

CENTRO UNIVERSITÁRIO FEI
LUIS CARLOS ATAIDE BARBOSA

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DO DEPÓSITO DE UMA LIGA
INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICA NA MICROESTRUTURA DE
REVESTIMENTO DE ROLOS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO**

São Bernardo do Campo

2025

LUIS CARLOS ATAIDE BARBOSA

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DO DEPÓSITO DE UMA LIGA
INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICA NA MICROESTRUTURA DE
REVESTIMENTO DE ROLOS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO**

Dissertação de Mestrado apresentado ao Centro
Universitário FEI como parte dos créditos para
obtenção de título de Mestre em Engenharia
Mecânica. Orientado pelo Prof. Dr. Rodrigo
Magnabosco.

São Bernardo do Campo

2025

Ataide Barbosa, Luis Carlos.

Estudo da influência da espessura do depósito de uma liga inoxidável supermartensítica na microestrutura de revestimento de rolos de lingotamento contínuo / Luis Carlos Ataide Barbosa. São Bernardo do Campo, 2025.

101 p. : il.

Dissertação - Centro Universitário FEI.

Orientador: Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco.

1. Aço inoxidável supermartensítico. 2. Revestimento. 3. Lingotamento contínuo. I. Magnabosco, Rodrigo, orient. II. Título.



**APRESENTAÇÃO DE DISSERTAÇÃO
ATA DA BANCA EXAMINADORA**

Mestrado

Programa de Pós-Graduação Stricto Sensu em Engenharia Mecânica

PGM-10

Aluno(a): Luis Carlos Ataide Barbosa

Matrícula: 222.313-9

Título do Trabalho: ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DO DEPÓSITO DE UMA LIGA INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICA NA MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTO DE ROLOS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO

Área de Concentração: Materiais e Processos

Orientador(a): Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Data da realização da defesa: 13/06/2025

ORIGINAL ASSINADA

Avaliação da Banca Examinadora:

O aluno apresentou os principais tópicos de sua dissertação de forma clara e com sólido embasamento teórico, e respondeu aos questionamentos da banca de forma precisa, levando a sua aprovação. Sugestões da comissão avaliadora serão analisadas e incorporadas ao texto final.

A Banca Julgadora abaixo-assinada atribuiu ao aluno o seguinte resultado:

APROVADO

REPROVADO

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Prof. Dr. William Naville

Dr^a Luara da Costa Morais Lopes

Aprovação do Coordenador do Programa de Pós-graduação

Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco

Dedico este trabalho à minha família, em especial à minha esposa Nathalia Noguti.

AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, à minha esposa, Nathalia Noguti, pelo apoio incondicional, carinho e compreensão ao longo de toda esta jornada.

Aos meus pais, Ilda e Geraldo, às minhas irmãs, Consuelo e Graziela, à minha sobrinha Ana Beatriz, e a minha sogra Rosa pela presença constante e incentivo.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco, pela confiança, orientação e pela oportunidade de desenvolver este trabalho sob sua supervisão.

Ao Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos (CDMatM-FEI), pelo suporte essencial nas atividades experimentais.

À empresa Voestalpine Böhler, pelo apoio institucional e compreensão durante o período de estudos.

Aos colegas de trabalho Omar e Marcelo, pelo suporte e colaboração fundamentais para a realização deste estudo. Um agradecimento especial ao Diego Bassani, pela torcida constante e por todo o encorajamento em todas as fases do mestrado.

E, por fim, a todos que, de alguma forma, contribuíram para a concretização deste trabalho, deixo meu sincero agradecimento.

“Quem teme perder já está vencido.”

Jigoro Kano

RESUMO

O lingotamento contínuo foi responsável por 96,9% da produção de aço em 2021, processo em que o metal fundido é resfriado em moldes com água e guiado por rolos a altas temperaturas. Após cerca de 103 toneladas processadas, precisam ser substituídos ou recuperados por meio de revestimentos por soldagem, técnica comum para restaurar suas dimensões. Neste estudo, simulou-se a soldagem de revestimento dos rolos de lingotamento contínuo, utilizando um metal de base ABNT 4140 e duas ligas de aços inoxidáveis supermartensíticos (SMSS). A primeira liga é um padrão já utilizado na indústria, enquanto a segunda apresenta variações nas composições químicas de manganês, níquel, nióbio, vanádio e titânio, tornando-a uma opção comercialmente mais atrativa. O processo de deposição adotado foi o arco aberto, utilizando arames tubulares, cuja proteção atmosférica é fornecida pelos elementos contidos no núcleo do arame. Foram soldados seis conjuntos de corpos de prova, mantendo constantes todos os parâmetros de soldagem, enquanto se variava a altura do depósito em uma, duas e três camadas para as duas ligas em estudo. Para cada configuração, avaliou-se a influência da altura do depósito na formação da microestrutura e diluição dos elementos de liga. Para auxiliar a análise, os corpos de prova foram cortados e usinados em diferentes configurações, permitindo uma avaliação mais precisa de dureza, composição química e microestrutura. Os resultados obtidos indicam que as ligas testadas, em todas as configurações, apresentaram microestrutura compatível com ligas SMSS e dureza adequada para aplicações como rolos de lingotamento contínuo, contribuindo potencialmente para a redução de custos operacionais na recuperação desses componentes. A liga padrão teve bom desempenho visual, enquanto a proposta apresentou defeitos como porosidade e inclusões devido a parâmetros de deposição inadequados. Ambas as ligas mostraram estabilidade química, com aumento de Cr e Ni conforme a altura dos depósitos, e teor de carbono dentro do esperado. Os valores de dureza atenderam à norma DIN 8555, e a microestrutura está formada por martensita acicular e austenita retida, como desejado. A distribuição uniforme dos perfis de dureza reforça a viabilidade do uso de diferentes alturas de depósito sem prejuízo ao desempenho.

Palavras-chave: Aço inoxidável supermartensítico. Revestimento. Lingotamento Contínuo.

ABSTRACT

Continuous casting accounted for 96.9% of steel production in 2021. In this process, molten metal is cooled in water-cooled molds and guided by rollers at high temperatures. After processing approximately 103 tons, the rollers must be replaced or refurbished using weld overlay, a common technique used to restore their original dimensions. This study simulated the welding of coatings for continuous casting rollers using base metal ABNT 4140 and two supermartensitic stainless steel (SMSS) alloys. The first alloy is a standard already used in the industry, while the second features variations in the chemical compositions of manganese, nickel, niobium, vanadium, and titanium, making it a more commercially attractive option. The deposition process adopted was the open arc, utilizing tubular wires, with atmospheric protection provided by the elements in the wire's core. Six test specimens were welded for the two studied alloys, keeping all welding parameters constant while varying the deposit height across one, two, and three layers. The influence of deposit height on microstructure formation and alloy element dilution was evaluated for each configuration. The test specimens were cut and machined into different configurations to aid the analysis, allowing for a more precise assessment of hardness, chemical composition, and microstructure. The results indicate that both alloys, in all configurations, showed a microstructure compatible with SMSS alloys and adequate hardness for continuous casting roller applications, potentially contributing to reducing operational costs for the recovery of these components. The standard alloy had good visual performance, while the proposed alloy presented defects such as porosity and inclusions due to improper deposition parameters. Both alloys showed chemical stability, increasing Cr and Ni as the deposit height increased, and carbon content within the expected range. The hardness values met the DIN 8555 standard, and the microstructure is composed of acicular martensite and retained austenite, as desired. The uniform distribution of hardness profiles reinforces the feasibility of using different deposit heights without compromising performance.

Keywords: Supermartensitic stainless steel alloy. Coatings. Continuous casting.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Layout de uma linha de lingotamento contínuo.....	12
Figura 2 - Revestimento duro de rolo de moinho com o processo de soldagem arco submerso	13
Figura 3 - Imagem ilustrativa do processo arco aberto	14
Figura 4 - Processo de fabricação do arame tubular com costura	15
Figura 5 - Composições e propriedades para cada classe dos aços inoxidáveis.....	19
Figura 6 - Diagrama de constituição de Schaeffler para aços inoxidáveis com as inclusões das ligas presentes na Tabela 1, sendo o triângulo a baixa, o círculo a média e o losango a alta. Utilizou-se (“a” para austenita, “m” para martensita e “f” para ferrita).....	24
Figura 7 - Influência do níquel no campo da fase γ -austenita no sistema ferro-cromo.....	25
Figura 8 - Valores de dureza de aços completamente endurecidos com uma variedade de teores de carbono	26
Figura 9 - Variação da quantidade de austenita em função da temperatura de revenimento e da velocidade de resfriamento: FC representa resfriamento lento no forno, enquanto A.C indica resfriamento ao ar	28
Figura 10 - Microestrutura bifásica de martensita em lâminas e austenita. A imagem por elétrons, utilizando uma voltagem de aceleração de 15 kV, corrente de feixe de 5,5 nA e distância de trabalho de 4 mm	29
Figura 11 - Micrografia óptica após os testes de grau de sensibilização (DOS), realizados com temperatura de 2 horas no aço SM2MoNb (A). Imagem de MEV do aço SM2MoNb (B).....	30
Figura 12 - Rolos desgastados de fundição contínua de aço, a esquerda, e rolos revestidos e usinados, a direita	33
Figura 13 - Dimensões do metal base utilizados para os depósitos	37
Figura 14 - Primeiro cordão de solda de uma camada (depósito)	38
Figura 15 - Imagem ilustrativa do revestimento com uma camada e suas dimensões em milímetros.....	39
Figura 16 - Imagem ilustrativa do revestimento com duas camadas e suas dimensões em milímetros.....	40
Figura 17 - Imagem ilustrativa do revestimento com três camadas e suas dimensões em milímetros.....	40
Figura 18 - Doze corpos de prova finalizados	41
Figura 19 - Indicação de corte transversal realizado nos corpos de prova	41

Figura 20 - Doze corpos de prova após corte de usinagem.....	42
Figura 21 – Corpos de prova com usinagem de 1 mm	42
Figura 22 - Corpos de prova com a usinagem de 5 mm (remoção de uma camada) e 10 mm (remoção de duas camadas).....	43
Figura 23 - Croqui dos corpos de prova após soldagem e corte.....	44
Figura 24 - Espectrômetro de emissão óptica.....	45
Figura 25 - Durômetro de bancada	46
Figura 26 - Preparação dos corpos de prova 6 e 12 para realização dos perfis de dureza.....	48
Figura 27 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 001, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%.....	49
Figura 28 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 002, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%.....	50
Figura 29 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%.....	50
Figura 30 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 007, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%.....	51
Figura 31 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 008, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%.....	51
Figura 32 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 012, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%.....	52
Figura 33 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Sem ataque, com aumento de 200 vezes. ...	62
Figura 34 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	62
Figura 35 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 004, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	63
Figura 36 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 011, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes.....	63
Figura 37 - Difratograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 001, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão)	68

Figura 38 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 002, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão)	68
Figura 39 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão).....	69
Figura 40 - Perfil de microdureza transversal em Vickers obtido do corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão).....	71
Figura 41 - Perfil de microdureza transversal em Vickers obtido do corpo de prova 012, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta).....	71
Figura 42 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 003, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%.....	83
Figura 43 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 004, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%.....	83
Figura 44 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 005, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%.....	84
Figura 45 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 004, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%.....	84
Figura 46 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 010, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%.....	85
Figura 47 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 011, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%.....	85
Figura 48 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 001, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	87
Figura 49 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 002, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	88
Figura 50 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 003, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	88
Figura 51 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 005, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	89

Figura 52 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 007, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	89
Figura 53 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 008, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	90
Figura 54 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 009, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	90
Figura 55 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 010, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	91
Figura 56 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 012, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes	91
Figura 57 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 003, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão)	92
Figura 58 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 004, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão).....	92
Figura 59 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 005, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga padrão).....	93
Figura 60 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 007, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta)	93
Figura 61 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 008, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta)	94
Figura 62 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 009, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta)	94
Figura 63 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 010, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta).....	95
Figura 64 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 011, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga proposta).....	95
Figura 65 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 012, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta).....	96

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição típica dos aços inoxidáveis supermartensíticos baixa, média e de alta liga	22
Tabela 2 - Composição química do aço EN 10083-1 41CrMo4	32
Tabela 3 - Composições químicas típicas de arames utilizados para revestimentos de rolos de lingotamento contínuo	34
Tabela 4 - Especificação (valores máximos) de composição da fita utilizada na fabricação dos arames em estudo.....	36
Tabela 5 - Composições químicas nominal dos arames tubulares fornecidos pelo fabricante.	36
Tabela 6 - Composição química nominal do metal base utilizado no estudo.....	37
Tabela 7 - Parâmetros de soldagem utilizados em todos os corpos de prova.....	38
Tabela 8 - Parâmetros de operação do equipamento Struers Abramin para polimento em aço SMSS.....	47
Tabela 9 - Composições químicas dos corpos de prova após usinagem	53
Tabela 10 - Composições químicas dos corpos de prova 001, 002, e 006. Depósitos com uma, duas e três camadas respectivamente e 1 mm de usinagem	54
Tabela 11 - Composições químicas dos corpos de prova 001, 003, 005, 007, 009 e 011. Todos os corpos de prova com depósitos finais de uma camada	55
Tabela 12 - Composições químicas dos corpos de prova 007, 008, 009, 010, 01 e 012. Todos os corpos de prova soldados com a liga proposta em diferentes configurações.....	56
Tabela 13 - Durezas dos corpos de prova após usinagem e metal de base.....	57
Tabela 14 - Composições químicas e durezas para os corpos de prova 004 e 005	58
Tabela 15 - Composições químicas e durezas para os corpos de prova 001, 003 e 005	59
Tabela 16 - Composições químicas e durezas para os corpos de prova 006 e 012	59
Tabela 17 - ANOVA para as médias das durezas em HRC dos corpos de prova 001 e 007. Uma camada e usinagem de 1 mm	60
Tabela 18 - ANOVA para as médias das durezas em HRC dos corpos de prova 002 e 008. Duas camadas e usinagem de 1 mm	60
Tabela 19 - ANOVA para as médias das durezas em HRC dos corpos de prova 006 e 012. Três camadas e usinagem de 1 mm	60
Tabela 20 - Medições com ferritoscópio nos corpos de prova em aço ABNT 4140 revestidos por soldagem com aço SMSS.....	66
Tabela 21 - Medições com ferritoscópio e durezas para os corpos de prova 002 e 008	66

Tabela 22 - Medições com ferritoscópio e durezas para os corpos de prova 006 e 012	67
Tabela 23 - Faixas de dureza conforme norma DIN 8555 utilizada para consumíveis de soldagem.....	86

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	11
2 OBJETIVOS	17
3 REVISÃO DE LITERATURA.....	18
3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS	18
3.1.1 Tipos de aços inoxidáveis	18
3.1.2 Ligas Supermartensíticas.....	20
3.1.2.1 <i>Composição química</i>	21
3.1.2.2 <i>Microestrutura característica</i>	24
3.1.2.3 <i>Principais fases presentes em aços SMSS</i>	27
3.2 SOLDAGEM DE AÇOS DISSIMILARES	30
4 METODOLOGIA.....	36
4.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	37
4.1.1 Soldagem dos Corpos de Prova	37
4.1.1.1 <i>Uma Camada de Revestimento</i>	39
4.1.1.2 <i>Duas Camadas de Revestimento</i>	39
4.1.1.3 <i>Três Camadas de Revestimento</i>	40
4.1.2 Preparação dos Corpos de Prova	41
4.2 ANÁLISE MACROSCÓPICA	44
4.3 ANÁLISE QUÍMICA.....	44
4.4 ANÁLISE DE DUREZA.....	45
4.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓPTICA	46
4.6 MEDIÇÃO DA FRAÇÃO DE MARTENSITA	47
4.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	47
4.8 PERFIL DE DUREZA TRANSVERSAL.....	48
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	49
5.1 ANÁLISE MACROSCÓPICA	49
5.2 ANÁLISE QUÍMICA.....	53
5.3 ANÁLISE DE DUREZA.....	57

5.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓPTICA	60
5.5 MEDIÇÃO DA FRAÇÃO DE MARTENSITA	65
5.6 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	67
5.7 PERFIL DE DUREZA TRANSVERSAL.....	70
6 CONCLUSÕES.....	73
7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	75
REFERÊNCIAS	76
ANEXO A – ESPECTRÔMETRO: CERTIFICADO DO PADRÃO UTILIZADO PARA A REALIZAÇÃO DA ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO DAS LIGAS ESTUDADAS	80
ANEXO B – ANÁLISE MACROSCÓPICA.....	83
ANEXO C – FAIXAS DE DUREZA UTILIZADAS PELA NORMA DIN 8555 DE 1983	86
ANEXO D – ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓPTICA	87
ANEXO E – DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	92
ANEXO F – CARTÃO – REFERÊNCIA DO ICDD PARA AUSTENITA.....	97
UTILIZANDO A RADIAÇÃO DE COBRE.....	97
ANEXO F – CARTÃO – REFERÊNCIA DO ICDD PARA FERRITA	98
UTILIZANDO A RADIAÇÃO DE COBRE.....	98

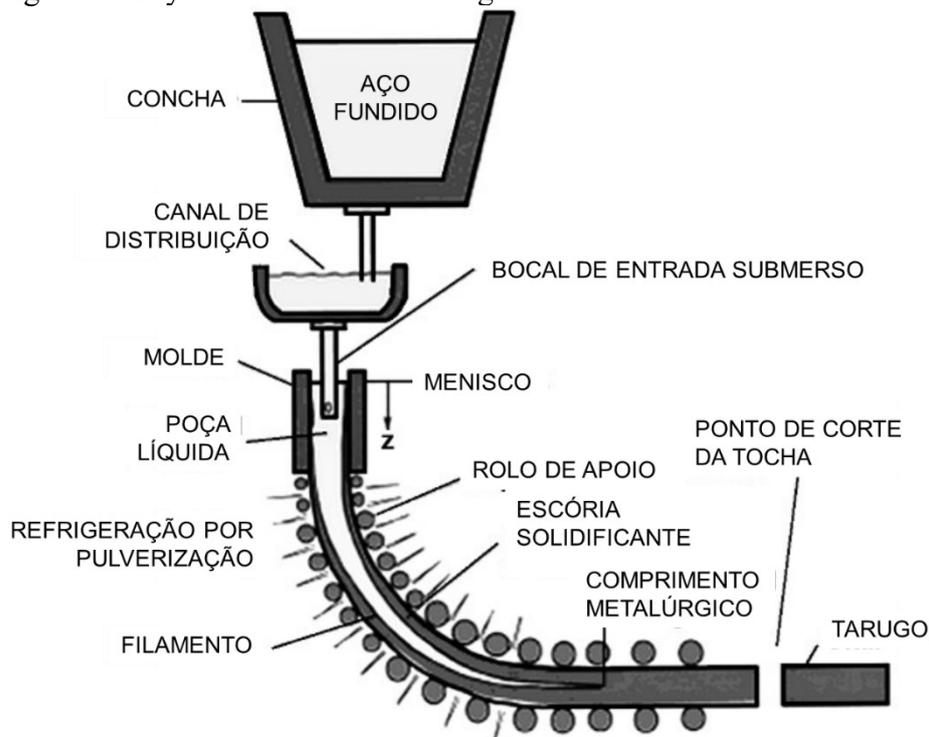
1 INTRODUÇÃO

Segundo a World Steel Association (2022), 96,9% da produção mundial de aço em 2021 foi realizada pelo processo de lingotamento contínuo, um grande aumento quando comparado com os 30% em 1980. Criado na década de 1950, tinha como grande objetivo dinamizar a fabricação de aço, que até a década de 1960 utilizava sistemas de fundição de lingotes estáticos em grande parte das usinas siderúrgicas. O lingotamento contínuo, além de tornar o processo mais produtivo, também busca a redução das perdas de aproximadamente 15% presentes no processo estático, referente a cortes e nivelamento dos lingotes. O processo de lingotamento contínuo apresentou o seu primeiro equipamento bem-sucedido com moldes verticais em 1954, no Canadá (Gosh, et al., 2008; Roderick, et al., 2022).

No processo de lingotamento contínuo o aço fundido é escoado e resfriado por um molde com refrigeração a água. Durante esta etapa inicial do processo, a troca de calor entre a superfície do aço e o molde forma uma camada de aço solidificado com 3,2 a 12,7 mm de espessura. Esta espécie de casca formada na superfície do lingote funciona como um recipiente para todo o metal fundido internamente, facilitando a alimentação em uma velocidade controlada através do molde. Em seguida o aço em processo de solidificação é guiado por uma sequência de rolos endireitadores que realizam tração no tarugo, placa, bloco ou outras formas. Durante a passagem pelos rolos, uma grande quantidade de água é pulverizada no aço e nos rolos, acelerando a solidificação e resfriando todo o sistema. A etapa final do processo de lingotamento é a realização do corte do tarugo com tesouras ou oxiacetileno (ASM Internacional, 1990; Nordenström, et al., 2006).

Os rolos fazem parte da área do lingotamento contínuo chamada de zona de resfriamento, e movimentam placas de aço em temperaturas superiores a 850°C com cargas de até 100 toneladas, gerando forças aplicadas nas direções horizontal e vertical, dependendo da posição da etapa do processo de lingotamento contínuo, conforme a Figura 1. A combinação de desgaste abrasivo gerada pelo contato da peça com os rolos, o desgaste por fadiga térmica causado pelos choques térmicos provocados pela alta temperatura e resfriamento originado pela pulverização de água e a corrosão em alta temperatura geram uma alta taxa de desgaste na superfície dos rolos (Nordenström, et al., 2006; Vinas, et al., 2013).

Figura 1 - Layout de uma linha de lingotamento contínuo



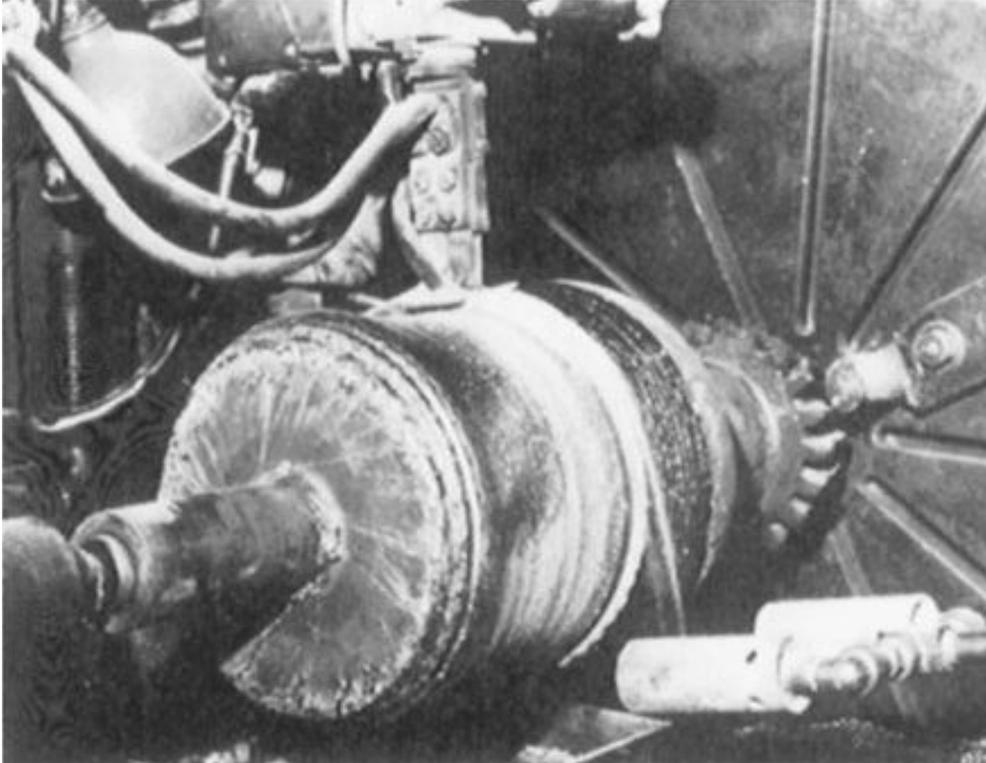
Fonte: autor, adaptado de Vinas, et al., 2013

A vida útil de um conjunto de rolos utilizados para lingotamento contínuo é de aproximadamente 103 toneladas de aço produzidas, sendo necessário realizar ou a troca de todo o conjunto, ou a recuperação do conjunto desgastado. Revestimentos utilizando processos de soldagem estão entre as formas de manutenção mais utilizadas na recuperação dimensional dos rolos (Nordenström, et al., 2006; Vinas, et al., 2013).

A American Welding Society (2012) define a soldagem como "uma coalescência localizada (a fusão ou junção da estrutura granular dos materiais sendo soldados) de metais ou não-metais produzidos seja aquecendo os materiais às temperaturas de soldagem necessárias, com ou sem a aplicação de pressão, ou apenas pela aplicação de pressão, e com ou sem o uso de materiais de adição." Na recuperação dos rolos de lingotamento contínuo utiliza-se uma técnica conhecida como *hardfacing* ou revestimento duro: nela, diferentes processos de revestimento como soldagem ao arco elétrico, aspensão térmica, plasma, entre outros, podem ser utilizados. Ela se baseia na aplicação de uma camada com uma composição sobre um metal de outra composição. Em aplicações do tipo revestimento duro pode-se buscar diferentes tipos de propriedades, como o aumento da dureza, da resistência à abrasão, ao impacto e à corrosão. Na recuperação dos rolos de lingotamento contínuo, o *hardfacing* pode estar ligado a construção ou reconstrução de superfícies que desgastaram, como o exemplo da Figura 2; nestes casos é necessário entender o tipo de desgaste esperado, e assim seleciona-se o tipo de revestimento e

processo de soldagem adequado para esta aplicação (Jeffus, 2017; Nordenström, et al., 2006; Vinas, et al., 2013).

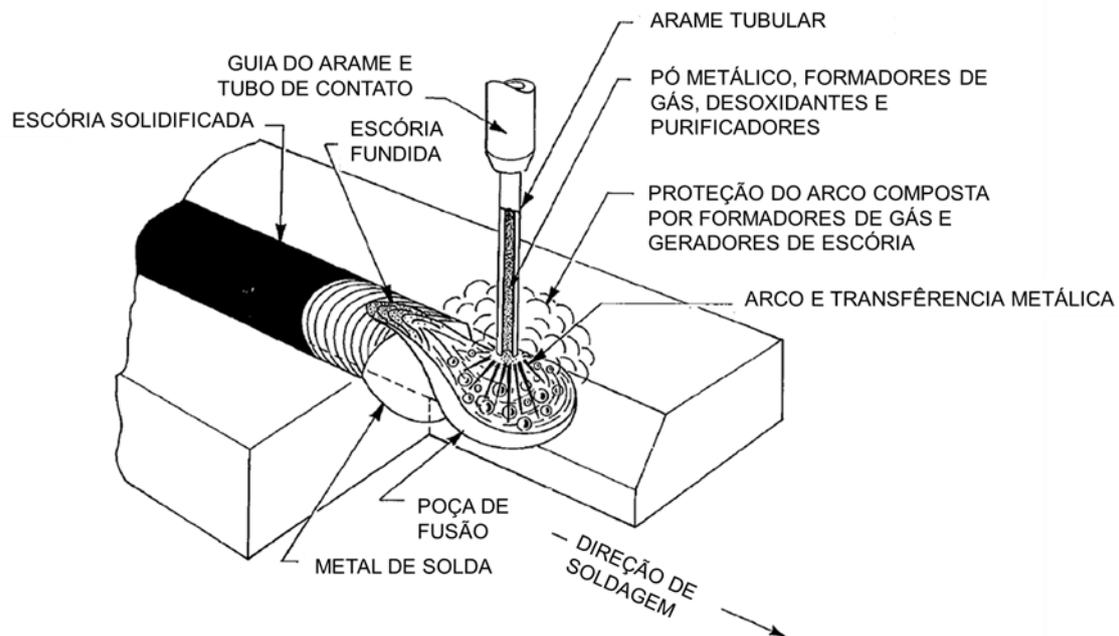
Figura 2 - Revestimento duro de rolo de moinho com o processo de soldagem arco submerso



Fonte: Mobley, et al., 2008

Os processos Arco Submerso e Arco Aberto (*Open Arc*), Figura 3, estão entre os mais utilizados na recuperação de rolos de lingotamento contínuo. Ambos os processos podem ser completamente automatizados e os passes de solda revestem os rolos lado a lado com uma pequena sobreposição até o revestimento completo da superfície dos rolos. A principal diferença entre os dois processos é a utilização de um fluxo no processo arco submerso que age como fundente, protegendo o metal fundido de possíveis contaminações, enquanto o processo *open arc* utiliza um arame onde a mesma proteção é realizada pela queima de substâncias presentes em sua composição (Jeffus, 2017; Nordenström, et al., 2006; Vinas, et al., 2013; Wainer, et al., 1992).

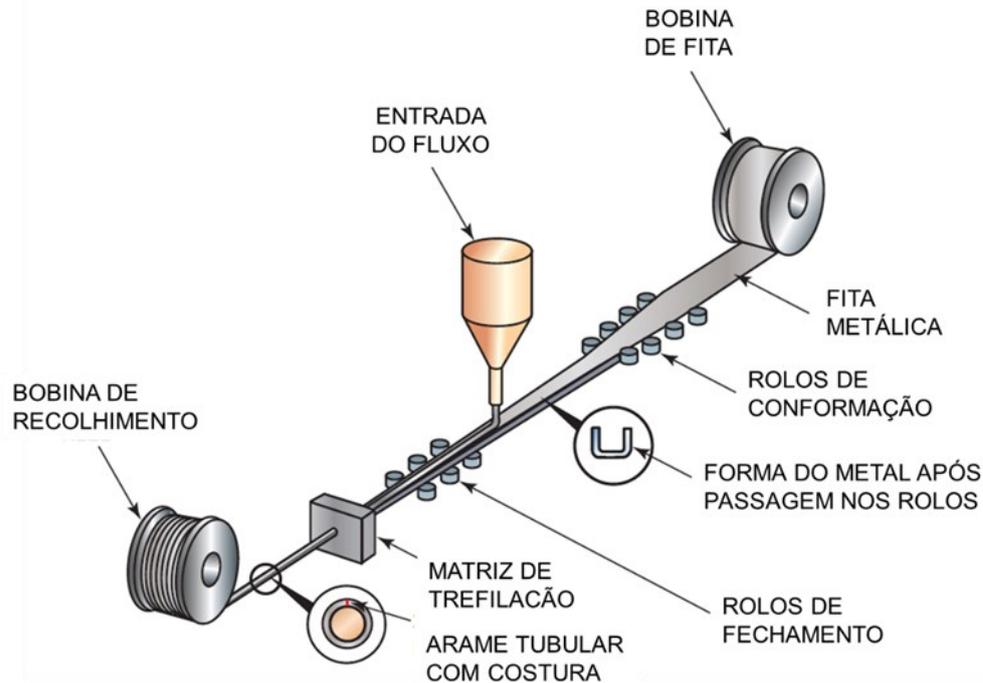
Figura 3 - Imagem ilustrativa do processo arco aberto



Fonte: Autor, adaptado de American Welding Society Inc, 1997

Os consumíveis utilizados no processo de soldagem *open arc* são arames tubulares e estão contidos na sigla *FCAW* (*Flux Core Arc Welding*), neste processo a proteção atmosférica pode ser fornecida parcialmente pelos elementos contidos no núcleo, ou com a utilização de uma fonte de gás externa (neste caso o processo é denominado *FCAW-G*, onde a última letra representa a utilização desta fonte de gás). A proteção atmosférica pode ser fornecida somente pela queima do material contido no fluxo, no processo *FCAW-S*, assim a última letra representa que o consumível é auto protegido (*self-protected*). Nos consumíveis utilizados no processo *open arc*, os elementos contidos no núcleo funcionam como desoxidantes, como formadores de gás, gerando uma atmosfera protetiva para o arco elétrico e o metal fundido, e como formadores de escória, a qual protege a poça de fusão e auxilia na remoção de impurezas do metal de base. Alguns dos arames *FCAW-S* necessitam de uma extensão mínima entre o bico de contato e o metal de base, e dependendo do diâmetro do arame essa extensão pode variar de 19 a 95 mm. Aumentar a extensão para este tipo de consumível aumenta a resistência elétrica e o faz aquecer, auxiliando na redução da umidade do fluxo, tornando o arco mais suave e reduzindo a quantidade de respingos. Os arames tubulares mais utilizados pelo mercado são do tipo com costura, onde uma densa quantidade de fluxo é inserida em uma fita de metal através de um processo de conformação da fita metálica, conforme a Figura 4. A fita em formato de “U” com a quantidade correta de fluxo é selada e passa por uma sequência de matrizes de trefilação para alcançar seu diâmetro final, que para arames tubulares, de acordo com as principais normas, costuma estar entre 1,2 a 4,0 mm (American Welding Society Inc, 1997; Jeffus, 2017).

