

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO TECNOLÓGICO, DE CIÊNCIAS EXATAS E EDUCAÇÃO
COORDENADORIA ESPECIAL DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO ENGENHARIA DE MATERIAS

KAOMA BETEGA

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE INJEÇÃO DE ARGÔNIO SOBRE A
OCORRÊNCIA DE INCLUSÕES NÃO METÁLICAS NO REFINO SECUNDÁRIO
DO AÇO ASTM A148 GRAU 90-60**

Blumenau

2022

KAOMA BETEGA

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE INJEÇÃO DE ARGÔNIO SOBRE A
OCORRÊNCIA DE INCLUSÕES NÃO METÁLICAS NO REFINO SECUNDÁRIO
DO AÇO ASTM A148 GRAU 90-60**

Trabalho de Conclusão do Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina Campus Blumenau como requisito para a obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcio Roberto da Rocha

Blumenau

2022

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Betega, Kaoma

Avaliação da influência de injeção de argônio sobre a ocorrência de inclusões não metálicas no refino secundário do aço ASTM A148 grau 90-60 / Kaoma Betega ; orientador, Marcio Roberto da Rocha, 2022.

90 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) -
Universidade Federal de Santa Catarina, Campus Blumenau,
Graduação em Engenharia de Materiais, Blumenau, 2022.

Inclui referências.

1. Engenharia de Materiais. 2. Inclusões não metálicas.
3. Refino secundário. 4. Fundição. 5. Injeção de gás argônio.
I. Rocha, Marcio Roberto da. II. Universidade Federal de
Santa Catarina. Graduação em Engenharia de Materiais. III.
Título.

KAOMA BETEGA

**AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DE INJEÇÃO DE ARGÔNIO SOBRE A
OCORRÊNCIA DE INCLUSÕES NÃO METÁLICAS NO REFINO SECUNDÁRIO
DO AÇO ASTM A148 GRAU 90-60**

Este Trabalho Conclusão de Curso foi julgado adequado para obtenção do Título de Bacharel em Engenharia de Materiais e aprovado em sua forma final pela comissão examinadora e pelo Curso de Graduação em Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina.

Blumenau, 25 de fevereiro de 2022.

Kaoma Betega (Acadêmica)

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Marcio Roberto da Rocha

Orientador(a)

Instituição Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Wanderson Santana da Silva

Avaliador(a)

Instituição Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Dr. Leonardo Ulian Lopes

Avaliador(a)

Instituição Universidade Federal de Santa Catarina

AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal de Santa Catarina e a todos os professores do curso de Engenharia de Materiais por todos os conhecimentos repassados ao longo desses anos de formação.

À empresa Electro Aço Altona S.A., em especial, ao meu supervisor, Gustavo Henrique Keunecke, e às minhas colegas de trabalho, Caroline M. Domingos, Andriele Karoline Mallon e Mayara Lais Sandri pela oportunidade de aprendizado, pela incontável ajuda e por terem feito do ambiente de trabalho um lugar agradável.

À Eng.^a Paula Rosa M. Grando pelo auxílio na realização das atividades e discussão dos resultados deste projeto, pela contribuição na estruturação do meu trabalho e pela amizade construída neste período.

Ao meu orientador, Marcio Roberto da Rocha, por todo auxílio prestado em suas disciplinas e, também, pelo total apoio e conselhos dedicados à minha formação. Sou grata por todo conhecimento transmitido e por me guiar de maneira exemplar durante este período.

Em especial, ao meu ex-orientador, hoje amigo, Prof. Dr.^a João Batista Rodrigues Neto, pelas inúmeras oportunidades de aprendizado e por acreditar no meu potencial.

Aos meus amigos que compartilharam momentos felizes e momentos tristes durante o decorrer da minha vida. Vocês são importantes.

À minha companheira, Thamires Kisner Shmitt, por me apoiar e por acreditar em mim quando nem eu fui capaz. Obrigada pelo incentivo e parceria, além da disposição em ajudar sempre que possível.

À minha família, que me ama, me incentiva e torce por mim, pelo carinho e incontável apoio. Todo o crédito desta minha conquista é de vocês. Obrigada.

E, por fim, à mim, pela resiliência.

“You accept it, you deal with it and you move on.”

Jessica Ellen Cornish, 2015.

RESUMO

Inclusões não metálicas interferem negativamente nas propriedades mecânicas dos aços quando inseridas em sua microestrutura. Portanto, com a exigência de aços com mais qualidade microestrutural, há diversos estudos que foram realizados visando a remoção dessas inclusões e a análise dos efeitos que elas possuem sob os aços. Dentre esses estudos, inclui-se o borbulhamento de gás inerte após o vazamento do metal líquido do forno para a panela. Durante o refino do aço, gases inertes são frequentemente injetados no sistema refratário, com o objetivo de homogeneizar a temperatura do sistema e a composição do banho, além de facilitar a flotação de inclusões endógenas e exógenas. Os efeitos da aplicação do gás são explicados por diversos fatores, entre eles, a vazão e tempo de inserção. Desta maneira, o presente trabalho teve por objetivo avaliar a influência da injeção de argônio, quanto a pressão e o tempo de injeção, na flotação de inclusões não metálicas durante o processo de refino secundário de aços carbono e ligados (ASTM A148 Gr 90-60). Para isso, variou-se a pressão do gás em 2, 4 e 6 bar e o tempo de injeção em 240, 180, 120 e 60 segundos. A determinação da influência da injeção do gás argônio foi por meio da fabricação de blocos de prova (BP) e por meio da retirada de amostras do aço líquido da panela durante o processo de vazamento do aço. Em seguida, após a fusão, os blocos de prova foram desmoldados e submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera e revenido visando correlacionar a evolução microestrutural da liga no que diz respeito as transformações de fase com as propriedades mecânicas. Por último, ensaios de tração, impacto e ensaios metalográficos foram realizados para quantificação das inclusões e avaliação da atuação destas nas propriedades do aço. Constatou-se que não há um tempo padrão de tratamento, mas sim um tempo ótimo para cada pressão de gás e quanto maior a pressão, menor é esse tempo, o que pode ser explicado pelo efeito de reversão das partículas. Além disso, o trabalho também mostrou que em baixas pressões foram obtidos melhores resultados. Portanto, constatou-se que a pressão e o tempo de injeção de argônio são parâmetros que influenciam na porcentagem das inclusões encontradas e, por consequência, nas propriedades mecânicas do metal.

Palavras-chave: Aço; Refino secundário; Fundição; Inclusões não metálicas.

ABSTRACT

Non-metallic inclusions interfere negatively in the mechanical properties when inserted into the microstructure of steel. Therefore, with the requirement of steels with higher microstructural quality, many studies have been carried out aiming at the removal of these inclusions and the analysis of the effects they have under steels. Among these studies, the bubbling of inert gas after the liquid metal leaks from the furnace into the ladle is included. During secondary refining, inert gases are often injected to homogenize the temperature and composition of the system, in addition to facilitating the fluctuation of endogenous and exogenous inclusions. The effects of the gas application are explained by several factors, including the pressure and the insertion time. Thus, the present study aims to evaluate the influence of argon injection in relation to time and pressure in the flotation of non-metallic inclusions during the secondary process of carbon refining and alloy steels (ASTM A148 Gr 90-60). For this, the gas pressure was varied in 2, 4 and 6 bar and the injection time was varied in 240, 180, 120 and 60 seconds. The technique adopted to determine the influence of argon gas injection was the fabrication of test coupons (TC) and the removal of liquid steel samples from the ladle during the steelmaking. After melting, the test coupons were demolded and subjected to heat treatments of quenching and tempering in order to correlate the microstructural evolution of the steel with the mechanical properties. Finally, some tests were performed to quantify inclusions and evaluate their performance in steel properties. They are: tensile testing, Charpy impact testing at -46°C and metallographic tests. It was found that there is not a standard treatment time, but an optimal time for each gas pressure and the higher the pressure, the shorter this time, which can be explained by the reversal effect of the particles. These conclusions could be explained by the reversion phenomena. In addition, the study also showed that at low pressures better results were obtained. Therefore, it was found that argon pressure and injection time are parameters that influence the percentage of inclusions and consequently the mechanical properties of the metal.

Keywords: Steel; Secondary refining; Foundry; Non-metallic inclusions.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Microestrutura do aço ASTM A148/A148M Gr 90-60, normalizado e temperado. Austenitizado à 925°C por 6 h, resfriado ao ar e revenido à 705 °C por 4 h. 5% de nital. Aumento de 100x.	21
Figura 2. Princípio de indução de correntes parasitas.	26
Figura 3. Correntes indutivas e agitação do banho.....	26
Figura 4. Forno de indução tipo cadinho.....	27
Figura 5. Forno de indução tipo canal.	28
Figura 6. Painel de aço utilizada em fundições.	30
Figura 7. Diagrama de Ellingham.	32
Figura 8. Classificação de acordo com a origem das inclusões no aço.	34
Figura 9. Principais inclusões não metálicas de acordo com a morfologia.....	35
Figura 10. Morfologias típicas de inclusões não metálicas obtidas por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), sendo (a) esférica, (b) facetada, (c) placa, (d) dendrítica, (e) cluster e (f) agregada.	36
Figura 11. Influência de inclusões não metálica na ductibilidade.....	37
Figura 12. Esquema da injeção de gás em uma panela cheia de aço.....	39
Figura 13. Relações angulares entre inclusão e gás inerte.	40
Figura 14. Relação da pressão e volume de injeção de gás inerte na formação das bolhas. ...	41
Figura 15. Fluxograma indicando as etapas e análises da pesquisa.	42
Figura 16. Geometria e dimensões das painéis usadas para a injeção de gás argônio no aço líquido.....	43
Figura 17. Geometria e dimensões dos blocos de prova fundidos utilizados para a qualificação do procedimento.	44
Figura 18. Geometria e dimensões dos corpos de prova usinados para o ensaio de tração. ...	46
Figura 19. Geometria dos corpos de prova para a realização do ensaio de impacto Charpy. .	47

Figura 20. Corte realizado para o ensaio metalográfico.....	48
Figura 21. Classificação para avaliação micrográfica das inclusões dos aços, adotada por Jernkontoret.	49
Figura 22. Variação de temperatura em função do tempo de inserção de argônio.	50
Figura 23. Presença de inclusões no metal fundido sem a injeção de argônio, sendo (a-b) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	53
Figura 24. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 2 bar por 60 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	54
Figura 25. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 2 bar por 120 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	55
Figura 26. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 2 bar por 180 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	55
Figura 27. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 2 bar por 240 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	56
Figura 28. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 4 bar por 60 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	56
Figura 29. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 4 bar por 120 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	57
Figura 30. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 4 bar por 180 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	57
Figura 31. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 4 bar por 240 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	58

Figura 32. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 6 bar por 60 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	58
Figura 33. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 6 bar por 120 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.	59
Figura 34. Partículas na matriz do aço em função do tempo de injeção de gás inerte.	61
Figura 35. Microestruturas das amostras fundidas e tratadas, sendo (a-b) sem argônio.	63
Figura 36. Microestruturas das amostras fundidas e tratadas, sendo (a) 6 bar por 120 segundos (b) 6 bar por 60 segundos.	64
Figura 37. Microestruturas das amostras fundidas e tratadas, sendo (a) 4 bar por 240 segundos (b) 4 bar por 180 segundos (c) 4 bar 120 segundos (d) 4 bar 60 segundos.	65
Figura 38. Microestruturas das amostras fundidas e tratadas, sendo (a) 2 bar por 240 segundos (b) 2 bar por 180 segundos (c) 2 bar 120 segundos (d) 2 bar 60 segundos.	67
Figura 39. Ensaio de dureza Brinell em função do tempo de injeção de gás inerte.	70
Figura 40. Resultado dos valores de impacto Charpy obtidos a -46°C de acordo com o tempo utilizado na injeção de argônio.	71
Figura 41. Variação do limite de resistência (Y1) e do limite de escoamento (Y2) para diferentes pressões e tempos de sopro de argônio.	72
Figura 42. Variação do alongamento (Y1) e da estricção (Y2) para diferentes pressões e tempos de sopro de argônio.	73

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Teores de enxofre e fósforo para os graus do aço ASTM A148/A148M.	19
Tabela 2. Propriedades do aço ASTM A148 Gr. 90-60.	20
Tabela 3. Forma como as principais impurezas são encontradas no aço.....	23
Tabela 4. Variação entre a porcentagem máxima e mínima da composição química.....	51
Tabela 5. Resultados obtidos quanto a quantificação das inclusões.....	60
Tabela 6. Resultados obtidos por meio da quantificação das inclusões e dos ensaios mecânicos realizados.	69

LISTA DE SÍMBOLOS

ASTM – American Society for Testing and Materials

GR – Grau

θ_A – Ângulo a partir do qual não ocorre adesão entre os dois componentes do sistema

θ_C – Ângulo a partir do qual não ocorre colisão entre os dois componentes do sistema

C.P. – Corpo de prova

B.P. – Bloco de prova

Ceq. – Carbono equivalente

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	OBJETIVOS	17
1.1.1	Objetivo Geral.....	17
1.1.2	Objetivos Específicos	17
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1	AÇOS.....	18
2.1.1	ASTM A148 Gr 90-60.....	19
2.2	FABRICAÇÃO DO AÇO	21
2.2.1	Aciaria.....	22
2.2.1.1	<i>Fornos elétricos.....</i>	24
2.2.1.1.1	Forno à indução	25
2.2.2	Metalurgia da panela.....	29
2.2.2.1	<i>Desoxidação do aço.....</i>	31
2.3	INCLUSÕES NÃO METÁLICAS.....	33
2.4	Influência das inclusões nas propriedades mecânicas do aço.....	37
2.5	Mecanismos de remoção de inclusões	38
2.5.1	Flotação de inclusões com o auxílio de injeção de gás inerte	39
3	METODOLOGIA.....	42
3.1	PRODUÇÃO E PREPARAÇÃO DOS BLOCOS DE PROVA.....	44
3.2	INJEÇÃO COM ARGÔNIO	45
3.3	COMPOSIÇÃO QUÍMICA	45
3.4	ENSAIO DE TRAÇÃO	46
3.5	ENSAIO DE IMPACTO	46
3.6	ENSAIO METALOGRAFICO E QUANTIFICAÇÃO DAS FASES	47
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	50
4.1	ANÁLISE QUÍMICA.....	51

4.2	ENSAIO METALOGRAFICO E QUANTIFICAÇÃO DAS INCLUSÕES	52
4.3	ENSAIOS MECÂNICOS	69
4.3.1	Ensaio de dureza	70
4.3.2	Ensaio de impacto	71
4.3.3	Ensaio de tração	72
5	CONCLUSÃO	76
6	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	78
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	79

1 INTRODUÇÃO

O aço é um material muito importante em qualquer sociedade industrializada, visto que suas aplicações são diversas e difundidas em todos os principais ramos da indústria, como a naval, automobilística e civil. Dessa maneira, nos últimos anos, a produção do aço se tornou cada vez mais importante, principalmente, no que diz respeito à sua melhor qualidade em conjunto com a redução de custos de seus produtos e, por isso, há uma crescente busca por métodos que implementem essa tarefa. Boas propriedades mecânicas e alta limpidez microestrutural são dois dos principais fatores que classificam o metal quanto a sua qualidade. Sendo assim, sabendo que partículas não metálicas (inclusões) são deletérias às propriedades dos aços, como resistência à fadiga, dureza, ductilidade e conformabilidade, o controle desse parâmetro tornou-se essencial para medir a limpeza do metal (MA, 2001).

As inclusões encontradas em aços podem ser endógenas ou exógenas, sendo a primeira formada nas reações de refino ou no resfriamento do aço, resultantes das reações químicas que acontecem no metal, como óxidos, nitretos, sulfetos, entre outros. Já as inclusões exógenas são aquelas originadas em processos externos ao metal líquido, como partículas de escória e/ou materiais do molde/refratários (PAUL, 1992). É durante o refino do material que ocorre, além do ajuste da composição química e da temperatura do aço líquido, a eliminação dessas impurezas. Neste processo, são usualmente utilizados dois equipamentos: o forno e a panela (HARTMANN, 2012 apud FINARDI, 1979).

O refino primário acontece dentro do forno e o refino secundário acontece fora do forno, em panelas, conversores, à vácuo, entre outros (HARTMANN, 2012 apud FINARDI, 1979). O processo de refino, no caso da produção de aço por meio de sucata selecionada, acontece com a inclusão de desoxidantes após a fusão do metal líquido que são usados para corrigir o teor de oxigênio (GHOSH, 2001). Os desoxidantes atuam como removedores porque possuem maior afinidade com as impurezas do que com o aço, formando inclusões não metálicas que, por diferença de densidade, flutam até a escória que pode ser removida (HARTMANN, 2012 apud FINARDI, 1979).

A eficiência de remoção por meio da interação inclusão/escória é natural e depende de diversos fatores, como, por exemplo, o tamanho das partículas que influenciam diretamente na velocidade de subida (SODER, 2001). Portanto, para atingir níveis mais altos de limpidez desses aços, novas técnicas para reduzir a concentração de inclusões vem sendo estudadas ao longo dos anos. Sendo assim, há diversos métodos que podem ser aplicados ao banho para

acelerar esse processo, como, por exemplo, a injeção de um gás inerte no sistema. Esse método consiste na adição de um fluxo de bolhas que são inseridas no metal líquido por meio da injeção de argônio (gás inerte), as inclusões são aderidas às bolhas por diferença de densidade e o conjunto bolha-inclusão sobe até a escória para ser removido (MAZUMDAR; GUTHRIE, 1995).

Nesse sistema alguns parâmetros são importantes porque a injeção do gás precisa ser controlada de várias maneiras. Por exemplo, pressões muito altas de injeção, causam turbulência no banho, o que pode reverter e piorar o processo de remoção (ROGLER, 2004). O tamanho da bolha e da inclusão, a posição que o defeito se encontra, a pressão e o tempo de injeção do gás inerte são alguns dos parâmetros que precisam ser observados (VAN ENDE, 2010; YANG; ZHAI, 2014). Além de uma melhor homogeneização, o gás inerte é utilizado para ajudar a fundir a carga com uma distribuição de temperatura mais uniforme. Desta forma, o refino do aço envolve a homogeneização térmica e química do aço e a modificação e ajuste de sua composição química (JONES; BOWMAN; LEFRANK, 1998).

Há vários estudos desenvolvidos que analisam os efeitos da injeção de gás e sua interação com as inclusões. No entanto, há espaço para mais investigações envolvendo o efeito da pressão do gás e do tempo de injeção, principalmente, em relação a empresa em que esta pesquisa está inserida. A empresa Electro Aço Altona S.A., fundição especializada na produção de aços carbono e aço liga, utiliza argônio para realizar a flotação de inclusões não metálicas, mas não há um controle efetivo à respeito desse processo. Partindo desse contexto, este estudo busca responder em que medida a remoção de inclusões por injeção de gás inerte é eficiente.

Inicialmente, o trabalho abordará os objetivos do estudo. Numa segunda parte, será apresentada a fundamentação teórica sobre os conceitos e definições da flotação de gás argônio em uma panela de aciaria contendo aço líquido fundido em um forno elétrico à indução. Em seguida, a metodologia utilizada para execução dos experimentos e caracterização das amostras será descrita. Ao final, os resultados obtidos pela autora serão expostos, comparados e discutidos para se chegar a conclusões plausíveis quanto aos fenômenos estudados.

1.1 OBJETIVOS

Nas seções abaixo estão descritos o objetivo geral e os objetivos específicos deste TCC.

1.1.1 Objetivo Geral

Estudar a influência dos parâmetros de injeção de gás inerte (argônio) quanto a remoção de inclusões não metálicas de aços carbono e baixa liga produzidos em forno elétrico à indução e a sua influência sobre as propriedades mecânicas.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Estudar a contribuição da presença de inclusões sobre as propriedades mecânicas dos aços fundidos e tratados termicamente;
- Avaliar o efeito dos tempos de injeção de gás inerte (argônio) sobre a remoção de inclusões do banho metálico;
- Avaliar o efeito das pressões de borbulhamento de gás inerte (argônio) sobre a remoção de inclusões nos aços produzidos em forno elétrico;
- Definir, dentre as configurações testadas, parâmetros adequados de injeção e de maior eficiência de tratamento para o aço ASTM A148 GR 90-60.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS

Tendo em vista a complexidade de sua natureza, a definição do aço torna-se intrincada, pois, a rigor os aços comerciais não são ligas binárias. De fato, apesar de conter sempre outros elementos secundários, o aço, assim como o ferro fundido, é uma liga metálica formada essencialmente por ferro e carbono. As diferenças fundamentais entre ambos são: o aço possui a capacidade de ser deformado plasticamente e detém de 0,008% até aproximadamente 2,11% deste último elemento, enquanto o ferro fundido possui de 2,11% a 6,67%. (CHIAVERINI, 2012; COLPAERT, 2018).

A ausência ou não de elementos de liga ou de elementos residuais em teores que extrapolam os normais é o fator que controla essa quantidade limite de 2,11%. Portanto, nessas condições, faz-se necessário considerar dois tipos fundamentais de aço, aços carbono e aços liga, para se ter uma definição mais correta (CHIAVERINI, 2012).

No aço carbono, o teor de elementos, além do ferro e do carbono, estará abaixo dos 2%. Eles podem ser classificados em aço com baixo teor de carbono, aço com médio teor de carbono e aço com alto teor de carbono. Acima dos 2% de outros elementos, o aço pode ser considerado aço de baixa liga (de 2% a 5%) ou aço de alta liga (acima de 10%). Aços que apresentam um teor intermediário entre os dois são chamados de média liga (ARAUJO, 1997; CHIAVERINI, 2012).

Em aços de baixa liga, os elementos não são suficientes para alterar de maneira significativa as estruturas dos aços resultantes, ao contrário dos aços de alta liga, que têm não apenas sua estrutura alterada, mas, também, exigem técnicas e cuidados especiais quanto à seus tratamentos térmicos (ARAUJO, 1997). Dentre os principais elementos, além do carbono, o aço comum contém em sua composição manganês (Mn), silício (Si), fósforo (P) e enxofre (S), como elementos principais. O carbono é o principal responsável pela dureza do material, isso porque sem carbono, não há endurecimento pela têmpera (a martensita não se forma). O silício e o manganês, nos teores normais (0,15 à 0,30% e 0,30 à 0,60%, respectivamente), atuam como desoxidantes, pois neutralizam a ação de CO ou CO₂ (MALISHEV, NIKOLAIEV, SHUVALOV, 1970). O fósforo e o enxofre são prejudiciais ao aço, pois interferem nas suas propriedades físicas, deixando-o quebradiço. (ARAUJO, 1997; CHIAVERINI, 2012).

De um modo geral, os elementos de liga são adicionados ao aço com o objetivo principal de alterar as propriedades mecânicas. O manganês, por exemplo, melhora a resistência mecânica, o níquel melhora a resistência à corrosão, o boro melhora a tempera do aço, o zircônio aumenta a tenacidade. Entretanto nem todos os elementos alteram as propriedades para melhor, à exemplo do oxigênio, que diminui a tenacidade do aço e, portanto, durante o processo de fabricação do metal, precisa ser removido por elementos desoxidantes (ARAÚJO, 1997; CHIAVERINI, 2012).

Os aços podem ser fabricados em diferentes tipos de processos, como, por exemplo, a fundição. Neste trabalho, a atenção estará voltada as ligas ferrosas que atendem a especificação ASTM A148 GR. 90-60.

2.1.1 ASTM A148 Gr 90-60

O fundido ASTM A148/A148M são aços com propriedades mecânicas definidas por meio do seu grau de fabricação. No que diz respeito à composição química, apenas os teores de enxofre e fósforo são definidos, os outros elementos de liga são determinados pelo cliente ou pelo fabricante para que se possa obter as propriedades mecânicas exigidas. Os teores de enxofre e fósforo para os graus do aço A148/A148M estão definidos na Tabela 1 (ASTM A148/A148M, 2021).

Tabela 1. Teores de enxofre e fósforo para os graus do aço ASTM A148/A148M.

GRAU (UNS N°)	Composição (%)	
	Enxofre (máx.)	Fósforo (máx.)
80-40 (D50400)	0,06	0,05
80-50 (D50500)	0,06	0,05
90-60 (D50600)	0,06	0,05
105-85 (D50850)	0,06	0,05
115-95 (D50950)	0,06	0,05
130-115 (D51150)	0,06	0,05
135-125 (D51250)	0,06	0,05
150-135 (D51350)	0,06	0,05
160-145 (D51450)	0,06	0,05

165-150 (D51500)	0,020	0,020
165-150L (D51501)	0,020	0,020
210-180 (D51800)	0,020	0,020
210-180L (D51801)	0,020	0,020
260-210 (D52100)	0,020	0,020
260-210L (D52101)	0,020	0,020

Fonte: adaptado da norma ASTM A148/A148M, 2021.

Os teores de carbono, manganês, silício e elementos de liga podem ser selecionados pelo comprador ou pelo fabricante para que se possa obter as propriedades mecânicas necessárias. Na Tabela 2 são indicadas as propriedades mecânicas do aço de grau 90-60 (utilizado neste trabalho), que possui a segunda menor resistência e a segunda maior ductilidade em comparação com as outras variantes do aço fundido ASTM A148/A148M (ASTM A148/A148M, 2021).

Tabela 2. Propriedades do aço ASTM A148 Gr. 90-60.

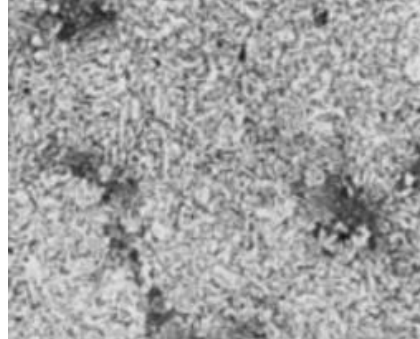
Grau	Tensão de ruptura, mín., ksi (MPa)	Tensão de escoamento, mín., ksi (MPa)	Alongamento em 50 mm, min, %	Redução em área, mín., %
90-60	90 (620)	60 (415)	20	40

Fonte: adaptado da norma ASTM A148/A148M, 2021.

No processo de qualificação de procedimento para a norma ASTM A148/A148M, o ensaio de impacto não é obrigatório para o grau 90-60, este, entretanto é realizado quando é solicitado devido a uma especificação. Todas as peças fundidas por esse tipo de aço podem ser tratadas termicamente por recozimento total, normalização, normalização e revenido ou têmpera e revenido. O tratamento térmico deve ser realizado após as peças fundidas esfriarem abaixo da faixa de transformação (ASTM A148/A148M, 2021). Quando a microestrutura, conforme Figura 1, os aços ASTM A148/A148M são aços carbono e aços liga com matriz ferrítico-perlítica (VINAS; KASCAK, 2008).

Figura 1. Microestrutura do aço ASTM A148/A148M Gr 90-60, normalizado e temperado. Austenitizado à 925°C por 6 h, resfriado ao ar e revenido à 705 °C por 4 h. 5% de nital.

Aumento de 100x.



Fonte: ASM Handbook, 1973.

2.2 FABRICAÇÃO DO AÇO

Para a fabricação de peças metálicas há uma série de processos metalúrgicos disponíveis. Entre eles, a fundição se destaca por ser um dos mais versáteis, podendo ser aplicada em peças de dimensões e complexidades variadas. Em linhas gerais, o processo de fabricação de peças metálicas por meio da fundição consiste em verter o metal líquido em moldes, com as características do modelo, confeccionados à base de um material refratário ou metálico (BALDAM; VIEIRA, 2018). O processo é subdividido em vários setores, sendo eles: a engenharia, a moldagem, a aciaria, o tratamento térmico e o acabamento, que possuem inúmeros parâmetros e etapas a serem analisados.

O nível de exatidão dimensional, o grau de precisão do acabamento e as propriedades mecânicas do produto que será fabricado são o que determina qual será o processo de fundição escolhido. Estes são inúmeros e variados, sendo os mais notáveis: fundição em molde de areia, fundição de precisão (cera perdida), fundição sob pressão e fundição contínua ou lingotamento contínuo (BALDAM; VIEIRA, 2018). Após a moldagem, dentro da aciaria, acontece a fusão do metal em fornos elétricos e, em seguida, o metal líquido é transferido do forno para a panela de vazamento, que despejará o metal no molde. A desmoldagem é a retirada da peça sólida de dentro do molde. Os próximos passos, antes da peça ser enviada ao cliente, são, respectivamente, o tratamento térmico, o corte de canais e massalotes, rebarbação, limpeza, usinagem, ensaios de inspeção visual por meio de ensaio destrutivos e não destrutivos e o

acabamento das peças. Os itens referentes a aciaria, por se tratar do setor de maior atuação e alocação de tempo durante a pesquisa, serão abordados neste TCC com mais detalhes.

