

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E MATERIAIS - PPGE3M**

MARCOS PAULO RIBEIRO

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTÊNCIA
AO DESGASTE ABRASIVO DE AÇO FUNDIDO DE BAIXO CARBONO
LIGADO AO NI-CR-MO COM ADIÇÃO DE NIÓBIO**

Porto Alegre

2020

MARCOS PAULO RIBEIRO

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTÊNCIA
AO DESGASTE ABRASIVO DE AÇO FUNDIDO DE BAIXO CARBONO
LIGADO AO NI-CR-MO COM ADIÇÃO DE NIÓBIO**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Orientador: Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha

Porto Alegre
2020

MARCOS PAULO RIBEIRO

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E RESISTÊNCIA
AO DESGASTE ABRASIVO DE AÇO FUNDIDO DE BAIXO CARBONO
LIGADO AO NI-CR-MO COM ADIÇÃO DE NIÓBIO**

Essa dissertação foi analisada e julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Processos de Fabricação e aprovada em sua forma final pelo Orientador e Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof. Dr. Eng. Alexandre da Silva Rocha

Orientador

Prof. Dr. Eng. Afonso Reguly

Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Elidio Angioletto.

Prof. Dr. Mário Wolfart Júnior.

Prof. Dr. Vinicius Karlinski de Barcellos

Dedico este trabalho as minhas amadas esposa Sílvia Tatiana S. Ribeiro e filha Thaís Tatiane Ribeiro pelo constante amor, companheirismo e incentivo ao longo desse trabalho.

AGRADECIMENTOS

A Deus por ser a fonte de serenidade e sabedoria durante todos os momentos de minha vida.

A Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela excelência no ensino, estando entre as mais bem-conceituadas universidades do Brasil e da América Latina.

Ao PPGE3M (Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais) da UFRGS pelo desenvolvimento deste trabalho de mestrado.

Ao Prof. Dr. Alexandre Rocha, pela orientação, ensinamentos e constante apoio durante em todas as fases desta dissertação.

Aos membros da banca de avaliação, Prof. Dr. Elidio Angioletto, Prof. Dr. Mário Wolfart e Prof. Dr. Vinícius Karlinski pelos excelentes comentários e observações que enriqueceram este trabalho.

A empresa USIPE, em especial aos seus diretores Emir Luiz Bressan, Cristiane Bressan Binotti e Caio Cesar Binotti pelo apoio desde o início do projeto de pesquisa, viabilizando os investimentos em recursos, laboratórios e equipe técnica para que os ensaios fossem realizados.

Aos laboratórios LACAMI (SATC) nas pessoas do Prof. Me Fábio Peruch e do Prof. Me Reginaldo Rosso, IDT (UNESC) nas pessoas do Prof. Me Mateus Milanez e da Prof^a. Dra. Sabrina Arcaro pela realização de alguns dos ensaios.

Aos colegas de USIPE, em especial ao time da Engenharia de Produtos e Processos, que ajudaram em cada etapa prática do trabalho, em especial na fabricação dos corpos de provas e realização dos ensaios.

Ao amigo Eng^o Osvaldo da Silva Neto pela parceria ao longo de todo desenvolvimento deste mestrado, desde as aulas, até esta etapa final da dissertação.

E aqueles que são responsáveis diretos por quem eu sou hoje (pessoal e profissional): minha mãe Laida que sempre priorizou meus estudos, mesmos em tempos difíceis; minhas amadas esposa Sílvia Tatiana e filha Thaís Tatiane pelo carinho e compreensão nos momentos necessários para estudos, pesquisas e elaboração desta dissertação, apoiando e incentivando em todos os momentos.

A todos, meu sincero muito obrigado!

RESUMO

No segmento de mineração e siderurgia, muitos componentes fundidos são utilizados para aplicação que envolvem desgaste abrasivo e impacto combinados. Muitas vezes esses componentes são revestidos, onde a utilização de aços baixa liga e com baixo teor de carbono torna-se uma vantagem. Os aços de baixa liga mais utilizados são ligados ao Ni-Cr-Mo, onde com tratamento térmico adequado, as propriedades mecânicas de dureza, impacto e resistência ao desgaste abrasivo atingem valores com boas performances operacionais. No entanto visando otimizar essas propriedades e aumentar a vida útil destes componentes, nesta dissertação analisou-se os efeitos da adição de nióbio em 3 faixas distintas, entre 0,10% Nb até 0,40% Nb em massa, em um aço fundido baixa liga ao Ni-Cr-Mo, sem, no entanto, alterar os tratamentos térmicos praticados. Após seguir a metodologia e ensaios, foram avaliados os resultados da tensão máxima e de escoamento, alongamento, redução de área, dureza, energia absorvida ao impacto, resistência ao desgaste abrasivo e as modificações nas microestruturas das ligas com adição de Nb. Os resultados demonstraram que as adições de Nb aumentaram os limites para tensão máxima e de escoamento com queda no alongamento e redução de área. Foram constatadas também aumentos da dureza e da resistência ao desgaste abrasivo. Todos esses resultados tem relatos na literatura, confirmando a influência do Nb no refino da microestrutura e melhorando as propriedades mencionadas. Entretanto, a energia absorvida ao impacto teve seu melhor resultado na menor faixa de Nb (0,10%-0,20%), apresentando queda com aumento do percentual de Nb na liga (acima de 0,20%). Com aumento do percentual de Nb, os carbonetos NbC se precipitaram e aglomeraram no contorno de grãos, fragilizando estas ligas. Por fim com base nas propriedades obtidas, foi possível enquadrar 2 das 3 ligas com Nb de acordo com as propriedades mecânicas definidas na norma ASTM A148, especificação para aços fundidos de alta resistência. Com base nestas conclusões, há oportunidades de desenvolvimento de produtos em aço fundido de baixa liga com adição de Nb nos componentes consumidos pelas indústrias de mineração e siderurgia.

Palavras chaves: Aço fundido baixa liga; Nióbio; Propriedades mecânicas; Resistência ao impacto; Resistência ao desgaste abrasivo.

EVALUATION OF MECHANICAL PROPERTIES AND ABRASIVE WEAR RESISTANCE IN A LOW-ALLOY CAST STEEL WITH ADDITIONS OF NIOBIUM

ABSTRACT

In the mining and steel industry, many casting parts are used for applications with abrasive wear and impact. Often these parts are coated, so the use of low alloy cast steel is very common. The most steel commonly used Ni-Cr-Mo cast steel, which with appropriate heat treatment, the mechanical properties, hardness, toughness and abrasive wear resistance had been good performances. However, it is possible to optimize these characteristics and increase the useful life of these components, analyzing the effects of the addition of Niobium in 3 different bands (between 0,10% to 0,40% Nb in weight), in a low-alloy cast steel, without, however, changing the heat treatment practiced. After following the methodology and the tests, the results for tensile strength and yield point, elongation, reduction of area, hardness, impact requirements, abrasive wear resistance and changes in the microstructures of alloys with the addition of Nb were evaluated. The results demonstrated that as the Nb additions increased the strength and yield limits, but decreased elongation and reduction of area. Improvements were also noted in hardness and abrasive wear resistance. All of these results are in accordance with the literature and confirmation of the influence of Nb in the refining of the microstructure improving the mentioned properties. However, the impact energy had its best result in the lower Nb range (0,10%-0,20% Nb), with lower results with increased percentage of Nb (above 0,20% Nb). It was found that with an increase in Nb, the formed NbC carbides tend to agglomerate in the grain contour, weakening these alloys in this test. Finally, based on the selected properties, it was possible to define 2 of the 3 alloys with Nb according to the mechanical properties used in the ASTM A148, standard specification for high strength steel casting. Based on these conclusions, there are many opportunities to develop products in low alloy cast steel with the addition of Nb in the main components consumed by the mining and steel industries.

Palavras chaves: Low-alloy cast steel; Niobium; Mechanical properties; Toughness; Abrasive wear resistance.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 1: Influência do níquel na tenacidade e dureza de um aço baixa liga Ni-Cr-Mo temperado e revenido.. | 7 |
| Figura 2: Ação relativa de alguns elementos de liga que se dissolvem na ferrita no sentido de aumentar sua dureza.. | 8 |
| Figura 3: Efeito do percentual de nióbio na resistência a tração e de escoamento em aços baixa liga normalizados contendo 0,18%C (linha sólida) e 0,08%C (linha tracejada).. | 9 |
| Figura 4: Efeito do carboneto de nióbio na resistência ao escoamento devido vários tamanhos das partículas de carbonetos de nióbio. | 10 |
| Figura 5: Micrografia de aço baixa liga martensítico ligado ao CrMo. a) sem adição de nióbio e b) com adição de 0,05% de nióbio. | 11 |
| Figura 6: Diagrama de transformação isotérmica para um aço liga SAE 4340: A, austenita; B, bainita; P, perlita; M, martensita; F, ferrita. | 12 |
| Figura 7: a) Micrografia 500x de uma estrutura perlítica; b) Ilustração esquemática do mecanismo de nucleação e crescimento da perlita. | 13 |
| Figura 8: Micrografia 1 μ m de uma estrutura bainita; d) Ilustração esquemática do mecanismo de nucleação e crescimento da bainita. | 14 |
| Figura 9: Relação da dureza da microestrutura martensítica em função do percentual de carbono na composição.. | 15 |
| Figura 10: Região de formação de martensita em ripas, placas e combinação entre elas em função do percentual de carbono da liga e da temperatura de transformação. | 16 |
| Figura 11: a) Micrografia 50 μ m de uma estrutura formada por martensita em placas em aço com 1,2%C; b) Micrografia 1 μ m de uma estrutura formada por martensita em ripas em aço com 0,2%C.. | 16 |
| Figura 12: Faixa típica de normalização para aços comuns.. | 17 |
| Figura 13: Representação esquemática da curva TTT para tratamento térmico de normalização. | 18 |
| Figura 14: Representação esquemática da curva TTT para tratamento térmico de têmpera. | 19 |

| | |
|--|----|
| Figura 15: Influência da temperatura da água na velocidade de resfriamento durante a têmpera..... | 20 |
| Figura 16: Representação esquemática da curva TTT para tratamento térmico de têmpera com taxa de resfriamento insuficiente para formação de estrutura martensítica..... | 21 |
| Figura 17: a) Efeito da taxa de resfriamento na formação da microestrutura de um aço baixa liga microligado ao Nb; b) Microestrutura bainítica e martensítica; c) Microestrutura martensítica..... | 21 |
| Figura 18: Influência do Intervalo de tempo no revenido de um aço com 0,82% C, realizado a quatro temperaturas diferentes..... | 23 |
| Figura 19: Influência da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas do aço baixa liga SAE 4340..... | 24 |
| Figura 20: Influência da temperatura de revenido na energia de impacto de um aço SAE 4140..... | 24 |
| Figura 21: Região de fragilidade do revenido em função da temperatura de revenimento e do percentual de carbono na liga.. | 25 |
| Figura 22: Representação esquemática da influência da dureza da partícula abrasiva na perda de massa do material em contato.. | 26 |
| Figura 23: Representação esquemática de desgaste abrasivo à 2 e 3 corpos. | 27 |
| Figura 24: Representação esquemática de desgaste erosivo..... | 28 |
| Figura 25: Representação esquemática de perda de massa em função do tamanho médio, força aplicada e velocidade de colisão das partículas abrasivas.. | 28 |
| Figura 26: Fluxograma representativo da sequência de obtenção dos corpos de provas e ensaios das ligas fundidas com e sem nióbio. | 29 |
| Figura 27: Forno à indução utilizado para fusão dos corpos de provas. | 30 |
| Figura 28: Simulação de fundição dos blocos de corpos de prova; a) tempo de solidificação; b) porosidade e c) micro porosidade.. | 31 |
| Figura 29: Esquema das regiões de corte dos corpos de provas no bloco fundido, sendo a) inteiro e B) serrados antes da usinagem final.. | 32 |
| Figura 30: Dimensões do corpo de prova do ensaio de tração. | 32 |
| Figura 31: Dimensões do corpo de prova do ensaio de Charpy..... | 33 |
| Figura 32: Corpos de provas para ensaio de tração (a) e de ensaio Charpy (b)..... | 33 |
| Figura 33: Dimensões do corpo de prova do ensaio de abrasão. | 34 |

| | |
|--|----|
| Figura 34: Corpos de provas para ensaio de abrasão, sendo (a) liga Nb1 (b) liga Nb2. | 34 |
| Figura 35: a) Forno Jung tipo carro 12 ton, 1100°C - gás natural; b) Carga de normalização dos corpos de prova. | 36 |
| Figura 36: Ciclo A: tratamento térmico de normalização..... | 36 |
| Figura 37: a) Forno elétrico Jung tipo mufla 200 kg, 1100°C; b) Tanque para resfriamento em água;. | 37 |
| Figura 38: Tratamento térmico de têmpera com resfriamento em água (ciclo B)..... | 37 |
| Figura 39: Ciclo C: tratamento térmico de revenimento com 400°C..... | 39 |
| Figura 40: Desenho esquemático de funcionamento do equipamento utilizado no ensaio de desgaste abrasivo..... | 41 |
| Figura 41: Areia IPT 50 utilizada no ensaio de abrasão vista em imagem MEV com diâmetro médio e esfericidade.. | 41 |
| Figura 42: Variação do percentual dos principais elementos de ligas na composição dos aços em estudo. | 46 |
| Figura 43: Variação da microdureza (HV) em função da liga fundida. | 47 |
| Figura 44: Microestrutura da liga Ref, ataque Villela, ampliação 500x..... | 48 |
| Figura 45: Espectro referente à composição química média da matriz da liga Ref via EDS..... | 48 |
| Figura 46: Mapa da composição química da liga Ref, contendo níquel, cromo e molibdênio..... | 49 |
| Figura 47: Análise de fases através de DRX da liga Ref..... | 50 |
| Figura 48: Microestrutura da liga Nb1, ataque Villela, ampliação 500x..... | 50 |
| Figura 49: Microestrutura da liga Nb1, ataque Villela, ampliação 1000x..... | 51 |
| Figura 50: Análise de fases através de DRX da liga Nb1..... | 51 |
| Figura 51: Microestrutura da liga Nb2, ataque Villela, ampliação 500x..... | 52 |
| Figura 52: Microestrutura da liga Nb2, ataque Villela, ampliação 1000x..... | 52 |
| Figura 53: Análise de fases através de DRX da liga Nb2..... | 53 |
| Figura 54: Microestrutura da liga Nb3, ataque Villela, ampliação 500x..... | 53 |
| Figura 55: Microestrutura da liga Nb3, ataque Villela, ampliação 1000x..... | 54 |
| Figura 56: Análise de fases através de DRX da liga Nb3..... | 54 |

| | |
|---|----|
| Figura 57: Mapa da composição química da liga Nb3, onde: a) área analisada; b) distribuição dos elementos; c) ferro; d) carbono; e) cromo; f) molibdênio; g) níquel e h) nióbio. | 55 |
| Figura 58: Espectro referente à composição química média da matriz da liga Nb3 via EDS..... | 56 |
| Figura 59: Contornos de grãos das ligas com nióbio comparadas com referência, ataque ácido pícrico saturado; a) tamanho de grãos da liga Ref; b) tamanho de grãos da liga Nb1; c) tamanho de grãos da liga Nb2; d) tamanho de grãos da liga Nb3. | 57 |
| Figura 60: Variação dos tamanhos de grãos em função das ligas..... | 57 |
| Figura 61: Variação da dureza (HB) em função da liga fundida..... | 59 |
| Figura 62: Relação entre a dureza (HB) e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas.. | 59 |
| Figura 63: Variação do limite de escoamento (MPa) em função da liga fundida..... | 60 |
| Figura 64: Relação entre o limite de escoamento (MPa) e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas.. | 61 |
| Figura 65: Variação da tensão máxima (MPa) em função da liga fundida. | 61 |
| Figura 66: Relação entre a resistência à tração (MPa) e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas. | 62 |
| Figura 67: Variação do alongamento (%) em função da liga fundida..... | 63 |
| Figura 68: Relação entre o alongamento (%) e o percentual de nióbio na composição das ligas estudadas.. | 63 |
| Figura 69: Variação da redução de área (%) em função da liga fundida..... | 64 |
| Figura 70: Variação da energia de impacto (J) em função da liga fundida..... | 65 |
| Figura 71: Relação entre a energia de impacto (J) e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas.. | 65 |
| Figura 72: Sobreposição das curvas das características mecânicas obtidas nos ensaios..... | 66 |
| Figura 73: Variação do volume perdido ajustado (mm ³) do ensaio de desgaste abrasivo em função da liga fundida..... | 68 |
| Figura 74: Relação entre o volume perdido ajustado (mm ³) do ensaio de desgaste abrasivo e a dureza (HB) das ligas estudadas..... | 69 |

| | |
|---|----|
| Figura 75: Relação entre o volume perdido ajustado (mm^3) do ensaio de desgaste abrasivo e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas..... | 69 |
| Figura 76: Comparação da resistência ao desgaste abrasivo das ligas com adição de nióbio em relação a liga referência Ref..... | 70 |
| Figura 77: Gráfico tempo x temperatura da corrida de normalização com patamar de 900°C e resfriamento ao ar calmo..... | 77 |
| Figura 78: Gráfico tempo x temperatura da corrida de têmpera com patamar de 900°C e resfriamento em água.. .. | 77 |
| Figura 79: Gráfico tempo x temperatura da corrida de revenimento com patamar de 400°C e resfriamento ao ar..... | 78 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1: Valores mínimos para as propriedades mecânicas de aços fundidos de alta resistência. | 5 |
| Tabela 2: Valores mínimos para a energia de impacto de aços fundidos de alta resistência. | 6 |
| Tabela 3: Influência dos elementos de ligas em aços de baixa liga. | 8 |
| Tabela 4: Faixa de composição química do aço fundido de referência (% em massa). | 30 |
| Tabela 5: Composição química das ligas com adição de nióbio (% em massa). | 31 |
| Tabela 6: Sequência dos tratamentos térmicos por tipo de liga. | 34 |
| Tabela 7: Temperaturas (°C) calculadas para linha Ac3 do diagrama Fe-FeC das ligas em estudo. | 35 |
| Tabela 8: Temperaturas (°C) calculadas para linha A1 do diagrama Fe-FeC das ligas em estudo. | 38 |
| Tabela 9: Propriedades físicas da areia IPT 50 utilizada no ensaio de desgaste abrasivo..... | 42 |
| Tabela 10: Reagentes utilizados para ataque químico da amostra..... | 43 |
| Tabela 11: Resultados das análises químicas das ligas em estudo (% em massa).. | 45 |
| Tabela 12: Resultados obtidos nos ensaios das propriedades mecânicas citadas na norma ASTM A148..... | 67 |
| Tabela 13: Valores encontrados nas medições da macro-dureza (HB). | 79 |
| Tabela 14: Valores encontrados nos ensaios de tração para determinação da tensão máxima..... | 79 |
| Tabela 15: Valores encontrados nos ensaios de tração para determinação da tensão de escoamento..... | 80 |
| Tabela 16: Valores encontrados nos ensaios de tração para determinação do alongamento. | 80 |
| Tabela 17: Valores encontrados nos ensaios de tração para determinação da redução de área..... | 81 |
| Tabela 18: Valores encontrados nos ensaios de Charpy para determinação da energia de impacto..... | 81 |
| Tabela 19: Valores para determinação da resistência ao desgaste e perda de volume no ensaio de abrasão..... | 82 |

| | |
|---|----|
| Tabela 20: Valores para determinação da microdureza Vickers (HV)..... | 83 |
|---|----|

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

| | |
|---------------------|---|
| ABNT | Associação Brasileira de Normas Técnicas. |
| A ₁ | Temperatura de transformação da eutetóide. |
| A ₃ | Temperatura de transformação da hipoeutetóide. |
| A _{Cm} | Temperatura de transformação da hipereutetóide. |
| ASTM | <i>American Society for Testing and Materials.</i> |
| CNC | Comando numérico computadorizado |
| CP | Corpo de prova. |
| D | diâmetro da roda de borracha |
| EDS | Espectroscopia por energia dispersiva |
| Fe ₃ C | Carboneto de ferro (Cementita) |
| Kgf/mm ² | Quilograma força por milímetro quadrado |
| HB | Dureza <i>Brinell</i> . |
| HCl | Ácido clorídico |
| HRC | Dureza <i>Rockwell C</i> |
| HV | Dureza <i>Vickers</i> |
| J | Joules |
| g/min | gramas por minuto |
| IPT | Instituto de Pesquisas Tecnológicas |
| MEV | Microscópio eletrônico de varredura |
| M _i | Temperatura de início da transformação martensítica |
| M _f | Temperatura de fim da transformação martensítica |
| ml | Mililitro |
| mp | Massa perdida |
| MPa | Mega Pascal |
| N | Newton |
| NbC | Carboneto de nióbio |
| NBR | Norma Brasileira Regulamentadora. |
| s | Segundo. |
| SAE | <i>Society of Automotive Engineers.</i> |
| TTT | Curva: temperatura – tempo – transformação |
| vp | Volume perdido |
| vpa | Volume perdido ajustado |

LISTA DE SÍMBOLOS

| | |
|-----------|-------------------------------|
| °C | Graus Celsius. |
| α | Ferrita abaixo de 912°C |
| δ | Ferrita entre 1394°C e 1530°C |
| φ | Austenita |
| ρ | Densidade |

SUMÁRIO

| | |
|---|-----|
| RESUMO..... | V |
| ABSTRACT | VI |
| LISTA DE FIGURAS | VII |
| LISTA DE TABELAS | XII |
| LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS | XIV |
| LISTA DE SÍMBOLOS..... | XV |
| 1. INTRODUÇÃO | 1 |
| 2. OBJETIVOS | 3 |
| 2.1 Objetivos específicos | 3 |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 4 |
| 3.1 Aços fundidos de baixa liga e alta resistência mecânica | 4 |
| 3.1.1 Aços de baixa liga: efeitos dos elementos de liga | 6 |
| 3.1.2 Nióbio | 9 |
| 3.2 Tratamento térmico em aços baixa liga..... | 11 |
| 3.2.1 Decomposição da austenita em perlita | 12 |
| 3.2.2 Decomposição da austenita em bainita | 13 |
| 3.2.3 Decomposição da austenita em martensita | 14 |
| 3.2.4 Normalização..... | 16 |
| 3.2.5 Têmpera | 18 |
| 3.2.6 Revenimento..... | 22 |
| 3.2.7 Fragilidade do Revenido..... | 25 |
| 3.3 Desgaste | 26 |
| 3.3.1 Desgaste abrasivo | 27 |
| 3.3.2 Desgaste erosivo | 27 |
| 4. METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL | 29 |
| 4.1 Materiais utilizados..... | 30 |
| 4.2 Tratamento Térmico..... | 34 |
| 4.2.1 Normalização..... | 35 |
| 4.2.2 Têmpera | 37 |
| 4.2.3 Revenimento..... | 38 |
| 4.3 Caracterização Mecânica e Metalúrgica | 39 |
| 4.3.1 Análise química | 39 |
| 4.3.2 Ensaio de dureza | 39 |
| 4.3.3 Ensaio de tração e Charpy | 40 |
| 4.3.4 Ensaio de desgaste..... | 40 |
| 4.3.5 Análise metalográfica | 43 |

| | | |
|-------|--|----|
| 4.3.6 | Análise de microdureza..... | 43 |
| 4.3.7 | Análise por microscopia eletrônica de varredura | 44 |
| 4.3.8 | Análise por difração de raio X | 44 |
| 5. | RESULTADOS E DISCUSSÕES | 45 |
| 5.1 | Análise de composição química..... | 45 |
| 5.2 | Análises metalográficas, microdureza, DRX e MEV | 46 |
| 5.2.1 | Comparativo das microdurezas obtidas das ligas avaliadas | 46 |
| 5.2.2 | Microestrutura da liga de referência | 47 |
| 5.2.3 | Microestruturas das ligas com adição de nióbio | 50 |
| 5.2.4 | Comparativo de tamanhos de grãos..... | 56 |
| 5.3 | Propriedades Mecânicas..... | 58 |
| 5.3.1 | Comparativo das durezas obtidas das ligas avaliadas | 58 |
| 5.3.2 | Comparativo do limite de escoamento obtido nas ligas avaliadas..... | 60 |
| 5.3.3 | Comparativo das resistências à tração obtidas das ligas avaliadas | 61 |
| 5.3.4 | Comparativo dos alongamentos obtidas das ligas avaliadas | 62 |
| 5.3.5 | Comparativo das reduções de áreas obtidas das ligas avaliadas | 64 |
| 5.3.6 | Comparativo das energias de impacto obtidas das ligas avaliadas..... | 64 |
| 5.3.7 | Comparativo geral analisando a sobreposição dos valores referentes às mudanças nas propriedades mecânicas das ligas avaliadas..... | 66 |
| 5.4 | Ensaio de Desgaste Abrasivo | 67 |
| 6. | CONCLUSÕES | 71 |
| 7. | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 73 |
| 8. | REFERÊNCIAS..... | 74 |
| | APÊNDICE A – CURVAS DE TRATAMENTO TÉRMICO..... | 77 |
| | APÊNDICE B – ENSAIO DE DUREZA, TRAÇÃO E IMPACTO: VALORES ENCONTRADOS PARA DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS. . | 79 |
| | APÊNDICE C – ENSAIO DE ABRASÃO: VALORES ENCONTRADOS PARA DETERMINAÇÃO DA PERDA DE VOLUME. | 82 |
| | APÊNDICE D – MEDIÇÃO DE MICRODUREZA: VALORES ENCONTRADOS PARA DETERMINAÇÃO DOS MICROCONSTITUINTES. | 83 |

1. INTRODUÇÃO

Os principais setores da economia buscam constantemente a redução de custo e o aumento da produtividade operacional de seus processos, objetivando melhor relação custo/benefício. Este cenário não é diferente nos setores de mineração e siderurgia. Estas metas são potencializadas devido a maior competitividade do mercado globalizado e a oscilação de preços das *commodities*, em especial o minério de ferro.

A necessidade de redução do desgaste por erosão (impacto por sólidos), abrasão ou a combinação destes nos componentes de equipamentos de mineração e beneficiamento de minérios são importantes fatores de custo nestes processos. Os materiais dos componentes utilizados nestes processos devem ter boa resistência ao desgaste abrasivo e erosivo, além de adequadas propriedades mecânicas. Testes de desgaste erosivo comprovam que alta dureza não é suficiente necessária para dar uma boa resistência ao impacto. As melhores resistências aos desgastes mencionados resultaram da combinação de um material de alta dureza, com alta resistência ao impacto e microestrutura homogênea. (TEERI et al, 2006).

Componentes de desgaste são normalmente fabricados em aços altamente ligados ao manganês, ferro fundido alto cromo e aços baixa liga temperados e revenidos, onde esta última família, oferece uma atrativa combinação de preço e performance em condições de desgaste erosivo quando comparados com as demais ligas citadas. (XIE, Y. et al, 2019).

Aços martensíticos ou bainíticos são avançadas alternativas de materiais para esta aplicação devido a suas altas durezas e propriedades mecânicas. A condição temperado e revenido destes materiais são uma ótima escolha para muitas aplicações industriais aumentando a vida útil dos componentes. Esforços estão sendo feitos para obtenção de aços de alta resistência utilizando elementos de liga como Nb, Ti, Mo e V, sozinho ou combinados. Entretanto o efeito do Nb adicionado para melhorar o comportamento ao desgaste erosivo em aços microligados ainda tem poucos estudos publicados a respeito. (WEN et al, 2019).

Estudos demonstram que para obtenção de aços com alta resistência, alta dureza e com alta tenacidade, podem ser obtidos com redução do tamanho de grão. Nos casos de aços baixa liga com carbono em torno de 0,20%, este efeito pode ser

obtido com uso de nióbio microligado combinado com tratamento térmico ou tratamento termomecânico. Entretanto, há ainda pouca experiência no uso de Nb microligado em aços contendo 0,3% a 0,4% de carbono. (JAVAHERI et al, 2018).

Muitas ligas, tratamentos térmicos e revestimentos superficiais são testados continuamente na busca de um melhor desempenho. Atualmente diversos materiais são utilizados para componentes de desgaste na indústria de mineração e siderurgia, tais como: aço baixa liga temperados e revenidos ou revestidos produzidos através do processo de laminação; aço baixa liga com ou sem revestimento e ferro fundido branco produzido através do processo de fundição.

Os processos de fabricação também são importantes para determinar as características mecânicas necessárias para esta aplicação e também devido à complexidade da geometria das peças. Sendo assim, o desenvolvimento de um aço baixa liga através do processo de fundição com alta resistência ao desgaste abrasivo e com resistência ao impacto combinados é uma vantagem competitiva para o aumento da vida útil e consequente redução de custo operacional.

Este estudo ficará delimitado aos aços de baixo carbono ligados ao cromo (Cr), níquel (Ni) e molibdênio (Mo) obtidos através do processo de fundição e tratados termicamente. Os aços de baixa liga ao Ni-Cr-Mo tem como característica boa temperabilidade, proporcionando alta resistência ao desgaste abrasivo, entretanto mantendo tenacidade suficiente para uma boa resistência ao desgaste erosivo (impacto). Com intuito de melhorar as propriedades mecânicas, resistência ao impacto e também a resistência ao desgaste, serão adicionados percentuais de nióbio (Nb) variando entre 0,10% e 0,40% em massa na composição destas ligas. O intuito é avaliar o efeito da adição de Nb nas propriedades mencionadas relacionando com as microestruturas obtidas.

2. OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho é desenvolver um estudo teórico e experimental para verificar as modificações de propriedades em um aço com baixo carbono e ligado ao Ni-Cr-Mo com adição de Nióbio através do processo de fundição. Assim objetivando-se otimizar as propriedades mecânicas e aumentar o desempenho de componentes utilizados em aplicações com desgaste abrasivo e erosivo (choque de sólido) combinados.

2.1 Objetivos específicos

Como objetivos específicos deste trabalho, podem-se citar:

- Avaliar a influência da adição de nióbio obtidas com 3 faixas de percentuais (entre 0,10% até 0,40% em massa) nos resultados de propriedades mecânicas e tenacidade nas ligas estudadas;
- Classificar as ligas estudadas de acordo com a norma ASTM A148 com base nos resultados das propriedades mecânicas e tenacidade, sendo elas;
 - Ref (Aço fundido baixa liga Ni-Cr-Mo): ASTM A148 gr 1140-1035L;
 - Nb1 (Aço fundido Ni-Cr-Mo 0,10%-0,20% Nb): ASTM A148 gr 1450-1240L;
 - Nb2 (Aço fundido Ni-Cr-Mo 0,21%-0,30% Nb): ASTM A148 gr 1450-1240L;
 - Nb3 (Aço fundido Ni-Cr-Mo 0,31%-0,40% Nb): ASTM A148 gr 1795-1450L.
- Avaliar a influência da adição de nióbio nos resultados de dureza e resistência ao desgaste abrasivo nas ligas estudadas;
- Avaliar os efeitos da adição de Nb nas microestruturas e no tamanho de grãos das ligas estudadas.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços fundidos de baixa liga e alta resistência mecânica

Aços fundidos de baixa liga contém adicionados ao carbono elementos de liga até 8,0% do peso total, podendo ser apenas um elemento ou mais. Numerosos tipos de aços baixa liga foram desenvolvidos com específicas aplicações, sendo elas: alta temperabilidade, aumento da resistência ao desgaste, alta resistência ao impacto e a tração, boa usinabilidade, alta dureza, alta resistência em elevada ou baixa temperaturas e melhor resistência a corrosão e oxidação quando comparados com aços fundidos ao carbono. (METALS HANDBOOK, 1993).

Aços fundidos de alta resistência mecânica cobrem tensões máximas de 1200 até 2070 MPa. Aços fundidos com estes níveis de resistências podem ter também consideráveis tenacidade e soldabilidade. Estes aços podem ser produzidos com composições ligadas e tratamento térmicos de têmperas em meios líquidos e revenimentos em baixas temperaturas (METALS HANDBOOK, 1993).

Aços baixa liga de alta resistência tiveram considerável desenvolvimento na última década após a determinação da ótima proporção de elementos de ligas que garantem uma boa combinação de resistência à tração, ductibilidade, resistência ao impacto e soldabilidade com baixo custo de fabricação. A medida mais conveniente para o desenvolvimento de aços baixa liga de alta resistência é a eliminação do carbono como elemento de formação de carbonetos devido seu efeito negativo tanto para soldabilidade como para resistência ao impacto. (ALEKSANDROV, 2005).

Fortalecer o refinamento de grãos é o caminho mais comum para melhorar simultaneamente a dureza e a tenacidade. O mais tradicional caminho para refinamento de grãos em aços é através de microligados, onde o Nb tem sido cada vez escolhido como elemento de liga para esta função devido sua forte habilidade para refinar grãos tanto no tratamento térmico de austenitização como em tratamentos termomecânicos. (JAVAHERI et al, 2018).

Um caminho para melhorar a resistência ao desgaste de aço ligados ao cromo é a adição de elementos de liga formadores de carbonetos tais como: Nb, V, W e Ti. O objetivo é obter carbonetos muito duros, porém menores do que os carbonetos de cromo. Em geral, se houver uma distribuição uniforme desses carbonetos e se eles

estiverem bem espaçados, o abrasivo não poderá penetrar efetivamente na matriz, possibilitando uma maior resistência ao desgaste e tenacidade. (CORREA, et al, 2015).