Figura 4 - Processo de fabricação do arame tubular com costura



Fonte: Autor, adaptado de Jefus, 2017

Na soldagem com arames tubulares auto protegidos, dois principais parâmetros influenciam na morfologia do depósito de solda, a tensão (V) e a corrente de soldagem (A). Neste processo o tipo de equipamento utilizado é *CV* (*Constante Voltage*), onde o comprimento do arco elétrico é ajustado pelo valor da tensão (V). Já a corrente (A) é ajustada pela velocidade na alimentação do arame e alterações nesta velocidade causam mudanças na corrente de soldagem para manter a tensão (V) e comprimento do arco constantes. Estas características possibilitam a utilização de arames *open arc* em diversas aplicações e com diferentes ligas metálicas como na soldagem de aços ao carbono e aços inoxidáveis em aplicações de fabricação em geral e revestimento duro, como a recuperação de rolos de lingotamento contínuo (American Welding Society Inc, 1997; Jeffus, 2017).

Os rolos a revestir, que são a inspiração do estudo dessa dissertação, são produzidos em aço ABNT 4140 e revestidos após a degradação com ligas resistentes aos desgastes abordados. Os materiais de revestimento com maior aplicação são os aços inoxidáveis martensíticos pois apresentam características compatíveis com os requisitos do processo de lingotamento contínuo, combinadas com um custo acessível (Nordenström, et al., 2006; Vinas, et al., 2013).

Ligas de aço inoxidável supermartensíticas (*Super Martensitic Stainless Steel – SMSS*), como os aços de composição química 13Cr4Ni, possuem características relevantes para diversos segmentos na indústria, como alta resistência mecânica e tenacidade ao impacto, além

de boa resistência ao desgaste e à corrosão. Outra característica que favorece a utilização dos aços inoxidáveis supermartensíticos é a sua boa soldabilidade, aspecto relacionado ao seu baixo percentual de carbono. Os principais segmentos industriais compatíveis com estas características e que utilizam com maior frequência esta família de aços inoxidáveis são as indústrias de geração de energia, petroquímicas e offshore. Em situações em que o aço inoxidável dúplex é superdimensionado com relação à resistência à corrosão e o aço carbono não possui resistência suficiente, o SMSS (*Super Martensitic Stainless Steel*) destaca-se como uma boa alternativa. A composição química destes aços é baseada no sistema Fe-Cr-Ni-Mo (13 a 16% de Cr, 4 a 6% de Ni e 0,5 a 2,5 de Mo). O cromo auxilia na formação de camada passiva, melhorando a resistência da liga à corrosão, o níquel contribui para a estabilização de austenita em temperaturas elevadas, garantindo a formação de estrutura típica de aços supermartensíticos, composta de martensita e austenita retida no resfriamento, e o molibdênio aumenta a resistência a corrosão por pite. A combinação destes elementos com o baixo teor de carbono, menor que 0,02%, contribui para uma melhor soldabilidade, e torna os aços supermartensíticos uma opção viável para o revestimento dos rolos de lingotamento contínuo (Amrei, et al., 2015; Bojack, et al., 2016; Lippold, et al., 2006; Ma, et al., 2012; Ma, et al., 2010; Nießen, 2018).

Na temperatura ambiente, as ligas supermartensíticas assim como os aços inoxidáveis martensíticos de 12 a 13% de Cr, são martensíticas na condição de solda. O teor de carbono destas ligas permite condições necessárias para obter propriedades condizentes com aplicações soldadas. A escolha do metal de adição e do procedimento de soldagem estão ligadas aos requisitos da aplicação do produto. Alguns dos objetivos desta seleção estão relacionados a igualar a resistência do metal de base, obter boa tenacidade, manter a dureza do metal de solda similar à do metal base, conservar as propriedades de resistência à corrosão e evitar a necessidade de tratamentos térmicos pós-soldagem (Goldschimitz, et al., 1999; Lippold, et al., 2006).

Durante a operação, os rolos que apresentam problemas como trincas e superfícies irregulares são usinados, e caso a área removida esteja dentro da tolerância, e este valor pode variar para cada usina siderúrgica, os rolos voltam para o equipamento de lingotamento contínuo. Se após a retirada da superfície desgastada os rolos apresentarem dimensional abaixo do mínimo viável à utilização, é necessário realizar um novo revestimento. Não há um número pré-determinado de camadas de revestimento, já que isso depende da espessura da camada removida ou do procedimento desenvolvido por cada usina. Neste processo, ligas podem ser combinadas buscando um melhor desempenho dos rolos e a redução de paradas para manutenção (Nordenström, et al., 2006; Vinas, et al., 2013).

2 OBJETIVOS

Este trabalho tem como objetivo estudar a influência da quantidade de camadas e altura do depósito de revestimento duro com um aço inoxidável supermartensítico na formação da microestrutura e na homogeneidade da composição química, sobre um metal de base ABNT 4140, simulando o revestimento de rolos de lingotamento contínuo. Busca-se avaliar a influência destes parâmetros na obtenção de um revestimento que possa ser caracterizado como aço inoxidável supermartensítico apenas com o processo de deposição *Open Arc*.

3 REVISÃO DE LITERATURA

Neste capítulo serão apresentados conceitos importantes para o melhor entendimento do trabalho, como definições básicas sobre aços inoxidáveis e transformação de fases em aços inoxidáveis SMSS.

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

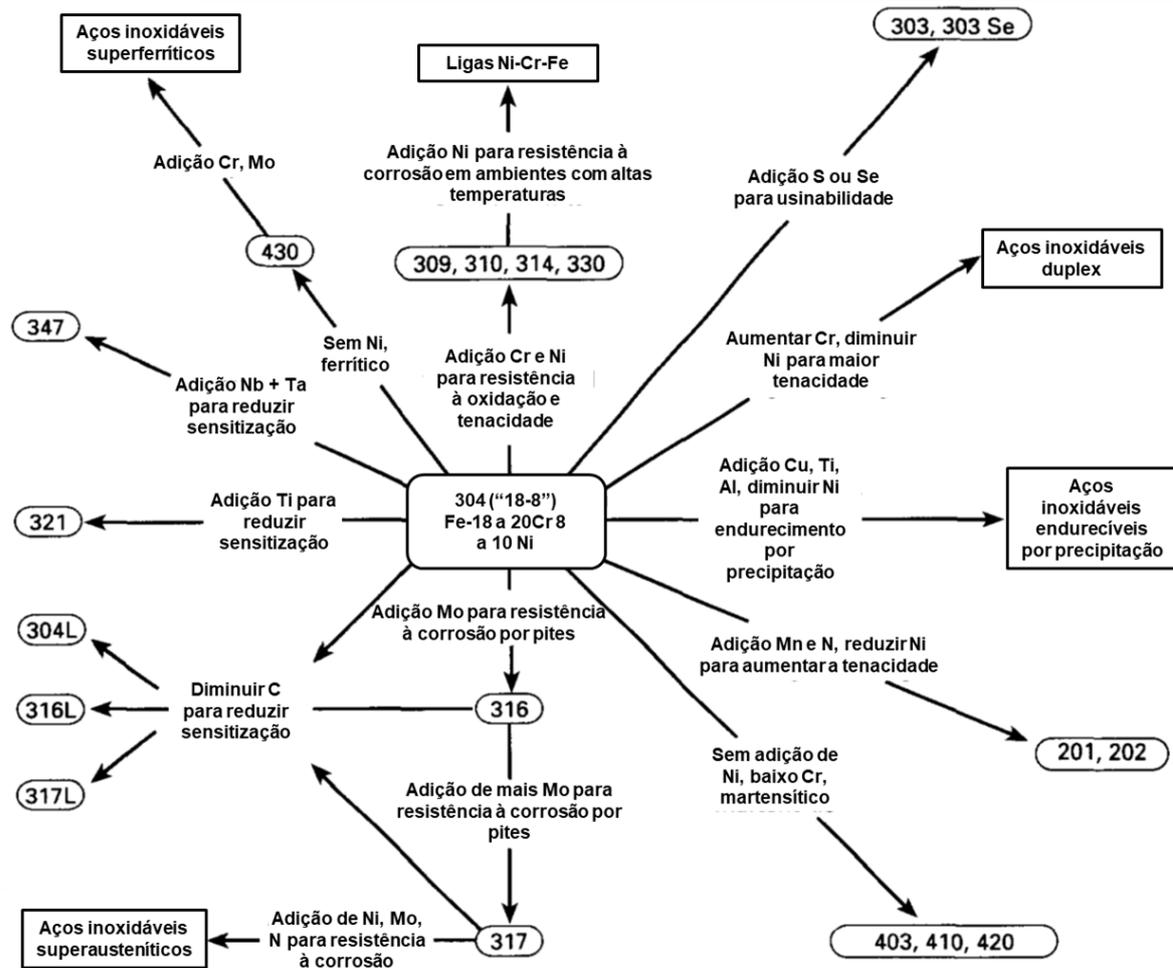
Aços inoxidáveis (AI) pertencem ao grupo dos aços alta liga e são altamente resistentes à corrosão em uma grande variedade de ambientes. A composição química deste tipo de aço é baseada nos sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni. Para ser considerado inoxidável ele precisa conter um mínimo de 10,5% de Cr em solução sólida e possuir baixos teores de C. O elemento Cr nesta quantidade permite a formação superficial de uma camada passiva de óxido que previne à oxidação e a corrosão em atmosfera padrão, e maiores teores de Cr aumentam a resistência a corrosão. Este óxido se forma e se regenera com a presença de oxigênio. Com pequenas restrições, os aços inoxidáveis são versáteis e podem ser fabricados de maneira tradicional, podendo ser obtidos por fundição, com lingotes laminados ou forjados, e por lingotamento contínuo. No geral, os aços inoxidáveis podem ser usinados, unidos por soldagem ou brasagem, além de serem utilizados como revestimento de aços carbono para aumentar a resistência de equipamentos à oxidação (Callister, et al., 2000; Davis, 1994; Lippold, et al., 2006).

3.1.1 Tipos de aços inoxidáveis

Poucos aços inoxidáveis possuem mais que 30% de Cr. Outros elementos, quando adicionados aos aços inoxidáveis, podem melhorar características particulares de cada classe de AI. Alguns deles são: Ni, Mo, Cu, Ti, Al, Si e N. É possível observar diferentes classes dos AI de acordo com suas composições químicas e requisitos ligados a cada tipo de aplicação, conforme a Figura 5. O carbono varia usualmente entre 0,03 e 1,0% para todas estas classes (Callister, et al., 2000; Davis, 1994).

Os AI são classificados como austeníticos, ferríticos, martensíticos e ferrítico-austeníticos (dúplex). Esta classificação é baseada em microestrutura e se relaciona com a adição de elementos de liga. Os três primeiros serão abordados na sequência (Callister, et al., 2000; Davis, 1994).

Figura 5 - Composições e propriedades para cada classe dos aços inoxidáveis



Fonte: Autor, adaptado de Davis J. R., 1994

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem o campo da fase austenita (γ) estendido até a temperatura ambiente com a adição de Ni em ligas Fe-Cr. Esta classe de AI possui em média 18% Cr e Ni o suficiente para manter a estrutura austenítica estável entre 1100°C e a temperatura ambiente, sem a formação de martensita. Os AI austeníticos são em média os mais resistentes à corrosão devido aos altos teores de Cr, combinados com a adição de Ni. Mesmo o Ni sendo o principal elemento utilizado para estabilizar a austenita, C e N também podem ser utilizados pois são solúveis na estrutura cúbica de face centrada (CFC), característica das ligas austeníticas. Um bom exemplo para esta classe de AI é o aço AISI 304, o mais utilizado pela indústria, que possui composição aproximada de 18% Cr e 8% Ni, a liga posicionada na posição central da Figura 5 (Callister, et al., 2000; Davis, 1994; Kou, 2003).

Já os AI ferríticos possuem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), a mesma do Fe em temperatura ambiente e por isso recebem o nome de ferríticos. Os AI ferríticos apresentam como principais vantagens a resistência à corrosão sob tensão, corrosão atmosférica e oxidação,

com um baixo custo, quando comparado aos AI austeníticos, devido à ausência ou baixos teores de Ni em sua composição. Estes AI dispõem de uma composição química com 11 a 30% de Cr e reduzida quantidade de elementos formadores de austenita, como C, N e Ni. Suas aplicações são influenciadas pelos percentuais de Cr, podendo variar de aplicações automotivas que buscam grande volume e baixo custo, até os superferríticos para aplicações que exigem altos níveis de resistência à corrosão e oxidação. Para evitar a formação excessiva de fase frágil σ , o teor de Cr em AI ferríticos é geralmente mantido abaixo de 27%. O aço inoxidável AISI 409 é amplamente utilizado pela indústria devido as suas características de resistência à corrosão e oxidação, ideais para a fabricação de sistemas automotivos como sistemas de exaustão (Davis, 1994; Kou, 2003).

Aços inoxidáveis martensíticos são baseados no sistema ternário Fe-Cr-C e possuem estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) quando temperados. A estrutura martensítica se dá pelo resfriamento da austenita (CFC) durante a solidificação em taxa de resfriamento que evita a formação da estrutura ferrítica (cúbica de corpo centrado, CCC), gerando a estrutura TCC. São endurecíveis por tratamentos térmicos e geralmente possuem baixa resistência à corrosão, principalmente devido ao seu teor de Cr, entre 10,5 e 18%. Nos aços inoxidáveis martensíticos, o percentual de C pode exceder 1,2%, sendo que os teores de Cr e C são equilibrados para manter a estrutura martensítica. É possível adicionar elementos de liga como Nb, Si, W e V para alterar a resposta a tratamentos térmicos e adicionar Mo para aumentar a resistência à corrosão (Davis, 1994; Kou, 2003; Lippold, et al., 2006).

A liga mais utilizada comercialmente é a AISI 410, com aproximadamente 12% de Cr e 0,1% de C, e quando temperada e revenida pode apresentar uma faixa de dureza entre 20 e 40 HRC. Ligas com maiores quantidades de C apresentam valores próximos a 60 HRC de dureza e excelente resistência ao desgaste abrasivo e adesivo. Com adição de Mo e Ni os AI martensíticos apresentam melhores propriedades referentes à corrosão e tenacidade (Davis, 1994; Kou, 2003; Lippold, et al., 2006).

3.1.2 Ligas Supermartensíticas

Os aços inoxidáveis supermartensíticos (SMSS) foram inseridos na indústria na década de 1990, sendo uma alternativa aos aços inoxidáveis dúplex ferrítico-austeníticos, que continuam sendo a principal solução para combater problemas de corrosão nos segmentos de petróleo e gás. Os SMSS se tornaram então uma alternativa de baixo custo com desempenho intermediário entre o aço carbono e o aço dúplex para aplicações submetidas à ambientes

corrosivos. Devido a necessidade de implementação de materiais de baixo custo, os SMSS passaram por um grande processo de desenvolvimento nos últimos 20 anos e assim aumentaram a sua participação em equipamentos para petróleo e gás (Goldschimitz, et al., 1999; Lippold, et al., 2006).

Estes aços combinam boa resistência à corrosão em ambientes levemente ácidos juntamente com alta resistência e boa tenacidade em baixas temperaturas. Com relação às propriedades mecânicas, a faixa especificada para esta classe de aços varia entre 625 e 760 MPa para limite de escoamento, 830 a 900 MPa para limite de resistência à tração e alongamento de 18 a 25%, sendo que estes valores de propriedades mecânicas são na condição de tratamento temperado e revenido. Os SMSS, por terem menores teores de carbono que os graus martensíticos padrões, possuem propriedades similares e melhor soldabilidade (Goldschimitz, et al., 1999; Lippold, et al., 2006).

3.1.2.1 Composição química

Os aços inoxidáveis são ligas com teores de ferro variando entre 50 e 88% em sua composição química, e cromo e carbono são as principais adições de ligas para os aços martensíticos. A martensita em aços inoxidáveis está restrita a ligas que formam austenita em altas temperaturas e que a austenita é instável em temperatura ambiente, com isso, pequenas variações de composição química podem impossibilitar a formação desta fase. O motivo das ligas SMSS serem mais acessíveis economicamente é devido ao seu teor de liga relativamente baixo, comparado às ligas austeníticas e dúplex. Estes são divididos em três grupos, todos com baixo teor de carbono (0,01%). Eles são representados como graus de baixa, média e alta liga, conforme a Tabela 1. Observa-se que cada grau depende do aumento dos elementos de liga responsáveis pela resistência à corrosão, cromo e molibdênio, equilibrados pelos elementos formadores de austenita, níquel e nitrogênio, necessários para garantir a microestrutura desejada. Na sequência serão apresentadas algumas características dos principais elementos de liga utilizados nos SMSS (Carrouge, 2022; Lippold, et al., 2006; McGuire, 2008; Neubert, et al., 2004; Nießen, 2018).

Tabela 1 - Composição típica dos aços inoxidáveis supermartensíticos baixa, média e de alta liga

Percentual de liga	Composição (% massa)								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Outros
Baixa	0,01	1,5	0,2	11	1,5	-	0,5	<0,01	-
Média	0,01	0,5	0,2	13	4,5	1	0,5	0,05 ^a	Ti*
Alta	0,01	0,5	0,2	12	6	2,5	0,2	0,05 ^a	Ti*

Fonte: Autor, adaptado de Lippold & Kotecki, 2006

^aalguns possuem <0,01%, outros até 0,08%.

*Até 0,3%.

O elemento químico Cr possui como principal característica a proteção contra corrosão devido a formação do óxido $(Fe, Cr)_2O_3$ na superfície do aço. O material se torna “inoxidável” com percentuais de Cr superiores a 10,5% devido a afinidade do oxigênio com o cromo ser maior do que com o ferro. Em aços inoxidáveis supermartensíticos, a composição química de Cr geralmente varia entre 10,5% e 14%. O aumento no percentual de Cr no aço é diretamente proporcional ao aumento da sua resistência à corrosão e à oxidação. O filme de óxido formado na superfície do AI impossibilita a dissolução anódica devido as suas propriedades de retenção e é capaz de hospedar reações catódicas em taxas elevadas devido a sua condutividade elétrica. O Cr também forma carbonetos, sendo o mais comum o $M_{23}C_6$ (carboneto formado por 23 átomos de metais de transição e 6 átomos de carbono), rico em Cr (Lippold, et al., 2006; McGuire, 2008; Nießen, 2018).

O níquel é um provedor da fase austenítica, quando adicionado em quantidade suficiente, mas aumenta consideravelmente o campo austenítico tornando a austenita estável em baixas temperaturas se adicionado com teores crescentes. Ele é considerado o elemento substitucional mais eficaz para estabilizar a austenita. Sua presença na composição dos SMSS varia entre 1,5% e 6,5%, balanceado com Cr e Mo para obter a microestrutura martensítica desejada (Lippold, et al., 2006; Nießen, 2018).

O molibdênio é geralmente adicionado aos aços inoxidáveis com o objetivo de melhorar a resistência a corrosão galvânica e por pites. Em cada tipo de aço inoxidável, pode apresentar diferentes funções, por exemplo, em AI ferríticos e austeníticos, garante resistência à corrosão quando adicionado em quantidade até 6%, mas não resistência à oxidação. Para AI austeníticos, o Mo também melhora a resistência em temperaturas elevadas, podendo apresentar comportamentos diferentes de acordo com a sua composição no aço. Para aços inoxidáveis martensíticos, o Mo atua como formador de carbonetos. Com pequenos percentuais de Mo, como 0,5%, é possível aumentar a resistência ao escoamento em temperaturas elevadas (Lippold, et al., 2006; McGuire, 2008; Nießen, 2018).

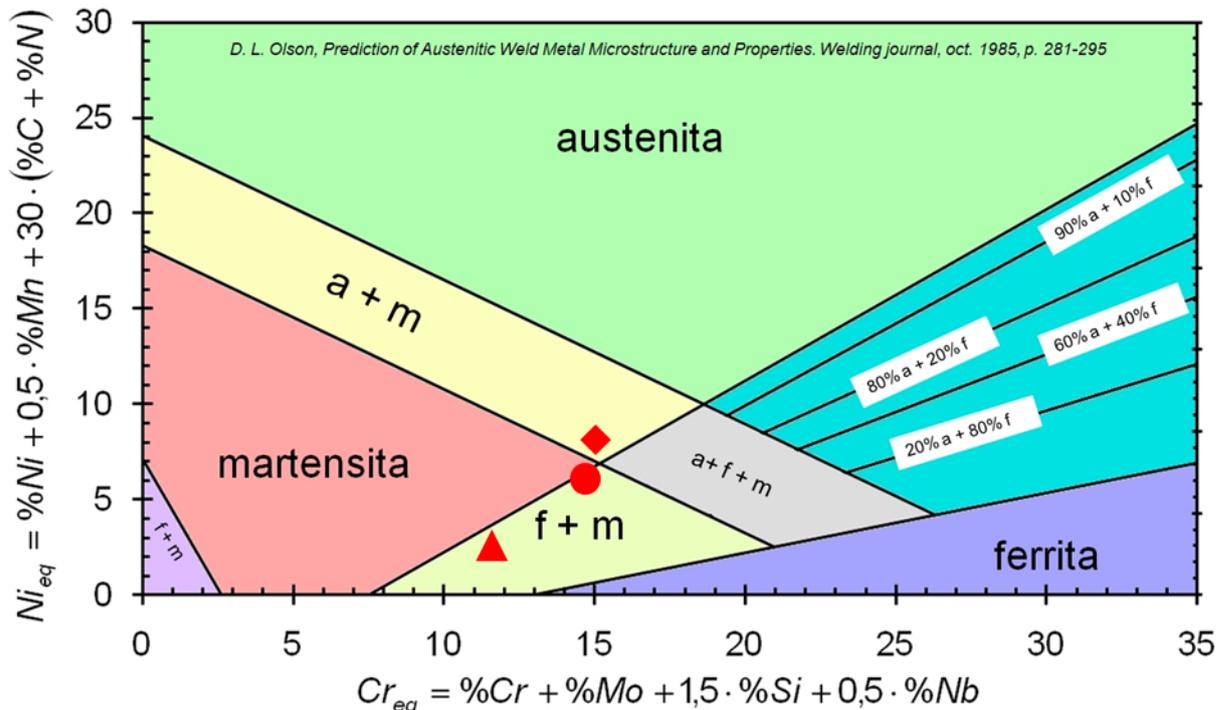
Em grande parte das ligas o Si está presente entre 0,3 e 0,6%, tendo como principal função a desoxidação, e sendo, portanto, o residual usado em excesso para garantir a desoxidação durante a sua fabricação no estado líquido. Em maiores percentuais, entre 1 e 3%, têm influência no ganho de resistência à oxidação em temperatura elevada. Demasiada adição de silício promove retenção de ferrita δ , amplia a faixa de estabilidade da fase σ e estabiliza fases de baixo ponto de fusão, aumentando a possibilidade de fissurações à quente. Este problema limita a utilização do Si em maiores percentuais (Lippold, et al., 2006; Nießen, 2018).

O elemento Manganês está presente em diferentes quantidades em diversas classes de AI. Para aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos, normalmente em até 1% de suas composições. Já para aços inoxidáveis austeníticos, entre 1 e 2%. A principal função do Mn nos aços é formar sulfeto de manganês (MnS) reduzindo a possibilidade de fragilização à quente e melhorando a ductilidade. Além disso, o Mn é um promotor de austenita em baixas temperaturas, sua eficiência depende do percentual de Ni na composição do aço e em quantidades moderadas, pode substituir o Ni nesta função (Lippold, et al., 2006; Nießen, 2018).

Os aços inoxidáveis supermartensíticos podem conter elementos de microligantes como nióbio, titânio, tungstênio, tântalo e vanádio que promovem a formação de carbonetos, assim como o cromo e o molibdênio, conforme já abordado. Nb e Ti também são adicionados em ligas AI para estabilização do carbono a fim de evitar a corrosão intergranular, por reduzir o C disponível para a formação de carbonetos de Cr, W, Ta e V e promovem resistência em altas temperaturas devido a formação de carbonetos dispersos (Lippold, et al., 2006; Nießen, 2018).

Em aplicações que utilizam processos de soldagem, por exemplo, a composição química dos aços inoxidáveis é controlada pela diluição. Conhecidos os teores de elementos químicos estabilizadores de ferrita e austenita no metal base e metal de adição, juntamente com o conceito de Cr e Ni equivalente e a diluição, pode-se prever a microestrutura do metal de solda através do diagrama de Schaeffler, Figura 6, que permite estimar a microestrutura como martensítica, ferrítica ou austenítica. Nesta figura foram incluídas as composições químicas da Tabela 1 (American Welding Society Inc, 1997; Davis, 1994).

Figura 6 - Diagrama de constituição de Schaeffler para aços inoxidáveis com as inclusões das ligas presentes na Tabela 1, sendo o triângulo a baixa, o círculo a média e o losango a alta. Utilizou-se (“a” para austenita, “m” para martensita e “f” para ferrita)



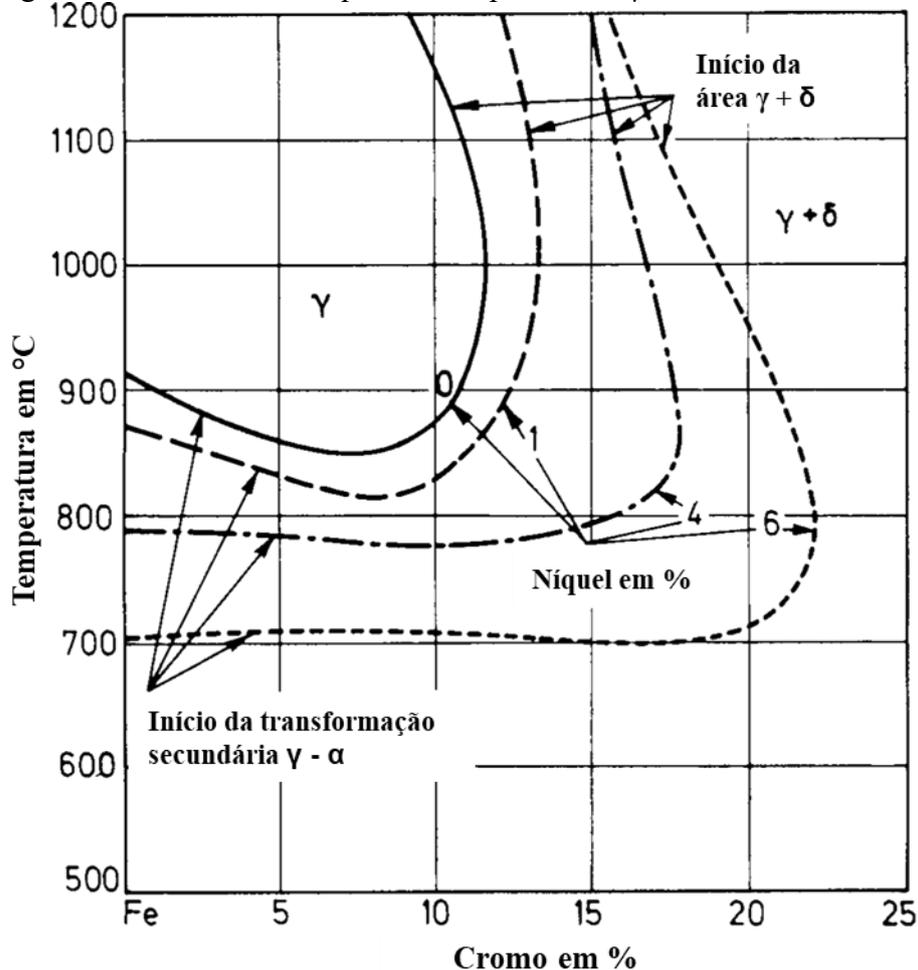
Fonte: Autor, adaptado de Olsen, 1985

3.1.2.2 Microestrutura característica

Os SMSS, em altas temperaturas, possuem microestrutura de equilíbrio quase totalmente austenítica. Ele se solidifica formando ferrita- δ , e em torno de 1300°C começa a formar austenita no resfriamento subsequente. É por volta de 1200°C, em equilíbrio termodinâmico, que se encerra esta transformação. Em seguida, ocorre a decomposição da austenita em ferrita e carbonetos, sendo estas as fases estáveis em temperatura ambiente. Estas fases podem ser observadas na Figura 7, que apresenta a influência do níquel no campo da fase γ -austenita no sistema ferro-cromo. Porém, com altas taxas de resfriamento, em condições normais de fabricação de aços ou até mesmo em processos de soldagem, como a taxa de formação de ferrita e carbonetos é lenta, há a manutenção da austenita em temperaturas mais baixas. Como resultado, os aços SMSS apresentam grande tendência à formação de martensita durante o resfriamento a partir de temperaturas nas quais a austenita é a fase mais estável. Estes aços são endurecíveis ao ar, sendo assim, mesmo com resfriamento controlado, em seções espessas, formam martensita. A presença de carbono em ligas ferro-cromo aumenta a faixa de teores de cromo para a formação de austenita em altas temperaturas. Elementos como N, Ni,

Cu e Mn, também atuam de forma similar nestes aços (Amrei, et al., 2015; Bojack, et al., 2016; Davis, 1998; Marshall, et al., 1990).