2.2.1 Aciaria

O setor responsável pela fusão, refino e vazamento do aço é chamado de aciaria. O aço líquido é obtido por meio da fusão em fornos elétricos de uma mistura que pode ser decorrente de peças sucateadas (canais, alimentadores, refugos, entre outros) ou sucatas comerciais, ferro-gusa de alto forno, sucata de aço, ferro-manganês e ferrosilício (CHIAVERINI, 1986). Essa mistura das matérias primas é denominada carga. Para a composição da carga é necessário o conhecimento da composição química de cada um dos seus componentes, bem como o tipo de aço que se deseja obter. A fusão do aço foi feita a partir de sucata selecionada em um forno elétrico à indução.

Dessa maneira, tendo por escopo alcançar as propriedades mecânicas exigidas para o projeto que está sendo executado, como dureza, resistência à tração, limite de escoamento, etc., escolhe-se a sucata que possua a composição química parecida àquela que se deseja para o produto final (KIMINAME; CASTRO; OLIVEIRA, 2013). Controla-se esse parâmetro por meio da retirada de amostras do aço líquido que são analisadas e, se a composição química não estiver conforme o especificado, adiciona-se determinado material à carga para a correção da composição.

A fusão do metal acontece quando a matéria prima colocada dentro dos fornos se transforma completamente em metal líquido. A temperatura em que isso ocorre deve ser controlada porque geralmente a fusão de aços acontece em temperaturas superiores à 1500 °C.

Durante a fusão, é frequente a ocorrência de elementos que são considerados impurezas no metal líquido, sendo os mais comuns, enxofre, nitrogênio, fósforo, hidrogênio e oxigênio. Essas impurezas, a depender do seu nível e tipo, geram defeitos que são extremamente prejudiciais às propriedades mecânicas, como, por exemplo, inclusões não metálicas (HARTMANN, 2012 *apud* FINARDI, 1979). A Tabela 3 expõe como essas impurezas estão presentes no aço.

Tabela 3. Forma como as principais impurezas são encontradas no aço.

Impureza	Porosidades	Inclusões	Solução sólida
Oxigênio	Influencia	Influencia	Influencia pouco
Fósforo	Não influencia	Não influencia	Influencia
Enxofre	Não influencia	Influencia	Influencia pouco
Hidrogênio	Influencia parcialmente	Influencia parcialmente	Influencia parcialmente
Nitrogênio	Influencia parcialmente	Não influencia	Influencia

Fonte: adaptado de HARTMANN, 2012 *apud* FINARDI, 1979.

As atividades resultantes da produção do aço líquido, a partir de sucata ou produtos de redução direta, até o início da solidificação, classificam-se como atividades de refino. O refino do aço é a etapa que visa eliminar impurezas e é comumente dividido em refino primário – acontece dentro do forno – e refino secundário – acontece fora do forno, em painéis, conversores, à vácuo, entre outros (HARTMANN, 2012 *apud* FINARDI, 1979). As impurezas são controladas com a utilização de uma sucata selecionada e com a utilização de elementos imiscíveis ao metal líquido, que atuam como removedores porque possuem maior afinidade com as impurezas do que com o aço, o que forma uma escória que pode ser removida. A escória atua como uma camada superficial protetora do aço líquido, diminuindo a oxidação e corrigindo os teores de elementos como manganês, enxofre, fosforo e silício (CONSUL; KARLINKY, 2017).

Os processos de refino, em fundições que produzem aço líquido a partir de sucata, resumem-se a inclusão de desoxidantes após a fusão do metal – desoxidantes, como manganês, alumínio e silício, são usados para corrigir o teor de oxigênio (GHOSH, 2001). A adição desses elementos faz com que as impurezas, que possuem mais paridade química com essas substâncias do que com o aço, sejam transportadas do líquido para inclusões que irão ficar em suspensão. A sequência de desoxidantes mais utilizada é a adição de cálcio silício após o alumínio – inclusões de alumina são transformadas em partículas grandes de aluminado de cálcio que são decantadas com mais facilidade (HARTMANN, 2012 *apud* FINARDI, 1979).

No final do processo, o aço líquido precisa ser homogeneizado, o responsável por essa etapa é um gás inerte, normalmente gás argônio, que é injetado na panela contendo a carga e cria uma atmosfera desoxidante. Além de uma melhor homogeneização, o gás inerte é usado para auxiliar a fusão da carga com a distribuição da temperatura mais homogênea (JONES;

BOWMAN; LEFRANK, 1998). Desta maneira, o refino do aço é composto pela homogeneização térmica e química do aço e modificação e ajuste de sua composição química.

A terceira etapa do processo de aciaria em fundições é o vazamento do aço líquido nos moldes. Nesta etapa, em um primeiro momento, o aço é transferido para uma panela, após as etapas de fusão e refino, que por meio de pontes rolantes transfere o aço até o local do vazamento. Casca de arroz é colocada na parte superior da panela que, por densidade, flutua e mantém a temperatura porque tem uma queima exotérmica, o que libera calor. A casca de arroz também evita a reoxidação do aço.

O vazamento é uma etapa crítica no processo de fundição. Isso porque o metal deve atingir todas as regiões do molde antes da solidificação. Dessa maneira, alguns fatores são de extrema importância, como temperatura, tempo e velocidade de vazamento (GROOVER, 2014). O primeiro fator é dependente da faixa de temperatura em que o aço solidifica, isso porque se a temperatura de vazamento for muito baixa, o aço líquido pode solidificar antes do completo preenchimento do molde, e se a temperatura for muito alta, a solubilidade dos gases no metal aumenta, o que gera bolhas e outros defeitos, e facilita o fluxo turbulento no preenchimento – o que pode aprisionar ar dentro do metal (KIMINAME; CASTRO; OLIVEIRA, 2013).

A velocidade (taxa) de vazamento deve ser controlada, isso porque, se a taxa for muito alta, a geração de fluxos turbulentos causam defeitos antes da completa solidificação, como por exemplo, porosidade e reoxidação do aço, o que gera inclusões pela inserção de oxigênio. Por outro lado, se a taxa for muito baixa, o metal para de fluir e não completa o molde. Por último, o tempo deve ser o menor possível sem que a integridade da peça seja prejudicada (GROOVER, 2014). A sobra do aço líquido na panela pode retornar ao forno, desde que a composição química permita e que o peso total, carga metálica mais aço líquido, não ultrapasse 15% do peso programado.

2.2.1.1 Fornos elétricos

Nos processos de fundição, o aço líquido é fundido e aquecido em um equipamento elétrico – os fornos. Há inúmeros modelos desses equipamentos disponíveis, sendo que alguns são usados para fundir qualquer liga, outros, no entanto, são utilizados para um metal – ou liga – específico (CHIAVERINI, 1986).

São três as principais formas de transformação de energia elétrica em energia térmica para a fusão do aço, sendo: a indução eletromagnética, a transferência de calor por radiação por meio de um arco elétrico e a resistência à passagem de uma corrente elétrica em um condutor sólido. Sendo assim, os fornos de fundição são elaborados de diferentes formas com diferentes tipos de funcionamento para diferentes metais e ligas (BALDAM; VIEIRA, 2018). Quanto aos tipos de fornos, os mais notáveis são os fornos resistivos, fornos à arco e fornos à indução (MAMEDE, 2017). Dentre esses, os fornos à indução são os que mais se destacam na fundição de metais – aos poucos, estão substituindo os fornos à arco e resistivos (SOARES, 2000).

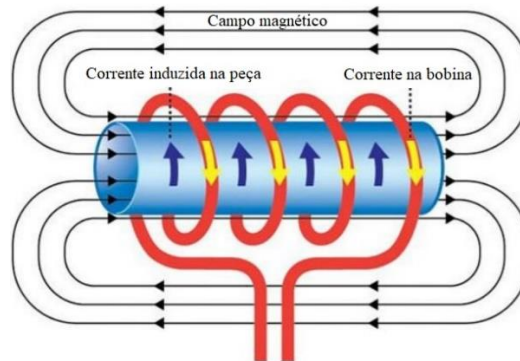
2.2.1.1.1 Forno à indução

No que diz respeito ao desenvolvimento de fornos à indução, dois nomes são importantes, Sebastian de Ferranti e Edward Allen Colby. Em 1870, com o objetivo de aquecer metais, Ferranti começou experiências baseado no princípio de Faraday para indução eletromagnética – o fluxo magnético que passa por uma espira pode ser variado pela indução de uma força eletromotriz e uma corrente no sistema. Foi por meio desses experimentos que Colby, em 1890, patenteou o primeiro forno à indução para o derretimento de metais (ZINN; SEMIATIN, 1988; GANDHEWAR; BANSOD; BORADE, 2011; HALLIDAY; RESNICK; WALKER, 2009).

Com o passar dos anos, a utilização de fornos à indução para a fusão de metais se tornou comum. Hoje, grande parte das indústrias de fundição são adeptas dessa tecnologia e a maior responsabilidade desse desenvolvimento é dada à dois parâmetros inerentes ao processo: a possibilidade de monitorar a temperatura do banho e as condições de oxidação (ZINN; SEMIATIN, 1988).

De maneira geral, o forno elétrico à indução é constituído de um recipiente envolto por uma bobina de tubos de cobre refrigerados à água, por onde passa uma corrente elétrica alternada. Quando a energia é ativada pela bobina, que circunda o recipiente, é induzida uma corrente eletromagnética na carga do forno. Essas correntes ao percorrem a carga induzem correntes parasitas – correntes de Foucault – no metal, produzindo efeito de aquecimento. O campo de força eletromagnética age, sobre o metal líquido, como um agente homogeneizante (GROOVER, 2010; MAMEDE, 2017). A Figura 2 ilustra a indução das correntes que serão responsáveis pela produção de calor.

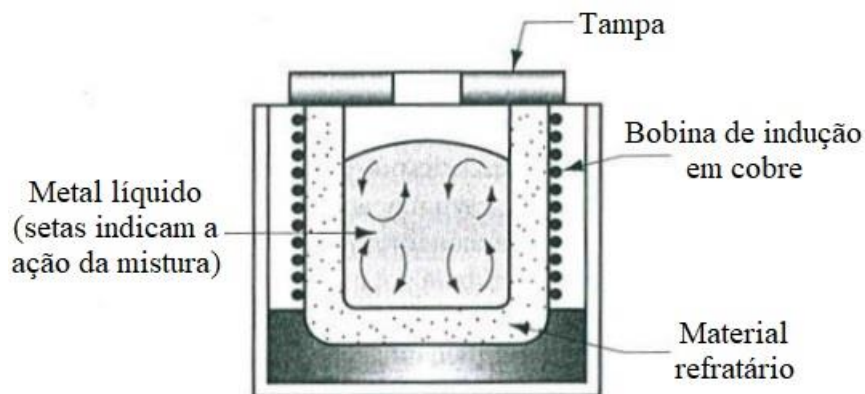
Figura 2. Princípio de indução de correntes parasitas.



Fonte: Adaptado de Lenhard, Malcho e Kaduchová, 2018.

No forno elétrico a indução, o ambiente no qual se dá a fusão pode ser controlado com precisão, isso porque o metal não entra em contato direto com os elementos de aquecimento e a oxidação do banho líquido é baixa devido à pequena área exposta do banho em relação ao volume. Esses fatores tornam o forno à indução uma das formas mais econômicas na fabricação do aço líquido (RUDNEV et al, 2002; ZAMORA et al, 2005; EPRI, 1999). Além disso, a ação de turbulência do banho proporcionada pelas correntes de convecção facilitam a homogeneização dos elementos adicionados ao banho líquido – contudo, se excessivas, podem desgastar o refratário. (GROOVER, 2010; SOARES, 2000). A Figura 3 esquematiza o movimento que as correntes induzidas geram no banho.

Figura 3. Correntes indutivas e agitação do banho.



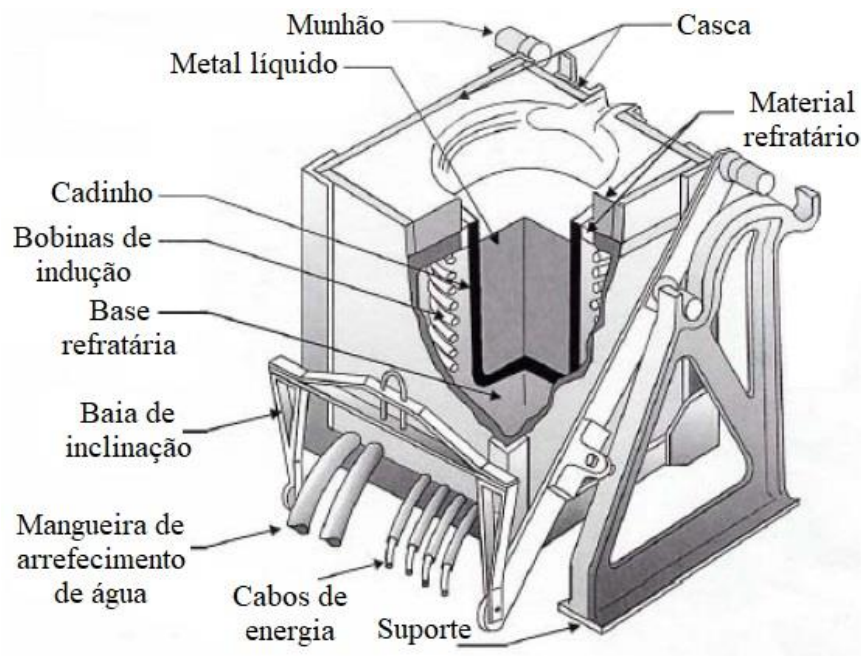
Fonte: Adaptado de Soares (2000) e Groover (2010).

Há dois tipos principais de fornos de indução, cada um com uma aplicação específica: fornos de indução a canal – com núcleo – e fornos de indução de cadinho – sem núcleo. O forno de canal é útil para pequenas fundições com requisitos especiais para grandes cargas. A indução

de cadinho é usada quando há a necessidade de uma fusão rápida, ou quando é preciso variar as ligas com frequência. O forno sem núcleo pode ser completamente esvaziado e reiniciado facilmente (GANDHEWAR; BANSOD; BORADE, 2011).

Fornos de indução de cadinho são feitos de aço e revestimento refratário, possuem um cadinho, sem núcleo magnético, em seu interior que apresenta, geralmente, forma cilíndrica. O cadinho é o recipiente que conterá o aço líquido e, portanto, é feito com um material que resiste ao calor. Nesse tipo de forno, há uma bobina envolvendo o cadinho e o próprio material funciona como corrente secundária (TÂMEGA, 2017, MAMEDE, 2017). A Figura 4 representa as partes que compõe um forno de indução tipo cadinho.

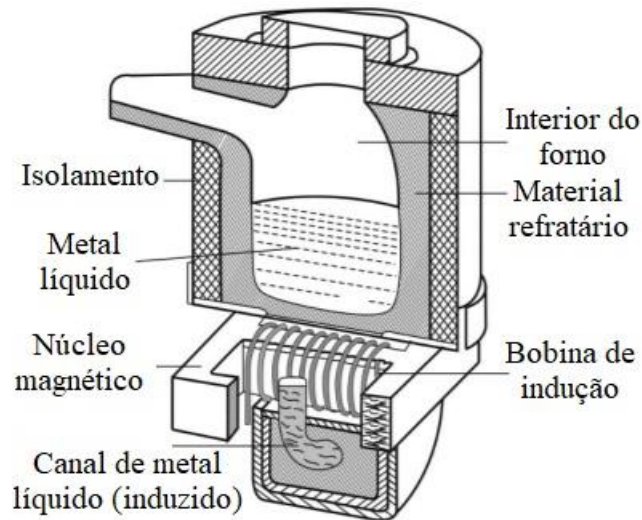
Figura 4. Forno de indução tipo cadinho.



Fonte: Adaptado de Gandhewar, Bansod e Borade (2011).

No forno de indução com núcleo há um canal que possui um centro de aço magnético, aonde uma bobina é enrolada. Nesse processo, um campo eletromagnético é induzido por uma corrente alternada resultante da diferença de potencial entre as extremidades da bobina (TÂMEGA, 2017; MAMEDE, 2017). A Figura 5 representa as partes que compõe um forno de indução tipo canal.

Figura 5. Forno de indução tipo canal.



Fonte: Adaptado de Tâmega, 2017.

Comparando os dois processos, tem-se que os fornos à cadinho são mais amplamente utilizados em fundições que operam com fornos elétricos, isso porque eles são mais versáteis e podem trabalhar com diferentes ligas (MAMEDE, 2017).

Os fornos de indução requerem dois sistemas elétricos separados: um para o sistema de resfriamento, inclinação do forno e medidores, e outro para alimentar as bobinas de indução – também conhecidas como indutores. A fiação para o quadro de distribuição da fábrica normalmente alimenta as bombas no sistema de resfriamento da bobina de indução, sistema hidráulico do forno basculante e sistemas de instrumentação e controle. Uma rede trifásica de alta tensão e alta corrente é a responsável por fornecer energia à bobina de indução. A complexidade da fonte de alimentação conectada à bobina de indução varia de acordo com o tipo de forno e sua finalidade (GANDHEWAR; BANSOD; BORADE, 2011).

Além das propriedades eletromecânicas dos fornos, são as características térmicas e elétricas das cargas metálicas que influenciam o rendimento do sistema. Materiais como o alumínio, por exemplo, tem seu aquecimento reduzido pois não são materiais ferromagnéticos – materiais com a capacidade de reagir à campos magnéticos. A frequência é um fator que também tem extrema importância no rendimento, geralmente, quanto menor o volume de materiais a serem fundidos, maior a frequência do forno, ou seja, a penetração das correntes de Foucault é inversamente proporcional à frequência. Isso se deve à distância que a corrente alternada deve percorrer na carga (MAMEDE, 2017).

As frequências de operação variam de 50 - 60 Hz a 400 kHz ou mais, dependendo do material a ser fundido, do volume do forno e da velocidade de fusão necessária. A tensão de operação da bobina de indução varia entre 60 e 600 V – à depender da tensão necessária para manter uma determinada potência de acordo com as necessidades do processo. (GANDHEWAR; BANSOD; BORADE, 2011).

Para derreter uma carga em menos tempo, é necessário aumentar a frequência da corrente alternada que atravessa as bobinas de indução. Segundo Gandhewar, Bansod e Borade (2011), um forno sem núcleo, por exemplo, com capacidade de 10 toneladas pode derreter sua capacidade em duas horas se operar a uma frequência de 60Hz. À 275 Hz, o mesmo forno derrete as 10 toneladas quatro vezes mais rápido.

2.2.2 Metalurgia da panela

O tratamento do aço na panela começou em 1950 e nos últimos 70 anos foram desenvolvidos diversos processos que permitiram ao aço um melhor tratamento, como, por exemplo, a possibilidade de controle da morfologia e composição das inclusões. A panela é usada para vaziar o metal líquido após a fusão do aço nos fornos elétricos, é nela que acontece o refino, o ajuste da composição química e a limpidez do aço (AISE Steel Foundation, 1998; SZEKELY; CARLSSON; HELLE, 1989).

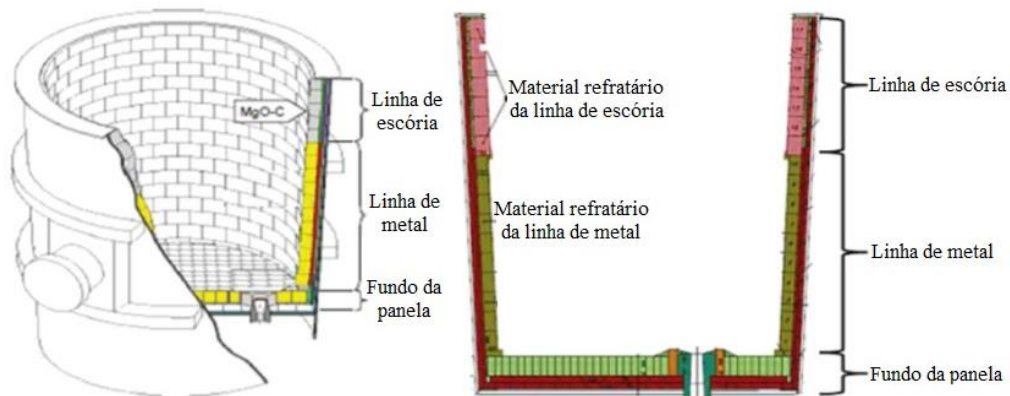
Os propósitos no tratamento da panela de aço líquido em fundições que utilizam sucata como fonte para a fusão do metal são desoxidação, homogeneização química e térmica, ajuste de elementos químicos – por meio da adição de ligas – e controle da forma e composição das inclusões (SILVA, 2018; SZEKELY; CARLSSON; HELLE, 1989). Dessulfuração, desfosforação e descarburização – processos que tem por escopo refinar o aço quanto à impurezas de enxofre, fósforo e carbono – não são realizados nesse caso porque há uma questão de segurança em relação aos fornos à indução, esses processos podem gerar superaquecimento do forno e desgaste do refratário, causando explosões. Por esses motivos, a sucata escolhida é bem selecionada com teores desses elementos dentro das faixas aceitáveis. Sendo assim, a redução do enxofre é baixa e ocorre por meio da adição de elementos como o manganês (que forma sulfeto de manganês – MnS)

A carcaça da panela é feita em aço. Por dentro, ela apresenta revestimento refratário composto por duas regiões – da base até a altura do aço e na linha da escória. O transporte da panela é feito por meio de pontes rolantes que são acopladas à munhões fixados à parte metálica

do equipamento. Na parte inferior da panela há uma válvula responsável para vaziar o aço líquido nos moldes e um plugue poroso por onde o gás inerte é injetado. Antes dos tratamentos, a panela é pré-aquecida. (SILVA, 2018).

O revestimento refratário pode ser desgastado, o que geralmente acontece após, em média, 20 cargas para o refratário na linha da escória e 100 cargas para o refratário da zona que contém o metal. A deterioração vem de fatores como temperaturas muito altas na fusão dos aços, fissuração termomecânica associada a movimentos da panela, muito ciclos térmicos, entre outros. Por esse motivo, as panelas são constantemente retiradas para conserto (AISE Steel Foundation, 1998). A Figura 6 esquematiza uma panela de aciaria usada em fundições para transportar e tratar o aço fundido e a escória.

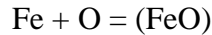
Figura 6. Panela de aço utilizada em fundições.



Fonte: Adaptado de Borges, 2016.

A composição da escória é complexa porque provém de reações não tão simples entre a sílica, produtos de oxidação da fusão e reações com o material refratário. Portanto, a escória é um material não metálico formado essencialmente por óxidos de ferro (Fe), manganês (Mn), alumínio (Al), cálcio (Ca), magnésio (Mg) e silício (Si). A função primordial da escória no refino dos aços está na cinética das reações e na composição final do aço devido ao equilíbrio escória-banho. Além disso, proporciona uma camada isolante na superfície do aço líquido, prevenindo-o contra a reoxidação (FALCONI, 1980). No processo de refino do aço, entende-se que a relação de equilíbrio entre a escória e o banho é fundamental para a redução das impurezas do aço (GAYE, 2003).

Por exemplo, o ferro do aço líquido e o óxido de ferro (FeO) que há na escória possuem uma relação de equilíbrio – expressada pela Equação 1.



Equação 1.

A Equação 1 expressa que, se houver muito óxido de ferro na escória, o equilíbrio é deslocado para a dissolução de oxigênio no aço – esquerda, e, se houver pouco óxido de ferro, a escória passa a absorver o oxigênio que está dissolvido no aço. Essa analogia pode ser entendida para diversas equações de equilíbrio na formação de óxidos, por isso é necessário minimizar a quantidade de óxidos instáveis na escória e incentivar a presença de elementos formadores de óxidos estáveis, como Mn, Si, Al, Ca, Mg, porque, tratando-se de óxidos estáveis, a formação do óxido é preferencial (HUPPES, 2014; CHEMALE; PELISSER; BIELEFELDT, 2015).

A adição de ligas para ajuste da composição química pode ser feita tanto durante a fusão no forno à indução quanto na panela. Basicamente, a quantidade de material adicionado é calculado de acordo com a composição das ligas, seu rendimento e a faixa do elemento na composição química do aço, conforme Equação 2 (CHEMALE; PELISSER; BIELEFELDT, 2015).

$$R(\%) = \frac{\textit{Elemento no aço}}{\textit{Elemento adicionado}}$$

Equação 2.

Quanto melhor desoxidado o aço, mais próximo de 100% fica o rendimento da liga. Além disso, a redução da escória e a reoxidação – que ocorre toda vez que o aço já desoxidado volta a incorporar oxigênio ao banho e, por consequência, gera novas inclusões ou modifica as já existentes ao longo do processamento, também influenciam nesse valor (CHEMALE; PELISSER; BIELEFELDT, 2015).

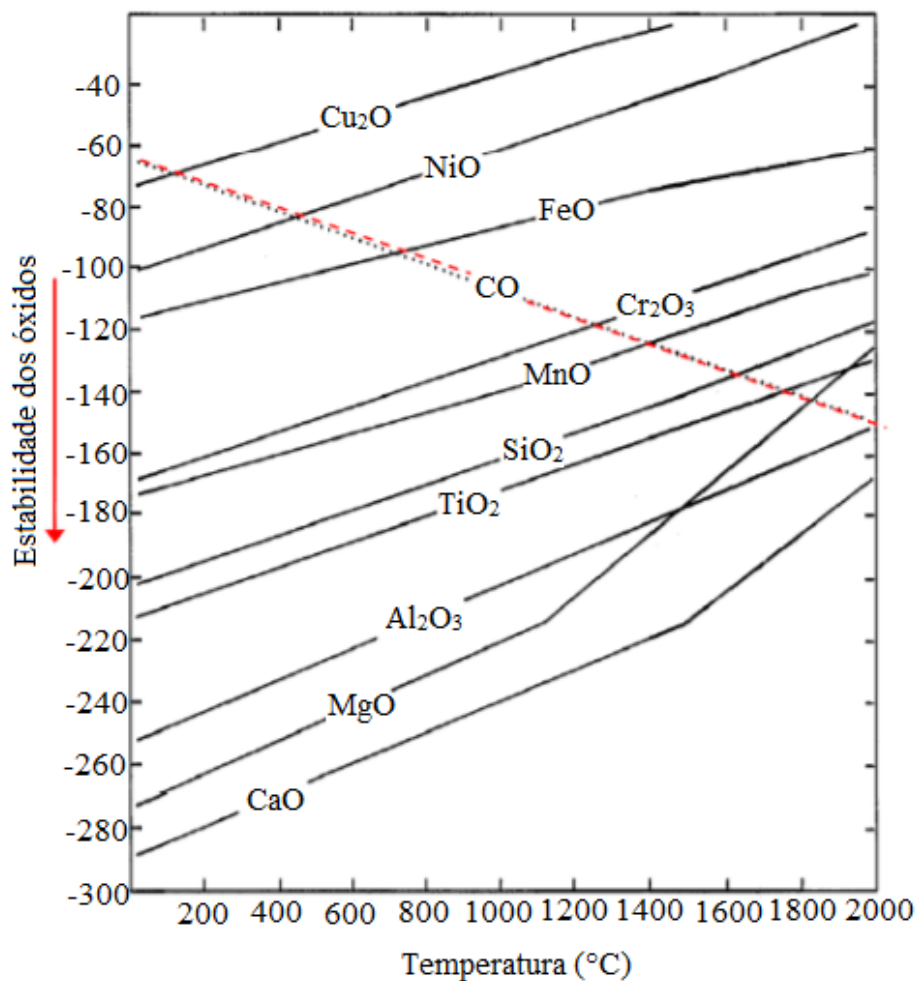
2.2.2.1 Desoxidação do aço

A desoxidação é uma etapa importante no refino do aço. De maneira geral, o principal objetivo desse processo é a formação de óxidos no metal líquido por meio da reação do oxigênio presente no aço com elementos que sejam mais reativos com esse elemento do que o ferro. A eficiência da reação de desoxidação é maior quando elementos com maior afinidade com o oxigênio são utilizados, o alumínio, por exemplo, tem mais afinidade do que o manganês (FINARDI, 1984).

