversal ao lingote VAR mostrando aspecto mais refinado e homogêneo das dendritas, região próxima ao núcleo do lingote.



**Figura 6.1.10:** Macrografia na região central do lingote VAR (1/2 diâmetro), seção longitudinal ao comprimento do lingote.

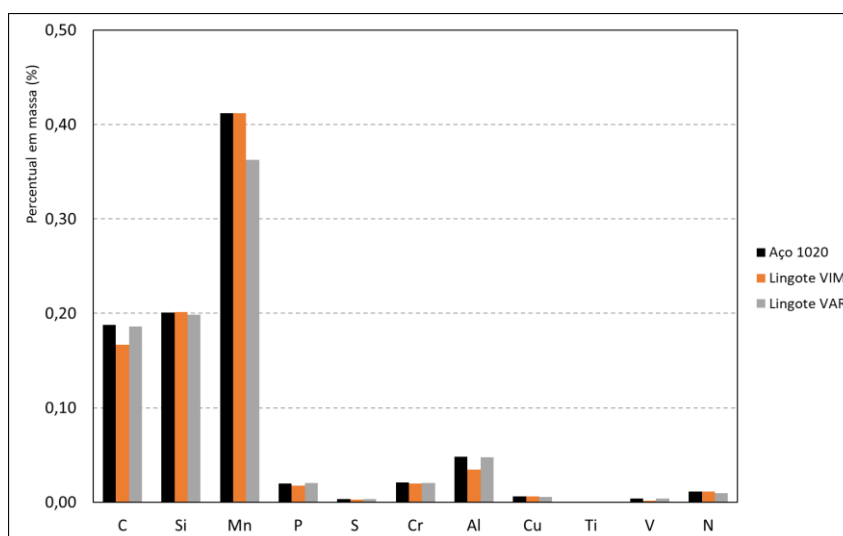
### 6.1.3 Caracterização dos lingotes

#### 6.1.3.1 Análise química

A figura 6.1.11 mostra os teores em peso dos principais elementos de cada lingote obtido. De acordo com os resultados das composições químicas, o lingote VAR apresentou teor em peso de Mn de 0,36% e teor de N de 0,009%, esses são relativamente inferiores aos valores encontrados para lingote VIM. O lingote do VIM apresentou teores dos elementos muito semelhantes ao material na condição de recebido, exceto por uma pequena variação em relação ao carbono. A tabela 6.1 resume as composições químicas do aço na condição de recebido e após os processamentos em forno VIM e forno VAR, respectivamente. A validação da composição química do VAR foi realizada em diferentes regiões do lingote e não se observou variações significativas nos teores.

**Tabela 6.1:** Composição química do aço SAE de referência, lingote VIM e lingote VAR, percentual em peso.

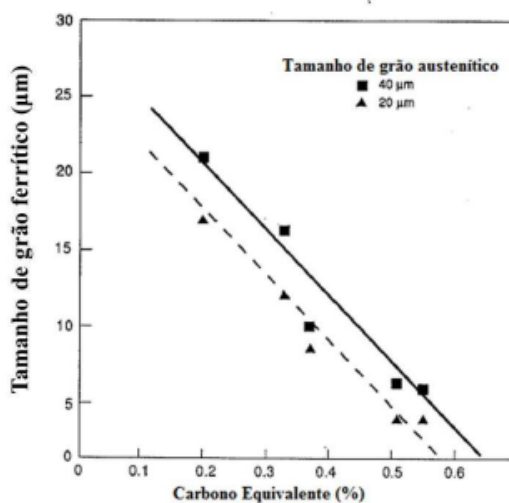
Lingote	C	Mn	P	S	Si	Al	N	Cr	
1020	0,19	0,41	0,02	0,003	0,20	0,05	0,011	0,02	
VIM	0,17	0,41	0,02	0,003	0,20	0,03	0,011	0,02	
VAR	0,19	0,36	0,02	0,003	0,20	0,05	0,009	0,02	
<b>Incerteza medição</b>	<b>1020</b>	0,0051	0,0095	0,0012	0,0003	0,0047	0,0030	0,0009	0,0003
<b>Incerteza medição</b>	<b>VIM</b>	0,0042	0,0101	0,0010	0,0004	0,0047	0,0022	0,0008	0,0004
<b>Incerteza medição</b>	<b>VAR</b>	0,0049	0,0084	0,0012	0,0003	0,0046	0,0030	0,0007	0,0002



**Figura 6.1.11:** Composições químicas do aço SAE 1020 na condição de recebido, lingote VIM e lingote VAR (percentual em peso).

A redução do percentual de carbono aumenta a  $T_{A3}$  e reduz a janela de processamento para a laminação na zona austenítica. Já o manganês, elemento gamagêneo, estabiliza a austenita na laminação a quente. Dessa forma, com o objetivo de quantificar o efeito do Mn e outros elementos na redução de  $T_{A3}$ , utiliza-se o conceito de carbono equivalente ( $C_{eq}$ ), no qual, a adição de elementos de liga é comparada ao comportamento de uma liga Fe-C. Hodgson e Gibbs notaram que o tamanho de grão ferrítico em aços C-Mn, cuja laminação controlada acontece sem o panqueamento de grãos, depende do carbono equivalente ( $C_{eq} = C + Mn/6$ ). O aumento do carbono equivalente leva à redução do tamanho de grão ferrítico após a transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ , considerando grãos austeníticos com dimensões equivalentes [47], figura 6.1.12. Em geral, o aumento do carbono equivalente leva à redução de  $T_{A3}$ , permitindo que a nucleação de ferrita ocorra em condições em que há menor difusividade. Conseqüentemente, metais com maior  $C_{eq}$

tendem a apresentar maior refino estrutural após o resfriamento em condições similares.



**Figura 6.1.12:** Variação do tamanho de grão ferrítico com o  $C_{eq}$  para aços C-Mn com diferentes tamanhos de grãos austeníticos finais [47].

Dessa forma, considerando as composições químicas obtidas por processamento em VIM e VAR calculou-se o carbono equivalente obtendo-se os valores de 0,24 e 0,25, respectivamente. A variação dos elementos em termos do  $C_{eq}$  é baixa, variação de 4%. Contudo, por essa variação, espera-se grãos menores de ferrita para amostra processadas por VAR, já que o  $C_{eq}$  para esta é maior.

### 6.1.3.2 Análise do tamanho de grão austenítico no reaquecimento

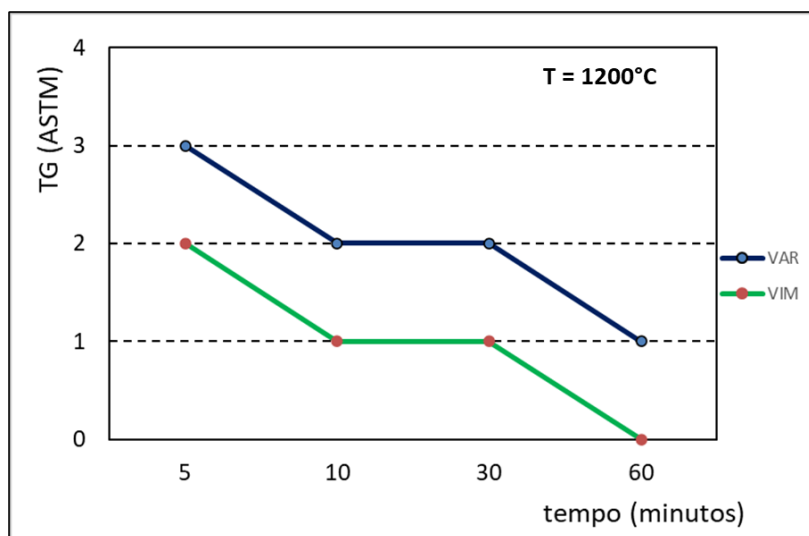
A tabela 6.2 resume os dados obtidos no microscópio ótico com auxílio da grade de classificação de tamanho de grão. A figura 6.1.13 mostra a metalografia da amostra do lingote VAR reaquecida por 30 minutos e temperada em seguida em salmoura. Observa-se que o reagente atacou também a matriz, o que limita a medição pelo método do intercepto.

**Tabela 6.2:** Dados obtidos no estudo do tamanho de grão austenítico no reaquecimento de amostras dos lingotes obtidos no VIM e VAR.

Tempo (minutos)	Amostras	TGA - ASTM
5	VIM	2
10	VIM	1
30	VIM	1
60	VIM	00
5	VAR	3
10	VAR	2
30	VAR	2
60	VAR	1



**Figura 6.1.13:** Amostra VAR inserida em forno a 1200°C por 30 minutos e temperada em salmoura, ataque com solução saturada de ácido pícrico.



**Figura 6.1.14:** Tamanho de grão austenítico em função do tempo em forno a 1200°C para amostra dos lingotes VIM e VAR.

## 6.2 Laminação piloto

Amostras de 25x25x100 mm de cada lingote foram laminadas a quente a partir da temperatura de 1200°C e tempos, em minutos, de forno de:

- 30 minutos para amostras do lingote VIM;
- 30 e 60 minutos de encharque para amostras do lingote VAR.

A tabela 5.3 resume o processo de laminação e contém as informações das identificações conforme cada rota de processamento de refusão. Após o processamento termomecânico, foram geradas barras (tiras) de aproximadamente 12 mm de espessura para caracterização e usinagem de corpos de prova. A figura 6.3.1 mostra aspecto das barras obtidas após a laminação piloto.