Figura 7 - Influência do níquel no campo da fase γ -austenita no sistema ferro-cromo



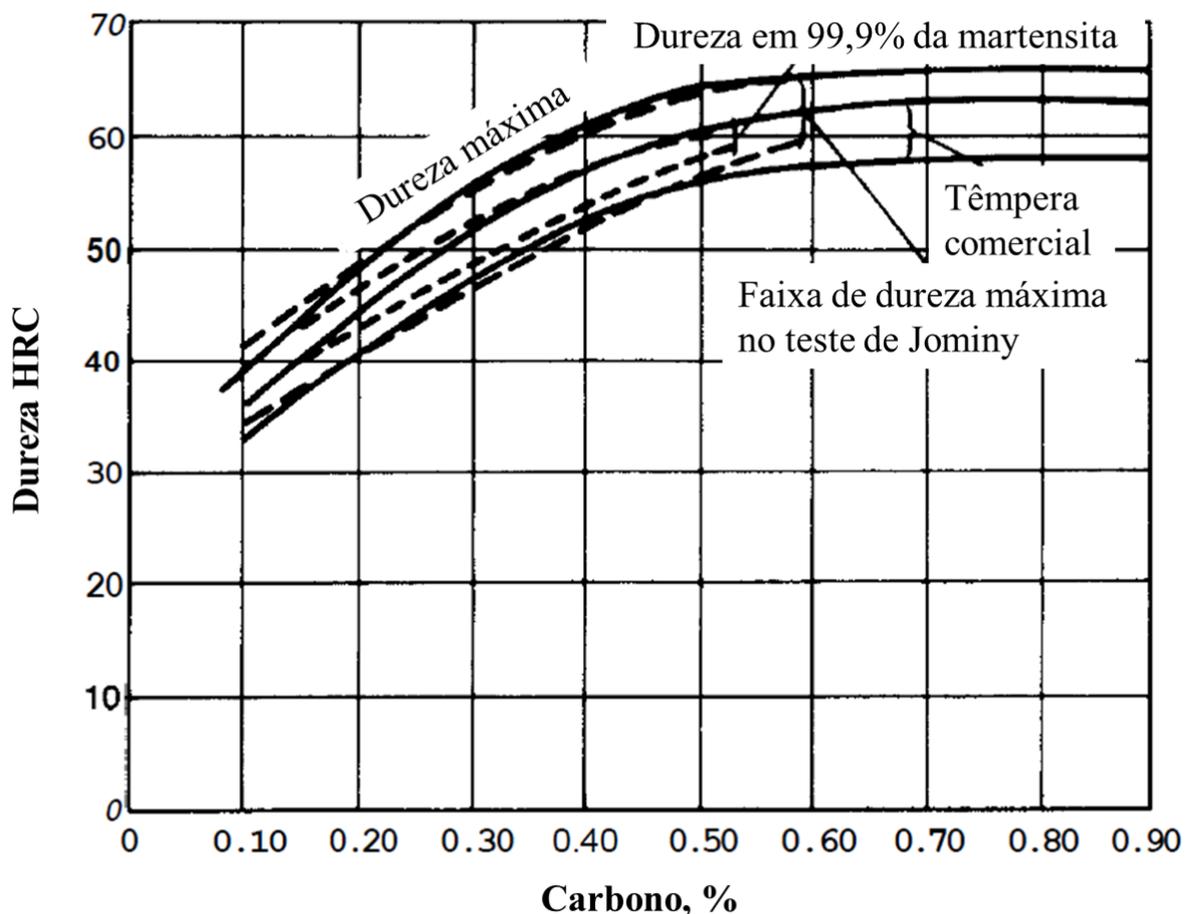
Fonte: Autor, adaptado de Marshall, et al., 1990

Após a solidificação e resfriamento até a temperatura ambiente, encontrar uma microestrutura completamente martensítica pode ser algo complexo. Pequenas quantidades de ferrita- δ podem permanecer na estrutura, entre dendritas, durante o resfriamento devido a segregação de elementos de liga. No geral, a ferrita- δ retida na microestrutura dos SMSS está associada ao aumento na temperatura da transição dúctil-frágil, e por isso, é indesejada. O aumento do percentual de ferrita- δ em SMSS pode levar a perdas nos limites de escoamento e resistência à tração, devido à redução de dureza. Além disso, a maior sensibilidade dessa fase a baixas temperaturas pode causar uma queda significativa na resistência ao impacto. Além disso, em baixas temperaturas, a transformação da austenita em martensita pode ocorrer de forma incompleta, e austenita pode permanecer retida na estrutura martensítica. Assim a microestrutura final esperada na temperatura ambiente é martensítica com austenita retida entre

as agulhas de martensita, e pequenas quantidades de δ -ferrita. Algumas propriedades mecânicas, como por exemplo, o limite de escoamento, podem ser potencializadas de acordo com a quantidade de austenita retida, e a sua quantidade final pode ser controlada através de tratamentos térmicos (Amrei, et al., 2015; Bojack, et al., 2016; Carrouge, 2022; Davis, 1994; Amrei, et al., 2020; Nießen, 2018).

O teor de carbono possui grande influência nos aços martensíticos e supermartensíticos, observa-se na Figura 8 relações entre o percentual de C e a dureza de ligas com estrutura martensítica. Por exemplo, com 0,5% de carbono a dureza média de estrutura com martensita é de 60 HRC. O aumento nos percentuais de C e N geram um significativo ganho de dureza nesta fase (Bojack, et al., 2016; Davis, 1994).

Figura 8 - Valores de dureza de aços completamente endurecidos com uma variedade de teores de carbono



Fonte: Autor, adaptado de Davis J. R., 1994

3.1.2.3 Principais fases presentes em aços SMSS

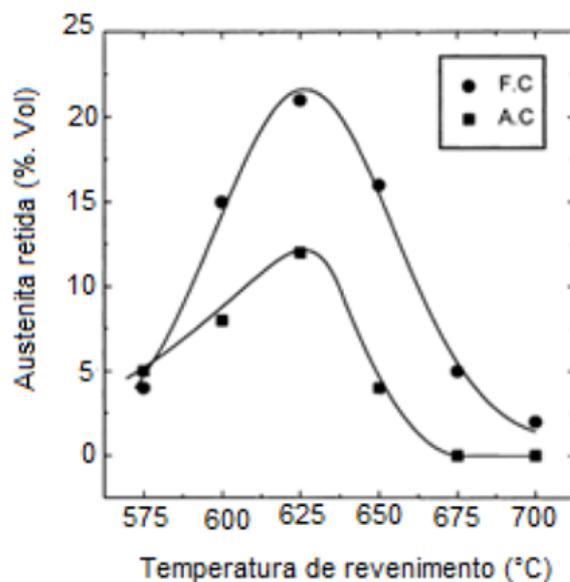
A austenita (γ) possui estrutura cristalina CFC, estrutura comum entre metais de transição da tabela periódica. Durante a solidificação, a austenita se forma a partir da ferrita- δ . Na ausência de nitretos e carbonetos em altas temperaturas, a austenita (γ) está sujeita a apresentar um elevado crescimento de grãos. Na microestrutura final dos SMSS a γ pode estar presente, pois a presença de elementos substitucionais reduzem a temperatura M_S , tornando possível que o resfriamento a partir do campo austenítico gere uma transformação martensítica incompleta. Diferentemente das propriedades mecânicas da fase ferrita- δ , a austenita (γ) apresenta boa tenacidade em baixas temperaturas e propriedades mecânicas isotrópicas (Carrouge, 2022; McGuire, 2008; Nießen, 2018).

A martensita (α') é a fase mais esperada em aços inoxidáveis supermartensíticos. O início da formação da fase α' ocorre durante o resfriamento até temperaturas relativamente baixas, entre 260 e 130°C (temperatura M_S), podendo ocorrer até a temperatura ambiente. Dentro da faixa esperada de temperatura, a austenita metaestável se transforma em martensita em formato de lâminas. Este tipo de formação é muito fina e necessita de microscopia eletrônica de varredura (MEV) para ser adequadamente analisada. A presença de austenita retida possui papel importante nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis supermartensíticos, contribuindo na tenacidade, sem prejudicar a resistência mecânica. A Figura 9 apresenta a variação na quantidade de austenita retida em função da temperatura de revenimento e da velocidade de resfriamento. Geralmente, a estrutura cristalina apresentada pela fase martensítica é TCC, devido ao carbono que estava em solução sólida nos interstícios da fase γ , que ficam em solução sólida na martensita. A dureza superior esperada na fase α' ocorre devido à dificuldade de movimentação das discordâncias, causada pela deformação tetragonal gerada pelo carbono preso na estrutura. Contudo, como o teor de C é baixo nos SMSS, a tetragonalidade observada na martensita é baixa, fazendo sua estrutura assemelhar-se a da ferrita de equilíbrio, CCC, e a dureza determinada pela morfologia entre a martensita CCC e a austenita retida na estrutura. A transformação martensítica é atérmica, e a quantidade de martensita formada depende exclusivamente do resfriamento abaixo da temperatura M_S , e não do tempo nesta temperatura (Carrouge, 2022; McGuire, 2008; Nießen, 2018).

Os carbonetos e nitretos que podem ser formados em SMSS estão relacionados, além com a presença de Cr, à presença de elementos de liga como Ti, Nb e V. Estes elementos formam carbonetos e nitretos que limitam o crescimento de grãos da austenita, se posicionando em seus contornos de grãos, já que se formam em temperaturas elevadas (entre 1100 e 900°C).

Já o principal carboneto de cromo encontrado em AI é o $M_{23}C_6$ (carboneto formado por 23 átomos de metais de transição e 6 átomos de carbono), sua formação ocorre principalmente em temperaturas entre 550 e 900°C, com Mo podendo substituir em parte o Cr. Em baixos níveis, o N pode substituir o C no $M_{23}C_6$, mas em níveis superiores, forma-se Cr_2N . A formação de carbonetos e nitretos de Cr e Mo são indesejadas pois geram sensitização, devido ao esgotamento local de Cr e Mo na zona de difusão do carboneto. Ti, Nb e V são eficazes na formação de carbonetos e reduzem a possibilidade de sensitização, por formarem carbonetos do tipo MC isentos de Cr, que se mantêm em solução sólida na matriz (Hernandez, 2016; McGuire, 2008; Nießen, 2018). A formação dos carbonetos MC, por sua vez, inibe a presença de C em solução sólida na martensita e austenita, eliminando a obrigatoriedade de revenimento pós tempera.

Figura 9 - Variação da quantidade de austenita em função da temperatura de revenimento e da velocidade de resfriamento: FC representa resfriamento lento no forno, enquanto A.C indica resfriamento ao ar

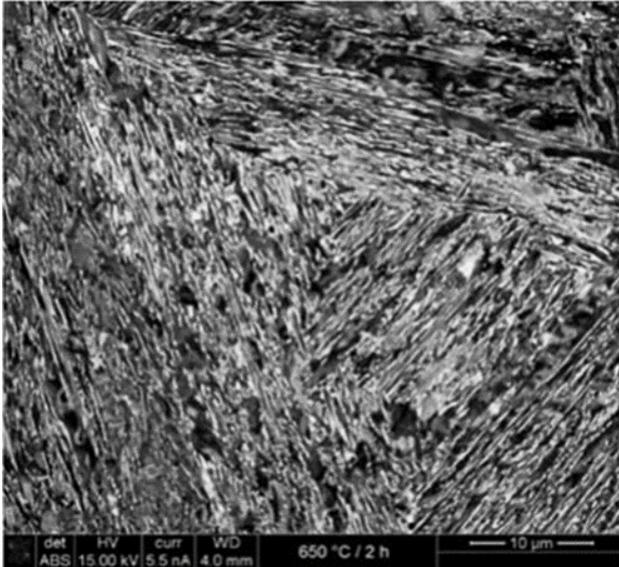


Fonte: Hernandez, 2016

Ao discutir os aços inoxidáveis supermartensíticos, dois conceitos principais merecem destaque. O primeiro é a adição de Ni, que é crucial para manter na estrutura a austenita retida. A microestrutura martensítica com presença de austenita retida proporciona aos SMSS valores de dureza superiores aos de outras ligas de aço inoxidável, mesmo com seus baixos teores de C, embora ainda inferiores aos dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, onde a presença de C é o motivo principal da dureza elevada da estrutura martensítica. A Figura 10 apresenta a caracterização microestrutural de uma liga SMSS utilizando Microscopia Eletrônica

de Varredura (MEV), empregando detecção de elétrons retroespalhados (BSE) para analisar o contraste entre os grãos de austenita, brancos, e a matriz martensítica em lâminas cinzas (Charles, et al., 2023; Ma, et al., 2012; Nießen, 2018).

Figura 10 - Microestrutura bifásica de martensita em lâminas e austenita. A imagem por elétrons, utilizando uma voltagem de aceleração de 15 kV, corrente de feixe de 5,5 nA e distância de trabalho de 4 mm



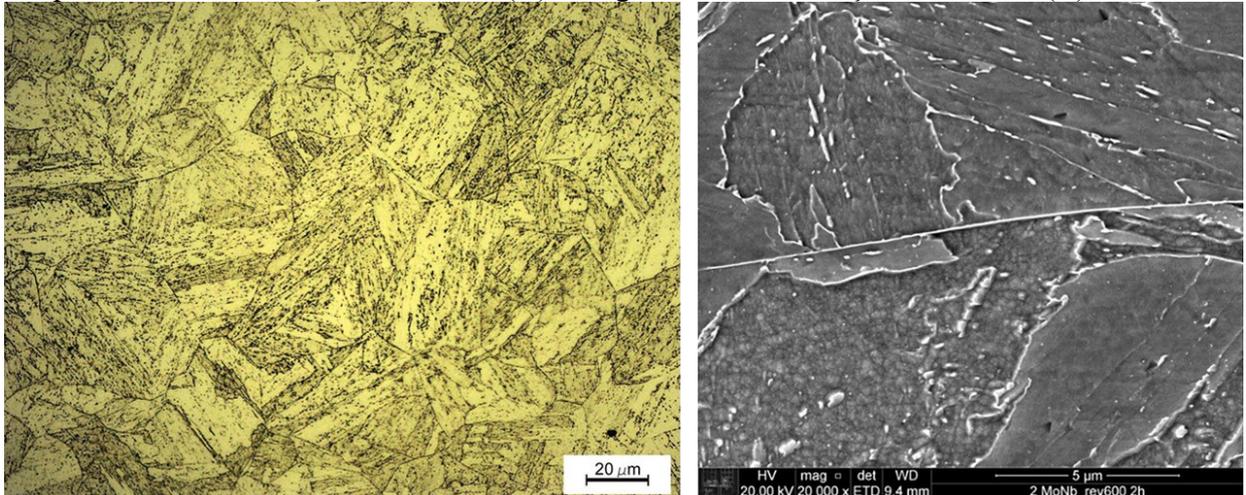
Fonte: Nießen, 2018

O segundo conceito importante diz respeito ao aumento da quantidade de Cr em solução. Um maior percentual de Cr disponível contribui para a resistência à corrosão, pois favorece a formação de uma camada protetora de óxido. Fatores como a baixa concentração de carbono são essenciais para manter essa disponibilidade, já que minimizam a precipitação de carbonetos de cromo ($M_{23}C_6$). Essa redução não apenas melhora a resistência à corrosão, mas também favorece a soldabilidade, diminuindo a suscetibilidade a trincas (Charles, et al., 2023; Ma, et al., 2012).

Além disso, a adição de elementos microligantes, como titânio Ti, Nb e V, também pode aumentar a disponibilidade de Cr em solução e a eliminação do C de solução. Esses elementos têm a capacidade de estabilizar o carbono residual, formando carbonetos do tipo MC, que são finos e extremamente estáveis. Por possuírem alta afinidade pelo carbono, esses microligantes ajudam a reduzir a precipitação de carbonetos intergranulares de cromo, contribuindo assim para as propriedades desejadas dos SMSS. A Figura 11 apresenta uma liga SMSS com adição de Ti, visando aumentar sua resistência à corrosão. Os carbonetos de titânio, TiC, não são visíveis. É possível observar a estrutura típica agulhada da martensita, não sendo possível

distingui-la da austenita retida (Calderón-Hernandez, et al., 2017; Charles, et al., 2023; Ma, et al., 2012).

Figura 11 - Micrografia óptica após os testes de grau de sensibilização (DOS), realizados com tempera de 2 horas no aço SM2MoNb (A). Imagem de MEV do aço SM2MoNb (B)



Fonte: Calderon-Hernandez, et al., 2017

3.2 SOLDAGEM DE AÇOS DISSIMILARES

Frequentemente utilizada para unir aços inoxidáveis a outros materiais, a soldagem de aços dissimilares tem como principal característica a necessidade de uma transição de propriedades mecânicas ou desempenho em um determinado equipamento. A questão econômica é a determinante na utilização deste tipo de aplicação, pois os aços comumente revestidos, aço carbono e baixa liga, são mais baratos que os aços inoxidáveis. Outra aplicação para a soldagem de aços dissimilares é revestimento, como por exemplo no caso de vasos de pressão fabricados em aço carbono e revestidos com aços inoxidáveis, para aumentar a proteção contra corrosão; neste caso, toda a parte estrutural do vaso é composta por um metal base de menor custo e somente a superfície por uma liga inoxidável, reduzindo consideravelmente os custos das matérias primas de fabricação. O revestimento refere-se à adição de um metal de adição que proporcionará propriedades não intrínsecas às do metal de base (Davis, 1998; Lippold, et al., 2006).

Na união ou revestimento de aço carbono a aços inoxidáveis, várias questões devem ser consideradas antes destas aplicações, como controle da microestrutura do metal de solda, principalmente na primeira camada, pois é uma região crítica onde se encontra a maior diferença microestrutural e de composição entre o depósito e o metal base. A diluição entre as

camadas deve ser controlada para que se alcance o equilíbrio metalúrgico necessário de acordo com a composição química desejada. Quando se utiliza soldagem com múltiplas camadas, além da análise das composições químicas, questões como ciclos térmicos dos cordões de solda subsequentes que atuam como tratamentos térmicos no conjunto soldado, também podem afetar a microestrutura e devem ser levados em consideração. Diagramas como Schaeffler, Figura 6, são utilizados para prever a microestrutura em cada aplicação, utilizando como base as composições químicas dos metais de base e de adição (Amrei, et al., 2020; Lippold, et al., 2006; Davis, 1998).

Caso haja a necessidade de realização de tratamentos térmicos no aço carbono, a resposta ao tratamento poderá ser totalmente diferente entre as duas ligas e a região de transição. Diferenças nas propriedades físicas e mecânicas devem ser consideradas em soldagens de aços dissimilares a fim de evitar ou reduzir uma série de mecanismos de falhas possíveis relacionados a este tipo de junta, como trincas de solidificação, desprendimento do revestimento e falhas por fluência na zona termicamente afetada (ZTA) do aço carbono (Lippold, et al., 2006).

Entre os tópicos discutidos, é fundamental enfatizar o conceito de diluição na soldagem de aços dissimilares. A fusão dos metais de adição e de base resulta em uma composição química final do metal de solda que é uma combinação dos dois. Para metais de adição e base semelhantes, não se espera uma alteração significativa na composição química do metal de solda, mas nas juntas dissimilares esta é a ocorrência mais comum (ASM Internacional, 1990; American Welding Society Inc, 1997).

Embora cada processo de soldagem apresente variações no percentual de diluição, um intervalo entre 10% e 15% é geralmente considerado ideal. Valores inferiores a 10% podem comprometer a integridade da ligação, enquanto valores superiores a 15% podem aumentar os custos do processo, uma vez que uma diluição excessiva afeta a composição do revestimento e requer um maior número de camadas para atingir a composição química desejada. Na prática, muitos revestimentos soldados apresentam diluições que superam 15%. Por exemplo, o processo de soldagem a *open arc* possui uma diluição esperada entre 15% e 40%. A composição final pode ser estimada pela fórmula (1), na qual o peso de metal base fundido (x) é dividido pela soma dos pesos do metal base e do metal de adição fundidos ($x + y$) (American Welding Society Inc, 1997; ASM Internacional, 1990).

$$Diluição, \% = \frac{x}{x+y} * 100 \quad (1)$$

Em revestimentos de soldagem com aços inoxidáveis, o objetivo é alcançar uma composição química específica, maximizando a taxa de deposição e minimizando o número de camadas. Isso aumenta a eficiência do processo e reduz custos. Para determinar o metal de base, o tipo de revestimento, o processo de soldagem e a espessura do revestimento, o usuário deve compreender como a diluição do metal de adição com o metal base influencia a composição e o equilíbrio metalúrgico (American Welding Society Inc, 1997; ASM Internacional, 1990).

Devido à importância da diluição nos revestimentos por soldagem, especialmente em aplicações como o revestimento duro, é fundamental considerar que cada parâmetro de soldagem pode variar de acordo com o processo utilizado e impactar o percentual de diluição, afetando diretamente o resultado do revestimento. Portanto, parâmetros como corrente, polaridade, diâmetro do consumível, velocidade de deslocamento e amplitude devem ser cuidadosamente monitorados para alcançar os resultados desejados (American Welding Society Inc, 1997; ASM Internacional, 1990).

Neste estudo específico, a soldagem de revestimento dos rolos de lingotamento contínuo pode utilizar diversos tipos de metais de base, entre os quais se destaca o EN10083-1 41CrMo4, um aço equivalente ao ABNT 4140. Este material é recomendado para aplicações que exigem uma combinação de capacidade de endurecimento, resistência e tenacidade, sendo adequado para condições de serviço que não são severas. Devido ao seu percentual de carbono, o 4140 apresenta uma excelente capacidade de endurecimento, embora sua conformabilidade e soldabilidade sejam inferiores em comparação a outros aços com menor teor de carbono. A temperatura máxima de aplicação desse aço é de até 480 °C; acima desse limite, há uma perda significativa de suas propriedades de resistência mecânica. A composição química do aço 41CrMo4 pode ser observada na Tabela 2 (ASM Internacional, 1990; Vinas, et al., 2013).

Tabela 2 - Composição química do aço EN 10083-1 41CrMo4

Metal Base	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%P	%S	%Fe
EN 10083-1 41CrMo4	0,40	0,63	0,26	1,12	0,27	0,18	0,017	0,015	Bal.

Fonte: Autor, adaptado de Vinas, et al., 2013

Quando os rolos apresentam problemas de desempenho, como o aumento da distância entre eles devido a variações em sua geometria, isso pode comprometer a qualidade do bloco de aço. Nesse caso, os rolos são retirados do equipamento de lingotamento contínuo e usinados para remover trincas e imperfeições. Após esse processo, se a camada de revestimento estiver muito fina, são aplicadas novas camadas. Exemplos de rolos desgastados que foram revestidos

e usinados estão ilustrados na Figura 12. Os revestimentos são utilizados para aumentar a resistência ao desgaste em altas temperaturas, sendo desenvolvidos para retardar o surgimento de trincas por fadiga induzidas mecanicamente e termicamente (Nordenström, et al., 2006; Vinas, et al., 2012).

Figura 12 -Rolos desgastados de fundição contínua de aço, a esquerda, e rolos revestidos e usinados, a direita



Fonte: Vinas, et al., 2012

A escolha da liga mais apropriada para os revestimentos dos rolos de lingotamento contínuo é essencial para otimizar o desempenho em condições exigentes, como aquelas enfrentadas durante o processo de lingotamento contínuo, onde os rolos estão expostos a altas temperaturas e a intensos desgastes. Nesse contexto, comparar os aços inoxidáveis martensíticos e os supermartensíticos é importante, pois ambos apresentam características que impactam diretamente na eficiência e durabilidade do material. Os aços supermartensíticos têm vantagens consideráveis em relação aos martensíticos tradicionais, especialmente no que diz respeito à redução da necessidade de tratamentos térmicos pós-soldagem e à melhora da estabilidade em altas temperaturas. Com um menor percentual de carbono, tipicamente abaixo de 0,02%, esses aços têm a formação de estrutura entremeada de martensita e austenita retida logo após a soldagem, sem a presença de C em solução sólida na martensita, o que diminui a necessidade de tratamentos adicionais, como têmpera e revenimento, para garantir a dureza e a tenacidade do material. Esse benefício contribui para um processo de fabricação mais simples e menos custoso, já que reduz os riscos associados ao tratamento térmico, como distorções e trincas (Nießen, 2018; Nordenström, et al., 2006).

Além disso, os aços martensíticos convencionais têm limitações em temperaturas superiores a 650 °C. Nesses casos, a martensita sofre transformação de fase, resultando em uma perda de dureza e de resistência ao desgaste, o que compromete as propriedades mecânicas do material. Em aplicações severas, como o lingotamento contínuo, onde as temperaturas podem ultrapassar esse limite, esses aços tornam-se menos adequados devido à perda de desempenho. Os aços supermartensíticos, por sua vez, apresentam maior resistência à degradação térmica,

preservando suas propriedades mecânicas mesmo em condições térmicas extremas, além de serem mais resistentes ao desgaste e à corrosão. Isso os torna uma escolha mais vantajosa para o revestimento de rolos de lingotamento contínuo, garantindo uma maior durabilidade, resistência ao desgaste e eficiência operacional ao longo do tempo, aspectos essenciais para o bom desempenho dos rolos e a continuidade do processo de fabricação (Nießen, 2018; Nordenström, et al., 2006).

Algumas das composições químicas de ligas utilizadas em arames de soldagem, tanto em arco submerso quanto em *open arc*, estão apresentadas na Tabela 3, seguindo a norma DIN 8555 ou os nomes comerciais dos produtos da empresa Voestalpine Böhler Welding. Nessas aplicações, busca-se obter depósitos com teores de cromo superiores a 12% para garantir a formação de uma camada passiva de óxido, enquanto os teores de carbono variam conforme o produto. Os formadores de carbonetos, como vanádio, tungstênio, nióbio e titânio, são adicionados a essas ligas, evitando a formação de carbonetos de cromo. Outro elemento importante presente nessas ligas é o níquel, que estabiliza a região austenítica em baixas temperaturas, favorecendo a formação de uma microestrutura martensítica final. O nitrogênio é incorporado para compensar a deficiência de carbono, gerando endurecimento intersticial e aprimorando a resistência ao desgaste por meio da formação de nitretos (Nordenström, et al., 2006; Vinas, et al., 2013).

Tabela 3 - Composições químicas típicas de arames utilizados para revestimentos de rolos de lingotamento contínuo

Arames de Solda	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%Nb	%N	%Fe
DIN 8555 UP 5-GF- 45-C	0,1	0,9	0,5	13,5	2,3	1,2	0,3	0,20	0,12	Bal.
SK 370-O	0,03	0,5	0,6	15,5	5,2	0,5	-	-	-	Bal.
SK 742-SK	0,04	1,3	0,4	13,5	3,3	1,3	0,15	0,1	0,08	Bal.

Fonte: Autor

Nota: elaborado com base em Leshchinskii, et al.; 2019, Vinas, et al.; 2012, Vinas, et al., 2013

A união pelo processo de revestimento de ligas tão distintas, como o metal base ABNT 4140 e ligas para revestimento de rolos, especialmente aquelas com baixos teores de carbono, caracteriza-se como uma soldagem de aços dissimilares. Essa união apresenta características marcantes, como variações significativas no perfil de dureza, que pode ser de aproximadamente 20 HRC para o metal base e até 41 HRC para as ligas de adição. A dureza final do revestimento

varia consideravelmente conforme o número de camadas aplicadas, que pode ser de uma a três, de acordo com as recomendações do fabricante. Essa variação impacta diretamente na composição química e na dureza do depósito, que, em alguns casos, pode alcançar até 48 HRC na última camada. Além disso, a sobreposição das camadas também influencia a dureza do revestimento, pois o reaquecimento da camada anterior pode resultar em redução da dureza e perda de desempenho devido a alterações microestruturais (Leshchinskii, et al., 2019; Vinas, et al., 2013).

Na soldagem dissimilar entre o metal de base de aço ABNT 4140 temperado e revenido, o e metal de adição de SMSS, desafios são a diluição de Cr e Mo do metal adicionado, considerando-se os menores teores deste elemento no metal base, e o enriquecimento em C devido a diluição do metal base na poça de fusão, comprometendo a formação da estrutura esperada dos SMSS e sua resistência à corrosão, já que esta depende da presença de Cr e Mo em solução sólida, e de diminuta presença de C.

4 METODOLOGIA

As ligas soldadas foram fornecidas pela Voestalpine Böhler Welding em forma de arames tubulares auto protegidos no diâmetro 2,4 mm. Duas ligas foram utilizadas neste estudo, uma liga padrão, já utilizada pelo mercado de recuperação de rolos de lingotamento contínuo, e uma segunda amostra com variação nas composições químicas dos elementos manganês, níquel, nióbio, vanádio e titânio, tornando esta liga uma opção mais atrativa comercialmente. O aumento no percentual de Mn busca suprir a redução de Ni, sendo uma tentativa auxiliar na formação da fase austenita durante a solidificação, garantindo que ela se transforme totalmente em uma estrutura supermartensítica, com expressiva redução de custos. Já os elementos Nb e V, que são adicionados para remover o C da matriz martensítica em forma de carbonetos do tipo MC, foram substituídos na liga proposta pelo elemento Ti, pois ele apresenta menor custo em comparação com o Nb e V. A adição desses elementos é necessária devido à composição química da fita utilizada na fabricação dos arames, que contém cerca de 0,06% de carbono. O aço SAE 1006 é empregado nesses produtos devido ao seu custo acessível e à ampla disponibilidade no mercado. A Tabela 4 apresenta os valores máximos permitidos para cada elemento na composição química do aço SAE 1006.

Tabela 4 - Especificação (valores máximos) de composição da fita utilizada na fabricação dos arames em estudo

Especificação Fita	%C	%Mn	%P	%S
SAE 1006	0,08	0,45	0,040	0,050

Fonte: Autor, adaptado de ASM International, 1990

As composições químicas das duas ligas fornecidas pelo fabricante, já considerada a composição da fita de aço SAE 1006 utilizada, são apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 - Composições químicas nominal dos arames tubulares fornecidos pelo fabricante

Ligas	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%V	%W	%N	%Ti
Padrão	0,06	0,80	1,20	13,50	4,50	1,30	0,20	0,20	0,20	0,05	-
Proposta	0,06	0,80	2,40	13,50	3,00	1,30	-	-	0,20	0,05	0,50

Fonte: Autor

O metal base utilizado para a realização dos depósitos foi o ABNT 4140. A composição química nominal deste aço pode ser observada na Tabela 6.

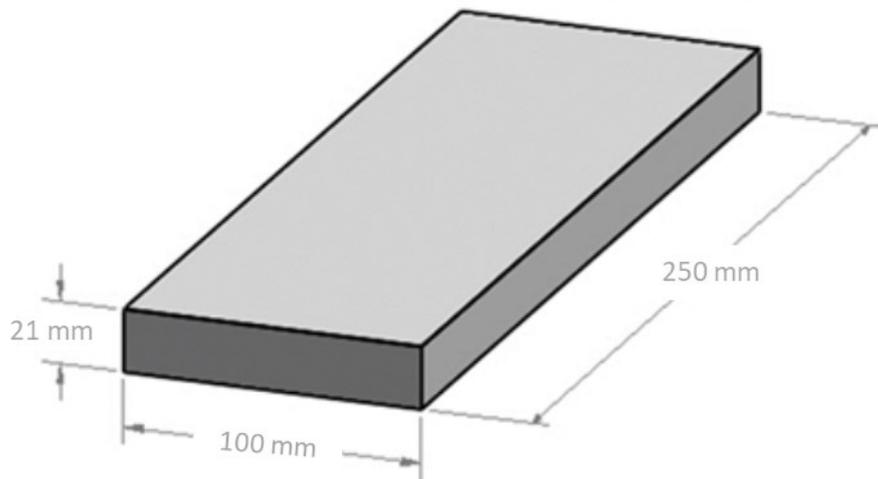
Tabela 6 - Composição química nominal do metal base utilizado no estudo

Metal Base	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo
ABNT 4140	0,40	0,20	0,60	1,00	0,20

Fonte: Autor

As dimensões dos corpos de prova foram padronizadas conforme a Figura 13.

Figura 13 - Dimensões do metal base utilizados para os depósitos



Fonte: Autor

4.1 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Serão descritas nos subitens a seguir a realização da soldagem de doze corpos de prova e as seguintes análises: macroscópica, química do metal depositado via espectrometria de emissão óptica, dureza longitudinal, microestrutural via microscopia óptica, medição do teor de martensita, difração de raios-X e perfil de dureza transversal.

4.1.1 Soldagem dos Corpos de Prova

Realizou-se a soldagem de revestimento com as duas ligas, padrão e proposta, utilizando os mesmos parâmetros de soldagem e variando a altura do depósito em uma, duas e três camadas. Os parâmetros utilizados podem ser observados na Tabela 7.

Os depósitos que formam cada uma das camadas consistem em cordões de solda cuja quantidade foi ajustada para cada camada. Um exemplo de cordão de solda pode ser visto na Figura 14.

