

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS

GUSTAVO SATORU TAKEYA

Produção e caracterização de camadas tribológicas obtidas por laser e tratamentos termoquímicos em aços grafíticos

São Carlos
2023

GUSTAVO SATORU TAKEYA

Produção e caracterização de camadas tribológicas obtidas por laser e tratamentos termoquímicos em aços grafíticos

Versão Corrigida

Original na Unidade

Tese apresentada ao programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Doutor em Ciências.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador(a): Luiz Carlos Casteletti

**São Carlos
2023**

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

T136p Takeya, Gustavo Satoru
Produção e caracterização de camadas tribológicas obtidas por laser e tratamentos termoquímicos em aços grafiticos / Gustavo Satoru Takeya; orientador Luiz Carlos Casteletti. São Carlos, 2023.

Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais -- Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2023.

1. Aços grafiticos. 2. Austêmpera. 3. Vermicular. 4. Boretação. 5. Tratamentos Termorreativos. 6. Laser cladding. 7. Desgaste abrasivo. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **GUSTAVO SATORU TAKEYA**.

Título da tese: "Produção e caracterização de camadas tribológicas obtidas por laser e tratamentos termoquímicos em aços grafiticos".

Data da defesa: 29/09/2023.

Comissão Julgadora

Resultado

Prof. Titular Luiz Carlos Casteletti
(Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC-USP)

APROVADO

Prof. Dr. Kahl Dick Zilnyk
(Instituto Tecnológico de Aeronáutica/ITA)

APROVADO

Prof. Dr. Frederico Augusto Pires Fernandes
(Universidade Federal do ABC/UFABC)

APROVADO

Prof. Dr. Amadeu Lombardi Neto
(Universidade Tecnológica Federal do Paraná/UTFPR)

APROVADO

Profa. Titular Lauralice de Campos Franceschini
Canale
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC-USP)

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais:
Prof. Assoc. **Rafael Salomão**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Titular **Carlos De Marqui Junior**

À minha mãe, Dirce, e meu pai, Toshiaki, que sempre apoiaram e acreditaram em mim.

AGRADECIMENTOS

À minha família, em especial minhas tias Hiromi, Izumi e Yukiko e meu tio Valdemiro pelo apoio, paciência e amor a mim conferidos.

À minha noiva Leticia Abdias, por sempre estar ao meu lado.

Ao professor Dr. Luiz Carlos Casteletti, pela orientação, pelo apoio e incentivo durante a realização deste trabalho.

Ao meu amigo Fábio Mariani, cuja ajuda e orientação foram fundamentais a esse trabalho.

Aos funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais (SMM), João, Pedro, Ricardo, Victor, Douglas, Denílson e Mauro, que de forma direta ou indireta me ajudaram na realização desta pesquisa.

Aos companheiros do laboratório de Engenharia de Superfícies Rafael Triani, Galtiere Rego, Lucas BH, Pedro, José Benedito Douglas e Ricardo Kramer; a meus colegas de trabalho do Instituto Federal de São Paulo, Édison, Daylton e Melkzedeke; e meus amigos pessoais Altemiro, Henrique, Gustavo Souza, Lucas Zantut, Luiz Junior e Natan; pelos anos de convivência, ajuda e amizade.

A todos os meus amigos que não foram citados aqui, por serem muitos, mas que me ajudaram aconselhando ou me ouvindo em algum momento da elaboração dessa tese.

À empresa Baldan Implementos Agrícolas por disponibilizar o espaço físico e a matéria prima para a fundição das ligas utilizadas no presente estudo.

Ao órgão de fomento CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico), pelo bolsa de estudos concedida.

À Escola de Engenharia de São Carlos, pela oportunidade de realização do curso de doutorado.

Enfim, a todos que de uma forma ou outra estiveram envolvidos na realização desde trabalho e na participação desta etapa da minha vida, os meus sinceros agradecimentos.

O presente trabalho foi realizado com apoio do CNPq, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – Brasil.

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

Não há maior riqueza que o conhecimento, nem maior pobreza que a ignorância.

Alī ibn Abī Ṭālib

RESUMO

TAKEYA, G. S. **Produção e caracterização de camadas tribológicas obtidas por laser e tratamentos termoquímicos em aços grafíticos**. 112p. Tese (Doutorado) –Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2023.

Os aços grafíticos constituem-se em alternativas promissoras para a produção de peças no processo *near-net-shape*, em substituição as peças forjadas de aço convencional, com as consequentes vantagens econômicas. Tais aços podem apresentar adicionalmente vantagens significativas, tais como maior ductilidade, maior capacidade de absorção de vibrações, boa resistência ao desgaste e baixo coeficiente de atrito, podendo ser usados em várias aplicações estruturais de engenharia em diversos setores industriais, tais como o automotivo, agrícola, ferroviário e no de bombas e compressores. Neste trabalho foram produzidos aços grafíticos com três composições químicas: 1%C; 1%C-0,5%Nb e 2%C-0,5%Nb. No caso da composição com 2%C, obteve-se um aço com microestrutura inédita, contendo grafita na morfologia vermicular. A adição de nióbio não influenciou significativamente nos tamanhos de grãos, tendo ocorrido a formação de carbonetos de nióbio dispersos nos contornos de grãos. Visando um melhoramento das características tribológicas dos mesmos, foram produzidas camadas por meio de tratamentos térmicos (*laser quenching*), termoquímicos (boretação e tratamentos termorreativos) e deposição por *laser cladding* de Colmonoy. Os substratos foram submetidos a tratamentos de austêmpera, visando a obtenção de elevadas resistências mecânicas. As amostras foram caracterizadas por meio de microscopias confocal a laser e MEV, EDS, DRX, ensaios de microdureza Vickers e de desgaste microabrasivo do tipo esfera fixa. Nos tratamentos termoquímicos obteve-se camadas uniformes e com elevados níveis de durezas (1800 HV na boretação e 2200 HV no termorreativo). Estas camadas, juntamente com a produzida por *laser cladding* mostraram-se altamente efetivas no melhoramento das características tribológicas dos aços grafíticos, produzindo grandes aumentos nas resistências ao desgaste, em comparação com os respectivos substratos: 8 a 24x no caso da boretação, 13 a 40x no caso da TRD e 4 a 12x no caso do *laser cladding*.