No geral, o controle do oxigênio é realizado pelo uso de agentes desoxidantes fortes que precipitam como inclusões. Desoxidantes comumente usados na fabricação de aço são alumínio, cálcio, titânio e zircônio. Outros elementos como silício, manganês, cromo e vanádio também podem ser considerados, exceto que eles reduzem tão fracamente os níveis de oxigênio que geralmente são incapaz de suprimir a formação de bolhas de oxigênio na solidificação. O alumínio é de longe o desoxidante mais comum usado em aço fundidos, o que gera uma grande ocorrência de alumina nos metais (BELDING, 1971).

A formação dos óxidos está ligada à estabilidade do composto em função da temperatura. O diagrama de Ellingham (Figura 7) expõe o poder de desoxidação dos elementos químicos mais utilizados.

Figura 7. Diagrama de Ellingham.

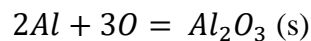


Fonte: Adaptado de Huppés, 2014 *apud* Kiessling e Lange, 1968.

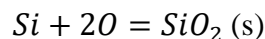
Analisando o diagrama, quanto mais para baixo está o óxido, mais estável ele é. À exemplo, em 1600°C, os óxidos mais estáveis são CaO, Al₂O₃ e MgO. Para a formação desses elementos, adiciona-se elementos de liga no banho, como o cálcio, alumínio, silício e manganês. Entretanto, a desoxidação gera um defeito no aço – inclusões não metálicas, isso porque esses óxidos formados também precisam ser retirados do metal líquido.

O CaO é mais estável que o Al₂O₃, entretanto, isso não o torna um melhor desoxidante. Na prática, o cálcio raramente é usado sozinho como um desoxidante, mas sim em conjunto com o alumínio. Em resumo, entre os desoxidantes utilizados, os quatro principais: alumínio, cálcio, titânio e manganês, devem produzir menores quantidades de inclusão de óxidos (BELDING, 1971).

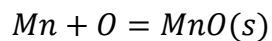
Portanto, a formação de óxidos acontece com a reação entre o oxigênio e o desoxidante. As reações que mais se destacam estão mostradas nas Equações 3, 4 e 5.



Equação 3



Equação 4



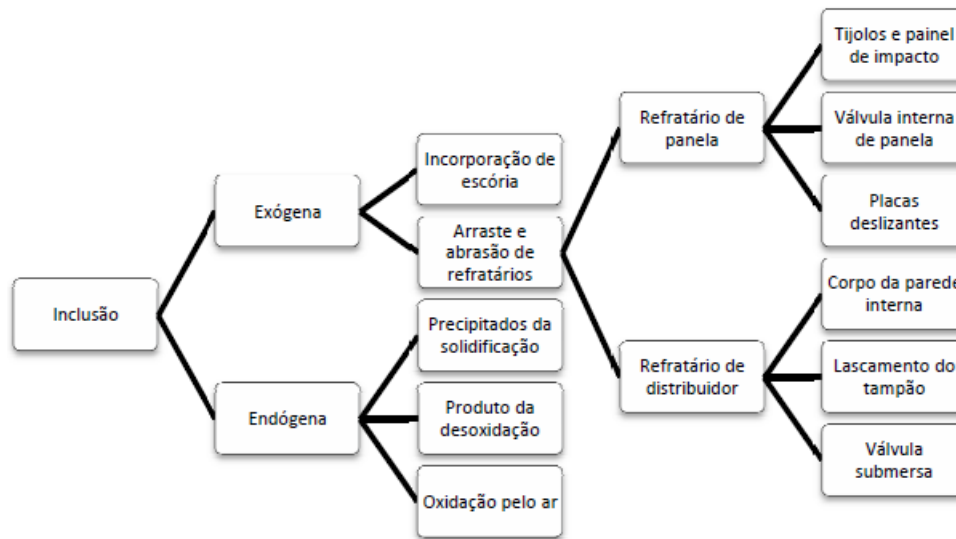
Equação 5

2.3 INCLUSÕES NÃO METÁLICAS

Inclusões não metálicas são precipitações inevitáveis no metal que ocorrem durante a sua produção e são consideradas como defeitos internos de um material. Desse modo, todo aço contém inclusões não metálicas de algum tipo, o que varia é a intensidade e a nocividade dessas inclusões que são dependentes da composição química, tamanho, morfologia e distribuição das mesmas nos metais. O termo inclusão não metálica vem do fato de que os precipitados formados são principalmente óxidos, sulfetos ou nitretos de metais (BIZYUKOV, 2017).

As origens das inclusões são variadas frente ao processo de fabricação, podem ser oriundas da desoxidação, da reoxidação, da reação aço-escória, do aquecimento químico e das reações escória-refratário (MENDONÇA, 2016 *apud* NASCIMENTO, 2008). Além disso, de maneira geral, inclusões podem ser classificadas quanto a sua formação, ao seu tamanho e a sua origem. A Figura 8 esquematiza a classificação dos aços de acordo com a sua origem.

Figura 8. Classificação de acordo com a origem das inclusões no aço.



Fonte: Adaptado de Mendonça, 2016 *apud* Nascimento, 2008.

Durante a produção do aço, devido às altas temperaturas do forno ou da panela, partículas de escória e/ou materiais do molde ou dos refratários, se dissolvem no aço fundido, formando inclusões. Essas inclusões são chamadas inclusões exógenas. Ou seja, são aquelas originadas em processos externos ao metal líquido (MAPELLI, 2008).

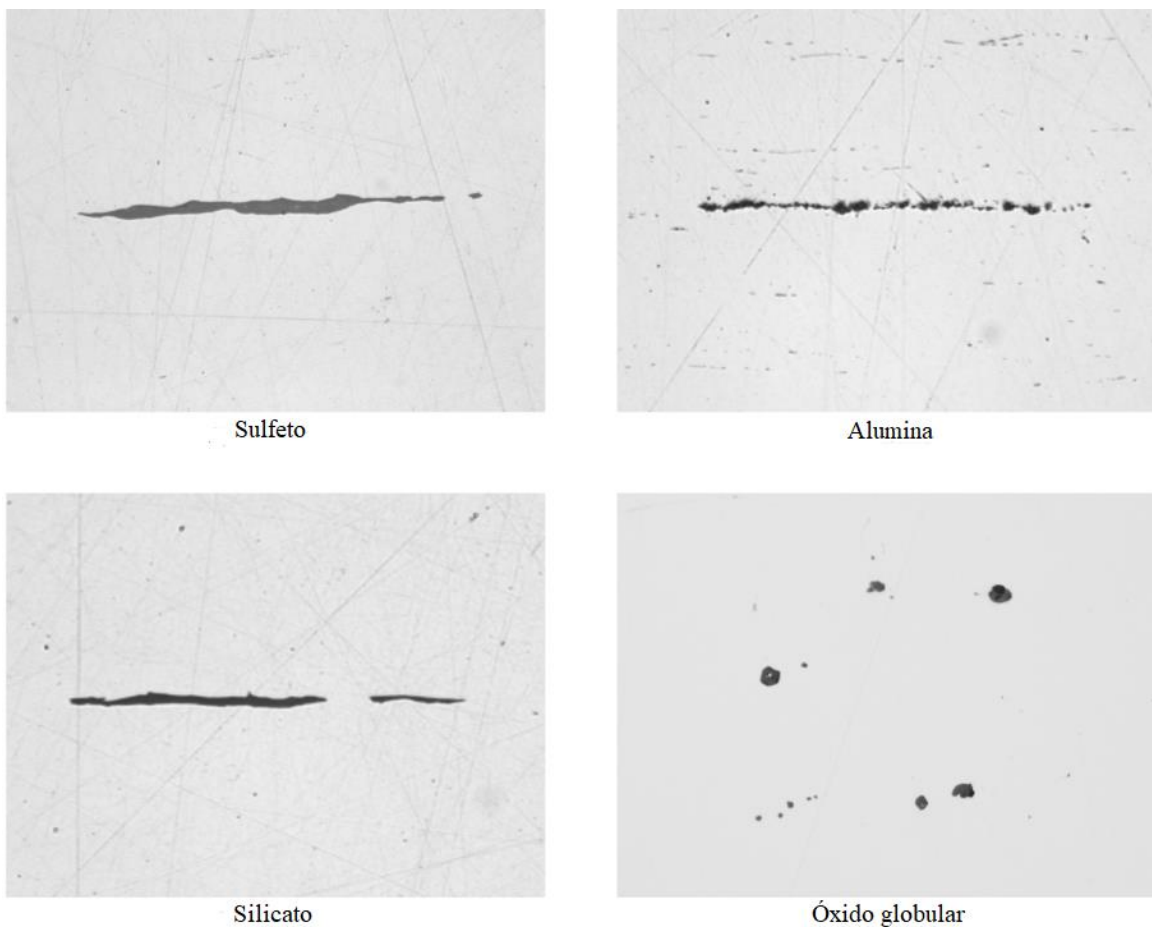
Outra fonte de inclusões não metálicas é o tratamento químico realizado no aço. Neste processo, um elemento é adicionado ao aço fundido, que, como já explicado, reage com o oxigênio dissolvido no aço fundido para formar óxidos. Os óxidos que não são eliminados com a remoção da escória permanecem no metal. São chamadas de inclusões endógenas porque se formam no próprio material. Inclusões endógenas, portanto, são aquelas resultantes das reações químicas que acontecem no metal, como óxidos, nitretos, sulfetos, entre outros (MAPELLI, 2008).

De acordo com sua composição química, as inclusões não metálicas são divididas inicialmente em óxidos, sulfetos, nitretos e fosfetos. E, dentro dessas divisões, os metais ainda são colocados em subcategorias, como, por exemplo, os óxidos podem ser classificados por meio do tipo de elemento que os forma – óxido de ferro, óxido de manganês, alumina, sílica, espinélios (óxidos complexos formados por metais bivalentes e trivalentes), entre outros (HERRING, 2009) O mesmo vale para os nitretos e sulfetos. No caso dos fosfetos, com o controle da adição de fósforo no banho metálico por meio de sucatas selecionadas, esse tipo de inclusão tornou-se rara e quase não é encontrada atualmente (BIZYUKOV, 2017).

A terceira classificação das inclusões, e a mais incerta, é a classificação pelo tamanho que elas apresentam. De maneira geral, podem ser classificando em macro e micro inclusões, entretanto, os limites estabelecidos entre essas subcategorias são variáveis. Considera-se um micro inclusão aquela que possui tamanho dentro da faixa aceitável para uma determinada aplicação. Já as macro inclusões são aquelas que estão fora da faixa. Diz-se que essas dimensões são variáveis porque a faixa que é aceita para uma aplicação pode não ser a mesma para outra aplicação (BIZYUKOV, 2017). Alguns autores, no entanto, classificam as micro inclusões como aquelas que apresentam diâmetro entre 1 e 100 μm e as macro inclusões aquelas que apresentam diâmetro superior à 100 μm (NETO, 2001). Zhang et al. (2006) estimaram que cerca de 85% das inclusões em aço carbono são menores que 20 μm .

O tamanho exato, forma, morfologia e densidade de inclusões no produto final é, portanto, de extrema importância. A Figura 9 mostra as principais tipo de inclusões encontrados nos aços de acordo com a sua morfologia.

Figura 9. Principais inclusões não metálicas de acordo com a morfologia.

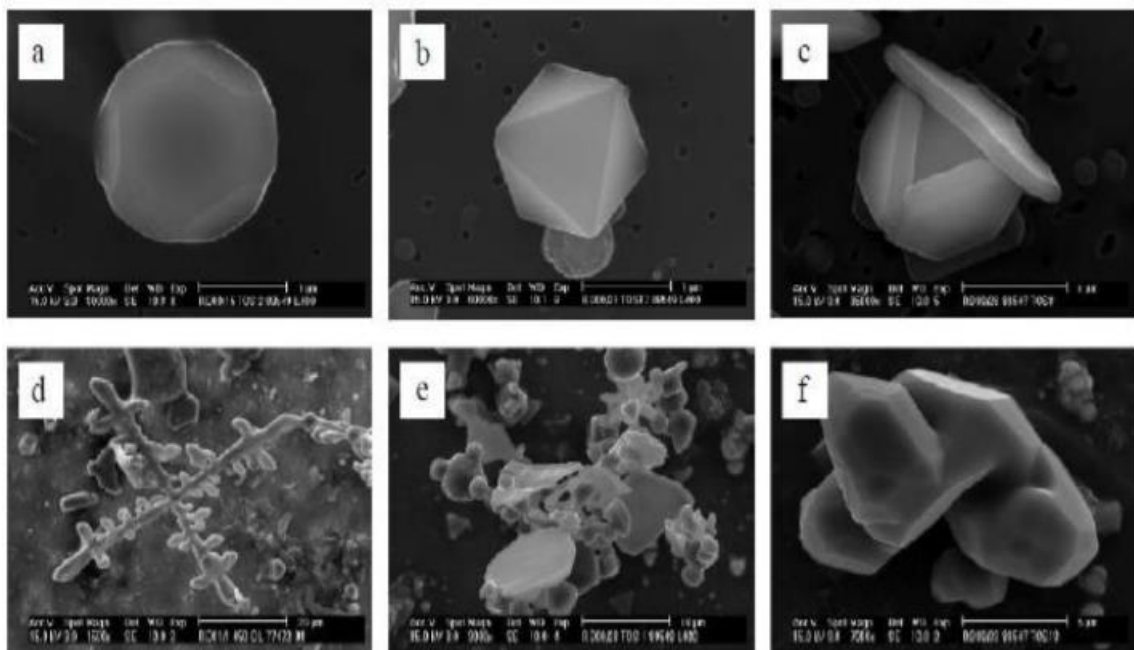


Fonte: Adaptado de Mandal, 2015.

Os óxidos são os tipos mais comuns de inclusões não metálicas no aço porque o oxigênio gasoso puro é amplamente utilizado nos processos de fusão do aço para oxidar elementos prejudiciais ao metal, como o fósforo, e porque a maioria dos processos de fusão são abertos, ou seja, há contato entre o metal fundido e o ar. Além disso, a solubilidade de oxigênio em ferro líquido é muito maior do que no sólido, e, portanto, a fase não metálica é formada com a diminuição da temperatura (BIZYUKOV, 2017).

Conforme o tema supracitado na seção 2.2.2.1, a desoxidação é feita com a adição de elementos com maior afinidade ao oxigênio do que com o metal fundido (KEMENY, 1990). No entanto, a depender do elemento que forma o óxido, a inclusão pode assumir várias formas, sendo: esférica, facetada, em forma de placa, dendritos, aglomerados e agregados (DEKKERS et al, 2002). A alumina é uma inclusão que está presente em maiores quantidades que as outras inclusões porque normalmente os aços são desoxidados com alumínio. A Figura 10 mostra as morfologias citadas para aços acalmados ao alumínio

Figura 10. Morfologias típicas de inclusões não metálicas obtidas por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV), sendo (a) esférica, (b) facetada, (c) placa, (d) dendrítica, (e) cluster e (f) agregada.



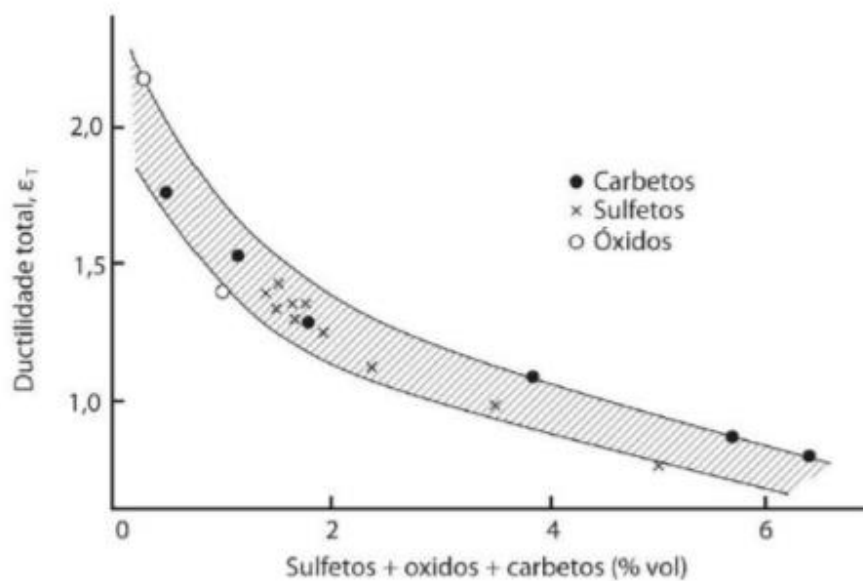
Fonte: Adaptado de Dekkers, 2002.

2.4 INFLUÊNCIA DAS INCLUSÕES NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO

As inclusões não metálicas no aço são corpos estranhos que violam a uniformidade de sua estrutura, portanto, seu efeito nas propriedades mecânicas pode ser significativo. Durante a deformação, como a laminação, forjamento e estampagem, as inclusões não metálicas, principalmente de formato irregular desempenham o papel de concentradores de tensões e podem causar a formação de uma trinca, que é o foco da posterior falha por fadiga do aço (MARTINEWSKI, MARCCON e BIELEFELDT, 2005).

Portanto, um dos parâmetros deletérios às propriedades do aço é a presença de inclusões não metálicas na microestrutura do material. Independentemente do tamanho, as inclusões influenciam, seja de maneira boa ou não, as propriedades mecânicas, a usinabilidade e o acabamento superficial dos produtos fundidos (FINARDI, 1997; NETO, 2001). No entanto, inclusões grandes originam consequências maiores, o que faz com que, além da forma e da densidade, o tamanho das inclusões seja importante (SAHAI & EMI, 2008). No geral, inclusões de óxidos e sulfetos pioram as propriedades mecânicas do aço, tais como, ductibilidade, tenacidade e resistência à fratura. A Figura 11 mostra a ductibilidade de um aço com a presença de inclusões.

Figura 11. Influência de inclusões não metálica na ductibilidade.



Fonte: Adaptado de Medeiros, 2014 *apud* Pickering, 1974.

Por outro lado, há casos em que a inclusão influencia positivamente. Por exemplo, a presença de sulfeto de manganês reduz a resistência, o que aumenta a facilidade para usinar o aço (LAKHTIN & WEINSTEIN, 2000).

A inclusão, geralmente aluminatos, sulfetos ou óxidos simples e complexos, pode ser originada ao longo de todo o processamento do aço líquido. Sua influência nas propriedades mecânicas do aço será mais ou menos prejudicial em função do tamanho, tipo e forma da inclusão. Dentre esses parâmetros, o tamanho das inclusões torna-se de fundamental importância uma vez que grandes inclusões são extremamente danosas às propriedades mecânicas do aço (ZHANG; THOMAS, 2003).

2.5 MECANISMOS DE REMOÇÃO DE INCLUSÕES

Acerca de todas as informações supracitadas neste TCC, sabe-se que as inclusões não metálicas precisam ser removidas do metal líquido para que não solidifiquem em conjunto com o aço e prejudiquem as propriedades mecânicas do material. Há alguns mecanismos utilizados hoje na indústria de fundição que podem ser aplicados para esse fim. O principal meio é pela injeção de gás inerte.

A flotação de inclusões para escória e o acúmulo delas – principalmente de alumina – nos revestimentos refratários e nas válvulas dos sistema forno-panela são processos naturais. A diferença entre a densidade da inclusão e do aço faz com que as partículas tenham uma tendência a subir para a escória e como a escória é removida da panela, as inclusões que nela estão são removidas também. A velocidade de subida e a densidade das inclusões são inversamente proporcionais, portanto, o tamanho dessas partículas são de extrema importância (SODER, 2001).

Por isso, há a necessidade de acelerar esse processo, o que é feito por meio da agitação do banho. O procedimento basicamente acontece por meio da injeção de um gás inerte que adiciona ao banho um fluxo ascendente de bolhas, as partículas de inclusões são aderidas à elas e, por diferença de densidade, a bolha sobe até a escória e a inclusão é removida. Nesse sistema alguns parâmetros são importantes, como o tamanho da bolha e da inclusão, a posição que o defeito se encontra, a pressão e o tempo de injeção do gás inerte, entre outros. (VAN ENDE, 2010; YANG; ZHAI, 2014).

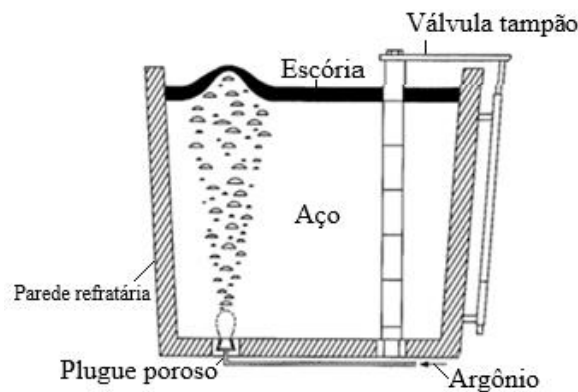
2.5.1 Flotação de inclusões com o auxílio de injeção de gás inerte

De maneira geral, esse mecanismo consiste na injeção de um gás inerte na panela – normalmente argônio – por meio de um plugue poroso localizado no fundo do equipamento. O gás injetado libera bolhas no aço líquido que, por densidade, flutam até a superfície, agitando o metal e, por consequência, homogeneizando química e termicamente o líquido e acelerando a absorção de inclusões não metálicas pela escória (MAZUMDAR; GUTHRIE, 1995).

De várias maneiras, a injeção do gás inerte precisa ser controlada, isso porque o processo depende de diversos fatores. Por exemplo, se a mistura for extremamente intensa, pode causar separação e/ou destruição de acumulações previamente formadas e, assim, piorar o processo de remoção. A vazão e pressão do gás inerte, o tempo de injeção, o tamanho das bolhas e das inclusões e a altura da coluna de metal na panela são alguns dos parâmetros que controlam a eficiência do processo (ROGLER, 2004).

A flotação das inclusões consiste em um processo de arraste. Basicamente, as partículas grudam na bolha por tensão superficial quando essas se aproximam e todo o sistema inclusão–bolha, que possui menor densidade do que o metal, flutua até a escória do aço (ROGLER, 2004). A Figura 12 esquematiza a injeção do gás inerte em uma panela de aciaria.

Figura 12. Esquema da injeção de gás em uma panela cheia de aço.



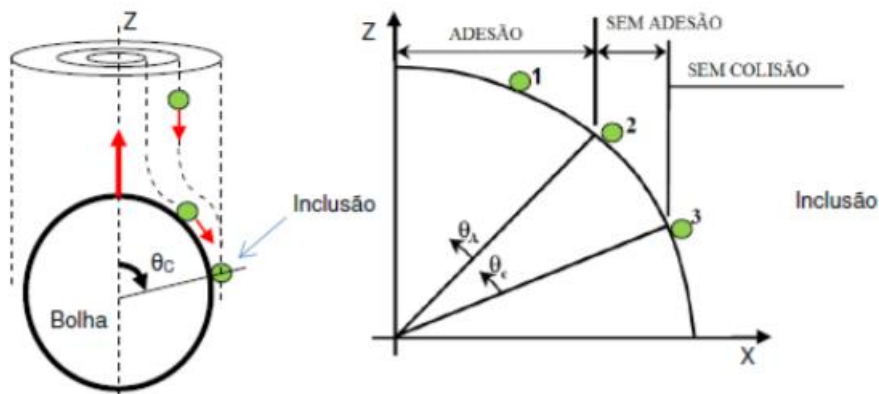
Fonte: Adaptado de Mazumdar e Guthrie, 1995.

Além disso, as inclusões podem se mover com maior rapidez até a escória quando não estão grudadas na bolha – essa afirmação é explicada pelo fluxo ascendente criado pela injeção do gás que deixa um rastro no metal líquido e faz com as inclusões sejam aceleradas mesmo se não estiverem presas às bolhas (YANG et al., 2014; ROGLER, 2004). O grau de molhabilidade

é um dos fatores que determina se uma partícula é aderida ou arrastada, enquanto partículas molháveis sobem até a escória por meio do fluxo ascendente das bolhas, as partículas não molháveis tendem à flotar grudadas nas bolhas do gás (WOLF, 2003).

Outro fator importante é o ângulo de contato entre inclusão e gás inerte. Nesse caso, dois ângulos são importantes, o ângulo a partir do qual não ocorre adesão entre os dois componentes do sistema – θ_A – e o ângulo a partir do qual não ocorre colisão entre os dois componentes do sistema – θ_C (ROGLER, 2004; ZHANG et al., 2006). A Figura 13 demonstra essas relações angulares.

Figura 13. Relações angulares entre inclusão e gás inerte.



Fonte: Adaptado de Rogler, 2004 e Zhang et al, 2006.

Na Figura, três situações são demonstradas:

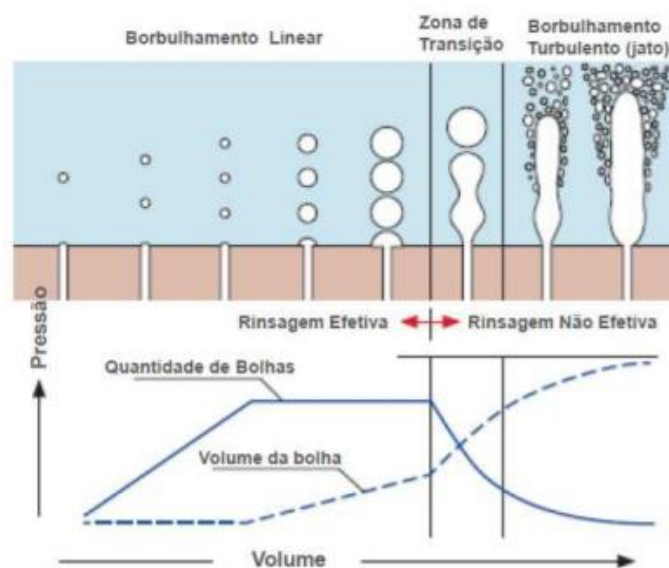
- Ângulo de contato menor que θ_A : Inclusão colide e adere à bolha;
- Ângulo de contato menor que θ_C e maior que θ_A : Inclusão colide mas não adere à bolha, sendo flotada pelo fluxo criado pela bolha;
- Ângulo de contato maior que θ_C : Inclusão não colide com a bolha.

O tempo de contato é o que explica essas situações. Em ângulos menores que θ_A , há tempo de contato suficiente entre a inclusão e a bolha para adesão. Em ângulos entre θ_A e θ_C , não há tempo de contato suficiente, mas como há colisão, a partícula é arrastada. Nos casos de ângulos superiores à θ_C , não há colisão e, portanto, não há contato (ROGLER, 2004; ZHANG et al., 2006). Conclui-se, portanto, que bolhas menores em maior quantidade e inclusões maiores aumentam a chance de colisão e captura e diminuem a chance de flotação por arraste.

Em contrapartida, bolhas muito pequenas podem aderir às paredes da panela ao invés de serem flotasadas até a escória, devido ao fluxo do aço (WANG et al., 2005, ROGLER, 2004). Ou seja, é o número e o tamanho das bolhas e das inclusões que ditam a eficiência de remoção desses defeitos do aço líquido.

A vazão e, por consequência, a pressão de injeção do gás inerte tem influência direta no tema do parágrafo supracitado, o que torna essa variável de extrema importância. Teoricamente, quanto maior a vazão/pressão injetada, maior o número de bolhas no sistema e maior a eficiência da remoção das inclusões. Contudo, vazões/pressões maiores geram borbulhamento excessivo, o que causa uma série de problemas, como, por exemplo, aço líquido muito agitado. Nesse caso, o metal líquido pode furar a camada de escória, sendo jogado para fora da panela e causando reoxidação do aço e arraste da escória para o interior do material. (WANG et al., 2005).

Figura 14. Relação da pressão e volume de injeção de gás inerte na formação das bolhas.