Tabela 7 - Parâmetros de soldagem utilizados em todos os corpos de prova

Parâmetros de Soldagem	
Diâmetro do Arame (mm)	2,4
Corrente (A)	280 - 320
Tensão (V)	27
Distância entre o Bico e a Peça (mm)	25
Amplitude (mm)	22
Velocidade de Deslocamento (mm/min)	175
Temperatura de Interpasse (°C)	200

Fonte: Autor

Figura 14 - Primeiro cordão de solda de uma camada (depósito)

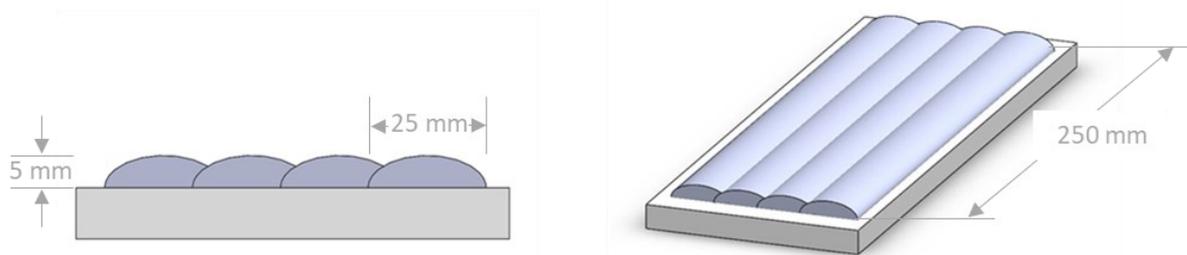


Fonte: Autor

4.1.1.1 Uma Camada de Revestimento

Nesta aplicação, revestimento com uma camada, foram soldados dois corpos de prova, um com cada liga fornecida. A disposição dos quatro cordões de soldagem que compõem esta primeira camada, e as dimensões médias encontradas relacionadas ao comprimento, largura e altura do depósito em milímetros, podem ser observadas na Figura 15. A sobreposição utilizada entre cada cordão de soldagem é de aproximadamente 30%.

Figura 15 - Imagem ilustrativa do revestimento com uma camada e suas dimensões em milímetros



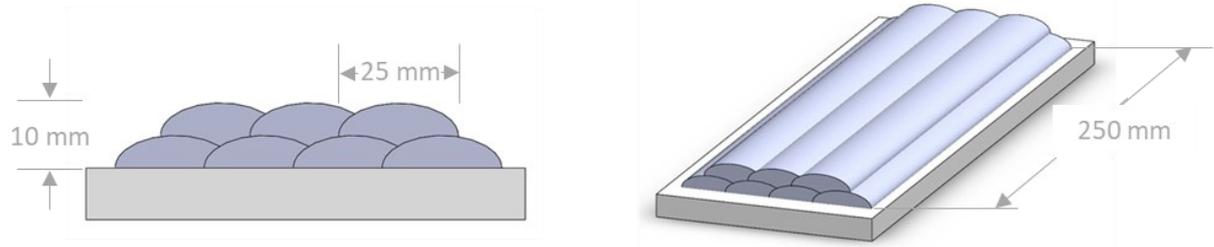
Fonte: Autor

4.1.1.2 Duas Camadas de Revestimento

Nesta aplicação, revestimento com duas camadas, foram soldados quatro corpos de prova, dois com cada liga fornecida. Na primeira camada, quatro cordões de soldagem foram depositados com uma sobreposição aproximada de 30%. Já a segunda camada é composta por três cordões de soldagem aplicados sobre os quatro iniciais.

Em um corpo de prova com cada uma das ligas, foi realizada a retirada, por usinagem, da última camada para analisar a microestrutura e a composição química após a influência da camada de revestimento superior. No outro corpo de prova de cada liga, apenas a planificação da segunda camada foi realizada para análises referentes à estrutura e composição da segunda camada. A disposição dos sete cordões de soldagem que compõem estas duas camadas, as dimensões médias encontradas relacionadas ao comprimento, largura e altura do depósito em milímetros, podem ser observadas na Figura 16.

Figura 16 - Imagem ilustrativa do revestimento com duas camadas e suas dimensões em milímetros



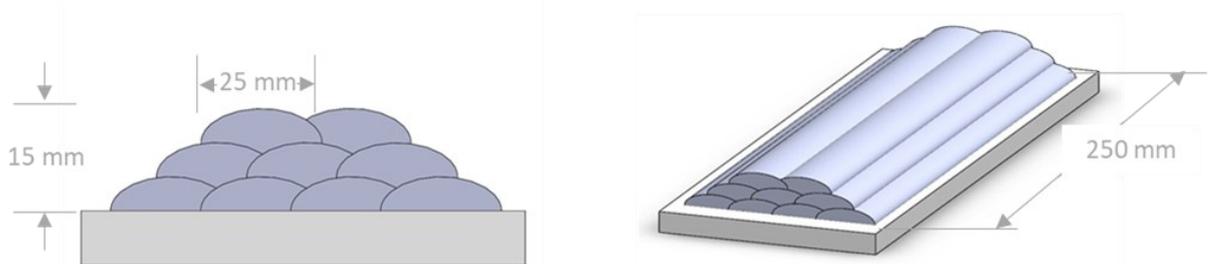
Fonte: Autor

4.1.1.3 Três Camadas de Revestimento

Nesta aplicação, revestimento com três camadas, foram soldados seis corpos de prova, três com cada liga fornecida. Após realizar a deposição das duas primeiras camadas de modo idêntico ao descrito no item anterior, dois cordões de soldagem foram realizados para compor a terceira camada.

Em um corpo de prova com cada uma das ligas, foi realizada a retirada, por usinagem, da última camada para analisar a microestrutura e a composição química após a influência da camada de revestimento superior. Em outros dois corpos de provas, um com cada liga, foi realizada a usinagem das duas últimas camadas para realizar as mesmas análises do processo anterior. A disposição dos nove cordões de soldagem que compõem estas três camadas, as dimensões médias encontradas relacionadas ao comprimento, largura e altura do depósito em milímetros, podem ser observadas na Figura 17.

Figura 17 - Imagem ilustrativa do revestimento com três camadas e suas dimensões em milímetros



Fonte: Autor

A Figura 18 apresenta os doze corpos de prova após a sequência de revestimento abordada nas Figuras 15, 16 e 17.

Figura 18 - Doze corpos de prova finalizados

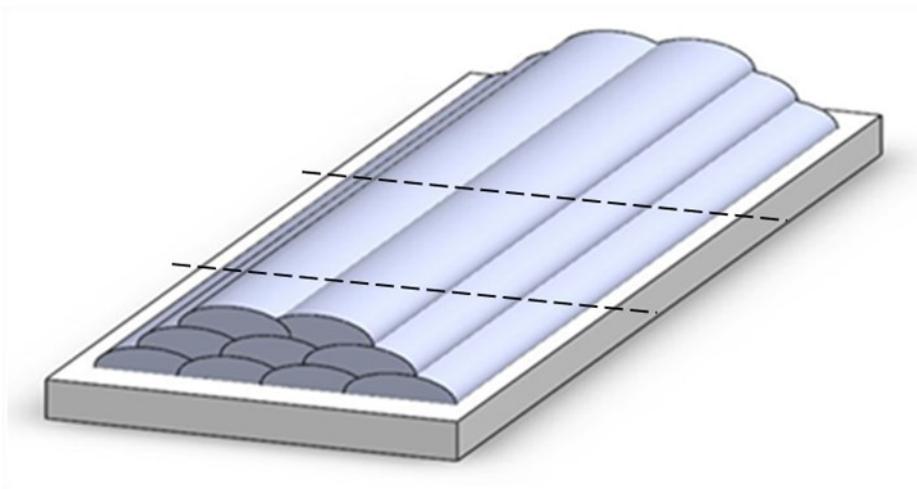


Fonte: Autor

4.1.2 Preparação dos Corpos de Prova

Os doze corpos de prova foram cortados, com a utilização de uma serra de fita com refrigeração, retirando-se um segmento com aproximadamente 1/3 da peça total, como a Figura 19. Estes cortes foram realizados para preparar os corpos de prova para análise dos perfis de penetração por macrografia e descarte da área de início da soldagem, onde há instabilidade do processo.

Figura 19 - Indicação de corte transversal realizado nos corpos de prova



Fonte: Autor

Os doze corpos de prova foram usinados na parte inferior do metal base devido a deformações geradas durante o processo de soldagem, e usinados para remoção de partes do depósito, como descrito no item anterior. A Figura 20 apresenta o resultado dos doze corpos de prova após corte e usinagem.

Figura 20 - Doze corpos de prova após corte de usinagem



Fonte: Autor

Os dois corpos de prova com uma única camada foram usinados na parte superior do cordão, retirando aproximadamente 1 mm para serem preparados para as análises químicas, dureza e microestrutural. A Figura 21 apresenta exemplos de corpos de prova após corte e usinagem.

Figura 21 – Corpos de prova com usinagem de 1 mm



Fonte: Autor

Dos quatro corpos de provas que receberam duas camadas, dois foram preparados exatamente como os corpos de prova de uma camada, e nos outros dois usinou-se a última camada, conforme descrito no item 4.1.1.2.

Nos seis corpos de prova de três camadas, seguiu-se a sequência de soldagem e usinagem das camadas conforme o item 4.1.1.3, e os dois corpos de prova que foram analisados mantendo-se as três camadas também se retirou por usinagem aproximadamente 1 mm da superfície da última camada com objetivo de prepará-los para as análises.

A Figura 22 apresenta exemplos de corpos de prova com a usinagem de 5 mm (remoção de uma camada) e 10 mm (remoção de duas camadas).

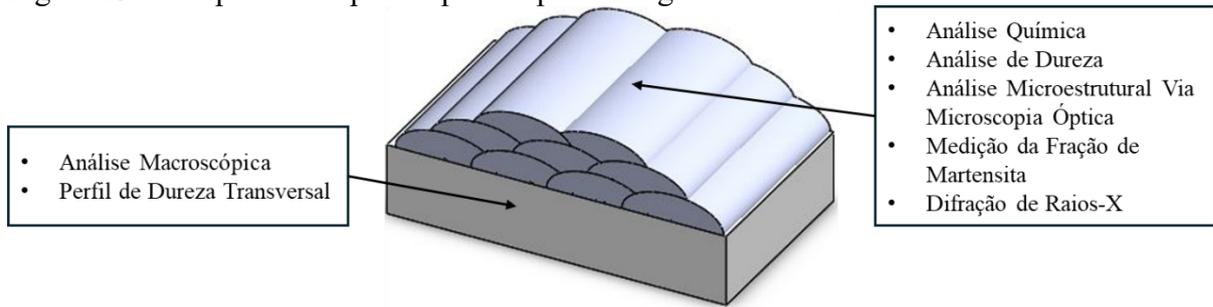
Figura 22 - Corpos de prova com a usinagem de 5 mm (remoção de uma camada) e 10 mm (remoção de duas camadas)



Fonte: Autor

Na Figura 23, são destacadas as regiões dos corpos de prova submetidas às diferentes análises.

Figura 23 - Croqui dos corpos de prova após soldagem e corte



Fonte: Autor

4.2 ANÁLISE MACROSCÓPICA

Nesta etapa, os corpos de prova, previamente seccionados, foram submetidos aos processos de desbaste e lixamento fino, empregando-se lixas abrasivas com granulações 180, 200, 300, 400 e 600 (*grid*), em ordem crescente. O lixamento foi realizado manualmente, sob adição contínua de água, com o intuito de reduzir irregularidades superficiais e obter uma superfície transversal homogênea e adequada para a etapa posterior de ataque químico com reagente Nital a 10%.

4.3 ANÁLISE QUÍMICA

As análises químicas dos doze corpos de prova foram realizadas no Laboratório Químico da empresa Voestalpine Böhler Welding, através de espectrometria de emissão óptica com o equipamento MAXx LMM14, Figura 24. O *software* utilizado foi o Spectro System – versão 1.2.0a, 32 bit (H 151/C 747). O certificado do padrão utilizado nas análises químicas das ligas empregadas está apresentado no Anexo A.

Figura 24 - Espectrômetro de emissão óptica



Fonte: Autor

4.4 ANÁLISE DE DUREZA

As medidas de dureza Rockwell C das amostras foram realizadas em dez pontos da superfície usinada no topo dos depósitos com o Durômetro de bancada analógico, fabricante Veb Werkstoffprüfmaschinen Leipzig, fabricação N° 311/34, Figura 25, cedido pelo Laboratório Químico da empresa Voestalpine Böhler Welding.

Figura 25 - Durômetro de bancada



Fonte: Autor

Para cada corpo de prova, as dez medições foram realizadas em locais distintos. Com base nesses valores, foram calculados a média e o desvio padrão de cada amostra analisada.

4.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓPTICA

As amostras foram cortadas em dimensões aproximadas de 1 cm², extraídas da superfície dos depósitos. Cada uma das doze amostras foi embutida em resina fenólica do tipo baquelite para facilitar a preparação da superfície. O polimento das amostras foi realizado no equipamento Struers Abramin, disponível no CDMat-M-FEI, seguindo as etapas descritas na Tabela 8.

Tabela 8 - Parâmetros de operação do equipamento Struers Abramin para polimento em aço SMSS

Etapas	Tamanho do Abrasivo	Lubrificante	Força	Tempo (min.)	R.P.M
1	#120	água	150	2	150
2	9 μm	água	150	2	150
3	6 μm	álcool	150	2	150
4	3 μm	álcool	150	2	150
5	1 μm	álcool	150	2	150

Fonte: Autor

A análise microestrutural das amostras foi realizada por microscopia óptica nos planos usinados dos corpos de prova. Inicialmente, realizaram-se observações sem ataque para a detecção de defeitos microestruturais, como vazios interdendríticos e inclusões resultantes do processo de soldagem. Em seguida, foram feitas observações após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, visando a revelação da microestrutura dos depósitos.

4.6 MEDIÇÃO DA FRAÇÃO DE MARTENSITA

Sendo a martensita uma fase ferromagnética, as medições foram realizadas no laboratório do CDMatM-FEI utilizando um ferritoscópio Fischer modelo MP30, com limite de detecção de 0,1%. As amostras, tanto as soldadas com a liga padrão, quanto as soldadas com a liga proposta, foram avaliadas por meio dessa técnica. O objetivo foi comparar os resultados obtidos com o ferritoscópio com aqueles obtidos através de difração de raios-X, permitindo complementar a análise microestrutural das amostras. Os dados coletados foram então comparados com os resultados obtidos a partir de outras técnicas analíticas, a fim de validar e corroborar as conclusões da pesquisa.

Para cada amostra, foram realizadas dez medições na superfície usinada no topo dos depósitos, e os resultados foram apresentados como a média dos valores obtidos, juntamente com os respectivos desvios-padrão.

4.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Realizou-se a difração de raios-X (DRX) no equipamento Shimadzu modelo XRD-7000 do CDMatM-FEI em todas as doze amostras, objetivando identificar as fases presentes, notadamente verificado a presença de martensita e austenita. Utilizou-se radiação de Cu-K α ,

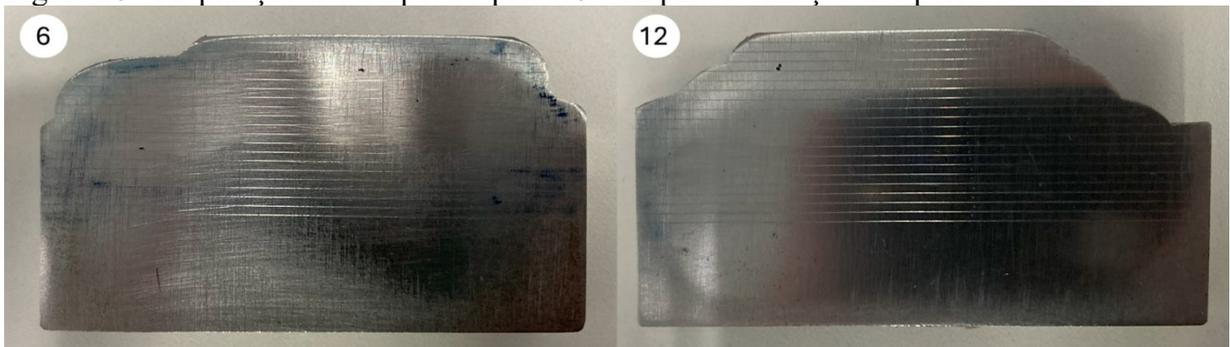
excitando a fonte de raios-X a 40 kV e 30 mA, com ângulos de varredura de 30 a 120°, a passo de 0,02° e velocidade de varredura de 1 °/min. As análises foram realizadas na superfície usinada no topo de cada um dos corpos de prova.

4.8 PERFIL DE DUREZA TRANSVERSAL

Para avaliar as alterações na dureza em diferentes profundidades do depósito, simulando a exposição do material devido ao desgaste dos rolos em operação, foi realizado um perfil de dureza com medições a cada milímetro a partir da parte superior do depósito. Para este estudo, foram selecionados dois corpos de prova, identificados como 6 e 12, devido à presença de depósitos de ligas distintas e por serem os corpos de prova com as maiores alturas de depósito, compostos por três camadas e com usinagem apenas de um milímetro no topo.

Foram obtidos perfis de dureza para ambos os corpos de prova. Em cada altura do depósito, foram realizadas três medições. Com base nesses dados, foram calculadas a média e o desvio padrão para cada amostra analisada. A medição de dureza Vickers foi realizada com o auxílio do microdurômetro Wolpert UH 930, fabricante Wilson Hardness, do CDMatM-FEI, utilizando uma carga de 5 kgf no perfil transversal das amostras. Os corpos de prova 006 e 012, após serem preparados para a medição, podem ser observados na Figura 26.

Figura 26 - Preparação dos corpos de prova 6 e 12 para realização dos perfis de dureza



Fonte: Autor

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

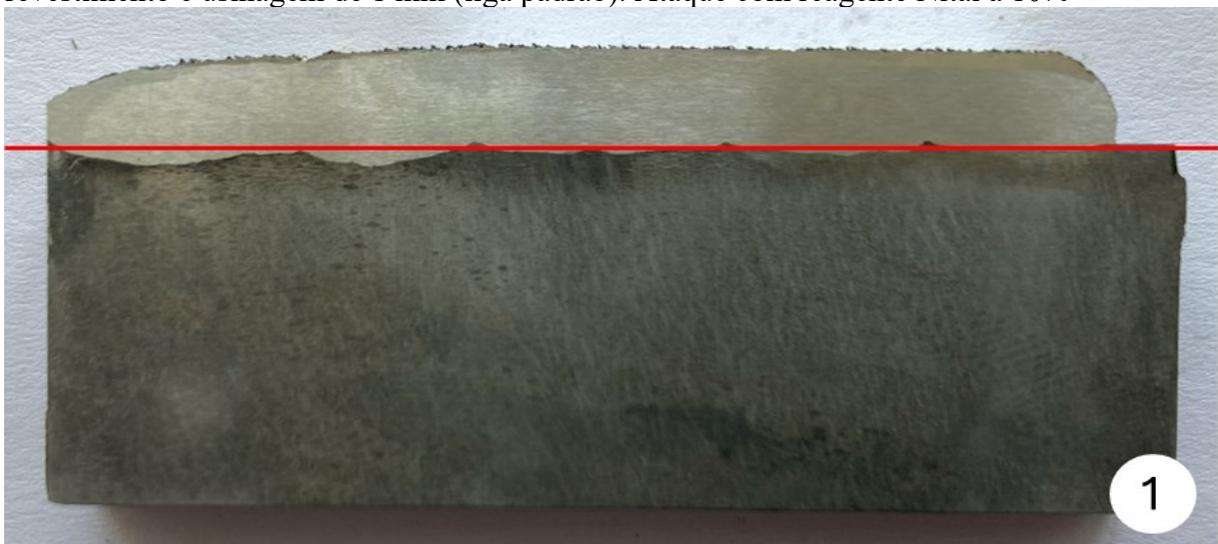
Este tópico abordará as discussões relevantes para este estudo, com base nos resultados obtidos a partir das análises realizadas nos doze corpos de prova, após os processos de soldagem de revestimento, corte e usinagem.

5.1 ANÁLISE MACROSCÓPICA

Esta seção apresenta os resultados das análises macroscópicas realizadas nos corpos de prova, com o intuito de examinar as características superficiais e as propriedades das camadas de revestimento. As análises foram efetuadas após os processos de soldagem, corte e usinagem, permitindo uma avaliação detalhada das características estruturais das amostras, como a uniformidade do revestimento, a presença de defeitos visíveis e a aderência entre o revestimento e o aço ABNT 4140. Os dados obtidos são essenciais para compreender o desempenho do revestimento e para avaliar sua adequação às condições operacionais para as quais foram projetadas.

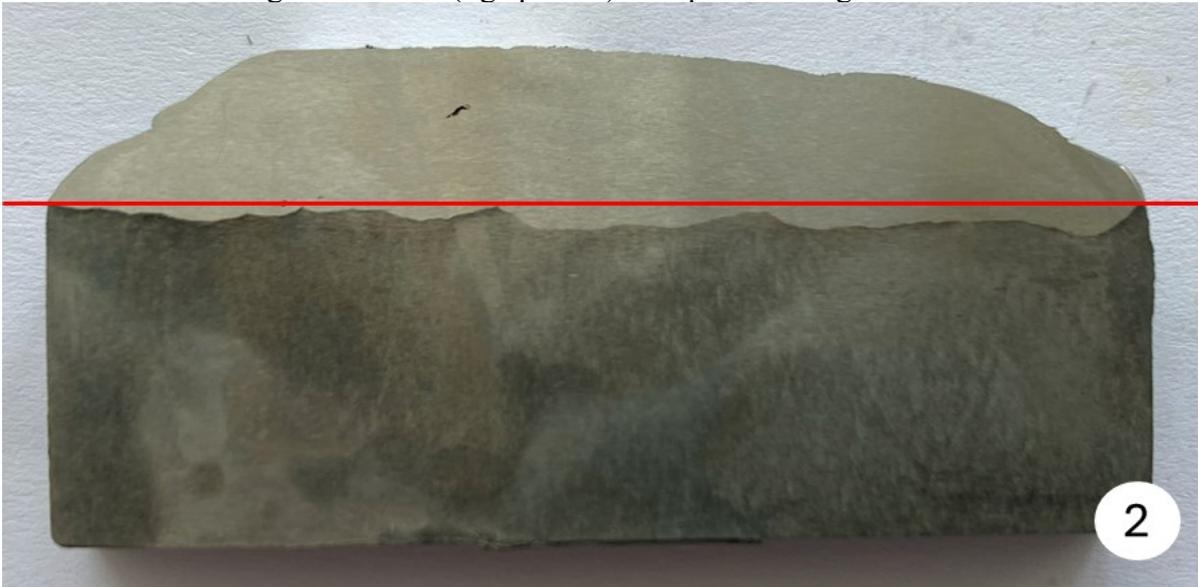
Como os resultados obtidos nos corpos de prova com diferentes alturas de depósito foram similares, neste tópico serão apresentadas apenas as imagens de seis corpos de prova. A sequência de Figuras de 27 a 32 apresenta alguns dos resultados macrográficos obtidos. As principais diferenças observadas estão relacionadas à comparação entre as duas ligas utilizadas: Padrão e Proposta. As demais imagens podem ser consultadas no Anexo B.

Figura 27 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 001, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%



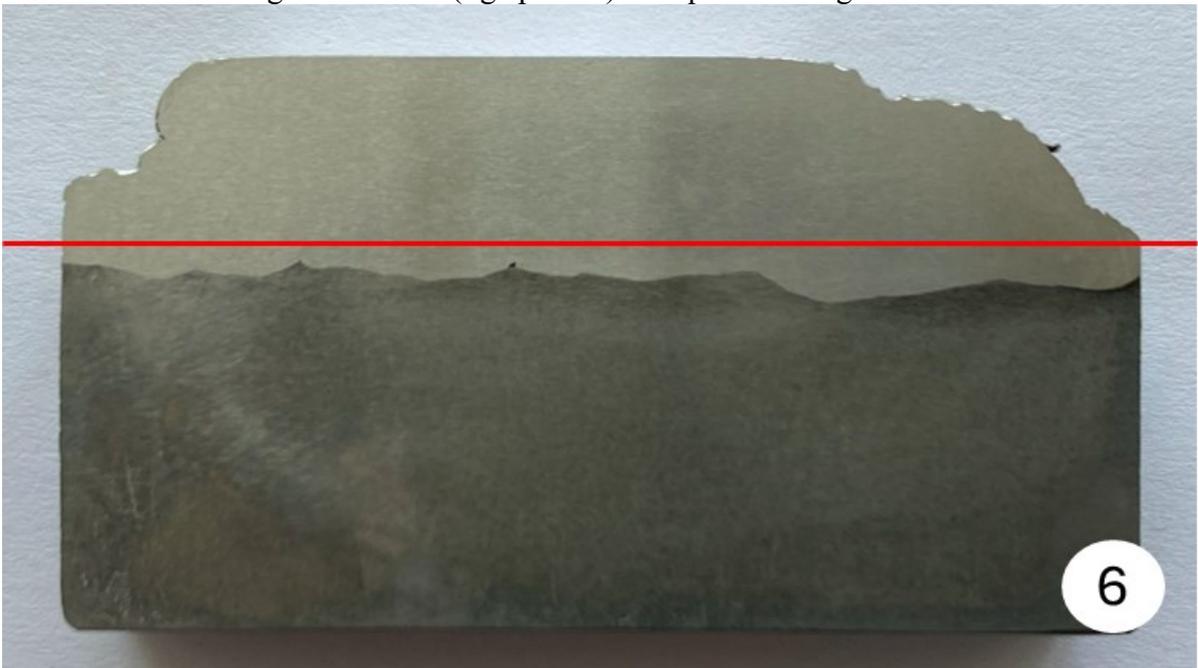
Fonte: Autor

Figura 28 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 002, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%



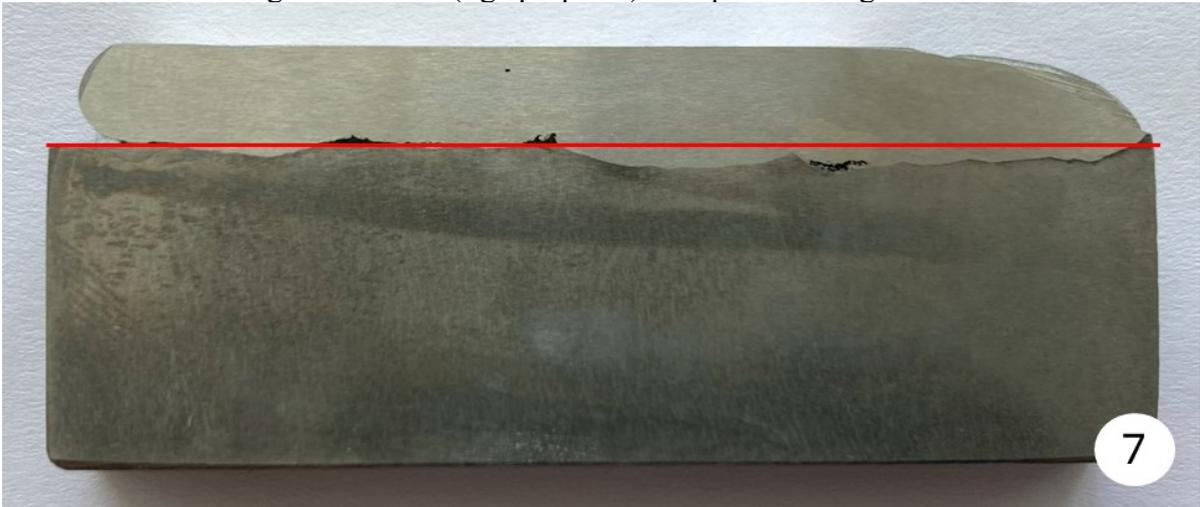
Fonte: Autor

Figura 29 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%



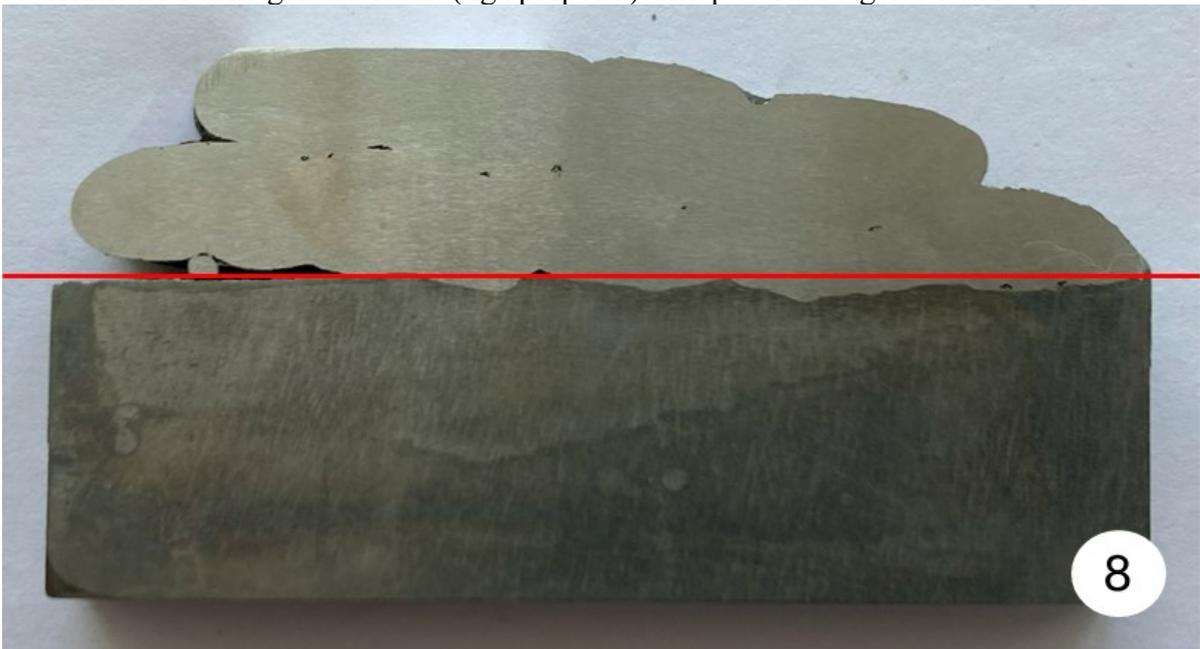
Fonte: Autor

Figura 30 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 007, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%



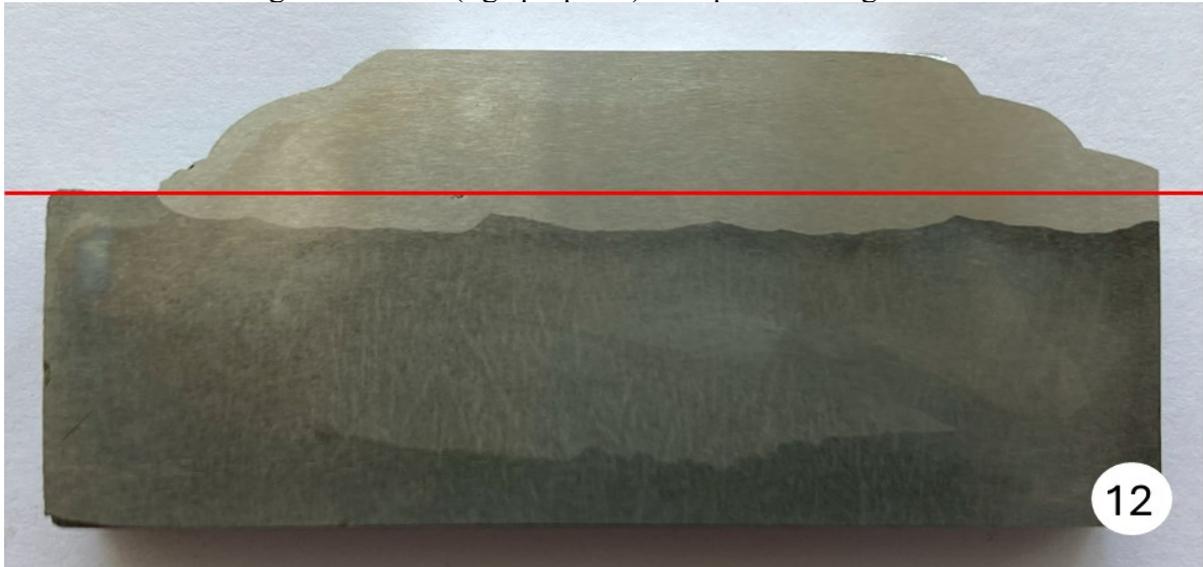
Fonte: Autor

Figura 31 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 008, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%



Fonte: Autor

Figura 32 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 012, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%



Fonte: Autor

As Figuras 27 a 32 foram selecionadas para representar os resultados desta etapa da análise, pois ilustram, nas duas ligas metálicas depositadas, as técnicas de revestimento que mais se aproximam daquelas aplicadas no setor siderúrgico, revestimento de rolos utilizados no processo de lingotamento contínuo. Nessas aplicações, busca-se realizar o revestimento com o mínimo de usinagem subsequente, limitada a apenas 1 mm, com o objetivo de reduzir o tempo de serviço operacional e minimizar a perda de material de revestimento, otimizando, assim, tanto o desempenho quanto os custos operacionais.