Palavras chaves: Aços grafíticos, austêmpera, vermicular, boretação, tratamentos termorreativos, *laser cladding*, desgaste abrasivo.

ABSTRACT

TAKEYA, G. S. **Production and characterization of tribological coatings obtained by laser and thermochemical treatments on graphitic steels.** 112p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2023.

Graphitic steels represent promising alternatives for the production of near-net-shape parts, replacing conventional forged steel components, with consequent economic advantages. Additionally, such steels can exhibit significant benefits, such as higher ductility, increased vibration absorption capacity, good wear resistance, and low friction coefficient, making them suitable for various structural engineering applications in different industrial sectors, including automotive, agricultural, railway, pumps, and compressors. In this study, three chemical compositions of graphitic steels were produced: 1%C; 1%C-0.5%Nb; and 2%C-0.5%Nb. In the case of the 2%C composition, a steel with a novel microstructure, containing vermicular graphite, was obtained. The addition of niobium did not significantly influence grain sizes, and dispersed Nb carbides formed along grain boundaries. To enhance their tribological characteristics, surface layers were produced through thermal treatments (laser quenching), thermochemical processes (boriding and thermo-reactive treatments), and laser cladding with Colmonoy. The substrates were subjected to austempering treatments to achieve high mechanical strength. The samples were characterized using laser confocal microscopy, SEM, EDX, XRD, Vickers microhardness tests, and microabrasive wear tests with a fixed sphere. The thermochemical treatments yielded uniform layers with high hardness levels (1800 HV for boriding and 2200 HV for thermo-reactive treatment). These layers, along with the one produced by laser cladding, proved to be highly effective in enhancing the tribological properties of the graphitic steels, resulting in significant increases in wear resistance compared to their respective substrates: 8 a 24 times for boriding, 13 a 40 times for TRD, and 4 a 12 times for laser cladding.

Keywords: Graphitic steels, austempering, vermicular, boriding, thermo-reactive treatments, laser cladding, abrasive wear.

SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	XV
1. INTRODUÇÃO.....	17
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1. Bainita.....	21
2.2. Ferros Fundidos Nodulares Austemperados (ADI – <i>Austempered Ductile Cast Iron</i>)	23
2.3. Aços Grafíticos.....	24
2.3.1. Usos do aço grafítico.....	25
2.4. Efeito da adição de nióbio nos aços grafíticos.....	26
2.5. Ferros fundidos vermiculares.....	26
2.5.1. Obtenção do ferro fundido vermicular.....	29
2.6. Tratamentos Superficiais.....	29
2.6.1. Boretação.....	30
2.6.2. Tratamentos Termo Reativos (TRD).....	32
2.7. Laser.....	38
2.7.1. Têmpera superficial a laser.....	38
2.7.2. Laser Cladding.....	39
2.8. Desgaste.....	40
2.8.1. Desgaste abrasivo.....	41
2.8.2. Efeito do ambiente no desgaste abrasivo.....	41
2.8.3. Desgaste de polimento.....	42
2.8.3.1. Desgaste por polimento com abrasivos.....	43
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	44
3.1. Fluxograma dos trabalhos.....	44
3.2. Fundição.....	45
3.3. Composições químicas.....	46
3.4. Preparação das amostras.....	47
3.5. Tratamentos térmicos dos substratos.....	47
3.5.1. Austêmpera.....	47
3.5.2. Têmpera a laser.....	48
3.6. Produção de camadas.....	48
3.6.1. Laser Cladding.....	48
3.7. Boretação.....	49

3.8.	Boroaustêmpera	49
3.8.1.	Tratamentos termorreativos	49
3.8.2.	Laser Cladding.....	50
3.9.	Caracterização das camadas.....	50
3.9.1.	Microdurezas das camadas	50
3.9.2.	Ensaio de Desgaste microabrasivos (“Calotest”)	51
3.9.3.	Avaliação microestrutural	51
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
4.1.	Análises micrográficas dos substratos.....	53
4.1.1.	Resultados de Difração de Raios-X	60
4.1.2.	Resultados da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e de Espectroscopia por Dispersão de Elétrons (EDS)	62
4.1.3.	Mapeamento dos substratos.....	66
4.2.	Micrografias das camadas	68
4.2.1.	Boretação.....	68
4.2.2.	Tratamento Termorreativo (TRD).....	74
4.3.	Têmpera a laser	79
4.3.1.	Dureza da têmpera a laser.....	80
4.4.	Laser Cladding – Colmonoy	85
4.5.	Durezas	89
4.5.1.	Durezas das amostras austemperadas.....	90
4.5.2.	Perfil de microdurezas.....	90
4.6.	Desgaste	93
4.6.1.	Calotas de desgaste	97
5.	CONCLUSÕES.....	103
6.	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	105
7.	REFERÊNCIAS.....	107

1. INTRODUÇÃO

Ferros fundidos austemperados (ADI – Austempered Ductile cast Iron) têm conquistado considerável espaço em aplicações estruturais de engenharia em várias indústrias, como a automotiva, agrícola, ferrovias e em aplicações como bombas e compressores (Iannitti et al., 2017). Isso se deve às suas vantagens em relação aos aços, como uma melhor usinabilidade (principalmente quando se compara no estado bruto de fundição), melhor amortecimento de vibrações e sons e menor densidade. Eles ainda apresentam boa resistência à tração e ductilidade quando austemperados a temperaturas mais baixas e alta tenacidade e resistência ao desgaste quando austemperados a temperaturas mais elevadas (Fuller, 1985).