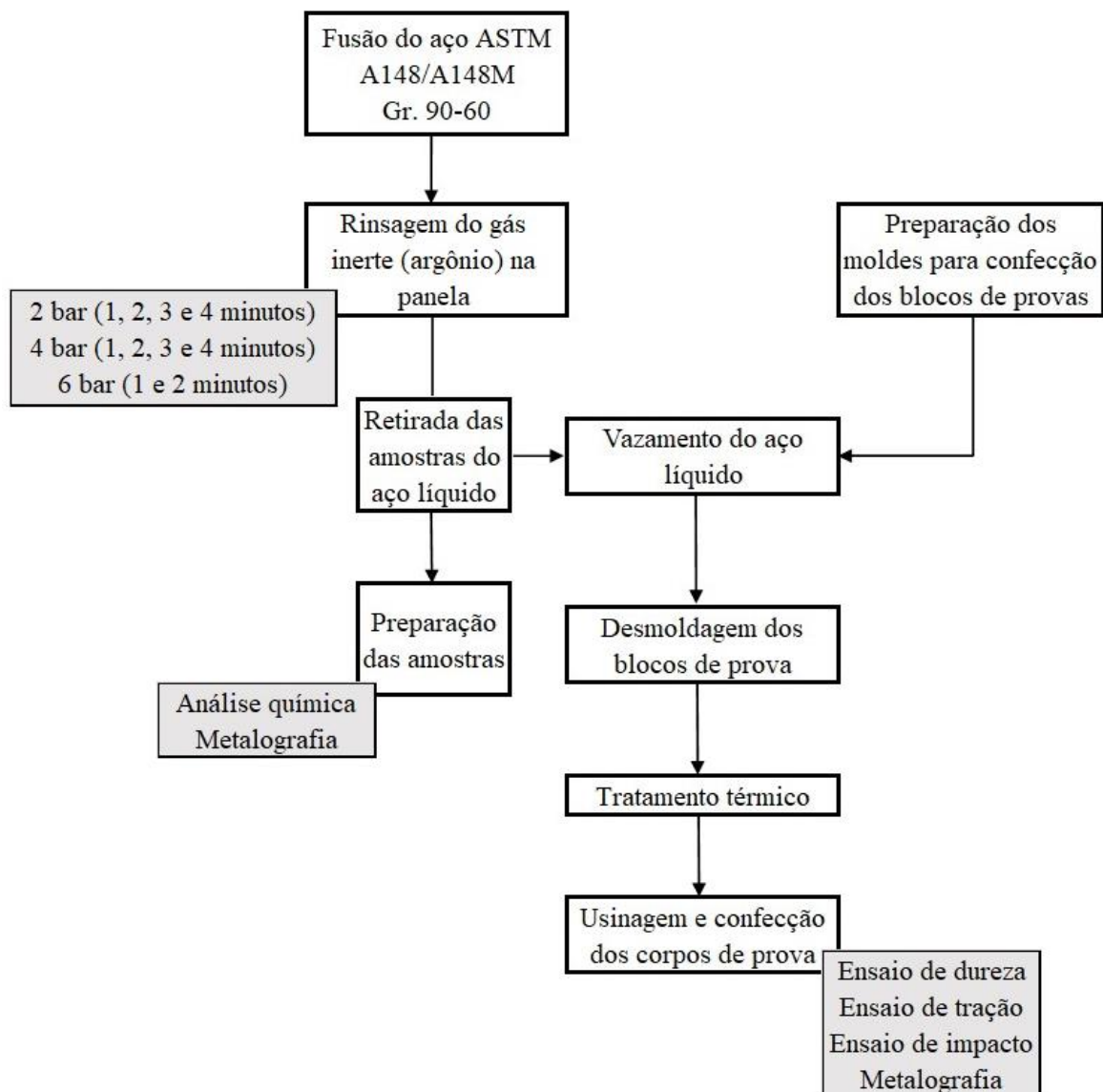
Fonte: Adaptado de Chemale, Pelisser e Bielefeldt (2015).

A Figura 14 demonstra que há uma zona específica aonde a pressão e o volume do gás injetado possuem maior eficiência, essa zona ideal é a de maior área superficial – muitas bolhas com volume pequeno. Em outras palavras, há uma pressão máxima e ideal de injeção do gás (CHEMALE; PELISSER; BIELEFELDT, 2015). Por fim, a injeção de gás inerte se mostra como um excelente método para a remoção das inclusões, visto que é o mais utilizado dentro da indústria atualmente.

3 METODOLOGIA

Para o estudo do processo de refino e redução de inclusões no aço, foram preparadas amostras de aço ASTM A148/A148M Gr. 90-60 fundidas em forno elétrico à indução, onde foram variadas as condições de pressão e tempo de injeção com argônio. Também, para avaliar o efeito das possíveis inclusões, as amostras foram tratadas termicamente para análise de suas microestruturas e propriedades mecânicas. Na Figura 15 pode ser observado um fluxograma esquemático do desenvolvimento do trabalho.

Figura 15. Fluxograma indicando as etapas e análises da pesquisa.

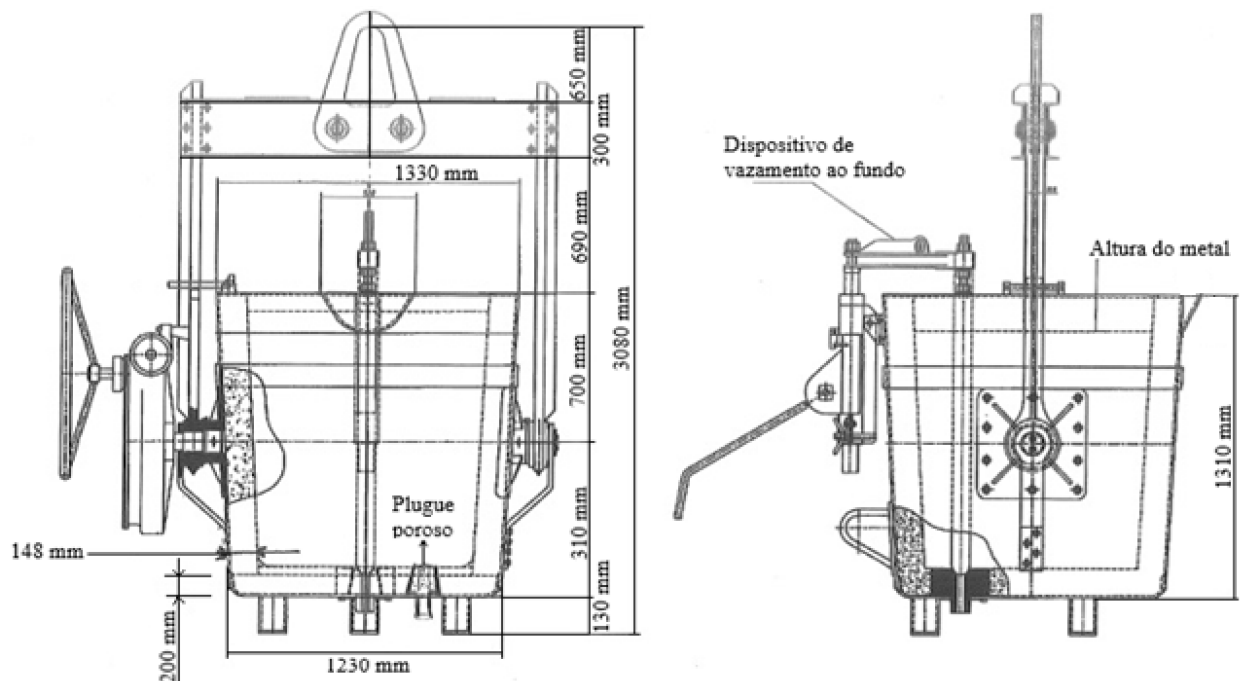


Fonte: Autora, 2022.

Quanto a composição química, conforme o tema supracitado na seção 2.2 deste TCC, a norma ASTM A148 Gr. 90-60 determina somente os teores máximos de enxofre e fósforo, sendo 0,06 e 0,05%, respectivamente (ASTM A148/A148M, 2021). Os outros elementos utilizados para compor o material foram: carbono (C), manganês (Mn), silício (Si), níquel (Ni), vanádio (V) e alumínio (Al). Já elementos como cromo (Cr), molibdênio (Mo) e cobre (Cu), que também aparecem na análise química, são elementos residuais. Esses elementos possuem um limite máximo para que não tenham influência sobre as propriedades mecânicas.

Após a fusão do aço em um forno elétrico à indução tipo cadinho da marca Inductotherm, com capacidade de 4000Kg de aço, potência de 2500kW e taxa de fusão de 4770Kg/h, a carga foi vazada em panelas aquecidas para o processo do refino secundário. A fim de evitar variáveis entre as cargas do experimento, utilizou-se duas panelas idênticas feitas de aço com revestimento refratário interior, de acordo com geometria e dimensões indicadas na Figura 16, para a injeção de argônio. Em sua base, a panela possuía uma válvula gaveta para drenagem do aço líquido e um plugue poroso para injeção de gás inerte.

Figura 16. Geometria e dimensões das panelas usadas para a injeção de gás argônio no aço líquido.



Fonte: Autora, 2022.

O aço líquido foi vazado do forno à indução para panela com uma temperatura de aproximadamente $1700 \pm 10^\circ\text{C}$ em todas as corridas realizadas. Após, a panela contendo o aço

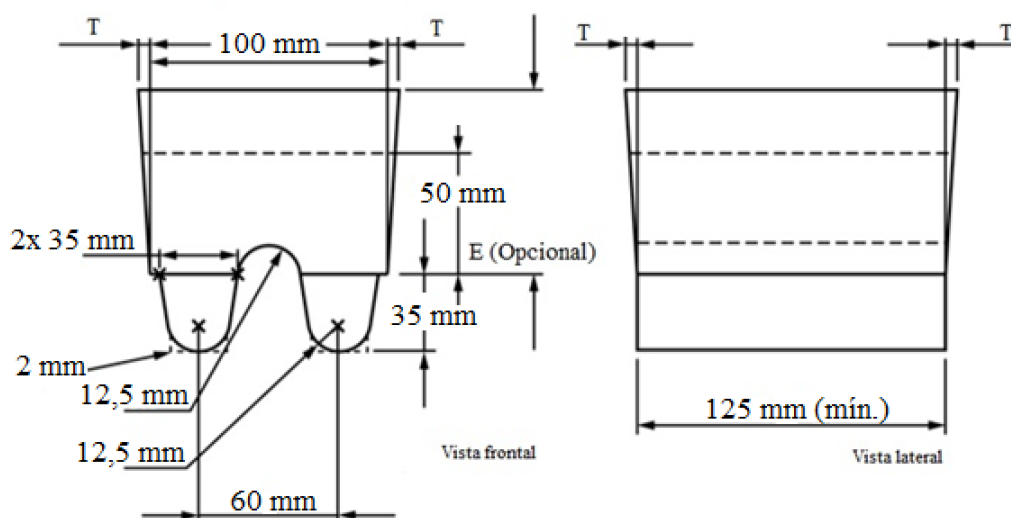
líquido foi levada até a estação onde se injeta o gás argônio por meio de pontes rolantes, com todo esse processo durando em torno de 60 ± 30 segundos. Por causa da agitação do banho, o gás inerte atua como um homogeneizador da temperatura e da composição química do sistema.

Foi medida a temperatura do metal antes e depois da colocação do argônio para analisar a variação desse parâmetro em função do tempo e da pressão de injeção do gás inerte. Esse controle foi necessário porque o aço líquido precisa atingir uma temperatura mínima para o vazamento nos moldes, uma vez que para temperaturas muito baixas, o metal começa a solidificar antes de preencher completamente as cavidades necessárias para a formação do produto final. A faixa de temperatura de vazamento para o aço estudado neste TCC é de 1560 à 1580°C.

3.1 PRODUÇÃO E PREPARAÇÃO DOS BLOCOS DE PROVA

Os blocos de prova (BP) do aço ASTM A148/A148M Gr. 90-60 foram produzidos doravante à fusão do aço líquido. Foram obtidos blocos de prova do tipo duas quilhas, após a injeção de gás inerte (argônio), que foram vazados a aproximadamente 1570°C em moldes de areia, separados com geometria conforme a norma ASTM A1067/A1067M, 2018 (Figura 17).

Figura 17. Geometria e dimensões dos blocos de prova fundidos utilizados para a qualificação do procedimento.



*O uso e o tamanho do cone (T e E) ficam a critério da fundição

Fonte: adaptado da norma ASTM A1067/A1067M, 2018.

3.2 INJEÇÃO COM ARGÔNIO

O experimento foi variado quanto a pressão e o tempo de injeção do gás argônio para avaliar a influência deste no que diz respeito a flotação de inclusões não metálicas de óxidos. Em um primeiro momento, utilizou-se 3 cargas do aço para encontrar a pressão máxima para as panelas utilizadas. O valor encontrado foi de 6 bar. Portanto, considerando esse resultado, a pressão foi variada em 2, 4 e 6 bar e o tempo em 240, 180, 120 e 60 segundos. Entretanto, devido à redução elevada da temperatura no sistema, resultante da injeção de gás argônio com a pressão máxima suportada pela panela em questão, o tempo de injeção para a pressão de 6 bar foi variado apenas em 1 e 2 minutos. Além disso, o nível de borbulhamento com a pressão máxima, resultou em projeção do aço para fora da panela. Para controle e comparação, duas cargas foram fundidas sem a injeção do gás inerte.

Em seguida, o aço líquido foi vazado nos moldes dos blocos de prova e, após a solidificação, foram desmoldados e tratados por têmpera, com taxa de aquecimento igual a 80°C/h até 940°C, por 6h (conforme norma ASTM A148/A148M), e posteriormente resfriados em água na temperatura ambiente. Os blocos foram então revenidos a 565°C por 6 horas, com taxa de aquecimento igual a 60°C/h.

Depois dos tratamentos térmicos, realizou-se o ensaio de dureza Brinell em um durômetro (marca DuroControl, modelo King), empregando penetrador esférico de 1/16 mm e carga de 100 Kgf em 3 regiões da parte superior das quilhas dos blocos de prova. O ensaio foi realizado conforme norma ASTM E18-15, apresentando valores médios \pm desvio padrão.

Por último, os blocos foram usinados para a preparação dos corpos de prova (CP) utilizados nos testes de tração e impacto.

3.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

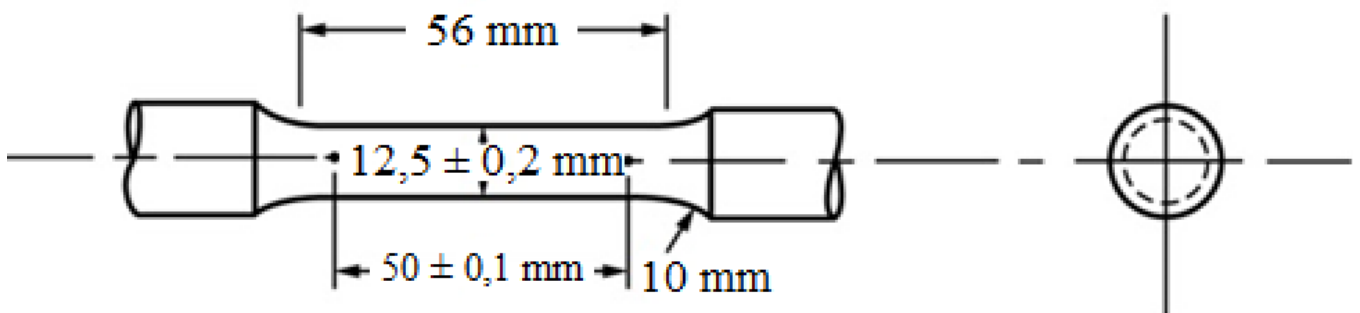
Amostras foram retiradas das panelas antes do vazamento do aço líquido nos moldes e após a injeção do gás argônio. Essas amostras foram preparadas para análise da composição química do metal, conforme norma ASTM A751-21, e foram avaliadas por meio de um espectrômetro de emissão óptica da marca Spectro, modelo SpectroMaxx.

3.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração transversal foram realizados em corpos de prova retirados dos blocos fundidos (2 C.P's por ensaio). Segundo a norma do aço ASTM A148/A148M para o material ser aprovado no ensaio de tração, o corpo de prova deve romper acima dos limites especificados. O ensaio de tração determina os valores de limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e estrição.

Para execução do ensaio de tração, foram usinados dois corpos de provas cilíndricos com diâmetro 12,7 mm a partir dos blocos fundidos, de acordo com a norma ASTM E8/E8M-20 (Figura 16). O ensaio de tração foi realizado em uma máquina universal de ensaio (marca Losenhausen) com taxa de deformação igual a 5 mm/min, e conforme norma ASTM A370-20.

Figura 18. Geometria e dimensões dos corpos de prova usinados para o ensaio de tração.



Fonte: adaptado da norma ASTM E8/E8M, 2021.

3.5 ENSAIO DE IMPACTO

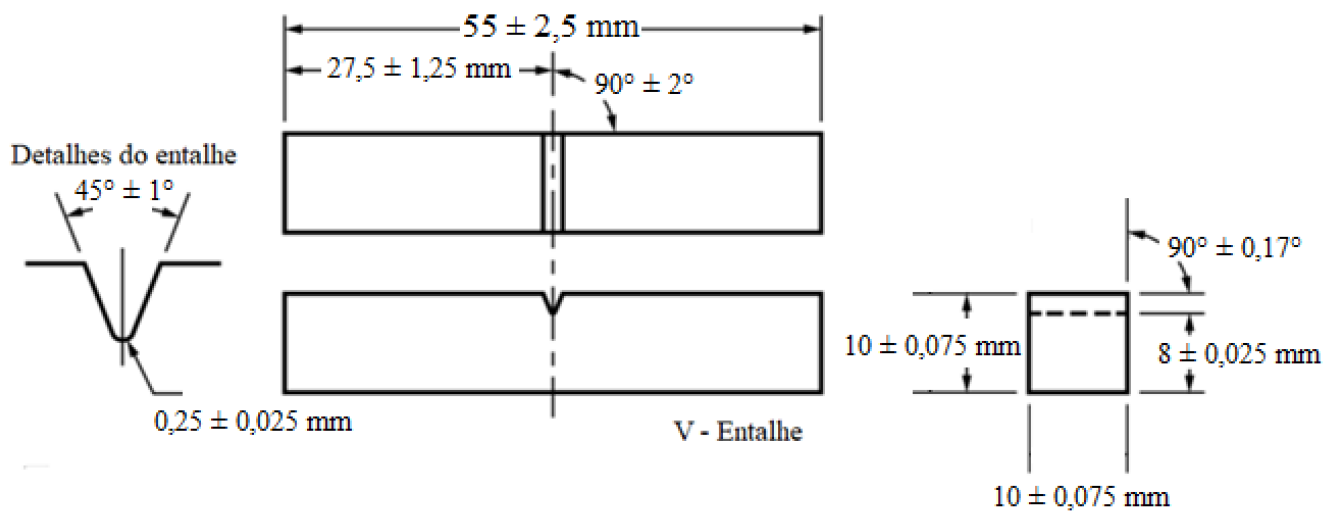
Para avaliação da tenacidade do material produzido, testes de impacto Charpy foram conduzidos em uma máquina Panatec, modelo ATMI, com um pêndulo de 300J. Os corpos de prova foram confeccionados com dimensões de (10x10x55) mm (de acordo com a norma ASTM E23-18) a partir de duas regiões dos blocos de prova, sendo três corpos de prova por região. Utilizou-se um projetor de perfil para marcar o perfil do entalhe nos corpos de prova e estes foram resfriados a uma temperatura de -46°C por imersão em gelo seco por 5 minutos. O ensaio foi realizado conforme norma ASTM A370-20.

A temperatura de -46°C foi usada porque, dentre as variáveis que influenciam no ensaio de impacto, os estados triaxiais de tensão que ocorrem nos entalhes, juntamente com baixas temperaturas, são responsáveis por muitas situações de fratura frágil. Além disso, em

baixas temperaturas é possível analisar os efeitos das inclusões no ensaio de maneira mais eficiente – e a temperatura em questão é a temperatura padronizada pela empresa para o aço estudado.

O ensaio de impacto não é obrigatório para o grau 90-60 de acordo com a norma do aço ASTM A148/A148M. Portanto, os resultados obtidos são apenas informativos quanto a influência das inclusões. Os corpos de prova de impacto, retirados de uma das quilhas do bloco de prova, foram confeccionados conforme Figura 19.

Figura 19. Geometria dos corpos de prova para a realização do ensaio de impacto Charpy.

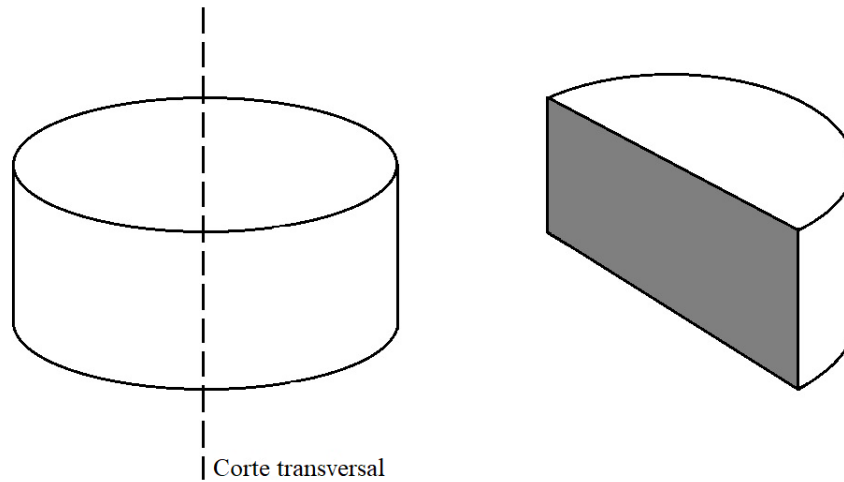


Fonte: adaptado da norma ASTM E23, 2018.

3.6 ENSAIO METALOGRÁFICO E QUANTIFICAÇÃO DAS FASES

As amostras obtidas dos corpos de prova de impacto e das amostras finais obtidas dos corpos de prova retirados do aço líquido após a injeção de argônio foram separadas para o ensaio metalográfico. Em um primeiro momento, utilizou-se uma cortadora metalográfica, marca Teclaço, modelo CM 60, para cortar as amostras finais das cargas após a injeção do gás inerte, conforme Figura 20.

Figura 20. Corte realizado para o ensaio metalográfico.


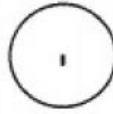
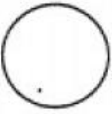
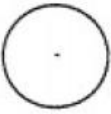
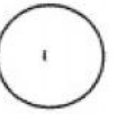
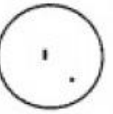
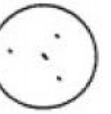
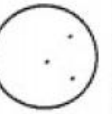


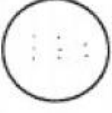



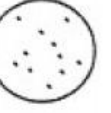











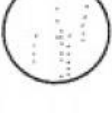
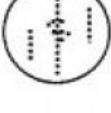






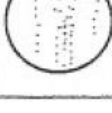
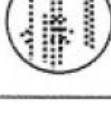


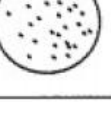
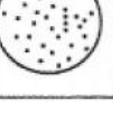


Fonte: Autora, 2022.

O lixamento foi realizado a úmido em uma poliriz lixadeira metalográfica dupla da marca Fortel, modelo PLF, com lixas de alumina com granulações de 120, 220, 320 e 600 mesh, respectivamente. O agente polidor utilizado para o polimento foi a suspensão de alumina (Al_2O_3) com granulometria de 1 micrômetro em um disco de veludo. Após o polimento foram feitas as micrografias dos materiais, sem qualquer tipo de ataque, no plano perpendicular a fratura, no caso dos corpos de prova de impacto, e na região de corte, seção transversal, no caso das amostras finais do aço líquido. As inclusões foram avaliadas em um microscópio óptico, (marca Olympus Tokyo, modelo PME), com aumento de 100x, conforme recomenda a norma ASTM E45-18.

Para a análise das inclusões, a norma E45-18 adota o modelo da Associação dos Siderurgistas Suecos (Jernkontoret) que indica, por meio de desenhos, a morfologia, o tamanho, a quantidade e a distribuição dos diferentes tipos de inclusão. A Figura 21 ilustra a classificação das inclusões de acordo com Jernkontoret, que as caracteriza entre sulfetos, aluminas, silicatos e óxidos, do nível 1 ao 5 e em finas e grossas.

Figura 21. Classificação para avaliação micrográfica das inclusões dos aços, adotada por Jernkontoret.

A Tipo Sulfeto		B Tipo Alumina		C Tipo Silicato		D Tipo Óxido, Globular			
Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa	Série fina	Série grossa		
Espessura até 4µm	Espessura até 6µm	Espessura até 9µm	Espessura até 15µm	Espessura até 5µm	Espessura até 9µm	Espessura até 8µm	Espessura até 12µm		
1									1
2									2
3									3
4									4
5									5

Fonte: adaptado de Colpaert, 2018; ASTM E45, 2018.

Por fim, com o intuito de revelar as morfologias e fases presentes na estrutura, as amostras foram atacadas com o reagente Nital 3% a temperatura ambiente por 10 segundos. O reagente é composto por 3mL de ácido nítrico (HNO_3) e 97mL de álcool etílico (P.A.).

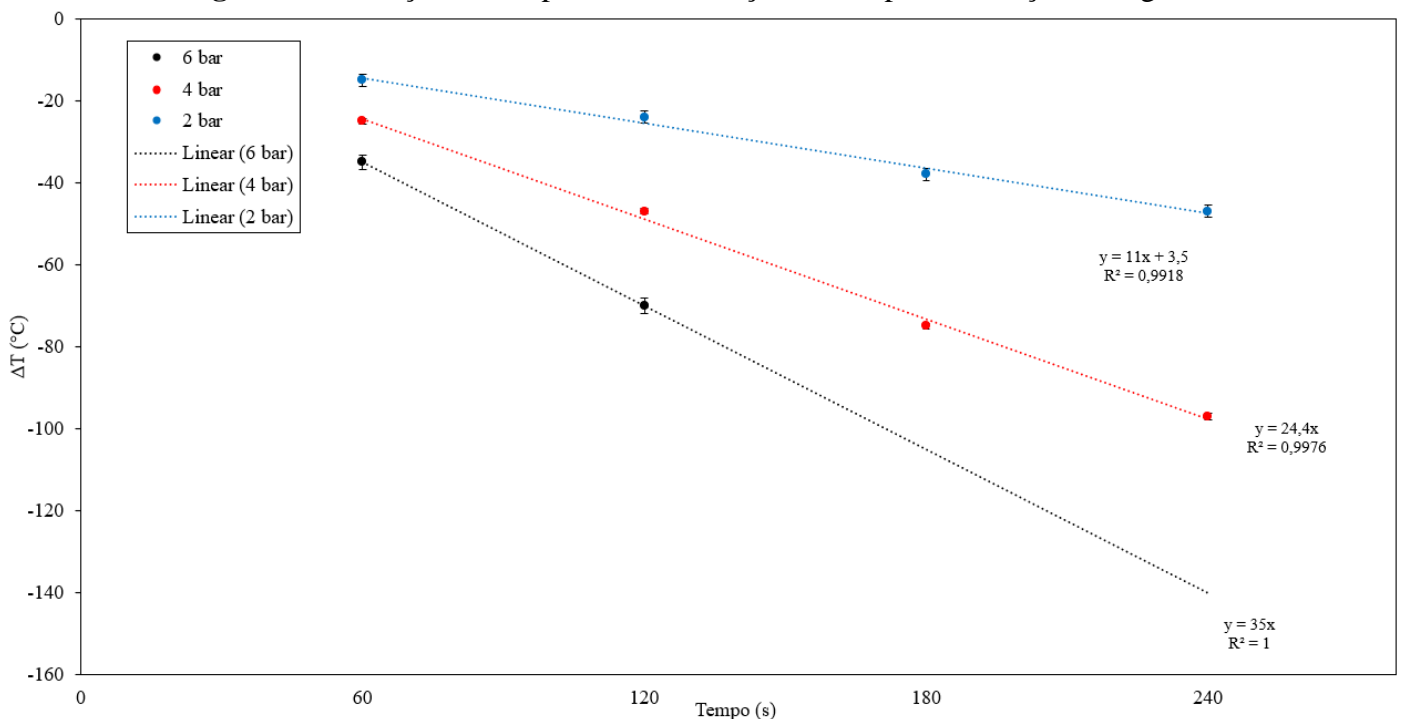
A quantificação das inclusões e o teor de ferrita formado em cada região da peça foi adquirida de forma manual e por meio da utilização do Software de processamento de imagens *ImageJ* – a título de comparação. A quantificação foi realizada medindo três regiões de cada amostra para definir uma média.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão discutidos os resultados experimentais relacionados à influência da injeção do gás inerte na flotação das inclusões não metálicas de óxidos do aço ASTM A148/A148M. Dessa maneira, serão apresentados dados relativos aos efeitos da variação de pressão e tempo de injeção de gás na flotação das inclusões e sua possível consequência nas propriedades mecânicas do metal estudado.

A Figura 22 apresenta os resultados obtidos da variação de temperatura do sistema durante a injeção de gás argônio na panela de fusão. Nota-se que, devido a agitação do banho, o gás inerte, além de homogeneizar a composição química, atua como um homogeneizador da temperatura.