Para manter a consistência metodológica e reduzir o número de variáveis na pesquisa, optou-se por padronizar os parâmetros de soldagem em todos os corpos de prova. Dessa forma, foi possível isolar o efeito das ligas metálicas utilizadas sobre os resultados obtidos. Observou-se, no entanto, que os corpos de prova 007 e 008 apresentaram uma incidência maior de defeitos, possivelmente atribuídos à presença de inclusões de escória. Considerando que os parâmetros de soldagem utilizados foram previamente validados para a liga padrão, é plausível que a causa principal desses defeitos esteja relacionada às características específicas da liga proposta.

É importante ressaltar que esse tipo de imperfeição também pode ser influenciado por fatores operacionais, como a limpeza inadequada entre os cordões de solda. No entanto, as Figuras 46, 47 e 48, apresentadas no Anexo A, reforçam a hipótese de que a liga proposta apresenta uma maior tendência à formação desse tipo de defeito. Esse comportamento evidencia a necessidade de um aperfeiçoamento nos parâmetros de soldagem utilizados, caso se opte por implementar essa nova liga em aplicações industriais.

Apesar dos defeitos identificados, é importante ressaltar que estes não comprometeram as demais análises realizadas. Além disso, as linhas vermelhas inseridas nas imagens de cada corpo de prova evidenciam de forma clara a ocorrência de fusão entre o revestimento e o metal de base em todas as amostras avaliadas. Dessa maneira, os depósitos metálicos foram considerados satisfatórios, atendendo aos critérios técnicos e metodológicos estabelecidos neste estudo.

5.2 ANÁLISE QUÍMICA

A seguir, são apresentados os resultados da composição química das amostras analisadas durante o estudo. As análises foram realizadas utilizando espectrometria de emissão óptica. A Tabela 9 apresenta os valores obtidos para os principais elementos químicos em cada amostra testada e a composição química do metal de base utilizado, ABNT 4140.

Esses dados possuem grande relevância para compreender as características químicas das amostras e a sua relação com a altura dos depósitos, foco principal deste estudo.

Tabela 9 - Composições químicas dos corpos de prova após usinagem

Nº CP	Ligas	Nº Camadas	Remoção (mm)	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%V	%W	%N	%Ti
Metal Base	ABNT 4140	n/a	-	0,38	0,20	0,86	0,85	0,22	0,19	-	0,01	-	-	-
CP 001	Padrão	1	1	0,06	0,89	1,26	13,01	4,21	1,11	0,16	0,19	0,16	0,06	0,06
CP 002		2	1	0,05	0,92	1,31	13,53	4,35	1,17	0,20	0,21	0,19	0,06	0,06
CP 003		2	5	0,05	0,90	1,29	13,31	4,35	1,12	0,17	0,20	0,18	0,06	0,06
CP 004		3	5	0,05	0,95	1,37	13,82	4,36	1,18	0,20	0,22	0,20	0,07	0,07
CP 005		3	10	0,05	0,90	1,30	13,46	4,26	1,14	0,18	0,20	0,19	0,06	0,07
CP 006		3	1	0,05	1,06	1,35	13,87	4,81	1,12	0,25	0,27	0,22	0,06	0,06
CP 007	Proposta	1	1	0,06	1,02	2,42	12,67	3,32	1,03	0,01	0,05	0,22	0,03	0,33
CP 008		2	1	0,05	0,99	2,48	13,10	3,41	1,11	0,01	0,05	0,25	0,05	0,31
CP 009		2	5	0,06	1,00	2,43	12,90	3,48	1,09	0,01	0,06	0,30	0,04	0,31
CP 010		3	5	0,05	1,00	2,44	12,83	3,34	1,15	0,01	0,05	0,25	0,04	0,33
CP 011		3	10	0,06	1,01	2,46	12,91	3,44	1,08	0,02	0,05	0,25	0,04	0,32
CP 012		3	1	0,06	1,09	2,63	13,27	3,08	1,10	0,02	0,03	0,20	0,04	0,44

Fonte: Autor

A análise da composição química do metal de base utilizado na soldagem de todos os corpos de prova revelou conformidade com os valores especificados na norma ABNT 4140, atendendo aos requisitos esperados para esse tipo de aço.

O teor de carbono nos revestimentos dos corpos de prova, conforme a Tabela 9, apresentou-se compatível com as ligas estudadas, situando-se entre 0,05% e 0,06%. Esse valor está diretamente relacionado à composição do aço SAE 1006, empregado na forma de fita para a fabricação dos arames tubulares utilizados como metal de adição. No entanto, esse teor de

carbono é significativamente superior ao especificado para SMSS, cujo limite de C é inferior a 0,01%, conforme abordado pelos autores Lippold, et al. (2006) e Nießen (2018), justificando-se a adição de elementos forte formadores de carbonetos do tipo MC (Nb, V ou Ti) para reduzir ou até mesmo eliminar o C de solução sólida, buscando-se a estrutura de martensita e austenita retida sem carbono dissolvido esperada nos SMSS.

Outro ponto relevante observado nesta análise é que, apesar da fusão entre o metal de base e o metal de adição, evidenciada nas macrografias, não se constatou uma influência significativa da diluição do metal de base sobre o teor final de carbono nos depósitos metálicos, na região das superfícies analisadas.

O elemento molibdênio, presente em todas as análises de composições químicas da Tabela 9, apresentou comportamento estável em relação ao seu teor nos depósitos metálicos, independentemente da morfologia testada. Não foram observadas variações significativas nem tendências de flutuação nos diferentes corpos de prova analisados. Esse resultado é particularmente relevante, pois a manutenção de teores superiores a 1% de Mo em todas as configurações contribui de forma decisiva para a resistência à corrosão galvânica e à corrosão por pites, propriedades essenciais para a aplicação proposta neste estudo (Nießen, 2018).

Embora o cromo e o níquel desempenhem funções distintas nas ligas estudadas, ambos apresentaram comportamentos semelhantes quanto à altura dos depósitos metálicos. Observa-se que o aumento na altura do depósito está diretamente relacionado a um acréscimo proporcional na concentração desses dois elementos. Esse padrão foi identificado em ambas as ligas avaliadas e pode ser atribuído à baixa diluição dos elementos do depósito, resultante do aumento do teor de ferro oriundo da fusão do metal base. A Tabela 10 apresenta os corpos de prova 001, 002 e 006, contendo uma, duas e três camadas, respectivamente, na superfície obtida após 1 mm de usinagem.

Tabela 10 - Composições químicas dos corpos de prova 001, 002, e 006. Depósitos com uma, duas e três camadas respectivamente e 1 mm de usinagem

Nº CP	Ligas	Nº Camadas	Remoção (mm)	% C	% Si	% Mn	% Cr	% Ni	% Mo	% Nb	% V	% W	% N	% Ti
CP 001	Padrão	1	1	0,06	0,89	1,26	13,01	4,21	1,11	0,16	0,19	0,16	0,06	0,06
CP 002		2	1	0,05	0,92	1,31	13,53	4,35	1,17	0,20	0,21	0,19	0,06	0,06
CP 006		3	1	0,05	1,06	1,35	13,87	4,81	1,12	0,25	0,27	0,22	0,06	0,06

Fonte: Autor

Na Tabela 10, observa-se que, com o aumento do número de camadas, os teores de cromo aumentam gradualmente: 13,01% na amostra com uma camada, 13,53% com duas e

13,87% com três. O mesmo comportamento é notado para o níquel, cujos valores foram de 4,21%, 4,35% e 4,81%, respectivamente.

Esses resultados indicam que a adição de mais camadas contribui para reduzir o efeito de diluição causado pela fusão do metal de base, favorecendo a aproximação da composição química do metal de adição. De acordo com a Tabela 5, os valores de referência fornecidos pelo fabricante são: 13,5% de cromo e 4,5% de níquel.

A Tabela 11 apresenta as composições químicas de todos os depósitos que possuem apenas uma camada final de revestimento (corpos de prova: 001, 003, 005, 007, 009 e 011). A análise desses resultados é fundamental para verificar se a menor altura de camada considerada atende às concentrações especificadas para a liga.

Tabela 11 - Composições químicas dos corpos de prova 001, 003, 005, 007, 009 e 011. Todos os corpos de prova com depósitos finais de uma camada

Nº CP	Ligas	Nº Camadas	Remoção (mm)	% C	% Si	% Mn	% Cr	% Ni	% Mo	% Nb	% V	% W	% N	% Ti
Metal Base	ABNT 4140	n/a	-	0,38	0,20	0,86	0,85	0,22	0,19	-	0,01	-	-	-
CP 001	Padrão	1	1	0,06	0,89	1,26	13,01	4,21	1,11	0,16	0,19	0,16	0,06	0,06
CP 003		2	5	0,05	0,90	1,29	13,31	4,35	1,12	0,17	0,20	0,18	0,06	0,06
CP 005		3	10	0,05	0,90	1,30	13,46	4,26	1,14	0,18	0,20	0,19	0,06	0,07
CP 007	Proposta	1	1	0,06	1,02	2,42	12,67	3,32	1,03	0,01	0,05	0,22	0,03	0,33
CP 009		2	5	0,06	1,00	2,43	12,90	3,48	1,09	0,01	0,06	0,30	0,04	0,31
CP 011		3	10	0,06	1,01	2,46	12,91	3,44	1,08	0,02	0,05	0,25	0,04	0,32

Fonte: Autor

No caso do cromo, manter a concentração entre 10,5% e 14% é crucial para garantir resistência à oxidação, uma vez que esse elemento atua na formação de uma camada passiva protetora. Essa camada é responsável pelas características de resistência à corrosão típicas dos aços inoxidáveis, conforme destacado por Nießen (2018). Mesmo com a menor altura de depósito, as concentrações de cromo apresentadas na Tabela 11 variaram entre 12,67% e 13,46%.

O níquel, por sua vez, exerce papel fundamental na estabilidade da fase austenítica, especialmente quando presente em teores entre 1,5% e 6,5%. Essa fase é associada à melhoria das propriedades mecânicas e à formação da microestrutura ideal para aplicações específicas, como demonstrado por Lippold et al. (2006). Na Tabela 11, observa-se que os percentuais de níquel se mantiveram entre 3,32% e 4,35%.

Os elementos manganês e titânio apresentaram variações compatíveis com o escopo do estudo, refletindo as diferenças nas composições químicas entre as duas ligas avaliadas, a liga padrão e a liga proposta, conforme mostrado na Tabela 9. Além disso, observou-se que o manganês seguiu uma tendência semelhante a do cromo e do níquel, com aumento proporcional

à altura do depósito. Esse comportamento reforça a influência do processo na homogeneização da composição química, como evidenciado pelos resultados apresentados na Tabela 10.

A Tabela 12 apresenta os resultados das composições químicas dos depósitos realizados com a liga proposta. Destacam-se os teores de titânio, que variaram entre 0,33% e 0,44%, ficando abaixo do valor de 0,50% especificado para a liga. Já os teores de manganês ficaram entre 2,42% e 2,63%, próximos ao valor típico de 2,40% previsto para essa composição.

Tanto o Mn quanto o Ti exercem funções estratégicas na liga proposta. O manganês atua como promotor da fase austenítica em temperaturas mais baixas, o que se torna especialmente importante devido à redução do teor de níquel na liga proposta como modificação a padrão. Dessa forma, o teor de Mn precisa ser suficiente para compensar a menor quantidade de Ni, mantendo a estabilidade da microestrutura desejada. Por sua vez, o aumento do teor de titânio na liga proposta tem como principal função suprir a ausência de outros elementos estabilizantes, como nióbio e vanádio. O Ti contribui para a estabilização do carbono, reduzindo sua disponibilidade para a formação de carbonetos de cromo, o que é fundamental para evitar a corrosão intergranular. Com isso, favorece-se a formação de uma microestrutura característica dos SMSS, de martensita e austenita retida, mantendo as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão exigidas para a aplicação estudada (Lippold, et al., 2006; Nieben, 2018).

Tabela 12 - Composições químicas dos corpos de prova 007, 008, 009, 010, 011 e 012. Todos os corpos de prova soldados com a liga proposta em diferentes configurações

Nº CP	Ligas	Nº Camadas	Remoção (mm)	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%V	%W	%N	%Ti
CP 007	Proposta	1	1	0,06	1,02	2,42	12,67	3,32	1,03	0,01	0,05	0,22	0,03	0,33
CP 008		2	1	0,05	0,99	2,48	13,10	3,41	1,11	0,01	0,05	0,25	0,05	0,31
CP 009		2	5	0,06	1,00	2,43	12,90	3,48	1,09	0,01	0,06	0,30	0,04	0,31
CP 010		3	5	0,05	1,00	2,44	12,83	3,34	1,15	0,01	0,05	0,25	0,04	0,33
CP 011		3	10	0,06	1,01	2,46	12,91	3,44	1,08	0,02	0,05	0,25	0,04	0,32
CP 012		3	1	0,06	1,09	2,63	13,27	3,08	1,10	0,02	0,03	0,20	0,04	0,44

Fonte: Autor

O elemento nitrogênio, Tabela 9, embora não esteja presente na composição química original dos dois arames utilizados, foi detectado em todos os doze corpos de prova analisados, com teores variando entre 0,03% e 0,07%. Essa presença pode ser atribuída ao processo de deposição adotado neste estudo, o *Open Arc*, em que a proteção da poça de fusão não é fornecida por um gás externo, mas sim por gases gerados durante a queima de elementos presentes na própria composição do consumível; a dissociação pelo arco elétrico do nitrogênio presente na atmosfera pode levar a presença de N atômico na poça de fusão, o que explicaria a presença deste elemento nos depósitos. Esse tipo de aplicação exige uma longa DBCP (Distância entre o Bico de Contato e a Peça) e, juntamente com as altas temperaturas características do processo,

cria condições favoráveis para que o nitrogênio do ar reaja com o metal fundido. Como consequência, o elemento acaba integrando a microestrutura dos depósitos metálicos, mesmo não estando originalmente presente nos arames utilizados. Contudo, o baixo teor registrado de N em todos os depósitos, e a presença de Nb, V e Ti, que podem também formar nitretos e carbonitretos, permite concluir que a presença de N em solução sólida é desprezível.

5.3 ANÁLISE DE DUREZA

Na Tabela 13 são apresentados os resultados de dureza obtidos para as amostras analisadas durante o estudo. A medição da dureza foi realizada utilizando escala de dureza Rockwell, com o objetivo de avaliar a resistência das amostras à deformação plástica e identificar diferenças significativas entre os materiais testados. A dureza é um parâmetro crucial para a avaliação da resistência mecânica e da durabilidade dos materiais, especialmente em contextos industriais e de engenharia, como a resistência ao desgaste dos rolos de lingotamento contínuo.

A Tabela 13 apresenta os valores de dureza obtidos para cada amostra testada, os quais são importantes para identificar tendências, correlações e possíveis implicações para o desempenho dos materiais nas condições estudadas.

Tabela 13 - Durezas dos corpos de prova após usinagem e metal de base

Nº CP	Ligas	Nº Camadas	Remoção (mm)	Dureza Média	Desvio Padrão
Metal Base	ABNT 4140	n/a	-	168 HB	5 HB
CP 001	Padrão	1	1	38,4 HRC	1,7 HRC
CP 002		2	1	40,8 HRC	2,6 HRC
CP 003		2	5	40,1 HRC	0,3 HRC
CP 004		3	5	36,9 HRC	1,2 HRC
CP 005		3	10	39,0 HRC	3,2 HRC
CP 006		3	1	40,6 HRC	1,5 HRC
CP 007	Proposta	1	1	40,0 HRC	2,1 HRC
CP 008		2	1	38,1 HRC	0,6 HRC
CP 009		2	5	39,4 HRC	1,0 HRC
CP 010		3	5	37,9 HRC	0,6 HRC
CP 011		3	10	39,4 HRC	1,6 HRC
CP 012		3	1	39,9 HRC	0,6 HRC

Fonte: Autor

A análise de dureza realizada no metal de base, classificado como aço ABNT 4140, apresentou uma média de 167,6 HB, valor compatível com o especificado para esse tipo de aço em sua condição de fornecimento.

Em relação aos corpos de prova, todos apresentaram durezas na faixa de 36,9 HRC a 40,8 HRC, intervalo considerado adequado para esse tipo de liga quando aplicada por processos de soldagem. Esses valores estão próximos a faixa típica estabelecida pela norma DIN 8555, que, para uma especificação de dureza de 40 HRC, define o intervalo de $37 \leq \text{HRC} \leq 42$. Essa norma é utilizada para a classificação de consumíveis de soldagem para revestimento, exceto nos casos em que o produto é, situação em que parâmetros específicos da norma deixam de ser aplicáveis. A Tabela 25 presente no Anexo C, apresenta todas as faixas de dureza utilizadas pela norma DIN 8555.

O valor de dureza mais baixo foi registrado no corpo de prova 004, com média de 36,9 HRC. Essa amostra possui três camadas de solda e foi submetida a uma usinagem de 5 mm, o que inicialmente poderia indicar uma possível alteração microestrutural decorrente do aquecimento promovido durante o processo de soldagem. No entanto, exibiu uma dureza média de 39,0 HRC, o que contradiz essa hipótese. Considerando que a amostra 005 deveria estar mais suscetível a efeitos de autorevenimento por exposição das camadas superiores ao aquecimento acumulado, o resultado sugere que o leve decréscimo na dureza do corpo de prova 004 não está diretamente relacionado ao efeito térmico sobre as camadas superiores. Outro ponto importante é que ambos os, demonstrado também que a alteração nos valores de dureza não está relacionada à diluição do metal de base, conforme a Tabela 14.

Tabela 14 - Composições químicas e durezas para os corpos de prova 004 e 005

Nº CP	Ligas	Nº Camadas	Remoção (mm)	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%V	%W	%N	%Ti	Dureza Média (HRC)	Desvio Padrão (HRC)
CP 004	Padrão	3	5	0,05	0,95	1,37	13,82	4,36	1,18	0,20	0,22	0,20	0,07	0,07	36,9	1,2
CP 005		3	10	0,05	0,90	1,30	13,46	4,26	1,14	0,18	0,20	0,19	0,06	0,07	39,0	3,2

Fonte: Autor

As comparações entre os valores de dureza e as composições químicas em corpos de prova com alturas de depósito semelhantes são válidas para avaliar conjuntamente o efeito dessas duas variáveis. Os corpos de prova 001, 003 e 005 possuem apenas uma camada de revestimento, porém com configurações distintas: o corpo de prova 001 passou por usinagem de somente 1 mm para uniformizar a superfície, enquanto os corpos de prova 003 e 005 foram usinados em 5 mm e 10 mm, respectivamente. A Tabela 15 apresenta uma comparação entre esses três depósitos.

Tabela 15 - Composições químicas e durezas para os corpos de prova 001, 003 e 005

N° CP	Ligas	N° Camadas	Remoção (mm)	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%V	%W	%N	%Ti	Dureza Média (HRC)	Desvio Padrão (HRC)
CP 001	Padrão	1	1	0,06	0,89	1,26	13,01	4,21	1,11	0,16	0,19	0,16	0,06	0,06	38	1,7
CP 003		2	5	0,05	0,90	1,29	13,31	4,35	1,12	0,17	0,20	0,18	0,06	0,06	40,1	0,3
CP 005		3	10	0,05	0,90	1,30	13,46	4,26	1,14	0,18	0,20	0,19	0,06	0,07	39	3,2

Fonte: Autor

Como os corpos de prova são produzidos com a mesma liga, não há variações significativas nas composições químicas entre os três depósitos analisados. A principal diferença observada é o teor de Cr entre os corpos de prova 001 e 005, com uma variação de 0,45 ponto percentual. No entanto, essa diferença não se refletiu nos valores de dureza, que permaneceram próximos, variando entre 38 HRC e 40,1 HRC.

Ao comparar os corpos de prova com três camadas de depósito, 006 e 012, que utilizam ligas diferentes, observa-se uma diferença significativa nos teores dos elementos Mn, Ni, Nb, V e Ti. Apesar das alterações propostas neste estudo com a aplicação de diferentes ligas, essas variações químicas não resultaram em mudanças expressivas na dureza, que apresentou uma diferença de apenas 1 HRC entre os dois corpos de prova, como mostra a Tabela 16.

Tabela 16 - Composições químicas e durezas para os corpos de prova 006 e 012

N° CP	Ligas	N° Camadas	Remoção (mm)	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%V	%W	%N	%Ti	Dureza Média (HRC)	Desvio Padrão (HRC)
CP 006	Padrão	3	1	0,05	1,06	1,35	13,87	4,81	1,12	0,25	0,27	0,22	0,06	0,06	41	1,5
CP 012	Proposta	3	1	0,06	1,09	2,63	13,27	3,08	1,10	0,02	0,03	0,20	0,04	0,44	40	0,6

Fonte: Autor

Após verificar que, em relação à norma aplicável, não houve alteração significativa nos valores de dureza, foi realizada uma análise de variância (ANOVA) com base nas medições obtidas em diferentes condições, a fim de alcançar uma conclusão com embasamento estatístico.

As Tabelas 17 a 19 apresentam os resultados da ANOVA aplicada aos dados de dureza. A Tabela 17 mostra as médias obtidas para os corpos de prova 001 e 007, ambos com uma camada de depósito e 1 mm de usinagem, mas com ligas diferentes. A Tabela 18 apresenta as médias para os corpos de prova 002 e 008, com duas camadas de depósito e 1 mm de usinagem, também com ligas diferentes. A Tabela 19 apresenta os resultados da análise de variância para as amostras 006 e 012, com três camadas de depósito e 1 mm de usinagem, utilizando ligas distintas. Essas análises verificam a hipótese de existência de variações significativas nos resultados de dureza entre as amostras, permitindo determinar se as diferenças observadas são

estatisticamente significativas, com base na comparação entre os valores de F calculado e F crítico. Os resultados da análise de variância indicam, de forma estatisticamente significativa, que não há diferença entre as médias de dureza dos corpos de prova. Como os valores de F crítico calculados foram superiores aos valores de F nas três análises, para um nível de significância de $\alpha = 0,05$, a hipótese nula é aceita.

Tabela 17 - ANOVA para as médias das durezas em HRC dos corpos de prova 001 e 007. Uma camada e usinagem de 1 mm

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	12,8	1	12,8	3,57764	0,074766	4,413873
Dentro dos grupos	64,4	18	3,577778			
Total	77,2	19				

Fonte: Autor

Tabela 18 - ANOVA para as médias das durezas em HRC dos corpos de prova 002 e 008. Duas camadas e usinagem de 1 mm

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,05	1	0,05	0,101124	0,754145	4,413873
Dentro dos grupos	8,9	18	0,494444			
Total	8,95	19				

Fonte: Autor

Tabela 19 - ANOVA para as médias das durezas em HRC dos corpos de prova 006 e 012. Três camadas e usinagem de 1 mm

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>gl</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>valor-P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	2,45	1	2,45	1,892704	0,185776	4,413873
Dentro dos grupos	23,3	18	1,294444			
Total	25,75	19				

Fonte: Autor

5.4 ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓPTICA

As Figuras 33, 34, 35 e 36 apresentam as micrografias dos depósitos de soldagem realizados sobre chapas de aço ABNT 4140, utilizando as duas ligas SMSS. O objetivo principal dessa análise é investigar as variações microestruturais dentro do depósito de solda, em função das diferentes alturas de depósito aplicadas durante o processo de soldagem e a influência do calor imposto entre as camadas. As imagens micrográficas revelam informações cruciais sobre a morfologia do depósito, incluindo a uniformidade da estrutura, o tamanho dos grãos, a

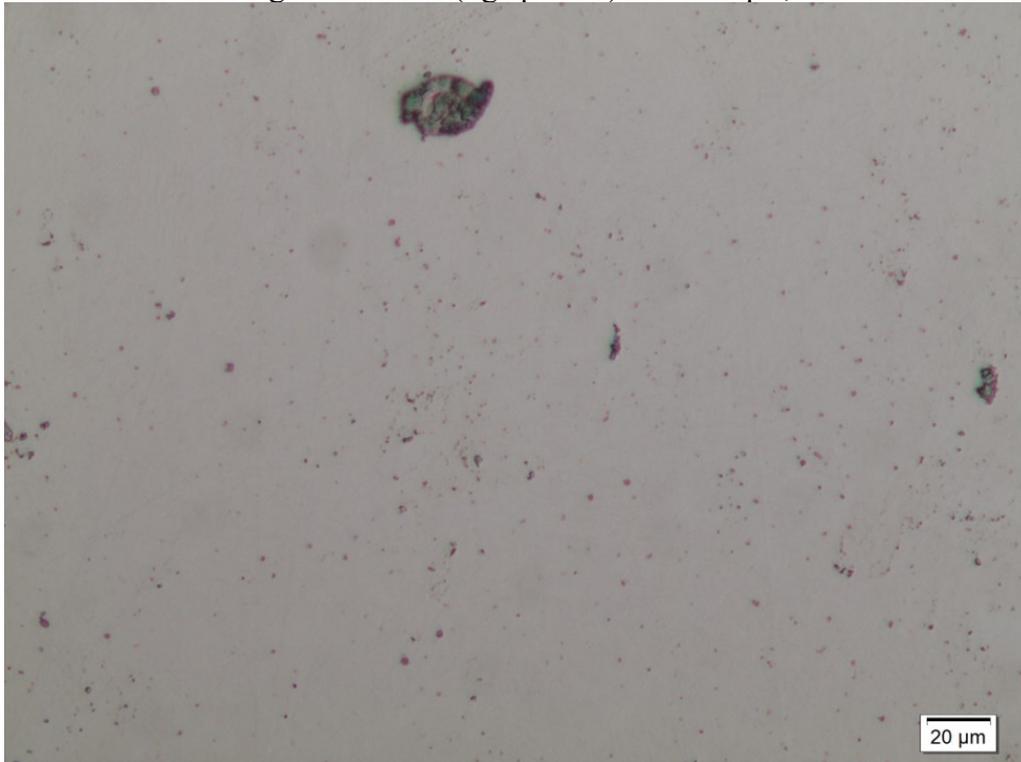
presença de fases secundárias e possíveis defeitos internos, como porosidade e inclusões de escória.

A análise se concentra nas diferenças microestruturais observadas em depósitos de alturas variadas, a fim de compreender a influência da altura do depósito sobre as propriedades finais do revestimento.

Como as imagens obtidas para ambas as ligas, nas diferentes alturas de depósito e profundidades de usinagem, apresentaram características microestruturais semelhantes, foram selecionadas apenas quatro figuras representativas para serem apresentadas neste tópico. As demais micrografias encontram-se disponíveis no Anexo D para consulta complementar.

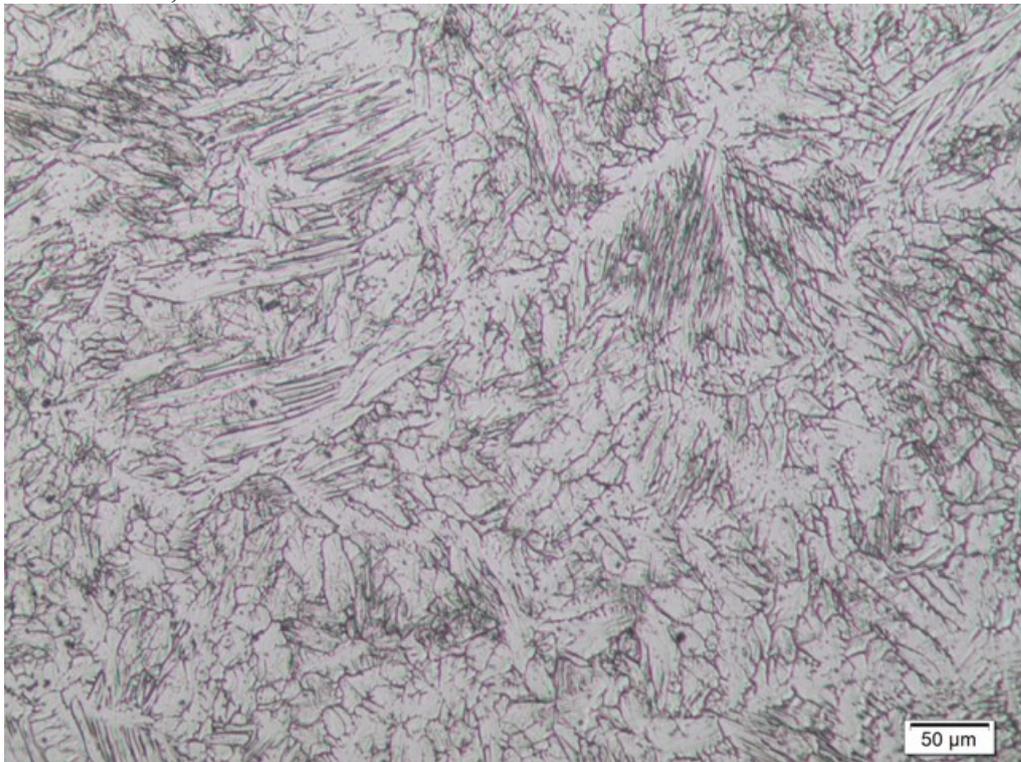
A seguir, são apresentadas: a micrografia do corpo de prova 006, sem ataque, com ampliação de 200 vezes, Figura 33; e as micrografias dos corpos de prova 006, 004 e 011, obtidas após ataque eletrolítico com ácido oxálico a 10%, utilizando uma tensão de 6 Vcc, também com aumento de 200 vezes, Figuras 34 a 36. A seleção desses corpos de prova foi baseada em suas diferentes configurações de usinagem e alturas de depósito, uma vez que não foram observadas alterações significativas de comportamento microestrutural entre as ligas em estudo. Dessa forma, a escolha buscou representar possíveis variações microestruturais associadas às variáveis de processo, mesmo na ausência de mudanças entre as composições químicas testadas.

Figura 33 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Sem ataque, com aumento de 200 vezes.