Bharat (2000) sugere diferentes materiais para operações de mineração onde há processamento de minério de ferro que envolvem desgastes. Entre os mais comuns estão os aços martensíticos, aços fundidos martensíticos, ferro fundido branco, aço fundido perlítico ou bainítico, elastômeros e borrachas.

Aços bainíticos de baixa temperatura de revenimento tem alta dureza (acima de 600 HV) e excelente resistência a propagação de trincas devido o pequeno tamanho das placas de bainita e um fino filme de austenita retida entre as placas de bainita (WEN et al, 2019).

A norma ASTM A148/A148M-05 *Standard Specification for Steel Castings, High Strength for Structural Purposes* é comumente utilizada na indústria para classificação de aços fundidos de alta resistência mecânica e ao impacto. A tabela 1 apresenta as propriedades mecânicas classificadas pela norma ASTM A148/A148M-05.

Tabela 1: Valores mínimos para as propriedades mecânicas de aços fundidos de alta resistência.

| Classe | Limite de Resistência mín ksi [MPa] | Limite de Escoamento mín ksi [MPa] | Alongamento em 50mm mín, % | Redução de Área mín, % |
|------------------------------------|--|---------------------------------------|-------------------------------|---------------------------|
| 80-40 [550-275] | 80 [550] | 40 [275] | 18 | 30 |
| 80-50 [550-345] | 80 [550] | 50 [345] | 22 | 35 |
| 90-60 [620-415] | 90 [620] | 60 [415] | 20 | 40 |
| 105-85 [725-585] | 105 [725] | 85 [585] | 17 | 35 |
| 115-95 [795-655] | 115 [795] | 95 [655] | 14 | 30 |
| 130-115 [895-795] | 130 [895] | 115 [795] | 11 | 25 |
| 135-125 [930-860] | 135 [930] | 125 [860] | 9 | 22 |
| 150-135 [1035-930] | 150 [1035] | 135 [930] | 7 | 18 |
| 160-145 [1105-1000] | 160 [1105] | 145 [1000] | 6 | 12 |
| 165-150 [1140-1035] | 165 [1140] | 150 [1035] | 5 | 20 |
| 165-150L [1140-1035L] ^B | 165 [1140] | 150 [1035] | 5 | 20 |
| 210-180 [1450-1240] | 210 [1450] | 180 [1240] | 4 | 15 |
| 210-180L [1450-1240L] ^B | 210 [1450] | 180 [1240] | 4 | 15 |
| 260-210 [1795-1450] | 260 [1795] | 210 [1450] | 3 | 6 |
| 260-210L [1795-1450L] ^B | 260 [1795] | 210 [1450] | 3 | 6 |

Fonte: ASTM A148/A148-05 (2005).

A norma ASTM A148/A148M-05 apresenta para 3 classes específicas os valores mínimos para a energia de impacto utilizando ensaio de Charpy com entalhe em V. A temperatura do ensaio é de -40% +/- 1°C. A tabela 2 apresenta as classes 1140-1035L, 1450-1240L e 1795-1450L com os respectivos valores mínimos para a energia de impacto em Joules.

Tabela 2: Valores mínimos para a energia de impacto de aços fundidos de alta resistência.

| Classe | 165-150L [1140- 1035L] | 210-180L [1450- 1240L] | 260-210L [1795- 1450L] |
|--|------------------------------|------------------------------|------------------------------|
| Valor de energia, ft.lbf [J] mín. valor para 2 corpos de prova e média mínima de 3 corpos de prova | 20 [27] | 15 [20] | 6 [8] |
| Valor de energia, ft.lbf [J] mín. para 1 corpo de prova | 16 [22] | 12 [16] | 4 [5] |

Fonte: ASTM A148/A148-05 (2005).

3.1.1 Aços de baixa liga: efeitos dos elementos de liga

Cada elemento químico influencia de forma específica as propriedades dos aços. Os principais elementos de ligas utilizados em aços adicionados de forma simples ou em combinação são níquel, cromo, manganês, molibdênio, vanádio, nióbio, silício e cobalto. (RAZZAK, 2011).

O Níquel (Ni) confere ao aço maior penetração de têmpera, pois diminui consideravelmente a velocidade crítica de resfriamento. O níquel quando ligado ao cromo (Cr), aumenta a tenacidade e a resistência à fadiga do aço. Em grandes teores, junto ao cromo, torna o aço resistente à corrosão e ao calor. Influid diretamente para que o grão se torne mais fino. Não é elemento formador de carbonetos (METALS HANDBOOK, 1993).

A figura 1 apresenta o resultado da influência do níquel em um aço médio carbono e baixa liga Ni-Cr-Mo temperado e revenido. Com o aumento do percentual de níquel há um aumento na tenacidade, porém a dureza aumenta até o percentual de 1,74%Ni e depois começa a decrescer quando o percentual chega a 2,43%Ni. (XIE, Y. et al, 2019).

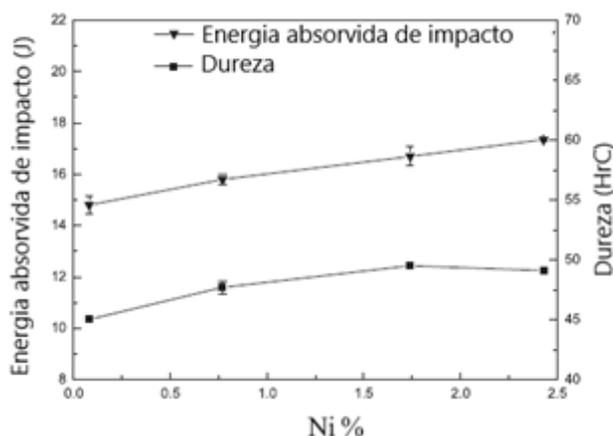


Figura 1: Influência do níquel na tenacidade e dureza de um aço baixa liga Ni-Cr-Mo temperado e revenido. Fonte: Xie, Y, et al (2019).

O Cromo (Cr) é um forte formador de carbonetos em um aço. É geralmente adicionado ao aço com intuito de aumentar a resistência à corrosão e oxidação, aumentar a temperabilidade, resistência em altas temperaturas e a resistência à abrasão. (METALS HANDBOOK, 1993).

O molibdênio (Mo) aumenta a resistência a quente e em presença do níquel e do cromo, aumenta o limite de resistência à tração e ao escoamento. O molibdênio dificulta o forjamento, porém melhora a temperabilidade, a resistência à fadiga e as propriedades magnéticas. Exerce notável influência nas propriedades de solda. É elemento formador de carbonetos. Com percentuais entre 0,15% e 0,30% minimiza a suscetibilidade do aço a fragilidade ao revenido (METALS HANDBOOK, 1993).

Os elementos de ligas adicionados ao aço aumentam a dureza da ferrita e como consequência sua resistência mecânica antes mesmo de qualquer tratamento térmico. Porém este aumento faz com que a ductilidade do aço diminua de forma sensível. A figura 2 mostra esta influência (CHIAVERINI, 2005).

Com relação a austenita, o aquecimento dos aços à temperatura de austenitização retém em solução todos os elementos de liga que estavam previamente dissolvidos na ferrita. Desta forma praticamente não há alteração das propriedades da austenita, apenas tornando-a um pouco mais dura ou resistente à deformação (CHIAVERINI, 2005).

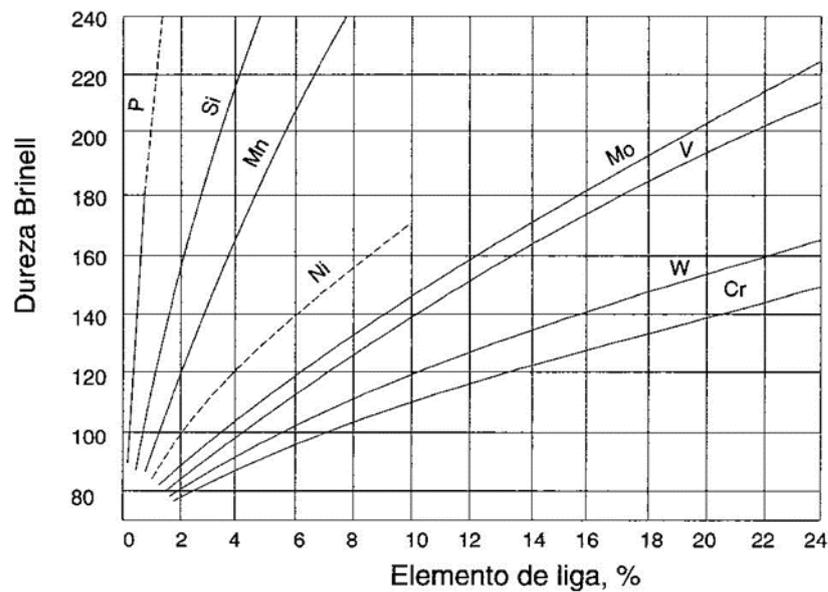


Figura 2: Ação relativa de alguns elementos de liga que se dissolvem na ferrita no sentido de aumentar sua dureza. Fonte: Chiaverini (2005).

A tabela 3 apresenta de forma resumida a influência dos elementos de ligas em um aço de baixa liga.

Tabela 3: Influência dos elementos de ligas em aços de baixa liga.

| Elemento | Solubilidade sólida | | Influência sobre a ferrita | Influência sobre a austenita (endurecibilidade) | Influência exercida através dos carbonetos | | Principais funções |
|-----------------|---------------------|-------------------|--|--|--|--|---|
| | No ferro γ | No ferro α | | | Tendência formadora de carbonetos | Ação durante o revenido | |
| Cromo (Cr) | 12,8% | Sem limites | - Endurece ligeiramente - Aumenta a resistência à corrosão | - Aumenta a endurecibilidade moderadamente | Maior que o Mn e menor que o W | Moderada e resiste à diminuição de dureza | - Aumenta a resistência à corrosão e à oxidação; - Aumenta a endurecibilidade; - Melhora a resistência a altas temperaturas; - Resiste ao desgaste. |
| Manganês (Mn) | Sem limites | 3% | - Endurece acentuadamente; - Reduz a plasticidade | - Aumenta a endurecibilidade moderadamente. | Maior que o Fe e menor do que o Cr. | Muito pequena nos teores normais. | - Contrabalança a fragilidade devida ao enxofre (S); - Aumenta a endurecibilidade economicamente. |
| Molibdênio (Mo) | 3% | 37,5% | - Produz o sistema endurecível por precipitação nas ligas Fe-Mo. | - Aumenta a endurecibilidade fortemente (Mo > Cr) | Forte: maior que o Cr | Opõe-se à diminuição de dureza criando a dureza secundária | - Produz maior profundidade de endurecimento; - Contrabalança a tendência à fragilidade de revenido; - Eleva a dureza a quente, a resistência a quente e a fluência; - Forma partículas resistentes à abrasão. |
| Níquel (Ni) | Sem limites | 10% | - Aumenta a resistência e a tenacidade por solução sólida | - Aumenta a endurecibilidade, mas tende a reter a austenita com C mais elevado | Negativa (grafitiza) | Muito pequena em teores baixos. | - Aumenta a resistência de aços recozidos; - Aumenta a tenacidade de aços ferríticos-perlíticos; |
| Fósforo (P) | 0,5% | 2,8% | - Endurece fortemente por solução sólida | - Aumenta a endurecibilidade. | Nenhuma | - | - Aumenta a resistência de aços de baixo C; - Aumenta a resistência à corrosão; |
| Silício (Si) | 2% | 18,5% | - Endurece com perda de plasticidade (Mn < Si < P) | - Aumenta a endurecibilidade moderadamente. | Negativa (grafitiza) | Sustenta a dureza por solução sólida | - Desoxidante; - Aumenta a resistência à oxidação; - Aumenta a resistência de aços de baixo teor de liga. |

Fonte: Chiaverini (2005).

Os elementos de liga também influenciam a faixa de temperatura de formação da martensita e sua dureza. A temperatura de fim de formação da martensita é muito importante, pois representa a transformação total da austenita, de modo que se houver condições para a mesma não ser atingida, ficará certa quantidade de austenita retida (CHIAVERINI, 2005).

3.1.2 Nióbio

A capacidade do nióbio para aumentar a resistência a tração e ao impacto tem sido comprovada por muitos pesquisadores. Aços microligados com 0,02% em massa Nb aumentam o limite de ruptura por cerca de 100 Mpa, sendo equivalente ao uso de 3% de manganês na composição. Nióbio é preferencialmente utilizado para obtenção de boa resistência ao impacto, com o aço tendo uma estrutura parcialmente bainítica (ALEKSANDROV, 2005). A figura 3 apresenta esta relação.

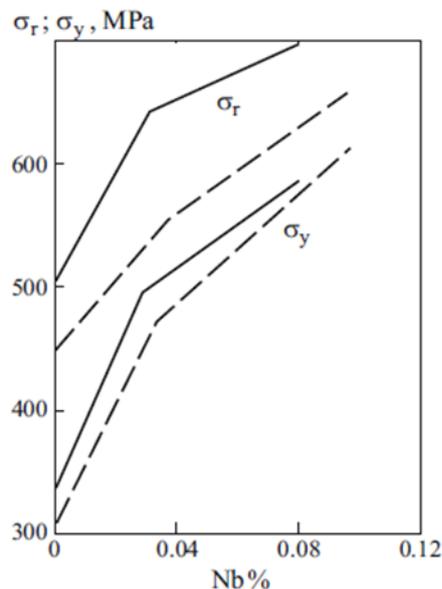


Figura 3: Efeito do percentual de nióbio na resistência a tração e de escoamento em aços baixa liga normalizados contendo 0,18%C (linha sólida) e 0,08%C (linha tracejada). Fonte: Aleksandrov (2005).

O nióbio atua como elemento estabilizador da ferrita, diminuindo a temperatura de transformação A_3 , sendo assim em pequenas quantidades, atua como elemento estabilizador da austenita (GUPTA e SURI, 1993).

Gladman (1997) afirma que o nióbio pode aumentar a resistência dos aços através do refino dos grãos, por solução sólida. Entretanto Itman et al. (1997) acredita

que o nióbio proporciona o aumento de resistência através do mecanismo de precipitação, sendo as propriedades mecânicas fortemente influenciadas pelo tamanho do grão ferrítico na microestrutura final.

Aços microligados ao nióbio tem alta resistência ao escoamento por precipitação de carbonetos, sendo este incremento dependente do tamanho e quantidades de carboneto de nióbio precipitados. O tamanho dos carbonetos depende do percentual de Nb na liga, da influência do tratamento térmico ou tratamento termomecânico. A figura 4 apresenta a influência do tamanho do carboneto de nióbio e a resistência ao escoamento. (METALS HANDBOOK, 1993).

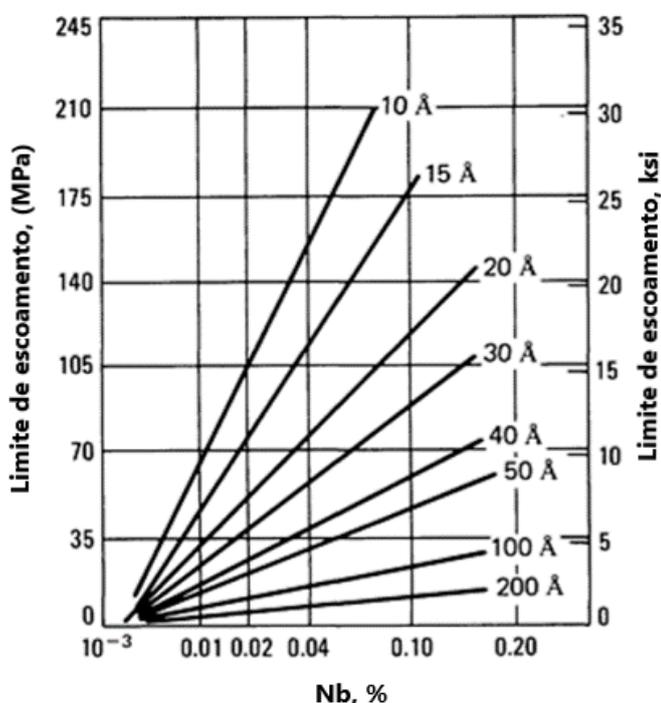


Figura 4: Efeito do carboneto de nióbio na resistência ao escoamento devido vários tamanhos das partículas de carbonetos de nióbio. Fonte: Metals Handbook (1993).

A figura 5 apresenta a influência do nióbio no tamanho da martensita em um aço ligado ao CrMo. A micrografia mostrada no lado direito superior apresenta um tamanho de grão austenítico de 12,1 μm na figura 10.a e de 8,4 μm na figura 10.b devido a adição de nióbio. (WEN et al, 2019).

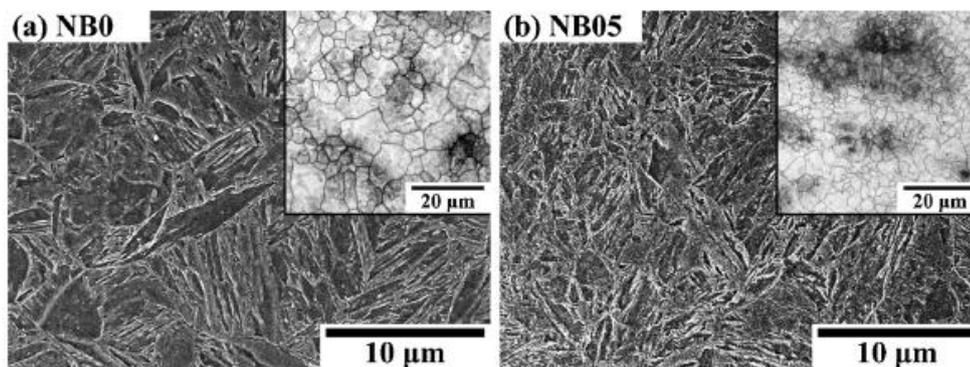


Figura 5: Micrografia de aço baixa liga martensítico ligado ao CrMo. a) sem adição de nióbio e b) com adição de 0,05% de nióbio. Fonte: WEN et al (2019).

A formação de NbC depende que o percentual de C e Nb excedam a soma de $(\%C + 2,5 \times \%Nb)$. Este nível crítico depende também da taxa de resfriamento através da linha liquidus-solidus, porém é independente de outros elementos de ligas tais como: Si, Mn, Cr, Ni, V e Mo. No caso de austenitização convencional de aços através de têmpera e revenimento, precipitados de NbC dificultam o crescimento do grão austenítico e assim melhora a resistência ao impacto. (JAVAHERI et al, 2018).

A presença de partículas de carbonetos NbC uniformemente distribuídos e finamente espaçados na matriz evita a penetração mais profunda de abrasivos, melhorando a resistência ao desgaste. Esta característica permite que esses carbonetos sofram um desgaste gradual e se mantenham firmemente presos na matriz, protegendo-a de um desgaste abrasivo mais severo. (CORREA, et al, 2015).

Conforme Penagos (2016) as adições simultâneas de nióbio e molibdênio em teores baixos (abaixo de 1,0%) tem os seguintes efeitos na microestrutura: ligeiro aumento das durezas micro e macro, presença de carbonetos de nióbio não compactos e uniformemente distribuídos, maior resistência à abrasão quando submetida a condições de baixa severidade. Em resumo as microestruturas ficam mais refinadas e com maior dureza devido aos carbonetos NbC.

3.2 Tratamento térmico em aços baixa liga

A figura 6 mostra a curva TTT para um aço Ni-Cr-Mo do tipo SAE 4340. A presença de outros elementos de liga além do carbono (Cr, Ni, Mo, W, entre outros) podem causar alterações significativas nas posições e nas formas das curvas nos diagramas de transformações isotérmicas (CALLISTER, 2008).

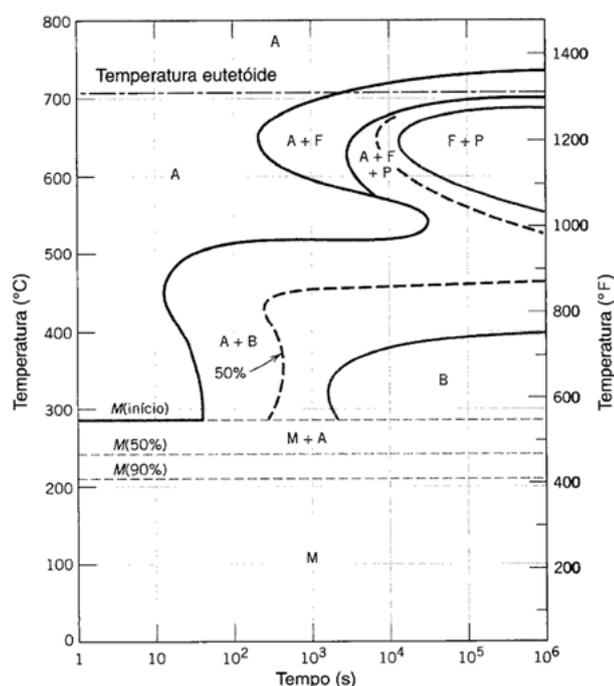


Figura 6: Diagrama de transformação isotérmica para um aço liga SAE 4340: A, austenita; B, bainita; P, perlita; M, martensita; F, ferrita. Fonte: Callister, 2007.

Aços fundidos de baixa liga requerem a realização de tratamentos térmicos para aumentar dureza e tenacidade. Tratamento térmico convencional para este tipo de aço consiste em têmpera e revenimento a baixa temperatura, resultando a formação de martensita revenida, gerando uma boa combinação de resistência à tração, dureza e tenacidade. (ZHOU, Wenqian et al, 2016).

3.2.1 Decomposição da austenita em perlita

As transformações de fase que ocorrem na decomposição da austenita passa por nucleação e crescimento. A perlita é uma mistura de fases ferrita e cementita. Quando a nucleação é mais intensa, o tamanho final da perlita será menor, sendo que o espaçamento lamelar da perlita se ajusta otimizando as condições de crescimento. Portanto o processo de formação de perlita ocorre em duas etapas: difusão do carbono e mudança cristalográfica. (COLPAERT, 2008).

Com resfriamento contínuo as estruturas citadas do aço eutetóide se formam nas seguintes condições: perlita grossa com resfriamento à velocidade de alguns graus por minuto; perlita fina no resfriamento ao ar, com velocidade de resfriamento de algumas dezenas de graus por minuto e inclusive em resfriamento ao óleo com

velocidade de algumas dezenas de graus por segundo. Em um aço eutetóide, as microdurezas da perlita grossa variam entre 180-240 HV e da perlita fina entre 240-350 HV. (NOVIKOV, 1994). A figura 7 apresenta uma micrografia de um aço médio carbono juntamente com o esquema de formação da perlita no contorno de grão austenítico.

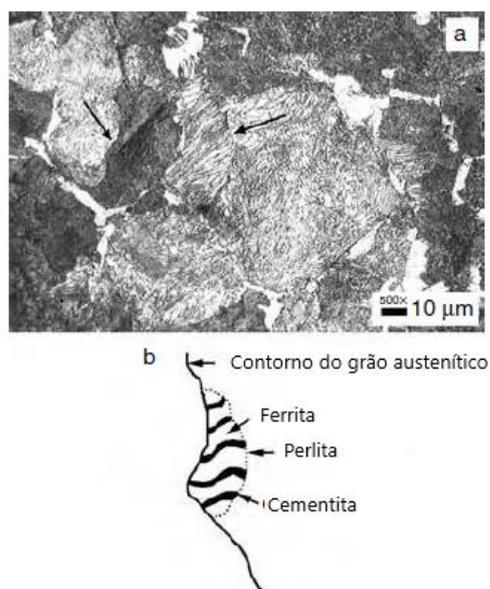


Figura 7: a) Micrografia 500x de uma estrutura perlítica; b) Ilustração esquemática do mecanismo de nucleação e crescimento da perlita. Fonte: Totten, 2006.

3.2.2 Decomposição da austenita em bainita

A bainita é uma microestrutura similar a perlita, tendo a mesma base de formação, ou seja, a mistura de ferrita e cementita. O que difere a bainita da perlita é seu arranjo cristalográfico não lamelar com morfologia acicular. Essas características são dependentes da composição da liga e da temperatura de transformação. (BORGSTAM, et al, 2009).

A formação da bainita ocorre devido rápido resfriamento do aço para temperaturas abaixo do cotovelo da curva TTT, porém acima da temperatura de formação da martensita. Trata-se de uma transformação intermediária entre a perlita e martensita. (NOVIKOV, 1994).

Segundo Totten (2004) há duas morfologias principais para bainita. A bainita superior é formada a temperaturas logo abaixo da temperatura de formação da perlita e a bainita inferior é formada em temperaturas mais baixas, porém acima da

temperatura de formação da martensita. A figura 8 representa imagens de bainita em um aço carbono.

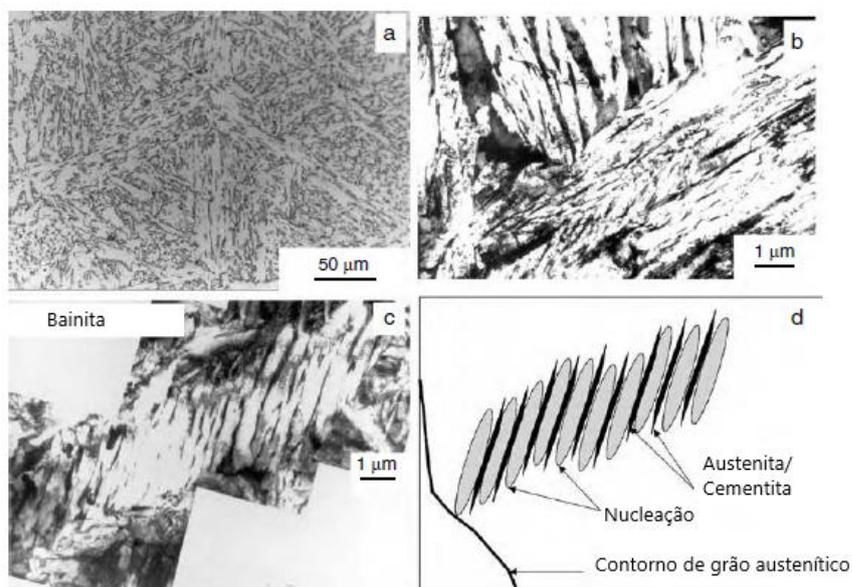


Figura 8: Micrografia 1 μ m de uma estrutura bainita; d) Ilustração esquemática do mecanismo de nucleação e crescimento da bainita. Fonte: Bhadeshia,

A tenacidade da microestrutura bainítica é sensível a presença de microsegregação no contorno de grãos. A solidificação de aços médio carbono baixa liga resulta na formação de alta fração de austenita da fase líquida, onde aumenta a tendência de ocorrência de microsegregação. Desta forma estudos tem mostrado a queda de metade da resistência ao impacto em detrimento ao aumento da resistência à tração e a dureza. (JAVAHERI et al, 2018).

3.2.3 Decomposição da austenita em martensita

A martensita resulta de uma transformação no estado sólido na ausência de difusão, ou seja, depende apenas da temperatura e não do tempo. A martensita se forma através de um rápido cisalhamento da austenita durante o resfriamento. Desta forma a martensita tem a mesma composição química da fase de origem. (ASKELAND e PHULÉ, 2008).

A martensita é a estrutura típica encontrado em um aço temperado. Esta microestrutura confere ao aço alta resistência à fadiga e ao desgaste. Para obtenção desta microestrutura nos aços, é necessário o resfriamento rápido de uma fase austenítica, transformando os cristais em martensita sem ocorrer a difusão do

carbono. A figura 9 apresenta uma correlação entre o percentual de carbono na composição da liga e as durezas obtidas com microestrutura martensítica. (KRAUSS, 1999).

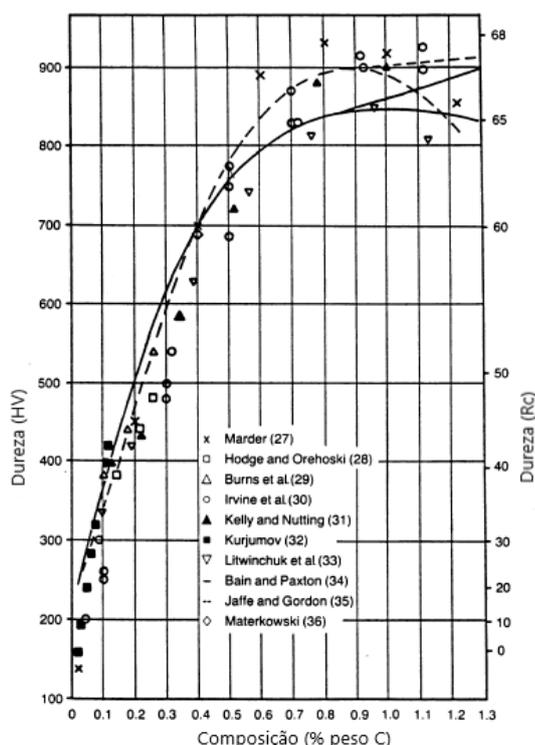


Figura 9: Relação da dureza da microestrutura martensítica em função do percentual de carbono na composição. Fonte: Krauss, 1999.

Em relação a morfologia, a martensita apresenta duas básicas, sendo elas: ripas e placas. Esses termos referem-se as formas tridimensionais de cristais individuais de martensita. A microestrutura em forma de ripas é típica de aços de baixo e médio carbono, enquanto que a forma de placas é típica de aços de alto carbono. A martensita em forma de ripas tende a ser muito fina com tendência de alinhamento em paralelo formando pacotes. Já a martensita em placas tem ductilidade limitada e suscetível a formação de microtrincas. Austenita retida muitas vezes está presente entre as placas. A figura 10 demonstra a formação destas morfologias em função do percentual de carbono e da temperatura de transformação. A figura 11 apresenta as duas morfologias de martensita, sendo a em forma de ripas de um aço com 0,2%C e em forma de placas em aço com 1,2%C. (KRAUSS, 2005).

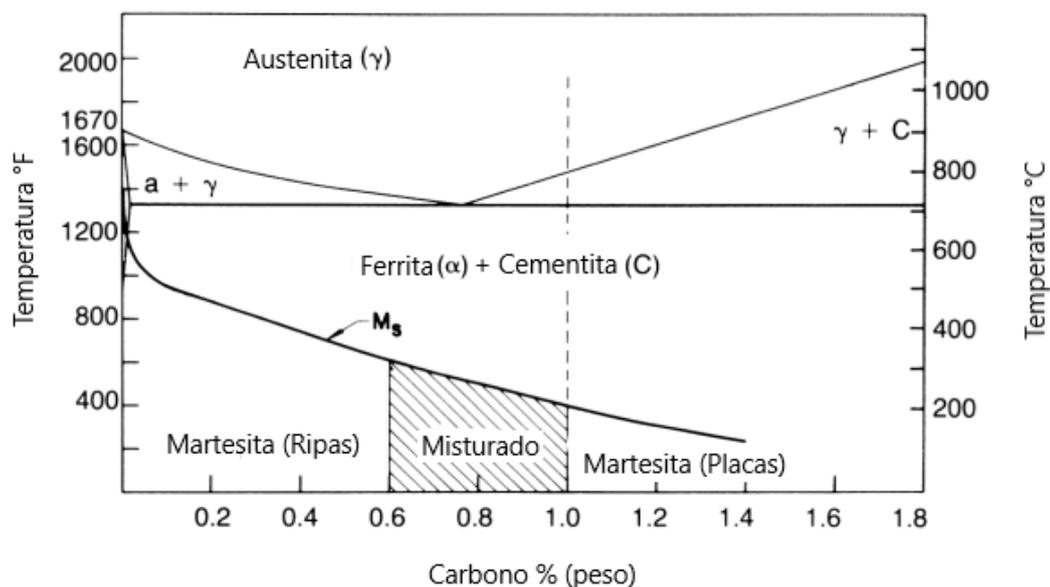


Figura 10: Região de formação de martensita em ripas, placas e combinação entre elas em função do percentual de carbono da liga e da temperatura de transformação. Fonte: Krauss, 2005.

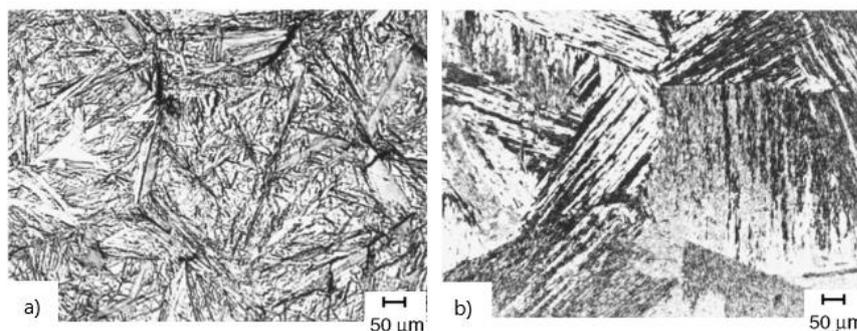


Figura 11: a) Micrografia 50μm de uma estrutura formada por martensita em placas em aço com 1,2%C; b) Micrografia 1μm de uma estrutura formada por martensita em ripas em aço com 0,2%C. Fonte: Krauss, 2005.

A martensita somente no estado temperado tem alta dureza e resistência, porém baixa resistência ao impacto e tenacidade. Por este motivo o tratamento de revenimento é realizado após a têmpera, gerando a estrutura conhecida como martensita revenida. (METALS HANDBOOK, 1993).