**Figura 6.2.1:** Aspectos das barras após laminação a quente das amostras LQVIM e LQVAR30.

**Tabela 6.3:** Parâmetros de laminação a quente piloto e identificações após o processamento.

Identificação das amostras	Processamento de fusão	Temperatura de reaquecimento (°C)	Temperatura de acabamento (°C)	Deformação total (%)	Número de passes de laminação
<b>LQVIM</b>	VIM	1200	>930°C	52	3
<b>LQVAR30</b>	VAR	1200	>930°C	52	3
<b>LQVAR60</b>	VAR	1200	>930°C	52	3

### 6.2.1 Caracterização do laminado a quente

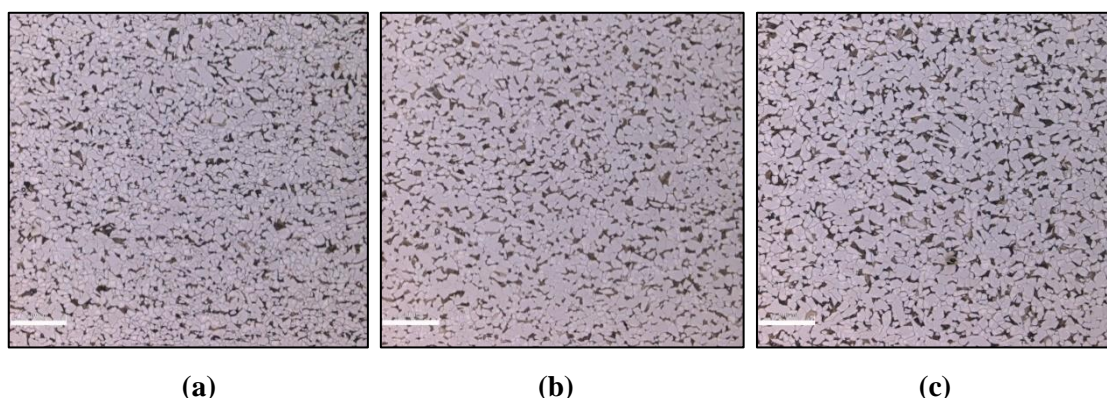
Nas análises de inclusões realizadas no aço na condição recebido e nas amostras laminadas a quente, oriundas dos processamentos em escala piloto, verificou se tanto a presença de sulfetos de espessura fina quanto óxidos globulares de espessura grossa em mesmos níveis de quantificação de 0,5 conforme tabela 6.4.

**Tabela 6.4:** Análise de inclusões segundo Norma ASTM E45, método A.

Amostra	AF	AG	BF	BG	CF	CG	DF	DG
<b>1020 recebido</b>	0,5	-	-	-	-	-	-	0,5
<b>LQVIM</b>	0,5	-	-	-	-	-	-	0,5
<b>LQVAR30</b>	0,5	-	-	-	-	-	-	0,5
<b>LQVAR60</b>	0,5	-	-	-	-	-	-	0,5

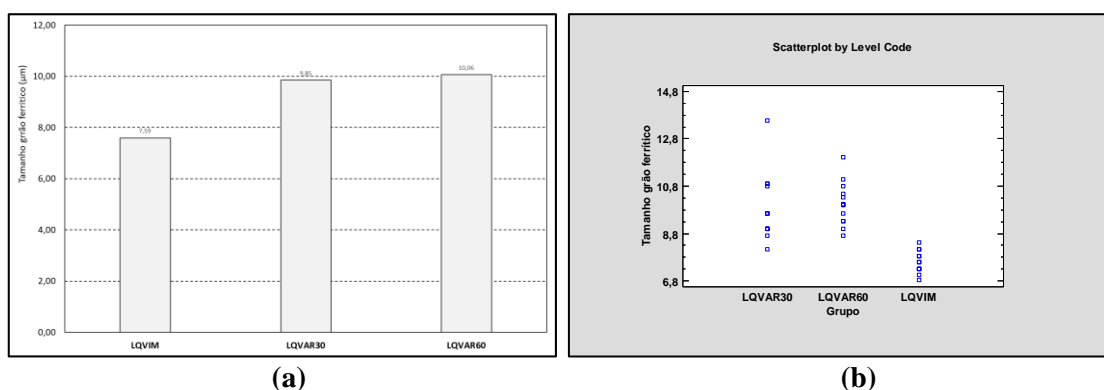
A = Sulfeto, B = Alumina, C = Silicato, D = Óxido, F = Série fina e G = Série grossa.

Na avaliação microestrutural, os tamanhos de grãos ferríticos médios obtidos para as amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60 foram de 7,59, 9,85 e 10,06  $\mu\text{m}$ , respectivamente. A figura 6.2.2 mostram o aspecto microestrutural das barras laminadas LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60.



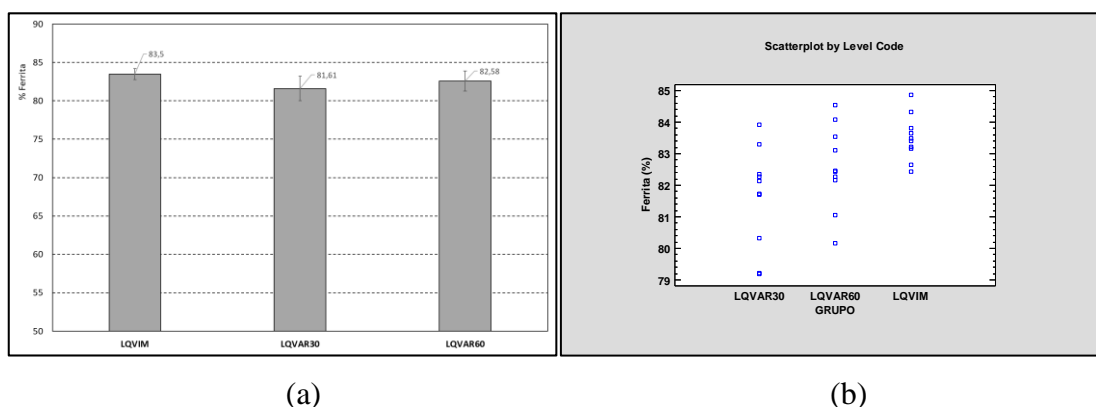
**Figura 6.2.2:** Micrografia das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60 após laminação a quente, escala 100 $\mu\text{m}$ .

A figura 6.2.3 mostra resumo dos tamanhos de grãos ferríticos médio após as laminações a quente das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. O percentual de ferrita em cada amostra foi medido por meio de software de processamento e análise de imagens de código aberto ImageJ. Os valores do percentual são mostrados na figura 6.2.4. Utilizando *softer Statgraphics 18*, realizou-se a análise de variância (ANOVA) de forma a verificar diferenças entre as amostras. O valor de *P-Value* encontrado foi de 0,000, indicando que há evidência estatística suficiente para afirmar que existe diferença significativa entre os três grupos em relação tamanho de grão ferrítico. A análise foi realizada considerando um nível de significância de 5%, intervalo de confiança de 95% (IC). Análise similar foi realizada entre as amostras LQVAR30 e LQVAR60, e o valor do *P-Value* encontrado para esta foi igual a 0,6567, evidenciando que não há diferenças estatísticas entre essas amostras LQVAR30 e LQVAR60, IC de 95%.



**Figura 6.2.3:** (a) análise do tamanho médio de grãos ferríticos medidos nas amostras laminadas LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise ANOVA entre as três amostras, *P-Value* 0,000.

De forma similar, foi realizada análise do percentual de fases entre as três amostras. Os resultados são mostrados na figura 6.2.4. A amostra LQVIM apresentou 83,50% de ferrita, enquanto as amostras LQVAR e LQVAR60 apresentaram valores de 81,81% e 82,58%, respectivamente. Análise de variância foi realizada entre as três amostras e valor de *P-Value* encontrado foi de 0,0094, mostrando que há diferença entre essas. Entre as amostras LQVAR30 e LQVAR60 o valor de *P-Value* encontrado foi de 0,1547, mostrando que entre essas não há diferença significativa, IC de 95%.



**Figura 6.2.4:** (a) Porcentagem de ferrita nas amostras laminadas LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise de variância entre as amostras, *P-Value* 0,0094.