Figura 22. Variação de temperatura em função do tempo de inserção de argônio.



Fonte: Autora, 2022

O gráfico mostra que quanto maior a pressão, maior a variação de temperatura do sistema em relação ao tempo de injeção de gás argônio. Isso é observado com o aumento da inclinação da reta a medida em que se aumenta a pressão de gás na panela, por exemplo, os resultados encontrados nos ensaios com inserção de gás à 2 bar apresentaram uma variação menor do que aqueles encontrados nos ensaios com inserção de gás à 4 bar, que, por sua vez, apresentaram uma variação menor do que os ensaios com inserção de gás à 6 bar.

À princípio, em tempos menores, a diferença de temperatura do sistema antes e após a injeção do gás é menor do que para tempos maiores, a tendência da variação desse parâmetro para 6 bar em 240 segundos, por exemplo, é maior que 100°C. Contudo, há de se tomar cuidado com a reta de ajuste obtida para essa pressão, uma vez que os ensaios não puderam ser feitos e, portanto, não se pode afirmar com certeza que esse é o comportamento real. Ainda assim, por meio do gráfico, pode-se observar que há uma grande queda de temperatura no aço líquido para pressões iguais a 6 bar. Essa grande redução foi um dos motivos pelos quais não foi possível ensaiar tempos maiores de borbulhamento nesta pressão, uma vez que a temperatura do metal seria reduzida à valores inferiores ao adequado para o vazamento da liga estudada (1580°C).

4.1 ANÁLISE QUÍMICA

As cargas foram fundidas em diferentes corridas de aciaria, portanto, entende-se que as composições químicas dos aços obtidos não sejam exatamente iguais e, por esse motivo, os elementos químicos usados para compor e caracterizar o metal são representados em teores de máximo e mínimo. Dessa maneira, analisou-se a composição química das cargas para validação dos aços utilizados. As porcentagens dos elementos usados na composição dos blocos de prova estão representadas na Tabela 4 em faixas de variação, sendo $\Delta\%$ igual a diferença entre a porcentagem máxima e a porcentagem mínima.

Tabela 4. Variação entre a porcentagem máxima e mínima da composição química.

Elementos	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	V	Al	Ceq.
$\Delta\%$	0,03	0,15	0,30	0,05	0,10	0,30	0,03	0,02	0,03	0,03	0,03	0,16

Fonte: ASTM A148/148M, 2021; Autora, 2022.

Pode ser observado que a pressão de borbulhamento e o tempo de injeção não interferiram de maneira significativa nos resultados químicos obtidos. Todas as amostras apresentaram sua composição química dentro do especificado para a norma ASTM A148/A148M Gr. 90-60.

Uma análise importante quanto a composição química são os teores encontrados para o enxofre e o fósforo, uma vez que esses elementos são formadores de inclusões e o foco deste TCC é a verificação do efeito de borbulhamento (tempo/pressão) sobre o arraste e redução de inclusões não metálicas no aço. Os teores de enxofre e fósforo foram medidos antes e depois

da injeção do gás para todas as corridas e apresentaram uma variação média de $0,0054 \pm 0,0031\%$ e $0,0047 \pm 0,0012\%$, respectivamente. Portanto, a injeção de gás argônio não interferiu, consideravelmente, nessa variável. A literatura explica que os teores de enxofre e fósforo são reduzidos por meio de dois métodos, dessulfuração e desfosforação, e que esses métodos não são feitos no caso da fusão do aço com sucata selecionada em um forno à indução, a sucata usada na fusão é selecionada com valores bem baixos para esses elementos.

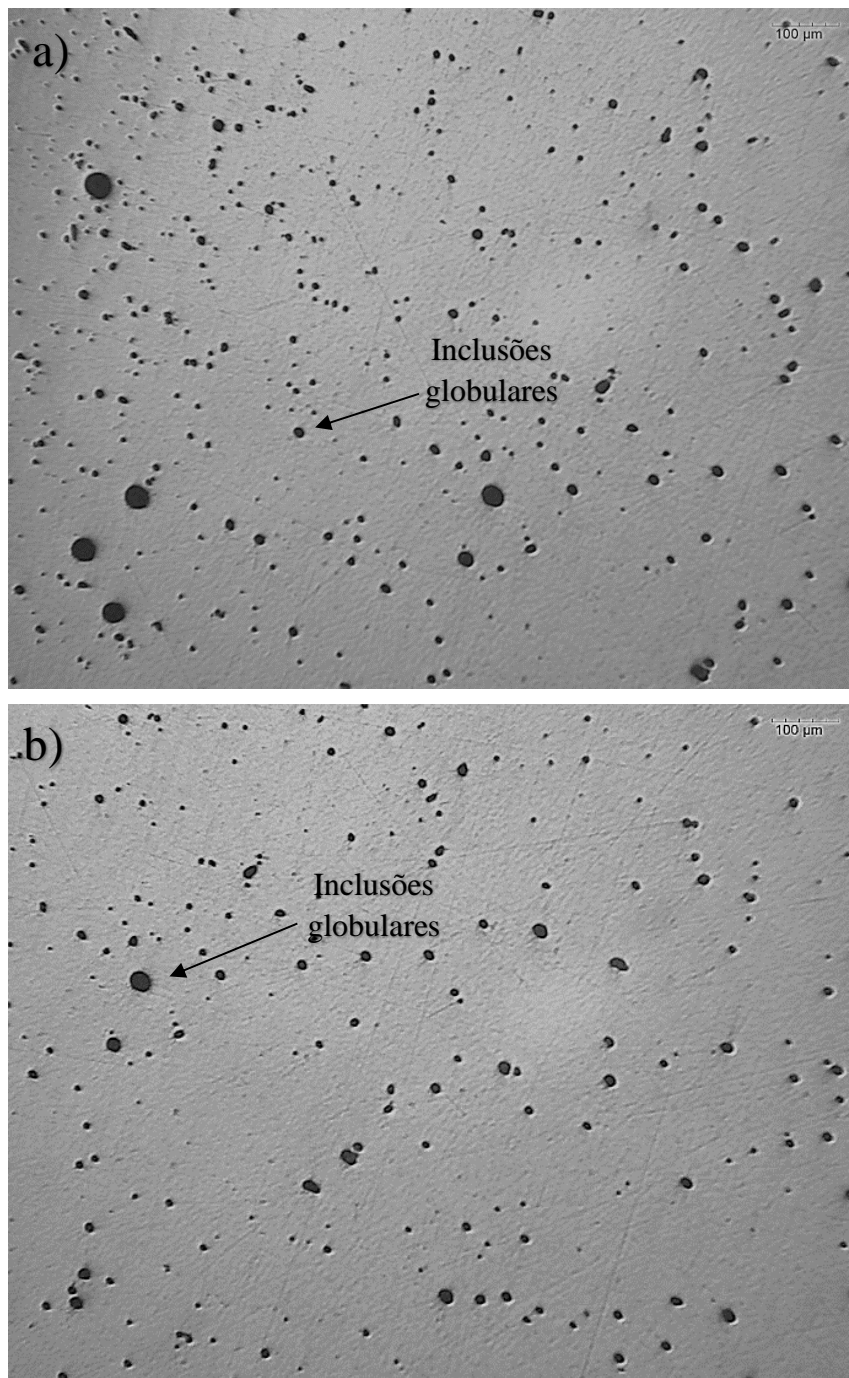
4.2 ENSAIO METALOGRÁFICO E QUANTIFICAÇÃO DAS INCLUSÕES

Para estimar a porcentagem das inclusões, foram feitos testes variando a pressão e o tempo de injeção de gás argônio e os resultados foram comparados à um experimento sem a injeção do gás.

A quantificação das inclusões foi feita por meio da análise das micrografias da superfície das amostras retiradas dos corpos de prova de impacto e da superfície das amostras finais retiradas do aço líquido após a injeção de argônio. Notou-se que ao comparar o nível de inclusões entre a amostra retirada do metal líquido após a inserção do gás inerte e a amostra retirada dos corpos de prova utilizados no ensaio de impacto, não houve diferença significativa. Em todos os ensaios, o nível de inclusão manteve-se dentro da mesma faixa, isso significa que não houve incremento de inclusões exógenas (externas) nas amostras provenientes dos corpos de prova fundidos (ensaio de impacto). Portanto, as inclusões analisadas são inclusões que vieram, em maioria, da desoxidação do aço (inclusões endógenas).

A seguir estão as micrografias com a superfície das amostras provenientes dos corpos de prova do ensaio de impacto, respectivamente, para cada teste realizado. Quanto maior a porcentagem de inclusões, pior a eficiência do tratamento utilizado para removê-las. Todos os aumentos são de 100x. Inicialmente, duas cargas sem a inserção de argônio foram feitas, à critério de comparação para os outros testes (Figura 23).

Figura 23. Presença de inclusões no metal fundido sem a injeção de argônio, sendo (a-b) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.

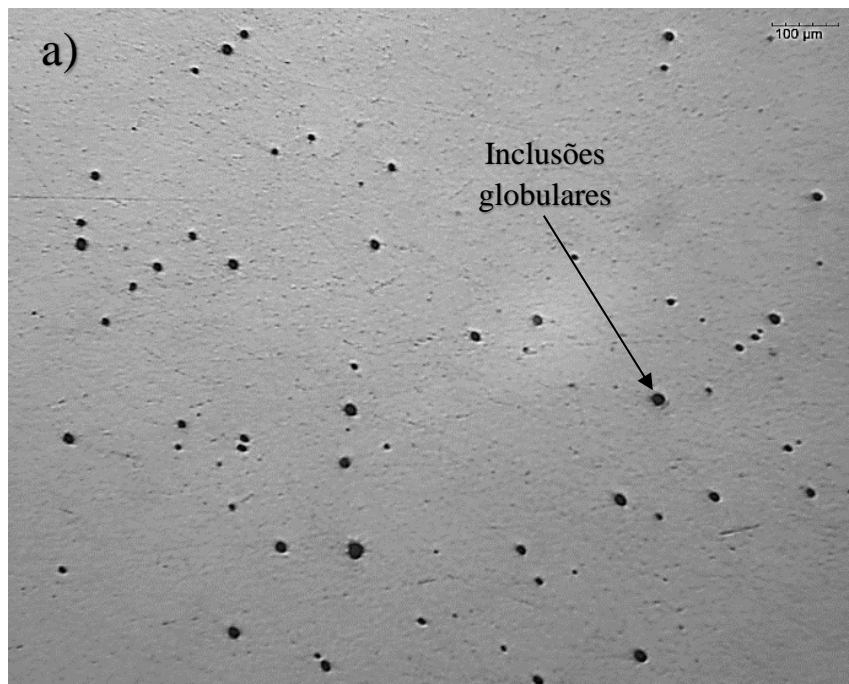


Fonte: Autora, 2022.

As metalografias do metal sem a injeção de argônio mostram uma grande quantidade de inclusões de óxidos com morfologia globular, podendo ser classificado como nível 5 de inclusão, conforme o modelo de Jernkontore adotado pela norma ASTM E45-18.

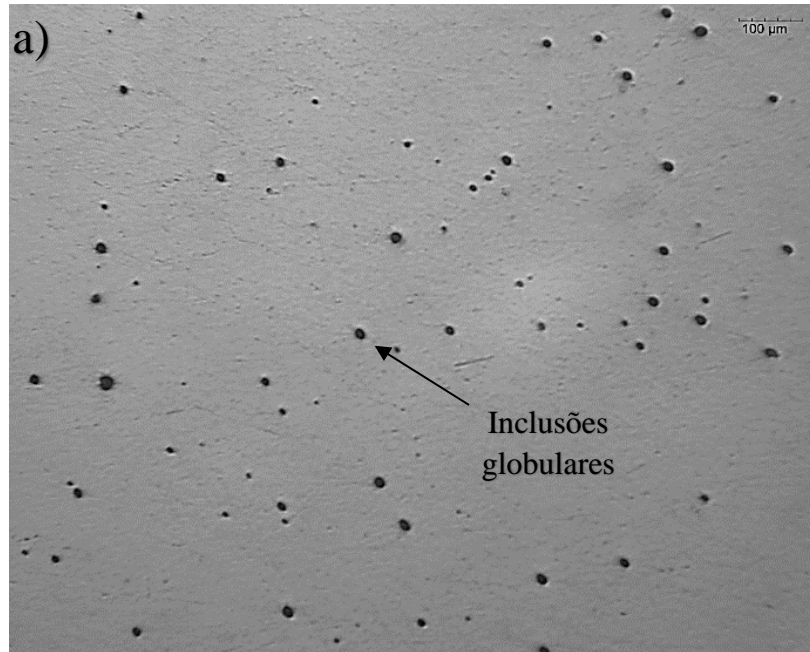
Por se tratar de uma panela sem injeção de gás, a remoção das inclusões acontece de forma espontânea, ou seja, as inclusões flutam naturalmente por diferença de densidade em relação ao aço líquido. Pode-se observar que partículas menores aparecem com mais frequência nas micrografias, isso porque quanto menor o tamanho da inclusão ou menor a densidade da partícula, mais difícil é a sua remoção, visto que, devido a esses parâmetros, partículas menores levam mais tempo para chegarem até a escória. O borbulhamento de gás ajuda na remoção dessas partículas. Nas Figuras de 24 a 33 são apresentadas as micrografias das amostras com injeção com argônio à uma pressão de 2 bar, 4 bar e 6 bar.

Figura 24. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 2 bar por 60 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



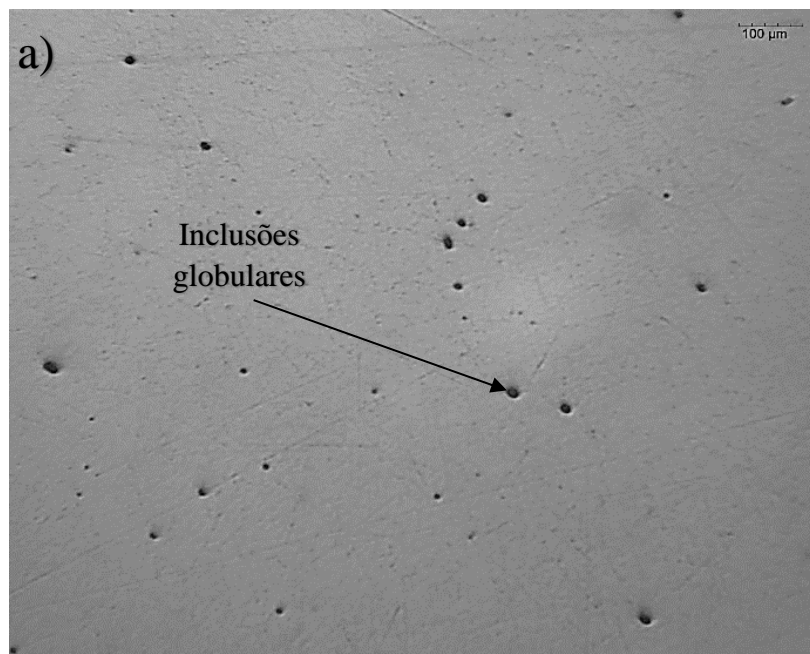
Fonte: Autora, 2022.

Figura 25. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 2 bar por 120 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



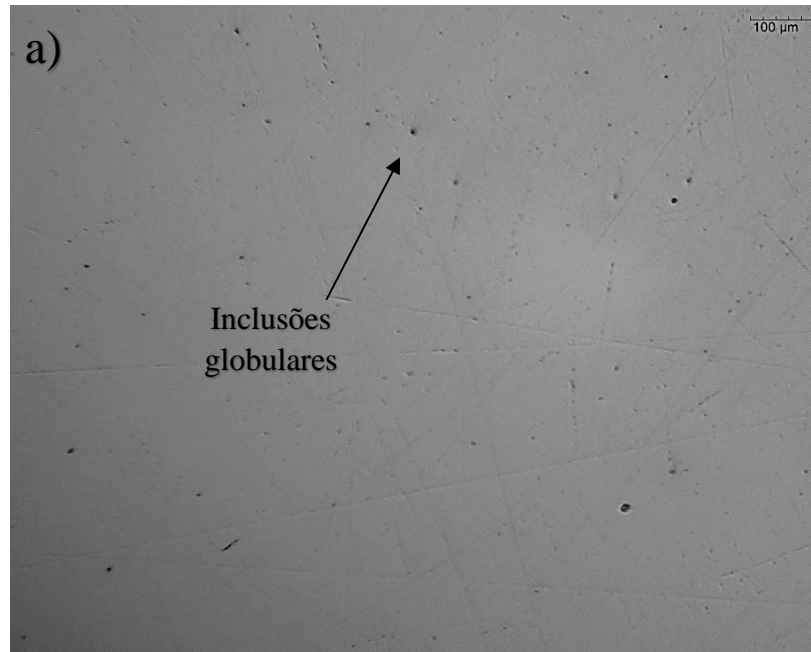
Fonte: Autora, 2022.

Figura 26. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 2 bar por 180 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



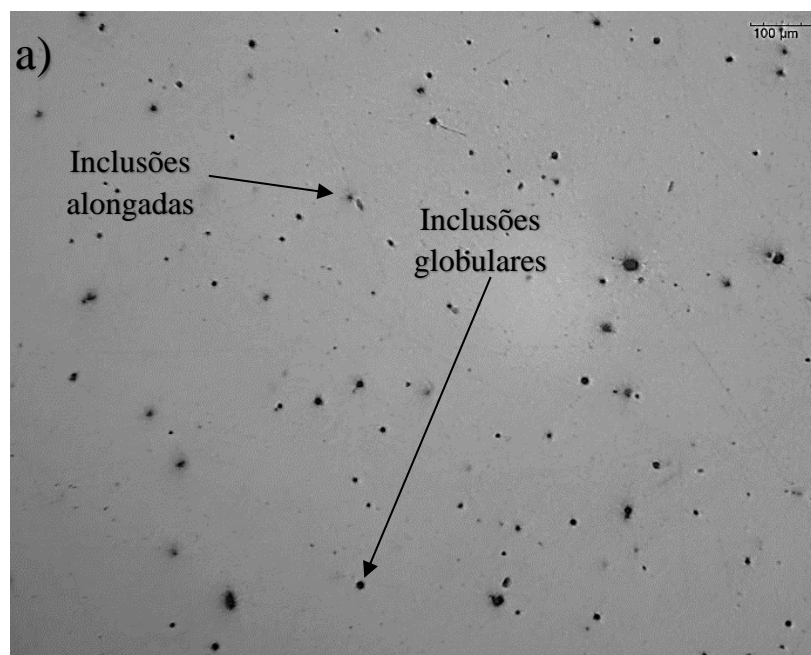
Fonte: Autora, 2022.

Figura 27. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 2 bar por 240 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



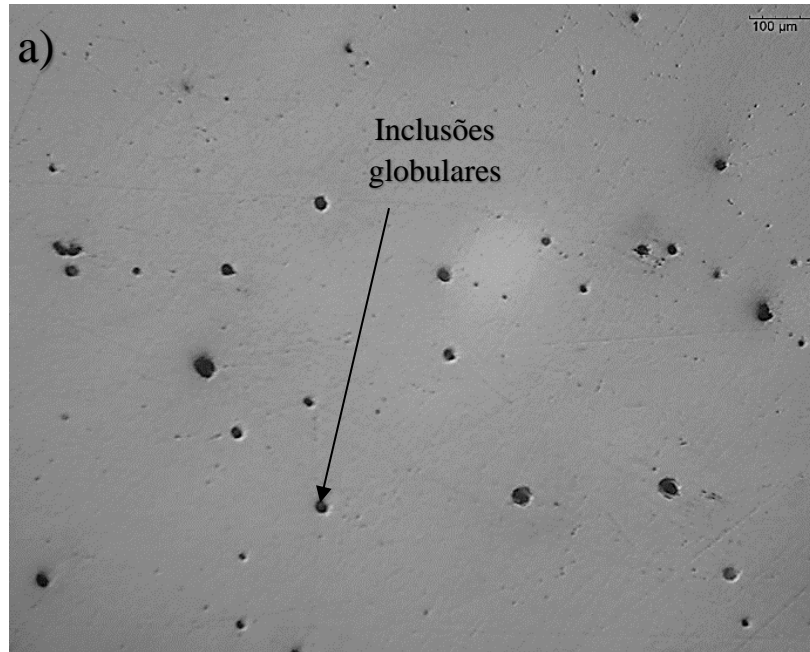
Fonte: Autora, 2022.

Figura 28. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 4 bar por 60 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



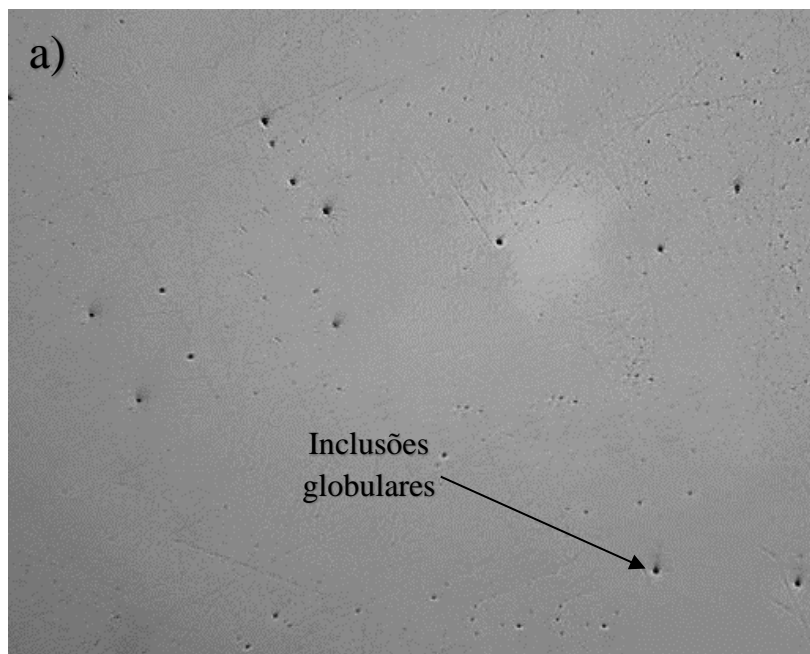
Fonte: Autora, 2022.

Figura 29. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 4 bar por 120 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



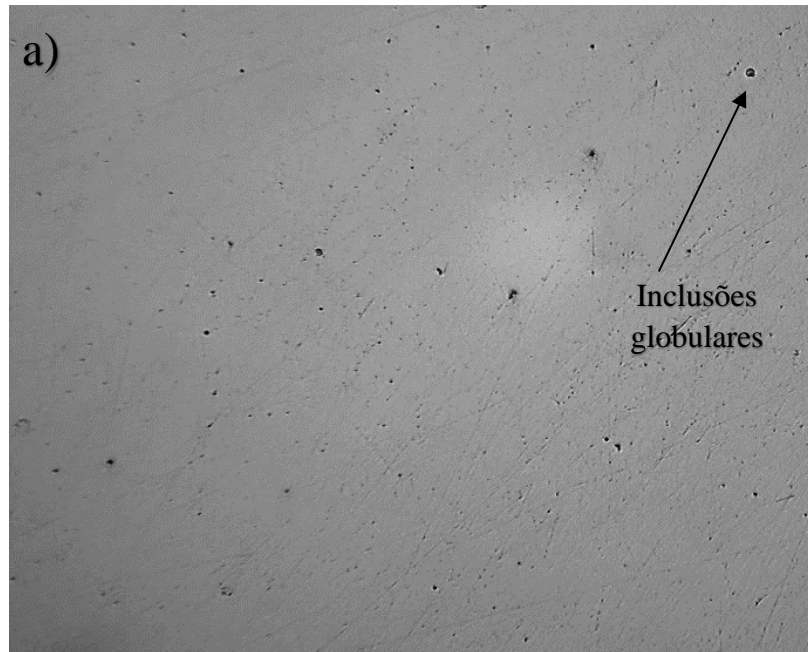
Fonte: Autora, 2022.

Figura 30. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 4 bar por 180 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



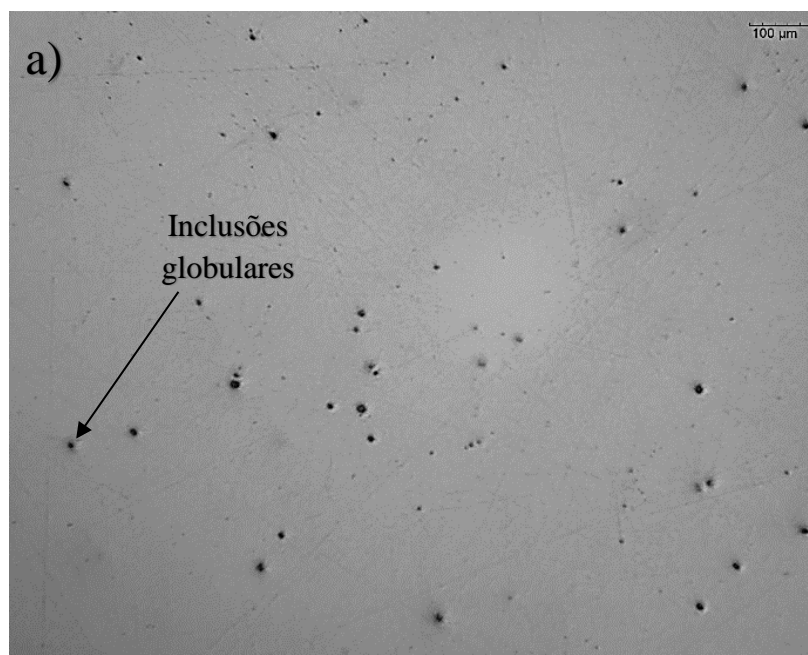
Fonte: Autora, 2022.

Figura 31. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 4 bar por 240 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



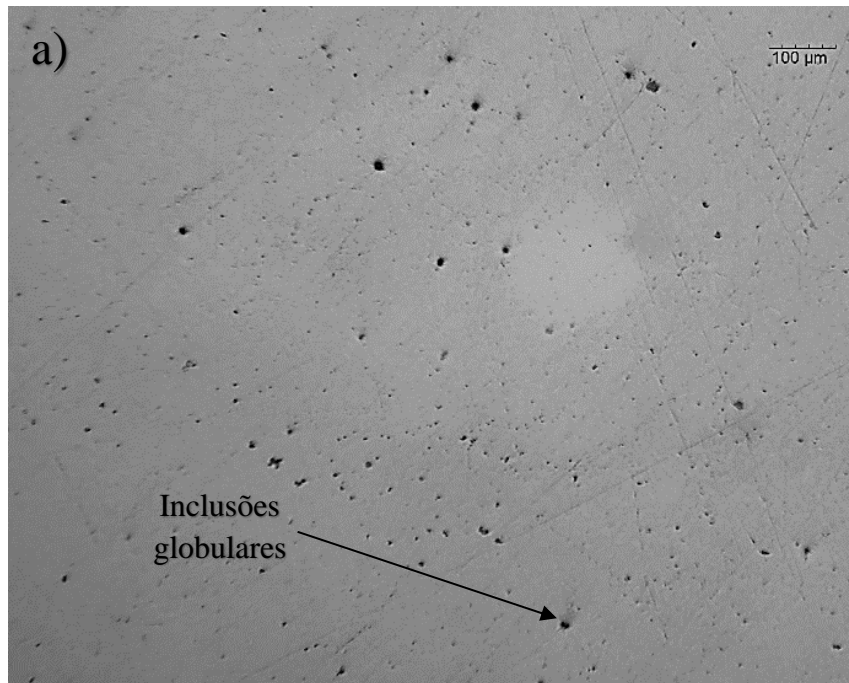
Fonte: Autora, 2022.

Figura 32. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 6 bar por 60 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



Fonte: Autora, 2022.

Figura 33. Inclusões não metálicas presentes no metal fundido com injeção de argônio à uma pressão de 6 bar por 120 segundos, sendo (a) amostras retiradas dos corpos de prova do ensaio de impacto.



Fonte: Autora, 2022.

As imagens mostram as superfícies polidas das amostras, após a injeção de gás argônio, com a presença de inclusões de óxido, tipicamente com morfologia globular. Por meio do software de processamento e análise de imagens – *ImageJ*, foi possível quantificar as inclusões presentes na estrutura do metal.

Utilizando o modelo de Jernkontoret para analisar a classificação do nível de inclusão, conclui-se que as inclusões obtidas nas diferentes amostras variaram entre os níveis 1 a 5, como pode ser observado na Tabela 5, que também apresenta as frações das inclusões estipuladas pelo programa e pelo método manual, o número de partículas de inclusão por área e o tamanho médio das partículas. Os resultados para cada teste quanto a porcentagem de inclusões estão apresentados em valores médios \pm desvio padrão.