3.2.4 Normalização

O tratamento térmico de normalização consiste no aquecimento do aço a uma temperatura acima da temperatura crítica superior, pelo menos 55°C. Nos aços hipoeutetóides (linha A_3) e hipereutetóides (linha A_{cm}) representam esta temperatura crítica. O aço deve permanecer nesta temperatura o tempo suficiente para que sua

estrutura se transforme em austenita. Em seguida o tratamento é finalizado com resfriamento ao ar (CALLISTER, 2007).

A Figura 12 mostra a faixa de temperatura usual para realização de normalização em aços carbonos.

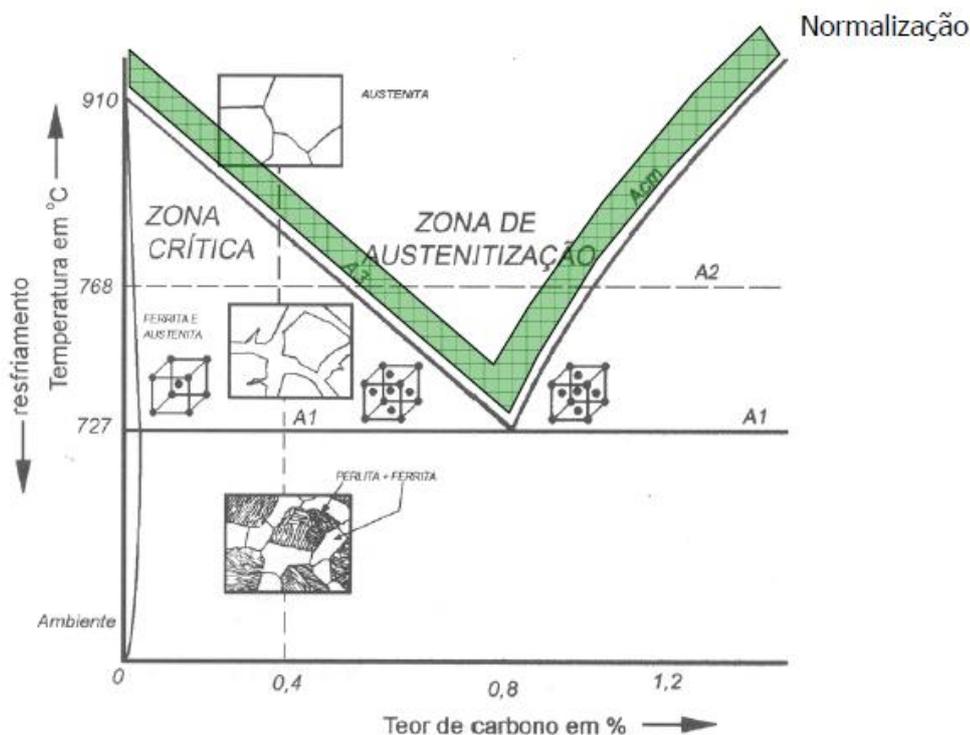


Figura 12: Faixa típica de normalização para aços comuns. Fonte: Tschiptschin, 2005.

O objetivo da normalização é refinar a granulação grosseira de peças de aço fundido principalmente e com o mesmo objetivo, a normalização é aplicada em peças depois de laminadas ou forjadas. A normalização é ainda usada como tratamento preliminar à têmpera e ao revenido. Os constituintes obtidos na normalização são ferrita e perlita fina ou cementita e perlita fina. Eventualmente e dependendo do aço, pode-se obter bainita (CHIAVERINI, 2007).

A figura 13 representa de forma esquemática o tratamento térmico de normalização na curva TTT.

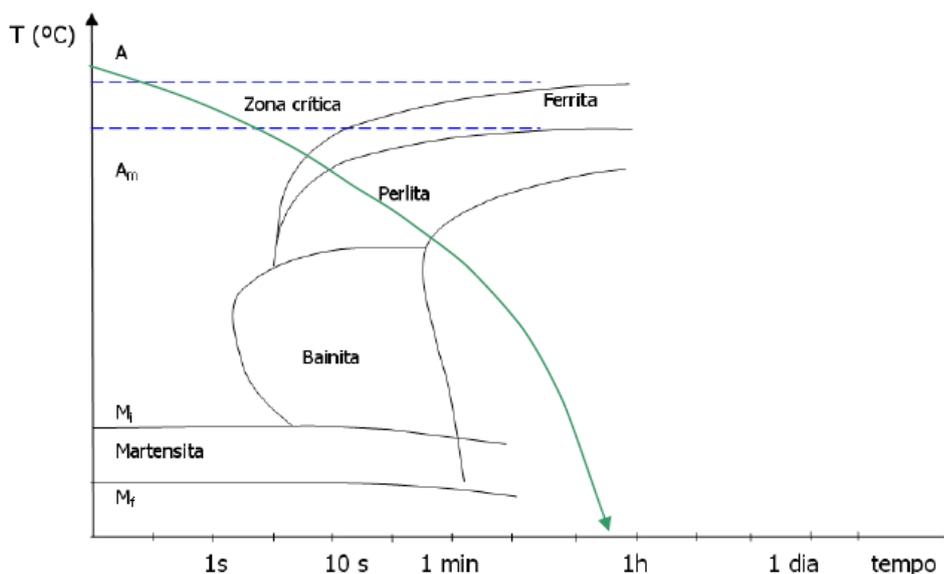


Figura 13: Representação esquemática da curva TTT para tratamento térmico de normalização.
Fonte: Tschiptschin, 2005.

3.2.5 Têmpera

A têmpera tem como principal objetivo aumentar a resistência mecânica de um aço. Entenda-se como resistência mecânica, a dureza, resistência à tração e ao escoamento, porém aumentando as tensões residuais, distorções e com possibilidades de surgimento de trincas (METALS HANDBOOK, 1991).

Na têmpera a peça é aquecida até a temperatura de austenitização, permanece nesta temperatura até a total transformação de toda estrutura cristalina e em seguida sofre um resfriamento rápido (CHIAVERINI, 2005).

Segundo Colpaert (2005), têmpera é o tratamento por resfriamento contínuo que promove a transformação da austenita em martensita, em temperaturas abaixo da temperatura M_f .

A figura 14 ilustra a representação esquemática do tratamento térmico de têmpera na curva TTT.

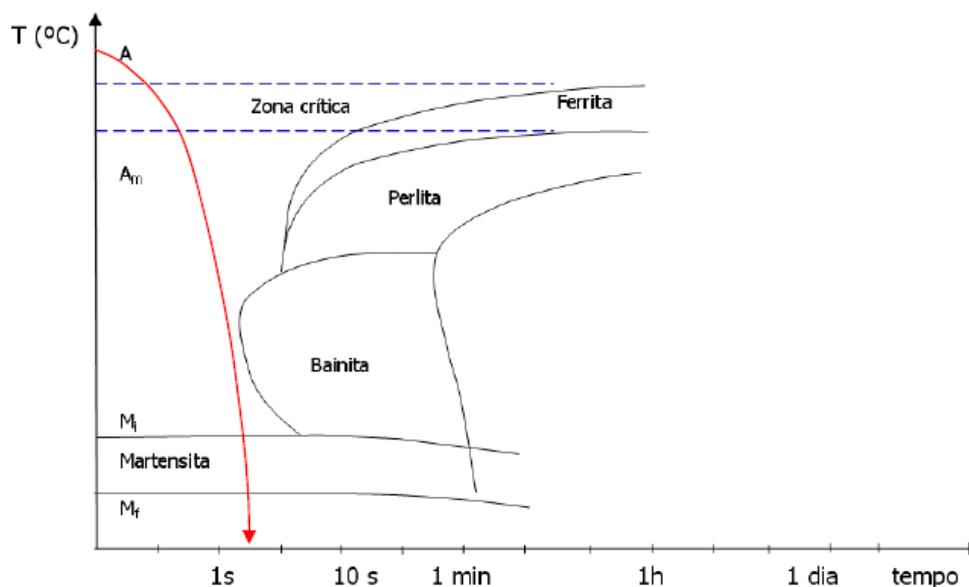


Figura 14: Representação esquemática da curva TTT para tratamento térmico de têmpera. Fonte: Tschiptschin, 2005.

A seleção do melhor método de têmpera depende da temperabilidade e o tipo de material, da espessura da secção da peça e do meio de resfriamento para atingir a microestrutura desejada. Os meios mais comuns de resfriamento de têmpera: (METALS HANDBOOK, 1991):

- Ar forçado;
- Água;
- Óleo ou polímeros;
- Banho de sal

A têmpera em água agitada produz alta velocidade de resfriamento, sendo também efetiva para fornos com atmosfera não controlada. Entretanto, quando comparada com outros meios de resfriamento, a água produz mais tensões, distorções e possibilidades de trincas ocorrerem. Desta forma este método é restrito para alguns materiais e também para geometrias mais simples e preferencialmente simétricas de peças. Para melhor obtenção da microestrutura desejada, geralmente a temperatura da água deve ser mantida entre 15 e 25°C. A figura 15 apresenta a influência da temperatura da água na velocidade de resfriamento durante a têmpera. (METALS HANDBOOK, 1991).

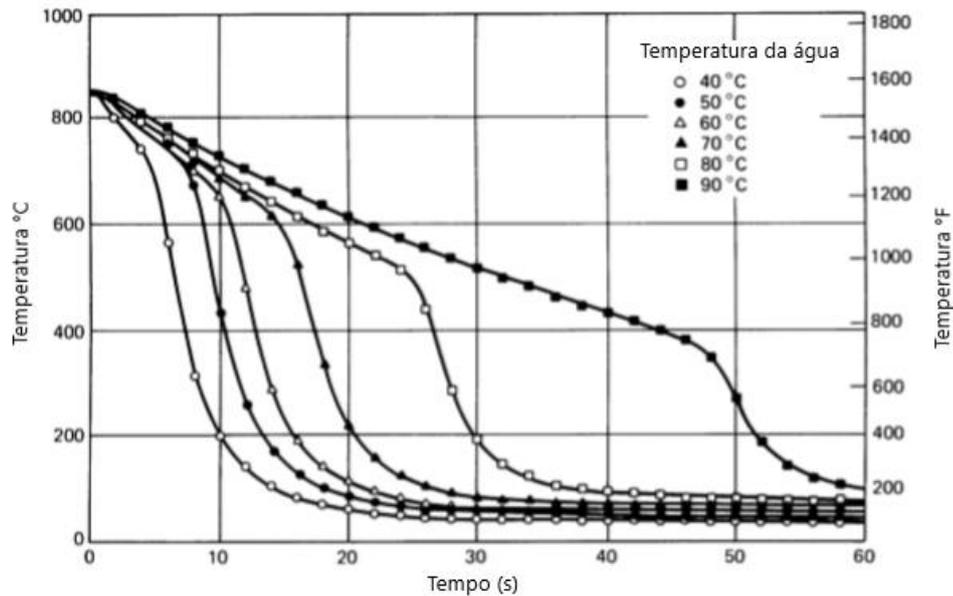


Figura 15: Influência da temperatura da água na velocidade de resfriamento durante a têmpera.
Fonte: Metals Handbook, 1991.

Na têmpera em óleo o ideal é que sejam produzidas baixas taxas de resfriamento até temperatura A_3 , rápidas taxas de resfriamento da temperatura A_3 até próximo temperatura M_s e novamente baixas taxas até a temperatura ambiente. Desta forma as tensões internas, distorções e probabilidade de trincas reduz significativamente quando comparado com a têmpera em água. Em relação as propriedades há uma leve redução da dureza, resistência à tração e ao escoamento, porém com aumento na resistência ao impacto. (METALS HANDBOOK, 1991).

Em alguns tipos de aços ligados e também dependendo do meio de resfriamento, a temperatura pode ser não homogênea entre a superfície e o núcleo da peça. Desta forma a estrutura formada durante a têmpera pode ser totalmente martensita, parte martensita e parte bainita ou totalmente bainita. (TOTTEN, 1996).

A figura 16 mostra a representação esquemática de um resfriamento que atinge a temperatura de formação de martensita na superfície e a temperatura de formação da bainita no centro da peça.

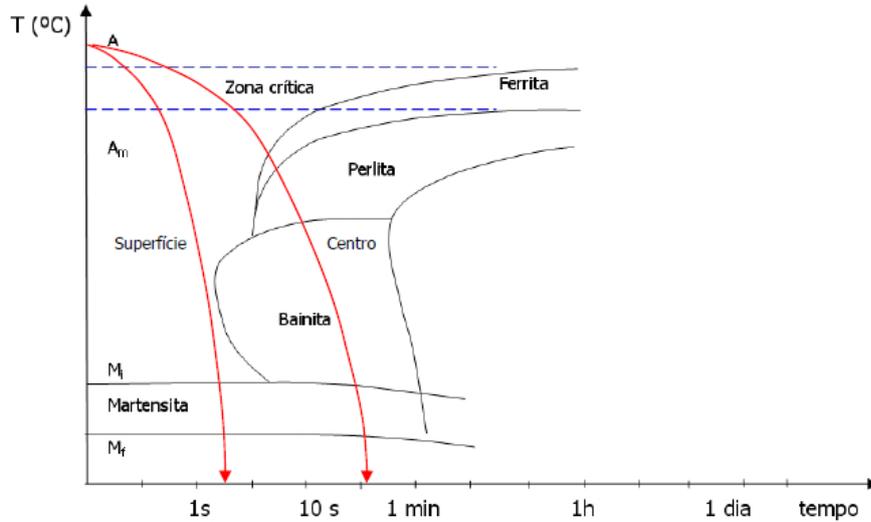


Figura 16: Representação esquemática da curva TTT para tratamento térmico de têmpera com taxa de resfriamento insuficiente para formação de estrutura martensítica. Fonte: Tschiptschin, 2005.

O efeito da taxa de resfriamento de um aço microligado ao Nb austenitizado a 950°C é apresentado na figura 17a. A composição desta liga contém 0,4% C, 0,25% Mn, 0,2% Si, 0,12% Nb, 0,9% Cr e 0,5% Mo. A adição de Cr e Mo tem como uma de suas funções evitar a formação de ferrita e de bainita superior. A figura 17b mostra o efeito da taxa de resfriamento de 45°C/s formando microestrutura bainítica e martensítica, tendo como dureza final de 519 +/- 5HV. A figura 17c mostra o efeito da taxa de resfriamento de 10°C/s formando microestrutura totalmente martensítica e dureza final de 628 +/- 2HV. (JAVAHERI et al, 2018).

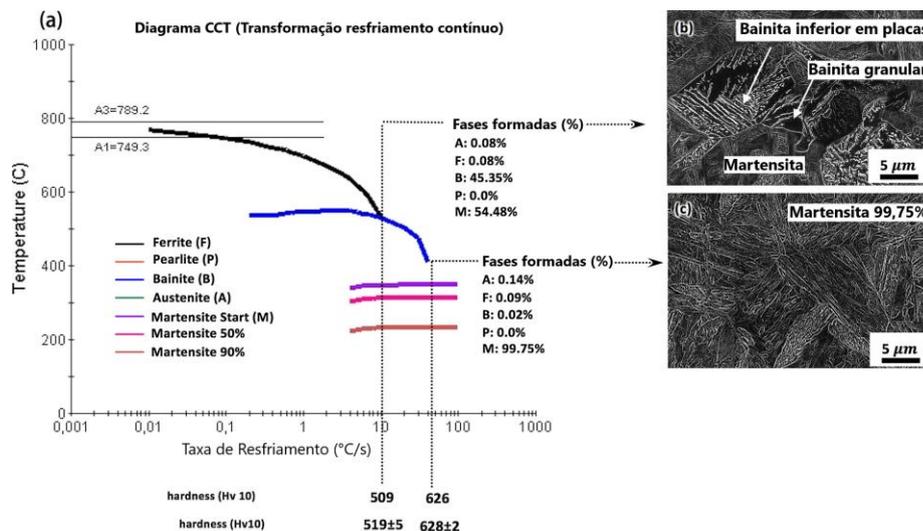


Figura 17: a) Efeito da taxa de resfriamento na formação da microestrutura de um aço baixa liga microligado ao Nb; b) Microestrutura bainítica e martensítica; c) Microestrutura martensítica. Fonte: Javaheri et al, 2018.

3.2.6 Revenimento

O tratamento térmico de revenimento é sempre executado após a têmpera ou normalização com o objetivo de reduzir ou eliminar as tensões residuais, propiciando aumento da ductilidade do material e resistência ao choque. Este tratamento consiste no aquecimento do aço em temperaturas abaixo da zona crítica e posterior resfriamento ao ar. Através da temperatura e tempo de revenimento é possível a obtenção da dureza desejada à aplicação destinada ao material. (METALS HANDBOOK, 1991).

Conforme Colpaert (2008), o revenimento é o tratamento que vem corrigir os inconvenientes da têmpera, restituindo ao aço grande parte das propriedades perdidas, sem afetar muito aquelas visadas pela têmpera.

De acordo com Chiaverini (2005) a temperatura do revenido, verificam-se as seguintes transformações:

- Entre 25° e 100°C, ocorre uma redistribuição do carbono em direção as discordâncias. Essa pequena precipitação pouco altera a dureza.
- Entre 100° e 250°C, ocorre precipitação de carboneto de ferro (Fe_3C hexagonal), sendo que este carboneto pode estar ausente em aços de baixo carbono e de baixo teor de liga. A dureza *Rockwell* começa a cair, podendo chegar a 60 HRc e proporciona um apreciável alívio de tensões residuais.
- Entre 200° e 300°C, ocorre transformação de austenita em ferrita e cementita em aços de médio e alto teor de carbono. A dureza continua a cair;
- Entre 250° e 350°C forma-se um carboneto metaestável Fe_5C_2 . A dureza continua caindo, podendo atingir, valores inferiores a 50 HRc.
- Entre 400° e 500°C, ocorre uma recuperação da subestrutura de discordância; os aglomerados de Fe_3C passam a uma forma esferoidal, ficando mantida uma estrutura de ferrita fina acicular. A dureza cai para valores variando entre 25 e 45 HRc.
- Entre 500° e 600°C, nos aços contendo Ti, Cr, Mo, V, Nb, ou W, há precipitação de carbonetos de liga.
- Entre 600° e 700°C, ocorrem recristalização e crescimento de grão. A cementita precipitada apresenta forma esferoidal e a ferrita apresenta forma aqui-axial. A

estrutura caracteriza-se por ser muito tenaz e de baixa dureza, variando de 5 a 20 HRC.

É importante destacar que além da temperatura de revenido, o tempo de permanência também influencia nas propriedades mecânicas da liga devido a difusão do carbono e a formação de carbonetos. A influência maior verifica-se no início do processo em tempos menores do que 10s, diminuindo com intervalos de tempo maiores entre 1min até 10min. As mudanças além destes intervalos têm menor impacto nas propriedades mecânicas. A figura 18 apresenta esta influência para um aço com 0,82% de carbono e 0,75% de manganês. (METALS HANDBOOK, 1991).

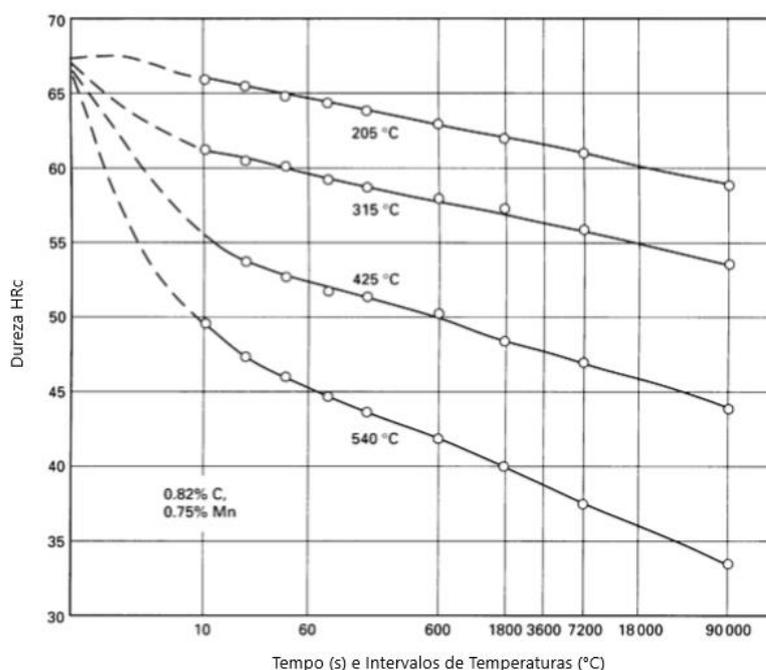


Figura 18: Influência do Intervalo de tempo no revenido de um aço com 0,82% C, realizado a quatro temperaturas diferentes. Fonte: Metals Handbook (1991).

A figura 19 apresenta a influência da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas de um aço baixa liga SAE 4340. Com aumento da temperatura de revenido há decréscimo nos limites de resistência à tração e ao escoamento e a dureza. Em contrapartida há um acréscimo na redução de área e no alongamento. (METALS HANDBOOK, 1991).

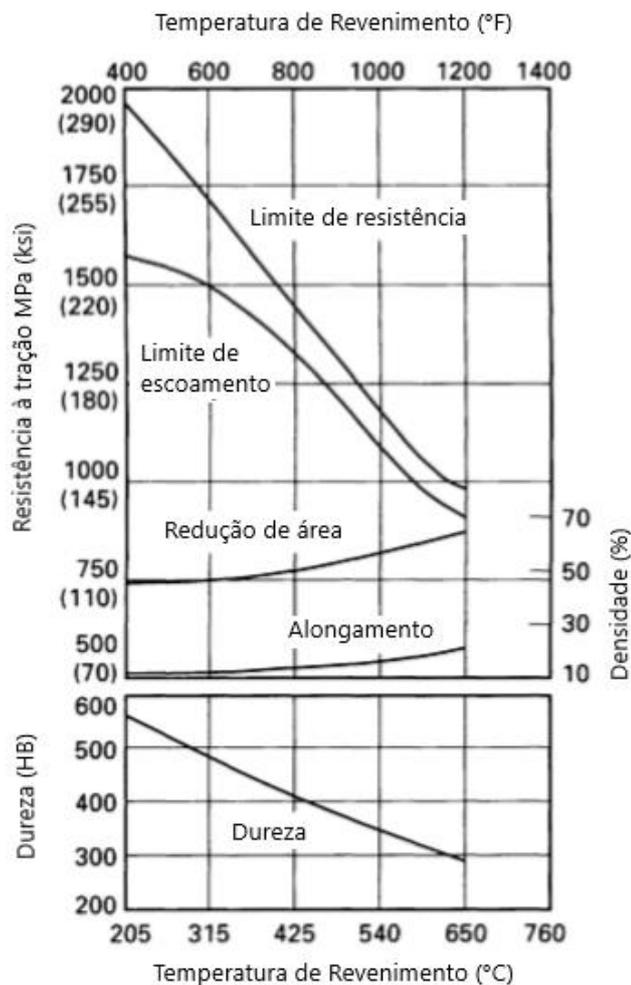


Figura 19: Influência da temperatura de revenido nas propriedades mecânicas do aço baixa liga SAE 4340. Fonte: Metals Handbook (1991).

A figura 20 apresenta a influência da temperatura de revenimento na energia de impacto absorvida por um aço baixa liga SAE 4140. (METALS HANDBOOK, 1991).

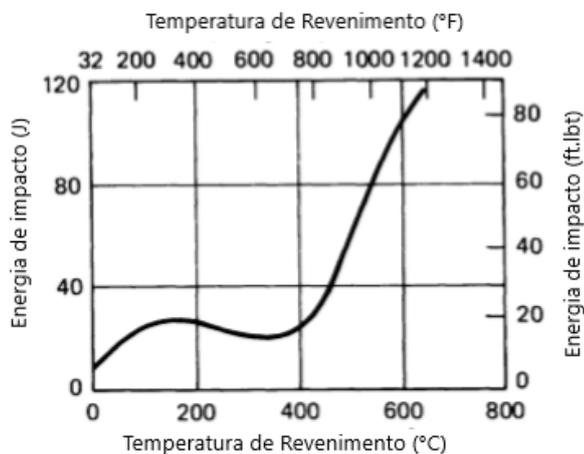


Figura 20: Influência da temperatura de revenido na energia de impacto de um aço SAE 4140. Fonte: Metals Handbook (1991).

3.2.7 Fragilidade do Revenido

Um dado importante para as ligas de aço Ni-Cr-Mo a ser considerado neste trabalho é a fragilidade ao revenido. Este fenômeno, principalmente associados as ligas que contém Cr e Ni, ocorre na faixa de temperatura entre 260° e 315°C e também entre 450° e 600°C (METALS HANDBOOK, 1991).

O percentual de carbono contido na liga fundida também influencia as temperaturas de revenido que podem ocasionar a redução da tenacidade. Para ligas com percentual de carbono até 0,5% pode-se realizar o revenimento na faixa de temperatura entre 100°C e 200°C sem afetar sua tenacidade. A figura 21 exemplifica a região de fragilidade do revenido em função da temperatura e do percentual de carbono na liga.

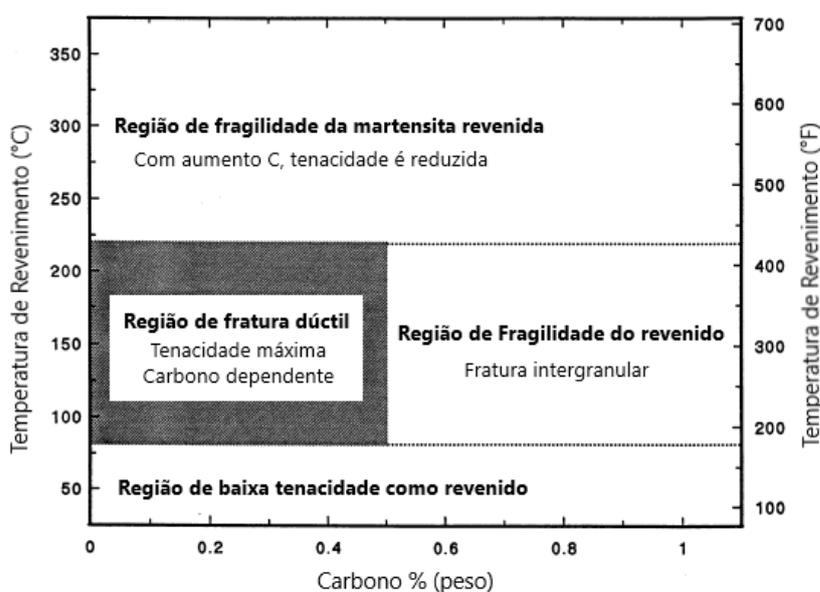


Figura 21: Região de fragilidade do revenido em função da temperatura de revenimento e do percentual de carbono na liga. Fonte: Krauss (1999).

Estudos mostram que a causa está relacionada com a concentração de impurezas nos contornos de grãos. Aços contendo quantidades significativas de manganês, níquel e cromo, além de impurezas como antimônio, fósforo, estanho ou arsênio são suscetíveis ao fenômeno. Esta fragilidade só é revelada em ensaio de impacto (resistência ao choque), pois as outras propriedades mecânicas e a própria microestrutura não são afetadas. (CHIAVERINI, 2005).

Os aços podem voltar ao seu normal e ter a tenacidade por assim dizer restaurada, pelo aquecimento em torno de 600°C ou acima, seguido de resfriamento rápido, abaixo de aproximadamente 300°C (CHIAVERINI, 2005).

3.3 Desgaste

Tribologia é a ciência onde está concentrada a interação de superfícies em relativo movimento, interações estas tais como fricção, desgaste, impacto são alguns dos fatores para um completo sistema tribológico. Desgaste é o fenômeno causado pelo movimento de superfícies e suas interações que causam perda de material destas superfícies. (TEERI, et al, 2006 (apud)).

A perda de material durante o fenômeno de desgaste irá depender das propriedades das partículas abrasivas e do material da superfície, assim como as condições de operação. Com o aumento da dureza das partículas abrasivas haverá maior perda de material da superfície em contato. A figura 22 representa alguns materiais, entre eles, aço de alta dureza, e a perda de massa com o aumento da dureza das partículas abrasivas. (ZUM GAHR, 1999).

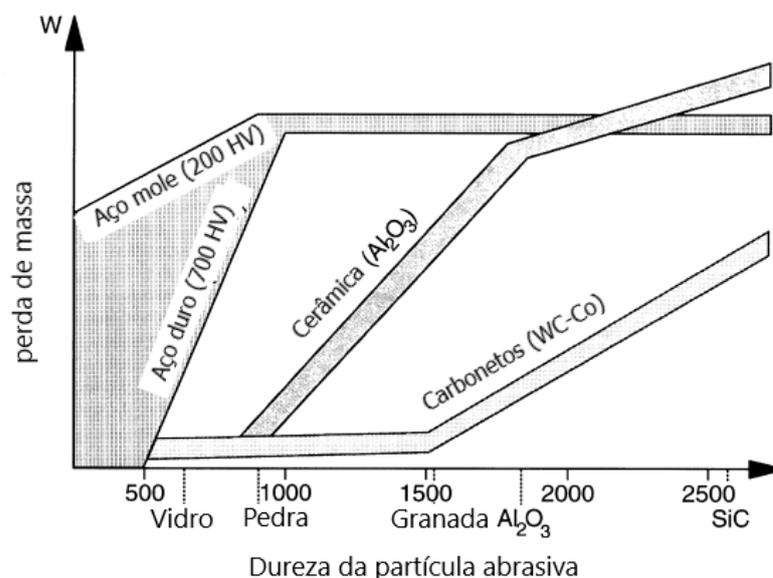


Figura 22: Representação esquemática da influência da dureza da partícula abrasiva na perda de massa do material em contato. Fonte: Zum Gahr (1999).

3.3.1 Desgaste abrasivo

Segundo Cozza (2006) o desgaste abrasivo ocorre quando partículas ou superfícies duras atuando contra e em movimento ao longo de uma superfície sólida. Este fenômeno entre dois componentes resulta uma série de ranhuras na superfície do material de menor dureza superficial, ocasionando o desprendimento de partículas em forma de desgaste.

O desgaste abrasivo pode ser classificado de dois ou três corpos. Na situação de dois corpos ocorre o riscamento devido a penetração do pico dos relevos da superfície com maior dureza na superfície com menor dureza. Na situação com três corpos, há partículas duras com movimentação entre as outras duas superfícies, onde dependendo dos ângulos e extremidades destas partículas em relação as superfícies de contato, ocasionam menor ou maior grau de penetração. A figura 23 demonstra estas situações. (ZUM GAHR, 1999).

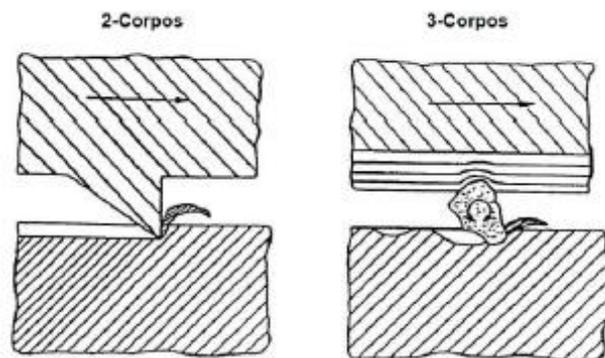


Figura 23: Representação esquemática de desgaste abrasivo à 2 e 3 corpos. Fonte: Zum Gahr (1999).

3.3.2 Desgaste erosivo

Desgaste erosivo é descrito como uma sucessão de impactos de partículas sólidas sobre uma superfície ocasionando erosão, fadiga ou fratura desta superfície. Essas partículas podem estar contidas em fluídos gasosos ou líquidos. A figura 24 apresenta a representação esquemática deste fenômeno. (ZUM GAHR, 1999).

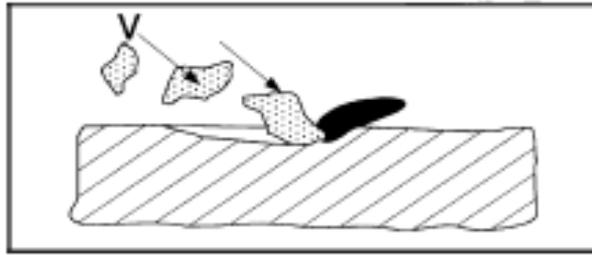
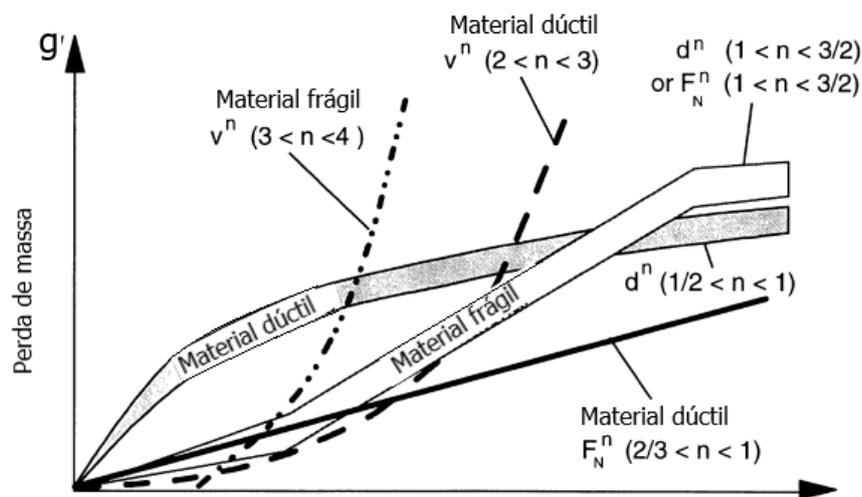


Figura 24: Representação esquemática de desgaste erosivo. Fonte: Zum Gahr (1999).