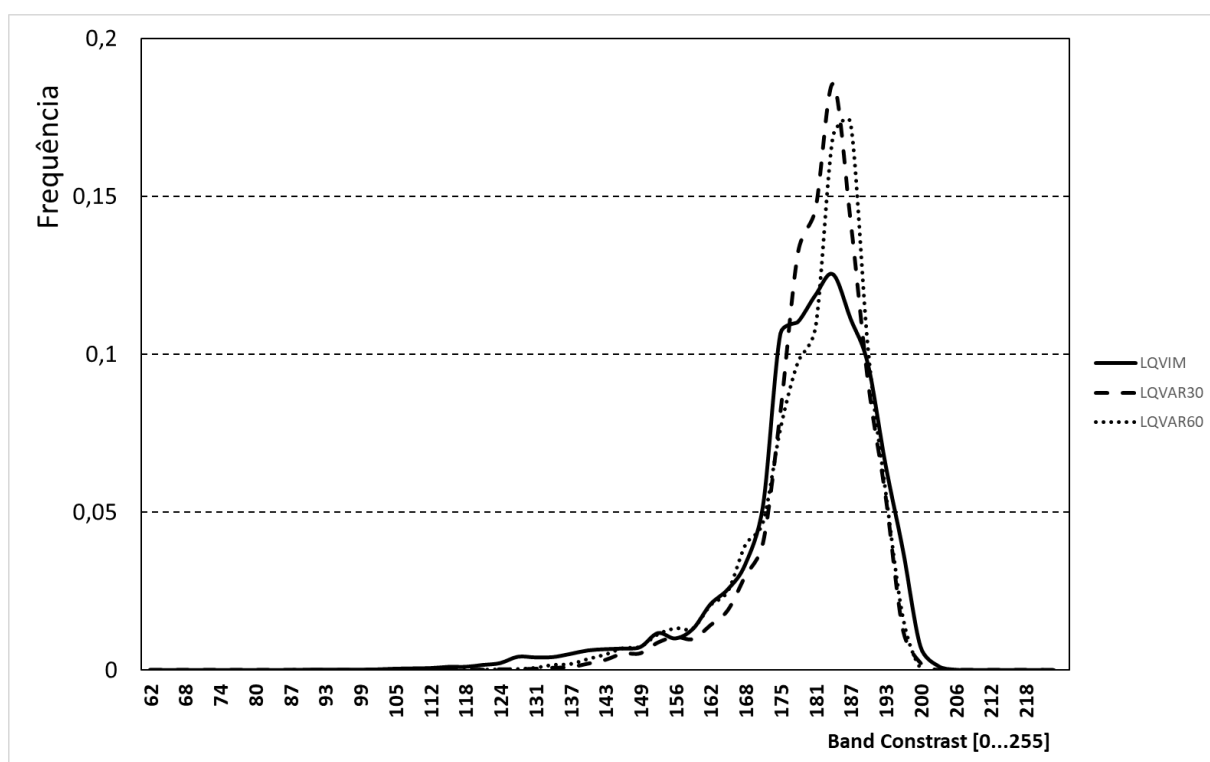
## 6.2.2 Textura do laminado a quente

As análises de EBSD das amostras foram realizadas a  $\frac{1}{4}$  da espessura e avaliados os parâmetros BC (band contrast), GOS (Grain Orientation Spread) e KAM (Kernel Average Misorientation) que, de forma geral, se associam à caracterização de materiais pela natureza de suas fases e constituintes. Além desses, ainda se avaliaram a IPF (figuras de polo inversa) e a ODF (função de distribuição de orientações), relacionados à microtextura.

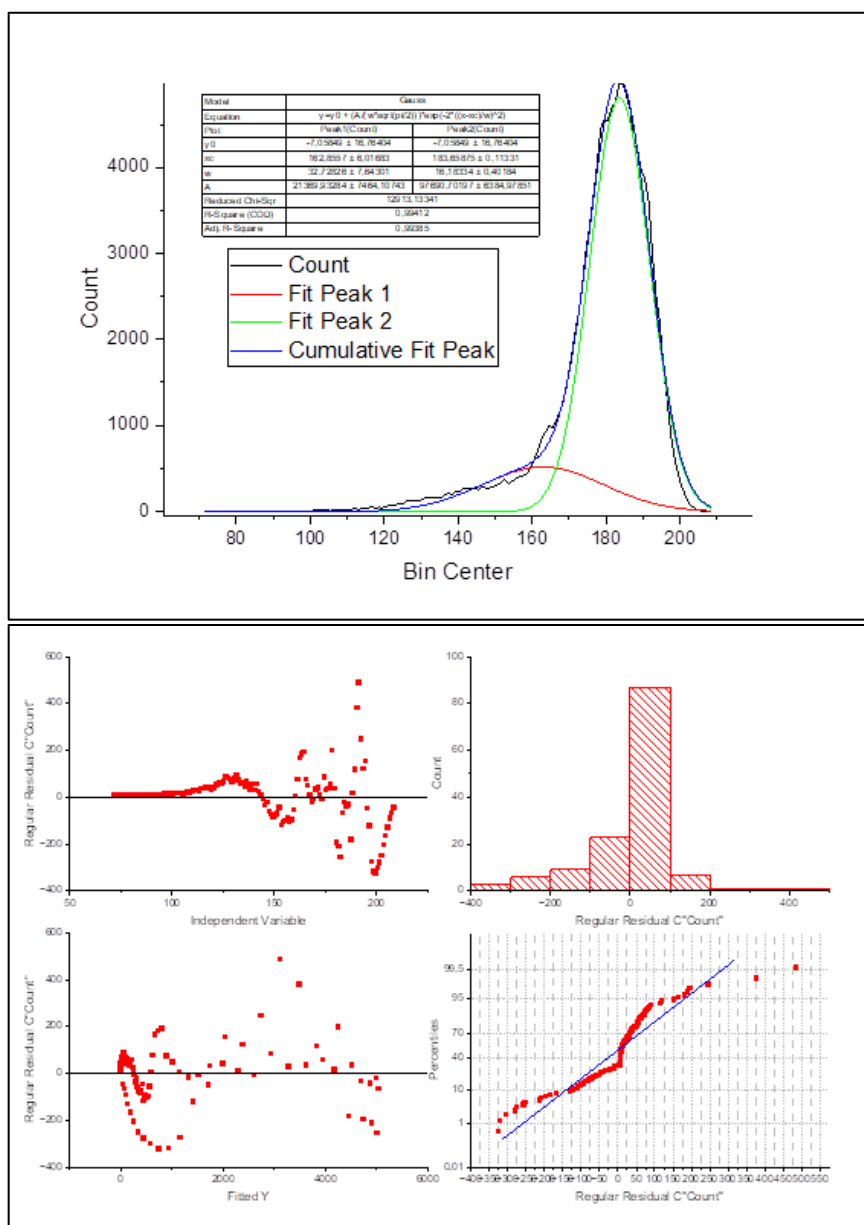
### 6.2.2.1 Band Contrast (BC)

O parâmetro BC refere-se à qualidade de imagem associada ao padrão de difração, ou seja, descreve a nitidez do padrão de difração e varia entre 0 e 255. Logo, qualquer desajuste na orientação cristalina da amostra que altere o padrão de difração, como regiões com elevada densidade de discordâncias e/ou grande quantidade de contornos de grão tendem a exibir baixo BC, ou seja, baixa nitidez.

Nos histogramas de BC, figura 6.2.5, o valor médio foi em torno de 180 e similar para todas as amostras. Os valores obtidos nas amostras são comparáveis aos citados pela literatura, confirmando a presença de ferrita. Vale ressaltar que o mais alto valor de BC evidenciado nas amostras está vinculado ao fato de ser laminadas a quente. Essa condição, possibilitou sua recristalização o que favorece a redução da densidade de discordâncias e de defeitos pontuais, acarretando em valores de BC mais elevados e tendendo a 255. Contudo, a figura mostra uma cauda extensa a esquerda dos picos, mostrando uma região de menor nitidez, ou seja, o histograma não é unimodal. A figura 6.2.6 mostra a desconvolução da curva para amostra LQVIM realizada no programa *Origin 2023*. Com base nesta análise, os valores das áreas abaixo das curvas Fit Peak 1 e Fit Peak 2 são fornecidos. Dessa forma, os valores percentuais das áreas calculados foram de 18 e 82% respectivamente. Estes valores são coerentes com fração de fases do aço SAE 1020, demonstrando que a “cauda”, região de menor nitidez na figura 6.2.5, é referente a presença do constituinte perlita. Para LQVAR 30, figura 6.2.7, os valores encontrados na desconvolução foram de 15 e 85%.