Os ADI possuem módulos de elasticidade inferiores aos dos aços tradicionais, devido à presença dos nódulos de grafita, o que limita sua aplicação em alguns casos, como por exemplo quando é usado na produção de peças finas, que são mais suscetíveis à flambagem (Takahashi et al., 1996).

O módulo de elasticidade pode ser aumentado se o volume dos nódulos de grafita nos ADI for diminuído. A total eliminação dos nódulos não seria desejada, já que isso impactaria nas características de usinabilidade. A partir desse pressuposto, foram desenvolvidos os aços grafíticos, que contêm entre 1,0 a 1,5% de carbono e 1,5 a 2,3% de silício, valores inferiores aos dos ADI convencionais, com aproximadamente 3,5% de carbono e 2,5% de silício (Takahashi et al., 1996).

Os aços grafíticos são materiais que contêm grafita em sua microestrutura, além de uma matriz metálica composta principalmente por ferro. Essa combinação confere características únicas aos aços grafíticos, tornando-os uma classe especial de aços com propriedades distintas. A presença de grafita permite que esses materiais apresentem uma maior capacidade de absorver vibrações e choques. Essas propriedades tornam os aços grafíticos especialmente adequados para aplicações em que as resistências mecânicas e ao impacto sejam determinantes, como em várias aplicações estruturais de engenharia, tais como o automotivo, agrícola, ferroviário e no de bombas e compressores. Adicionalmente, a grafita confere aos aços grafíticos uma boa resistência ao desgaste e um baixo coeficiente de atrito, tornando-os uma opção adequada em aplicações tribológicas. A utilização e pesquisa

contínua de aços grafiticos têm resultado em avanços significativos em diversos setores da indústria, contribuindo para a otimização de desempenho e durabilidade de produtos e sistemas (Soufen et al., 2006).

Em pesquisas anteriores conduzidas por nosso grupo, foram obtidos aços grafiticos com notáveis características mecânicas. Com o tratamento de austêmpera, alcançou-se resistências à tração de até 18,5 GPa. No estado bruto de fusão, esses aços apresentaram resistência à tração de até 9 GPa. Esses resultados promissores evidenciam o potencial desses materiais em aplicações que demandam alta resistência mecânica (Soufen et al., 2006; Soufen & Casteletti, 2003).

Tratamentos de endurecimento superficiais podem melhorar significativamente as características tribológicas desses aços, ampliando o campo de utilização e a vida útil de uma peça. Dentre os tratamentos disponíveis, destaca-se a boretação devido a sua simplicidade, baixo custo e as elevadas durezas obtidas (~1800 HV), muito superiores aos dos tratamentos de cementação.

A têmpera superficial a laser, é um processo de tratamento térmico que utiliza um feixe de laser de alta energia para aquecer seletivamente a superfície de um material metálico, seguido por um resfriamento rápido. Essa técnica é amplamente utilizada em aplicações industriais que requerem alta resistência ao desgaste e apresenta diversas vantagens em relação a outras técnicas de tratamento térmico, como maior precisão, controle e repetibilidade, além de minimizar a distorção do material. O processo de têmpera superficial a laser envolve a seleção cuidadosa dos parâmetros do laser, como a potência, a frequência e o tamanho do feixe, bem como a velocidade de movimento do feixe sobre a superfície do material. A seleção adequada desses parâmetros é essencial para obter os resultados desejados em termos de profundidade e uniformidade da camada endurecida (Babu et al., 2011).

O laser cladding é um processo de deposição de material que utiliza um feixe de laser de alta potência para fundir o material de revestimento e o substrato metálico, formando uma camada de revestimento com alta qualidade metalúrgica e aderência ao substrato. Essa técnica é amplamente utilizada em aplicações industriais para reparo e manutenção de peças danificadas e para produção de peças com propriedades melhoradas, como resistência ao desgaste, corrosão e fadiga. O laser cladding apresenta diversas vantagens em relação a outras técnicas de revestimento, como alta precisão, baixa diluição, mínima distorção e menor tempo de processamento. A escolha dos parâmetros de processamento e do material de

revestimento é crítica para obter os resultados desejados. Além disso, as técnicas de controle do processo, como medição de temperatura, monitoramento da geometria do cordão e modelagem térmica, são importantes para garantir a qualidade e a uniformidade do revestimento (Vilar, 2001).