Este mecanismo de desgaste depende fortemente do ângulo de incidência de impacto, além de outros parâmetros de operação, tais como: tamanho médio e forma das partículas abrasivas, força aplicada de carregamento e a velocidade de colisão. A figura 25 representa a influência destes parâmetros na perda de massa de materiais dúcteis e frágeis.



Tamanho da Partícula Abrasiva d , Carregamento normal F , Velocidade de impacto v

Figura 25: Representação esquemática de perda de massa em função do tamanho médio, força aplicada e velocidade de colisão das partículas abrasivas. Fonte: Zum Gahr (1999).

4. METODOLOGIA E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para execução da etapa prática do trabalho foi utilizada a seguinte metodologia e procedimento experimental. Foram estudadas ligas fundidas de aço baixa liga Ni-Cr-Mo com inclusão de Nióbio tendo como referência um aço fundido ao Ni-Cr-Mo sem Nb. A figura 26 mostra o fluxograma da obtenção dos corpos de prova. Os resultados obtidos foram comparados com os resultados da liga de referência (sem Nb) e avaliados os efeitos do Nb nas propriedades mecânicas e tribológicas.

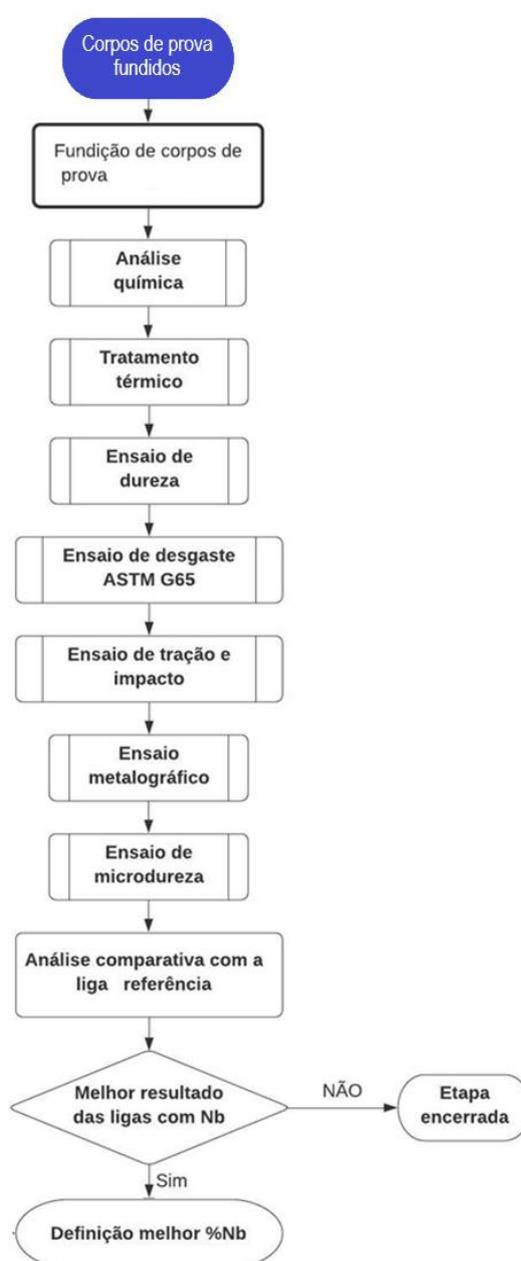


Figura 26: Fluxograma representativo da sequência de obtenção dos corpos de provas e ensaios das ligas fundidas com e sem nióbio. Fonte: próprio autor.

4.1 Materiais utilizados

As ligas foram produzidas através do processo de fundição por gravidade, sendo os corpos de prova moldados em areia aglomerada com resina fenólica uretânica. Na aciaria foi utilizado um forno elétrico à indução da marca Inductotherm com cadinho de 150 kg revestido com massa refratária, representado na figura 27. Para cada liga foram fundidos 3 blocos para corpos de prova de acordo com a norma ASTM A703/703M-06 – *Standard Specification for Steel Casting, General Requirements, for Pressure-Containing Parts*.



Figura 27: Forno à indução utilizado para fusão dos corpos de provas. Fonte: próprio autor.

A tabela 4 mostra a faixa dos elementos para obtenção da liga de referência, sendo chamada de Ref, aço fundido de baixa liga ao Ni-Cr-Mo. A liga de referência é de uso atual na indústria e não contém nióbio em sua composição original.

Tabela 4: Faixa de composição química do aço fundido de referência (% em massa).

| Liga | | C | Mn | Si | P | S | Ni | Cr | Mo | Fe |
|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|---------|
| Ref | Mín. | 0,25 | | 0,30 | | | 0,90 | 0,90 | 0,40 | balanço |
| | Máx. | 0,30 | 1,00 | 0,60 | 0,02 | 0,02 | 1,10 | 1,10 | 0,50 | |

Fonte: próprio autor.

Foram determinadas 3 faixas para inclusão de nióbio conforme demonstrado na tabela 5.

Tabela 5: Composição química das ligas com adição de nióbio (% em massa).

| Liga | | C | Mn | Si | P | S | Ni | Cr | Mo | Nb | Fe |
|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|-------------|---------|
| Nb1 | Mín. | 0,25 | | 0,30 | | | 0,90 | 0,90 | 0,40 | 0,10 | balanço |
| | Máx. | 0,30 | 1,00 | 0,60 | 0,02 | 0,02 | 1,10 | 1,10 | 0,50 | 0,20 | |
| Nb2 | Mín. | 0,25 | | 0,30 | | | 0,90 | 0,90 | 0,40 | 0,21 | balanço |
| | Máx. | 0,30 | 1,00 | 0,60 | 0,02 | 0,02 | 1,10 | 1,10 | 0,50 | 0,30 | |
| Nb3 | Mín. | 0,25 | | 0,30 | | | 0,90 | 0,90 | 0,40 | 0,31 | balanço |
| | Máx. | 0,30 | 1,00 | 0,60 | 0,02 | 0,02 | 1,10 | 1,10 | 0,50 | 0,40 | |

Fonte: próprio autor.

A figura 28 apresenta o modelo de bloco fundido com dimensões de acordo com a norma ASTM A703/A703M-06 para retirada dos corpos de prova utilizando simulador de fundição. A simulação tem como objetivo identificar possíveis falhas de fundição e se necessário, otimizar o processo de alimentação e enchimento, eliminando ou deslocando as falhas para regiões do bloco que serão descartadas após a retirada dos corpos de prova. Na figura 28a é apresentado o tempo de solidificação até o momento em que a temperatura cai abaixo da temperatura Solidus. Na figura 28b é apresentado o resultado do percentual de porosidade gerada pela contração do metal durante a solidificação. Na figura 28c é apresentado o resultado do critério de Niyama que auxilia na identificação de micro porosidades desenvolvidas devido à solidificação de frentes que se aproximam lentamente. Os resultados da simulação foram aprovados e os blocos foram liberados para fundição.

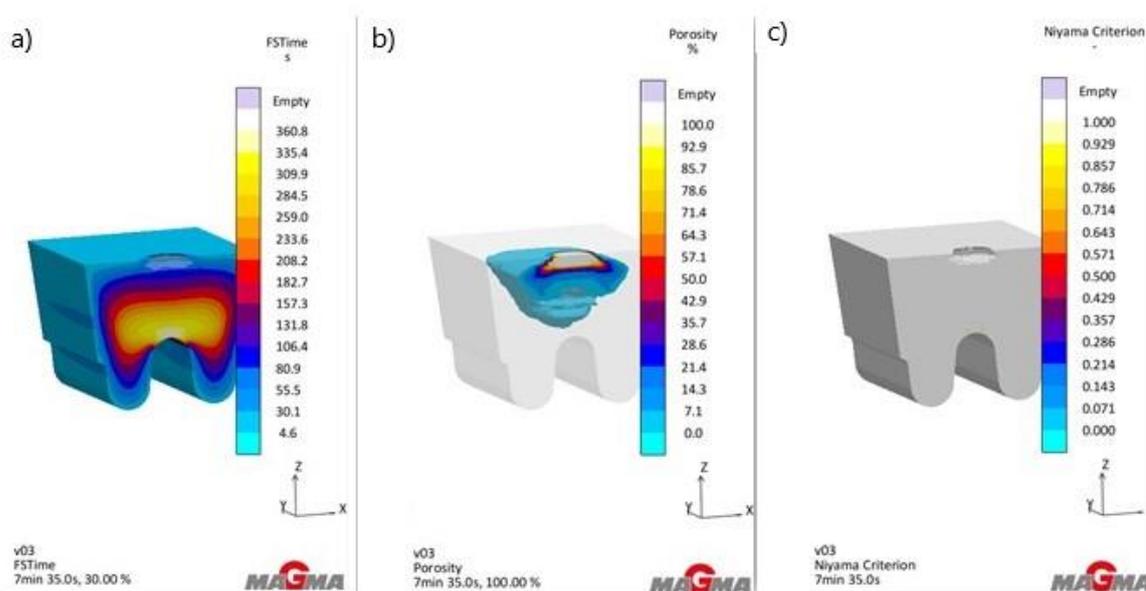


Figura 28: Simulação de fundição dos blocos de corpos de prova; a) tempo de solidificação; b) porosidade e c) micro porosidade. Fonte: próprio autor.

Nas áreas onde as frentes de solidificação se aproximam com baixos gradientes, muitas vezes não existe tempo suficiente para alimentar a região central e esses defeitos podem ocorrer. (MAGMA, 2015).

A figura 29 mostra a região de onde foram retirados os corpos de provas, tanto para ensaio de tração como de Charpy e abrasão. O corte foi realizado com serra mecânica CNC, respeitando sobremetal para posterior usinagem de acabamento e análise do perfil dimensional das amostras.

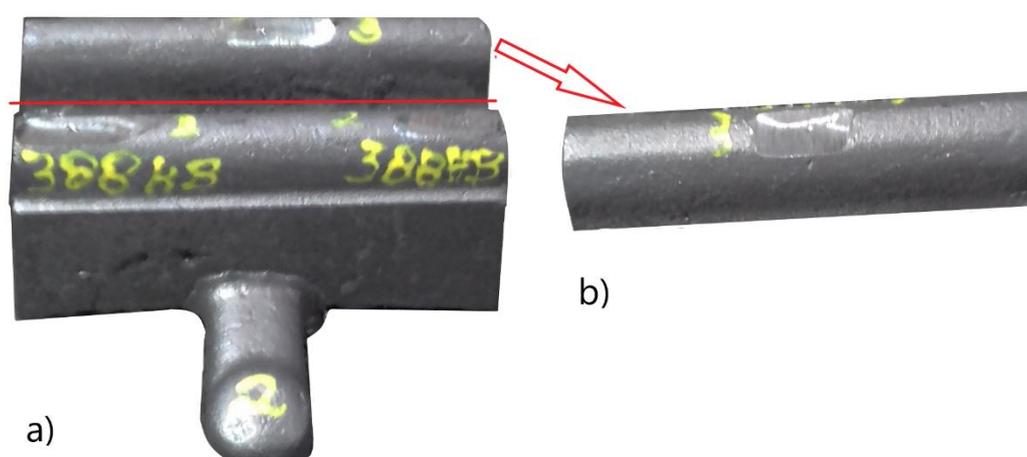


Figura 29: Esquema das regiões de corte dos corpos de provas no bloco fundido, sendo a) inteiro e B) serrados antes da usinagem final. Fonte: próprio autor.

Foram fabricados 3 corpos de prova de cada liga para o ensaio de tração de acordo com a norma ASTM E8/E8M-15a – *Standard Test Methods for Tension Test of Metallic Materials*. A preparação dos corpos de prova para realização dos ensaios de tração foi realizada pelo processo de usinagem em torno CNC. A figura 30 mostra as dimensões utilizadas para o corpo de prova de tração.

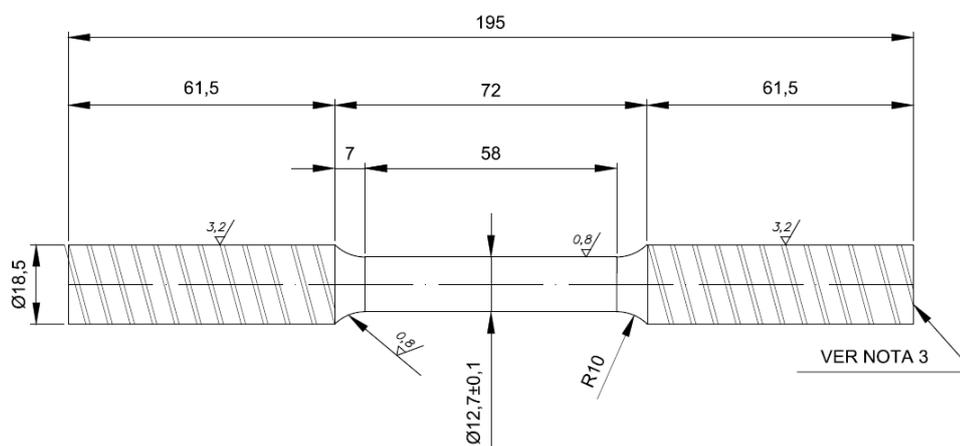


Figura 30: Dimensões do corpo de prova do ensaio de tração. Fonte: norma ASTM E8/E8M-15a.

Foram fabricados 3 corpos de prova de cada liga para o ensaio de impacto de acordo com a norma ASTM E-23-16b *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. Os corpos de prova além de usinados por fresamento, tiveram suas superfícies retificadas, visando garantir homogeneidade de paralelismo e acabamento superficial entre as amostras. A figura 31 mostra as dimensões utilizadas para o corpo de prova de ensaio Charpy, enquanto que a figura 32 apresenta os corpos de prova de tração e Charpy.

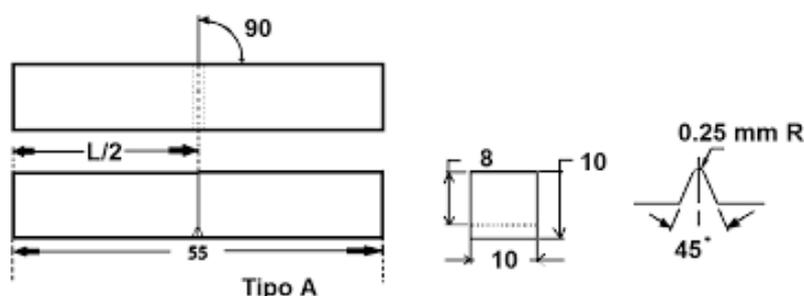


Figura 31: Dimensões do corpo de prova do ensaio de charpy. Fonte: Norma ASTM E23-16b.

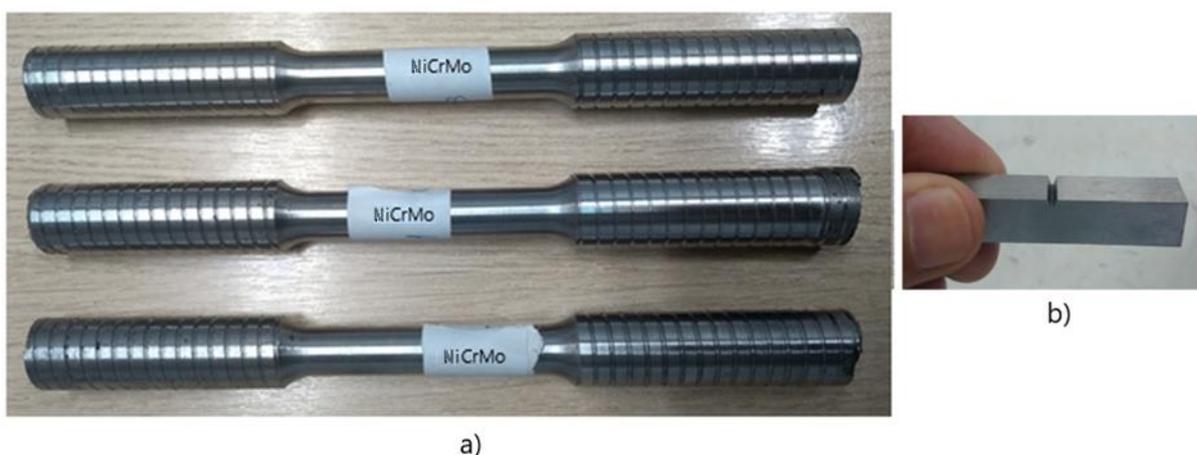


Figura 32: Corpos de provas para ensaio de tração (a) e de ensaio Charpy (b). Fonte: próprio autor.

Foram fabricados 3 corpos de prova de cada liga para o ensaio de desgaste abrasivo de acordo com a norma ASTM G65-16 *Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus*. Os corpos de prova para os ensaios de desgaste abrasivo, além de usinados por fresamento, tiveram suas superfícies retificadas, visando garantir homogeneidade de paralelismo e acabamento superficial entre as amostras. A figura 33 apresentas as dimensões dos corpos de prova, enquanto que a figura 34 mostra os mesmos após os tratamentos térmicos.



Figura 33: Dimensões do corpo de prova do ensaio de abrasão. Fonte: Norma ASTM G65-16.

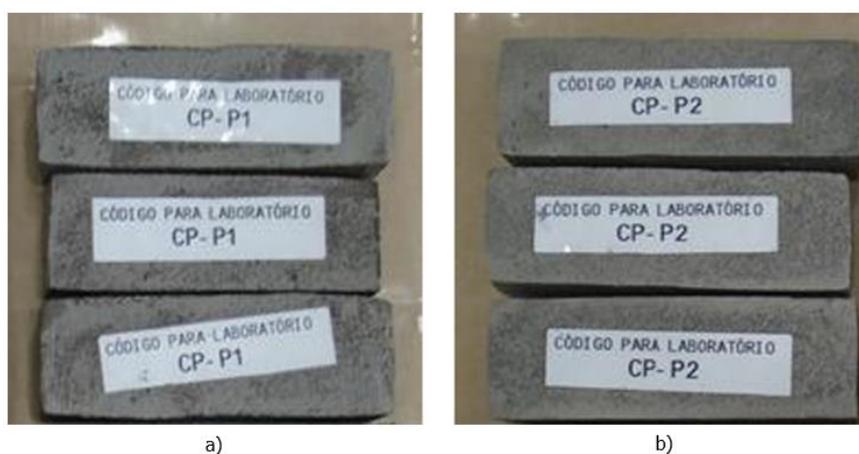


Figura 34: Corpos de provas para ensaio de abrasão, sendo (a) liga Nb1 (b) liga Nb2. Fonte: próprio autor.

4.2 Tratamento Térmico

Todos os corpos de prova foram submetidos aos tratamentos térmicos citados na tabela 6. A liga Ref (aço Ni-Cr-Mo) foi normalizada, temperada em água e revenida. A mesma sequência de tratamento foi aplicada nas ligas Nb1, Nb2 e Nb3.

Tabela 6: Sequência dos tratamentos térmicos por tipo de liga.

| <i>Liga</i> | <i>Normalização</i> | <i>Têmpera</i> | <i>Resfriamento</i> | <i>Revenimento</i> |
|---------------|---------------------|----------------|---------------------|--------------------|
| Ref | (A) 900 °C | (B) 900 °C | Água | (C) 400 °C |
| Nb1, Nb2, Nb3 | (A) 900 °C | (B) 900 °C | Água | (C) 400 °C |

Fonte: próprio autor.

4.2.1 Normalização

Todos os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de normalização (Ciclo A) em um forno tipo carro com atmosfera não controlada, forno este apresentado na figura 35a. A temperatura de austenitização utilizada nos tratamentos de normalização e têmpera foi determinada através da equação 1 (Metals Handbook, 1994) para linha A_{C3} do diagrama Fe-Carboneto de ferro. Os resultados obtidos estão apresentados na tabela 7.

$$A_{C3}(\text{°C}) = 910 - 203\sqrt{(\%C)} - 15,2(\%Ni) + 44,7(\%Si) + 104(\%V) + 31,5(\%Mo) [\pm 16,7\text{°C}] \quad (1)$$

Onde:

- A_{C3} – Temperatura de austenitização (°C);
- %C – Percentual de carbono (em massa) na liga em estudo;
- %Ni – Percentual de níquel (em massa) na liga em estudo;
- %Si – Percentual de silício (em massa) na liga em estudo;
- %V – Percentual de vanádio (em massa) na liga em estudo;
- %Mo – Percentual de molibdênio (em massa) na liga em estudo;

Tabela 7: Temperaturas (°C) calculadas para linha A_{C3} do diagrama Fe-FeC das ligas em estudo.

| <i>Liga</i> | <i>Temperatura</i> | <i>Varição</i> | <i>Temperatura</i> |
|-------------|--------------------------------|----------------|-------------------------------|
| | <i>A_{C3calc}</i> | | <i>A_{C3max}</i> |
| Ref1 | 805,8 | +/- 16,7 | 822,5 |
| Ref2 | 824,1 | +/- 16,7 | 840,8 |
| Nb1 | 825,5 | +/- 16,7 | 842,2 |
| Nb2 | 822,9 | +/- 16,7 | 839,6 |
| Nb3 | 825,4 | +/- 16,7 | 842,1 |

Fonte: próprio autor.

O aquecimento foi realizado com rampa de 80°C/h e tempo de encharque de 3h em uma temperatura de austenitização de 900°C, devido forno utilizado ter uma variação de controle de até 10°C dentro da câmara de aquecimento e atendendo recomendação de Callister (2007) em aumentar 55°C acima da temperatura A_{C3} . As temperaturas foram monitoradas através de sensores térmicos e controladas via

sistema informatizado. O resfriamento foi realizado ao ar calmo até a temperatura ambiente conforme demonstrado na figura 35b. O ciclo de normalização está representado na figura 36.

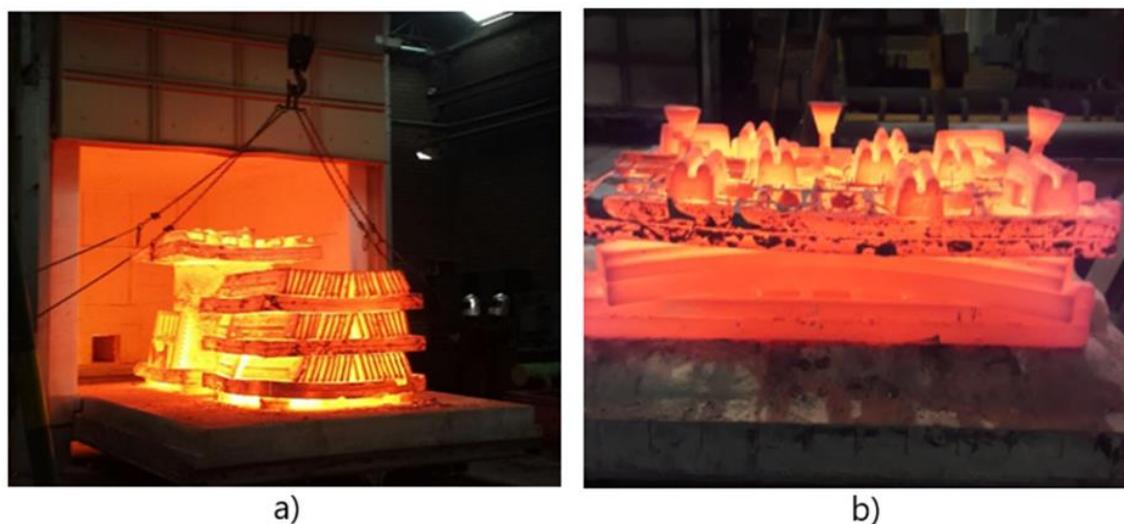


Figura 35: a) Forno Jung tipo carro 12 ton, 1100°C - gás natural; b) Carga de normalização dos corpos de prova. Fonte: próprio autor.

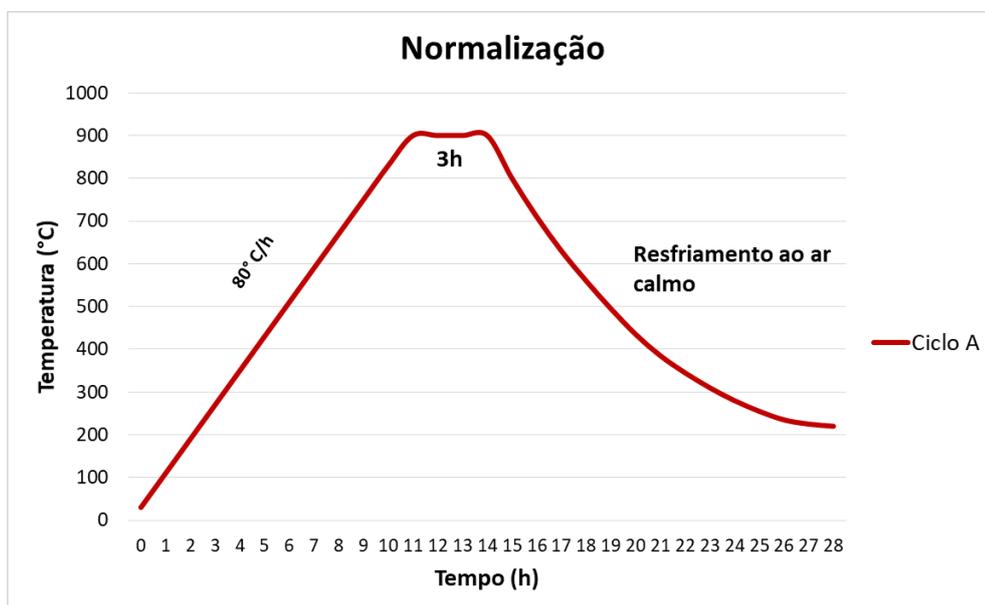


Figura 36: Ciclo A: tratamento térmico de normalização. Fonte: próprio autor.

4.2.2 Têmpera

Na sequência, os corpos de provas foram submetidos ao tratamento de têmpera (ciclo B). Para realização deste tratamento térmico, foi utilizado forno elétrico tipo mufla, conforme apresentado na figura 37a e tanque de água agitada (figura 37b). O aquecimento foi realizado com rampa de 300°C/h e tempo de encharque de 1h, devido os corpos de provas já estarem próximas as dimensões de ensaio, em uma temperatura de austenitização de 900°C.

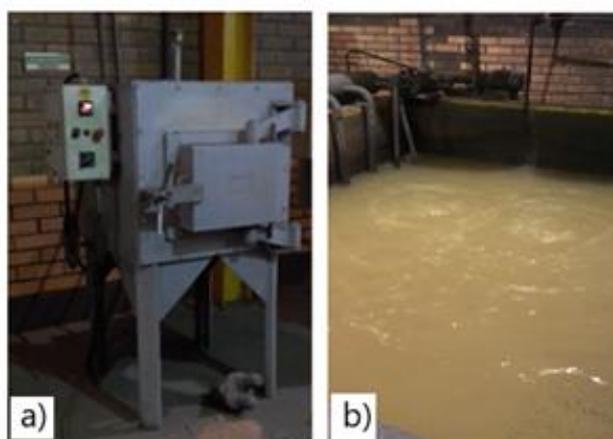


Figura 37: a) Forno elétrico Jung tipo mufla 200 kg, 1100°C; b) Tanque para resfriamento em água; Fonte: próprio autor.

Os ciclos de têmpera estão representados na figura 38.

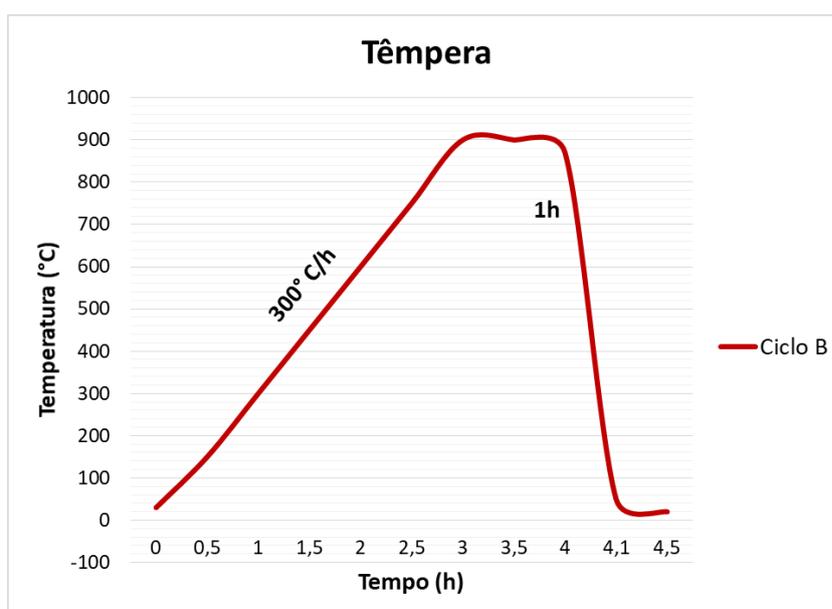


Figura 38: Tratamento térmico de têmpera com resfriamento em água (ciclo B). Fonte: próprio autor.

4.2.3 Revenimento

Todos os corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de revenimento, também realizado em forno elétrico tipo mufla. A temperatura abaixo da zona crítica utilizada no tratamento de revenimento foi determinada através da equação 2 (Metals Handbook, 1994) para linha A₁ do diagrama Fe-Carboneto de ferro, sendo esta a temperatura máxima, podendo ser escolhidas temperaturas abaixo deste limite. Os resultados obtidos estão apresentados na tabela 8.

$$A_1(^{\circ}\text{C}) = 723 - 20,7(\%Mn) - 16,9(\%Ni) + 29,1(\%Si) - 16,9(\%Cr) [\pm 11,5^{\circ}\text{C}] \quad (2)$$

Onde:

- A₁ – Temperatura abaixo da zona crítica (°C);
- %Mn – Percentual de manganês (em massa) na liga em estudo;
- %Ni – Percentual de níquel (em massa) na liga em estudo;
- %Si – Percentual de silício (em massa) na liga em estudo;
- %Cr – Percentual de cromo (em massa) na liga em estudo;

Tabela 8: Temperaturas (°C) calculadas para linha A1 do diagrama Fe-Fec das ligas em estudo.

| <i>Liga</i> | <i>Temperatura A_{1calc}</i> | <i>Varição</i> | <i>Temperatura A_{1mín}</i> |
|-------------|--------------------------------------|----------------|-------------------------------------|
| Ref | 686,8 | +/- 11,5 | 675,3 |
| Nb1 | 686,6 | +/- 11,5 | 675,1 |
| Nb2 | 688,3 | +/- 11,5 | 676,8 |
| Nb3 | 687,8 | +/- 11,5 | 676,3 |

Fonte: próprio autor.

A temperatura de revenimento escolhida foi de 400°C (ciclo C) com intuito de evitar a fragilidade do revenimento e reduzir o mínimo possível as propriedades obtidas no tratamento anterior de têmpera, em especial a dureza. A rampa de subida foi definida em 300°C/h, com tempo de encharque de 1h e resfriamento ao ar até a temperatura ambiente. O ciclo de revenimento está representado esquematicamente na figura 39.

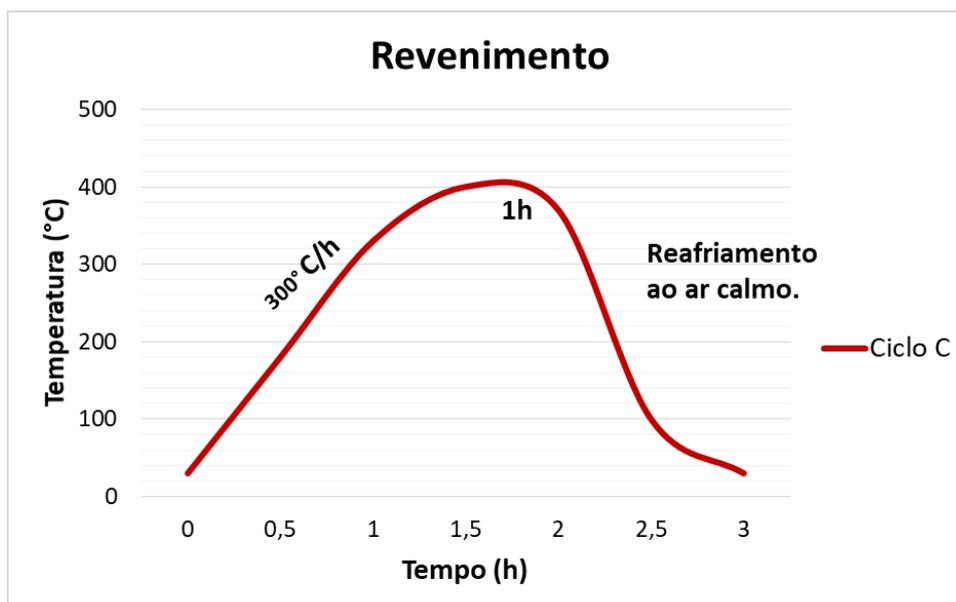


Figura 39: Ciclo C: tratamento térmico de revenimento com 400°C. Fonte: próprio autor.