**Figura 6.2.5:** Histogramas de band contrast para amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60.

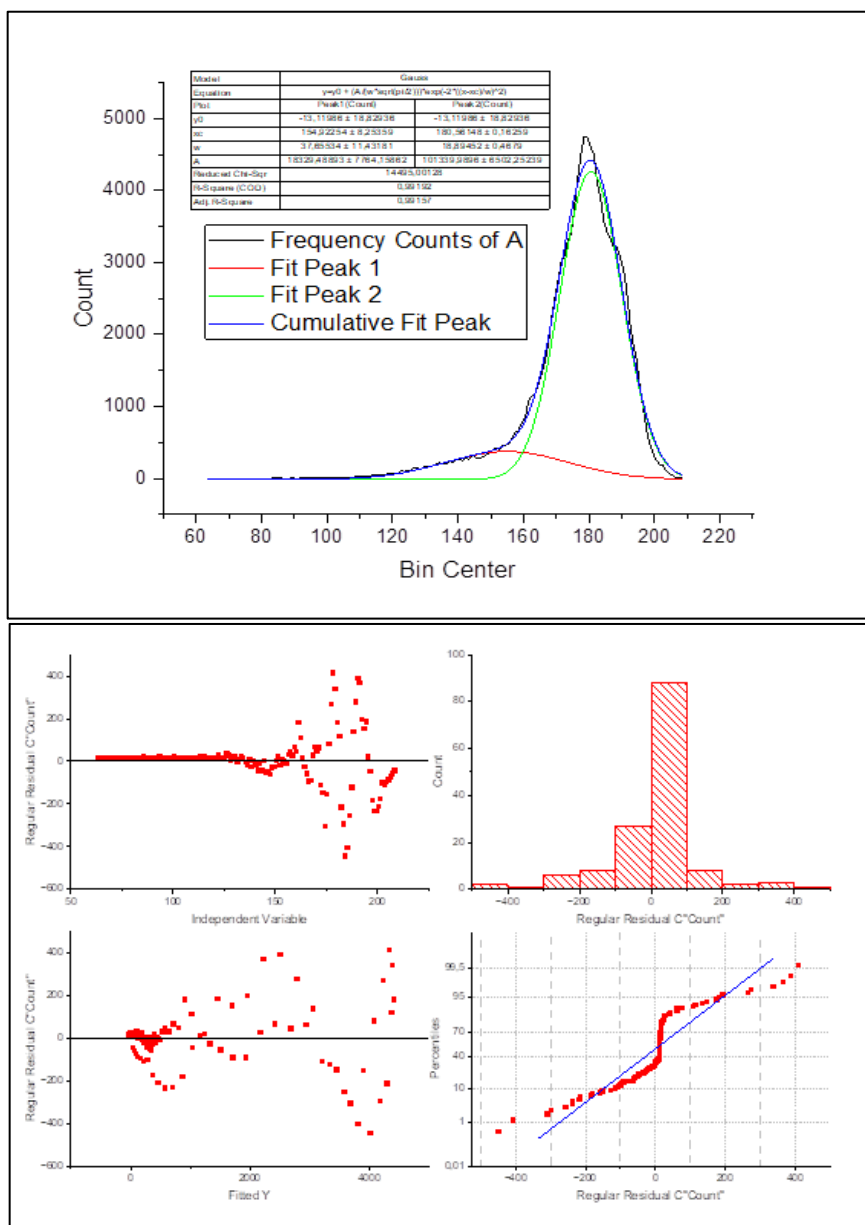


**Figura 6.2.6:** Análise de desconvolução da amostra LQVIM.

Na análise da qualidade dos ajustes nos mostra:

- Gráfico superior esquerdo - os pontos estão dispersos sem padrão definido, isso indica que o modelo de ajuste é adequado;
- histograma simétrico e com forma aproximadamente normal (gaussiana) indica que os erros estão distribuídos normalmente, o que é desejável;
- a ausência de padrão indica que os resíduos são independentes dos valores ajustados;

- Comparar a distribuição dos resíduos com uma distribuição teórica (normal).  
seguem aproximadamente uma linha reta, os resíduos seguem uma distribuição normal.

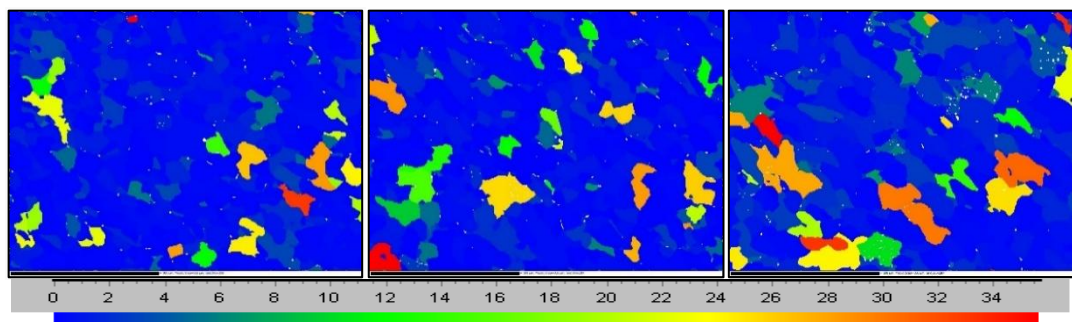


**Figura 6.2.7:** Análise de desconvolução da amostra LQVAR30.

### 6.2.2.2 Grain Orientation Spread (GOS)

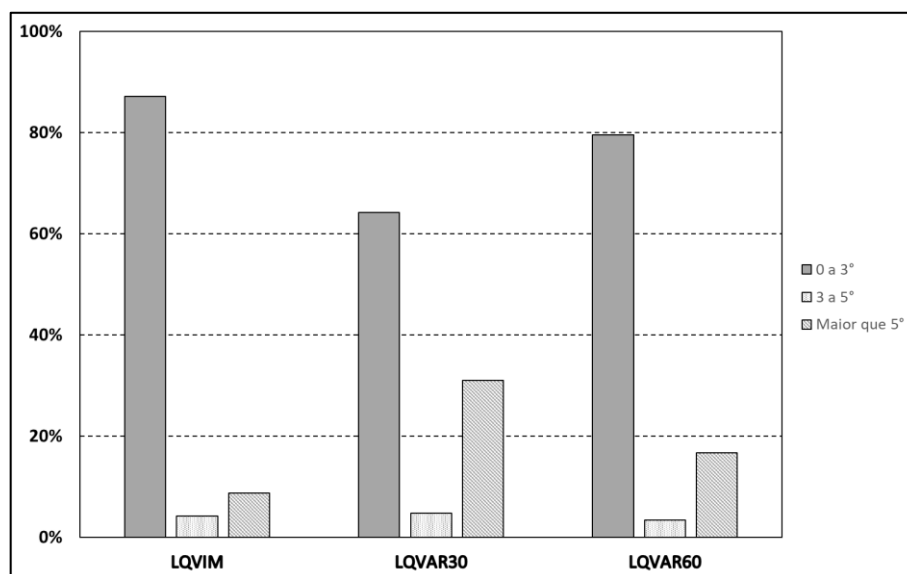
Do ponto de vista prático, o parâmetro GOS (*Grain Orientation Spread*) permitem distinguir regiões deformadas e recristalizadas pela desorientação média de todos os

pontos de análise para um determinado grão. Assim, seu valor é mais elevado em grãos deformados já que regiões com maior densidade de defeitos cristalinos possuem uma variação de orientação superior às regiões isentas de deformação. Os mapas de GOS das amostras são vistos na figura 6.2.8.



**Figura 6.2.8:** Imagens das análises de GOS das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60.

Uma vez que GOS é descrito pela média dos ângulos de desorientação para a orientação média do grão, alguns autores definiram que a detecção de grãos recristalizados pode ser feita usando um valor limite para GOS. Valores entre  $1^\circ$  e  $3^\circ$  têm sido usados para caracterizar grãos com essa natureza [37]. Considerando os valores de GOS inferiores a  $3^\circ$  para grãos completamente recristalizados, entre 3 e  $5^\circ$  como parcialmente recristalizados e superiores a  $5^\circ$  grãos ainda não recristalizados, com alta densidade de discordância internas [44]. Dessa forma, espera-se uma elevada fração de grãos recristalizados como resultado do processo de laminação a quente, uma vez que a temperatura de acabamento visada foi superior a  $930^\circ\text{C}$ . Entretanto verifica-se uma maior fração de grãos recristalizados na amostra LQVIM em relação aos demais amostras avaliadas, figura 6.2.9.

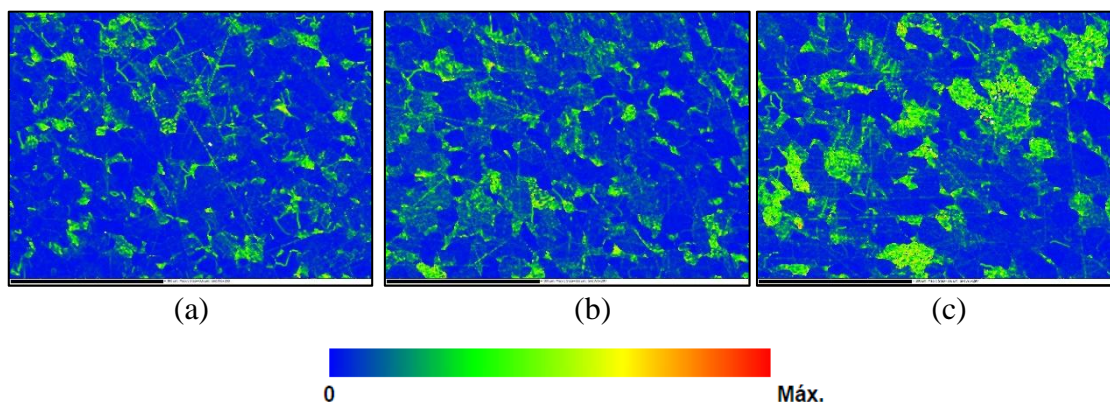


**Figura 6.2.9:** Fração de grãos completamente recristalizados, parcialmente recristalizados e deformados nas amostras.

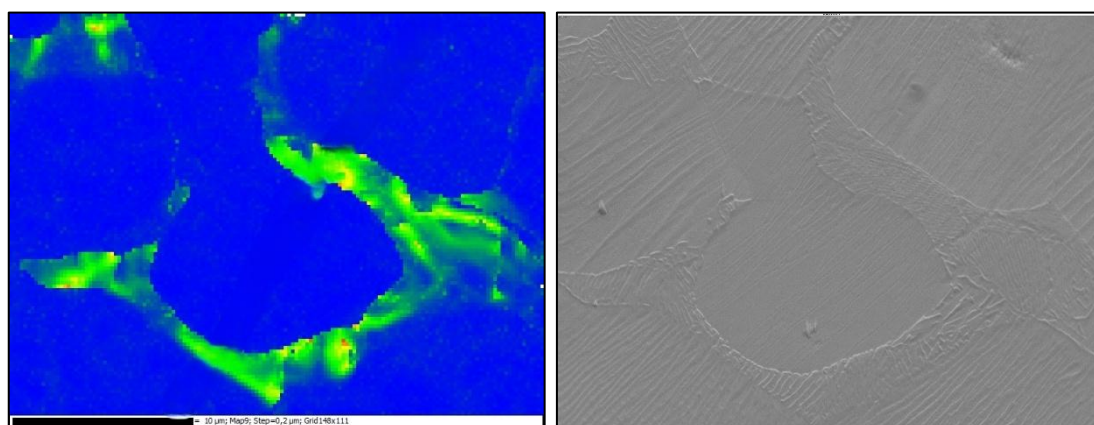
#### 6.2.2.3 KAM (*Kernel Average Misorientation*)