O objetivo deste trabalho consistiu na produção de aços grafiticos com teores variáveis de carbono e nióbio, bem como o uso de diferentes técnicas de engenharia de superfície para a produção e caracterização de camadas resistentes ao desgaste sobre os mesmos.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Bainita

Durante o final dos anos 1920, as pesquisas sobre a transformação isotérmica da austenita em temperaturas acima daquelas em que são obtidas a martensita, mas abaixo daquelas em que a perlita é encontrada, levaram Davenport e Bain (1930) a descobrirem uma nova microestrutura composta por um 'agregado acicular com corrosão escura', que diferia significativamente da perlita ou martensita observada no mesmo aço. Com o passar dos anos, novos estudos foram desenvolvidos e essa microestrutura pôde ser melhor caracterizada e classificada. Em 1934 os pesquisadores nomearam a microestrutura de 'Bainita' em homenagem a Edgar Collins Bain, que iniciou os estudos (Bhadeshia, 2019).

Durante o tratamento isotérmico de austêmpera para produzir a microestrutura bainítica, placas de ferrita nucleiam e crescem nos contornos dos grãos de austenita primária, sendo separadas por finas camadas de austenita rica em carbono. Com o passar do tempo, ocorre a saturação de carbono na austenita, e a difusão do carbono torna-se mais difícil, interrompendo o crescimento das placas de ferrita. Isso possibilita a formação de carbonetos de ferro do tipo ϵ (épsilon) na microestrutura. A austenita remanescente torna-se estável, e o material pode ser resfriado até a temperatura ambiente sem a formação de martensita.

A bainita pode ser classificada em bainita superior (formada a uma temperatura mais alta) e bainita inferior (formada a uma temperatura mais baixa) de acordo com a característica de distribuição dos carbonetos. Apresenta-se na Figura 1 o desenho esquemático de transformação das bainitas superior e inferior.

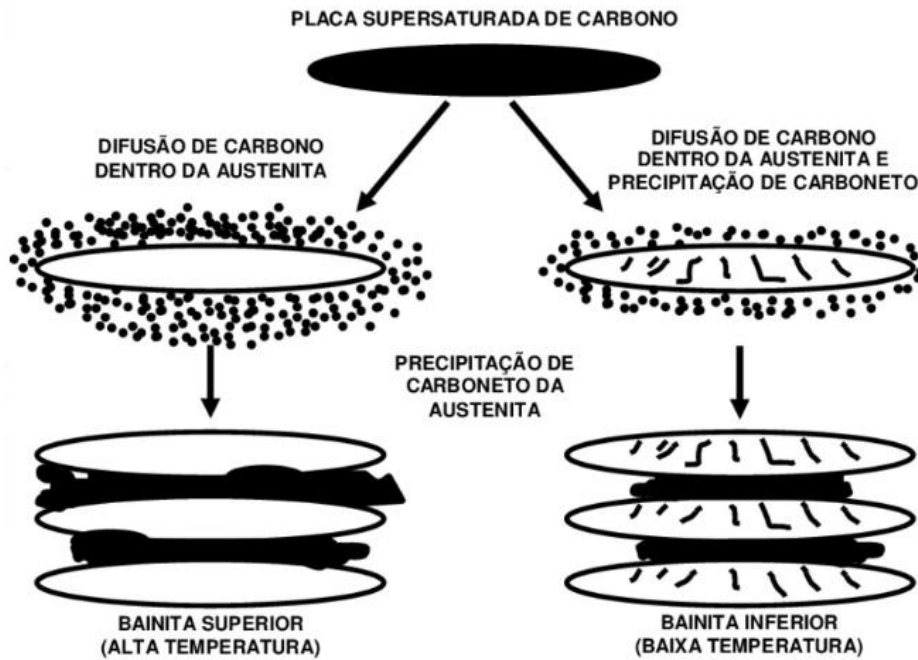


Figura 1 - Desenho esquemática da transição da bainita superior para inferior. (adaptado de (Bhadeshia, 2019))

Em temperaturas elevadas, a difusão do carbono ocorre tão rapidamente que não há possibilidade de precipitação de carbonetos no grão de ferrita, resultando na formação da microestrutura bainítica superior. Posteriormente, o carboneto de ferro precipita gradualmente a partir da austenita enriquecida em carbono residual. À medida que a temperatura de austêmpera é reduzida e o tempo de difusão aumenta, uma parte do carbono precipita como finos carbonetos na ferrita, enquanto o restante atua para precipitar carbonetos entre os grãos de ferrita, formando assim a bainita inferior (Bhadeshia, 2019).

Uma vez que apenas uma fração das partições de carbono na austenita contribui para a formação dos carbonetos entre as placas de ferrita, esses carbonetos são significativamente menores do que os associados à bainita superior. Por esse motivo, a bainita inferior, com sua alta quantidade de microestruturas refinadas, é sempre muito mais tenaz do que a bainita superior, apesar de geralmente apresentar uma maior resistência (Bhadeshia, 2019).

A bainita é uma microestrutura importante em aços carbono que oferece uma combinação favorável de resistência mecânica e tenacidade, tornando-a amplamente utilizada em aplicações que requerem uma combinação equilibrada de propriedades mecânicas. Ela proporciona uma combinação única de alta resistência, tenacidade e capacidade de absorção de energia, tornando-a adequada para

componentes que requerem altas propriedades mecânicas e resistência a impactos. As propriedades mecânicas da bainita podem ser ajustadas por meio do controle da temperatura e tempo de austêmpera. O entendimento e controle da formação da bainita são cruciais para o desenvolvimento e produção de aços com propriedades otimizadas para aplicações específicas.

2.2. Ferros Fundidos Nodulares Austemperados (ADI – *Austempered Ductile Cast Iron*)

Os ferros fundidos nodulares austemperados são uma classe de materiais que passam por um tratamento térmico específico chamado austêmpera, também conhecido como tratamento isotérmico. Esse tratamento resulta em uma microestrutura composta principalmente de bainita retida e austenita, conferindo ao material uma excelente combinação de alta resistência e tenacidade (Bhadeshia & Christian, 1990).