4.3 Caracterização Mecânica e Metalúrgica

Após a preparação dos corpos de provas, os mesmos foram submetidos aos ensaios de análise química, dureza, tração, Charpy e desgaste abrasivo.

4.3.1 Análise química

As análises químicas foram realizadas em um espectrômetro de emissão óptica da marca GNR modelo Metalab. Para cada amostra, foram executadas três medições na mesma face, porém em pontos distintos, sendo o resultado obtido através da média aritmética de todos os valores encontrados. As composições químicas dos aços em estudo foram determinadas de acordo com a norma ASTM E60-11 *Standard Practice for Analysis of Metals, Ores and Related Materials by Spectrophotometry*.

4.3.2 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza Brinell (HB), foi realizado conforme norma ABNT NBR ISO 6506-1 (2019), utilizando como penetrador uma esfera de aço com 10mm e com carga aplicada de 3.000 kgf. Para cada amostra foram realizadas três medições, sendo o

resultado obtido através da média aritmética de todos os valores encontrados. O durômetro utilizado foi da marca King Test e a lupa graduada da marca Insize.

Com intuito de evitar a consideração de valores que destoem da média, foi aplicado o critério de Chauvenet para pequenas amostras, neste caso, o fator utilizado foi 1,38. Desta forma toda diferença superior a este fator entre o valor da amostra com respectivo valor médio é considerado não válido, sendo, portanto, descartado do estudo.

4.3.3 Ensaio de tração e Charpy

Foram realizados 3 ensaios de Tração (ASTM E8/E8M-15a) e 3 ensaios de Charpy (ASTM E-23-16b) para cada liga, onde os resultados foram obtidos através da média aritmética de todos os valores encontrados, com aplicação do critério de Chauvenet para validação, descartando, se necessário, algum resultado discrepante. O ensaio de tração foi realizado em uma máquina universal de ensaios EMIC 300kN, modelo DL30000. Os valores do alongamento também foram calculados com base na variação do comprimento do corpo de prova após a ruptura do mesmo. O comprimento inicial considerado foi de 50mm.

Para o ensaio de Charpy foi utilizado Pêndulo de impacto de Charpy, modelo PC300.

4.3.4 Ensaio de desgaste

Para este estudo foi utilizado o ensaio de desgaste abrasivo de acordo com a norma ASTM G65 procedimento B, pelo fato dos materiais em estudo terem média resistências ao desgaste. No equipamento o corpo de prova é colocado na vertical tangenciando a roda revestida de borracha com 2000 rotações. Sobre o corpo é aplicado uma força de 130N e areia seca tem vazão entre 300 a 400 g/min. O esquema de funcionamento deste ensaio é mostrado na figura 40.

Os corpos de prova foram pesados antes e após o ensaio, utilizando uma balança com precisão de 0,1mg, sendo possível desta forma mensurar a massa perdida devido a abrasão propiciada pelo sistema tribológico formado por roda de borracha, areia e corpo de prova.

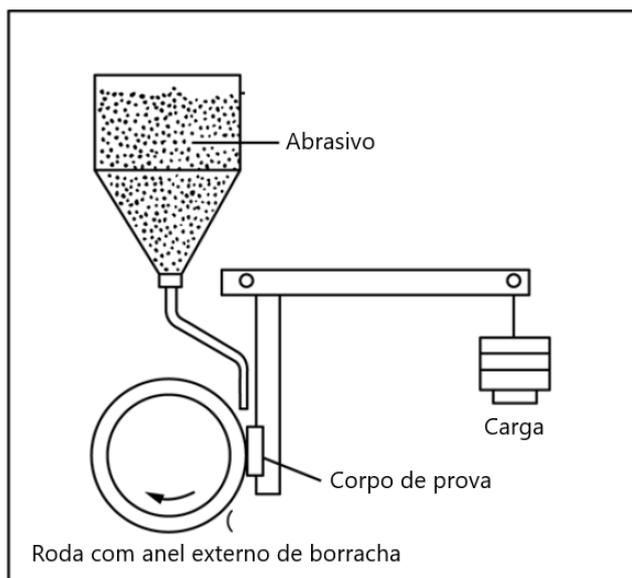


Figura 40: Desenho esquemático de funcionamento do equipamento utilizado no ensaio de desgaste abrasivo. Fonte: ASTM G65.

Como abrasivo, foi utilizada a areia de sílica IPT 50 (norma ABNT NBR 7214:2015), que possui 97,4% de SiO_2 apresentado na figura 41. O abrasivo passou pela etapa de secagem, necessária para retirada de umidade, sendo utilizada uma estufa com temperatura de 120°C por 2 horas, antes da realização do ensaio. As propriedades deste abrasivo estão apresentadas na tabela 9.

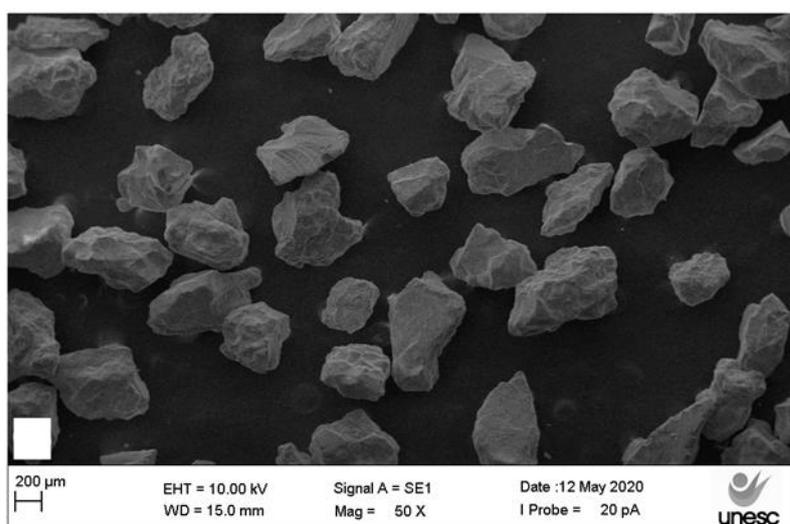


Figura 41: Areia IPT 50 utilizada no ensaio de abrasão vista em imagem MEV com diâmetro médio e esfericidade. Fonte: próprio autor.

Tabela 9: Propriedades físicas da areia IPT 50 utilizada no ensaio de desgaste abrasivo.

| <i>Propriedade do Abrasivo</i> | <i>Valor</i> |
|--------------------------------|--------------|
| Concentração | 96,53% |
| Finos | 0,01% |
| pH | 6,93 |
| Umidade | 0,09% |

Fonte: próprio autor.

Para cada liga foram realizados 3 ensaios, sendo o resultado obtido a média entre essas medições em volume perdido (mm³) com aplicação do critério de Chauvenet para validação. Os valores encontrados foram calculados com base na relação entre a perda de massa e a densidade do material ensaiado, representada na equação 3. A massa perdida foi obtida entre a subtração da massa final registrada após o ensaio pela massa inicial, antes do ensaio. A densidade foi calculada pela relação da massa inicial e o volume do corpo de prova antes do ensaio.

$$\text{Volume Perdido (vp)} = \frac{\text{Massa Perdida (mp)}}{\text{Densidade (\rho)}} \times 1000 \quad (3)$$

Onde:

- vp – Volume Perdido (mm³);
- mp – Massa perdida (g);
- ρ – Densidade (g/cm³);

Devido a redução do diâmetro da roda de borracha devido ao desgaste ao longo dos ensaios, o volume perdido teve seu cálculo ajustado através da equação 4.

$$\text{Volume Perdido Ajustado (vpa)} = \frac{228,6 \text{ mm}}{\text{Diâmetro da roda após o ensaio (D)}} \quad (4)$$

Onde:

- vpa – Volume Perdido Ajustado (mm³);
- D – Diâmetro da roda após o ensaio (mm);

4.3.5 Análise metalográfica

Para a análise metalográfica as amostras foram retiradas de seus respectivos corpos de prova utilizados nos ensaios de impacto através de um disco de corte metalográfico utilizando cortadora Arotec Aracor 120, sendo preparadas de acordo com a norma ASTM E3-11 *Preparation of Metallographic Specimens*. Posteriormente foram lixadas e polidas com alumina com granulometria de 0,3 μm em uma politriz metalográfica Teclago PL02E com disco de feltro com granulometria de 0,3 μm . Para revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas com o reagente indicado na tabela 10 com tempo de ataque de 5s, conforme norma ASTM E112-13 *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. As estruturas foram visualizadas através de um microscópio óptico Olympus BX41M LED. Os resultados das dimensões dos tamanhos de grãos foram obtidos com base na média de 50 medições para cada liga através do *software* ImageJ.

Tabela 10: Reagente utilizado para ataque químico da amostra.

| Reativo | Itens Revelados |
|--|--------------------------|
| Vilella (1g da ácido pícrico, 5ml de HCl; 95ml de álcool etílico PA). | Revela matriz. |
| Ácido pícrico saturado 6%. | Revela contorno de grãos |

Fonte: próprio autor.

4.3.6 Análise de microdureza

Para constatação das microdurezas das fases das microestruturas, o microdurômetro utilizado foi da marca Mitutoyo modelo HM-440MR. Foram analisadas as microdurezas na fase metálica, sendo que, para cada uma dessas fases, três indentações foram realizadas, permitindo obtenção de valor médio da matriz. Todos os ensaios foram realizados com uma carga de 300g e um tempo de aplicação de 10s de acordo com a norma ASTM E384-11 *Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*.

4.3.7 Análise por microscopia eletrônica de varredura

Para fins de complemento da análise da microestrutura, em especial os carbonetos de nióbio formados, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura da marca Zeiss modelo EVO MA10 em conjunto acoplado ao EDS da marca Bruker modelo XFlash 6I10.

4.3.8 Análise por difração de raio X

Para fins de complemento da análise da microestrutura utilizou-se um difratômetro de raio X da marca Shimatzu modelo XRD-6100 com radiação de Co (comprimento de onda de 1,79Å), corrente de 40mA e tensão de 35kV. A faixa de varredura angular foi de 20° a 100° com incremento de 0,001° e velocidade de varredura de 0,5 s/step.

A quantificação das fases formadas foi realizada pelo método de Rietveld, através dos *softwares* Origin2020b e Match3!

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo os resultados apurados na elaboração deste trabalho serão apresentados, relacionados e discutidos. Serão demonstrados os resultados entre as 4 ligas em estudo, todas com os mesmos ciclos de tratamento térmico cujos gráficos tempo x temperatura estão apresentados no apêndice A.

5.1 Análise de composição química

Os resultados das composições químicas das ligas estudadas ficaram dentro das faixas pré-estabelecidas na metodologia. As ligas Nb1, Nb2 e Nb3 tiveram como base a liga Ref acrescidas de percentual de nióbio conforme demonstrado na tabela 11.

Tabela 11: Resultados das análises químicas das ligas em estudo (% em massa).

| Liga | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Nb | Fe |
|------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|---------|
| Ref | 0,29 | 0,55 | 0,98 | 0,014 | 0,005 | 0,90 | 0,47 | 1,02 | 0,01 | Balanço |
| Nb1 | 0,28 | 0,52 | 0,94 | 0,019 | 0,003 | 0,92 | 0,49 | 1,04 | 0,11 | Balanço |
| Nb2 | 0,30 | 0,54 | 0,92 | 0,017 | 0,006 | 0,89 | 0,47 | 0,98 | 0,22 | Balanço |
| Nb2 | 0,28 | 0,53 | 0,93 | 0,015 | 0,009 | 0,88 | 0,45 | 0,99 | 0,35 | Balanço |

Fonte: próprio autor.

Na obtenção das ligas com nióbio, buscou-se evitar a variação dos demais elementos de liga, com intuito de verificar somente o efeito do nióbio nas propriedades mecânicas e tribológicas. A variação dos principais elementos de liga C, Mn, Cr, Mo e Ni teve variação inferior a 10% entre as 4 ligas estudadas de aço Ni-Cr-Mo. Já a variação do Nb foi significativa, partindo de 0,01% (liga sem Nb) para 0,11% (liga Nb1). Na liga Nb2, obteve-se 0,22% de Nb, variação de 100% em relação a liga Nb1. Na liga Nb3, obteve-se 0,35% de Nb, variação de 218% em relação liga Nb1 e 59% em relação a liga Nb2. A figura 42 apresenta o gráfico com estas variações.

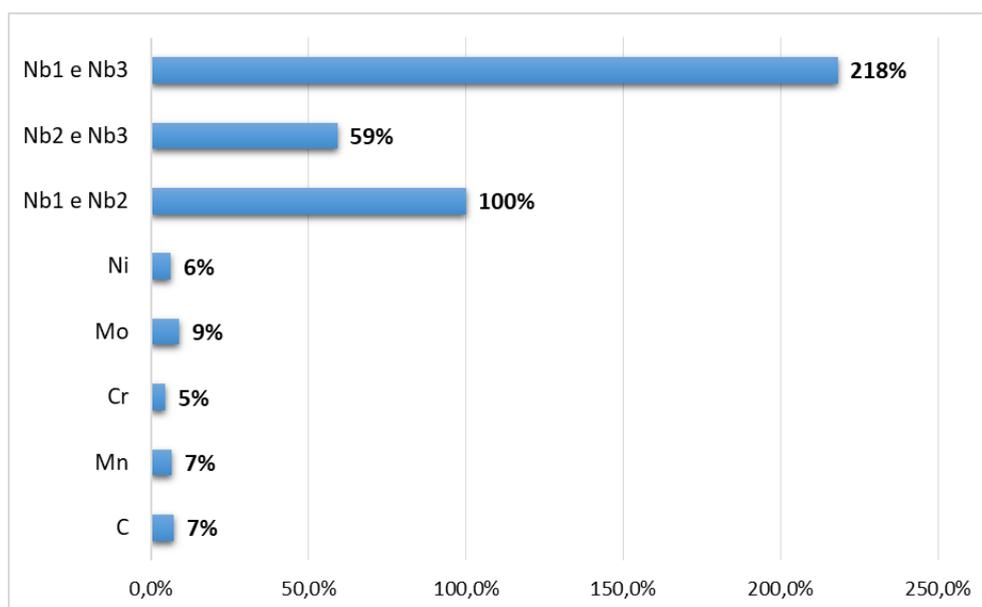


Figura 42: Variação do percentual dos principais elementos de ligas na composição dos aços em estudo. Fonte: próprio autor.

5.2 Análises metalográficas, microdureza, DRX e MEV

Esta análise apresenta as microestruturas em cada liga estudada neste trabalho, visando relacionar com as propriedades mecânicas e resultados de ensaio de desgaste obtidos.

5.2.1 Comparativo das microdurezas obtidas das ligas avaliadas

Para as medições de microdureza, foram obtidas 5 medições da matriz, modificando o coeficiente do critério de Chaveneut para 1,65. A tabela com todos os resultados está apresentada no apêndice D.

A liga de referência Ref teve microdureza média de 496 HV e variação de 3%. A liga Nb1 teve média de 501 HV com variação de 19%, enquanto que a liga Nb2 teve média de 515 HV com variação de 5%. A maior dureza entre as ligas estudadas foi na liga Nb3 com média de 548 HV e variação de 5%. A figura 43 mostra estes resultados.

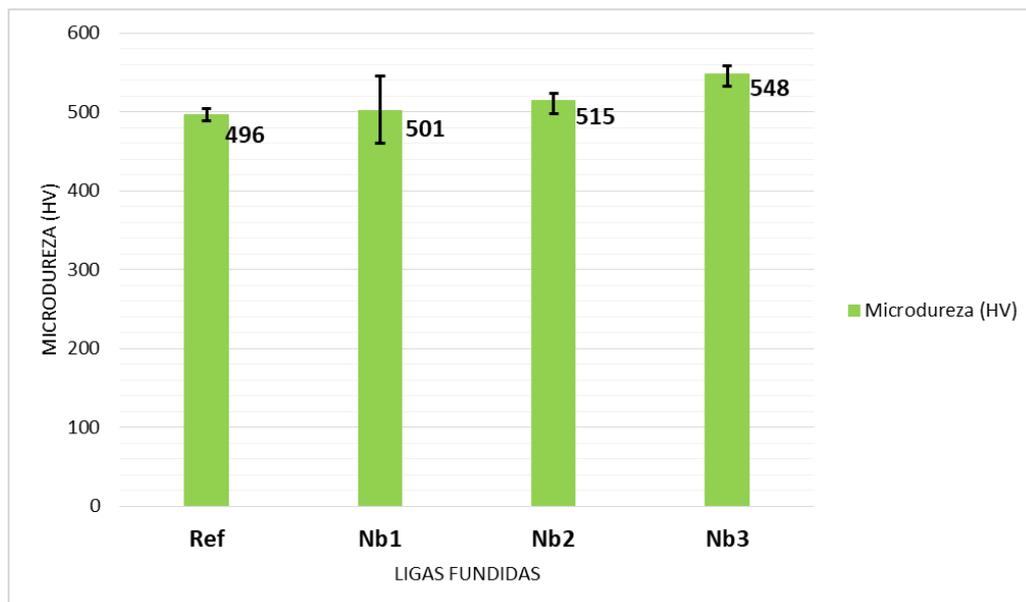


Figura 43: Variação da microdureza (HV) em função da liga fundida. Fonte: próprio autor.

Esse aumento da microdureza com adição de nióbio está de acordo com Penagos (2016), onde as adições simultâneas de nióbio e molibdênio em teores baixos (abaixo de 1,0%) tem os seguintes efeitos na microestrutura: ligeiro aumento das microdurezas, presença de carbonetos de nióbio não compactos e uniformemente distribuídos, em resumo as microestruturas ficam mais refinadas e com maior dureza dos carbonetos NbC.

5.2.2 Microestrutura da liga de referência

A microestrutura da liga de referência Ref, cujos elementos de liga são níquel, cromo e molibdênio é composta por martensita em forma de ripas, pois é um aço com 0,29% de carbono conforme estudo de Krauss (2005). Algumas microsegregações são percebidas, que podem ter surgidas devido resfriamento não ter sido homogêneo, fato que ocasiona a queda na resistência ao impacto conforme já evidenciado por Javaheri et al (2008). A microestrutura da liga Ref está demonstrada na figura 44.



Figura 44: Microestrutura da liga Ref, ataque Villela, ampliação 500x. Fonte: próprio autor.

A figura 45 apresenta o espectro da composição da matriz via EDS da liga Ref. Os principais elementos de liga detectados são Ni, Cr e Mo, sem a presença de Nb como já era esperado.

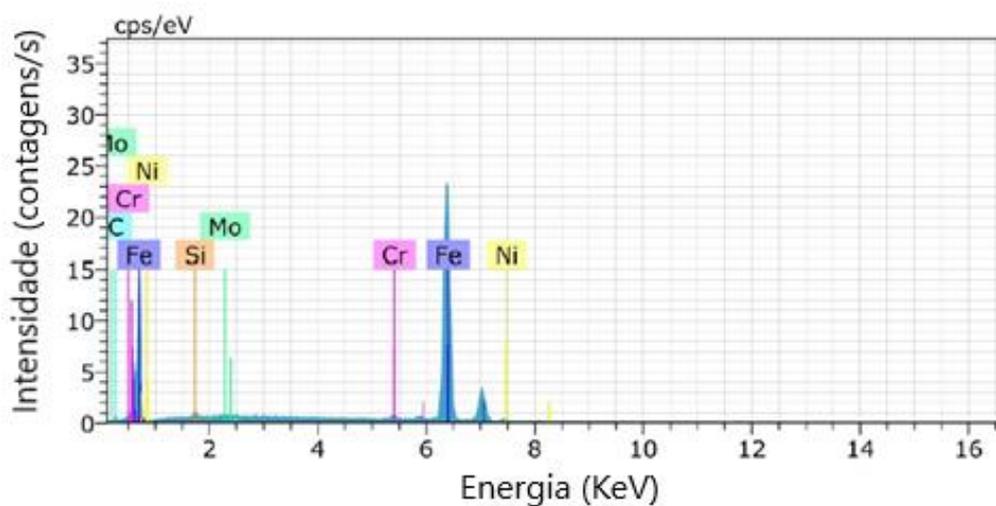


Figura 45: Espectro referente à composição química média da matriz da liga Ref via EDS. Fonte: próprio autor.

Na figura 46 é apresentado o mapa de distribuição da composição química desta mesma liga. É possível evidenciar que a distribuição dos precipitados na matriz apresenta-se de forma homogênea.

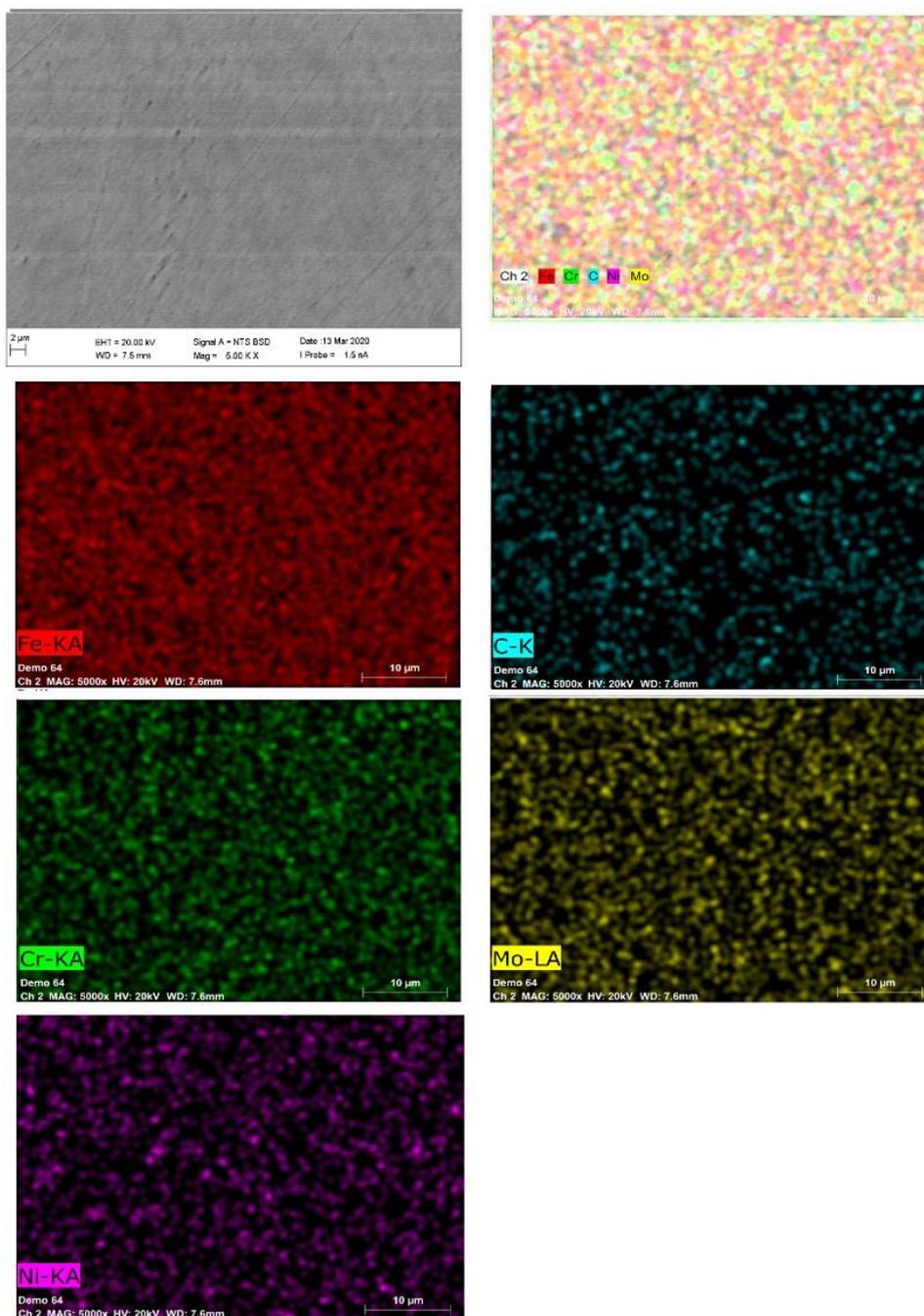


Figura 46: Mapa da composição química da liga Ref, contendo níquel, cromo e molibdênio. Fonte: próprio autor.

O resultado da análise de DRX da amostra da liga Ref apresentou alta intensidade para matriz martensítica e com vários picos menores de carbonetos Cr_23C_6 e Mo_2C . A figura 47 apresenta este resultado.

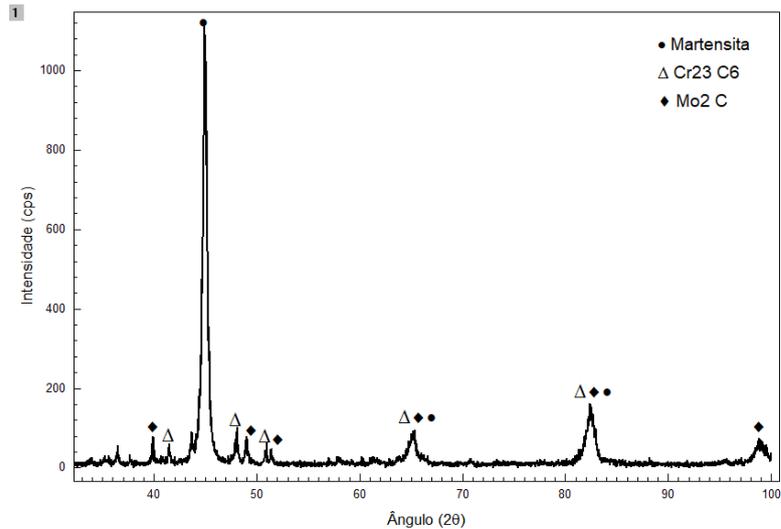


Figura 47: Análise de fases através de DRX da liga Ref. Fonte: próprio autor.

5.2.3 Microestruturas das ligas com adição de nióbio

A microestrutura da liga com adição de nióbio Nb1 (0,11% em massa), cujos elementos de liga são nióbio, níquel, cromo e molibdênio está demonstrada na figura 48. A microestrutura é composta por martensita em forma de ripas, pois é um aço com 0,28% C conforme estudo de Krauss (2005). A figura 49 apresenta o surgimento de frações de linhas não contínua de carbonetos de nióbio precipitados nos contornos de grãos. Precipitados de NbC dificultam o crescimento do grão austenítico e assim melhoram a resistência ao impacto conforme estudos de Javaheri et al (2018).

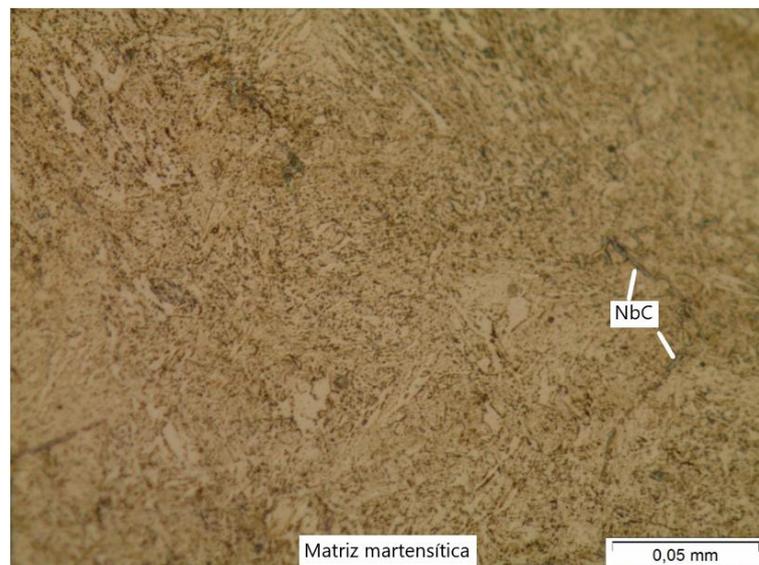


Figura 48: Microestrutura da liga Nb1, ataque Villela, ampliação 500x. Fonte: próprio autor.

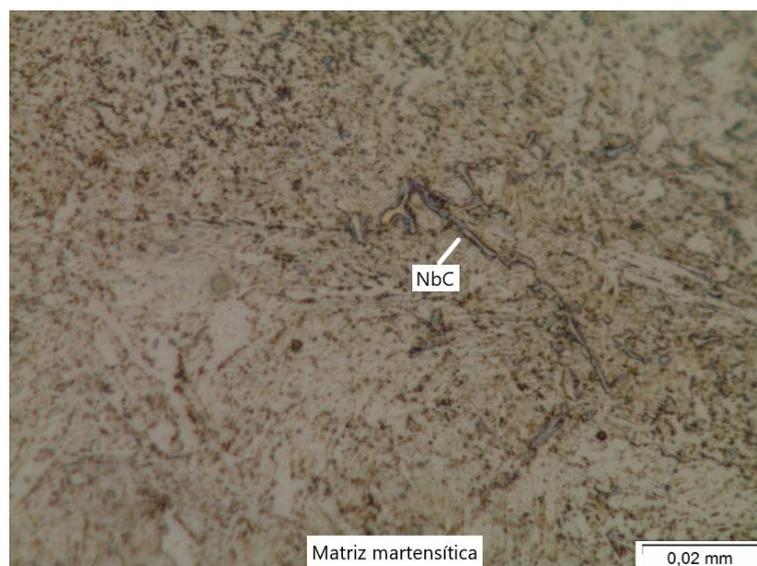


Figura 49: Microestrutura da liga Nb1, ataque Villela, ampliação 1000x. Fonte: próprio autor.

O resultado da análise de DRX da amostra da liga Nb1 apresentou alta intensidade para matriz martensítica, um pouco acima em relação a liga Ref e com vários picos menores de carbonetos Cr₂₃C₆, Mo₂C e a presença de NbC. A figura 50 apresenta estes resultados.

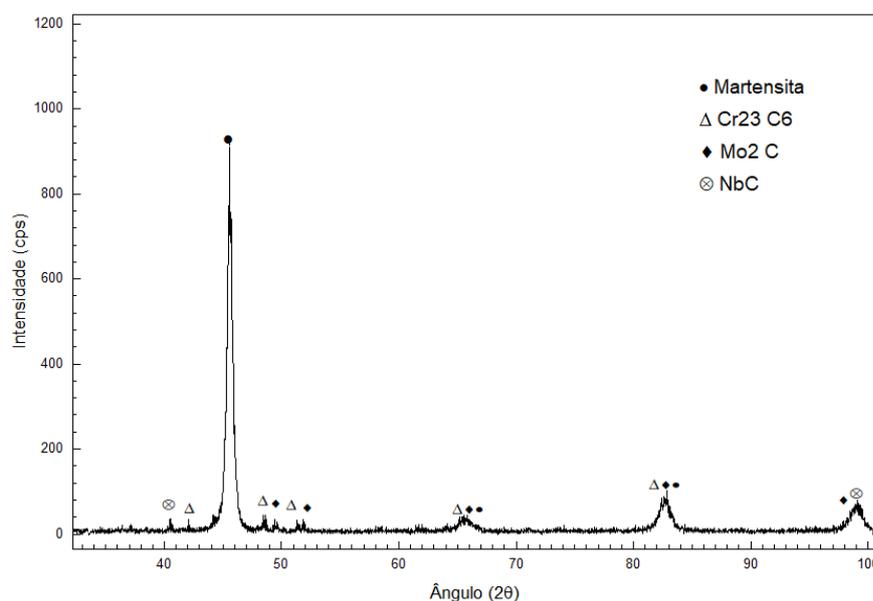


Figura 50: Análise de fases através de DRX da liga Nb1. Fonte: próprio autor.

A microestrutura da liga com adição de nióbio Nb2 (0,22% em massa) apresentado nas figuras 51 e 52 destacam estes carbonetos de Nb precipitados nos

contornos de grãos com maior intensidade. Esse excesso de precipitados passa a não favorecer o aumento da resistência ao impacto, podendo ter efeito contrário e fragilizar o material.

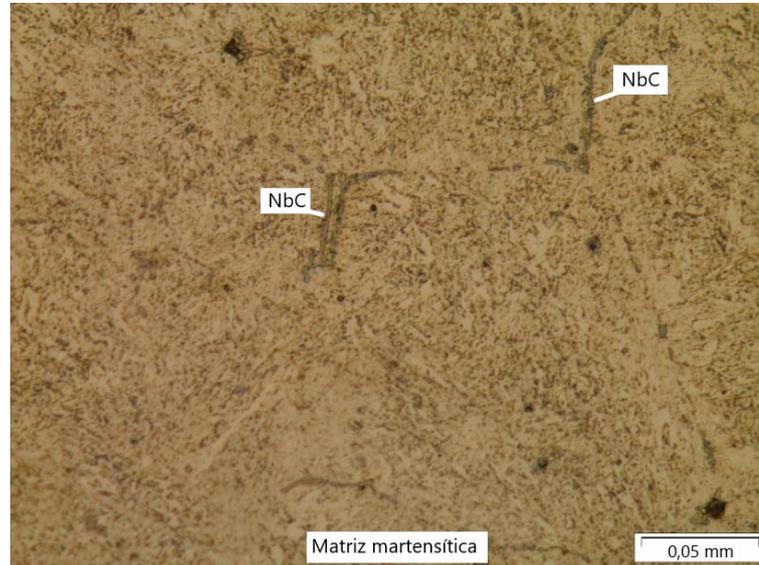


Figura 51: Microestrutura da liga Nb2, ataque Vilela, ampliação 500x. Fonte: próprio autor.