Como o KAM é um bom indicador de desorientação local [41]. O parâmetro KAM é também baseado na desorientação cristalográfica dos grãos, dado pelo ângulo médio de desorientação entre um ponto individual considerado e seus vizinhos. Ele reflete o grau de deformação associado à microestrutura, podendo inclusive ser utilizado para a determinação da densidade de discordâncias geometricamente necessárias (GND) em um metal [39]. Essas discordâncias são geradas em função da acomodação da curvatura da rede cristalina imposta pela deformação plástica. Essa curvatura, por sua vez, corresponde à desorientação intragranular local mensurável, o valor de KAM. Logo esse valor tem uma relação direta com a densidade de GND [37,23]. De uma forma mais direta, pode-se estabelecer o parâmetro KAM como uma medida da energia armazenada em termos da densidade de discordâncias e por isso caracterizá-la quantitativamente [21]. Nos mapas de KAM das amostras apresentados na figura 6.2.10 predomina-se a cor azul que pela legenda relaciona-se a uma menor densidade de discordâncias. Entretanto podemos observar, qualitativamente, na figura 6.2.10 (c) uma fração de cor verde o que provavelmente está associado ao favorecimento da formação de perlita, já que o teor de carbono (0,19%) é maior para esta amostra e o elemento manganês menor (0,36%) em relação a amostra LQVIM (0,17%C e 0,41%Mn). A ausência de Mn aumenta a

velocidade de difusão do carbono, antecipando o início da transformação da austenita. Assim, a perlita tende a se formar mais cedo durante o resfriamento [54]. Como a transformação ocorre a temperaturas mais altas, o espaçamento entre lamelas de ferrita e cementita aumenta. A figura 6.2.11 evidencia este fato.



**Figura 6.2.10:** Mapa de KAM das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60.

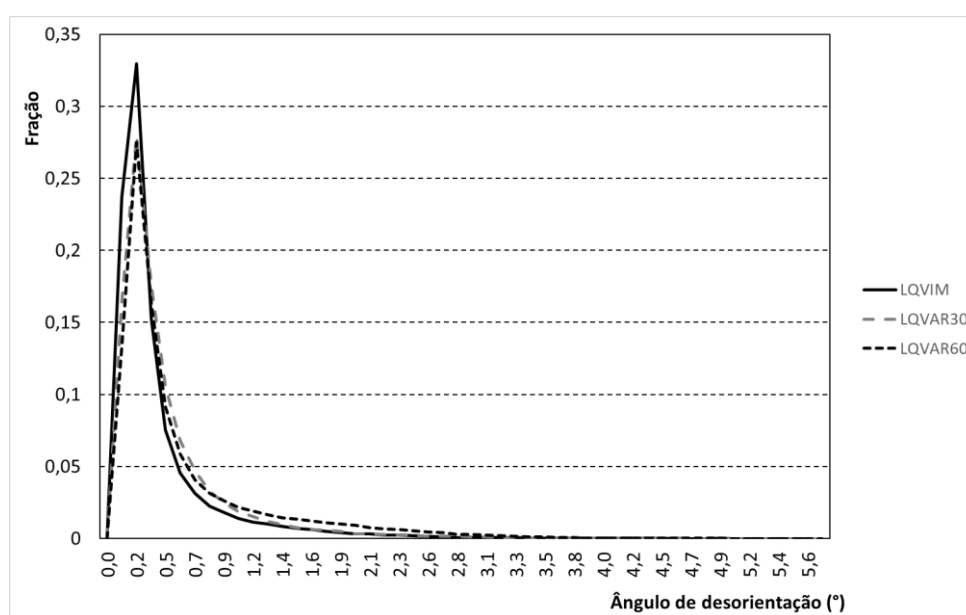


**Figura 6.2.11:** (a) Mapa de KAM da amostra LQVAR60 e (b) imagem obtida por elétrons secundários. Evidência da variação no ângulo de desorientação devido a presença de perlita mais espaçada.

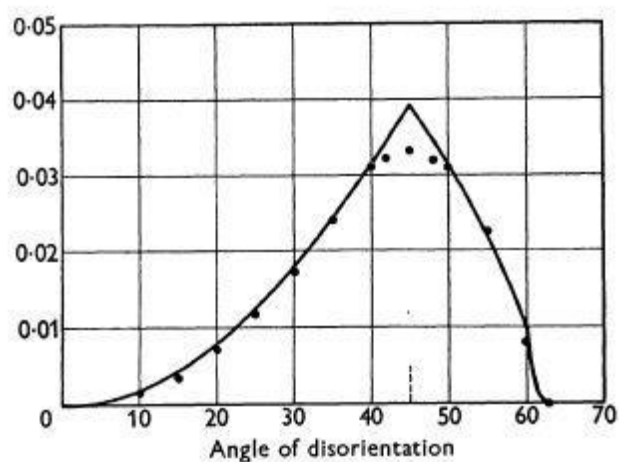
Os parâmetros de KAM são relacionados à microtextura dos materiais porque são medidas de orientação de cada grão, um a um. Por outro lado, é possível avaliar a mesotextura dos materiais pela diferença de orientação entre cada grão e seus vizinhos expressa pelo ângulo de desorientação. Os histogramas relativos ao ângulo de desorientação entre os grãos das amostras analisadas, figura 6.2.13, foram similares, com uma concentração relativamente grande de grãos com contornos de baixo ângulo ( $\theta < 15^\circ$ , em inglês *low angle grain boundaries* - LAGB), caracterizando pequenos grãos e/ou

subgrãos devido à recristalização. Ressalta-se que, apesar do comportamento semelhante observado na figura 6.2.13, a amostra LQVIM apresentou uma fração ligeiramente superior as amostras LQVAR, indicando recristalização mais intensa.

Os perfis associados aos histogramas das amostras também exibiram um grande desvio em relação à distribuição de Mackenzie, figura 6.2.13, que se refere a uma relação de orientação totalmente aleatória entre os grãos. Logo, constata-se que as amostras possuíam uma mesotextura.



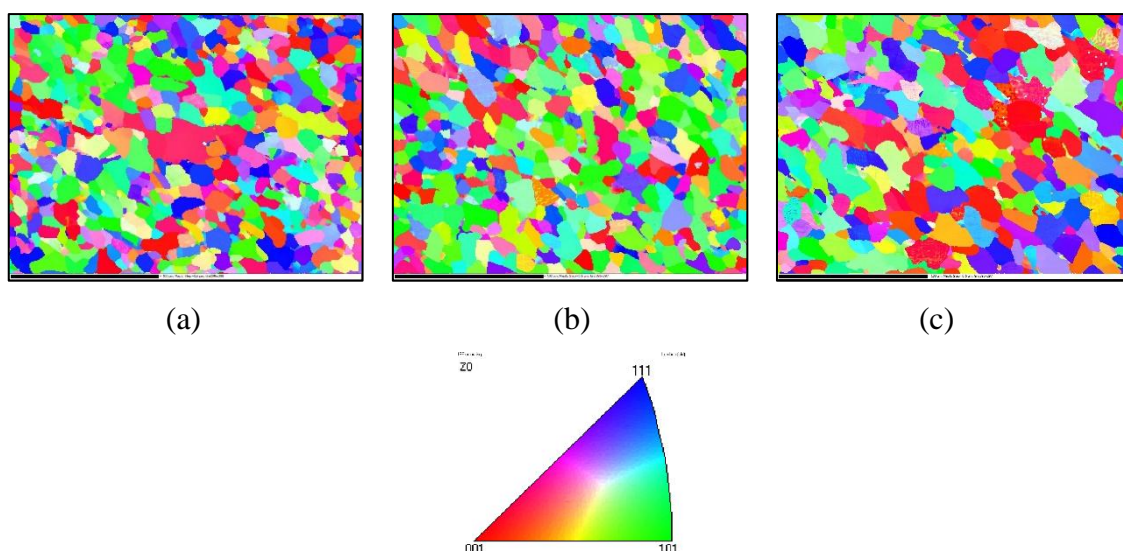
**Figura 6.2.12:** Histogramas relativos ao ângulo de desorientação entre os grãos das amostras, dados da análise de KAM.



**Figura 6.2.13:** Distribuição de Mackenzie [24].

#### 6.2.2.4 Figura de polo inverso (IPF)

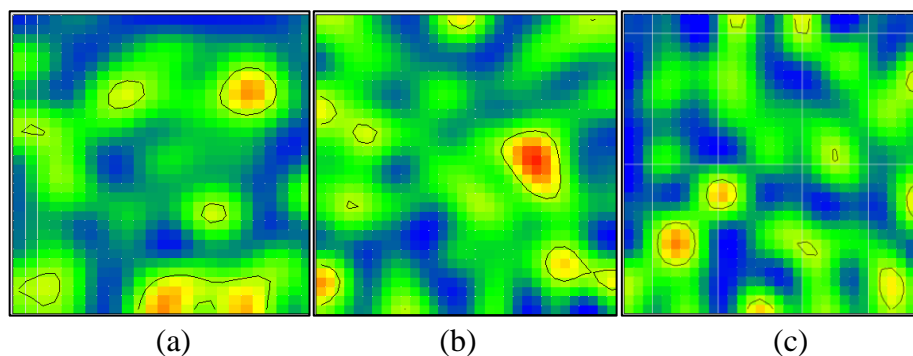
As figuras de polo inverso das amostras laminadas são mostradas na figura 6.2.14. De forma geral e qualitativa, as figuras mostram uma distribuição de cores variada na direção de laminação (X), com tendência leve de maior concentração de tonalidades rosa-violeta-vermelha. A distribuição de cores variadas sugere que os grãos estão orientados de forma aleatória, o que é típico de materiais que passaram por laminação a quente.