A austêmpera é realizada aquecendo o ferro fundido nodular até a temperatura de austenitização e, em seguida, resfriando-o rapidamente para uma temperatura intermediária na região da bainita superior. Nesse ponto, o material é mantido isoterma e, durante esse período, a austenita se transforma em bainita retida e carbonetos. O resfriamento isotérmico controlado é essencial para permitir que a bainita se desenvolva de forma adequada (J. Davis et al., 1990).

Os ferros fundidos nodulares austemperados são amplamente utilizados em aplicações automotivas e industriais, especialmente para peças que requerem alta resistência, ductilidade e resistência ao impacto. Algumas das aplicações típicas incluem virabrequins, eixos de transmissão, engrenagens, pinos e diversas peças de máquinas e equipamentos (J. Davis et al., 1990).

Tais ferros fundidos podem apresentar relações resistência/peso semelhantes às dos aços de média resistência devido a sua menor densidade ($7,4\text{g/cm}^3$), decorrente da presença de grafita nodular, tendo-o substituído em peças da indústria automotiva como engrenagens e virabrequins, devido a possibilidade de produção dessas peças near-net-shape, com o conseqüente abaixamento de custo (Gao et al., 2016). A grafita presente na forma de nódulos melhora consideravelmente sua tenacidade em comparação com outros tipos de ferro fundido, como o cinzento,

onde esta atua como concentrador de tensões devido a forma dos veios. A grafita atua também como lubrificante, o que facilita a usinagem das peças (Hatate et al., 2001; Li et al., 2017). A austêmpera produz uma estrutura única denominada ausferrita, uma austenita com alto carbono que possui boas propriedades mecânicas, como alta resistência à tração e à fadiga, boa ductilidade e excelente resistência ao desgaste (Putatunda et al., 2006; Sohi et al., 2004; Stokes et al., 2007).

Os ADI apresentam boa conformabilidade no estado líquido e resistência à tração e tenacidade. Porém, devido a presença dos nódulos de grafita, seu módulo de elasticidade é consideravelmente menor que dos aços convencionais (cerca de 20% inferior). Isso pode resultar na flambagem de peças muito finas (Takahashi et al., 1996).

É possível melhorar o módulo de Young do ADI se os teores de carbono e consequentemente dos nódulos de grafita em sua matriz, uma vez que os mesmos apresentam módulo na ordem de 10 GPa, enquanto que o ferro na ordem de 210 GPa (Takahashi et al., 1996).

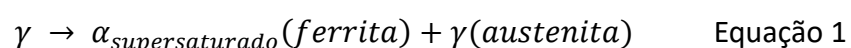
Baseado neste conceito, foram desenvolvidos os aços grafiticos.

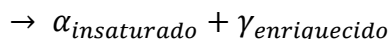
2.3. Aços Grafiticos

A partir da década de 60 iniciaram no Japão as primeiras pesquisas de materiais com redução do teor de grafita, que passaram a ser denominados aços grafiticos. Tais aços apresentam teores de carbono próximos a 1,0% e módulos de elasticidade próximos aos dos aços, com resistência à tração em torno de 15% superiores aos dos ADI (Takahashi et al., 1996).

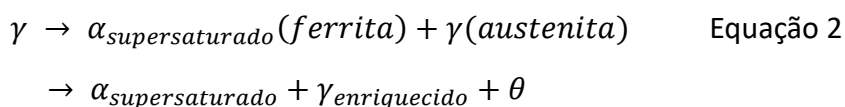
Sua produção é muito semelhante aos dos ferros fundidos nodulares, com adições de cério, magnésio ou cálcio na ordem de 0,5% em peso pouco antes do processo de vazamento, resultando na morfologia da grafita em nódulos (Takahashi et al., 1996).

No tratamento de austêmpera desses aços, ferrita (α) e carbonetos (θ) são formados a partir da austenita (γ) pela transformação bainítica:





A temperatura que difere a transformação de bainita superior da inferior é de aproximadamente 350 °C (620 K) (Bhadeshia & Edmonds, 1979). A bainita inferior apresenta melhores propriedades mecânicas, mas sua transformação completa requer longo tempo de transformação. A concentração de carbono na ferrita (α) supersaturada é da ordem de 0,4%. É um valor menor que a dissolvida na austenita a 900 °C, o que significa que esse carbono precisa ser precipitado na forma de carbonetos. É sabido que os carbonetos precipitam da austenita enriquecida na transformação da bainita superior, e da ferrita supersaturada na transformação da bainita inferior (Bhadeshia & Christian, 1990; Bhadeshia & Edmonds, 1979). Assim, parte do carbono na ferrita bainítica precipita como carboneto e parte dele permanece supersaturado na ferrita, de forma que temos a seguinte transformação intermediária (Takahashi et al., 1996):



2.3.1. Usos do aço grafítico

Diferentemente dos aços carbonos convencionais (como o AISI 1045), que só adquirem uma boa relação de resistência/peso após o tratamento térmico de têmpera e revenido, os aços grafíticos austemperados podem ser fundidos na forma necessária sem a necessidade de ferramental de forjamento, diminuindo significativamente o custo de obtenção da peça desejada. Quando austemperados, os aços grafíticos podem alcançar níveis de resistência mecânica e dureza que rivalizam com os aços convencionais forjados e temperados. A ausência da têmpera elimina as distorções decorrentes do processo, eliminando a necessidade de posterior retífica para corrigir a geometria, o que facilita em muito a utilização de um tratamento superficial de alto desempenho, uma vez que essa correção necessária nos aços convencionais acabaria por retirar a camada depositada. Dessa maneira o aço grafítico austemperado permite a utilização de camadas de alto desempenho por TRD e boretação sem a preocupação das mesmas serem suprimidas durante o processo

de fabricação (Okonogi et al., 1999).