Fonte: Autor

Figura 34 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



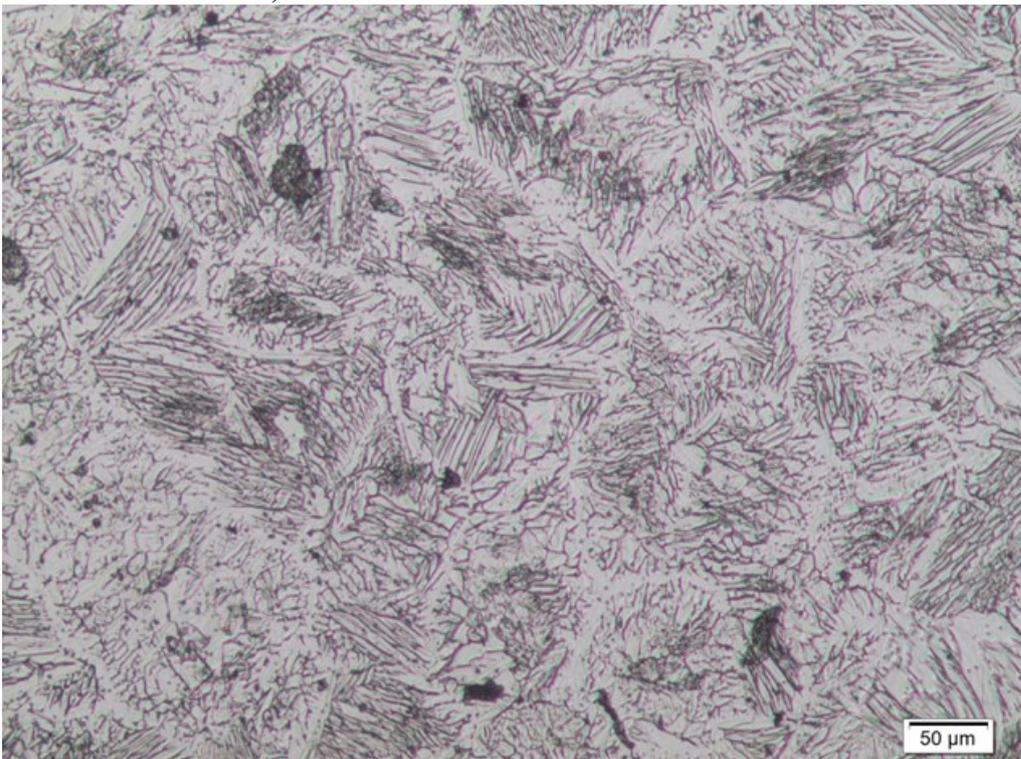
Fonte: Autor

Figura 35 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 004, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



Fonte: Autor

Figura 36 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 011, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



Fonte: Autor

A Figura 33 apresenta a micrografia do corpo de prova 006, composto por três camadas de revestimento e submetido a usinagem de 1 mm. Essa configuração foi selecionada para análise por se assemelhar às condições reais de aplicação industrial. Observa-se uma superfície com regiões mais escuras e de maior dimensão, que podem estar associadas à presença de poros ou inclusões, defeitos esperados no processo de soldagem *Open Arc*, como também foi evidenciado nas análises macrográficas descritas na Seção 5.1.

As Figuras 34, 35 e 36 correspondem às micrografias após ataque metalográfico dos corpos de prova 006, 004 e 011, todos com três camadas de revestimento, mas com diferentes profundidades de usinagem: 1 mm, 5 mm e 10 mm, respectivamente. O objetivo principal da análise dessas imagens foi avaliar a influência da altura de depósito e dos cordões subsequentes sobre a formação da microestrutura característica do aço supermartensítico.

Os resultados observados nas três amostras foram semelhantes. Identificou-se a presença de uma microestrutura predominantemente acicular, típica da fase martensítica, evidenciada por contornos alongados em forma de agulhas. Entre essas estruturas, foram observadas regiões de coloração mais escura, que podem indicar a presença de austenita retida, uma fase esperada em aços supermartensíticos e que contribui para a tenacidade do material. Já os pontos escuros de menor dimensão podem indicar a presença de carbonetos, possivelmente de nióbio, vanádio ou titânio, elementos intencionalmente adicionados à composição da liga com o objetivo de formar esses carbonetos. A precipitação desses compostos é desejada para evitar a permanência de carbono em solução sólida, o que não é adequado para os aços supermartensíticos, conforme abordado pelos autores Nordenström, et al. (2006) e Hernandez (2016), e já discutido anteriormente

Como todos os corpos de prova apresentaram o mesmo tipo de microestrutura, compreende-se que os cordões depositados não sofreram efeitos significativos de revenimento devido à deposição de camadas subsequentes. Isso indica que o calor gerado durante a soldagem das camadas superiores não foi suficiente para promover alterações microestruturais relevantes nas camadas previamente depositadas. Esse comportamento justifica a ausência de diferenças significativas nos valores de dureza apresentados na Tabela 14, com depósitos com a mesma altura, mas submetidos a diferentes configurações de soldagem e usinagem.

Outro aspecto importante evidenciado por essas análises é que, independentemente da altura do depósito, com uma, duas ou três camadas, foi possível obter uma microestrutura compatível com a característica dos aços supermartensíticos. Essa constatação reforça a eficácia do processo de soldagem utilizado e da formulação dos consumíveis em atingir a estrutura desejada, mesmo com variações no número de camadas aplicadas.

5.5 MEDIÇÃO DA FRAÇÃO DE MARTENSITA

A medição de fases ferromagnéticas nos corpos de prova soldados com ligas supermartensíticas foi realizada com o objetivo de avaliar a proporção relativa de fases ferromagnéticas, martensita e ferrita delta (se existente), presentes na microestrutura resultante do processo de soldagem. Essa análise é fundamental para compreender o equilíbrio entre as fases presentes, uma vez que diferentes estruturas cristalinas exibem comportamentos magnéticos distintos.

Nos aços supermartensíticos, as principais fases envolvidas são a martensita e a austenita. A martensita possui estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e é ferromagnética, sendo facilmente detectada pelo ferritoscópio. Já a austenita, com estrutura cúbica de face centrada (CFC), é paramagnética e, portanto, não é captada pelo equipamento. Assim, os valores obtidos nos ensaios de ferritoscopia refletem exclusivamente a presença de fases ferromagnéticas, ou seja, essencialmente martensita no caso das ligas estudadas.

Como o objetivo da liga supermartensítica é formar estrutura predominantemente martensítica com frações de austenita retida, os valores medidos fornecem uma estimativa indireta do equilíbrio entre essas duas fases. Percentuais elevados de resposta magnética indicam a predominância da fase martensítica, enquanto valores reduzidos podem sugerir a presença de austenita retida, uma fase desejável por contribuir para a tenacidade do material.

Os valores apresentados na Tabela 20 variam entre 48,4% e 59,7% de fase ferromagnética média, o que indica a presença de martensita e austenita retida (nos valores complementares a 100%) na microestrutura. Presume-se que as frações não detectadas pelo ferritoscópio correspondam à fase austenítica e à formação de carbonetos, decorrente da adição de elementos como Ti, Nb e V. Os resultados obtidos, analisados em conjunto com as micrografias e os ensaios de dureza, permitem identificar características compatíveis com a formação da microestrutura típica dos aços supermartensíticos.

Tabela 20 - Medições com ferritoscópio nos corpos de prova em aço ABNT 4140 revestidos por soldagem com aço SMSS

N° CP	Ligas	N° Camadas	Remoção (mm)	Martensita [%]	Desvio Padrão [%]
CP 001	Padrão	1	1	51,2	6,3
CP 002		2	1	50,1	7,2
CP 003		2	5	51,8	4,9
CP 004		3	5	51,9	3,0
CP 005		3	10	52,3	4,7
CP 006		3	1	48,4	3,4
CP 007	Proposta	1	1	49,8	4,7
CP 008		2	1	59,7	6,4
CP 009		2	5	51,8	5,7
CP 010		3	5	55,2	4,8
CP 011		3	10	55,2	4,0
CP 012		3	1	51,7	6,0

Fonte: Autor

A Tabela 21 apresenta um comparativo entre os valores de fases ferromagnéticas e as durezas em HRC para corpos de prova com diferentes ligas, com duas camadas e 1 mm de remoção.

Tabela 21 - Medições com ferritoscópio e durezas para os corpos de prova 002 e 008

N° CP	Ligas	N° Camadas	Remoção (mm)	Martensita [%]	Desvio Padrão [%]	Dureza Média	Desvio Padrão
CP 002	Padrão	2	1	50,1	7,2	40,8 HRC	2,6 HRC
CP 008	Proposta	2	1	59,7	6,4	38,1 HRC	0,6 HRC

Fonte: Autor

Os resultados da Tabela 18 indicam que os valores de dureza medidos são estatisticamente similares. Por outro lado, a medição de fases ferromagnéticas revelou que o corpo de prova 002 apresenta menor fração de fase magnética, o que pode indicar uma maior presença de ferrita delta no corpo de prova 008 ou uma menor quantidade de austenita retida entre as lamelas de martensita. No entanto, a análise micrográfica evidenciou que as ligas possuem estruturas similares, o que sugere que devem apresentar desempenho semelhante durante a aplicação. Essa discussão será complementada pelos resultados de difração de raios-X, visando a um melhor entendimento da microestrutura resultante.

O mesmo raciocínio pode ser utilizado para a análise das amostras 006 e 012, que também possuem configurações similares de depósito e usinagem, com ligas diferentes, conforme observado nas Tabelas 19 e 22.

Tabela 22 - Medições com ferritoscópio e durezas para os corpos de prova 006 e 012

Nº CP	Ligas	Nº Camadas	Remoção (mm)	Martensita [%]	Desvio Padrão [%]	Dureza Média	Desvio Padrão
CP 006	Padrão	3	1	48,4	3,4	40,6 HRC	1,5 HRC
CP 012	Proposta	3	1	51,7	6,0	39,9 HRC	0,6 HRC

Fonte: Autor

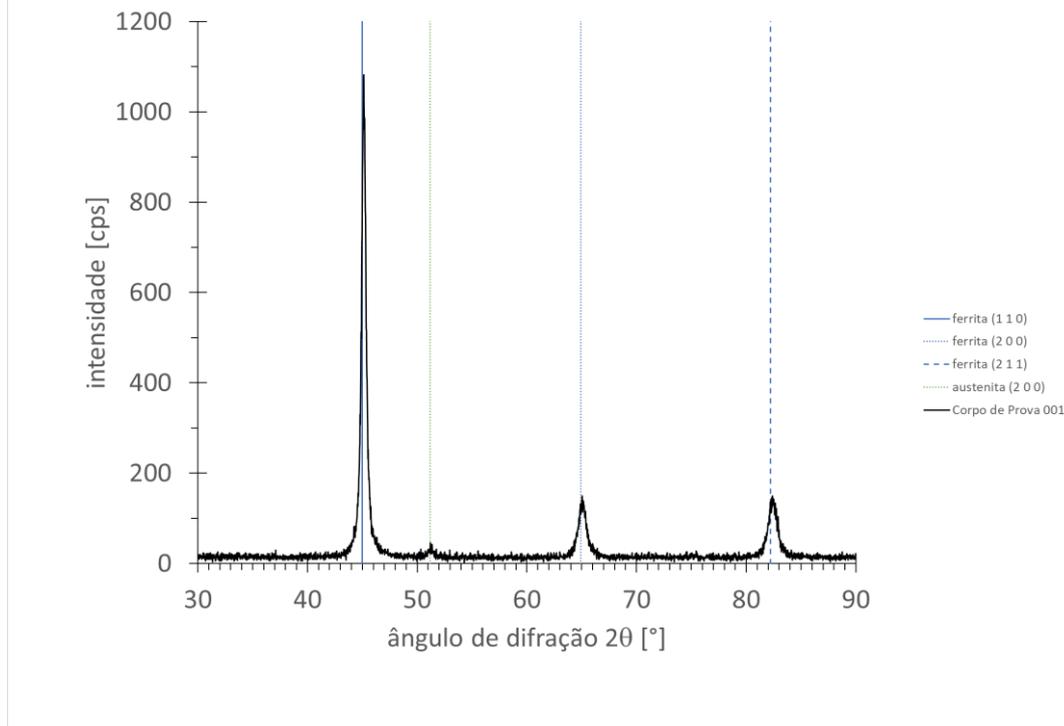
5.6 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Com o objetivo de complementar a caracterização microestrutural dos corpos de prova soldados com as ligas supermartensíticas, foram realizadas análises por difração de raios-X. Essa técnica permite identificar as fases cristalinas presentes no material, com base nos planos de difração específicos de cada estrutura, fornecendo informações quantitativas e qualitativas sobre a composição de fases.

A técnica de DRX é particularmente eficaz na detecção da austenita retida, e permite verificar a ausência ou presença de fases secundárias, como carbonetos ou nitretos, que podem se formar em decorrência da adição de elementos como Ti, Nb, V e Mo.

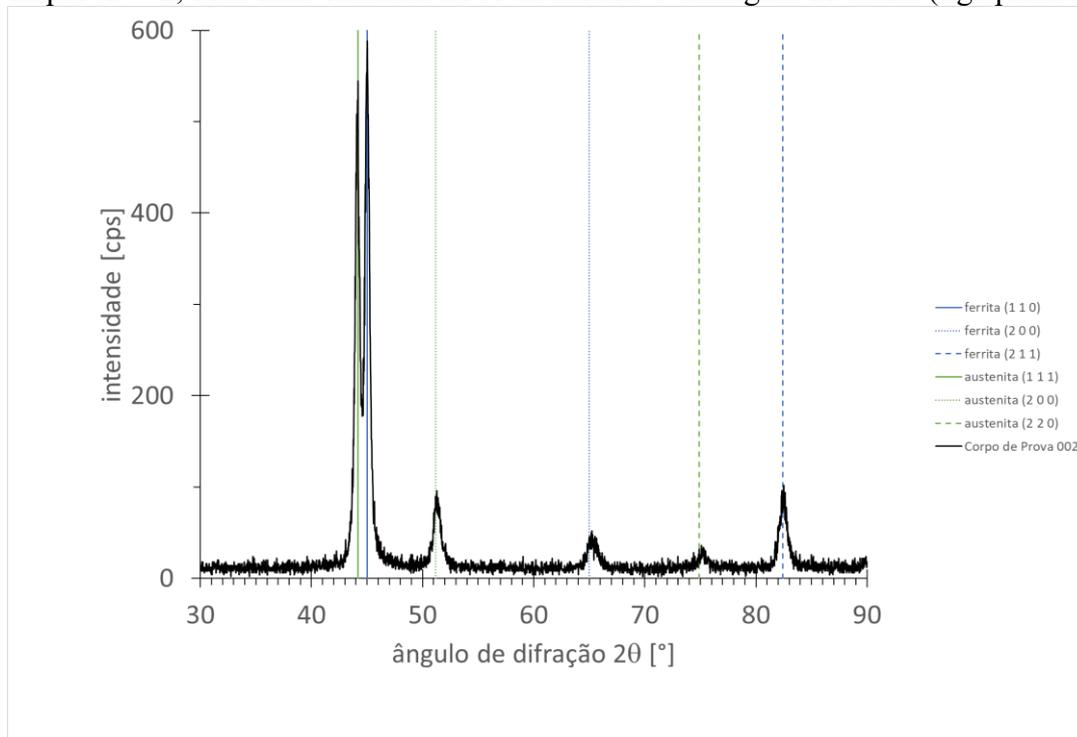
Os padrões de difração obtidos para os diferentes corpos de prova serão apresentados nas Figuras 37 a 39, permitindo a comparação entre as condições de soldagem, número de camadas aplicadas e tipo de liga utilizada.

Figura 37 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 001, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão)



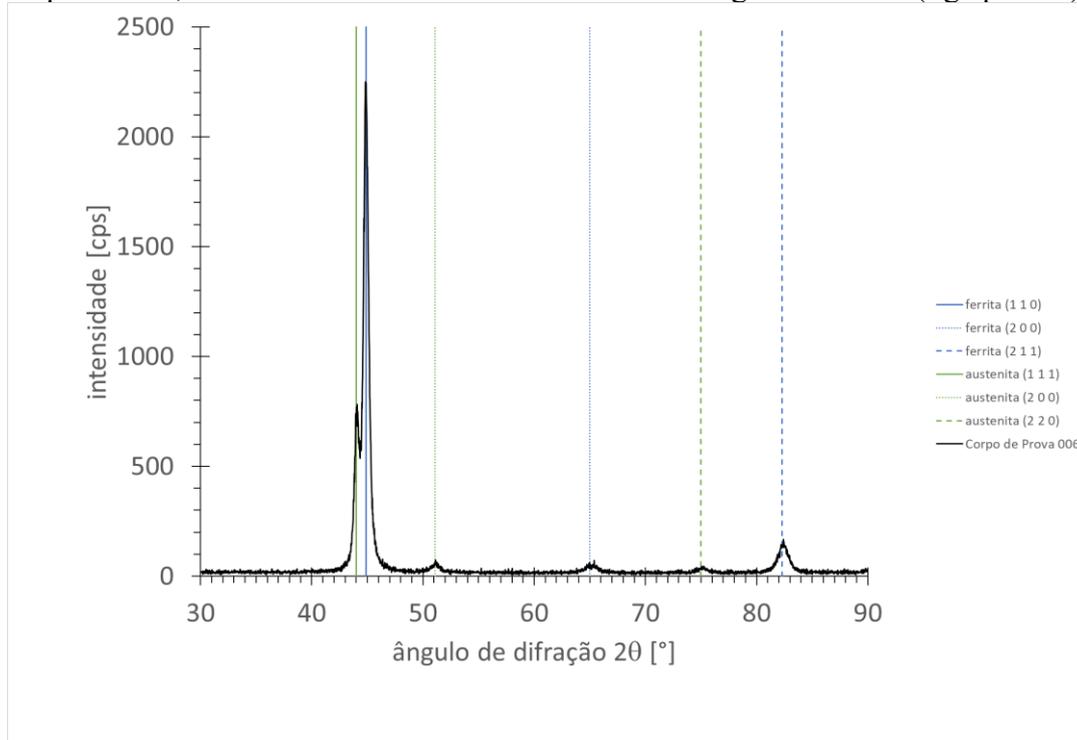
Fonte: Autor

Figura 38 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 002, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão)



Fonte: Autor

Figura 39 - Difratograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão)



Fonte: Autor

Como os resultados obtidos foram semelhantes para todos os corpos de prova, optou-se por apresentar apenas as leituras das amostras 001, 002 e 006, nas Figuras 37 a 39. A escolha dessas amostras tem como objetivo demonstrar a identificação das fases presentes em diferentes alturas de depósito. As demais figuras contendo os dados completos da análise de difração de raios-X encontram-se no Anexo E.

A partir das análises realizadas, foi possível confirmar a presença da fase austenítica na microestrutura, evidenciada pelos picos de difração correspondentes aos planos cristalográficos (111), (200) e (220). Pelo menos um desses picos foi identificado nas leituras de todos os corpos de prova, o que indica a ocorrência de austenita retida nas ligas supermartensíticas analisadas.

A análise dos padrões de difração de raios-X obtidos neste estudo permite uma comparação detalhada entre diferentes condições de soldagem, número de camadas aplicadas e o tipo de liga utilizada (padrão ou proposta). A partir desses resultados, torna-se possível correlacionar a presença relativa das fases cristalinas com outros parâmetros avaliados, como os valores de dureza, a fração magnética (obtida por ferritoscópio) e as características microestruturais observadas por microscopia óptica. Essa abordagem integrada contribui significativamente para uma compreensão mais aprofundada da evolução microestrutural dos revestimentos soldados com ligas do tipo SMSS.

A presença de picos característicos de martensita era esperada, uma vez que essa é a fase predominante na microestrutura dos depósitos analisados. No caso das ligas SMSS, é comum a ocorrência de austenita retida em volumes relativamente elevados, o que foi identificado nas leituras do ferritoscópio e confirmado nos difratogramas de DRX. Já os nitretos e carbonetos, embora potencialmente presentes, ocorrem em baixas frações volumétricas e em dimensões extremamente reduzidas. Essas características, associadas à ausência de evidência visual clara nas micrografias, explicam a não detecção desses compostos nos picos difratados do DRX. Os baixos teores de carbono e nitrogênio identificados nas análises químicas reforçam a hipótese de formação reduzida de nitretos e carbonetos. Assim, conclui-se que os valores de dureza observados são provenientes exclusivamente das fases martensita e austenita retida.

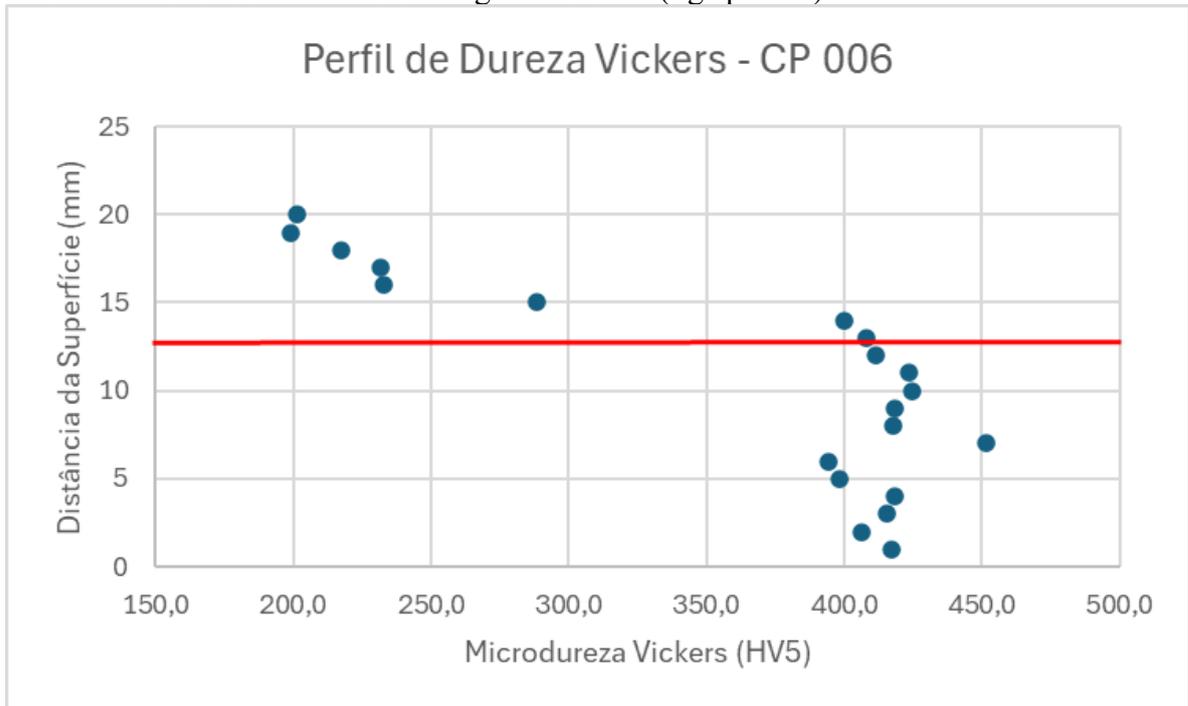
5.7 PERFIL DE DUREZA TRANSVERSAL

Com o objetivo de avaliar a variação da dureza ao longo da região soldada, foram realizadas medições de microdureza Vickers (HV) em seção transversal de dois corpos de prova, 006 e 012, compostos por três camadas de revestimento. As leituras foram feitas desde o metal de base, passando pela zona fundida e pelas três camadas sucessivas de solda, permitindo observar a evolução da dureza ao longo da espessura do depósito.

Essa análise é fundamental para verificar a consistência do processo de soldagem e a uniformidade das propriedades mecânicas nas diferentes camadas aplicadas, especialmente em aplicações como revestimentos de rolos de lingotamento contínuo, que exigem alta resistência ao desgaste.

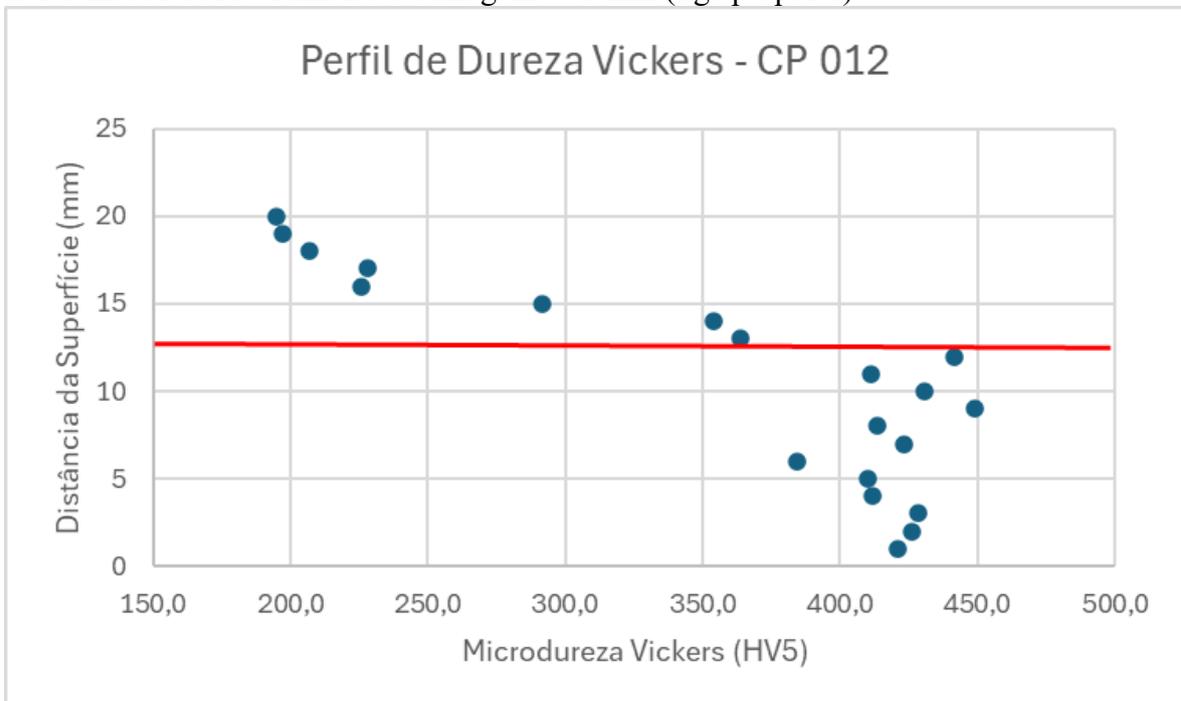
Os resultados obtidos são apresentados nas Figuras 40 e 41, com destaque para as variações de dureza entre o metal de base (delimitado pela linha vermelha) e as camadas depositadas, permitindo correlacionar esses valores com as características microestruturais formadas em cada região. As durezas foram medidas a partir do topo do revestimento, indo em direção ao metal de base.

Figura 40 - Perfil de microdureza transversal em Vickers obtido do corpo de prova 006, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão)



Fonte: Autor

Figura 41 - Perfil de microdureza transversal em Vickers obtido do corpo de prova 012, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta)



Fonte: Autor

Em ambos os gráficos, não foram observadas diferenças significativas entre as medições realizadas com as duas ligas, o que evidencia a homogeneidade dos depósitos. Além disso,

mesmo com pequenas alturas de revestimento, os resultados já indicam valores de dureza elevados, acima de 350 HV, o que demonstra a eficiência das ligas utilizadas. A similaridade das análises químicas e microestruturas entre as ligas reforça a ideia de que todas as configurações de depósitos e usinagens testadas apresentaram estabilidade microestrutural.

Esses dados reforçam a possibilidade de aplicação de menores espessuras de revestimento, sem prejuízo das propriedades mecânicas, o que pode contribuir para a redução de tempo de soldagem e usinagem, mantendo a performance exigida para componentes submetidos a desgaste, como os rolos de lingotamento contínuo.

6 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos, conclui-se que as ligas utilizadas em todas as configurações propostas apresentaram uma microestrutura compatível com ligas SMSS, atendendo aos requisitos de dureza típicos para aplicações como rolos de lingotamento contínuo. Esses resultados, aliados às análises dos perfis de dureza, oferecem subsídios importantes para o setor siderúrgico, podendo contribuir para a redução de custos operacionais nos revestimentos de rolos e camisas para lingotamento contínuo. De modo específico, pode-se concluir:

- 1) Na análise macroscópica, a liga padrão apresentou bons resultados visuais, com depósitos livres de defeitos na maioria dos corpos de prova. No entanto, os parâmetros utilizados não foram adequados para a liga proposta, o que resultou em defeitos visuais como porosidade e inclusões de escória. Foi observado que houve fusão entre o metal de base e os metais de adição em todos os corpos de prova.
- 2) As análises químicas mostraram que ambas as ligas mantiveram estabilidade em suas composições em todas as configurações propostas. Foi observado um aumento gradual dos elementos Cr e Ni, essenciais para a resistência à corrosão e para a formação da microestrutura característica, respectivamente, em concordância com o aumento da altura dos depósitos em ambas as ligas. Em todas as configurações, o elemento C manteve percentuais entre 0,05% e 0,06%, compatíveis com os valores especificados pelo fabricante, indicando pouca ou nenhuma influência da diluição do carbono presente no metal de base.
- 3) Os resultados de dureza dos depósitos HRC mostraram uma faixa compatível com a norma DIN 8555, indicando estabilidade de dureza nos corpos de prova para ambas as ligas e todas as configurações propostas.
- 4) A análise microestrutural identificou a presença de uma estrutura acicular compatível com a microestrutura típica da martensita em todas as amostras com ataque. As amostras sem ataque apresentaram características típicas do processo *Open Arc*, como porosidade e inclusões.
- 5) As medições realizadas com ferritoscópio indicaram a presença de fases ferromagnéticas, com percentuais entre 48,4% e 59,7%, o que sugere a presença de martensita na microestrutura.
- 6) A difração de raios-X detectou a presença de fase austenítica na microestrutura, evidenciando um alto volume de austenita retida em todos os depósitos, esperados para ligas SMSS.

- 7) A análise dos perfis de dureza revelou uma distribuição homogênea dos valores obtidos, indicando a viabilidade de empregar diferentes alturas de depósito sem comprometer a uniformidade dos resultados de dureza.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos e o direcionamento realizado ao longo deste estudo, é possível apontar outras direções que podem ser exploradas em trabalhos futuros. Essas sugestões visam ampliar o conhecimento adquirido e contribuir para o avanço do conhecimento na área de revestimentos de rolos de lingotamento contínuo:

- a) Determinação de parâmetros ótimos de deposição para a liga proposta, que apresentou maior incidência de defeitos com as condições de processo usadas. Será necessário variar principalmente os valores de tensão e corrente para esta liga.
- b) Realizar ensaios de corrosão em amostras com diferentes alturas de depósito simulando condições de operação dos rolos;
- c) Simular o desgaste em amostras similares com ensaio ASTM G65;
- d) Testar o mesmo tipo de aplicação realizada neste estudo, porém em camisas ou rolos de dimensões reais, para verificar o comportamento do revestimento em peças com maiores dimensões;
- e) Estudo similar com ligas SMSS no processo de soldagem Arco Submerso (*SAW*).

REFERÊNCIAS

American Welding Society Inc. 1997. *WELDING HANDBOOK*. MIAMI : American Welding Society, 1997.

Amrei, Mohsen, et al. 2020. Microstructure characterization and hardness distribution of 13Cr4Ni multipass weld metal. *HAL open science*. 20 de 02 de 2020.

Amrei, Mokhtabad, et al. 2015. Microstructure Characterization of Single and Multipass 13Cr4Ni Steel Welded Joints. *Springer Science*. 13 de January de 2015, pp. 207 - 218.

ASM Internacional. 1990. ASME HANDBOOK. 10 th. 1990, Vol. 1.

Bojack, A., et al. 2016. Austenite Formation from Martensite in a 13Cr6Ni2Mo Supermartensitic Stainless Steel. 2016.

Calderón-Hernandez, José, et al. 2017. Effect of Niobium on Phase Transformations, Mechanical Properties and Corrosion of Supermartensitic Stainless Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2017.

Callister, William e Rethwish, David. 2000. *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING*. s.l. : JOHN WILEY & SONS, 2000.

Carrouge, Dominique. 2022. Microstructural change in high temperature heat-affected zone of low carbon weldable 13 %Cr martensitic stainless steels. *Proceedings of the Stainless Steel World conference*. 10 de 2022.

Charles, R., et al. 2023. Mechanical Properties and Strain-Hardening Models of Supermartensitic Stainless Steels Alloyed to Nitrogen and Vanadium. 11 de Abril de 2023.

Davis, J.R. 1994. *ASME SPECIALTY HANDBOOK - STAINLESS STEEL*. MATERIALS PARK - OH : ASM INTERNATIONAL, 1994.

Davis, Joseph. 1998. *METALS HANDBOOK*. CHAGRIN FALLS - OH : ASM INTERNATIONAL, 1998.