**Figura 6.2.14:** Figura de polo invevo das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60

#### 6.2.2.5 Função de Distribuição de Orientações (ODF)

A Função de Distribuição de Orientações descreve a probabilidade de ocorrência de uma orientação cristalográfica. Na figura 6.2.15 são vistas as ODF das amostras para  $\phi_2 = 45^\circ$ , verificando que a amplitude, tabela 6.5, foi relativamente baixa.



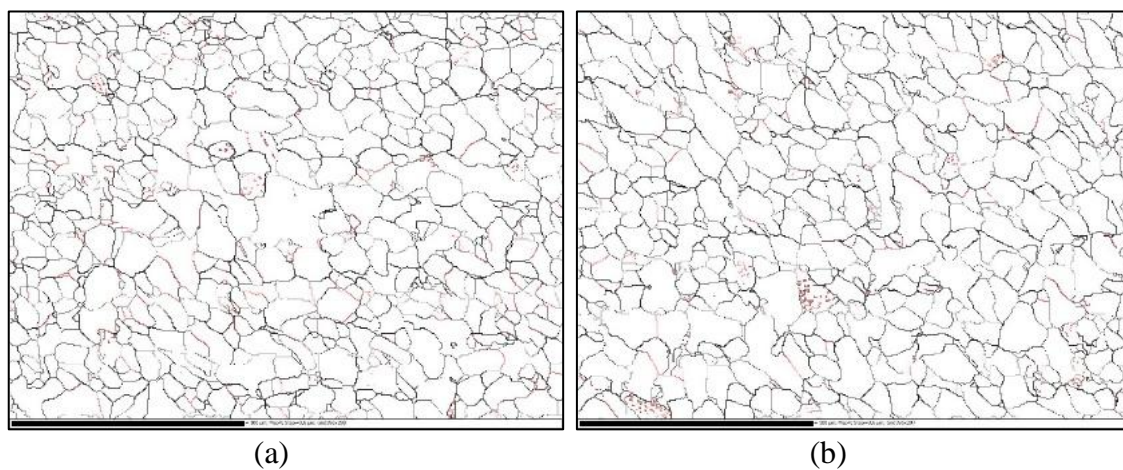
**Figura 6.2.15:** ODF amostra (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60

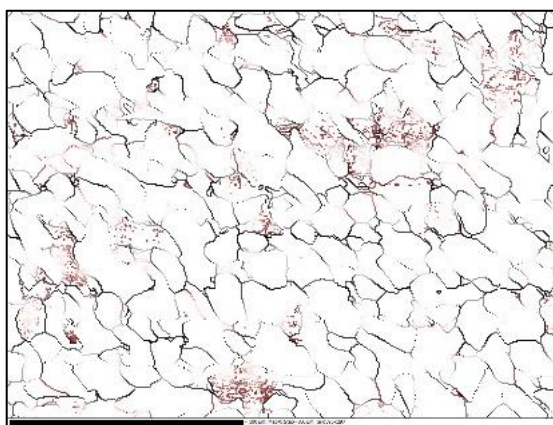
**Tabela 6.5:** Amplitude de textura das amostras.

Amostra	Intensidade máxima
LQVIM	3,73
LQVAR30	3,57
LQVAR60	3,54

#### 6.2.2.6 Mapa de contorno

O mapa de contorno pode ser empregado com o objetivo de gerar mapas de desorientação cristalográfica, determinar densidades de contornos (de baixo e alto ângulo) e determinar diâmetro equivalente médio de grãos. Os contornos com desorientação entre  $2^\circ$  e  $15^\circ$  ( $2^\circ < \theta < 15^\circ$ ), linhas vermelhas, são tratados como contornos de baixo ângulo e aqueles com desorientação maior que  $15^\circ$  ( $\theta > 15^\circ$ ), linhas pretas, são considerados contornos de alto ângulo [45, 46]. A figura 6.2.16 mostra os mapas de contorno gerados pela análise EBSD. A figura 6.2.16 c, mostra grãos maiores da amostra LQVAR60. De forma qualitativa, a amostra LQVIM apresentou alguns grãos menores em relação as amostras b e c.





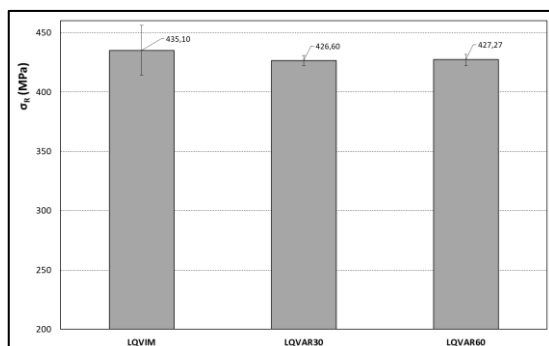
(c)

**Figura 6.2.16:** Mapa de contorno das amostras (a) LQVIM, (b) LQVAR30 e (c) LQVAR60, escala 100 $\mu$ m – Step 0,6.

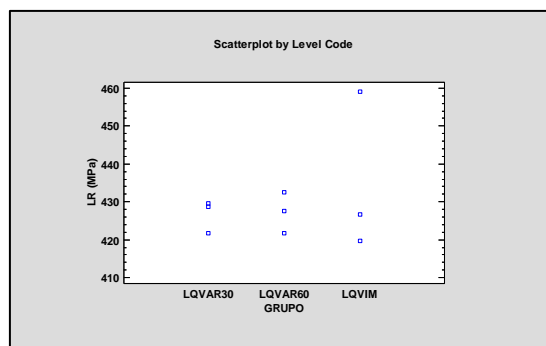
### 6.3 Avaliação das propriedades mecânicas e tenacidade do aço SAE

#### 6.3.1 Ensaio de tração

As Figuras 6.3.1, 6.3.2 e 6.3.3 apresentam, respectivamente, os resultados do ensaio de tração referentes ao limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e alongamento percentual (AL). Os valores encontrados para LR foram de 435,10, 426,60 e 427,27 Mpa para as amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60, respectivamente. Foi realizada a análise de variância para o LR e foi encontrado o valor de *P-Value* de 0,6796 (que é maior que 0.05), logo não há evidência estatística suficiente para afirmar que existe diferença significativa entre as amostras para IC de 95%, figura 6.3.1.



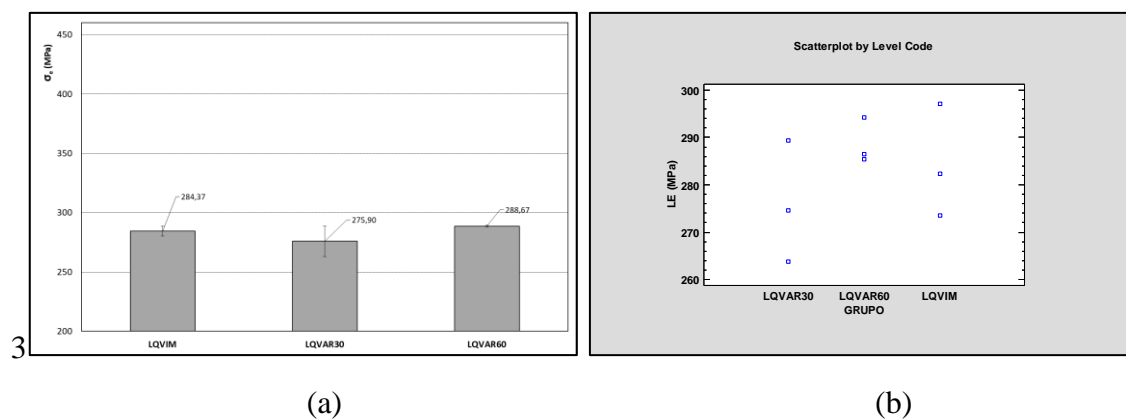
(a)



(b)

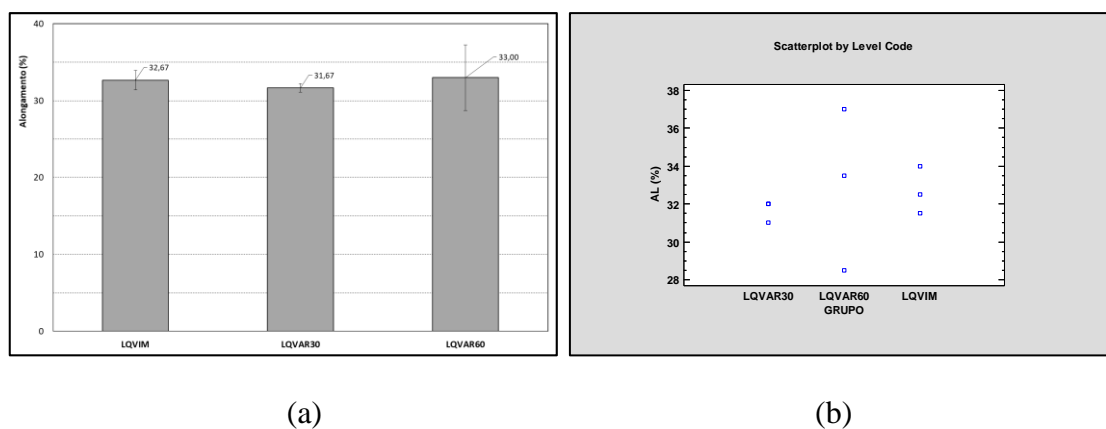
**Figura 6.3.1:** (a) limite de resistência médio obtido das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise de variância.