2.4. Efeito da adição de nióbio nos aços grafíticos

Os efeitos das microadições (< 0,1% em peso) de elementos com uma forte tendência à formação de carbonitretos, como vanádio, titânio e nióbio, nas propriedades mecânicas dos aços de baixo teor de carbono ($C < 0,2\%$) são bem conhecidos (Baker, 2016; Gladman, 1976; Uhrenius, 1978). Essas adições podem refinar o grão ferrítico e endurecem a ferrita por meio da precipitação de carbonitretos, resultando em um aumento na resistência mecânica.

2.5. Ferros fundidos vermiculares

Os ferros fundidos vermiculares foram descobertos durante um processo de produção para a obtenção de ferros fundidos nodulares. Em várias aplicações do ferro fundido, como em blocos de motores diesel, coletores de escapamento e outras, é necessário que o material possua um conjunto específico de características, que incluem elevada resistência mecânica, excelente condutividade térmica, tenacidade, ductilidade e a capacidade de amortecimento de vibrações.

O ferro fundido cinzento por possuir grafita na forma lamelar interconectada, confere ao material uma notável condutividade térmica, uma vez que a grafita atua como um eficiente condutor térmico. No entanto, é importante salientar que essa disposição também traz algumas limitações. Ela reduz a resistência mecânica, a ductilidade e a tenacidade do material, devido à presença de descontinuidades na matriz, bem como aos efeitos de entalhe ocasionados pela grafita. Portanto, a escolha do ferro fundido cinzento deve ser cuidadosamente ponderada, levando em consideração as necessidades específicas de cada aplicação (Marquard et al., 1998).

A presença de grafita na forma de nódulos é predominante no ferro fundido nodular, o que evita a formação de descontinuidades acentuadas na matriz e reduz o efeito de concentração de tensões. Essa particularidade confere ao material propriedades mecânicas superiores, como maior resistência, ductilidade e tenacidade, em comparação ao ferro fundido cinzento. No entanto, o ferro fundido nodular

apresenta algumas desvantagens em relação ao ferro fundido cinzento. Por exemplo, ele possui uma menor condutividade térmica, uma vez que os nódulos de grafita não estão interconectados como no ferro fundido cinzento (J. Davis, 1996; Marquard et al., 1998).

O ferro fundido vermicular destaca-se por reunir uma combinação notável de características desejáveis, herdadas tanto do ferro fundido cinzento quanto do nodular. São materiais compostos principalmente de ferro e carbono, com a adição de elementos como silício, magnésio e outros. A sua microestrutura exhibe nódulos finos e alongados de grafita, chamados de vermiculares, em vez dos nódulos esféricos encontrados nos ferros fundidos nodulares. Essa morfologia específica de grafita confere aos ferros fundidos vermiculares propriedades mecânicas superiores, tais como alta resistência e ductilidade. Essas características tornam esses materiais altamente valorizados em aplicações industriais que exigem resistência, tenacidade e capacidade de absorção de impacto, especialmente em setores como automotivo, maquinário pesado e outras aplicações onde peças robustas são requeridas. Além disso, os ferros fundidos vermiculares também apresentam boa usinabilidade e resistência ao desgaste, o que os torna versáteis e amplamente utilizados em diversas aplicações de engenharia (J. Davis, 1996; Marquard et al., 1998).

A Figura 2 apresenta a morfologia típica de um ferro fundido vermicular.

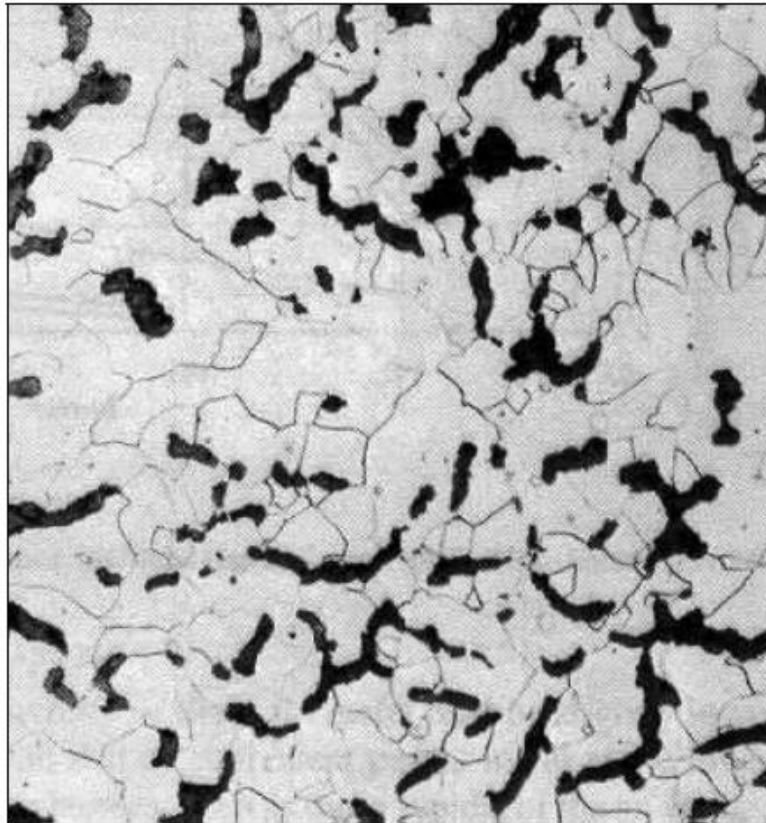


Figura 2 – Micrografia óptica de um ferro fundido vermicular atacado com nital (J. Davis, 1996).