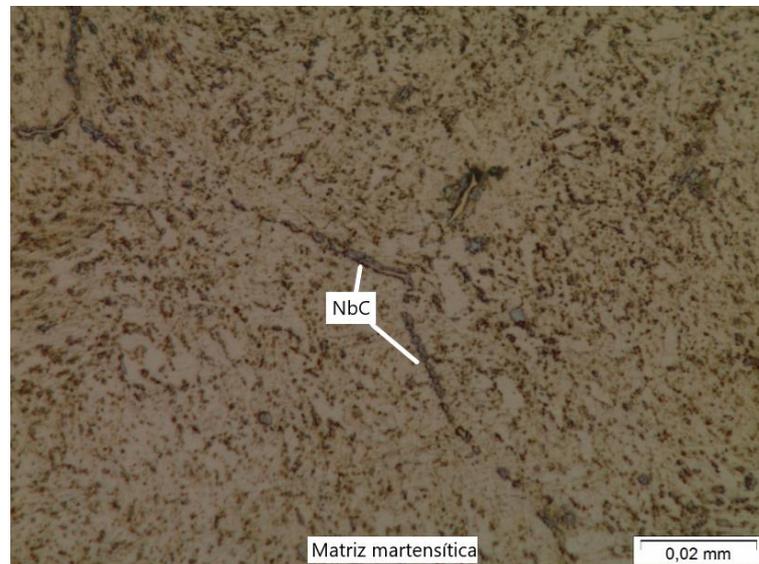


Figura 52: Microestrutura da liga Nb2, ataque Vilela, ampliação 1000x. Fonte: próprio autor.

O resultado da análise de DRX da amostra da liga Nb2 também apresentou alta intensidade para matriz martensítica, um pouco acima em relação a liga Nb1 e com vários picos menores de carbonetos Cr₂₃C₆, Mo₂C e NbC. A figura 53 apresenta estes resultados.

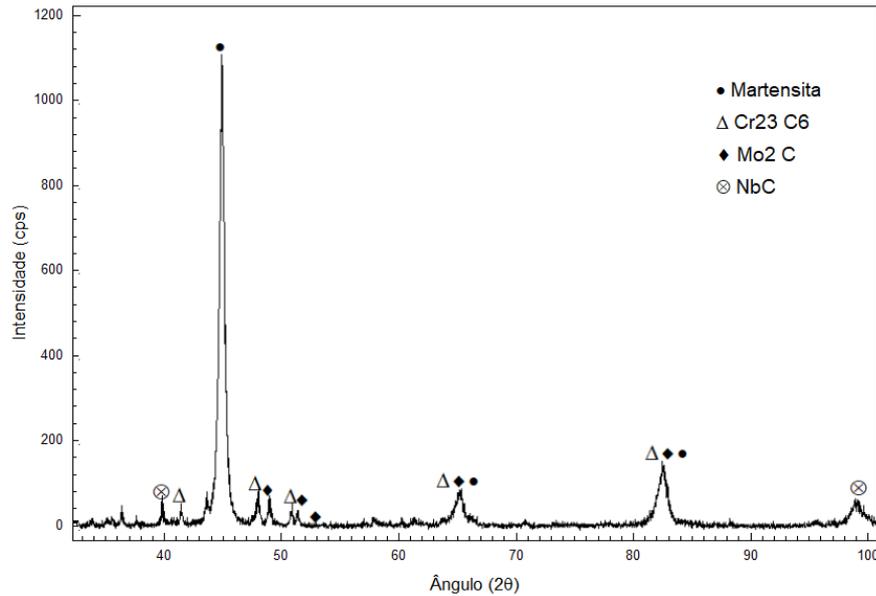


Figura 53: Análise de fases através de DRX da liga Nb2. Fonte: próprio autor.

A microestrutura da liga com adição de nióbio Nb3 (0,35% em massa) apresentado nas figuras 54 e 55 destacam ainda mais estes carbonetos de Nb precipitados no contorno de grãos. É possível inclusive evidenciar o tamanho de alguns grãos, relativamente grosseiros, visto que não foi aplicada nenhuma técnica de refino termomecânica durante o tratamento térmico. Fato este que evidencia o efeito prejudicial destes precipitados no resultado da resistência ao impacto.

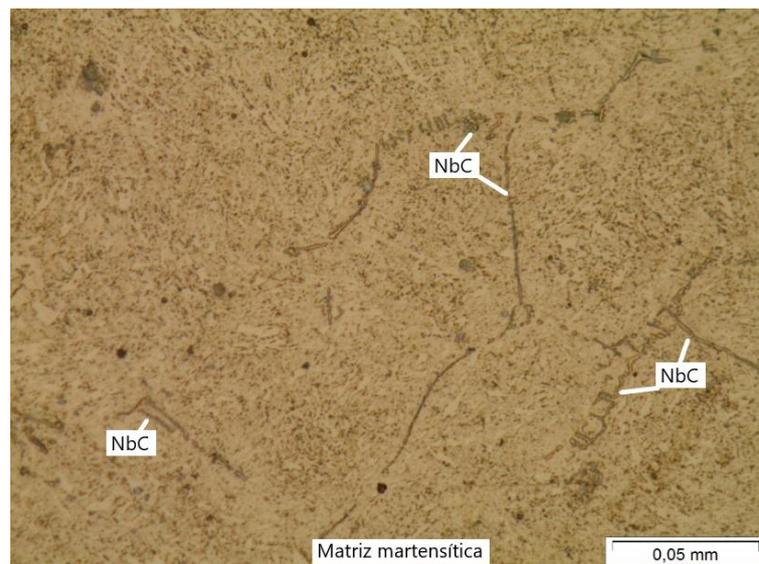


Figura 54: Microestrutura da liga Nb3, ataque Villela, ampliação 500x. Fonte: próprio autor.

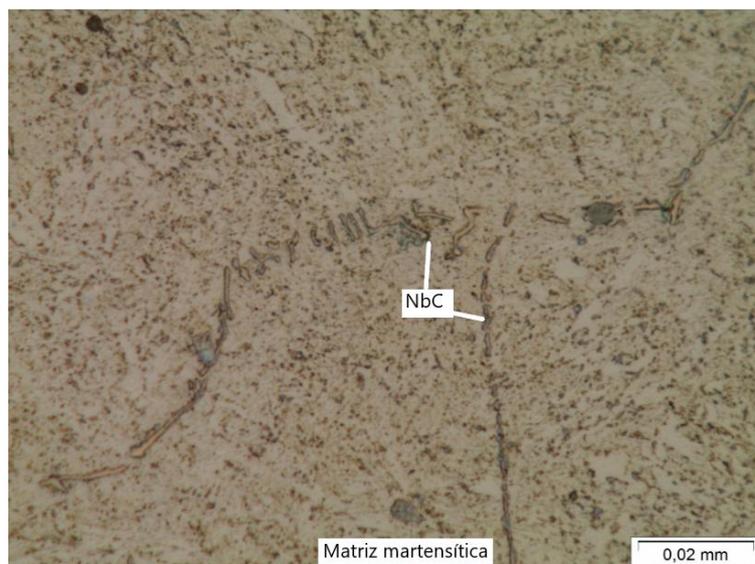


Figura 55: Microestrutura da liga Nb3, ataque Vilela, ampliação 1000x. Fonte: próprio autor.

O resultado da análise de DRX da amostra da liga Nb3 apresentou maior intensidade para matriz martensítica de todas as ligas avaliadas neste estudo e com picos menores de carbonetos Cr₂₃C₆, Mo₂C e NbC. A figura 56 apresenta estes resultados.

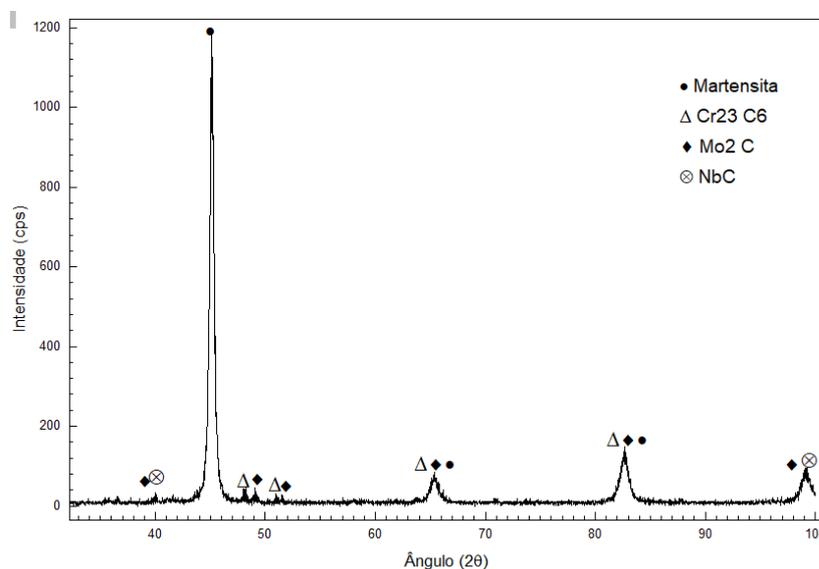


Figura 56: Análise de fases através de DRX da liga Nb3. Fonte: autor.

Na figura 57 é apresentado o mapa de distribuição da composição química desta mesma liga. Nesta análise fica evidente a tendência do NbC se precipitar nos contornos de grãos. Corrêa et al (2005) cita que carbonetos NbC uniformemente distribuídos contribuem para aumento da resistência ao desgaste. Penagos (2016) complementa que a adição conjunta de Mo, torna esses carbonetos mais duros e

consequente mais resistência à abrasão. A figura 59h mostra a rede de carbonetos NbC com variação de tamanhos, o que evidência que a distribuição dos precipitados na matriz não apresenta-se de forma homogênea.

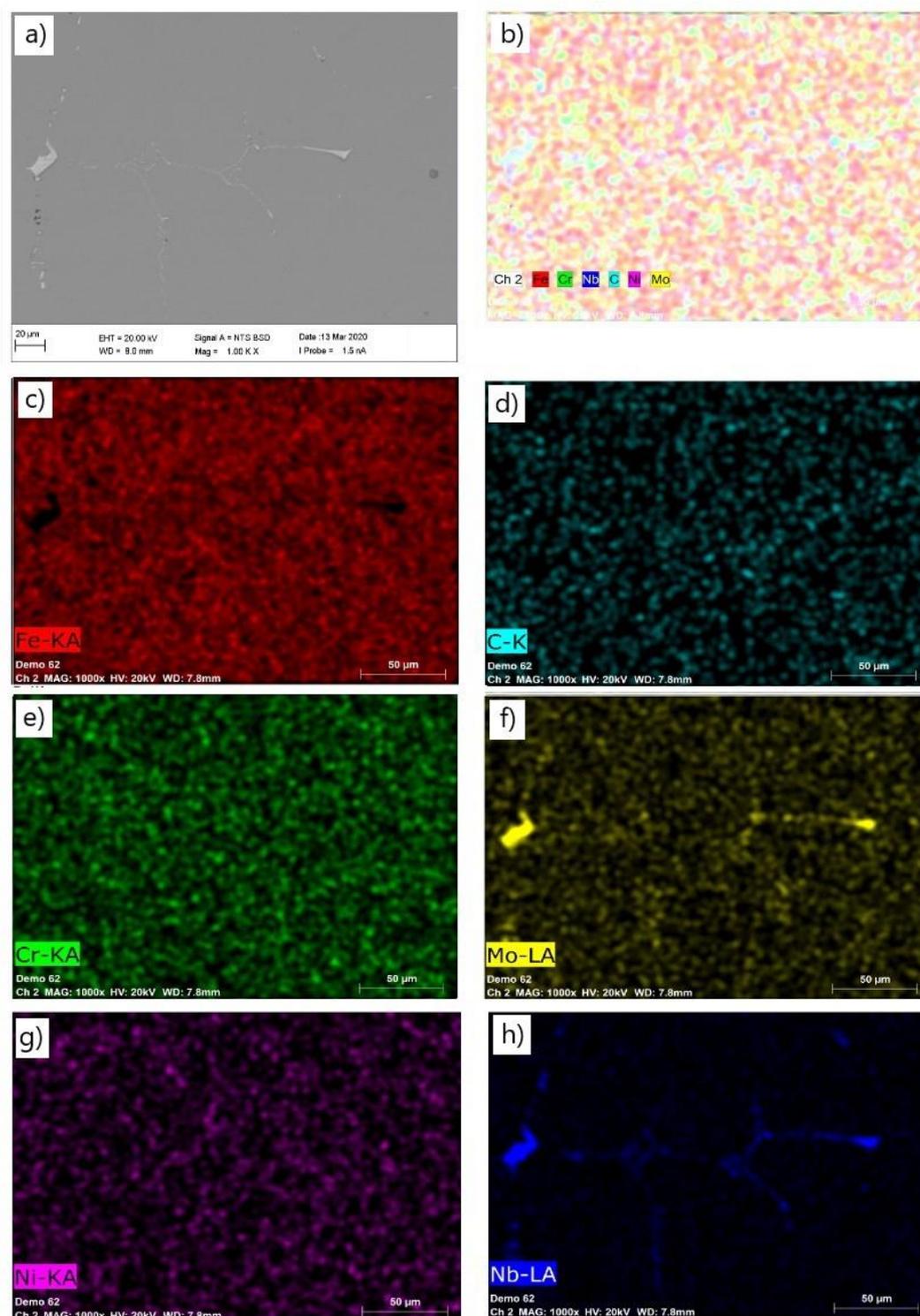


Figura 57: Mapa da composição química da liga Nb₃, onde: a) área analisada; b) distribuição dos elementos; c) ferro; d) carbono; e) cromo; f) molibdênio; g) níquel e h) nióbio. Fonte: próprio autor.

A figura 58 apresenta o espectro da composição da matriz via EDS da liga Nb3. Os principais elementos de liga detectados são Nb, Ni, Cr e Mo.

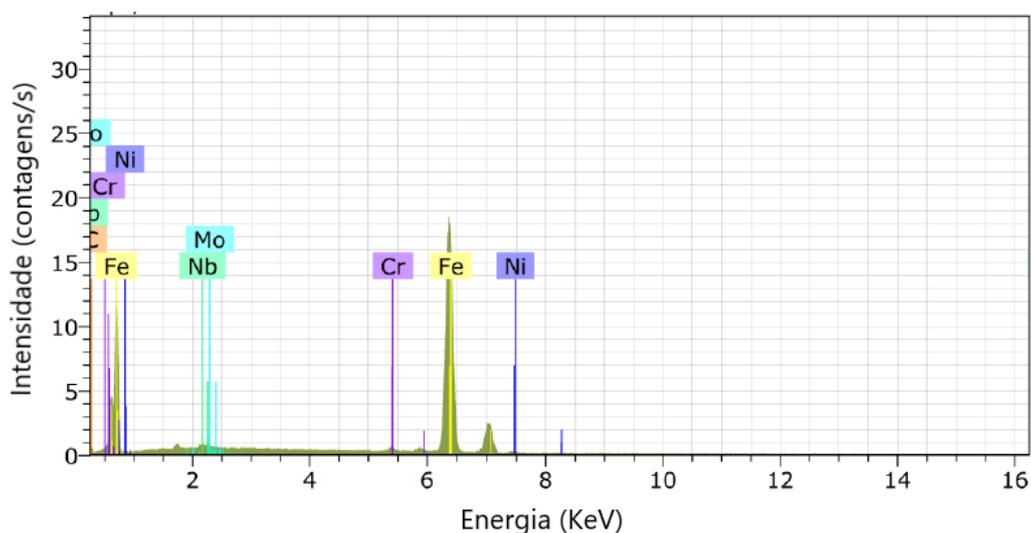


Figura 58: Espectro referente à composição química média da matriz da liga Nb3 via EDS. Fonte: próprio autor.

5.2.4 Comparativo de tamanhos de grãos

A figura 59 apresenta as imagens dos contornos de grãos das ligas Ref, Nb1, Nb2 e Nb3, evidenciando o refinamento dos mesmos com adição de Nb na composição das mesmas. As ligas com adição de nióbio apresentaram tamanhos menores de grãos quando comparadas com a liga Ref, cujo tamanho médio dos grãos foi $92\mu\text{m}$. A liga Nb1 teve tamanho médio de grãos de $60\mu\text{m}$, ou seja, uma redução de 35% em relação a liga de referência. A liga Nb2 teve tamanho médio de grãos de $45\mu\text{m}$, ou seja, 51% menor do que a liga Ref e 25% em relação a liga Nb1. A liga Nb3 teve tamanho médio de grãos de $38\mu\text{m}$, sendo este o melhor resultado ficando 59% menor em relação Ref, 27% em relação Nb1 e 15% menor do que Nb2. A figura 60 apresenta o gráfico comparativo dos tamanhos de grãos evidenciando a influência do Nb no refinamento dos grãos. Fica evidente que é necessário melhorar o processo de tratamento térmico ou inclusão de tratamento termomecânico para potencializar o efeito do nióbio no refinamento dos grãos, visto que mesmo com refinamento, os grãos tem um tamanho médio considerado alto. Algumas microsegregações são percebidas nas imagens das micrografias das ligas com nióbio (Nb1, Nb2 e Nb3).

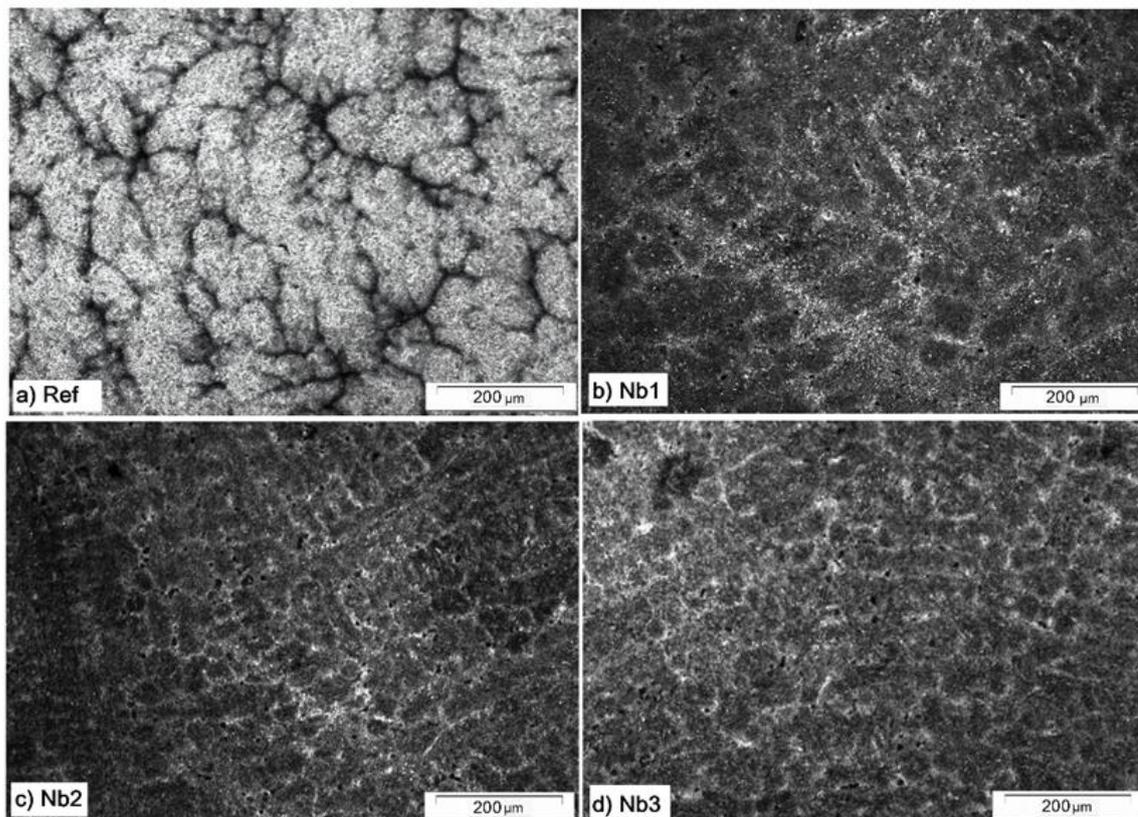


Figura 59: Contornos de grãos das ligas com nióbio comparadas com referência, ataque ácido pícrico saturado; a) tamanho de grãos da liga Ref; b) tamanho de grãos da liga Nb1; c) tamanho de grãos da liga Nb2; d) tamanho de grãos da liga Nb3. Fonte: próprio autor.

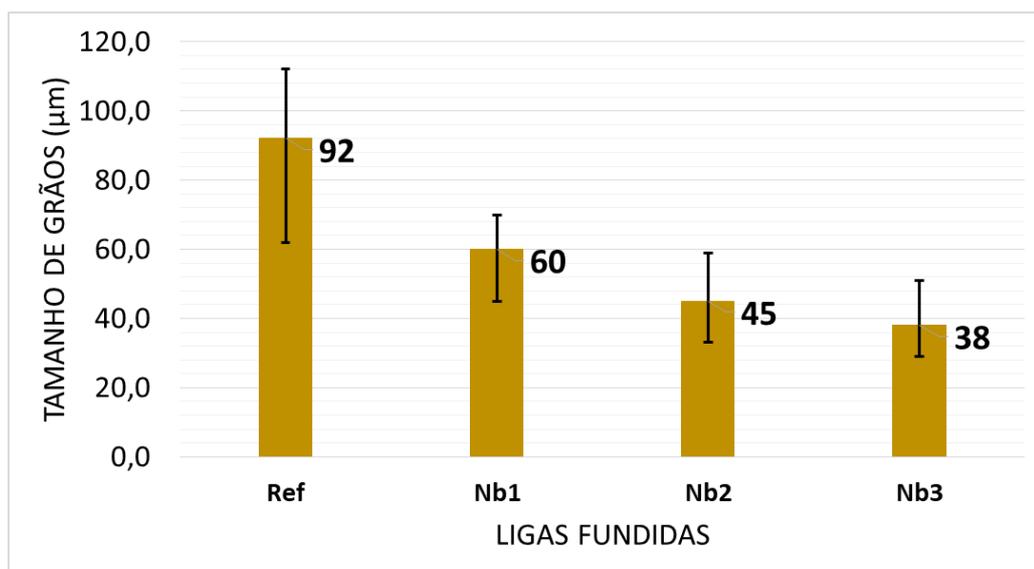


Figura 60: Variação dos tamanhos de grãos em função das ligas. Fonte: próprio autor.

5.3 Propriedades Mecânicas

Para a determinação dos resultados das propriedades mecânicas referentes a cada condição das amostras, aplicaram-se os ensaios de tração, Charpy e dureza conforme descritos na metodologia. Após a realização dos mesmos e obtidas as curvas características do material, foram calculados os valores de cada propriedade.

Neste estudo as amostras fabricadas foram submetidas aos tratamentos térmicos usuais para aplicação industrial, não sendo avaliada a variação de tempo, temperatura e meio de resfriamento. Entretanto foi avaliada a influência do percentual de nióbio nas propriedades obtidas, sem alteração no tratamento térmico. Na sequência serão detalhadas cada uma das propriedades mecânicas obtidas.

Durante a realização dos ensaios foram obtidas 3 amostras de cada liga em estudo. Com intuito de evitar a consideração de valores que destoem da média, foi aplicado o critério de Chauvenet para pequenas amostras, neste caso, o fator utilizado foi 1,38. Desta forma toda diferença superior a este fator entre o valor da amostra com respectivo valor médio é considerado não válido, sendo, portanto, descartado do estudo. No apêndice B, a tabela é mostrada com todos os ensaios validados.

5.3.1 Comparativo das durezas obtidas das ligas avaliadas

A liga de referência Ref apresentou a menor dureza encontrada com 467 HB e variação de 15,4%. A liga Nb1 teve média de 476 HB com variação de 8,6%, enquanto que a liga Nb2 teve média de 493 HB com variação de 5,8%. A maior dureza entre as ligas estudadas foi na liga Nb3 com média de 518 HB e variação de 3,1%.

A liga Nb3 aumentou a dureza em 25 pontos, acréscimo de 5,1% em relação a Nb2; 42 pontos (8,8%) em relação a Nb1; 51 pontos (10,9%) em relação a Ref. Estes resultados demonstram a influência do Nióbio adicionado na liga no incremento da dureza da mesma, devido maior refinamento dos grãos, maior percentual de martensita distribuída na matriz e a presença de carbonetos de Nb. A figura 61 mostra estes resultados.

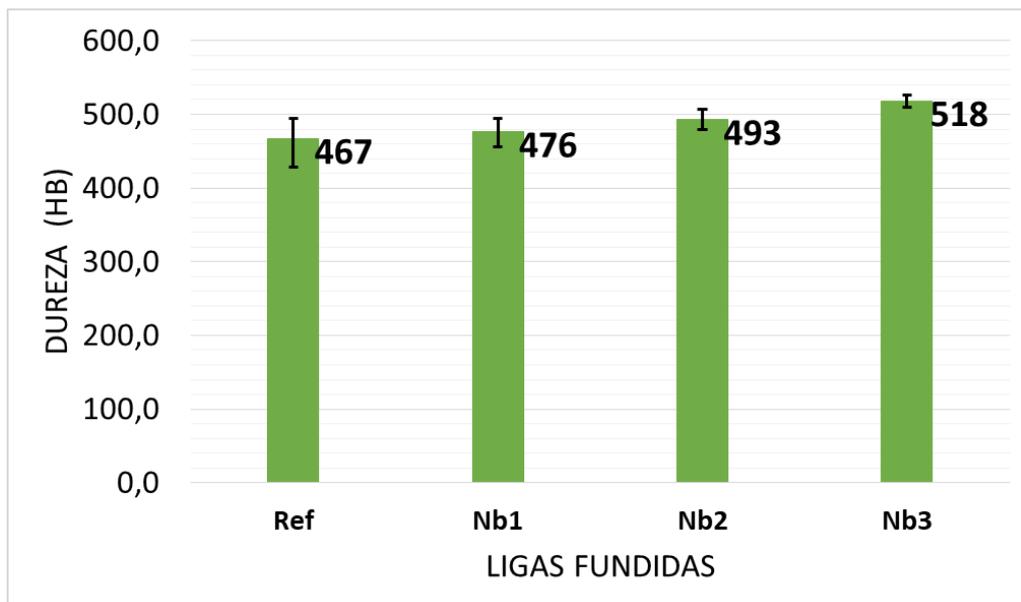


Figura 61: Variação da dureza (HB) em função da liga fundida. Fonte: próprio autor.

A figura 62 apresenta esta correlação positiva muito forte entre o percentual de Nb e o incremento de dureza. Esses resultados são semelhantes as impressões de Penagos (2016), onde as adições simultâneas de nióbio e molibdênio em teores baixos tem ligeiro aumento das durezas micro e macro.

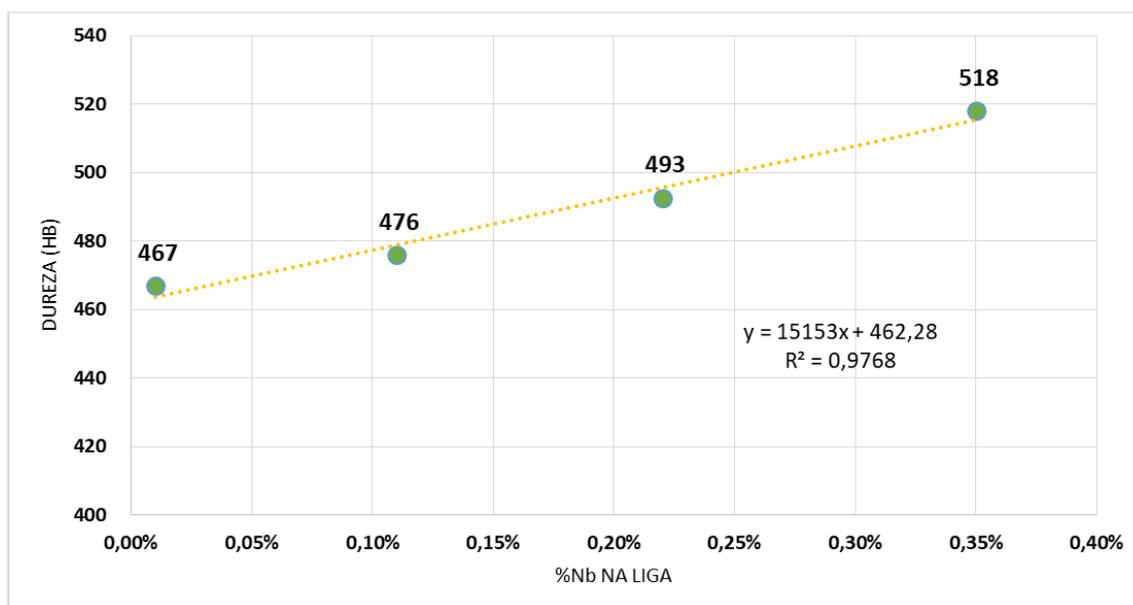


Figura 62: Relação entre a dureza (HB) e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas. Fonte: próprio autor.

5.3.2 Comparativo do limite de escoamento obtido nas ligas avaliadas

A liga Ref apresentou o menor resultado para o limite de escoamento com valor de 1.264 MPa e variação de apenas 2,9% entre as amostras. As ligas com inclusão de nióbio tiveram os seguintes resultados médios e variações entre as amostras:

- Nb1: 1.332 MPa (4,9%);
- Nb2: 1.378 MPa (2,8%);
- Nb3: 1.467 MPa (1,0%);

O melhor resultado foi da liga Nb3 que ficou superior em 16,1% em relação a liga Ref. Entre as ligas com nióbio, o acréscimo no limite ao escoamento foi de apenas 6,5% entre Nb3 e Nb2, e de 10,2% entre Nb3 e Nb1. O acréscimo do escoamento entre as ligas Nb2 e Nb1 foi de apenas 3,5%. A figura 63 apresenta os resultados obtidos para o limite de escoamento nas ligas avaliadas.

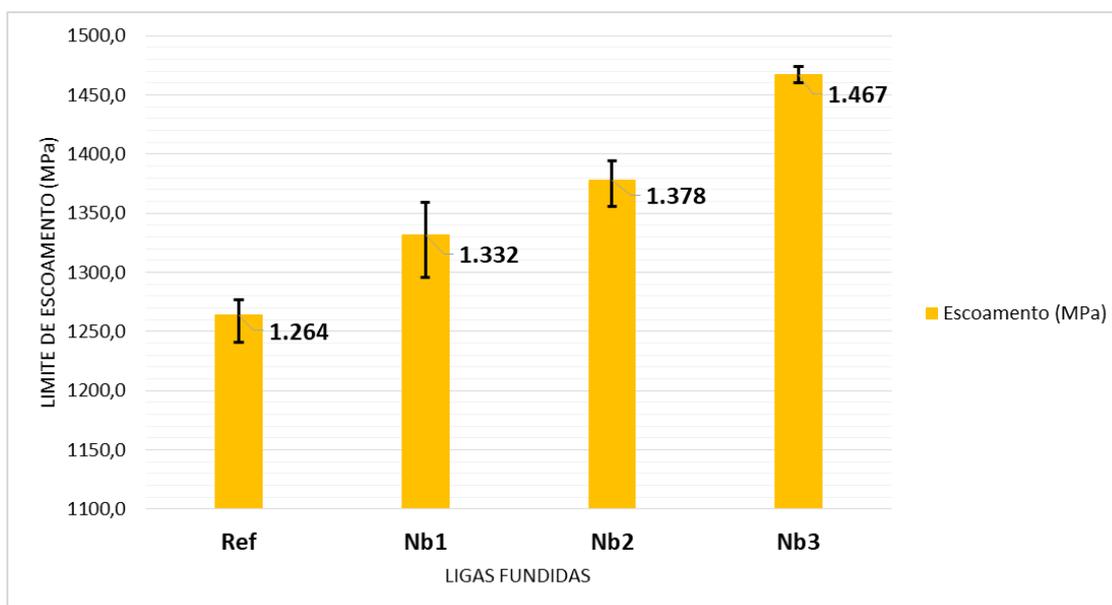


Figura 63: Variação do limite de escoamento (MPa) em função da liga fundida. Fonte: próprio autor.

A figura 64 apresenta a correlação entre o percentual de Nb nas ligas e a variação do limite de escoamento. Esta correlação linear positiva, também é muito forte. Esses resultados evidenciam a influência do refinamento de grãos para aumentar a resistência ao escoamento.