Tabela 5. Resultados obtidos quanto a quantificação das inclusões.

Ensaio	Nível de inclusões	Quantidade – <i>ImageJ</i> (%)	Quantidade – manual (%)	Número de partículas	Tamanho médio (um)
Sem argônio	5	3,39 ± 0,53	4,14	544	21,71
Sem argônio	5	2,22 ± 0,17	2,46	449	17,57
2 bar (60s)	5	1,01 ± 0,041	0,94	372	10,32
2 bar (120s)	4	0,76 ± 0,087	0,88	128	21,36
2 bar (180s)	3	0,34 ± 0,035	0,29	85	14,53
2 bar (240s)	1	0,06 ± 0,031	0,07	27	4,50
4 bar (60s)	3	0,61 ± 0,050	0,68	167	15,58
4 bar (120s)	2	0,50 ± 0,085	0,62	146	20,24
4 bar (180s)	1-2	0,12 ± 0,041	0,14	74	6,32
4 bar (240s)	1-2	0,11 ± 0,042	0,09	62	3,01
6 bar (60s)	3	0,31 ± 0,070	0,30	206	12,40
6 bar (120s)	3-4	0,53 ± 0,042	0,59	380	5,52

Fonte: Autora, 2022.

Inclusões não metálicas são intrínsecas ao processo de fabricação de metais, portanto, é compreensível a presença desses defeitos, em teores baixos, no aço. A norma orienta que inclusões acima do nível 3 não são ideais. Dessa maneira, observando apenas esse dado, somente foram efetivos na remoção das inclusões, os experimentos realizados com 2 bar (180 e 240 segundos), 4 bar (60, 120, 180 e 240 segundos) e 6 bar (60 segundos).

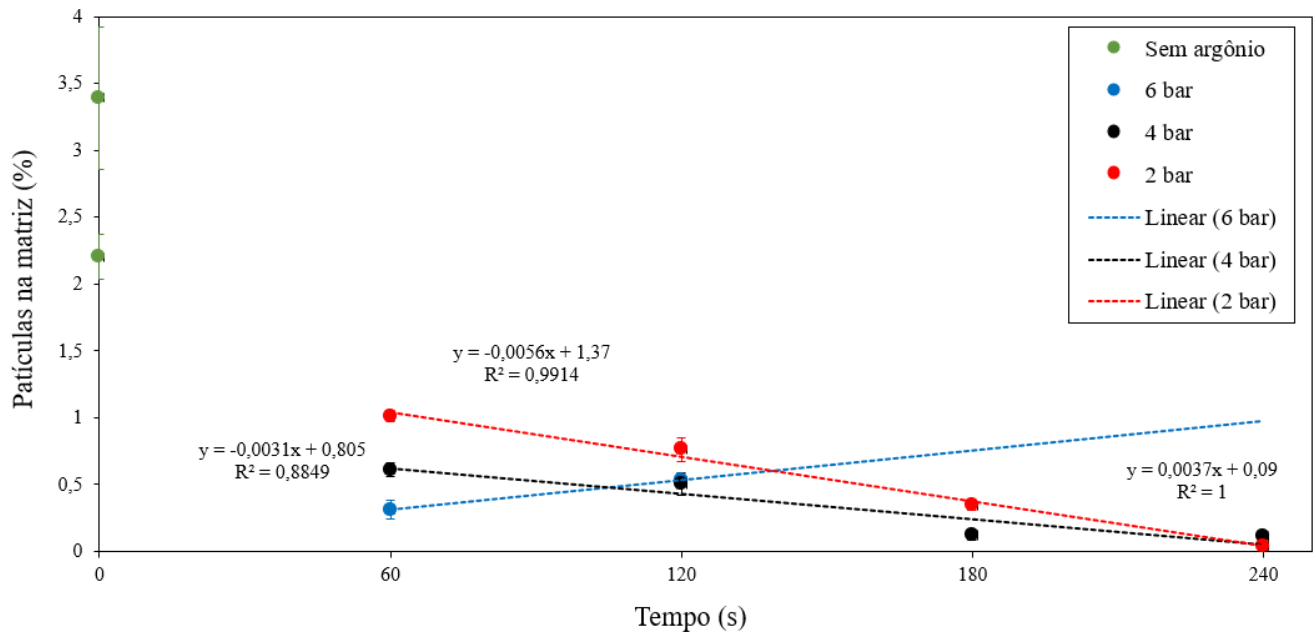
Pode-se observar que a diferença entre os métodos é pequena, entretanto, considerando que pequenas quantidades de inclusões na microestrutura de um aço podem ser muito prejudiciais às propriedades mecânicas do material, é preciso considerar essa variação. De qualquer maneira, ambos os resultados foram coerentes com os níveis abordados pela norma ASTM E48-18, quanto maior o nível, maior a porcentagem de inclusões encontrada. O melhor resultado foi o ensaio realizado à 2 bar por 240 segundos (0,06%) e o pior foi um dos testes realizados sem argônio (3,39%), a diferença entre ambos foi de aproximadamente 98,23%.

Nota-se que os tamanhos médios das partículas têm uma distribuição bem diversificada, dado que há inclusões com tamanho médio de 3µm até 21µm. Segundo os estudos realizados por Silva (2018), o efeito da injeção de gás é diferente para granulometrias diferentes, isso porque a interação das bolhas com as inclusões, a velocidade de ascensão das partículas e o comportamento no fluxo variam de acordo com o tamanho da bolha e com o tamanho da inclusão. Para pressões mais baixas, com tempos maiores, a maioria das inclusões foi removida

nos tratamentos em relação às inclusões menores, visto que o número de partículas e o tamanho médio das inclusões para esses casos é pequeno. Isso é explicado por Wang et al (1996), segundo o autor, a probabilidade de colisão da bolha com a inclusão é maior para bolhas com diâmetros menores (borbulhamento mais brando).

A Figura 34 mostra a relação da porcentagem de inclusões no aço em decorrência dos tempos de injeção de gás argônio na panela.

Figura 34. Partículas na matriz do aço em função do tempo de injeção de gás inerte.



Fonte: Autora, 2022.

Como o aumento do tempo de inserção, ocorre uma redução no percentual de partículas de inclusões, o que é esperado. Ao observar a Figura, verifica-se que há, no tempo de 60 segundos, uma concordância em que o aumento da pressão resulta em uma redução mais rápida das inclusões. Em 120 segundos, há o mesmo comportamento, com exceção para o dado relativo à 6 bar, nesse caso, houve uma inversão. Isso pode ser decorrente da alta turbulência na panela para essa pressão, o que resultou na reinserção de inclusões não metálicas. A reinserção acontece quando a densidade de partículas na escória e o fluxo do gás injetado são muito altos. Quando o borbulhamento do gás inerte é muito turbulento, as bolhas acabam rompendo a escória da panela, que está carregada de inclusões e, nesse processo, devido à grande agitação, o fluxo do gás carrega as inclusões de volta para o banho metálico.

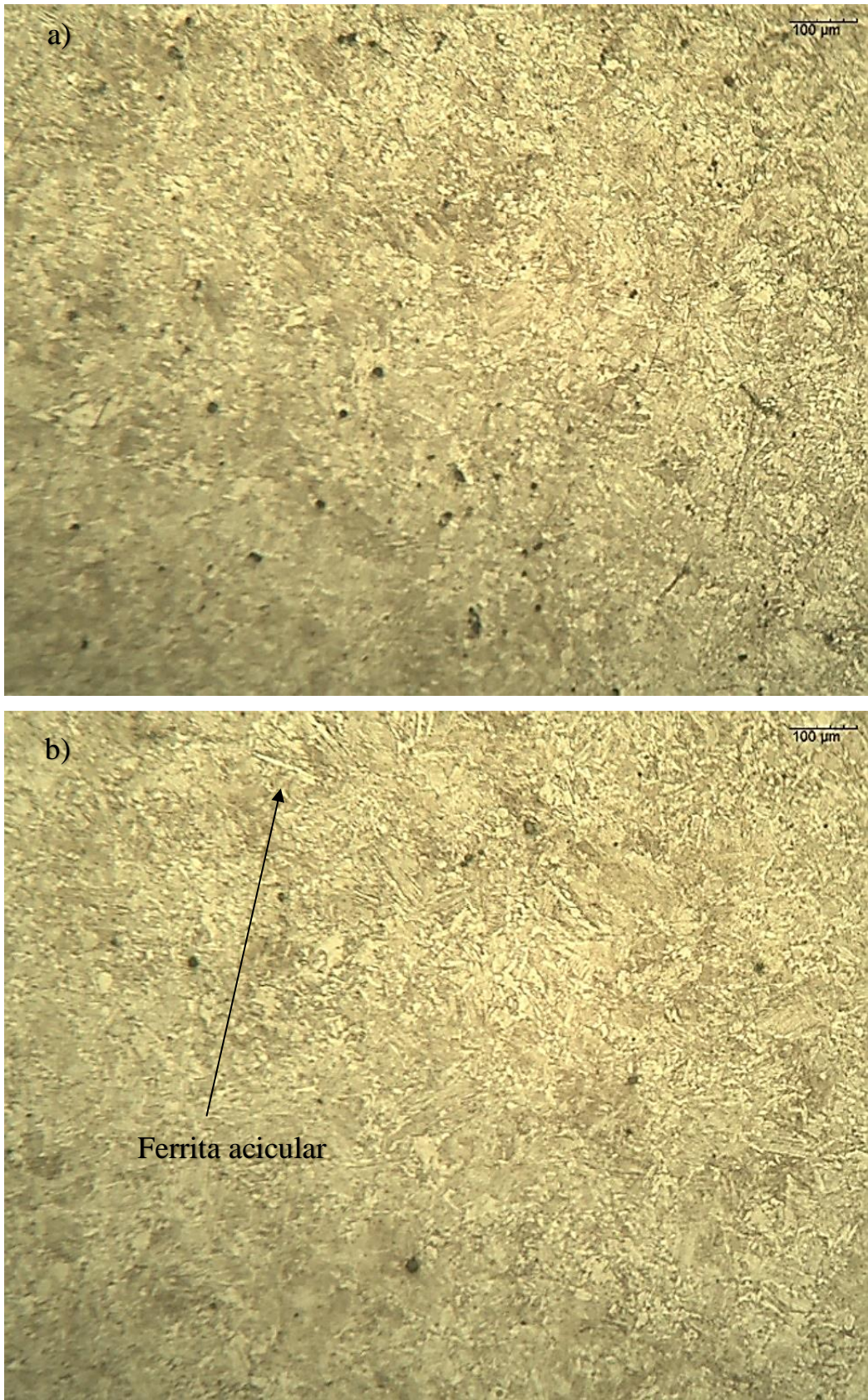
No início do tratamento, existem muitas inclusões homogeneizadas no banho. Sendo assim, a remoção de inclusões inicial é alta. Com o passar do tempo, essa concentração de inclusões no banho diminui, estabilizando a remoção, no caso de pressões baixas e intermediárias e aumentando a reinsertão para pressões máximas. Com velocidades de bolhas maiores, essa reversão se torna maior. Por isso em pressões maiores, e tempos maiores, os tratamentos tendem a ser piores.

Ao observar os resultados obtidos para 4 e 2 bar, nota-se que os valores tendem a um valor mínimo de inclusões, uma vez que em 240 segundos, há uma certa estabilidade nos valores resultantes. É importante considerar que o arraste de partículas pelo gás possui um limite mínimo, não há como afirmar, de acordo com a quantidade de dados, que o resultado em questão é esse valor mínimo, mas pode-se dizer que para as pressões de 4 e 2 bar há uma tendência de estabilidade em 240 segundos, com uma porcentagem de partículas na matriz de 0,11 e 0,06%, respectivamente.

É importante observar, que as pressões de 6, 4 e 2 bar obtiveram resultados semelhantes em tempos diferentes. Por exemplo, a pressão de 6 bar atingiu teores de inclusões inferiores à 0,5% em um tempo de 60 segundos, já a pressão de 4 bar atingiu a mesma marca em um tempo de 120 segundos e, com a pressão de 2 bar, esse teor só aconteceu em tempos superiores a 180 segundos. Contudo, quanto maior a pressão, maior a turbulência do sistema, o que, como já explicado, pode ser prejudicial ao sistema.

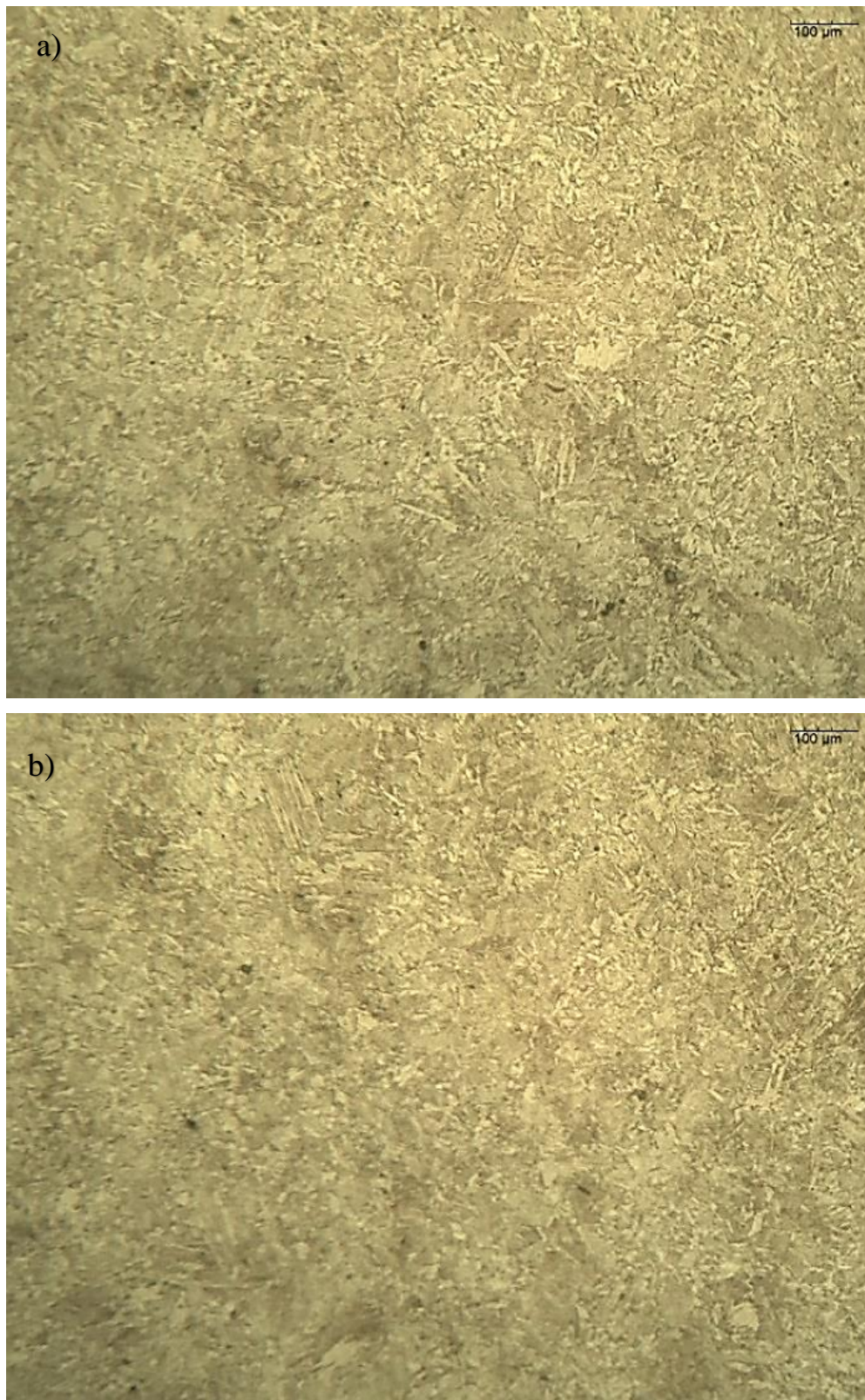
Considerando que a microestrutura do aço e seus constituintes também afetam as propriedades mecânicas, é necessário avaliar essa variável, isso porque as cargas fundidas para confecção das amostras não foram feitas na mesma corrida. Nas Figuras 35 a 38 pode ser observado as microestruturas das amostras dos corpos de prova que esses foram tratados termicamente para correlacionar a microestrutura. Todas as imagens estão com aumento de 100x e foram atacadas com o reagente Nital 3%.

Figura 35. Microestruturas das amostras fundidas e tratadas, sendo (a-b) sem argônio.



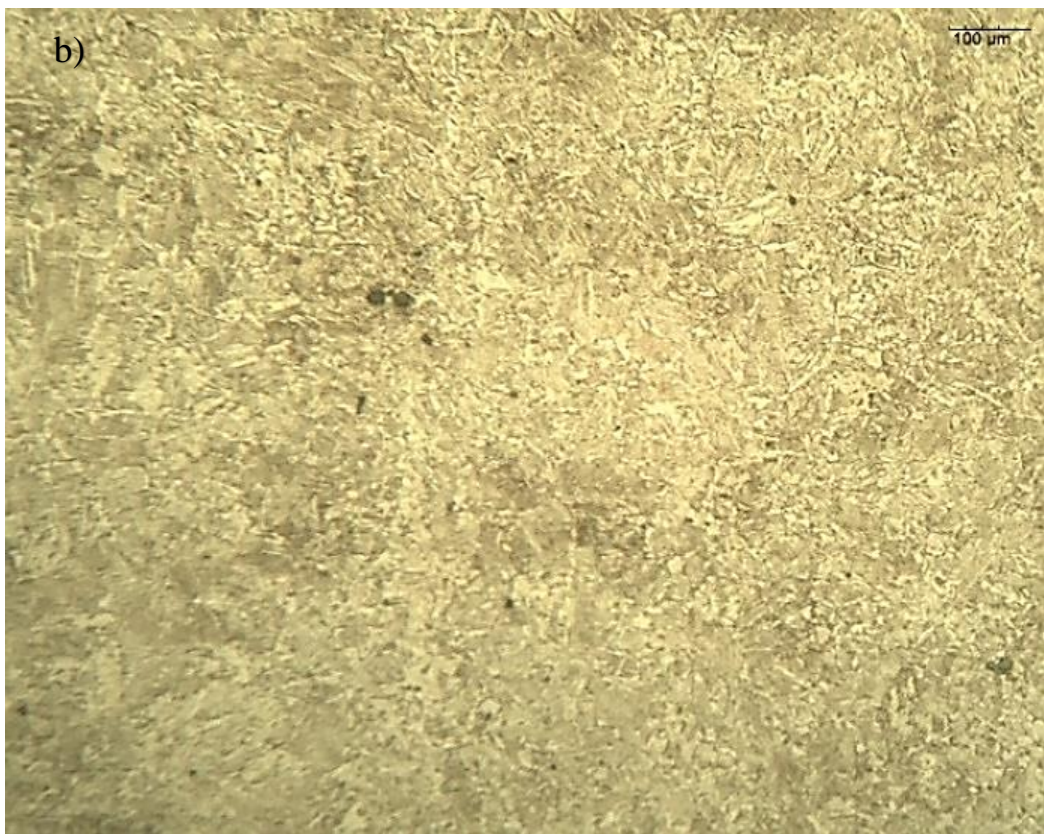
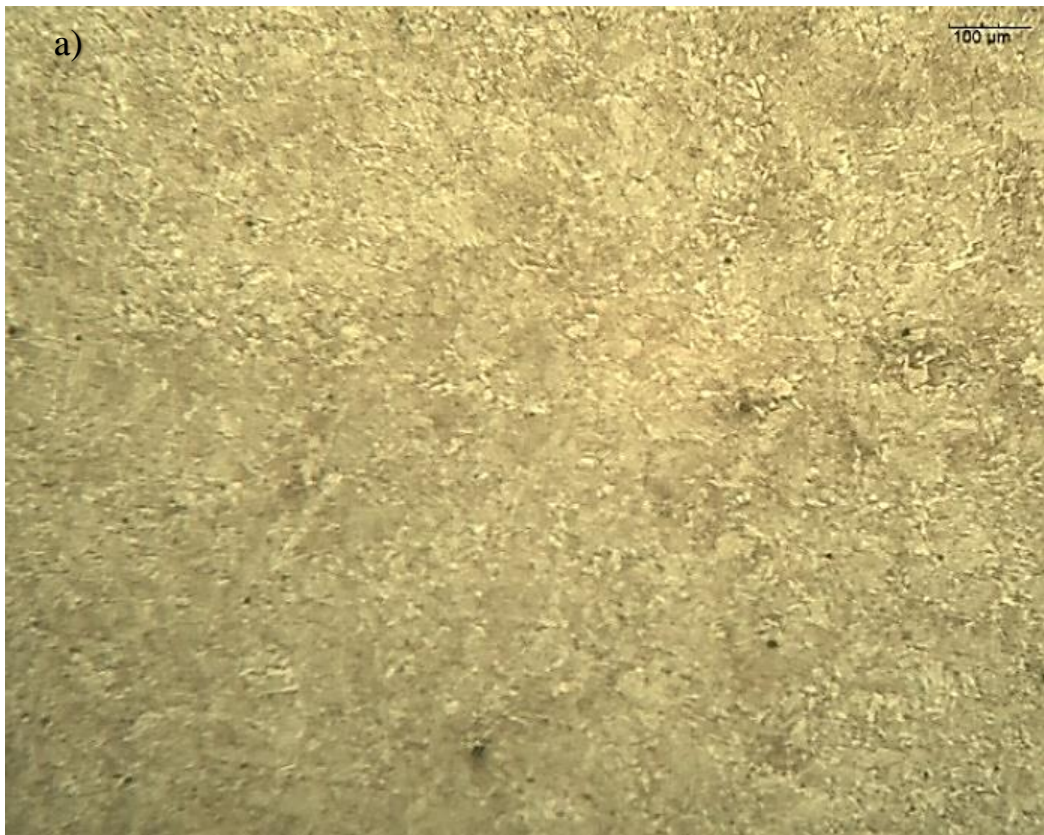
Fonte: Autora, 2022

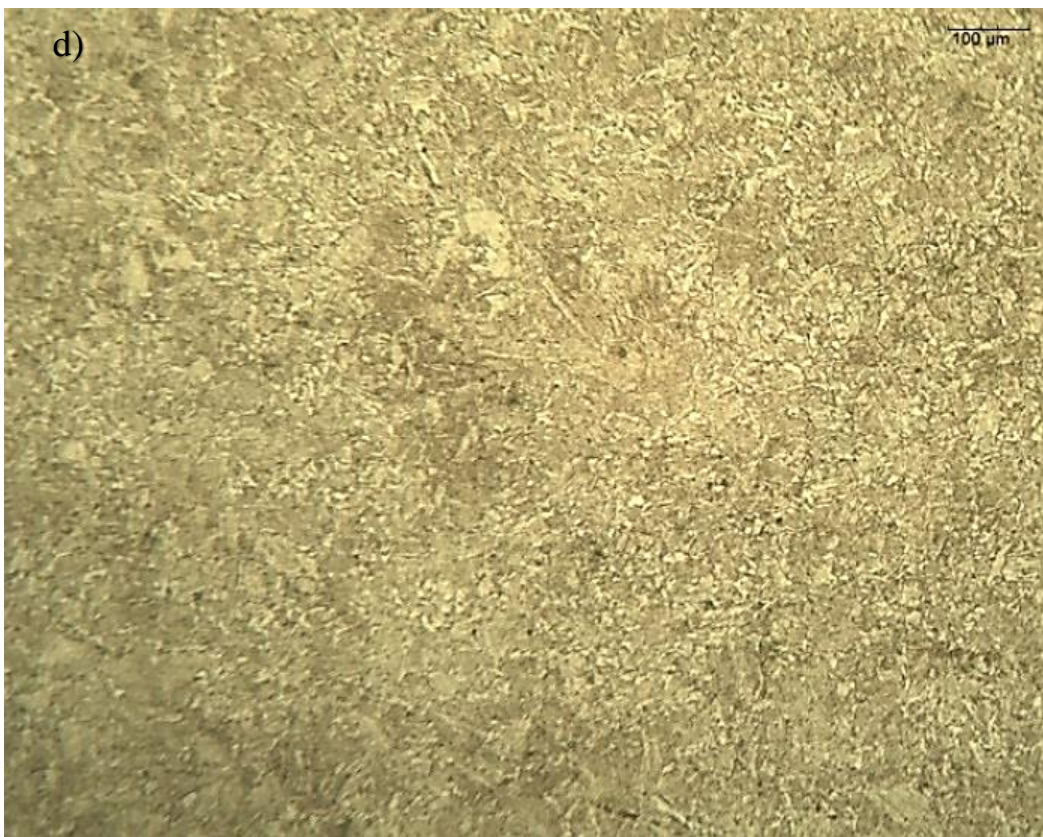
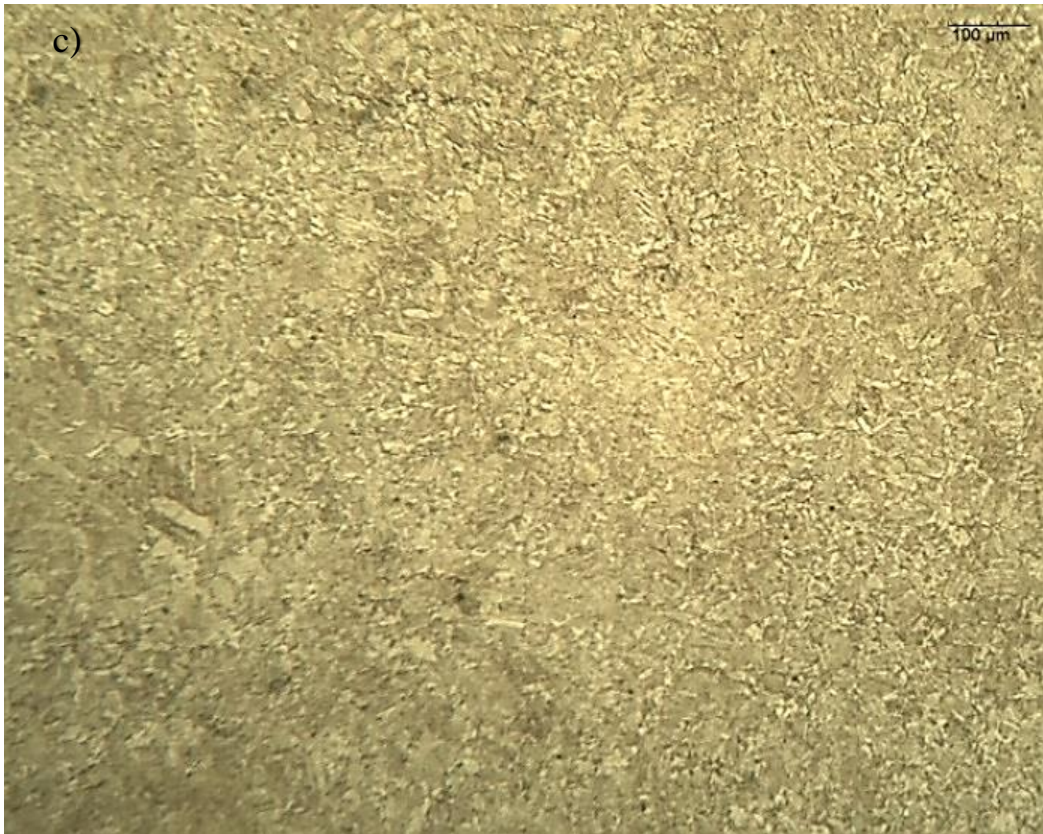
Figura 36. Microestruturas das amostras fundidas e tratadas, sendo (a) 6 bar por 120 segundos (b) 6 bar por 60 segundos.