DIN 8555. 1983. Filler metals used for surfacing - PART 1. 1983.

Goldschimitz, Michael, Karlsson, Leif e Rigdal, Solving. 1999. Development of matching composition supermartensitic stainless steel welding consumables. 1999.

Gosh, Ahindra e Chatterjee, Amit. 2008. *IRONMAKING AND STEELMAKING - THEORY AND PRATICE*. NEW DELHI : PHI LEARNING, 2008.

Hernandez, José Wilmar. 2016. Efeito da temperatura de revenimento sobre o grau de sensitização e resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis supermartensíticos contendo 13% Cr, 5% Ni, com e sem adições de Nb e Mo. 2016.

Jeffus, Larry. 2017. *WELDING: PRINCIPLES AND APPLICATIONS*. BOSTON : CENGAGE LEARNING, 2017.

Kou, Sindo. 2003. *WELDING METALLURGY*. NEW JERSEY : JOHN WILEY & SONS, 2003.

Leshchinskii, L.K., et al. 2019. Features of the deposition technology for the rollers resource increasing of the machines for continuous blanks casting. *Welding International*. 2019, pp. 298 - 301.

Lippold, John C. e Kotecki, Damian J. 2006. *WELDING METALLURGY AND WELDABILITY OF STAINLESS STEELS*. NEW JERSEY : JOHN WILEY & SONS, 2006.

Ma, Xiaoping, et al. 2010. Role of Nb in 13Cr supermartensitic stainless steel. 2010, p. 185.

Ma, Xiaoping, et al. 2012. Studies on Nb Microalloying of 13Cr Super Martensitic Stainless Steel. 2012.

Marshall, A.W. e Farrar, J.C.M. 1990. *WELDING OF FERRITIC AND MARTENSITIC 11-14%Cr STEELS*. UK : Metrode Products Limited, 1990. pp. 11 - 18.

McGuire, Michael. 2008. *Stainless Steels for Design Engineers*. Ohio : ASM International, 2008.

Mobley, R. Keith, Higgins, Lidley R. e Wikoff, Darrin J. 2008. *Maintenance Engineering Handbook*. s.l. : Mc GrawHill, 2008.

Neubert, V., et al. 2004. Effect of welding technique on weld morphology and hardness of supermartensitic 13%Cr steels. *Materials Science and Technology*. December de 2004, pp. 1551 - 1562.

Nießen, Frank. 2018. Phase Transformations in Supermartensitic Stainless Steels. Abril de 2018.

Nordenström, Henrik e Stenback-Lund, Erik. 2006. Technology and Market Study on Continuous Casting Rolls. Agosto de 2006.

Olsen, D.L. 1985. Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties. *Welding Research Supplement*. 1985, pp. 281 - 295.

Roderick, Guthrie I.L. e Mihaiela, Isac M. 2022. Continuous Casting Practices for Steel: Past, Present and Future. *Metals*. 18 de May de 2022, p. 862.

Vinas, J., Brezinova, J. e Guzanova, A. 2012. Analysis of the quality renovated continuous steel. 3 de Outubro de 2012, pp. 477 - 489.

Vinas, Jan, et al. 2013. Evaluation of the quality of cladding deposited on continuous steel casting rolls. *International Journal of Materials Research*. Fevereiro de 2013, p. 9.

Wainer, Emilio, Brandi, Sergio Duarte e De Mello, Fabio Decourt Homem. 1992. *Soldagem - Processos e Metalurgia*. São Paulo : Edgard Blucher Ltda, 1992.

World Steel Association. 2022. *World Steel in Figures*. Belgium : Make Alias, 2022.

**ANEXO A – ESPECTRÔMETRO: CERTIFICADO DO PADRÃO UTILIZADO PARA
A REALIZAÇÃO DA ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO DAS LIGAS ESTUDADAS**

Supplied by:
MBH Analytical Ltd
Holland House, Queens Road
Barnet EN5 4DJ, UK
Tel: +44(0)20 8441 2024
Fax: +44(0)20 8449 0810

Brammer Standard Company, Inc.
Certificate of Analysis

B.S. 347A
AISI Stainless Steel Grade 347 Reference Material

	Certified Value ¹	Estimate of Uncertainty ²		Certified Value ¹	Estimate of Uncertainty ²
--	------------------------------	--------------------------------------	--	------------------------------	--------------------------------------

Analysis listed as percent by weight

C	0.051	0.004	N	0.044	0.0015
Mn	1.50	0.02	O	0.0047	0.0008
P	0.026	0.002	Sn	0.007	0.001
S	0.020	0.002			
Si	0.54	0.02	Informational values ³		
Cu	0.31	0.01	Al	(0.002)	
Ni	9.20	0.04	As	(0.003)	
Cr	17.44	0.05	B	(0.0004)	
Mo	0.326	0.010	Ca	(0.0002)	
Nb	0.79	0.015	Ta	(<0.004)	
V	0.10	0.01	Ti	(0.002)	
Co	0.054	0.008	W	(0.03)	

¹ The certified value listed is the present best estimate of the true value based on the results of an interlaboratory testing program.

² The uncertainties listed are based on value judgments of the material inhomogeneity and possible bias in the determined analytical values. No attempt is made to derive exact statistical measurements of imprecision because several methods were used in the determination of most constituents.

³ Data in parentheses are not certified and are provided for information only.

The requirements of ISO Guide 31 and ISO Guide 35 were generally followed for the preparation of this reference material and certificate of analysis. This is a reference material as defined by ISO Guide 30.

See reverse side for more information.

Certificate Number 347A-071894



Brammer Standard Company, Inc., 14603 Benfer Road, Houston, TX 77069-2895
Telephone (713) 440-9396 Fax (713) 440-4432



13X NSA8 B
Page 1 of 4
July 2018

HOLLAND HOUSE • QUEENS ROAD • BARNET • EN5 4DJ • ENGLAND • TEL: +44 (0)20 8441 2024 • FAX: +44 (0)20 8449 0810
email: info@mbh.co.uk web: www.mbh.co.uk

CERTIFICATE OF ANALYSIS

13X NSA8 (batch B)

Certified Reference Material Information

Type: NITROGEN STAINLESS STEEL (WROUGHT)
Form and Size: Disc, ~38mm diameter
Manufactured by: BGH Edelstahl, Germany
Certified and Supplied by: MBH Analytical Ltd

Assigned Values

Percentage element by weight

Element	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo
Value ¹	0.0206	0.285	0.0007	0.0248	0.596	7.48	25.49	3.49
Uncertainty ²	0.0012	0.005	0.0002	0.0008	0.009	0.03	0.07	0.04

Element	Cu	Co	V	W	Nb	B	Ca	N
Value ¹	0.589	0.0448	0.0583	0.599	0.026	0.0017	0.0011	0.232
Uncertainty ²	0.011	0.0015	0.0014	0.012	0.003	0.0003	0.0001	0.007

Definitions

- ¹ The certified values are the present best estimates of the true content for each element. Each value is a panel consensus, based on the averaged results of an interlaboratory testing programme, detailed on page 3.
- ² The uncertainty values are generated from the 95% confidence interval derived from the wet analysis results, in combination with a statistical assessment of the homogeneity data, as described on page 2.

Certified by:

MBH ANALYTICAL LIMITED

on 9th July 2018

C Eveleigh



National Institute of Standards & Technology

Certificate

Standard Reference Material 1763 Low Alloy Steel

(In Cooperation with the American Society for Testing and Materials)

This Standard Reference Material (SRM) is in the form of a disk, approximately 34 mm (1 3/8 in) in diameter and 19 mm (3/4 in) thick, and is intended for use in optical emission and x-ray spectrometric methods of analysis.

Element	Certified Value ¹ % by wt	Estimated ² Uncertainty
Carbon	0.203	0.002
Manganese	1.52	0.03
Phosphorus	0.012	0.001
Sulfur	0.023	0.001
Silicon	0.63	0.02
Copper	0.043	0.002
Nickel	0.51	0.01
Chromium	0.50	0.01
Vanadium	0.30	0.01
Molybdenum	0.50	0.01
Cobalt	0.095	0.005
Titanium	0.31	0.01
Arsenic	0.055	0.002
Aluminum (total)	0.043	0.003
Tin	0.011	0.002
Niobium	0.100	0.005
Tantalum	0.012	0.003
Zirconium	0.044	0.003
Boron	0.0054	0.0001
Nitrogen	0.0044	0.0003

¹The certified value listed for a constituent is the present best estimate of the "true" value based on the results of the cooperative program for certification.

²The estimated uncertainty listed for a constituent represents an evaluation of the combined effects of method imprecision, possible systematic errors among methods, and material variability and is based on judgment. No attempt was made to derive exact statistical measures of imprecision because several methods were involved in the determination of most constituents.

The overall coordination of the technical measurements leading to certification was performed under the direction of J.I. Shultz, Research Associate, ASTM/NIST Research Associate Program.

The technical and support aspects involved in the preparation, certification, and issuance of this Standard Reference Material were coordinated through the Standard Reference Materials Program by P.A. Lundberg.

Gaithersburg, MD 20899
April 23, 1992
(Revision of certificate dated 6-5-89)

William P. Reed, Chief
Standard Reference Materials Program

(over)

ANEXO B – ANÁLISE MACROSCÓPICA

Figura 42 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 003, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%



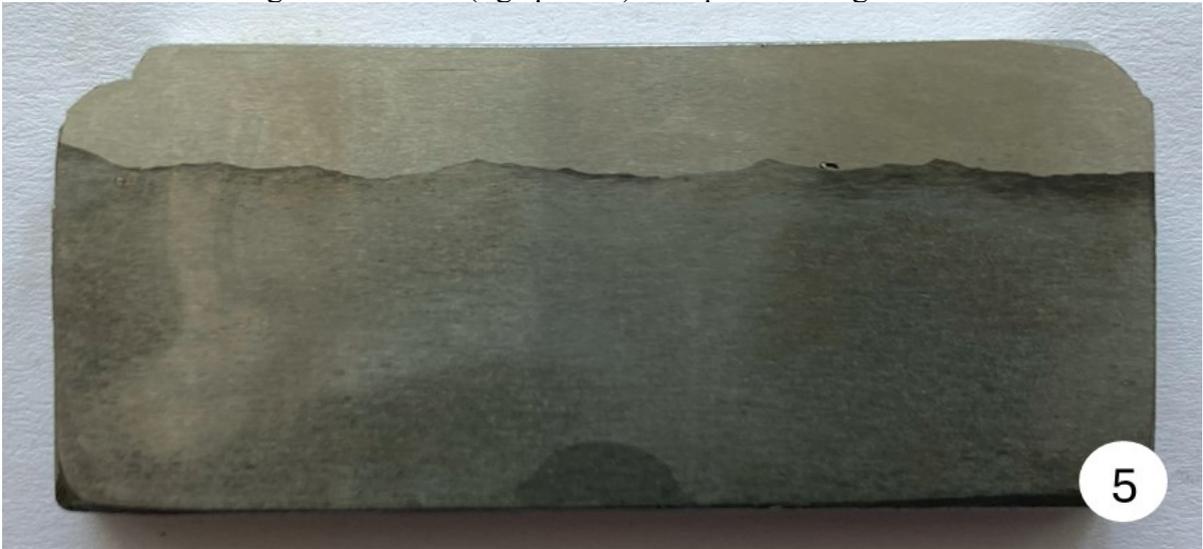
Fonte: Autor

Figura 43 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 004, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%



Fonte: Autor

Figura 44 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 005, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga padrão). Ataque com reagente Nital a 10%



Fonte: Autor

Figura 45 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 004, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%



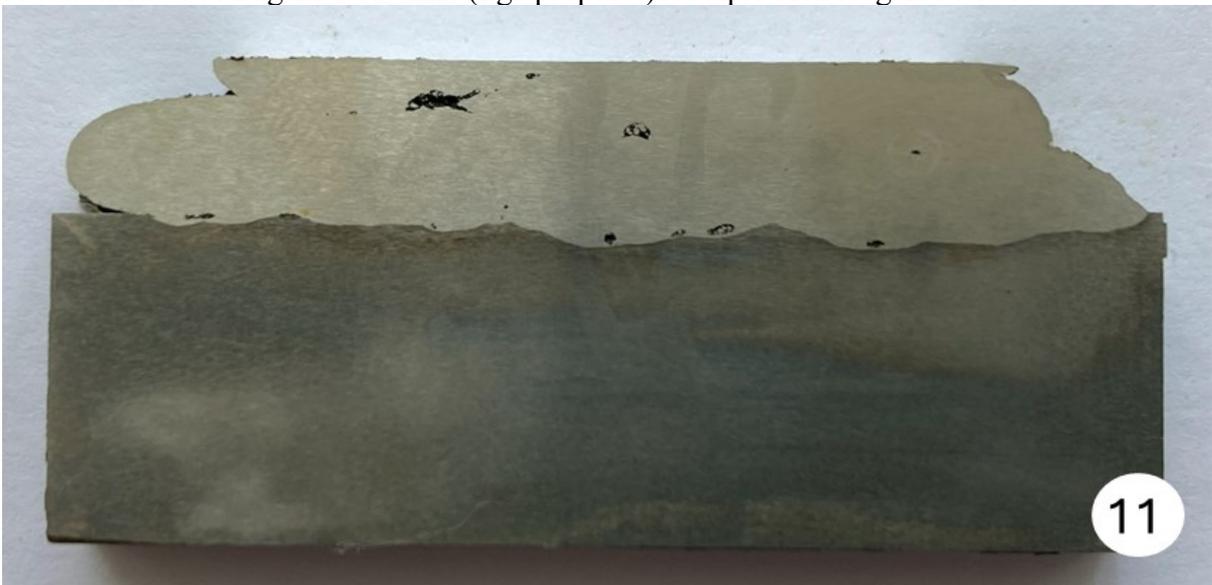
Fonte: Autor

Figura 46 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 010, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%



Fonte: Autor

Figura 47 - Macrografia da seção transversal do corpo de prova 011, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga proposta). Ataque com reagente Nital a 10%



Fonte: Autor

ANEXO C – FAIXAS DE DUREZA UTILIZADAS PELA NORMA DIN 8555 DE 1983

Tabela 23 - Faixas de dureza conforme norma DIN 8555 utilizada para consumíveis de soldagem

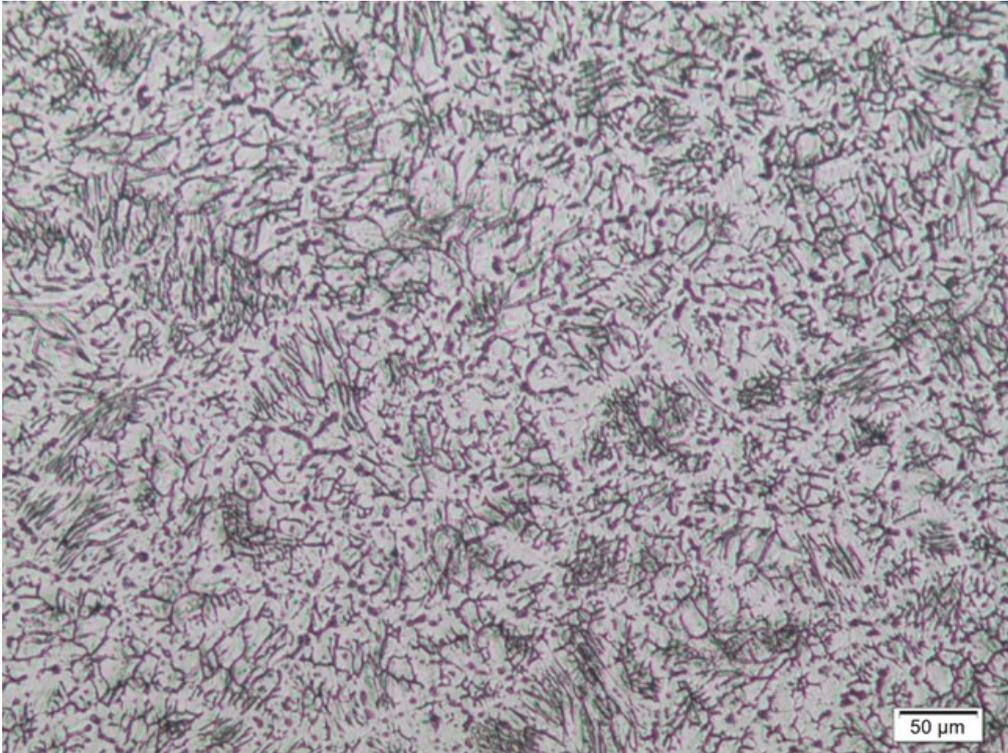
Classificação dos níveis de dureza (valores médios*)	
Nível de dureza	Faixa de dureza
150	125 até 175 HB
200	Acima de 175 até 225 HB
250	Acima de 225 até 275 HB
300	Acima de 275 até 325 HB
350	Acima de 325 até 375 HB
400	Acima de 375 até 450 HB
40	37 até 42 HRC
45	Acima de 42 até 47 HRC
50	Acima de 47 até 52 HRC
55	Acima de 52 até 57 HRC
60	Acima de 57 até 62 HRC
65	Acima de 62 até 67 HRC
70	Acima de 67 HRC

*Valores médios para 10 medições

Fonte: Autor, adaptado de DIN 8555, 1983

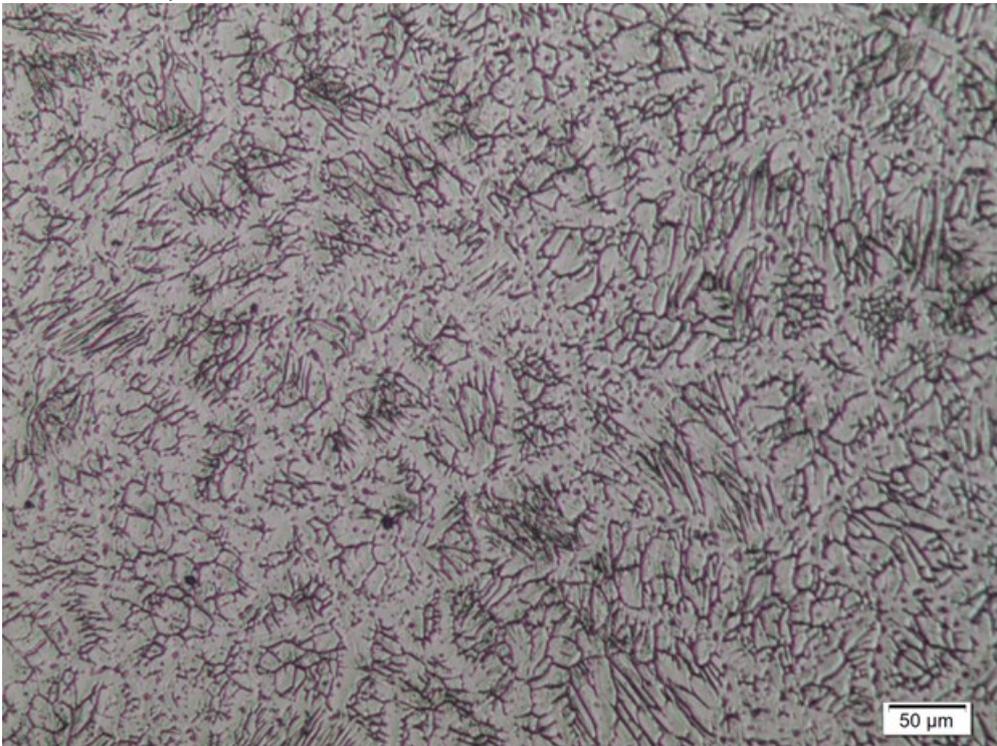
ANEXO D – ANÁLISE MICROESTRUTURAL VIA MICROSCOPIA ÓPTICA

Figura 48 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 001, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



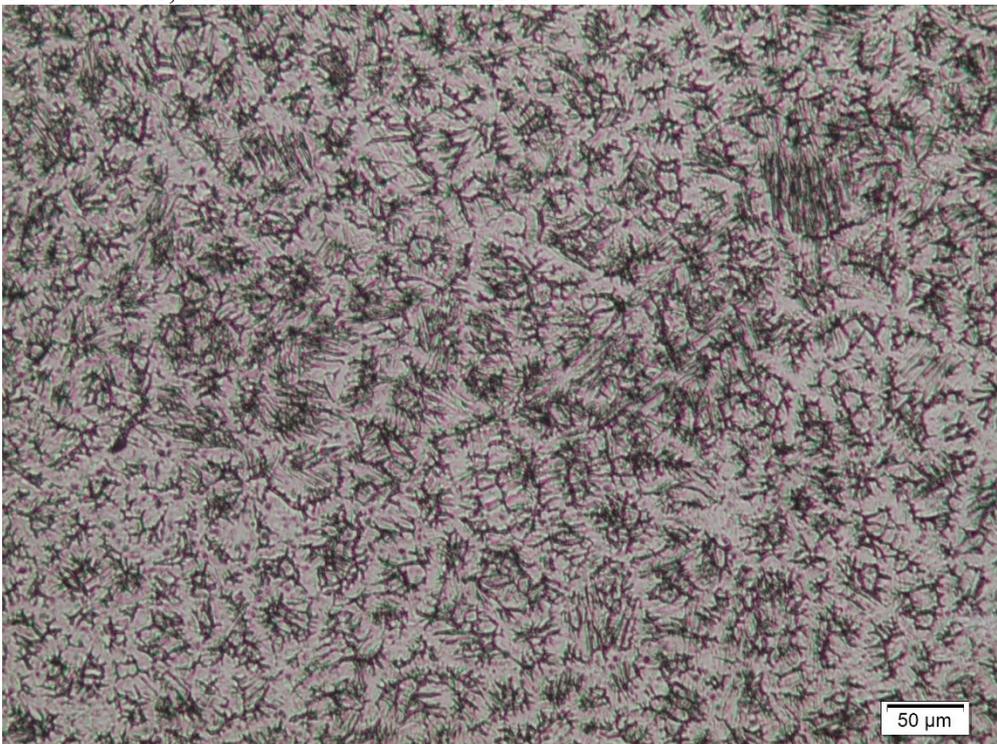
Fonte: Autor

Figura 49 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 002, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



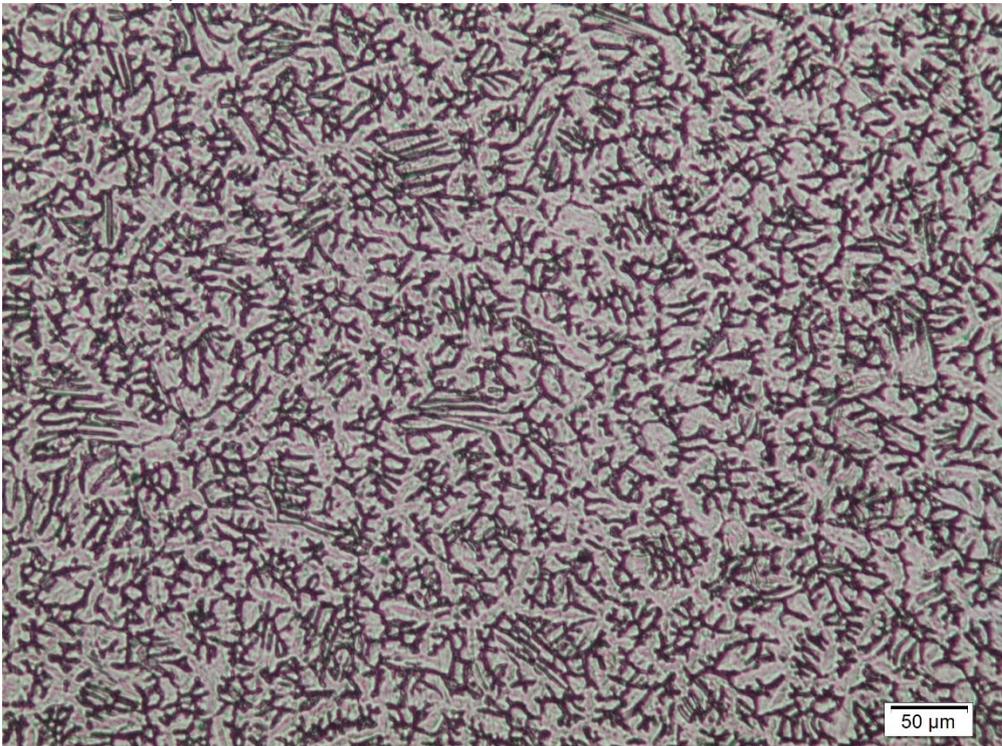
Fonte: Autor

Figura 50 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 003, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



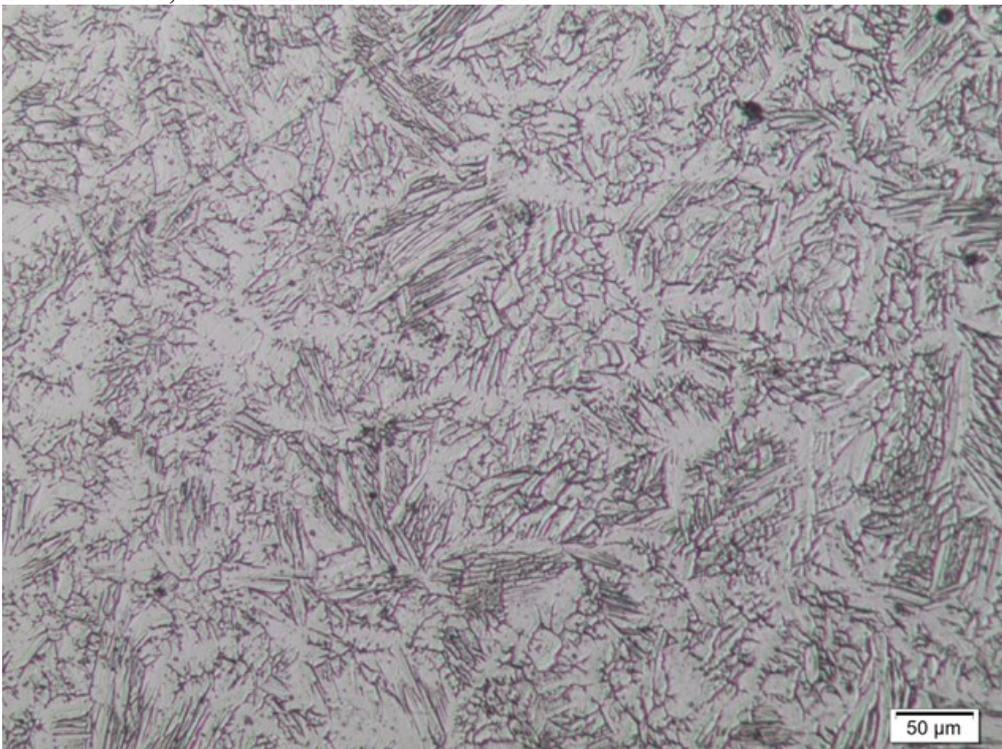
Fonte: Autor

Figura 51 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 005, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga padrão). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



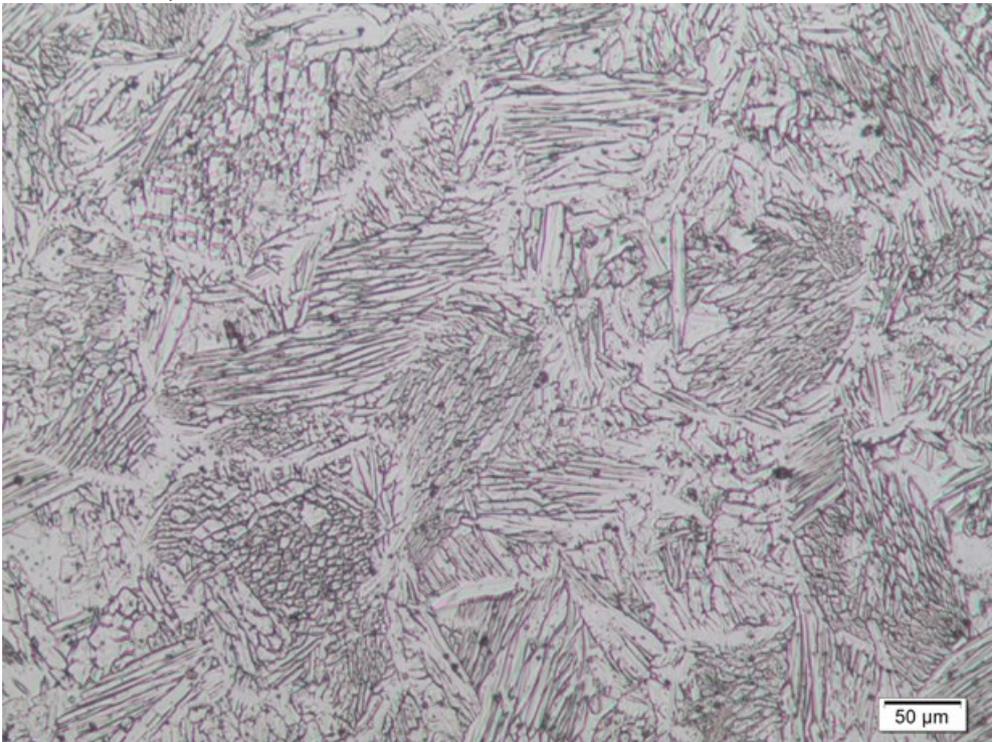
Fonte: Autor

Figura 52 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 007, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



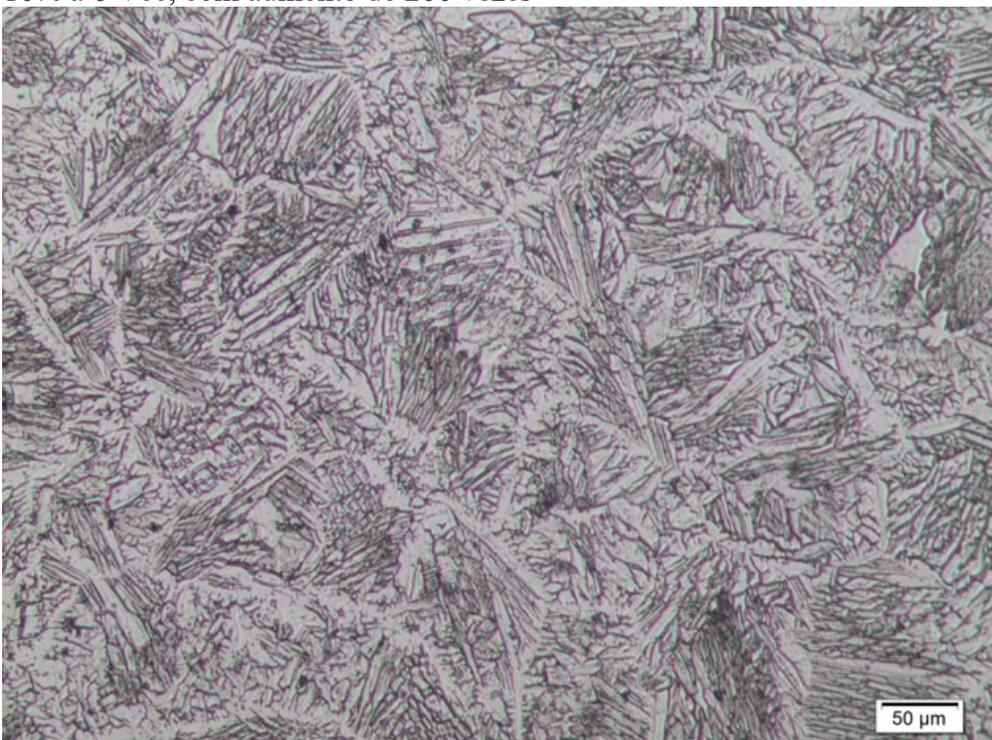
Fonte: Autor

Figura 53 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 008, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