Os valores encontrados para LE foram de 284,37, 275,90 e 288,67 Mpa para as amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60, respectivamente. Foi realizada a análise de variância para o LE e foi encontrado o valor de *P-Value* de 0,3757 (que é maior que 0.05), logo não há evidência estatística suficiente para afirmar que existe diferença significativa entre as amostras para IC de 95%, figura 6.3.2.



**Figura 6.3.2:** (a) limite de escoamento médio obtido das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise de variância.

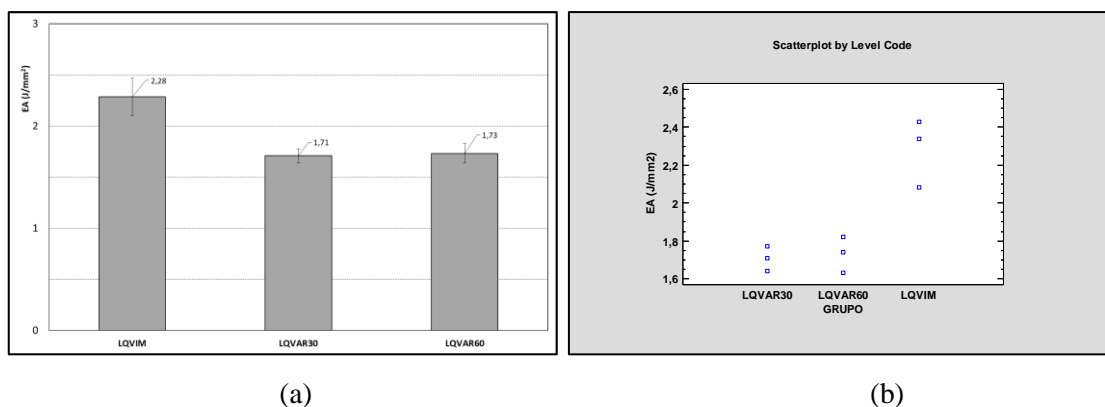
Os valores encontrados para AL foram de 32,67, 31,67 e 33,00% para as amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60, respectivamente. Foi realizada a análise de variância para o AL e foi encontrado o valor de *P-Value* de 0,8126 (que é maior que 0.05), logo não há evidência estatística suficiente para afirmar que existe diferença significativa entre as amostras para IC de 95%, figura 6.3.3.



**Figura 6.3.3:** (a) alongamento médio (%) obtido das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60. (b) análise de variância

### 6.3.2 Ensaio Charpy

A figura 6.3.4 mostra os resultados do ensaio de impacto. As amostras do LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60 apresentaram valores de energia absorvida (EA) de 2,28, 1,71 e 1,73 J/mm<sup>2</sup>, respectivamente. Na análise de variância para esta característica o valor de *P-Value* (0,002) é menor que 0.05, ou seja, há evidência estatística suficiente para afirmar que existe diferença significativa entre os grupos em relação ao valor de EA, IC de 95%.



**Figura 6.3.4:** Energia absorvida média obtido das amostras LQVIM, LQVAR30 e LQVAR60.

## 7 CONCLUSÕES

As análises macro e microestruturais dos lingotes mostraram que o processo VAR promoveu uma solidificação mais homogênea e a presença de dendritas refinadas em comparação ao VIM.

Em relação a composição química do lingote VAR, a tabela 6.1 mostra uma variação do elemento manganês devido ao processamento em ambiente de vácuo. Logo, a presença de elementos com alta pressão de vapor deve ser considerada durante o processamento em fornos VAR, uma vez que tais elementos podem volatilizar-se sob as condições de vácuo e temperatura elevadas, impactando no Ceq da liga.

A análise do crescimento de grão austenítico evidenciou que o tempo de permanência em forno exerce influência significativa sobre a cinética de crescimento dos grãos. Observou-se uma tendência à formação de microestruturas mais grosseiras nas amostras oriundas do lingote VIM, o que se correlaciona-se com a heterogeneidade de solidificação identificada por meio das macrografias. Conforme ilustrado na Figura 6.1.13, para um mesmo tempo de forno a 1200°C, as amostras do VIM apresentaram grãos austenítico maiores em relação às do VAR. Entretanto, as estruturas finais após a laminação para o aço SAE 1020, de forma geral, são semelhantes.

Conforme tabela 6.4, os resultados são inconclusivos em relação ao efeito da rota de fusão sobre as inclusões não metálicas, dado que o material na condição de recebido apresentou alto nível de limpidez.

As amostras laminadas a partir dos lingotes VIM e VAR apresentaram diferenças significativas no tamanho de grão ferrítico e na fração de ferrita. A amostra LQVIM apresentou grãos menores e maior fração de ferrita. A análise estatística confirmou diferenças significativas dessas características entre as amostras, exceto entre LQVAR30 e LQVAR60.

As análises EBSD mostraram que todas as amostras apresentaram recristalização significativa, com predominância de grãos com baixo GOS e KAM. A amostra LQVIM destacou-se por apresentar maior fração de grãos recristalizados.

Os ensaios de tração mostraram que não houve diferença estatística significativa entre as amostras quanto ao limite de resistência, limite de escoamento e alongamento. No

entanto, o ensaio Charpy revelou que a amostra LQVIM apresentou maior energia absorvida, indicando melhor tenacidade em relação às amostras VAR. O refinamento da microestrutura final, gerada pela solidificação heterogênea, pode ter favorecido tenacidade da amostra LQVIM. Entretanto, houve variação no teor de carbono e manganês, fato que deve ser considerado em conjunto.

Na análise de EBSD evidenciou que, a rota de processamento influenciou de forma sensível as características do aço SAE 1020. Entretanto essas diferenças podem ser mais expressivas para materiais de composição química mais carregada, o que pode ser de interesse para algumas aplicações.

De forma geral, os resultados sugerem que, para o aço SAE 1020 estudado, a rota de fusão apresenta pouca influência sobre o limite de resistência desse material. A rota de refusão VIM, apesar de apresentar maior heterogeneidade na solidificação, resultou em uma microestrutura mais recristalizada e com melhor desempenho em tenacidade após laminação a quente. Por outro lado, o processo VAR proporcionou maior controle na solidificação, mas com menor tenacidade no Charpy. Assim, a escolha entre VIM e VAR deve considerar o equilíbrio entre refinamento microestrutural e desempenho mecânico desejado para a aplicação final.

## 8 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Na aplicação dos processos VIM e VAR deve considerar os requisitos específicos do produto, especialmente no que tange à composição química e à homogeneidade microestrutural. O processo VIM é extremamente eficiente quando há necessidade de controle preciso da composição química e almeja-se refino microestrutural após processamento a quente. A solidificação heterogênea observada nos lingotes obtidos por VIM, semelhante ao processo de lingotamento convencional, favorece a recristalização durante processamento termomecânico a quente, resultando em microestruturas refinadas e com melhor desempenho em relação a tenacidade por Charpy. Entretanto, para ligas mais carregadas em termos de composição química, o efeito da segregação (micro e macro) pode ser acentuado e gerar variações no material obtido por esta rota.

Assim, o processo VAR pode ser complementar ao VIM, pois demonstra maior capacidade de promover homogeneidade estrutural e química ao longo de todo o lingote. Essa característica é particularmente desejável em aplicações que exigem propriedades isotrópicas, exemplo de aços ferramenta e chapas para estampagem, onde a uniformidade das propriedades mecânicas em diferentes direções é essencial para garantir desempenho e confiabilidade.

Assim, a rota VIM é essencial em desenvolvimentos e a produção de ligas que requerem elevada precisão composicional, enquanto a rota VAR se destaca em aplicações que exigem maior homogeneidade estrutural e química. Dependendo das características desejadas da liga, é tecnicamente justificável processar o material por meio da combinação dessas duas rotas.

## **9 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Replicar o estudo com outras classes de aço mais carregados (exemplo: 4140, D2 etc.) para avaliar se os efeitos observados nas rotas VIM e VAR se mantêm em ligas com diferentes composições químicas.
- Investigar o efeito da rota de processamento VIM e VAR para aços de baixa limpidez.
- Investigar melhoria na estampabilidade de produtos gerados por rotas VAR.