Fonte: Autora, 2022

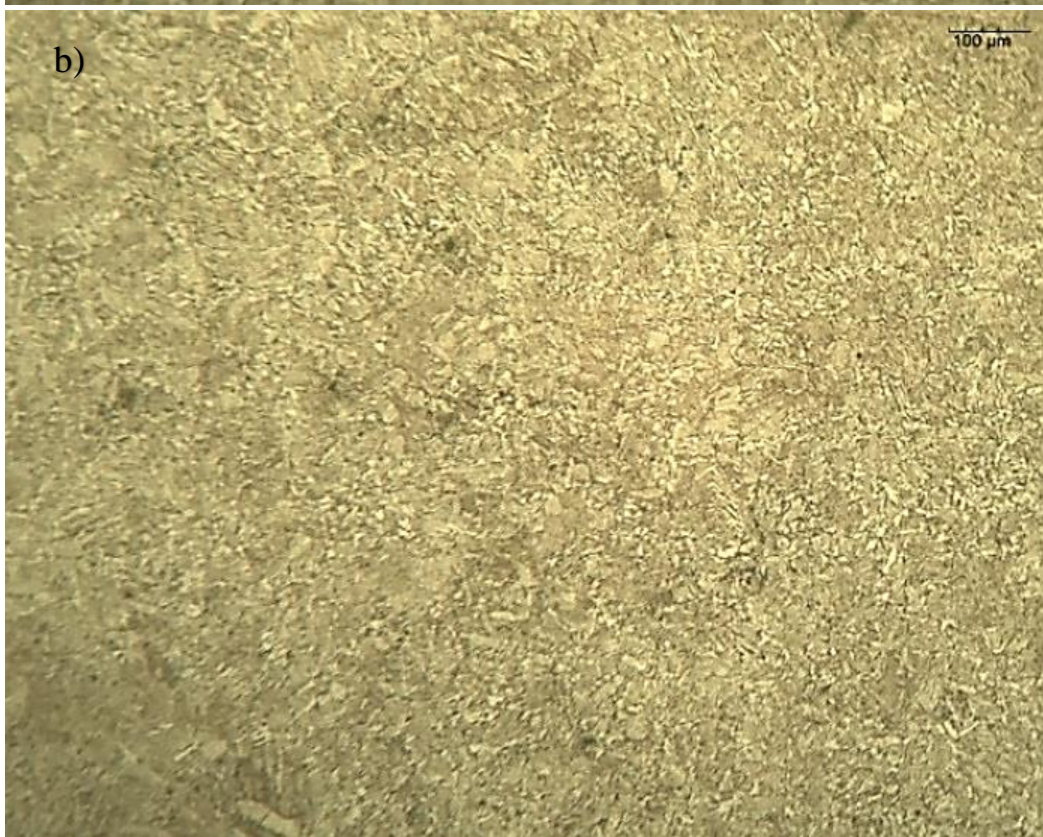
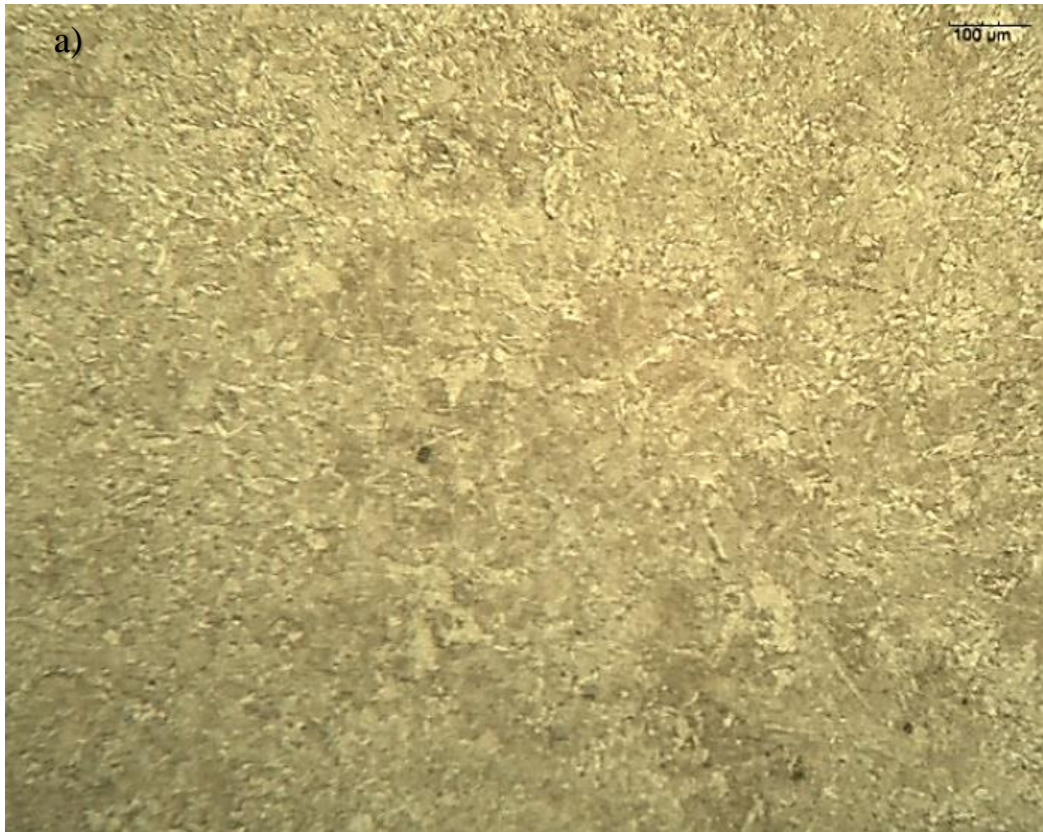
Figura 37. Microestruturas das amostras fundidas e tratadas, sendo (a) 4 bar por 240 segundos (b) 4 bar por 180 segundos (c) 4 bar 120 segundos (d) 4 bar 60 segundos.

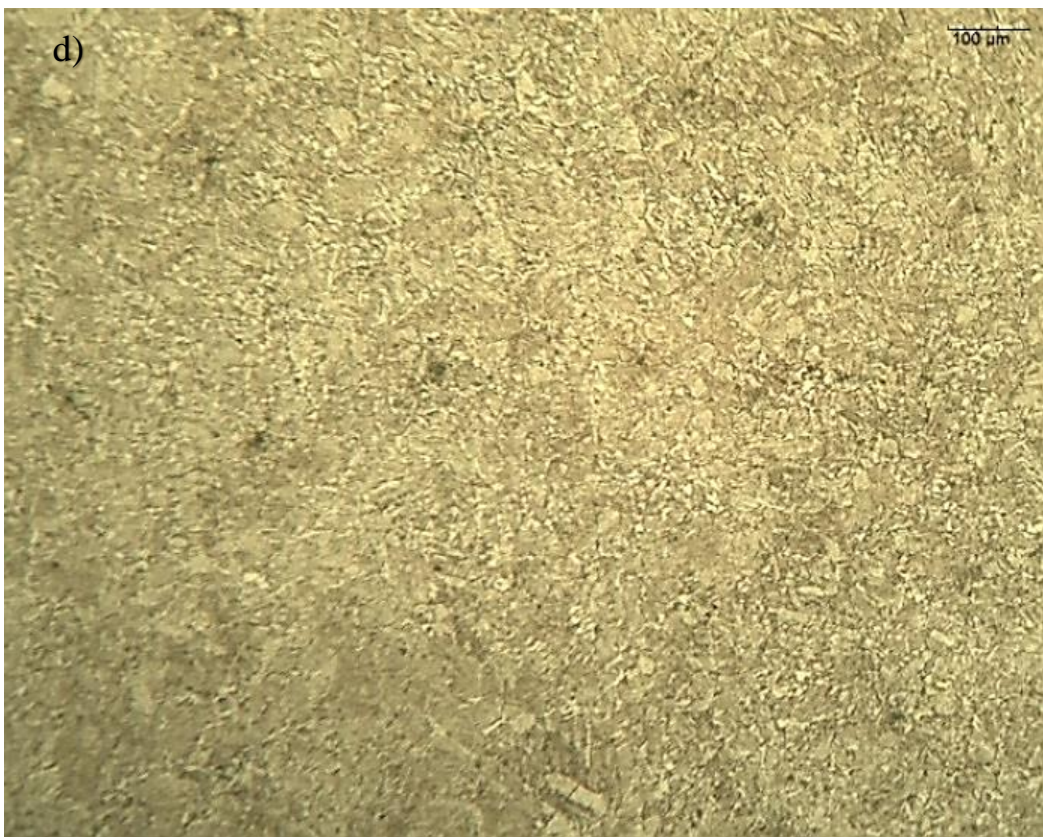
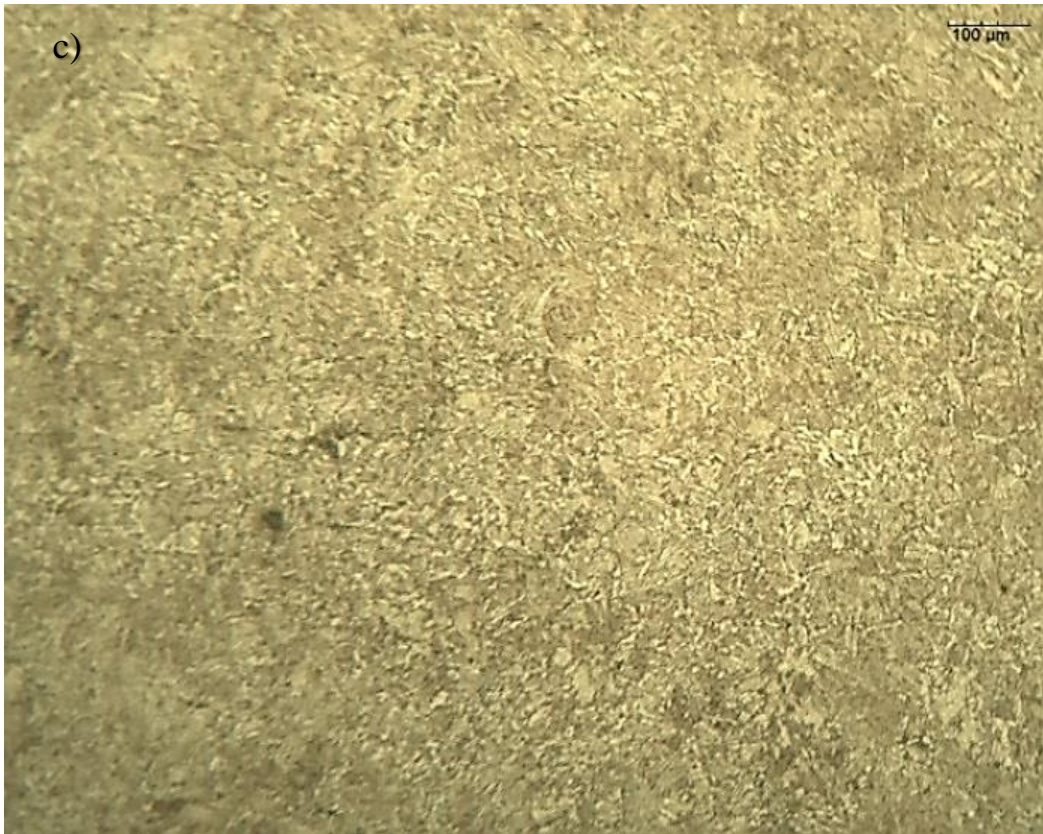




Fonte: Autora, 2022

Figura 38. Microestruturas das amostras fundidas e tratadas, sendo (a) 2 bar por 240 segundos (b) 2 bar por 180 segundos (c) 2 bar 120 segundos (d) 2 bar 60 segundos.





Fonte: Autora, 2022

Em todos os casos, a microestrutura encontrada está coerente com a microestrutura apresentada na literatura para o aço estudado. É possível observar que todas as microestruturas apresentam maiores teores de martensita. Observa-se que há ferrita com formato acicular (agulhado), típico de estruturas temperadas e revenidas, em algumas posições das micrografias.

Essa microestrutura é formada por nucleação direta com as inclusões e apresenta uma distribuição não ordenada, o que pode ser vantajoso, já que os ângulos formados por essa ordenação caótica podem impedir a propagação de trincas e aumentar o limite de resistência e tenacidade (BHADESHIA et al, 2006). Dessa forma, como todas as amostras apresentaram a mesma microestrutura, essa variável não foi, inicialmente, um fator determinante para os resultados encontrados nos ensaios mecânicos, ainda assim, a ferrita acicular, em conjunto com as porcentagens de inclusões não metálicas encontradas, pode ter influenciado minimamente nos valores resultantes de resistência e tenacidade.

4.3 ENSAIOS MECÂNICOS

Na Tabela 6 estão os resultados encontrados para o nível de inclusão, limite de resistência, limite de escoamento, alongamento, estrição, impacto e dureza. As amostras estão em ordem decrescente de acordo com a porcentagem de inclusões não metálicas e os resultados são apresentados em valores médios \pm desvio padrão.

Tabela 6. Resultados obtidos por meio da quantificação das inclusões e dos ensaios mecânicos realizados.

Ensaio	Inclusão, %	Limite de resistência, MPa	Limite de escoamento, MPa	Alongamento, %	Estricção, %	Impacto, J	Dureza, HB
S/ argônio	3,39 \pm 0,53	554,69 \pm 22,88	417,64 \pm 18,61	18,50 \pm 0,85	41,69 \pm 3,57	17,33 \pm 2,16	215,33 \pm 1,73
S/ argônio	2,22 \pm 0,17	542,87 \pm 25,17	406,40 \pm 16,88	20,10 \pm 0,71	46,95 \pm 1,31	16,83 \pm 2,02	214,67 \pm 1,53
2 bar (60s)	1,01 \pm 0,041	632,73 \pm 28,43	479,59 \pm 20,54	21,70 \pm 0,41	55,20 \pm 1,89	21,33 \pm 2,66	216,67 \pm 0,58
2 bar (120s)	0,76 \pm 0,087	657,98 \pm 23,34	509,50 \pm 17,24	22,80 \pm 1,58	55,53 \pm 1,49	26,50 \pm 2,74	215,33 \pm 1,15
4 bar (60s)	0,61 \pm 0,050	656,51 \pm 29,46	570,50 \pm 25,13	22,20 \pm 0,38	49,14 \pm 1,66	22,50 \pm 3,59	217,67 \pm 1,15
6 bar (120s)	0,53 \pm 0,042	667,59 \pm 40,00	522,45 \pm 22,33	21,90 \pm 1,12	52,91 \pm 2,63	26,83 \pm 3,74	216,00 \pm 2,52
4 bar (120s)	0,50 \pm 0,085	677,00 \pm 27,95	597,32 \pm 18,10	22,60 \pm 0,85	57,80 \pm 1,33	29,50 \pm 3,20	217,00 \pm 1,73
2 bar (180s)	0,34 \pm 0,035	665,43 \pm 35,02	514,02 \pm 23,76	23,60 \pm 1,58	61,71 \pm 1,58	30,67 \pm 3,50	216,67 \pm 0,58
6 bar (60s)	0,31 \pm 0,070	688,03 \pm 25,41	537,06 \pm 27,66	22,10 \pm 0,41	54,66 \pm 2,25	31,00 \pm 2,28	215,33 \pm 1,73
4 bar (180s)	0,12 \pm 0,041	746,29 \pm 38,54	496,36 \pm 17,00	23,90 \pm 1,27	58,25 \pm 2,56	35,83 \pm 3,14	217,67 \pm 1,15
4 bar (240s)	0,11 \pm 0,042	705,98 \pm 32,87	473,71 \pm 20,10	23,80 \pm 0,85	58,77 \pm 1,73	35,00 \pm 2,85	216,33 \pm 1,53
2 bar (240s)	0,06 \pm 0,031	668,27 \pm 22,54	523,33 \pm 19,51	24,70 \pm 0,41	68,11 \pm 1,45	36,17 \pm 3,40	217,00 \pm 0,12

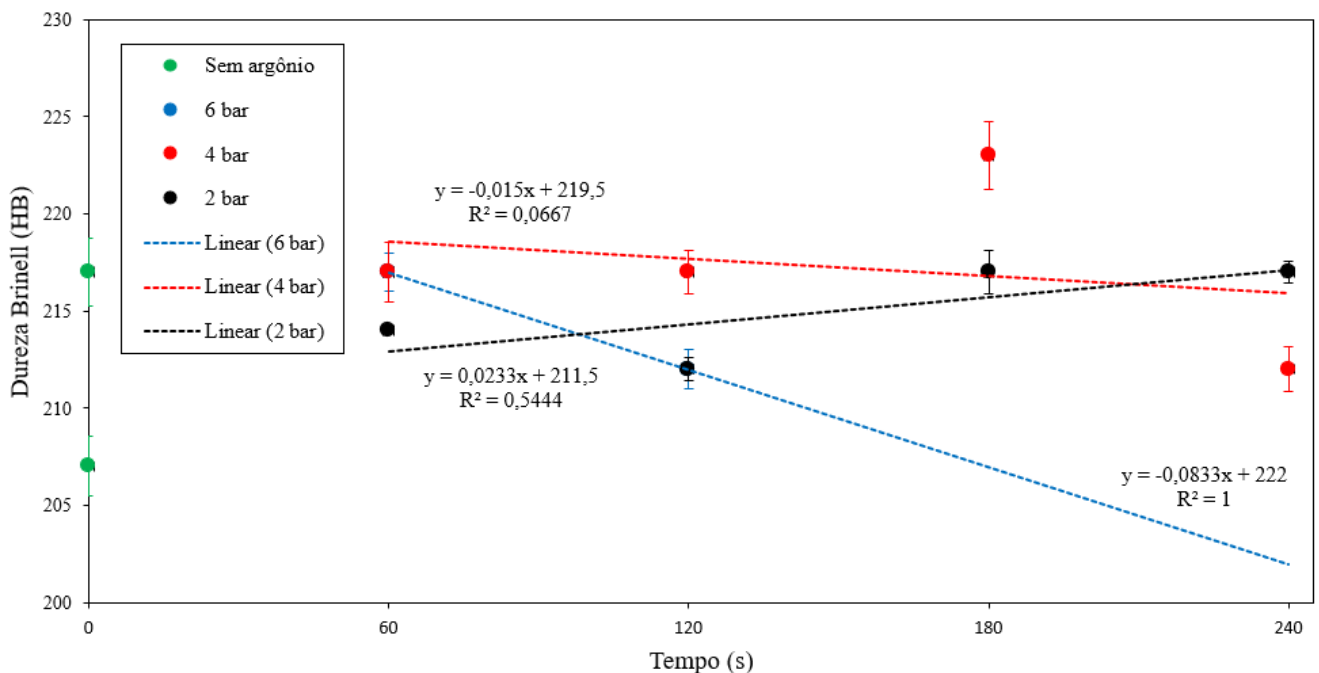
Fonte: Autora, 2022

Os resultados sem argônio apresentaram os menores valores para todos os parâmetros encontrados e há uma grande variação quando comparados com ensaios com a inserção do gás, até mesmo com aqueles que apresentam níveis mais altos de inclusões não metálicas. Ou seja, a injeção de argônio influencia diretamente na quantidade desses defeitos, que influenciam nas propriedades mecânicas, como tenacidade, resistência e ductibilidade.

4.3.1 Ensaio de dureza

As diferentes regiões do material obtiveram a sua dureza obtida por meio de um durômetro de bancada. Os resultados de dureza Brinell obtidos ao longo dos blocos de prova estão expostos na Figura 39. As medidas são colocadas em valores médios \pm desvio padrão.

Figura 39. Ensaio de dureza Brinell em função do tempo de injeção de gás inerte.



Fonte: Autora, 2022.

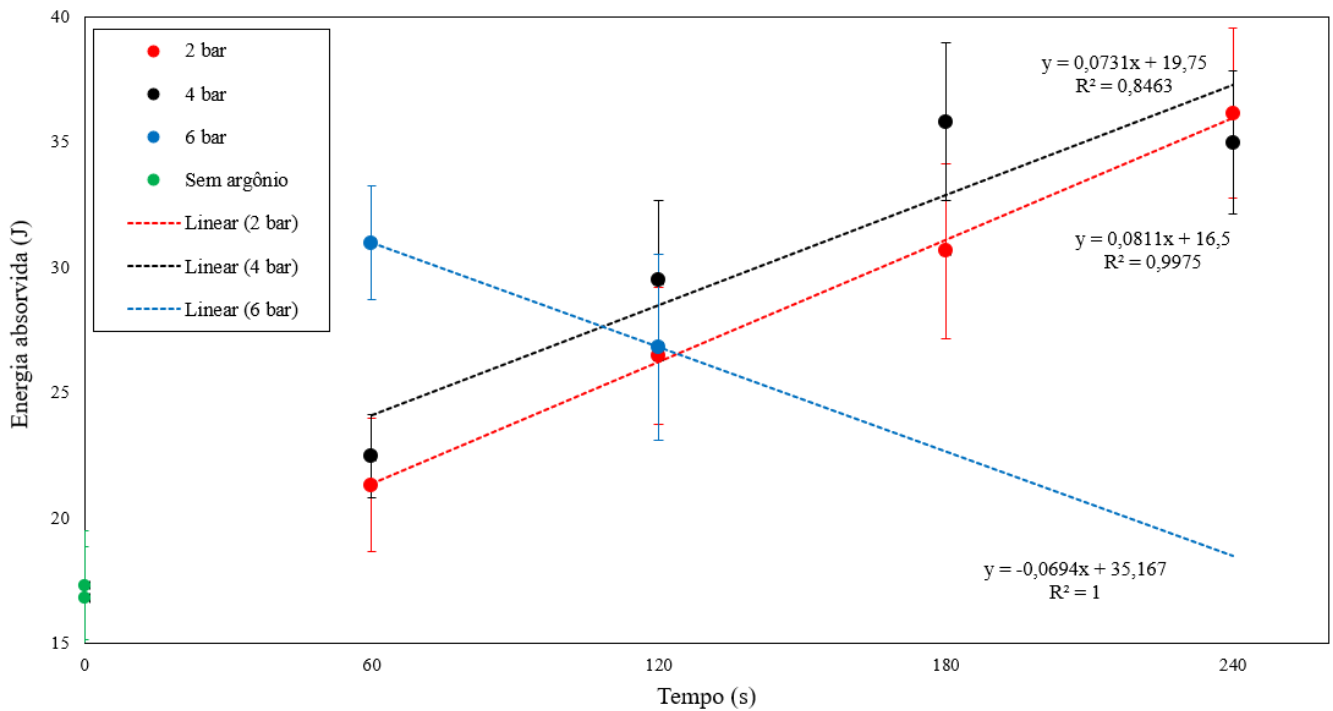
Os valores encontrados são bem semelhantes em todos os ensaios, ou seja, a dureza não é influenciada pela presença de inclusões no aço. O segundo teste sem argônio, composto em média por teores de 2,22% de inclusões não metálicas, apresenta os menores valores de dureza (214,67 HB) e o ensaio com maior dureza é o de 4 bar por 60 e 180 segundos (217,67 HB). A variação entre eles é de apenas 1,37%. Portanto, considerando que os ensaios

apresentaram valores equivalentes para este parâmetro, pode-se concluir que não há discussão relevante quanto a influência das inclusões na dureza dos materiais.

4.3.2 Ensaio de impacto

Os resultados obtidos nos ensaios de impacto Charpy realizados a -46°C , foram obtidos por meio de 6 corpos de prova e os resultados são apresentados em valores médios \pm desvio padrão na Figura 40 .

Figura 40. Resultado dos valores de impacto Charpy obtidos a -46°C de acordo com o tempo utilizado na injeção de argônio.



Fonte: Autora, 2022.

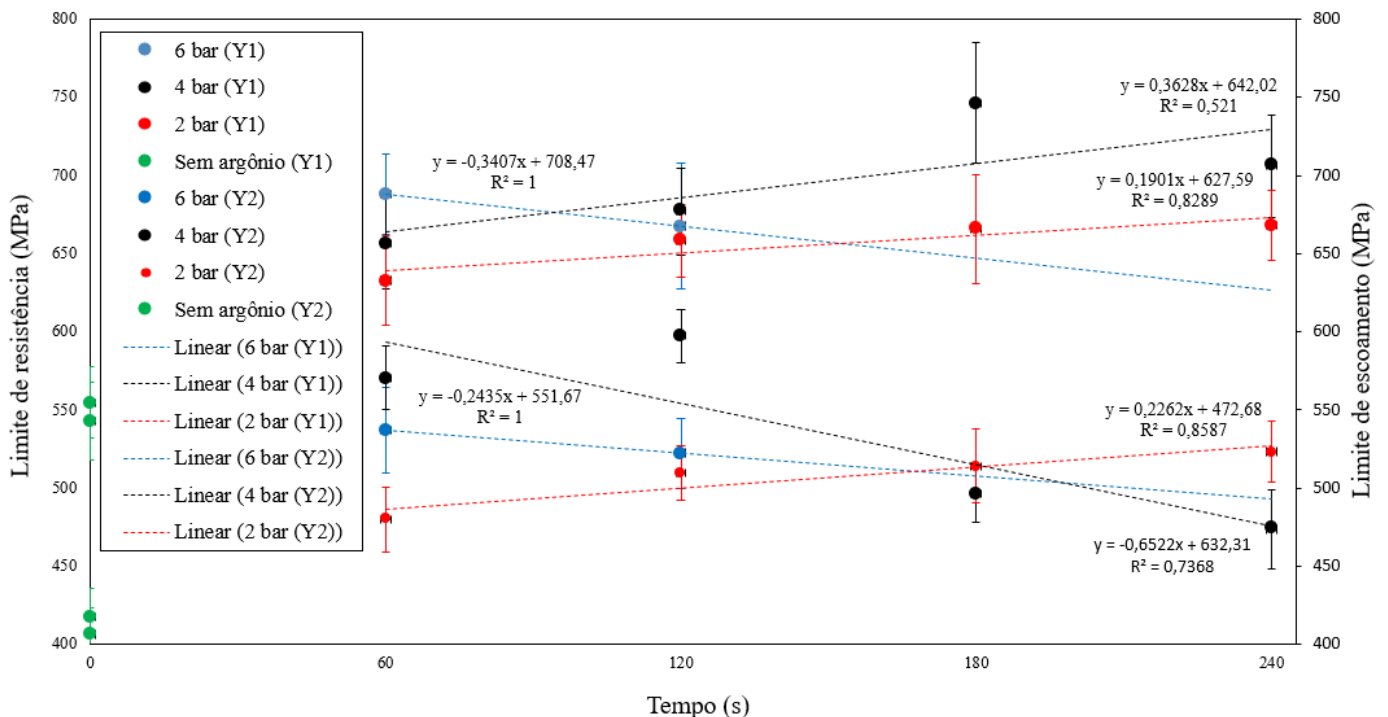
Os resultados de impacto mostram uma diferença significativa nos valores de energia absorvida pelos corpos de prova de cada ensaio. O melhor resultado foi o ensaio realizado à 2 bar por 240 segundos (36,17 J) e o pior foi um dos testes realizados sem argônio (16,83 J), a diferença entre ambos foi de aproximadamente 53,47%. Essa diferença está associada ao número de inclusões não metálicas no material, que auxilia no coalescimento dos micro vazios e forma uma direção preferencial para a propagação de trincas (diminuindo a tenacidade).

Aumentando o tempo de borbulhamento nas pressões de 2 e 4 bar, ocorreu um aumento da tenacidade, o que é coerente com o resultado de maior remoção das inclusões visto acima. Esse aumento pode ser proveniente da maior vazão do gás, o que aumenta o borbulhamento e resulta numa maior mistura, flotando as inclusões não metálicas com maior facilidade. Esse fenômeno também acontece com o tempo de injeção, quanto maior o tempo de tratamento, maior a tenacidade encontrada. Dessa forma, conclui-se que os resultados obtidos para a tenacidade são coerentes com os valores de porcentagem de inclusões encontrados nas micrografias do aço.

4.3.3 Ensaio de tração

A Figura 41 apresenta a média dos valores \pm desvio padrão de limite de resistência e limite de escoamento em função do tempo de inserção nos ensaios de tração dos dois corpos de prova obtidos para cada teste. O primeiro eixo Y corresponde ao limite de resistência e o segundo ao limite de escoamento. Os resultados são apresentados em valores médio \pm desvio padrão.