A Tabela 1 compara as características fundamentais dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas médias do ferro fundido vermicular em relação ao cinzento e nodular. Adaptado de (Mocellin, 2002)

Propriedade	Cinzento	Vermicular	Nodular
Resistência a tração [Mpa]	235	500	650
Módulo de elasticidade [GPa]	110	140	165
Resistência à fadiga [MPa]	100	205	265
Condutividade térmica [W/mK]	48	35	28
Dureza [HB]	200	225	270
Tensão 0,2% alongamento	160	380	425

2.5.1. Obtenção do ferro fundido vermicular

O ferro fundido vermicular é obtido por meio de um processo intermediário entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido dúctil, que pode ser feito de duas maneiras distintas:

1- Adição à liga elementos de nodulizantes, como o magnésio (Mg), porém em uma concentração insuficiente para formar o ferro fundido nodular. Isso resulta em um material com características intermediárias entre os dois tipos mencionados. Este método requer um processo de fabricação mais criterioso, envolvendo o uso de equipamentos especiais para garantir a composição química adequada.

2- Adição de elementos nodulizantes em quantidade suficiente para formar o ferro fundido nodular e, ao mesmo tempo, elementos anti-nodulizantes, como o titânio (Ti). Essa segunda alternativa é mais facilmente viável, pois não exige um controle tão rigoroso da quantidade de magnésio na liga. No entanto, implica em uma adição de titânio, o qual pode formar carbonetos e carbonitretos duros, com dimensões da ordem de 5-10 μm , que têm um efeito prejudicial na usinagem.

Além do controle das concentrações de elementos nodulizantes e anti-nodulizantes, são necessários cuidados com os teores de elementos como carbono (C), enxofre (S), silício (Si), velocidade de resfriamento, espessura de parede e outros fatores durante o processo de fabricação. Esses aspectos são cruciais para obter um ferro fundido vermicular com propriedades adequadas e desempenho satisfatório em suas aplicações industriais. (Dawson, 1994; Dowson et al., 1994)

2.6. Tratamentos Superficiais

A superfície de um material é a região de contato do mesmo com o ambiente de trabalho, constituindo-se geralmente na zona de maiores solicitações mecânicas e/ou físicas. O uso de revestimentos ou camadas podem resultar em materiais compostos com características superiores, nos quais o substrato garante a resistência mecânica e a sustentação da camada, que será a responsável pelo desempenho ao desgaste e/ou a corrosão.

Dentre os tratamentos termoquímicos disponíveis, destaca-se o de

boretação devido à sua simplicidade, baixo custo e elevada dureza (~1800 HV) em comparação com os tratamentos tradicionais de cementação (650-950 HV) e nitretação (650-1200 HV), além de melhoramento na resistência à corrosão. Adicionalmente, pode-se realizar o tratamento de austêmpera diretamente da temperatura de boretação (boro-austêmpera), com a consequente economia energética decorrente.

2.6.1. Boretação

O tratamento de boretação promove a difusão do Boro na superfície do material, sob altas temperaturas, formando camadas boretadas de elevadas durezas. Esse processo de endurecimento superficial pode ser realizado nos metais utilizando-se meio gasoso, por plasma, meio líquido (como o bórax fundido) ou por meio de agentes boretantes sólidos (J. R. Davis, 2002).

A superfície tratada apresenta elevada resistência ao desgaste, em especial à abrasão. Os materiais que atuam em condições de desgaste adesivo poderão apresentar também resistência ao desgaste melhorada. Os boretos ainda fornecem elevada resistência à corrosão para os materiais tratados, ampliando assim seu campo de aplicação. A boretação pode ser usada como um revestimento multifuncional em aplicações automotivas, como engrenagens de aço, válvulas, pistões e discos, parafusos, bicos, unidades de engrenagens e bombas (Petrova & Suwattananont, 2007). Há de se destacar ainda que as superfícies boretadas possuem baixa tendência de soldagem a frio, sendo adequadas para ferramentas usadas no forjamento a frio de metais como alumínio e cobre (J. R. Davis, 2002).

Nas ligas ferrosas, os boretos formados nas camadas podem ser FeB (mais externamente) e/ou Fe₂B. Caso os aços sejam ligados, formam-se também boretos dos elementos de liga (ASM International, 1991).

A Tabela 2 lista as diferenças entre as fases FeB e Fe₂B que podem ser formadas nas camadas boretadas de ligas ferrosas.