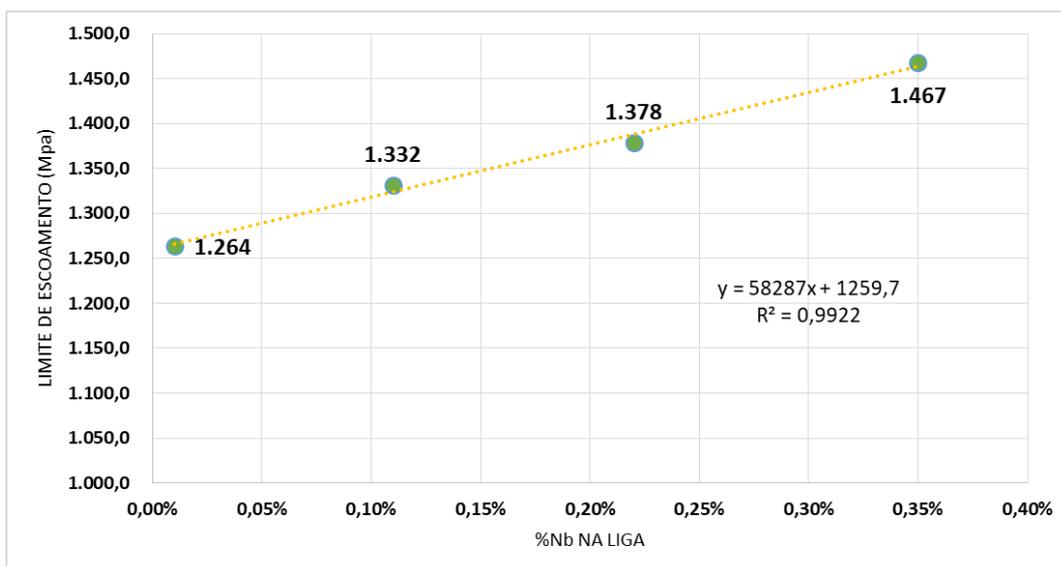


Figura 64: Relação entre o limite de escoamento (MPa) e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas. Fonte: próprio autor.

5.3.3 Comparativo das resistências à tração obtidas das ligas avaliadas

O gráfico mostrado na figura 65 apresenta os valores das resistências à tração em relação as ligas ensaiadas. A liga Ref apresentou o menor resultado para resistência à tração com valor de 1.453 MPa com variação de apenas 0,7% entre as amostras. As ligas com inclusão de nióbio tiveram os seguintes resultados médios e variações entre as amostras:

- Nb1: 1.536 MPa (4,0%); Nb2: 1.602 MPa (4,0%); Nb3: 1.770 MPa (3,5%);

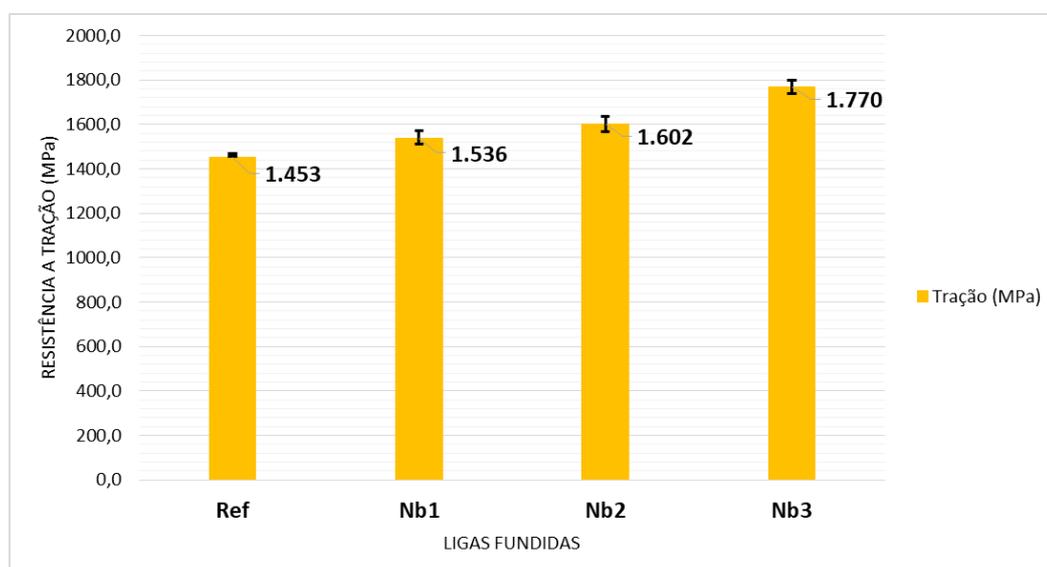


Figura 65: Variação da tensão máxima (MPa) em função da liga fundida. Fonte: próprio autor.

O melhor resultado foi da liga Nb3 que ficou superior em 21,8% em relação a liga Ref. Entre as ligas com nióbio, o acréscimo na resistência à tração foi de 10,5% entre Nb3 e Nb2, e de 15,2% entre Nb3 e Nb1. O acréscimo da resistência à tração entre as ligas Nb2 e Nb1 foi de apenas 4,3%. A capacidade do nióbio para aumentar a resistência a tração devido principalmente ao refinamento do tamanho de grãos tem sido provada por muitos pesquisadores como Aleksandrov (2005) e Metals Handbook (1993).

A figura 66 apresenta a correlação entre o percentual de Nb nas ligas e a variação da resistência à tração. Esta correlação linear positiva, também é muito forte, porém um pouco menor em relação ao limite de escoamento.

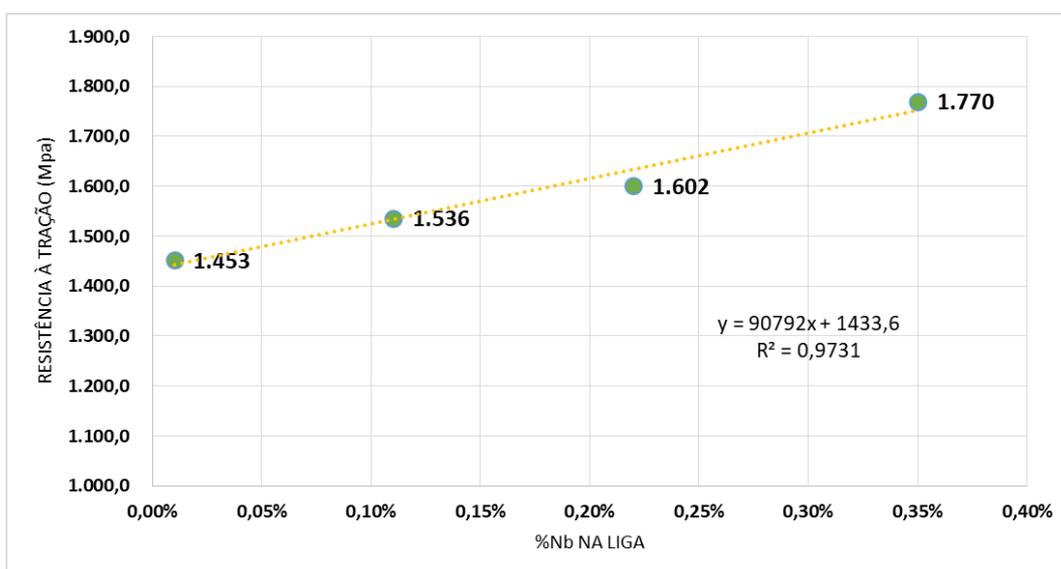


Figura 66: Relação entre a resistência à tração (MPa) e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas. Fonte: próprio autor.

5.3.4 Comparativo dos alongamentos obtidas das ligas avaliadas

A liga Ref teve um resultado de 8% com variação de 21,3% entre as amostras. As ligas com inclusão de nióbio tiveram os seguintes resultados médios e variações entre as amostras:

- Nb1: 8% de alongamento com 10,5% de variação;
- Nb2: 7% de alongamento com 14,3% de variação;
- Nb3: 3% de alongamento com 20,0% de variação;

O gráfico da figura 67 apresenta os resultados obtidos. Estas reduções dos valores do alongamento nas ligas com inclusão de nióbio eram esperadas devido os maiores valores apresentados para os limites de escoamento e tensão máxima.

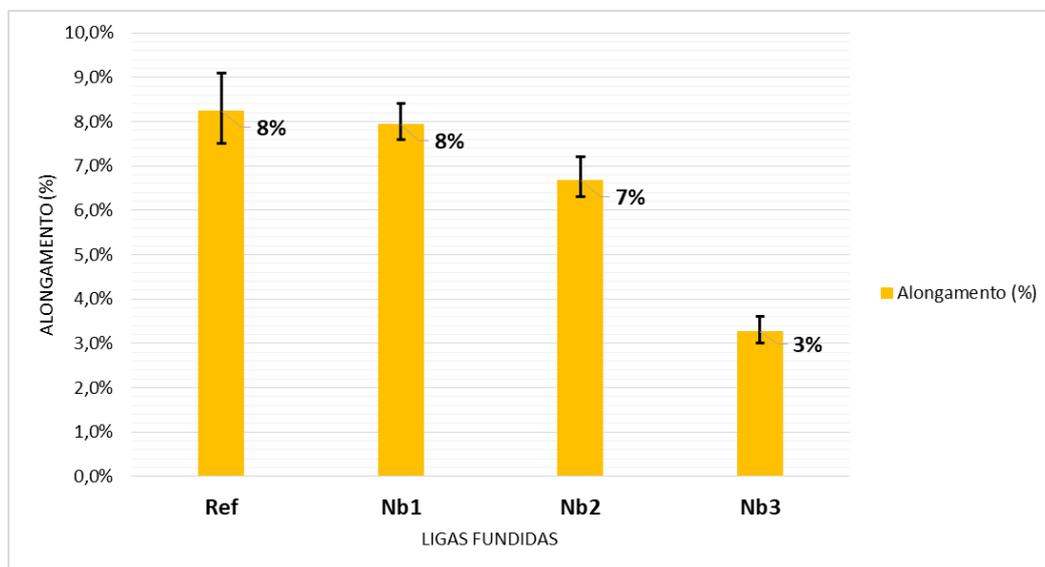


Figura 67: Variação do alongamento (%) em função da liga fundida. Fonte: próprio autor

A figura 68 apresenta a correlação entre o percentual de Nb nas ligas e a variação do alongamento. Esta correlação também é forte com 88,2% de linha de tendência linear, porém negativa.

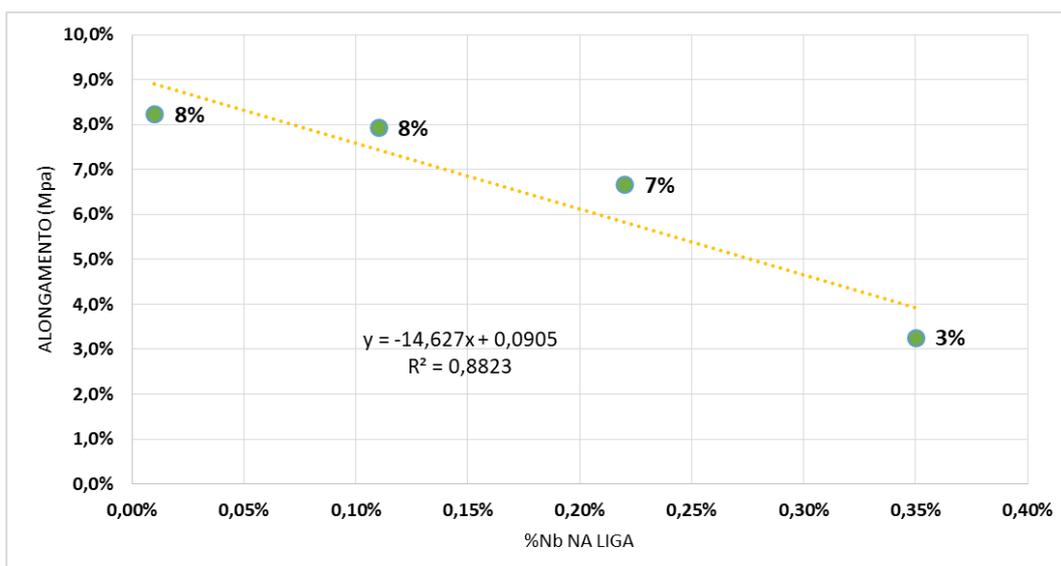


Figura 68: Relação entre o alongamento (%) e o percentual de nióbio na composição das ligas estudadas. Fonte: próprio autor.

5.3.5 Comparativo das reduções de áreas obtidas das ligas avaliadas

A figura 69 apresenta os valores obtidos para cada liga avaliada. O melhor resultado foi obtido na liga Ref com 20%, enquanto que o pior resultado ficou com a liga Nb3 com 6,5%. No geral o comportamento foi análogo aos alongamentos obtidos.

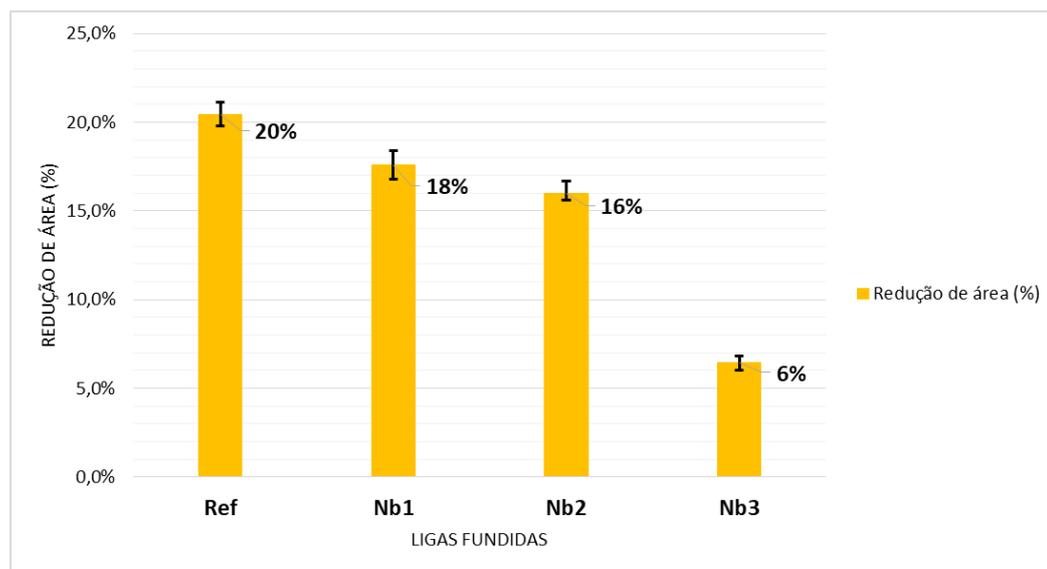


Figura 69: Variação da redução de área (%) em função da liga fundida. Fonte: próprio autor.

5.3.6 Comparativo das energias de impacto obtidas das ligas avaliadas

A liga de referência Ref teve energia de impacto média de 16J e sem variação entre as amostras. As ligas com inclusão de nióbio tiveram os seguintes resultados médios e variações entre as amostras:

- Nb1: 31J (6,7%);
- Nb2: 26J (0,0%);
- Nb3: 9J (25,0%);

O melhor resultado foi da liga Nb1 que ficou superior em 93,8%% em relação a liga Ref. Os valores estão demonstrados na figura 70.

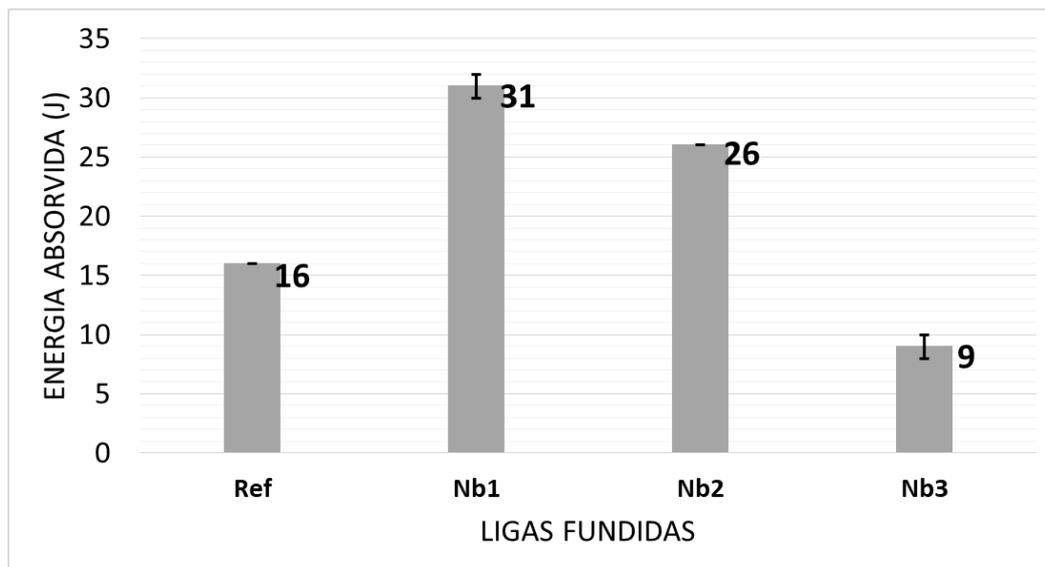


Figura 70: Variação da energia de impacto (J) em função da liga fundida. Fonte: próprio autor.

Entre as ligas com nióbio, à medida que o percentual de Nb na liga aumenta há um decréscimo nos valores das energias de impacto absorvidas. Esses resultados evidenciam a fragilidade causada pelos precipitados de NbC nos contornos de grãos. A figura 71 mostra uma correlação polinomial cujo pico foi alcançado entre 0,10% a 0,20% Nb. A influência do Nb no aumento da resistência ao impacto foi verificada por outros pesquisadores, tais como Aleksandrov (2005) e Javaheri (2018), porém para percentuais abaixo de 0,10%.

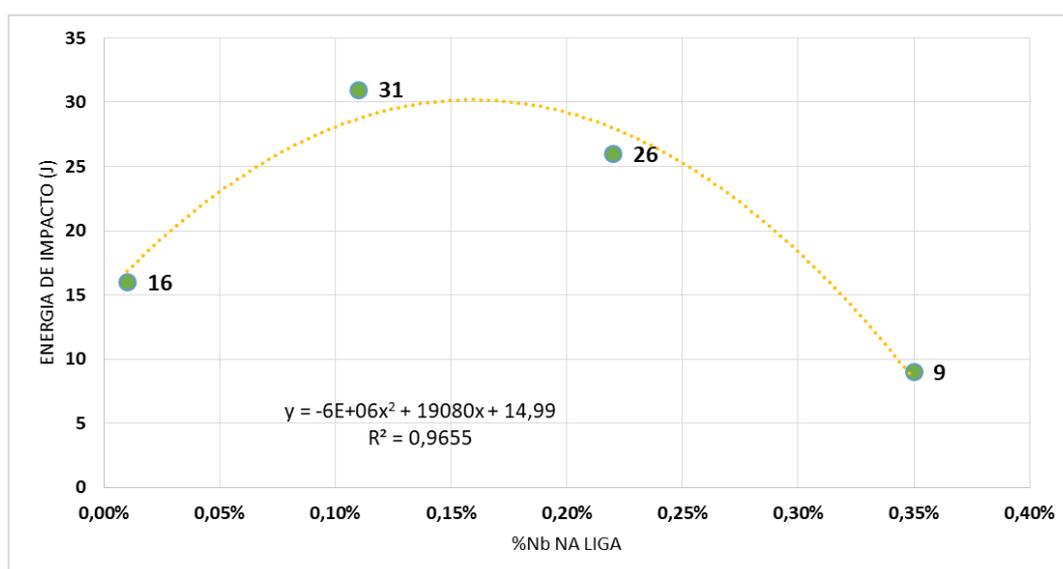


Figura 71: Relação entre a energia de impacto (J) e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas. Fonte: próprio autor.

5.3.7 Comparativo geral analisando a sobreposição dos valores referentes às mudanças nas propriedades mecânicas das ligas avaliadas

A medida que o percentual de nióbio foi adicionado as ligas, as propriedades mecânicas do material sofreram mudanças significativas. De forma mais acentuada a resistência à tração positivamente e a redução de área negativamente. Este resumo, está representado na figura 72.

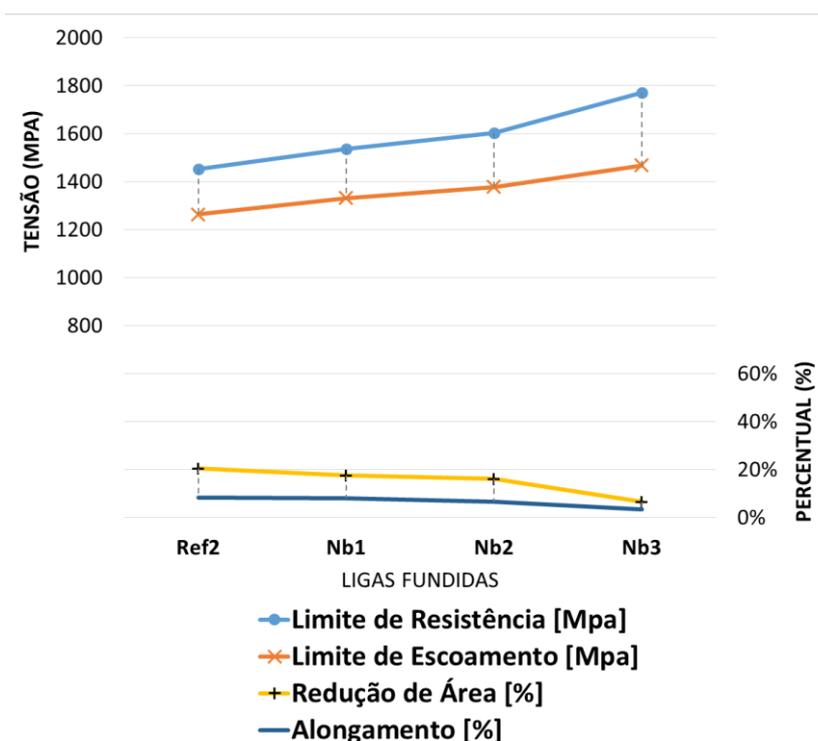


Figura 72: Sobreposição das curvas das características mecânicas obtidas nos ensaios. Fonte: próprio autor.

A tabela 13 faz um resumo das propriedades mecânicas obtidas e relacionam com os limites mínimos definidos pela norma ASTM A148/A 148M – 05. A liga Ref não atendeu a classe 1450-1240L, devido a energia de impacto não ter atingido o valor mínimo de 20J. Como as demais propriedades atingiram os valores mínimos, ela pode ser enquadrada na classe 1450-1240.

Tabela 12: Resultados obtidos nos ensaios das propriedades mecânicas citadas na norma ASTM A148.

| Liga/ A148 | Tensão Máx. [MPa] | Desvio padrão | Limite Esc. [MPa] | Desvio padrão | Alonga. [%] | Desvio padrão | Red. Área [%] | Desvio padrão | Impacto [J] | Desvio padrão |
|-----------------------|----------------------------------|--------------------------|----------------------------------|--------------------------|------------------------|--------------------------|------------------------------|--------------------------|------------------------|--------------------------|
| Ref 1450- 1240L | 1.453 | 14 | 1.264 | 16 | 8 | 0,7 | 20 | 0,5 | 16 | 0 |
| Nb1 1450- 1240L | 1.536 | 25 | 1.332 | 26 | 8 | 0,3 | 18 | 0,7 | 31 | 0,8 |
| Nb2 1450- 1240L | 1.602 | 28 | 1.378 | 16 | 7 | 0,4 | 16 | 0,5 | 26 | 0 |
| Nb3 1795- 1450L | 1.770 | 25 | 1.467 | 6 | 4 | 0,2 | 7 | 0,3 | 9 | 0,8 |

Legenda: ● Aprovado ■ Reprovado

Fonte: autor.

A liga Nb1 atingiu todos os valores mínimos da classe 1450-1240L, mesma situação da liga Nb2. A liga Nb3 não se enquadrou em nenhuma classe da norma ASTM A148, principalmente devido sua resistência máxima ter ficado abaixo da mínima exigida pela classe 1795-1450L, que é de 1.795 MPa.

5.4 Ensaio de Desgaste Abrasivo

A liga de referência apresentou resultado de perda de massa de 241mm³ com variação entre os limites máximo e mínimo de 17,9%. As ligas com adição de nióbio apresentaram resultados melhores quando comparadas com a liga de referência. A liga Nb1 teve perda de volume de 195mm³ e variação entre as amostras de apenas 1,2%, sendo esta a menor variação. A liga Nb2 teve perda de volume de 191mm³ e variação entre as amostras de apenas 3,8%. A liga Nb3 teve perda de volume de 165mm³, sendo este, o melhor resultado, e variação entre as amostras de apenas 2,3%. Além dos melhores resultados, as ligas com adição de nióbio tiveram resultados com menor variação entre as amostras. Todos esses resultados estão apresentados na figura 73.

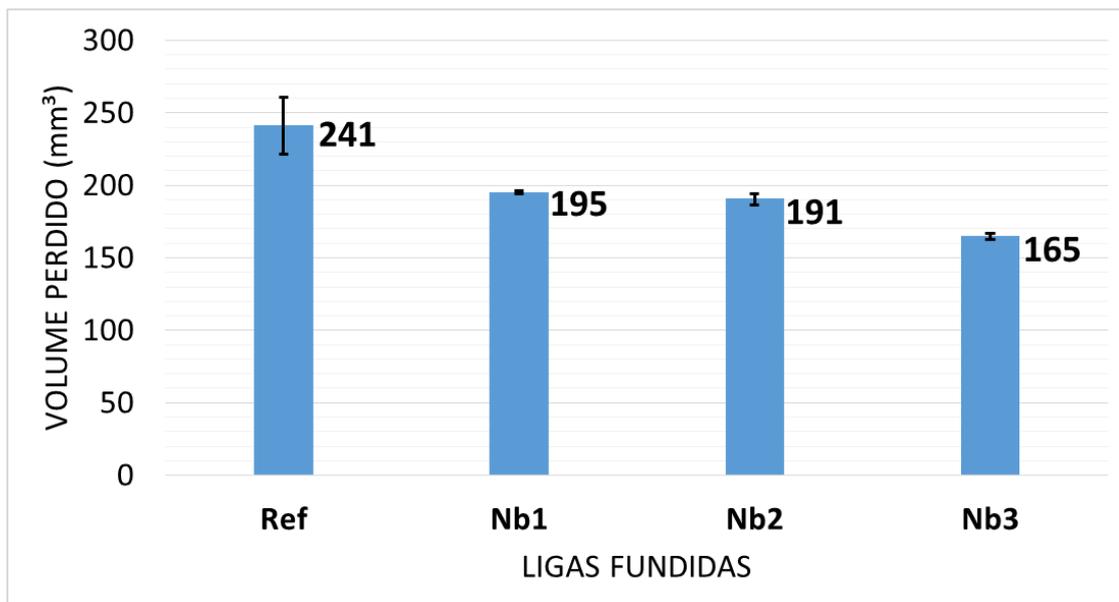


Figura 73: Variação do volume perdido ajustado (mm^3) do ensaio de desgaste abrasivo em função da liga fundida. Fonte: próprio autor.

Outro resultado analisado foi a correlação entre o volume perdido no desgaste abrasivo e a dureza das amostras. As ligas avaliadas tiveram comportamentos semelhantes, ou seja, a medida que as durezas aumentaram, houve redução da perda de volume no ensaio de abrasão. As ligas Nb1 e Nb2 tiveram durezas parecidas, 476HB e 477HB, respectivamente, sendo que a perda de volume também teve pequena variação, $194,89 \text{ mm}^3$ e $190,62 \text{ mm}^3$, respectivamente. A liga Nb3 que teve maior dureza (497 HB) também apresentou menor desgaste abrasivo (165 mm^3). No geral a correlação é negativa considerada relativamente forte através da equação polinomial apresentada na figura 74.

Essa não correspondência simples e linear de maior dureza x maior resistência ao desgaste abrasivo é indicada na literatura por pesquisadores tais como Cookson (1982) e Corrêa (2015). A resistência ao desgaste depende além da dureza de outros fatores, tais como: tamanho, espaçamento e fração volumétrica dos carbonetos.

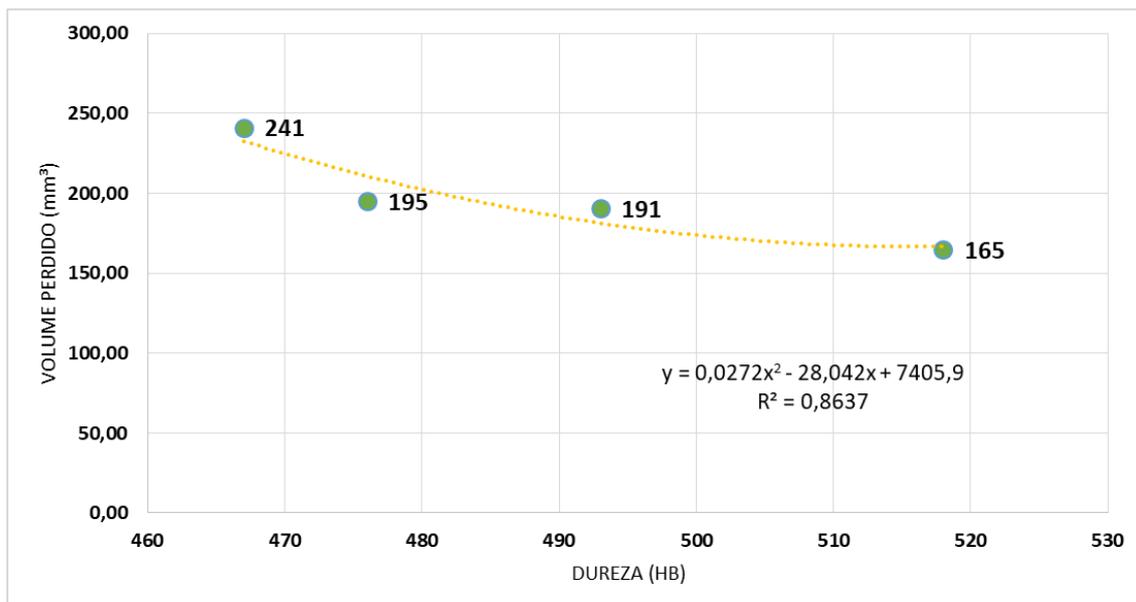


Figura 74: Relação entre o volume perdido ajustado (mm³) do ensaio de desgaste abrasivo e a dureza (HB) das ligas estudadas. Fonte: próprio autor.

Outra análise feita foi a correlação do percentual de nióbio na composição da liga e sua influência da perda de volume no ensaio de desgaste. A liga Nb1 com percentual de 0,11% Nb teve resultado superior de 24% em relação a liga Ref. A liga Nb2 teve resultado superior em 27% (Ref) respectivamente. O melhor desempenho em relação as referências, foi da liga Nb3, cujo resultado foi superior em 46% (Ref). As figuras 75 e 76 apresentam estes resultados na sequência.

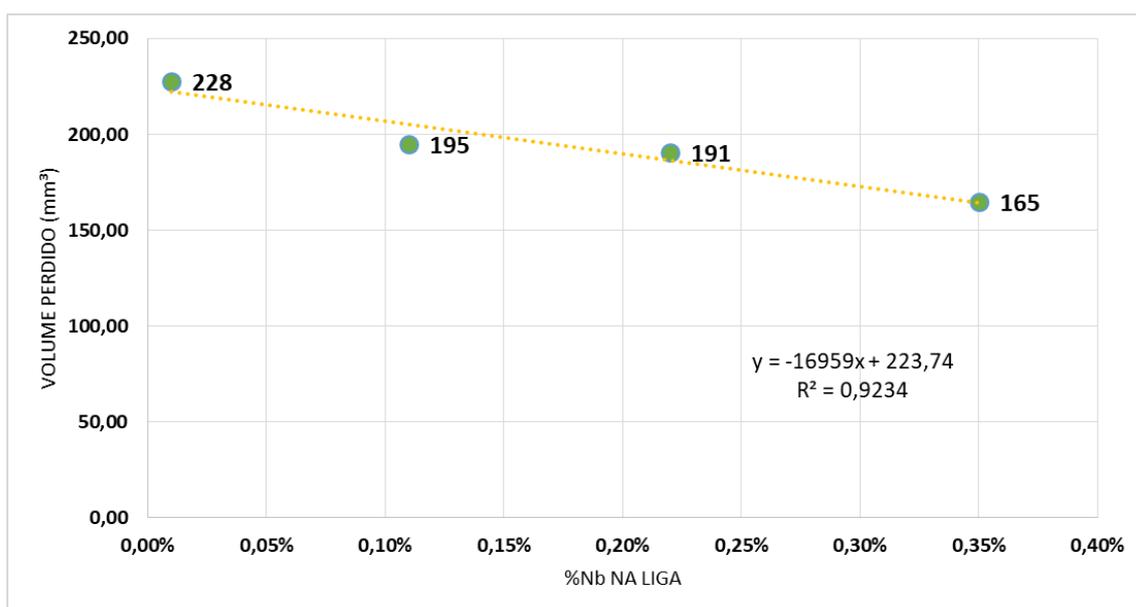


Figura 75: Relação entre o volume perdido ajustado (mm³) do ensaio de desgaste abrasivo e percentual de nióbio na composição das ligas estudadas. Fonte: próprio autor.

Correa (2015) evidenciou que a presença de partículas de carbonetos NbC uniformemente distribuídos e finamente espaçados na matriz evita a penetração mais profunda de abrasivo, melhorando a resistência ao desgaste.