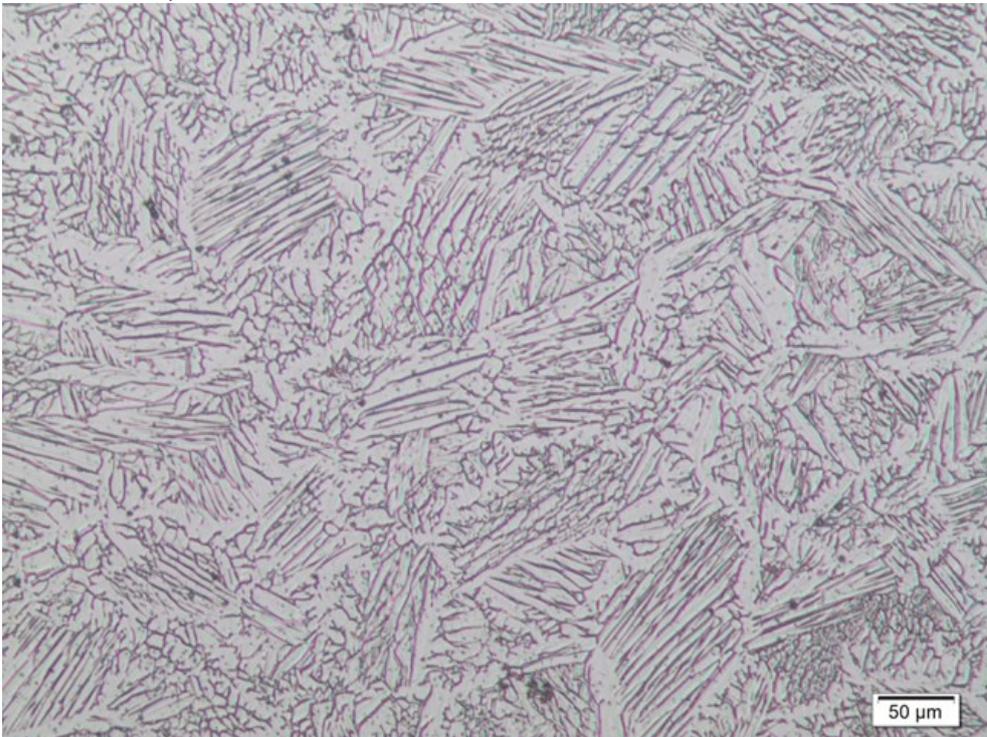
Fonte: Autor

Figura 54 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 009, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



Fonte: Autor

Figura 55 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 010, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



Fonte: Autor

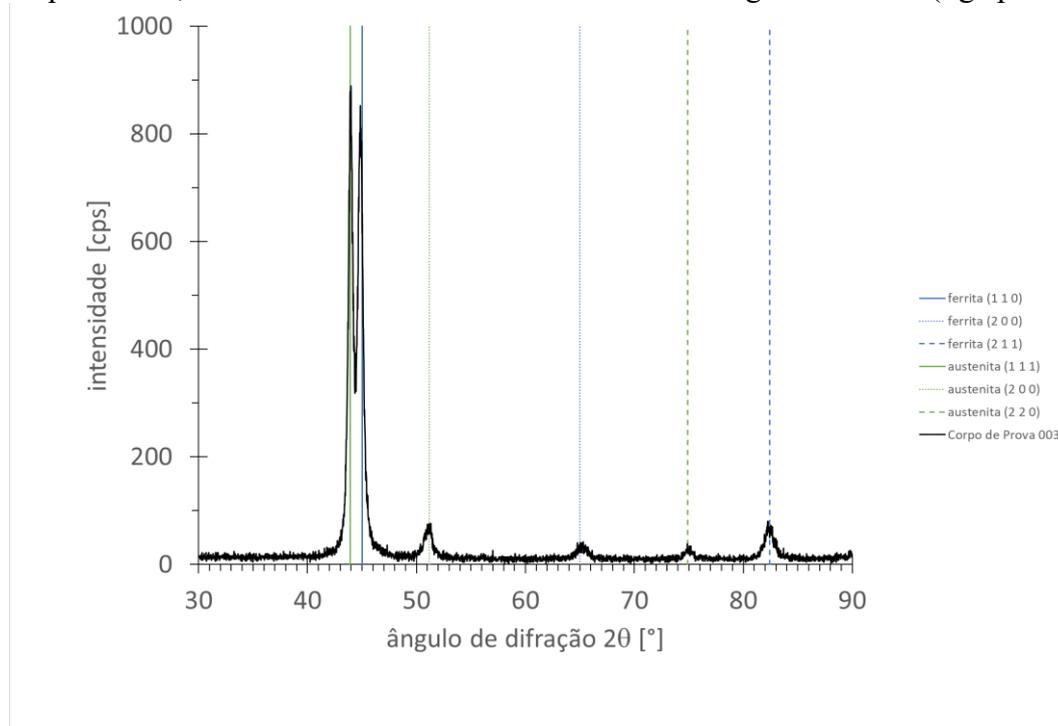
Figura 56 - Micrografia da seção longitudinal do corpo de prova 012, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta). Após ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 6 Vcc, com aumento de 200 vezes



Fonte: Autor

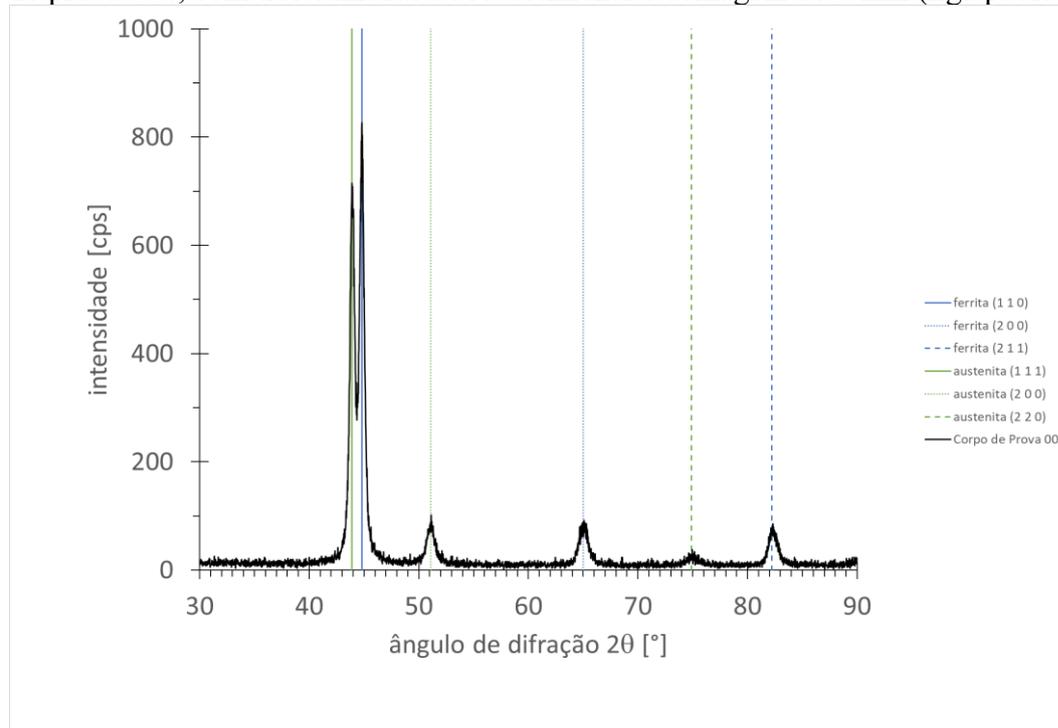
ANEXO E – DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Figura 57 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 003, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão)



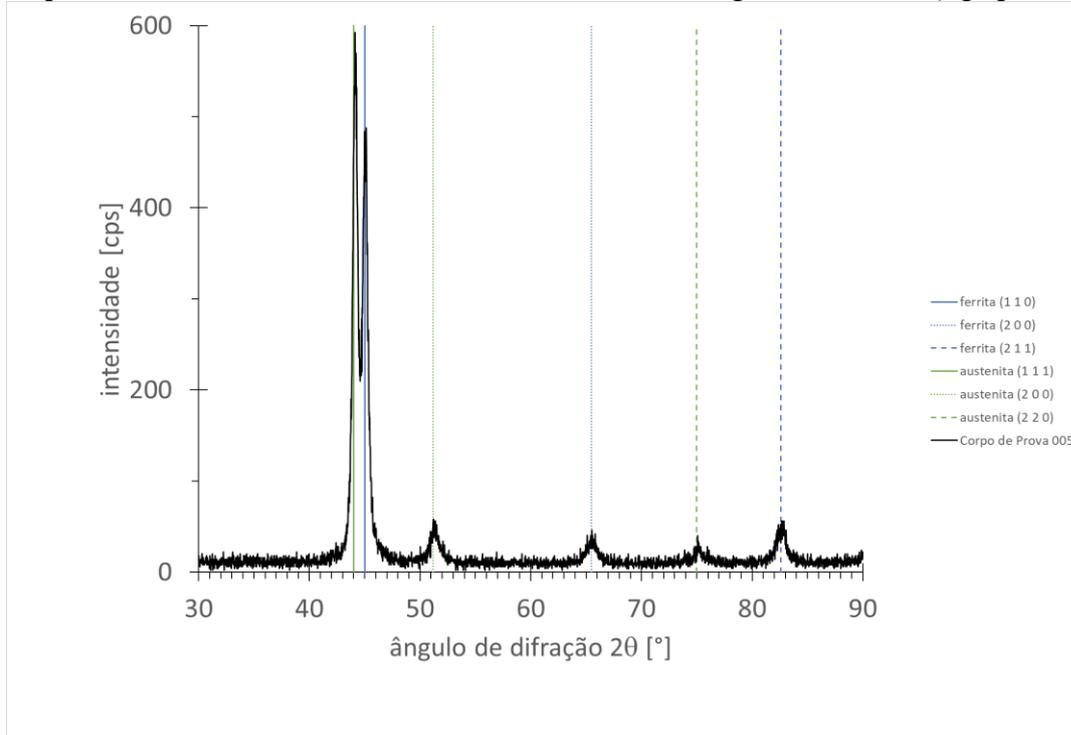
Fonte: Autor

Figura 58 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 004, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga padrão)



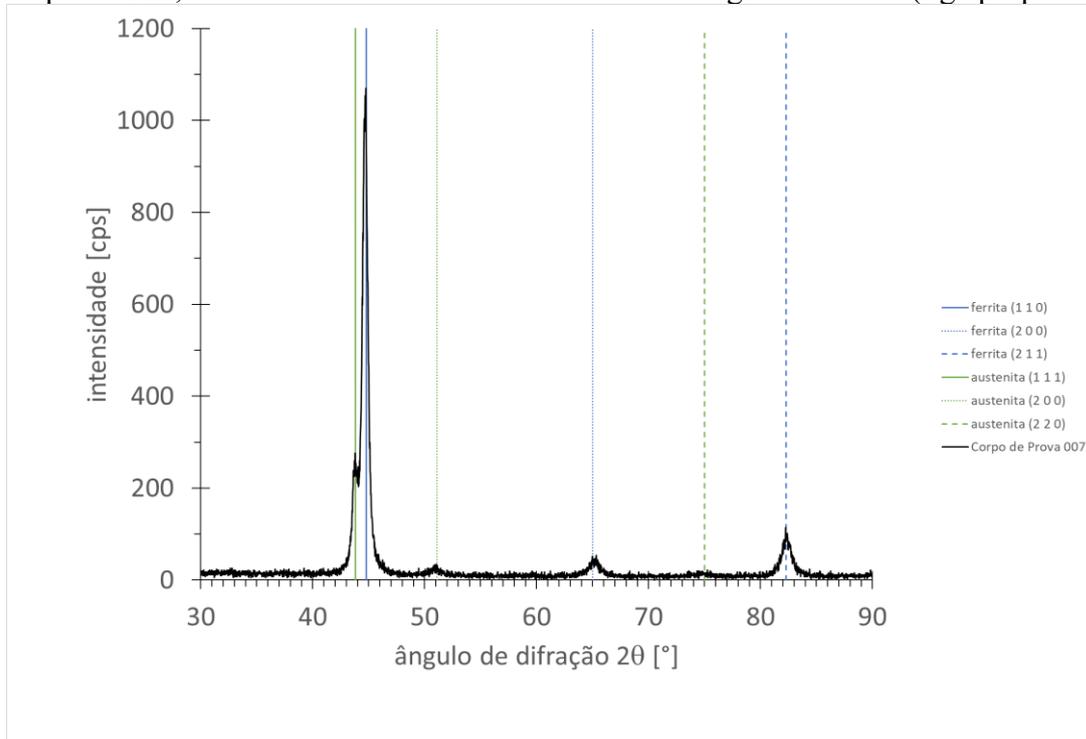
Fonte: Autor

Figura 59 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 005, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga padrão)



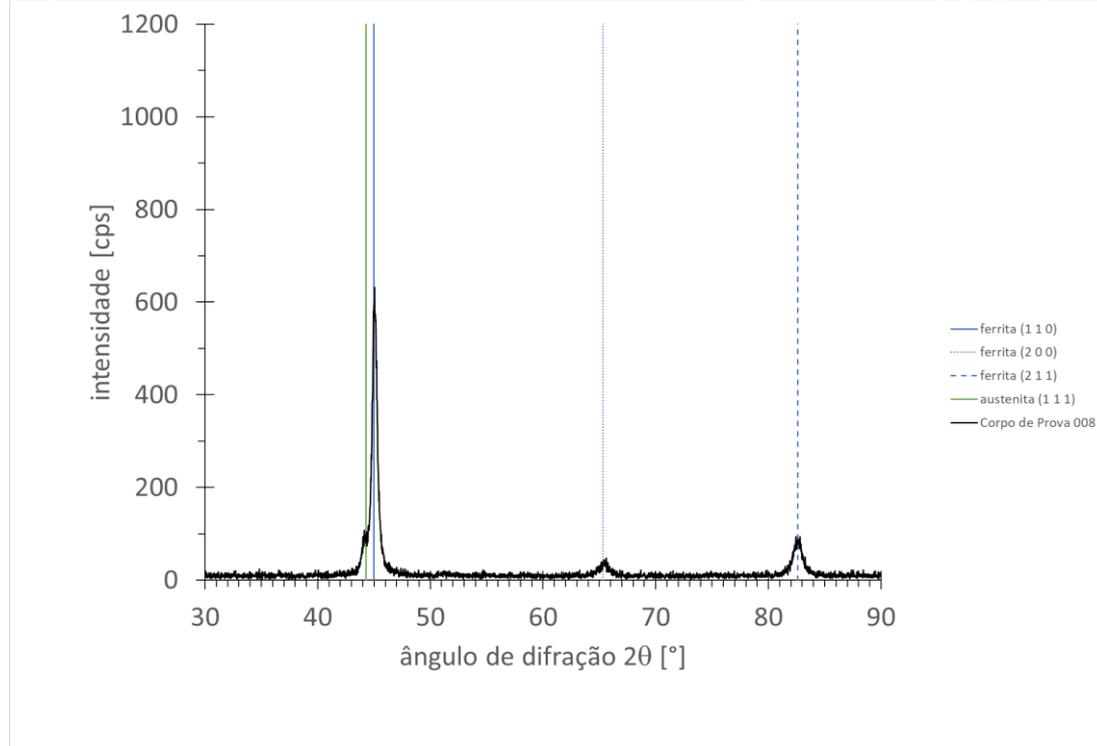
Fonte: Autor

Figura 60 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 007, com uma camada de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta)



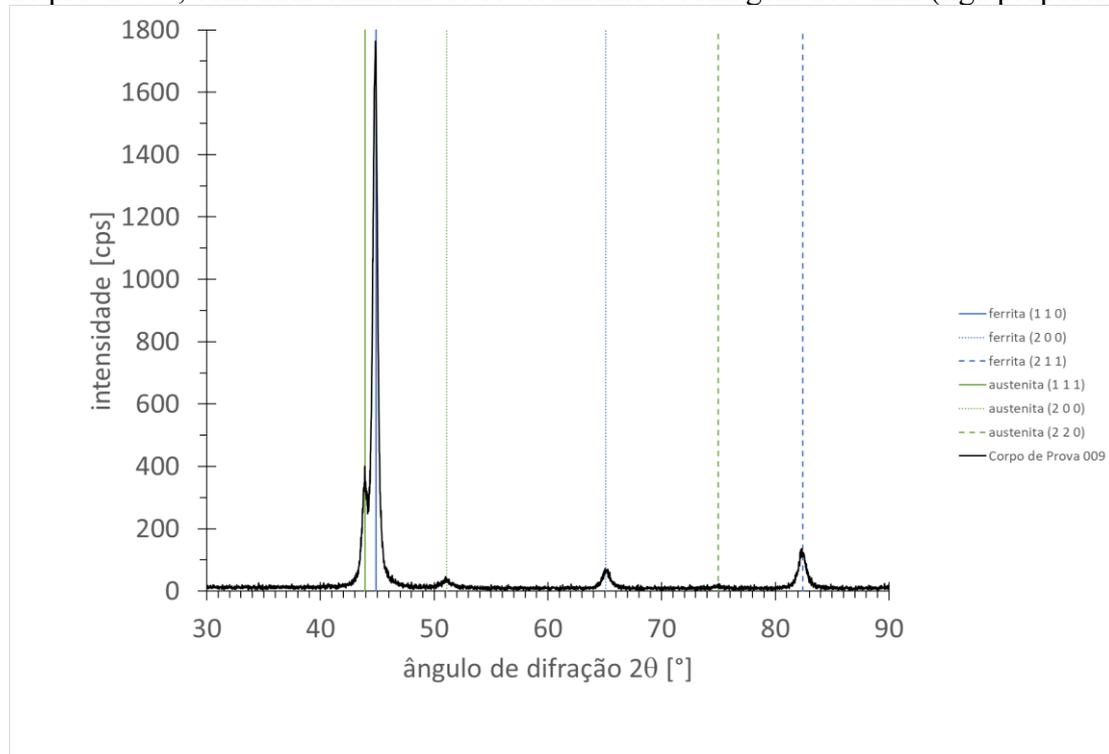
Fonte: Autor

Figura 61 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 008, com duas camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta)



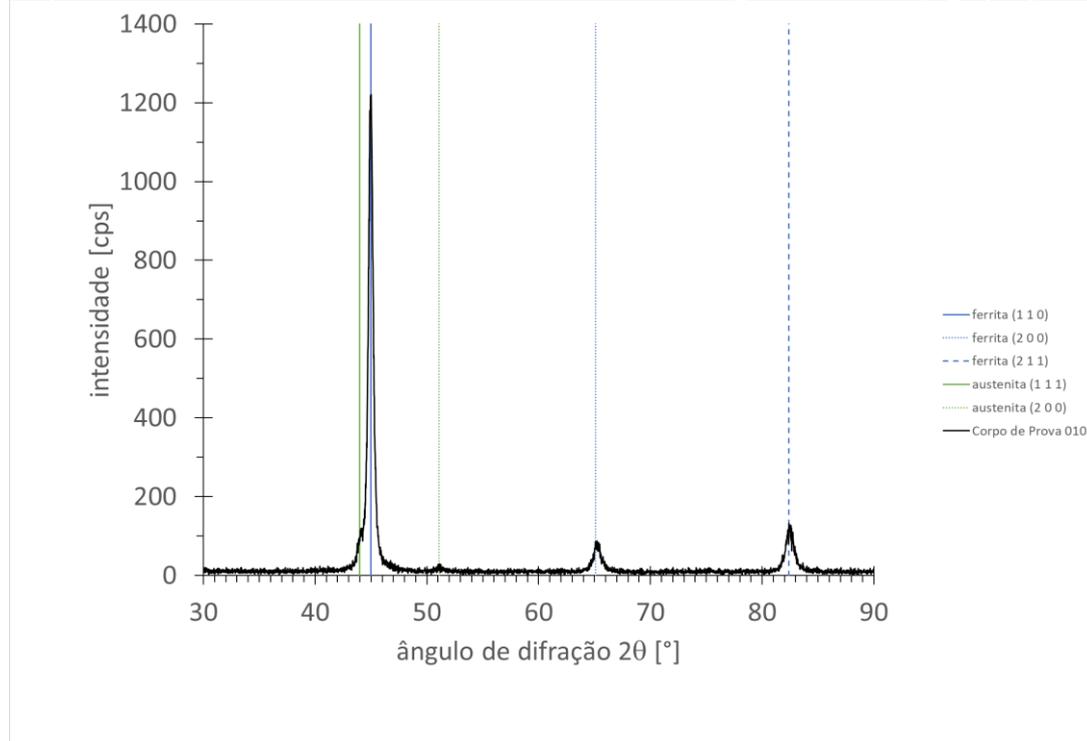
Fonte: Autor

Figura 62 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 009, com duas camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta)



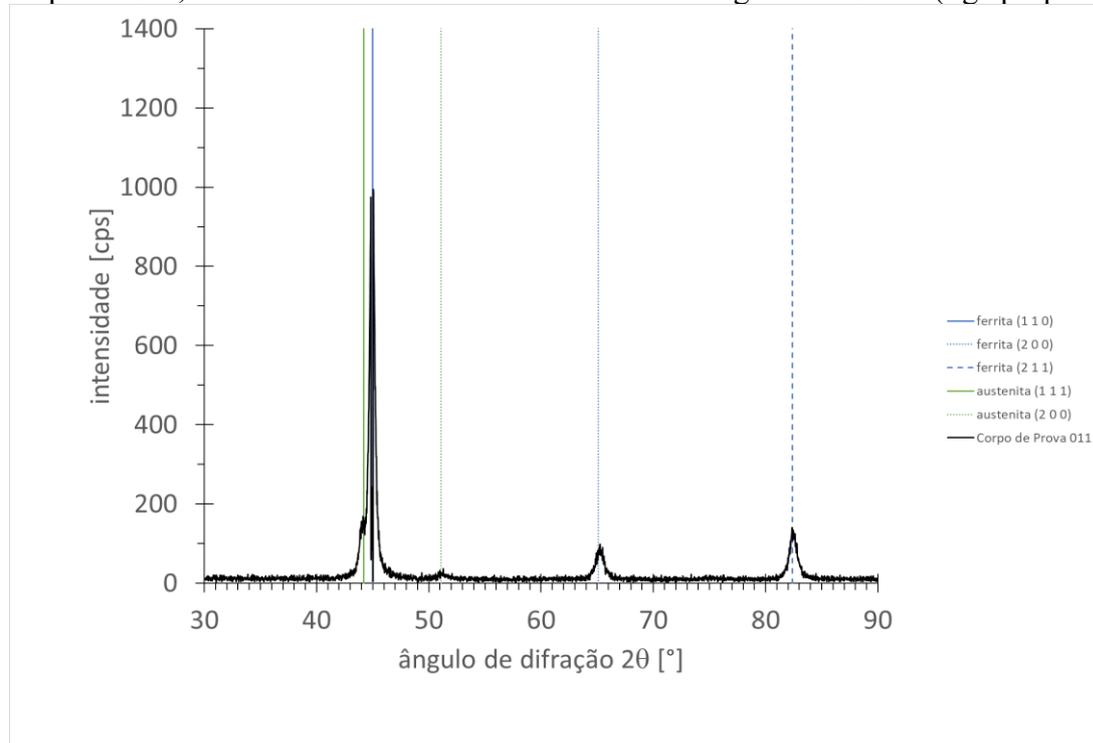
Fonte: Autor

Figura 63 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 010, com três camadas de revestimento e usinagem de 5 mm (liga proposta)



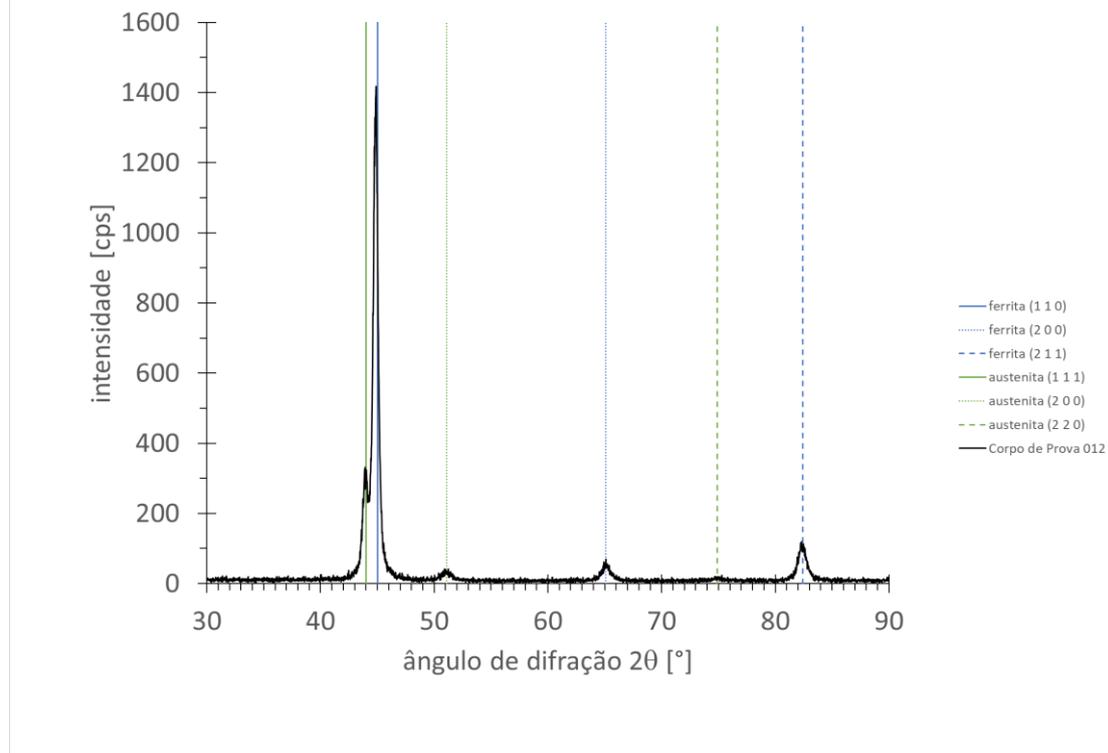
Fonte: Autor

Figura 64 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 011, com três camadas de revestimento e usinagem de 10 mm (liga proposta)



Fonte: Autor

Figura 65 - Difratoograma de raios-X utilizando radiação de Cu e cristal monocromador. Corpo de prova 012, com três camadas de revestimento e usinagem de 1 mm (liga proposta)



Fonte: Autor

**ANEXO F – CARTÃO – REFERÊNCIA DO ICDD PARA AUSTENITA
UTILIZANDO A RADIAÇÃO DE COBRE**

00-033-0397

Apr 9, 2010 4:02 PM (XRD-7000)

Status Primary QM: Star (S) Pressure/Temperature: Ambient Chemical Formula: Fe Cr0.29 Ni0.16 C0.06
Weight %: C0.89 Cr18.61 Fe68.92 Ni11.59 Atomic %: C3.97 Cr19.21 Fe66.23 Ni10.60
Compound Name: Chromium Iron Nickel Carbon Common Name: 304-stainless steel, austenite

Radiation: CuK α : 1.5419Å d-Spacing: Diff. Intensity: Diffractometer
Reference: Pfoertsch, Ruud, Penn State University, University Park, Pennsylvania, USA. ICDD Grant-in-Aid (1982).

SYS: Cubic SPGR: Fm-3m (225) AuthCellVol: 46.31 Z: 4.00
Author's Cell [AuthCell-a: 3.5911(1)Å AuthCellVol: 46.31Å³] Dcalc: 11.623g/cm³
SS/FOM: F(6) = 56.1(0.0178, 6) Reference: Ibid.

Space Group: Fm-3m (225) Z: 4.00 Molecular Weight: 81.04
Crystal Data [XtiCell-a: 3.591Å XtiCell-b: 3.591Å XtiCell-c: 3.591Å XtiCell.: 90.00° XtiCell.: 90.00°
XtiCell.: 90.00° XtiCellVol: 46.31Å³]
Reduced Cell [RedCell-a: 2.539Å RedCell-b: 2.539Å RedCell-c: 2.539Å RedCell.: 60.00°
RedCell.: 60.00° RedCell.: 60.00° RedCellVol: 11.58Å³]

Crystal (Symmetry Allowed): Centrosymmetric

Pearson: cF6.04 Prototype Structure: Cu Prototype Structure (Alpha Order): Cu
Subfile(s): Inorganic, Metals & Alloys, Primary Pattern Entry Date: 12/08/1982
Last Modification Date: 01/29/2008

Database Comments: Analysis: Quantitative analysis by Atomic Absorption Spectroscopy: chromium 17.9%, nickel 11.4%, molybdenum <0.01%, silicon 0.88%, analysis incomplete. Color: Black. General Comments: Austenitic steel. Synthetic taenite is "Ni"-Fe rich analog.

00-033-0397 (Fixed Slit Intensity) - Cu K1 1.54056Å

2θ	d(Å)	l	h	k	l	*	2θ	d(Å)	l	h	k	l	*	2θ	d(Å)	l	h	k	l	*
43.5817	2.075000	100	1	1	1		74.6971	1.269700	26	2	2	0		95.9647	1.036800	12	2	2	2	
50.7908	1.796100	45	2	0	0		90.6941	1.082800	30	3	1	1		118.1560	0.897900	3	4	0	0	

**ANEXO F – CARTÃO – REFERÊNCIA DO ICDD PARA FERRITA
UTILIZANDO A RADIAÇÃO DE COBRE**

00-054-0331

Apr 9, 2010 4:05 PM (XRD-7000)

Status Primary QM: Low-Precision (O) Pressure/Temperature: Ambient Chemical Formula: Fe - Cr
Weight %: Cr10.23 Fe89.77 Atomic %: Cr10.90 Fe89.10 Compound Name: Iron Chromium
Common Name: 410-L Stainless Steel, ferrite

Radiation: CuK α : 1.5418Å d-Spacing: Diff. Intensity: Diffractometer I/Ic: 0.71
Reference: Pfoertsch et al., Penn State Univ., University Park, PA, USA. ICDD Grant-in-Aid (1983).

SYS: Cubic SPGR: Im-3m (229) AuthCellVol: 23.65 Z: 2.00
Author's Cell [AuthCell-a: 2.8705(1)Å AuthCellVol: 23.65Å³] Dcalc: 7.783g/cm³
SS/FOM: F(6) = 62.5(0.0160, 6) Reference: Ibid.

Space Group: Im-3m (229) Z: 2.00 Molecular Weight: 55.43
Crystal Data [XtlCell-a: 2.870Å XtlCell-b: 2.870Å XtlCell-c: 2.870Å XtlCell.: 90.00° XtlCell.: 90.00°
XtlCell.: 90.00° XtlCellVol: 23.65Å³]
Reduced Cell [RedCell-a: 2.486Å RedCell-b: 2.486Å RedCell-c: 2.486Å RedCell.: 109.47°
RedCell.: 109.47° RedCell.: 109.47° RedCellVol: 11.83Å³]

Crystal (Symmetry Allowed): Centrosymmetric

Pearson: cI2.00 Prototype Structure: W Prototype Structure (Alpha Order): W
Subfile(s): Inorganic, Metals & Alloys, Primary Pattern Entry Date: 09/28/1983
Last Modification Date: 01/29/2008

Database Comments: Analysis: Spectroscopic Analysis (wt.%): Fe 80.80, Cr 9.22, Si 0.84, Mn 0.40, Ag <0.01, Mo <0.01, Ni 0.21, P <0.01, plus other trace elements. Color: Black.

00-054-0331 (Fixed Slit Intensity) - Cu K1 1.54056Å

2θ	d(Å)	I	h	k	l	*	2θ	d(Å)	I	h	k	l	*	2θ	d(Å)	I	h	k	l	*
44.6222	2.029000	100	1	1	0		82.1788	1.172000	50	2	1	1		116.0800	0.907900	35	3	1	0	
64.9196	1.435200	20	2	0	0		98.7338	1.015000	20	2	2	0		136.7500	0.828600	14	2	2	2	