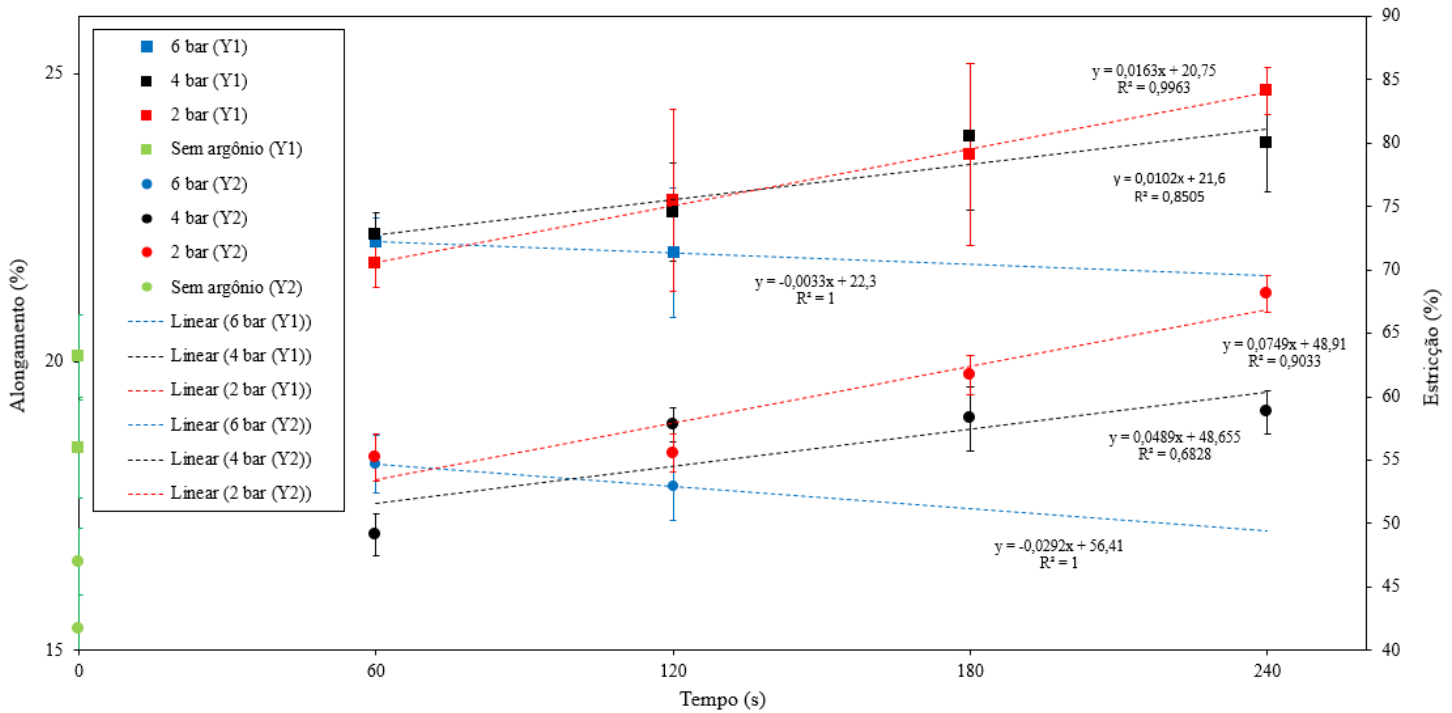
Figura 41. Variação do limite de resistência (Y1) e do limite de escoamento (Y2) para diferentes pressões e tempos de sopro de argônio.



Fonte: Autora, 2022.

A Figura 42 apresenta a média dos valores \pm desvio padrão de alongamento e estrição em função do tempo de inserção de gás nos ensaios de tração dos dois corpos de prova obtidos para cada teste. O primeiro eixo Y corresponde ao alongamento e o segundo eixo à estrição.

Figura 42. Variação do alongamento (Y1) e da estrição (Y2) para diferentes pressões e tempos de sopro de argônio.



Fonte: Autora, 2022.

Pode-se observar que, com exceção da estrição no caso das amostras fundidas com 4 bar, todos os valores apresentaram o mesmo comportamento. Por exemplo, as amostras sem argônio apresentam os piores resultados em todos os testes e, em alguns casos, não conseguem atingir o limite especificado pela norma do aço, o que correlacionando com o nível de inclusão que elas apresentaram, é coerente.

Espera-se que as amostras com menos níveis de inclusão apresentem melhores resultados e, ao contrário, as com maior nível de inclusão, piores resultados. De maneira geral, é isso que acontece. As amostras com 2 bar de pressão apresentam maiores valores com o aumento do tempo de injeção do gás. As amostras com 6 bar, por outro lado, apresentam um comportamento inverso, quando menor o tempo, melhor o resultado. E, as amostras com 4 bar apresentam resultados intermediários: para os parâmetros de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento, o melhor resultado foi o de injeção de gás por 180 segundos, mas

para a estrição, o melhor resultado, foi o de 240 segundos, ainda que a variação, para esse parâmetro, em relação ao ensaio de 180 segundos, tenha sido muito similar. É possível observar que os Gráficos apresentaram curvas com comportamentos muito similares, tanto no ensaio à tração quanto nos ensaios de impacto.

As propriedades relativas ao limite de escoamento e de resistência são fortemente dependentes da microestrutura formada, ou seja, o tratamento térmico é o que dita os valores desses parâmetros. Pelos resultados encontrados, mostrados na Figura 38, pode-se observar que as inclusões pouco influenciaram nos resultados, os valores apresentados são muito próximos, mesmo para as amostras sem injeção de argônio. Esse resultado é esperado visto a microestrutura do material de matriz tipicamente martensítica + revenida onde há ferrita acicular atuando como uma barreira para a propagação de trincas. Portanto, os valores de LE e LR são coerentes.

Para o alongamento, o melhor resultado foi o ensaio realizado à 2 bar por 240 segundos (24,70%), que apresenta 0,06% de inclusão, e o pior foi o primeiro teste realizado sem argônio (18,50%), que apresenta 3,39% de inclusão, a diferença entre ambos foi de aproximadamente 25,10% no alongamento e 98,82% no nível de inclusão. Para a estrição, o melhor resultado também foi o ensaio realizado à 2 bar por 240 segundos (68,11%), que apresenta 0,06% de inclusão, e o pior foi o primeiro teste realizado sem argônio (41,69%), que apresenta 3,39% de inclusão, a diferença entre ambos foi de aproximadamente 63,15% na estrição e 98,82% no nível de inclusão. Resumidamente, um material que possui alto alongamento e alta estrição em seu corpo de prova durante um ensaio de tração é considerado dúctil. A ductibilidade é uma das propriedades afetadas pelas inclusões não metálicas.

Analisando os resultados percebe-se que a porcentagem de inclusões se apresenta como um fator determinante na variação das propriedades mecânicas, tanto nos resultados do ensaio de impacto, quanto nos resultados de ensaio à tração. Apesar disso, com exceção das amostras sem argônio, todos os testes atingiram as propriedades especificadas pela norma do aço ASTM A148/A148M.

Por fim, segundo todos os itens abordados neste TCC, não há um tempo ou pressão específico de injeção de gás, e sim, um tempo ótimo para cada pressão. Quanto mais próximo da pressão máxima, que depende do tamanho da panela e do peso do aço, menor é o tempo ótimo de injeção. Portanto, para a panela e aço utilizados neste estudo, aonde a pressão máxima é de 6 bar, os melhores resultados se encontram nas amostras que operaram com uma pressão de 4 bar por 180 e 240 segundos e 2 bar por 240 segundos. Esses testes são os que conduzem

uma melhor eficiência de remoção de partículas, com aproximadamente 96,46%, 96,75% e 98,82%, respectivamente, em relação ao pior resultado da não utilização do gás argônio. Além disso, são essas amostras que também apresentam os melhores resultados na tenacidade, na resistência e na ductibilidade do aço. Ou seja, o tempo e a pressão de gás inerte injetado na panela influenciam nas propriedades mecânicas do metal.

5 CONCLUSÃO

Neste trabalho foram estudadas as influências da pressão e do tempo de injeção de gás argônio em uma panela de aciaria quanto a remoção de inclusões não metálicas de óxidos no aço ASTM A148/A148M Gr. 90-60. Além disso, ensaios mecânicos foram realizados para avaliar os efeitos deletérios que as inclusões têm nas propriedades mecânicas do aço. A eficiência da remoção de inclusões foi avaliada levando em conta seu nível, tamanho e porcentagem.

Há dois efeitos que foram observados: a ascensão e reinserção das partículas de inclusões não metálicas no banho metálico. A remoção das inclusões acontece por meio da ascensão dessas até a escória, que pode ser natural ou com ajuda de determinados mecanismos, como o borbulhamento de gás inerte no sistema. A reinserção das partículas acontece quando a pressão do sistema causa turbulências muito altas no aço e as inclusões são reintroduzidas no leito líquido.

É possível observar que os resultados obtidos para pressões mais baixas com os menores tempos (2 e 4 bar por 60 e 120 segundos) foram muito próximos e apresentam uma característica crescente com o aumento do tempo e da pressão tanto no nível de inclusões, quanto no limite de resistência. Para o limite de escoamento, alongamento e estrição, essa característica não acontece. Entretanto, considerando o desvio padrão desses dados, é possível concluir que menores pressões com tempos baixos são mais eficientes quando comparadas com a não utilização do gás, mas não são o resultado desejado.

Para os resultados com menores pressões e tempos mais altos, observa-se que o fenômeno supracitado acontece para a pressão de 2 bar. Os resultados para essa pressão em 180 e 240 segundos são coerentes com o nível de inclusão em todos os testes realizados. Já para a pressão de 4 bar, observa-se uma estabilização, há diferença entre os dados, mas eles se apresentam com valores muito próximos, quase iguais, considerando o desvio padrão.

Isso acontece devido ao efeito de reversão de partículas já citado (esse efeito também acontece para os tempos de remoção em pressões de 6 bar). Em pressões menores, há menos vazão do gás, o que gera bolhas menores com velocidades menores e, por consequência, a turbulência é mais branda. Com o aumento da pressão, o tamanho da bolha aumenta, assim como a velocidade em que elas flutam e a turbulência do sistema. É essa última variável que prejudica os tratamentos de maior tempo para maiores pressões. Para tempos pequenos nas

pressões maiores, há muitas inclusões no metal, ou seja, a remoção das inclusões ainda é muito maior do que o fenômeno da reversão. Com o passar do tempo, essa relação se inverte.

Os tempos de injeção de gás afetam a porcentagem de remoção de inclusões de modos diferentes, à depender da pressão utilizada. Quando a vazão é menor (2 bar), ao aumentar o tempo de tratamento, maior a remoção das inclusões. Em vazões intermediárias (4 bar), quanto maior o tempo de tratamento, a remoção das inclusões tende a estabilizar. E, em vazões maiores (6 bar), quanto maior o tempo, menor a porcentagem de remoção de inclusões devido ao efeito de reversão. Portanto, em pressões maiores, e tempos maiores, os tratamentos tendem a ser piores. Em relação a pressões menores com maiores tempos, os resultados alcançados são melhores.

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Para uma melhor análise dos resultados obtidos neste TCC, sugere-se em trabalhos futuros, a utilização de tamanho de painelas diferentes, aonde a pressão máxima seja maior. Sendo assim, será possível observar o fenômeno de reversão com mais dados envolvidos no estudo. Além disso, sugere-se uma maior variação de tempos de injeção.

Como observado, as partículas usadas possuem tamanho granulométrico bem diferentes, desde inclusões muito pequenas à inclusões muito grandes. Sabe-se que o efeito da injeção de gás é diferente para granulometrias menores. Portanto, um outro trabalho futuro seria o estudo dessa distribuição, uma vez que a interação das bolhas com as inclusões dependem dessa variável. O comportamento no fluxo gerado pelo borbulhamento também varia com o tamanho das bolhas e das inclusões.

Outras variáveis importantes são a camada de escória, a eficiência dela na remoção das inclusões e o plugue poroso utilizado na injeção do gás (tamanho e posição). Portanto, seria interessante o estudo dessas variáveis para um melhor entendimento de como se comporta a remoção do defeito estudado.

Infelizmente, devido ao prazo para entrega deste TCC, não foi possível fazer uma análise econômica da utilização do gás argônio na flotação de inclusões não metálicas. Sendo assim, seria interessante, não só do ponto de vista acadêmico, mas também para aplicação no processo fabril, que esse estudo fosse realizado em um trabalho futuro.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AISE Steel Foundation. **The making, shaping and treating of steel**. 11th edition, Three Gateway Center, Pittsburgh, PA, EUA, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS A148/A148M: **Standard Specification for Steel Castings, High Strength, for Structural Purposes**, 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS A1067/A1067M: **Standard Specification for Test Coupons for Steel Castings**. 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS E45: **Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel**, 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS A370: **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**, 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS E23: **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS E8/E8M: **Tension Testing of Metallic Materials**, 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS E18: **Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials**, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS A751: **Standard Test Methods and Practices for Chemical Analysis of Steel Products**, 2021.

ARAÚJO, L. A. **Manual de Siderurgia – Produção**. Editora Arte & Cultura, São Paulo: vol.1. 1997.

ASM HANDBOOK. **Metallography, structures and phase diagrams**. ASM International, 8^a ed., 1973.

BALDAM, R.; VIEIRA, E.; **Fundição: processos e tecnologia correlatadas**; São Paulo: Érica, 380p. 2018.

BELDING, P. C. **The control of non-metallic inclusions in cast steel**. Tese de mestrado. Oregon State University, EUA. 1971.

BIZYUKOV, P. **An experimental study of non-metallic inclusions precipitation and its effect on impact toughness variations in low alloy steel subjected to complex deoxidation**. University of Northern Iowa - Department of Technology. 2017.

BORGES, R. A. A. **Análise multivariada dos principais fatores que afetam o desgaste do revestimento refratário das painéis de transporte de aço na Aciaria da Usina de Cubatão-Usiminas**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Universidade de São Paulo. 2016.

CAMPBELL, J. **The 10 Rules of Castings**. Oxford: Elsevier, 2004. DUARTE, I. R. **Fundição. Sistemas de Enchimento**. Sociedade Educacional de Santa Catarina. Joinville-SC, p. 57. 2009.

CASOTTI, B.; FILHO, E.; CASTRO, P. **Indústria de Fundição: situação atual e perspectivas**. Rio de Janeiro, BNDS Setorial, n. 33, Mar. 2011, p. 121-162, <<https://web.bndes.gov.br/bib/jspui/bitstream.pdf>>. Acesso em 15/01/2022.

CHAKRABORTY, A. **Development of an on-line aqueous particle sensor to study the performance of inclusions in a 12 tonne, delta shaped full scale water model tundish**. Montreal: McGill University, 2010.

CHATTOPADHYAY, K.; ISAC, M.; GUTHRIE, R. I. L. **Physical and mathematical modelling to study the effect of ladle shroud mis-alignment on liquid metal quality in a tundish**. The Iron and Steel Institute of Japan International, v. 51, 2011.

CHEMALE, I. T.; PELISSER, G. F.; BIELEFELDT, W. V. **Desoxidação no forno-panela frente aos parâmetros de agitação do aço líquido**. In: 46º Seminário de Aciaria – Internacional, Rio de Janeiro. São Paulo: ABM; 2015. p. 719-729 ISSN: 2594-5300, Doi: 10.5151/1982-9345-27157.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. ABM, 6ª ed., São Paulo, 2012.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: Processos de Fabricação e Tratamento**. São Paulo: McGraw-Hill, 315 p. 1986.

COLPAERT, H. **Metallography of Steels: Interpretation of Structure and the Effects of Processing**, 3ª. ed. São Paulo, Edgard Blucher, 2018.

CONSUL, L. D.; KARLINKY, V. **Modernas Técnicas de fabricação de aços undidos em fornos de indução**. Congresso de Fundição, **Anais [...]**. São Paulo: Ppg3M, 217. p. 1-24. 2017.

COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R.. **Aços e ligas especiais**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 646p. 2021.

DEKKERS et al. **Non-metallic inclusions in aluminium killed steels**. *Ironmaking and Steelmaking*, 29(6), 437-444. 2002.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. SI Metric Edition. McGraw Hill, Singapore, 1988.

EPRI (Electric Power Research Institute). **Power Quality for Induction Melting in Metals Production**. EUA. 1999.

FALCONI, V. C. **Tecnologias de Fabricação do Aço Líquido**. UFMG, 1980.

FINARDI, J. **Defeitos Superficiais em Aços Fundidos: Causas e Soluções**. ABM/COFUN. Joinville. 1979. (Simpósio sobre Defeitos em Peças Fundidas).

FINARDI, J. **Refino Secundário de Aço**. Conaf. São Paulo, p. 17. 1979.

FINARDI, J. **Técnicas de Refino e Fabricação de Fundidos em Aço**. Máquinas e Metais, São Paulo, p. 12-19, Julho 1979.

FINARDI, J. **Refino e Desoxidação de Aço Destinado a Peças Fundidas**. Conaf. São Paulo, p. 247 - 259. 1993.

FINARDI, J.; GUEDES, L. C. **Fluidez de Aços Fundidos. Efeito da Composição, Temperatura de Vazamento e Desoxidação**. ABM - Metalurgia, São Paulo - SP, v. 40, n. 316, p. 151 – 156, ISSN: 1775. 1984.

FINARDI, J. **Desoxidação e Controle de Inclusões em Aços para Lingotamento Contínuo na Forma de Tarugos**. ABM, Volta Redonda, RJ, pp. 265-283. 1997.

GANDHEWAR, V. R.; BANSOD S.V.; BORADDE, A. B. **Induction Furnace – A Review**. International Journal of Engineering and Technology 3 277-284. 2011.

GAYE, H. **Inclusion formation in steels**. In: Cramb A, ed. The making, shaping and treating of steel. 11th ed. Chap. 3. Pittsburgh: AIST; 2003.

GHOSH, A. **Secondary Steelmaking: Principles and Applications**. Boca Raton, FL, USA: CRC Press LCC, 2001.

GROOVER, M. P. **Introdução ao processo de fabricação**; 1. Ed – Rio de Janeiro; LTC, 737 p. 2014.

HALLIDAY, D.; RESNICK, R.; WALKER, J. **Fundamentos de Física - Eletromagnetismo**. Rio de Janeiro: Grupo Editorial Nacional, 2016.

HARTMANN, R. **Estudo do Sistema de Enchimento de Aços ao Carbono em Moldes de Areia Cuca-frio Através de Simulação Numérica**. Sociedade Educacional de Santa Catarina – SOCIESC, Instituto Superior Tupy IST, Joinville, 2012.

HOJO, M., et al. **Oxide inclusion control in ladle and tundish for producing Clean stainless steel.** The Iron and Steel Institute of Japan International, v. 36, 1996. 128-31 p.136.

HUPPES, R. M. **Estudo de Alternativas para a Identificação e Controle da Desoxidação do Aço no Forno-Panela.** Trabalho de Conclusão de Curso, Escola de Engenharia, Departamento de Metalurgia, UFRGS. 2014.

JIN-GANG, L.; HUI-CHENG, Y.; LIU, L.; XIN-HUA, W. **Water modeling of optimizing tundish flow field.** Journal of Iron and Steel Research, v. 14, 2007. 13-9p.

JONES J. A. T.; BOWMAN, B.; LEFRANK, P. A. **Electric Furnace Steelmaking;** The Making, Shaping and Treating of Steel, RJ Fruehan, The AISE Steel Foundation: Pittsburgh, p. 525-660. 1998.

KEMENY, F. **Review of Deoxidation Practice.** Carbon and Low Alloy Research Committee. Crystal Lake, IL: Steel Founders' Society of America. 1990.

KIESSLING, R.; LANGE, N. **Non metallic inclusions in steels.** London: The Metals Society, 1968.

KIMINAMI, C.; CASTRO, W.; OLIVEIRA, Ma. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálico.** São Paulo: Blucher, 235p. 2013.

LAKHTIN, Y.; WEINSTEIN, N. **Engineering physical metallurgy.** University Press of the Pacific, ISBN: 0898750857. 2000.

LENHARD, R.; MALCHO, M.; KADUCHOVÁ, K. **Numerical simulation of induction heating thick-walled tubes.** MATEC Web of Conferences. 168. 02004. 2018. DOI: 10.1051/mateconf/201816802004.

MA, Z. **Control of Nonmetallic Inclusions in Continuously Cast Steels in View of Macro-cleanliness, Castability, Precipitation Modification and Grain Refinement.** Dissertação de pós doutorado, Technischen Universität Bergakademie Freiberg, Alemanha, 2001.

MACHADO, F. D. **Modelagem física de remoção de inclusões em distribuidor de lingotamento contínuo de tarugos.** Porto Alegre: Escola de Engenharia da UFRGS, 2014.

MALISHEV, A.; NIKOLAIEV, G.; SHUVALOV, Y.. **Tecnologia dos Metais.** São Paulo: Mestre Jou, 444 p. 1970.

MAMEDE F.J. **Instalações elétricas industriais.** São Paulo: GEN - Grupo Editorial Nacional Participações S/A, 2017.

MAPELLI, C. **Non-metallic inclusions and clean steel.** *Metall. Ital*, 100, 43–52. 2008.

MANDAL, S. K. **Steel Metallurgy: Properties, Specifications and Applications.** New York: McGraw-Hill Education, 2015.

MARTINEWSKI, S. S.; MARCCON, L.; BIELEFELDT, W. V. **Estudo de inclusões não-metálicas em aço de construção mecânica.** Engenharia Metalúrgica e de Materiais. UFRGS, Porto Alegre, RS. 2005.

MAZUMDAR, D.; GUTHRIE, R. I. L. **Hydrodynamic modeling of some gas injection procedures in ladle metallurgy operations.** *Metall Mater Trans B*, 16, p. 83–90, 1985.
<https://doi.org/10.1007/BF02657492>

MEDEIROS, S. M. **Verificação do efeito do teor de alumínio na ligotabilidade, na limpeza inclusionária e no tamanho de grão do aço DIN 38B3.** 2014. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

MENDONÇA, A. F. G. **Avaliação do efeito da injeção de gás sobre a flotação de inclusões em um distribuidor de lingotamento contínuo.** Belo Horizonte, Universidade Federal de Minas Gerais, 2016.

NASCIMENTO, R. P. **Remoção de inclusões não-metálicas do aço líquido através do borbulhamento de argônio pelo fundo do distribuidor de lingotamento contínuo da ArcelorMittal Tubarão.** Ouro Preto: Escola de Engenharia da UFOP, 2008. 17; 55-69p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia de Materiais).

NETO, M. F. **Análise de inclusões não-metálicas em aço de baixo carbono desoxidado ao alumínio produzido por lingotamento contínuo.** Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. Tese de mestrado. 216p. 2001.

NEVES, L. **Modelamento matemático do escoamento multifásico no degaseificador RH e no distribuidor de lingotamento contínuo.** Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, Junho, 2012. 96-101. 131p.

PAUL, K. **Casting: Inclusion-Forming Reactions.** 19.ed. ASM Handbook, vol.15, 1992. p.190-211.

PEREIRA, R. O. S. **Modelamento matemático do escoamento turbulento, da transferência de calor e da solidificação no distribuidor e na máquina de lingotamento contínuo.** Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2004. 220p.

PICKERING, F. B. **The Effect of Composition and Microstructure on Ductility and Toughness, in Toward Improved Ductility and Toughness.** Climax Molybdenum Comp., Kyoto, p. 9-31. 1971.

QIANG, Y.; ZONG-SHU, Z., QIN-FU, H. **Aggregation kinetics of inclusions in swirling flow tundish for continuous casting.** Journal of Iron and Steel Research International, v. 17, 2010. 06-10p.

QIANG, Y.; ZONG-SHU, Z.; QIN-FU, H.; ZHOU, C. **Water modeling of swirling flow tundish for steel continuous casting.** Journal of Iron and Steel Research International, v. 16, 2009. 17-22p.

RAY, S. K. **Studies to predict steel quality to predict steel quality in a 4 strand delta shaped tundish.** Montreal: McGill University, 2006.

RIZZO, E. **Introdução aos Processos de Refino Secundário dos Aços,** Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 2006.

ROGLER, J. P. **Modeling of inclusion removal in a tundish by gas bubbling.** Tese de mestrado, Ryerson University, Toronto, Canadá, 2004.

ROGLER, J. P.; HEASLIP, L. J.; MEHRVAR, M. **Physical modelling of inclusions removal in a tundish by gas bubbling.** Canadian Metallurgical Quarterly, v. 44, 357-68p. 2005.

RUDNEV, V.; LOVELESS, D.; COOK, R.; BLACK, M. **Handbook of Induction Heating.** Nova Iorque, 2002.

SAHAI, Y.; EMI, T. **Melt flow characterization in continuous casting tundishes.** ISIJ International, vol. 36, Nº 6, 1996, 667-672p.

SAHAI, Y.; EMI, T. **Tundish Technology for Clean Steel Production.** 10.1142/6426. 2007.

SESHADRI, V., TAVARES, R. P., SILVA, C. A., SILVA, I. A. **Fenômenos de Transporte: fundamentos e aplicações nas Engenharias Metalúrgica e de Materiais.** 1ª Ed. São Paulo: ABM, Cap. 7, 2010. 208p. ISBN:978-85-7737-035-1.

SILVA, P. H. R. **Análise da remoção de inclusões do aço durante o esgotamento da panela após injeção de gás inerte através de modelamento físico.** Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia. 2018.

SOARES, G. A. **Fundição: mercado, processos e metalurgia.** COPPE/UFRJ. Rio de Janeiro, p. 123. 2000.

SODER, M. **Growth and Removal of Inclusions During Ladle Stirring**. Tese de licenciatura, Department of Materials Science and Engineering, Royal Institute of Technology, Estocolmo, Suécia, 2001.

SZEKELY, J.; CARLSSON, G.; HELLE, L. **Ladle Metallurgy**. 1989. Doi:10.1007/978-1-4612-3538-5.

TÂMEGA, F. **Fundição de Processos Siderúrgicos**. Londrina, 2017.

TANAKA, H.; NISHIHARA, R.; KITAGAWA, I.; TSUJINO, R. **Quantitative analysis of contamination of molten steel in tundish**. The Iron and Steel Institute of Japan International, v. 33, 1993. 1238-43p.

TANAKA, S. **Modeling inclusion behavior and slag entrainment in liquid steel processing vessels**. Montreal: McGill University, 1986. (Thesis, PhD in Mining and Metallurgical Engineering).

TAVARES, R. P. **Relatório científico do projeto de pesquisa: Modelamento matemático e físico da zona de mistura no lingotamento contínuo**. CNPq/Processo: 302.238/2004- 2. Mar. 2008.

VAN ENDER, M. A. **Formation and Morphology of non-Metallic Inclusions in luminium Killed Steel**. Tese de Doutorado, Université Catholique de Louvain, Bélgica, 2010.

VINAS, J.; KASCAK, L. **Possibilities of using welding-on technologies in crane wheel renovation**. Bulletin of Materials Science, 31(2), 125–131, 2008. DOI: 10.1007/s12034-008-0022-4.

YANG, H. L.; HE, P.; ZHAI, Y. C. **Removal Behavior of Inclusions in Molten Steel by Bubble Wake Flow Based on Water Model Experiment**. ISIJ International, Vol. 54, No. 3, p. 578 – 581, 2014.

WANG, L. et al. **Mathematical model for removal of inclusion in molten steel by injecting gas at ladle shroud.** ISIJ International, v. 45, n. 3, 331-37p. 2005.

WOLF, M. M. **Slab caster configuration and operation - A review.** In: Continuous Casting Volume Ten. 22p. 2003.

ZAMORA, I.; ALBIZU, I.; MAZON, A. J.; SAGASTABEITIA, K. J.; FERNANDEZ, E. **Harmonic Distortion in a Steel Plast With Induction Furnaces.** Department of Electrical Engineering, University of Basque Country, Espanha. 2005.

ZINN, S.; SEMIATIN, S.L. **Elements of Induction Heating: Design, Control, and Applications.** ASM International, Metals Park, Ohio. 1988.

ZHANG, L.; TANIGUSHI, S.; CAI, K. **Fluid flow and inclusion removal in continuous casting tundish.** Metallurgical and Materials Transactions, v. 31, 253-66p. 2000.

ZHANG, L.; THOMAS, B. G. **Inclusions in continuous casting of steel. XXIV National Steelmaking Symposium,** Morelia, Mich, Mexico, 26-28, 138-83p. 2003.

ZHANG, L.; THOMAS, B. G. **State of the art in the control of inclusions during steel Ingot casting.** Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 37B, 733- 61p. 2006.

ZHANG, L.; THOMAS, B. G., WANG, X.; CAI, K. **Evaluation and control of steel cleanliness.** Review 85th Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, Warrendale, PA, 431-52p. 2002.

ZHANG, M. J., et al. **Physical and mathematical modeling of inclusion removal with gas bottom-blowing in continuos casting tundish.** Journal of Mining and Metallurgy, v. 47, 37-44p. 2011.

ZHANG, Q. Y.; WANG, L. T.; XU, Z. R. **A new method of removing inclusions in molten steel by injecting gas from shroud.** The Iron and Steel Institute of Japan International, v. 46, 2006. 1177-82p.

ZHANG et al. **Basic oxygen furnace based steelmaking processes and cleanliness control at Baosteel**; Ironmaking and Steelmaking. Vol. 33, p. 129-139. 2006.