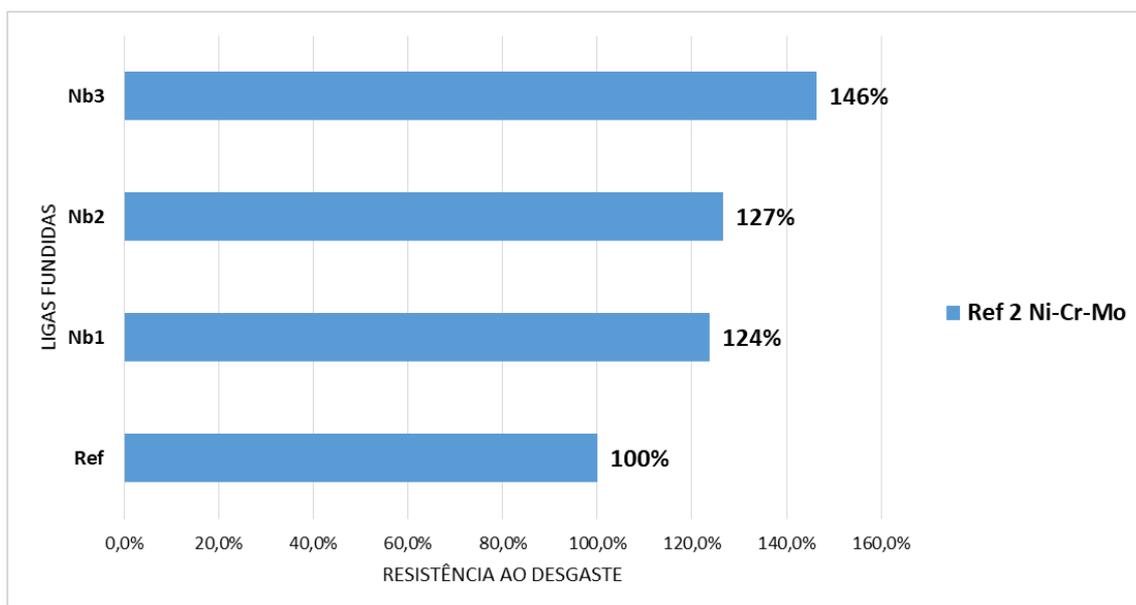


Figura 76: Comparação da resistência ao desgaste abrasivo das ligas com adição de nióbio em relação a liga referência Ref. Fonte: próprio autor.

6. CONCLUSÕES

A adição de Nb em pequenas quantidades (percentual variando entre 0,11% e 0,35% em massa) em um aço fundido baixa liga Ni-Cr-Mo, melhorou as principais propriedades mecânicas (tração, escoamento e dureza) e a resistência ao desgaste abrasivo. A tenacidade também melhorou atingindo valor máximo na liga com 0,11% de Nb. Principais fatores para estas melhorias das propriedades mecânicas estão atribuídas ao refinamento de grãos e a distribuição de carbonetos de Nb na matriz da microestrutura. Porém com aumento do percentual de Nb nas ligas (acima de 0,20%) a tenacidade teve redução, sendo a causa, o excesso de precipitados de carbonetos de Nb no contorno de grãos, fragilizando estas ligas.

As principais conclusões específicas podem ser resumidas como segue:

- Para o limite de resistência, as ligas com adição de Nb apresentaram maiores valores em relação as ligas de referência, que não continham nióbio na composição. O melhor resultado foi da liga Nb3 (aço baixa liga Ni-Cr-Mo com percentual de nióbio de 0,35%), que apresentou valor médio de 1.770 MPa, superior 22% em relação a liga de referência Ref (aço baixa liga Ni-Cr-Mo).
- Em relação ao limite de escoamento, o comportamento foi semelhante ao do limite de resistência. O melhor resultado foi da liga Nb3 (aço Ni-Cr-Mo-0,35%Nb), que apresentou valor médio de 1.467 MPa, 16% superior em relação a liga Ref (aço Ni-Cr-Mo).
- As ligas com adição de Nb apresentaram maiores valores de dureza em relação a liga de referência. A maior dureza entre as ligas estudadas também foi na Nb3 (aço Ni-Cr-Mo-0,35%Nb), com média de 518 HB, resultado 11% superior a liga Ref (aço Ni-Cr-Mo).
- Para o alongamento o melhor resultado foi obtido na liga Ref (aço Ni-Cr-Mo) com 8%, sendo que a liga com adição de Nb de melhor resultado foi a Nb1 (aço baixa liga Ni-Cr-Mo com percentual de nióbio de 0,11%) com o mesmo resultado.

- A adição de Nb aumentou a resistência ao impacto, sendo a liga Nb1 (aço Ni-Cr-Mo-0,11%Nb), o melhor resultado com 31J, porém a medida que o percentual de Nb na liga aumentou, houve um decréscimo nos valores das energias de impacto absorvidas, onde a liga Nb2 (aço baixa liga Ni-Cr-Mo com percentual de nióbio de 0,22%) atingiu 26J e a liga Nb3 (aço Ni-Cr-Mo-0,35%Nb), atingiu apenas 9J, pior resultado entre todas as ligas.
- A resistência ao desgaste abrasivo teve aumento nas ligas com Nb em relação a liga de referência. O melhor resultado foi obtido com a liga Nb3 (aço Ni-Cr-Mo-0,35%Nb), ficando o volume perdido em 165mm³, resultado 32% superior a liga Ref (aço Ni-Cr-Mo).
- O percentual de Nb teve influência na formação de NbC e com precipitação nos contornos dos grãos. A medida que o percentual de Nb aumentou na liga, houve maior formação de carbonetos NbC nos contornos dos grãos. Deste modo contribuiu para queda da resistência ao impacto, fragilizando a liga Nb2 (aço Ni-Cr-Mo-0,22%Nb) e principalmente a liga Nb3 (aço Ni-Cr-Mo-0,35%Nb), que tinha o maior percentual de Nb.
- Com base nas propriedades obtidas as ligas foram classificadas de acordo com a norma ASTM A148/A148M-05. A liga Ref (aço Ni-Cr-Mo) foi classificada na classe 1450-1240. As ligas com adição de Nb, Nb1 (aço Ni-Cr-Mo-0,11%Nb) e Nb2 (aço Ni-Cr-Mo-0,22%Nb) foram classificadas na classe 1450-1240L, enquanto que a liga Nb3 (aço Ni-Cr-Mo-0,35%Nb), não pôde ser classificada em nenhuma classe desta norma.

Com base nos resultados obtidos há possibilidades de desenvolvimentos de vários produtos para aplicação na indústria de mineração e siderurgia onde se exige a melhor combinação destas propriedades de forma viável economicamente.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para aprimorar este estudo e ampliar o conhecimento sobre estas ligas e suas possibilidades de aplicação sugerem-se os seguintes trabalhos para o futuro:

- Analisar o comportamento das propriedades mecânicas utilizando outros meios de resfriamento para têmpera.
- Analisar o comportamento das propriedades mecânicas utilizando outras faixas de temperatura de revenimento.
- Analisar a resistência do material contra impactos, visando identificar quais as faixas de temperaturas destas ligas onde ocorre a fragilidade ao revenido.
- Verificar as influências nas propriedades mecânicas através da execução dos outros ciclos de revenimento, como o duplo revenido.
- Avaliar a soldabilidade das ligas com inclusão de nióbio.
- Repetir toda metodologia utilizando como referência um aço fundido ligado ao Cr-Mo.

8. REFERÊNCIAS

ABNT NBR ISO 6506-1. **Materiais Metálicos – Ensaio de Dureza Brinell Parte 1: Método de Ensaio**. Associação Brasileira de Norma Técnicas, São Paulo, 2019.

ALEKSANDROV, S. V. et al. **Effect of Manganese and Niobium on the Properties of Low-Alloy Steels**. Metal Science and Heat Treatment. Vol. 47, 2005.

ASHBY e JONES. **Engineering Materials**. Vol 2, 2ª ED., Butterworth Heynemann, 2002.

ASKELAND, D. R. e PHULÉ, P. P. **Ciência e Engenharia dos Materiais**. 1ª ED., Editora Cengage Learning, São Paulo, 2008.

ASTM A148/A148M 05. **Standard Specification for Steel Casting, High Strength for Structural Purposes**. Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 2005.

ASTM A 370 97a. **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 2005.

ASTM A703/A703M 06. **Standard Specification for Steel Castings, General Requirements, for Pressure-Containing Parts**. Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 2006.

ASTM E8/E8M 15. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 2015.

ASTM E23 16. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 2016.

ASTM E60 11. **Standard Practice for Analysis of Metals, Ores and Related Materials by Spectrophotometry**. Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 2011.

ASTM G65 16. **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**. Annual Book of ASTM Standards, USA: ASTM, 2016.

BORGENSTAM A., HILLET M., AGREN J. **Metallographic evidence of carbon diffusion in the growth of bainite**. Acta Materialia, 2009.

CALLISTER, Willian D. **Ciência e Engenharia de Materiais, uma Introdução**. 7ª ED. 2007. Rio de Janeiro/RJ. Editora LTC.

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos**. 7ª ED. 2005. São Paulo/SP. Editora ABM.

COLPAERT, Humbertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4ª ED. 2008. São Paulo/SP. Editora Edgard Blücher.

COOKSON, C.P. **Hardness versus wear resistance**. Surfacing Journal. V.13. 1982.

CORREA, E. O. et al. **The Effect of Microstructure on Abrasive Wear of a Fe-Cr-C-Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process**. Surface & Coating Technology. 2015.

COZZA, Ronaldo C. **Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste micro-abrasivo**. Dissertação (Mestrado) USP, Departamento de Engenharia, São Paulo/SP, 2006.

DURAND-CHARRE M. **Microstructure of Steels and Cast Irons**. 1ª ED. Springer, New York, 2004.

GARCIA, A., SPIM, J. A., SANTOS, C. A. **Ensaaios dos Materiais**. 2ª ed. Rio de Janeiro/RJ, LTC, 2013.

GLADMAN, T. **The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels**. Maney For the Institute of Materials, 1997.

GUPTA, C. K.; SURI, A. K. **Extractive Metallurgy of Niobium**. CCR Press, 1993.

ITMAN, A.; CARDOSO, K. R. **Quantitative study of carbonitride precipitation in niobium and titanium microalloyed hot strip steel**. Material Science and Technology, 1997.

JAVAHERI, Vahid et al. **Computational Design of a Novel Medium-Carbon, Low-Alloy Steel Microalloyed with Niobium**. Journal of Materials Engineering and Performance. 2018.

KRAUSS, George. **Martensite in steel: strength and structure**. Materials Science & Engineering, USA, 1999.

KRAUSS. **Steels: Processing, Structure and Performance**. 2ª ED. ASM International, 2005.

MAGMA. **Apostila de Treinamento MAGMA 5.3**. MAGMA Engenharia, São Paulo, 2015.

METALS HANDBOOK. **Heating Treating: Annealing of Steel**. Vol.4, 8ª ED, ASM International, USA, 1991.

METALS HANDBOOK. **Properties and Selection: Irons, Steel and High-Performance Alloys**. Vol. 1, 10ª ED, ASM International, USA, 1993.

NOVIKOV I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**. Editora UFRJ, Rio de Janeiro, Brasil. 1994.

PENAGOS J. J. **Efeito do Refinamento da Microestrutura e da Adição de Nióbio na Resistência ao Desgaste Abrasivo de Ferros Fundidos de Alto Cromo**. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo, Brasil. 2016.

RAZZAK, Mohammad A. **Heat Treatment and Effects of Cr and Ni in Low Alloy Steel**. Indian Academy of Sciences, Bangladesh, Índia, 2011.

TEERI, Tuomas et al. **Impact wear in mineral crushing**. Proc. Estonian Acad. Sci. Eng. Pg 408-418, 2006.

TOTTEN, G. **Steels Heat Treatment Handbook**. 2ª ED. Taylor & Francis Group, 2006.

TSCHIPTSCHIN, André P. **Tratamento Térmico da Aços**. Editora USP, São Paulo, Brasil. 2005.

VAN VLACK, Lawrence H. **Princípios de Ciência dos Materiais**. 15ª ED. 2007. São Paulo/SP. Editora Edgard Blücher.

XIE, Yongxin et al. **Influence of Ni content on impact-abrasion wear resistance of médium-carbon low alloy cast steel**. Materials Research Express. Guangzhou, China. 2019.

ZHOU, Wenqian et al. **Effect of quenching and partitioning process to low-alloy wear resistant steel**. J. Mater. Res. v.31, Mar 2016.

WEN, Erding et al. **Study of the three-body impact abrasive wear behaviour of a low alloy steel reinforced with niobium**. Journal of Manufacturing Processes, China. 2019.

ZUM GAHR, K. H. **Wear by hard particles**. Tribology Internacional, vol. 31, nº 10, pg 587-596, Reino Unido. 1999.

APÊNDICE A – CURVAS DE TRATAMENTO TÉRMICO

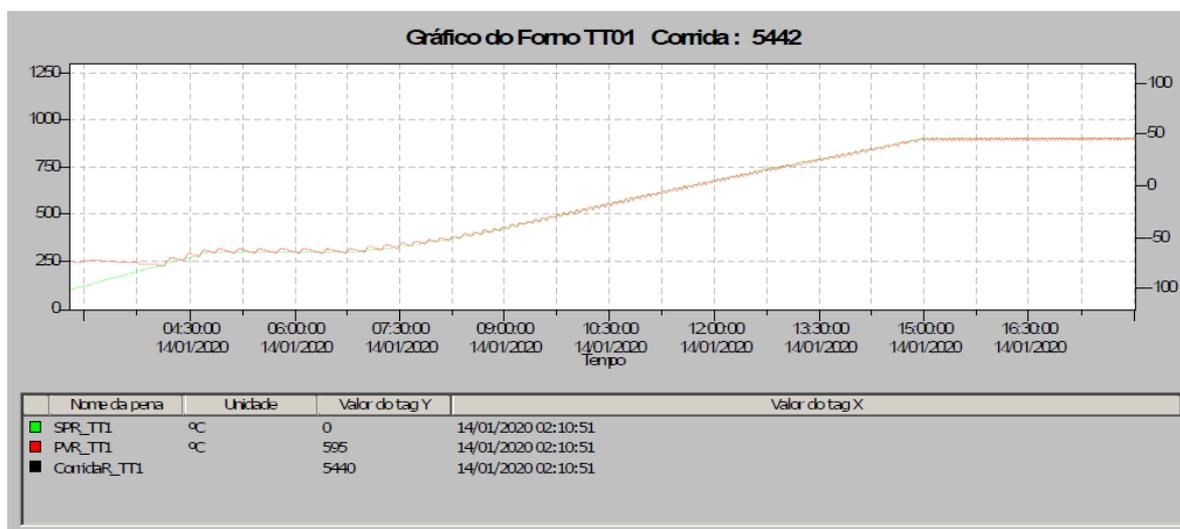


Figura 77: Gráfico tempo x temperatura da corrida de normalização com patamar de 850°C e resfriamento ao ar calmo. Fonte: próprio autor.

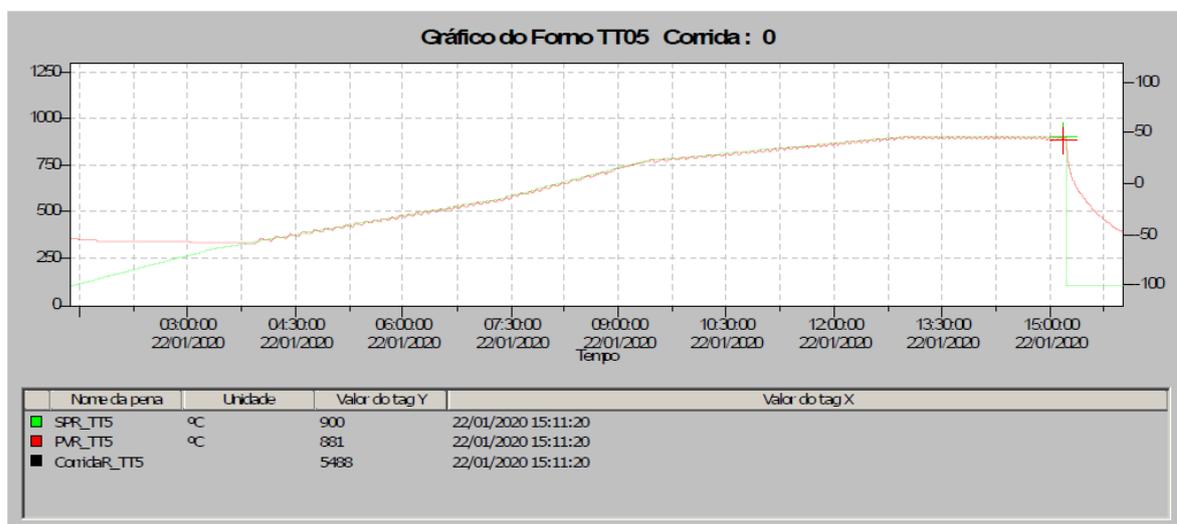


Figura 78: Gráfico tempo x temperatura da corrida de têmpera com patamar de 850°C e resfriamento em água. Fonte: próprio autor.

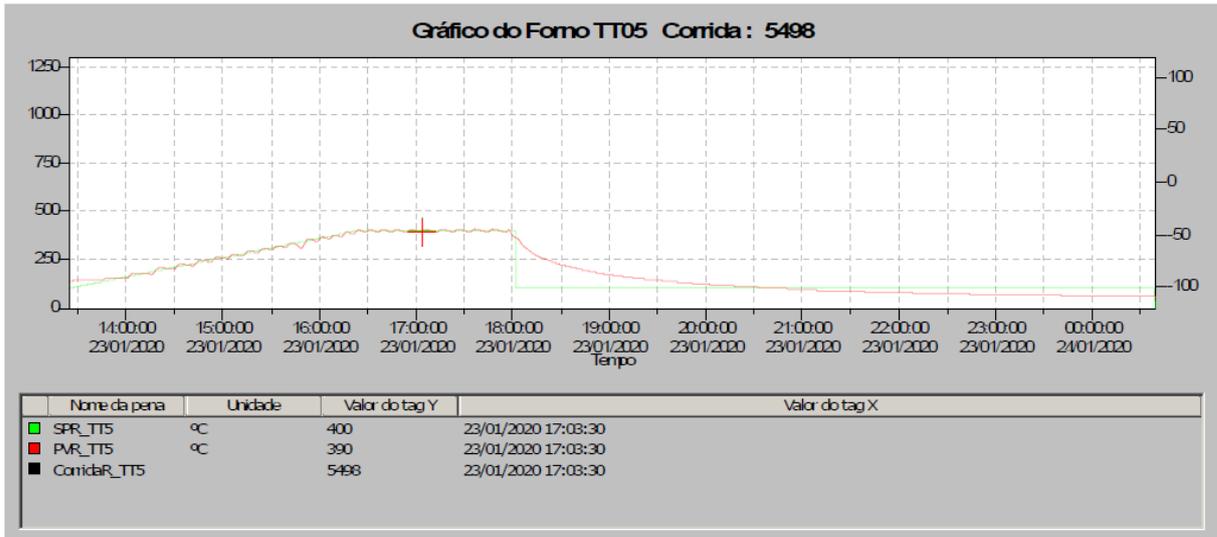


Figura 79: Gráfico tempo x temperatura da corrida de revenimento com patamar de 400°C e resfriamento ao ar. Fonte: próprio autor.

APÊNDICE B – ENSAIO DE DUREZA, TRAÇÃO E IMPACTO: VALORES ENCONTRADOS PARA DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS.

Tabela 13: Valores encontrados nas medições da macro-dureza (HB).

| Liga | Amostra | Dureza | Dureza média | Desvio padrão (d) | Dureza-Dureza média | Fator para critério Chauvenet (s) | (d.s) | Decisão |
|----------------|-----------|------------|--------------|-------------------|---------------------|-----------------------------------|-----------|---------------|
| Unidade | Un | HB | HB | HB | HB | - | HB | - |
| Ref | 2.1 | 429 | | | 38 | | | aceita |
| | 2.2 | 477 | 467 | 28 | 10 | 1,380 | 38,44 | aceita |
| | 2.3 | 495 | | | 28 | | | aceita |
| Nb1 | 3.1 | 456 | | | 20 | | | aceita |
| | 3.2 | 495 | 476 | 16 | 19 | 1,380 | 21,99 | aceita |
| | 3.3 | 477 | | | 1 | | | aceita |
| Nb2 | 4.1 | 507 | | | 14 | | | aceita |
| | 4.2 | 492 | 493 | 11 | 1 | 1,380 | 15,79 | aceita |
| | 4.3 | 479 | | | 14 | | | aceita |
| Nb3 | 5.1 | 518 | | | 0 | | | aceita |
| | 5.2 | 526 | 518 | 7 | 8 | 1,380 | 9,01 | aceita |
| | 5.3 | 510 | | | 8 | | | aceita |

Fonte: próprio autor.

Tabela 14: Valores encontrados nos ensaios de tração para determinação da tensão máxima.

| Liga | Amostra | Resistência a tração | Tração média | Desvio padrão (d) | Tração - Tração média | Fator para critério Chauvenet (s) | (d.s) | Decisão |
|----------------|-----------|----------------------|--------------|-------------------|-----------------------|-----------------------------------|------------|---------------|
| Unidade | Un | MPa | MPa | MPa | MPa | - | MPa | - |
| Ref | 2.1 | 1467,0 | | | 14,3 | | | aceita |
| | 2.2 | 1434,0 | 1452,7 | 13,8 | 18,7 | 1,380 | 19,07 | aceita |
| | 2.3 | 1457,0 | | | 4,3 | | | aceita |
| Nb1 | 3.1 | 1511,0 | | | 25,3 | | | aceita |
| | 3.2 | 1527,0 | 1536,3 | 25,4 | 9,3 | 1,380 | 35,01 | aceita |
| | 3.3 | 1571,0 | | | 34,7 | | | aceita |
| Nb2 | 4.1 | 1638,0 | | | 36,3 | | | aceita |
| | 4.2 | 1598,0 | 1601,7 | 28,3 | 3,7 | 1,380 | 39,04 | aceita |
| | 4.3 | 1569,0 | | | 32,7 | | | aceita |
| Nb3 | 5.1 | 1772,0 | | | 2,0 | | | aceita |
| | 5.2 | 1799,0 | 1770,0 | 24,5 | 29,0 | 1,380 | 33,86 | aceita |
| | 5.3 | 1739,0 | | | 31,0 | | | aceita |

Fonte: próprio autor.

Tabela 15: Valores encontrados nos ensaios de tração para determinação da tensão de escoamento.

| Liga | Amostra | Resistência ao escoamento | Escoamento média | Desvio padrão (d) | Escoamento - Escoamento média | Fator para critério Chauvenet (s) | (d.s) | Decisão |
|---------|---------|---------------------------|------------------|-------------------|-------------------------------|-----------------------------------|-------|---------|
| Unidade | Un | MPa | MPa | MPa | MPa | - | MPa | - |
| Ref | 2.1 | 1277,0 | | | 13,3 | | | aceita |
| | 2.2 | 1273,0 | 1263,7 | 16,1 | 9,3 | 1,380 | 22,23 | aceita |
| | 2.3 | 1241,0 | | | 22,7 | | | aceita |
| Nb1 | 3.1 | 1296,0 | | | 35,7 | | | aceita |
| | 3.2 | 1340,0 | 1331,7 | 26,4 | 8,3 | 1,380 | 36,41 | aceita |
| | 3.3 | 1359,0 | | | 27,3 | | | aceita |
| Nb2 | 4.1 | 1394,0 | | | 15,7 | | | aceita |
| | 4.2 | 1385,0 | 1378,3 | 16,2 | 6,7 | 1,380 | 22,38 | aceita |
| | 4.3 | 1356,0 | | | 22,3 | | | aceita |
| Nb3 | 5.1 | 1468,0 | | | 0,7 | | | aceita |
| | 5.2 | 1474,0 | 1467,3 | 5,7 | 6,7 | 1,380 | 7,91 | aceita |
| | 5.3 | 1460,0 | | | 7,3 | | | aceita |

Fonte: próprio autor.

Tabela 16: Valores encontrados nos ensaios de tração para determinação do alongamento.

| Liga | Amostra | Alongamento | Alongamento média | Desvio padrão (d) | Alongamento - Alongamento média | Fator para critério Chauvenet (s) | (d.s) | Decisão |
|---------|---------|-------------|-------------------|-------------------|---------------------------------|-----------------------------------|-------|---------|
| Unidade | Un | % | % | % | % | - | % | - |
| Ref | 2.1 | 8,1% | | | 0,1% | | | aceita |
| | 2.2 | 7,5% | 8,2% | 0,7% | 0,7% | 1,380 | 0,9% | aceita |
| | 2.3 | 9,1% | | | 0,9% | | | aceita |
| Nb1 | 3.1 | 8,4% | | | 0,5% | | | aceita |
| | 3.2 | 7,6% | 7,9% | 0,3% | 0,3% | 1,380 | 0,5% | aceita |
| | 3.3 | 7,8% | | | 0,1% | | | aceita |
| Nb2 | 4.1 | 6,5% | | | 0,2% | | | aceita |
| | 4.2 | 6,3% | 6,7% | 0,4% | 0,4% | 1,380 | 0,5% | aceita |
| | 4.3 | 7,2% | | | 0,5% | | | aceita |
| Nb3 | 5.1 | 3,2% | | | 0,1% | | | aceita |
| | 5.2 | 3,0% | 3,3% | 0,2% | 0,3% | 1,380 | 0,3% | aceita |
| | 5.3 | 3,6% | | | 0,3% | | | aceita |

Fonte: próprio autor.

Tabela 17: Valores encontrados nos ensaios de tração para determinação da redução de área.

| Liga | Amostra | Redução de área | Redução média | Desvio padrão (d) | Redução - Redução média | Fator para critério Chauvenet (s) | (d.s) | Decisão |
|---------|---------|-----------------|---------------|-------------------|-------------------------|-----------------------------------|-------|---------|
| Unidade | Un | % | % | % | % | - | % | - |
| Ref | 2.1 | 20,4% | | | 0,0% | | | aceita |
| | 2.2 | 19,8% | 20,4% | 0,5% | 0,6% | 1,380 | 0,7% | aceita |
| | 2.3 | 21,1% | | | 0,7% | | | aceita |
| Nb1 | 3.1 | 18,4% | | | 0,8% | | | aceita |
| | 3.2 | 17,5% | 17,6% | 0,7% | 0,1% | 1,380 | 0,9% | aceita |
| | 3.3 | 16,8% | | | 0,8% | | | aceita |
| Nb2 | 4.1 | 15,6% | | | 0,4% | | | aceita |
| | 4.2 | 16,7% | 16,0% | 0,5% | 0,7% | 1,380 | 0,7% | aceita |
| | 4.3 | 15,7% | | | 0,3% | | | aceita |
| Nb3 | 5.1 | 6,6% | | | 0,1% | | | aceita |
| | 5.2 | 6,0% | 6,5% | 0,3% | 0,5% | 1,380 | 0,5% | aceita |
| | 5.3 | 6,8% | | | 0,3% | | | aceita |

Fonte: próprio autor.

Tabela 18: Valores encontrados nos ensaios de Charpy para determinação da energia de impacto.

| Liga | Amostra | Resistência ao Impacto | Impacto média | Desvio padrão (d) | Impacto - Impacto média | Fator para critério Chauvenet (s) | (d.s) | Decisão |
|---------|---------|------------------------|---------------|-------------------|-------------------------|-----------------------------------|-------|---------|
| Unidade | Un | J | J | J | J | - | J | - |
| Ref | 2.1 | 16 | | | 0,00 | | | aceita |
| | 2.2 | 16 | 16 | 0,00 | 0,00 | 1,380 | - | aceita |
| | 2.3 | 16 | | | 0,00 | | | aceita |
| Nb1 | 3.1 | 32 | | | 1,00 | | | aceita |
| | 3.2 | 31 | 31 | 0,82 | 0,00 | 1,380 | 1,13 | aceita |
| | 3.3 | 30 | | | 1,00 | | | aceita |
| Nb2 | 4.1 | 26 | | | 0,00 | | | aceita |
| | 4.2 | 26 | 26 | 0,00 | 0,00 | 1,380 | - | aceita |
| | 4.3 | 26 | | | 0,00 | | | aceita |
| Nb3 | 5.1 | 9 | | | 0,00 | | | aceita |
| | 5.2 | 10 | 9 | 0,82 | 1,00 | 1,380 | 1,13 | aceita |
| | 5.3 | 8 | | | 1,00 | | | aceita |

Fonte: próprio autor.

APÊNDICE C – ENSAIO DE ABRASÃO: VALORES ENCONTRADOS PARA DETERMINAÇÃO DA PERDA DE VOLUME.

Tabela 19: Valores para determinação da resistência ao desgaste e perda de volume no ensaio de abrasão.

| Liga | Amostra | Massa Inicial (mi) | Massa final (mf) | Perda de massa (mf-mi) | Densidade | Volume perdido ajustado (vpa) | Volume médio perdido (vpm) | Desvio padrão vpa (d) | vpa-vpm | Fator para critério Chauvenet (s) | (d.s) | Decisão |
|--------------|---------|--------------------|------------------|------------------------|-------------------|-------------------------------|----------------------------|-----------------------|-----------------|-----------------------------------|-----------------|---------|
| Unidade | Un | g | g | g | g/cm ³ | mm ³ | mm ³ | mm ³ | mm ³ | - | mm ³ | - |
| REF CrNiMo 1 | 2.1 | 192,062 | 190,057 | 2,005 | 7,688 | 260,788 | | | 19,567 | | | aceita |
| REF CrNiMo 2 | 2.2 | 192,311 | 190,604 | 1,707 | 7,719 | 221,131 | 241,221 | 16,194 | 20,089 | 1,380 | 22,348 | aceita |
| REF CrNiMo 3 | 2.3 | 190,062 | 188,200 | 1,862 | 7,702 | 241,743 | | | 0,522 | | | aceita |
| CrNiMo Nb1 1 | 3.1 | 190,387 | 188,898 | 1,489 | 7,663 | 194,484 | | | 0,402 | | | aceita |
| CrNiMo Nb1 2 | 3.2 | 190,627 | 189,118 | 1,509 | 7,788 | 193,889 | 194,887 | 1,019 | 0,997 | 1,380 | 1,406 | aceita |
| CrNiMo Nb1 3 | 3.3 | 189,856 | 188,305 | 1,551 | 7,909 | 196,286 | | | 1,400 | | | aceita |
| CrNiMo Nb2 1 | 4.1 | 187,660 | 186,176 | 1,484 | 7,672 | 193,829 | | | 3,207 | | | aceita |
| CrNiMo Nb2 2 | 4.2 | 187,699 | 186,242 | 1,457 | 7,622 | 191,323 | 190,622 | 2,947 | 0,701 | 1,380 | 4,067 | aceita |
| CrNiMo Nb2 3 | 4.3 | 189,340 | 187,902 | 1,438 | 7,714 | 186,713 | | | 3,909 | | | aceita |
| CrNiMo Nb3 1 | 5.1 | 190,732 | 189,429 | 1,303 | 7,831 | 166,749 | | | 1,950 | | | aceita |
| CrNiMo Nb3 2 | 5.2 | 190,214 | 188,949 | 1,265 | 7,778 | 162,918 | 164,799 | 1,565 | 1,881 | 1,380 | 2,159 | aceita |
| CrNiMo Nb3 3 | 5.3 | 190,367 | 189,091 | 1,276 | 7,763 | 164,730 | | | 0,069 | | | aceita |

Fonte: próprio autor.

APÊNDICE D – MEDIÇÃO DE MICRODUREZA: VALORES ENCONTRADOS PARA DETERMINAÇÃO DOS MICROCONSTITUINTES.

Tabela 20: Valores para determinação da microdureza Vickers (HV).

| Liga | Medição | Microdureza | Microdureza média | Desvio padrão (d) | Microdureza - Microdureza média | Fator para critério Chauvenet (s) | (d.s) | Decisão | Microdureza média corrigida |
|---------|---------|-------------|-------------------|-------------------|---------------------------------|-----------------------------------|-------|----------|-----------------------------|
| Unidade | Un | HV | HV | HV | HV | - | HV | - | HV |
| Ref | 2.1 | 500 | | | 8,20 | | | aceita | |
| | 2.2 | 493 | | | 1,20 | | | aceita | |
| | 2.3 | 488 | 492 | 10,48 | 3,80 | 1,650 | 17,29 | aceita | 496 |
| | 2.4 | 504 | | | 12,20 | | | aceita | |
| | 2.5 | 474 | | | 17,80 | | | descarta | |
| Nb1 | 3.1 | 546 | | | 44,80 | | | aceita | |
| | 3.2 | 510 | | | 8,80 | | | aceita | |
| | 3.3 | 469 | 501 | 32,28 | 32,20 | 1,650 | 53,27 | aceita | 501 |
| | 3.4 | 460 | | | 41,20 | | | aceita | |
| | 3.5 | 521 | | | 19,80 | | | aceita | |
| Nb2 | 4.1 | 522 | | | 0,40 | | | aceita | |
| | 4.2 | 514 | | | 7,60 | | | aceita | |
| | 4.3 | 498 | 522 | 16,89 | 23,60 | 1,650 | 27,88 | aceita | 515 |
| | 4.4 | 550 | | | 28,40 | | | descarta | |
| | 4.5 | 524 | | | 2,40 | | | aceita | |
| Nb3 | 5.1 | 517 | | | 24,40 | | | descarta | |
| | 5.2 | 548 | | | 6,60 | | | aceita | |
| | 5.3 | 551 | 541 | 14,68 | 9,60 | 1,650 | 24,22 | aceita | 548 |
| | 5.4 | 558 | | | 16,60 | | | aceita | |
| | 5.5 | 533 | | | 8,40 | | | aceita | |

Fonte: próprio autor.