## 10 REFERÊNCIAS

1. CALLISTER, William D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos, 2012. p. 327-331.
2. COUTINHO, Carlos Bottrel. **Materiais metálicos para engenharia**. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1992. p. 38-42.
3. MACIEL, Talles Felipe Gomes. **Estudo da influência de parâmetros do processo MIG/MAG na dureza e microestrutura de juntas soldadas de aço SAE 1020**. 2023.
4. DOWLING, Norman E. **Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue**. 4. ed. Upper Saddle River: Prentice-Hall International, 2013.
5. DEWANGAN, Saurabh et al. Performance analysis of heat treated AISI 1020 steel samples on the basis of various destructive mechanical testing and microstructural behaviour. **Australian Journal of Mechanical Engineering**, v. 20, n. 1, p. 74–87, 2022.
6. SILVA, André Luiz da Costa. **Aços e ligas especiais**. Sumaré, 1988. p. 63-70.
7. MUCSI, Cristiano Stefano. **Estudo sobre o processo VAR (Vacuum Arc Remelting) em escala de laboratório**. São Paulo, 1996.
8. CUI, Jiajun et al. Comparative investigation on ingot evolution and product quality under different arc distributions during vacuum arc remelting process. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 18, 2022. p. 3991–4006
9. SAMUELSSON, Eva. **Removal of calcium containing inclusions during vacuum arc remelting**. 1983. University of British Columbia, Vancouver, 1983.
10. IVANOFF, Thomas A.; WATT, Trevor J.; TALEFF, Eric M. Characterization of solidification microstructures in vacuum arc remelted nickel alloy 718. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 50, p. 700–715, 2019.
11. JEON, Junhyub et al. Prediction and mechanism explain of austenite-grain growth during reheating of alloy steel using XAI. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 21, p. 1408–1418, 2022.
12. CHAMANFAR, A. et al. Austenite grain growth and hot deformation behavior in a medium carbon low alloy steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 6, p. 12102–12114, 2020.
13. MARTINS, Priscila Graziela Melo et al. Utilização de um ataque por imersão na caracterização da influência da temperatura e do tempo de austenitização sobre o tamanho de grão austenítico e morfologia da martensita em um aço do tipo ABNT 1045. **69th ABM Annual Congress**, p. 21–24, 2014.
14. HOSEINI, Seyed Reza Elmi; ARABI, Hosein; RAZAVIZADEH, Hekmat. Improvement in mechanical properties of C300 maraging steel by application of VAR process. **Vacuum**, v. 82, n. 5, p. 521–528, 2008.
15. SCHLATTER, R. Vacuum melting of specialty steels. **JOM**, v. 22, p. 33–39, 1970.

16. LI, Binghong et al. Effect of tungsten addition on the microstructure and tensile properties of in situ TiB<sub>2</sub>/Fe composite produced by vacuum induction melting. **Materials & Design**, v. 31, n. 2, p. 877–883, 2010.
17. CHU, Jianhua; BAO, Yanping. Study on the relationship between vacuum denitrification and manganese evaporation behaviours of manganese steel melts. **Vacuum**, v. 192, p. 110420, 2021.
18. SILVA, André Luiz V. da Costa e; MEI, Paulo Roberto. **Aços e ligas especiais**. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.
19. CHIAVERINI, Vicente. **Tratamentos térmicos das ligas ferrosas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1985. Página 72.
20. AYAD, A et al. Quantifying primary recrystallization from EBSD maps of partially recrystallized states of an IF steel. **Materials Characterization**, v. 171, 2021.
21. MALTA, P. O. **Cinética de recristalização estática e evolução da textura cristalográfica do aço inoxidável ferrítico 430 estabilizado com nióbio com base na técnica de microscopia por orientação de imagens**. Dissertação de Mestrado - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.
22. HUMPHREYS F.J, HATHERLY M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 3rd ed; 2004.
23. MOUSSA, Charbel et al. **Sobre a análise quantitativa por EBSD de subestruturas de deformação e recuperação em tântalo puro**. Em: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering . IOP Publishing, p. 012038, 2015.
24. LIMA, L. M. F. G. **Estudo da evolução da textura, da microtextura e da mesotextura de recristalização, após baixos graus de deformação a frio, em dois aços ferríticos com baixo teor de carbono**. Tese de Doutorado – IPEN,USP, 2005.
25. BUTRON GUILLEN, M.P. **Transformation textures in hot rolled steels**. Tese de Doutorado, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Canada, 1995.
26. KANG, Jun-Yun. Qualities of electron backscatter diffraction patterns and image contrast from a ferritic-martensitic steel microstructure. **Materials Characterization**, v. 187, 2022. p. 111826.
27. FLEISCHHAUER, Yuri de Abreu Silva Araújo. **Efeito do processamento na mesotextura e propriedades mecânicas do aço inoxidável biomédico ISO 5832-9**. Tese de Doutorado - Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2024.
28. MARTÍNEZ, José Antonio Estrada; SILVA, David Hernández. Aplicaciones de la técnica EBSD en el análisis de la textura cristalográfica y recristalización del magnesio y sus aleaciones. **Materiales Avanzados**, n. 40, p. 120-131, 2024.
29. TAVARES, Tairine Berbert *et al.* **Influência da deformação a morno e recozimento na evolução microestrutural, microtextura e comportamento mecânico de um aço**

- inoxidável duplex UNS S32205**. Dissertação de Mestrado - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.
30. RODRIGUES, Maria Veronica Goncalves *et al.* Evidence of dynamic ferrite transformation during thermomechanical simulation of an X70 microalloyed steel above  $A_{e3}$  temperature. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 30, p. 3675-3689, 2024.
  31. ALVES, Davi Silva *et al.* **Análise do encruamento em um aço inoxidável lean duplex 2304 submetido a baixas deformações a frio**. 2022.
  32. CASTRO, Nicolau Apoena *et al.* Recristalização e textura de aços elétricos semiprocessados. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 3, n. 1, p. 26-300, 2013.
  33. CASTRO, Nicolau Apoena; LANDGRAF, Fernando José Gomes. **Controle da textura e da microestrutura durante o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados [em linha]**. 2007.
  34. MAGALHÃES, Aline Silva. **Análise da influência do processamento termomecânico na microestrutura, propriedades mecânicas e textura cristalográfica de um aço 0,08C-8Mn**. 2018.
  35. RAY, R. K.; JONAS, J. J. Transformation textures in steels. **International Materials Reviews**, v. 35, n. 1, p. 1-36, 1990.
  36. TRZASKA, J. Calculation of critical temperatures by empirical formulae. **Archives of metallurgy and materials**, v. 61, 2016.
  37. KANG, Jun-Yun *et al.* Phase analysis of steels by grain-averaged EBSD functions. **ISIJ international**, v. 51, n. 1, p. 130-136, 2011.
  38. MALTA, P. O. **Cinética de recristalização estática e evolução da textura cristalográfica do aço inoxidável ferrítico 430 estabilizado com nióbio com base na técnica de microscopia por orientação de imagens**. Dissertação de Mestrado, Curso de Pos-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG, 2016.
  39. MUÑOZ, Jairo Alberto *et al.* Microstructure characterization of metallic materials processed by equal channel angular pressing (ECAP): an electron backscatter diffraction (EBSD) analysis. **Materials Transactions**, v. 64, n. 8, p. 1791-1805, 2023.
  40. PULGARIN CUERO, Alejandro. **Análise de dados de EBSD e nano dureza para estudo da microestrutura de aços perlíticos de trilhos ferroviários sob diferentes graus de deformação**. 2024.
  41. RODRIGUES, Maria Veronica Goncalves *et al.* Evidence of dynamic ferrite transformation during thermomechanical simulation of an X70 microalloyed steel above  $A_{e3}$  temperature. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 30, p. 3675-3689, 2024.

42. MOHAPATRA, Sudipta; BAEK, Kyeong-Cheol; OH, Min-Suk. Intercritically annealed medium-manganese steel: insights into microstructural and microtextural evolution, strain distribution, and grain boundary characteristics. **Materials**, v. 17, n. 11, p. 2757, 2024.
43. GORNI, Antonio Augusto; CAVALCANTI, Celso Gomes. Modelamento Matemático das Temperaturas Críticas da Laminação Controlada através de Equações Empíricas e Redes Neurais. In: LIII **Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, Belo Horizonte MG, 1998.
44. HARSHAVARDHANA, N. et al. **A comparative study on misorientations to determine the extent of recrystallization in pure ETP copper**. *Physics of Metals and Metallography*, v. 122, n. 13, p. 1279-1287, 2021.
45. DE FARIA, Geraldo Lúcio et al. Metodologias de caracterização por EBSD utilizadas para cálculo de mecanismos de endurecimento e otimização de processamento termomecânico controlado—uma revisão. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 22, p. 0-0, 2025.
46. VYSOTSKIY, I. et al. Efeito da soldagem por fricção na microestrutura e propriedades mecânicas de uma liga Al-Mg-Si. In: IOP **Conference Series: Materials Science and Engineering**. IOP Publishing, 2019. p. 012038.
47. CARVALHO, Luciana Vilarinho Ramos de. **Modelo matemático para previsão de propriedades mecânicas de barras redondas de aço ao carbono laminadas a quente**. 2017.
48. THOMAS, Brian G. **Continuous casting of steel**. Chapter, v. 15, p. 499-540, 2001.
49. Costa e Silva, A.L.V. **Refino dos aços: fundamentos e aplicações**. 1st ed., Blucher, São Paulo, 2023.
50. Instituto Aço Brasil. **Anuário estatístico 2023**. Disponível em <https://www.acobrasil.org.br/site/noticia/anuario-estatistico-2023/>, acessado em: 1 de novembro de 2025.
51. JFE 21st Century Foundation. **Continuous casting process overview**. Disponível em: [https://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter\\_2/2j\\_2\\_img.html](https://www.jfe-21st-cf.or.jp/chapter_2/2j_2_img.html). Acesso em: 1 novembro de 2025.
52. Mourão, Marcelo Breda et al. **Face, Introdução à siderurgia**. Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração (ABM), 2007.
53. COELHO, Gilberto Carvalho. **Lingotamento Contínuo**. Lorena: Universidade de São Paulo, 2013.
54. KRAUSS, G. **Steels: Processing, structure, and performance**. 2nd ed. Materials Park: ASM International, p. 39 – 43, 2015.