Tabela 2 - Características das fases FeB e Fe₂B(ASM International, 1991)

	FeB	Fe₂B
Teor de boro (% em massa)	16,23	8,83
Estrutura	Ortorrômbica	Tetragonal de corpo centrado
Parâmetro de rede (Å)	a= 4,053 b= 5,495 c= 2,946	a= 5,078 c=4,249
Densidade (g/cm³)	6,75	7,43
Coeficiente de Expansão Térmica, entre 200 e 600 °C (10⁻⁶ °C⁻¹)	23	7,65
Módulo de elasticidade (GPa)	590	285-295
Microdureza (GPa)	19-21	19-20

O Fe₂B é formado conforme os átomos de boro se difundem para o interior a partir da superfície do substrato. O coeficiente de expansão do Fe₂B é inferior ao do ferro e, portanto, essa fase permanece em compressão depois do tratamento, enquanto que o da fase FeB é superior à do ferro ou Fe₂B e, logo, mantém-se sob tensão. Esta disparidade nas tensões residuais pode resultar na formação de fissuras na zona da interface de FeB – Fe₂B, especialmente quando o componente é submetido a choque térmico e/ou mecânico.(ASM International, 1991; Wang & Chung, 2013). Portanto, a fase Fe₂B é preferível, pois é menos frágil que a FeB, e mantém-se sobre tensões compressivas, que é preferível no caso de revestimentos de alta dureza e baixa ductilidade. No entanto, a presença de pequenas quantidades de FeB não é tão detrimental, desde que não constitua uma camada contínua. Composições de pós e misturas que minimizem a formação de camadas de FeB foram e ainda estão sendo pesquisados(J. R. Davis, 2002).

A forte ligação covalente da maioria dos boretos é a responsável por seus altos valores de ponto de fusão, módulo de elasticidade e dureza (S. Sen et al., 2006). Suas espessuras podem variar de 21 a 380 μm , dependendo dos parâmetros do tratamento como tempo e temperatura, e da presença de elementos de liga no substrato (Ozbek & Bindal, 2002).

Na boretação líquida utiliza-se de um banho de sal contendo uma fonte de boro ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, KBF_4 ou $\text{K}_2\text{B}_4\text{O}_7$) e um agente ativador (B_4C , SiC , Fe-Al ou Al). A maioria dos tratamentos baseia-se na redução de bórax fundido ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$), a temperaturas entre 900 e 950 $^\circ\text{C}$. Banhos de baixo custo contendo bórax com adições de ferro-titânio e alumínio podem ser utilizados para produzir camadas de alta qualidade. Existe também a possibilidade de utilizar apenas a adição de alumínio ao bórax para a produção de camadas de boreto. A camada é então formada pela combinação do ferro presente no substrato com o boro resultante da redução química de bórax pelo alumínio, possibilitando a formação da camada de boreto (ASM International, 1991; Wang & Chung, 2013).

O tratamento de boretação produz camadas com durezas superficiais elevadas (1400 a 2000 HV), altas resistências ao desgaste e baixos coeficientes de atrito (Casteletti et al., 2009, 2013). A combinação de elevada dureza com baixo coeficiente de atrito contribui para o combate aos principais mecanismos de desgaste. A camada boretada apresenta também uma boa resistência à oxidação a temperaturas elevadas, de até 900 $^\circ\text{C}$ (Matiašovský, 1988; Sinha, 1991).

2.6.2. Tratamentos Termo Reativos (TRD)

Aprimorar significativamente o desempenho de peças e componentes é possível através da produção de camadas superficiais com características tribológicas superiores. Dentre os processos de tratamentos superficiais que resultam em revestimentos de carbonetos de elevada dureza, com resistência ao desgaste e à corrosão, destacam-se três métodos conhecidos por sua eficiência e aplicações: Chemical Vapor Deposition (CVD), Physical Vapor Deposition (PVD) e o tratamento termorreativo de difusão (TRD). Este último pode ser realizado em banhos de sal, meio sólido ou leito fluidizado. Essas técnicas oferecem soluções vantajosas para melhorar a durabilidade e a performance de peças e componentes em diversas

aplicações industriais (Arai, 1979; Arai et al., 1987; Lampman, 1991; Orjuela G et al., 2014; U. Sen, 2004).

O processo TRD por imersão em banho de sal foi desenvolvido pela Toyota Motor Corp. no Japão, na década de 1970, com o objetivo específico de solucionar problemas relacionados ao desgaste em aços. Nesse método, utiliza-se bórax (borato de sódio - $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$) fundido com a adição de elementos na forma de pó para a formação de carbonetos. Esses elementos são introduzidos no banho como ferros-ligas ou óxidos, e também é necessário adicionar um agente redutor, como B_4C ou alumínio. Os elementos formadores de carbonetos combinam-se com o carbono presente no substrato para criar camadas de elevada dureza (o substrato deve conter um teor de carbono superior a 0,3% em peso para a produção de carbonetos).

Uma vez que o crescimento das camadas depende da difusão de carbono, o processo requer temperaturas relativamente elevadas, variando entre 800 e 1250 °C, com tempos de tratamento que variam de 10 minutos a 12 horas. A temperatura do banho pode ser selecionada para corresponder à temperatura de austenitização do substrato, o que possibilita a têmpera ou austêmpera direta da peça após o tratamento.

O processo TRD por imersão em banho de sal é uma técnica eficiente e versátil para produzir camadas superficiais com elevada resistência ao desgaste e dureza em aços, permitindo o tratamento de uma variedade de peças e componentes utilizados em diversas aplicações industriais (Arai, 1979; Arai et al., 1987; Fernandes et al., 2015; Lampman, 1991; Natarajan, 2015; U. Sen, 2004).

O tipo de camada produzida pode ser previsto considerando as energias livres de formação de carboneto e de óxido relativas ao elemento dissolvido. A Figura 3 ilustra um gráfico que mostra a relação entre as energias livres de formação dos elementos adicionados a um banho de bórax e os tipos de camadas obtidas em um aço carbono a 1000 °C (Arai et al., 1987).

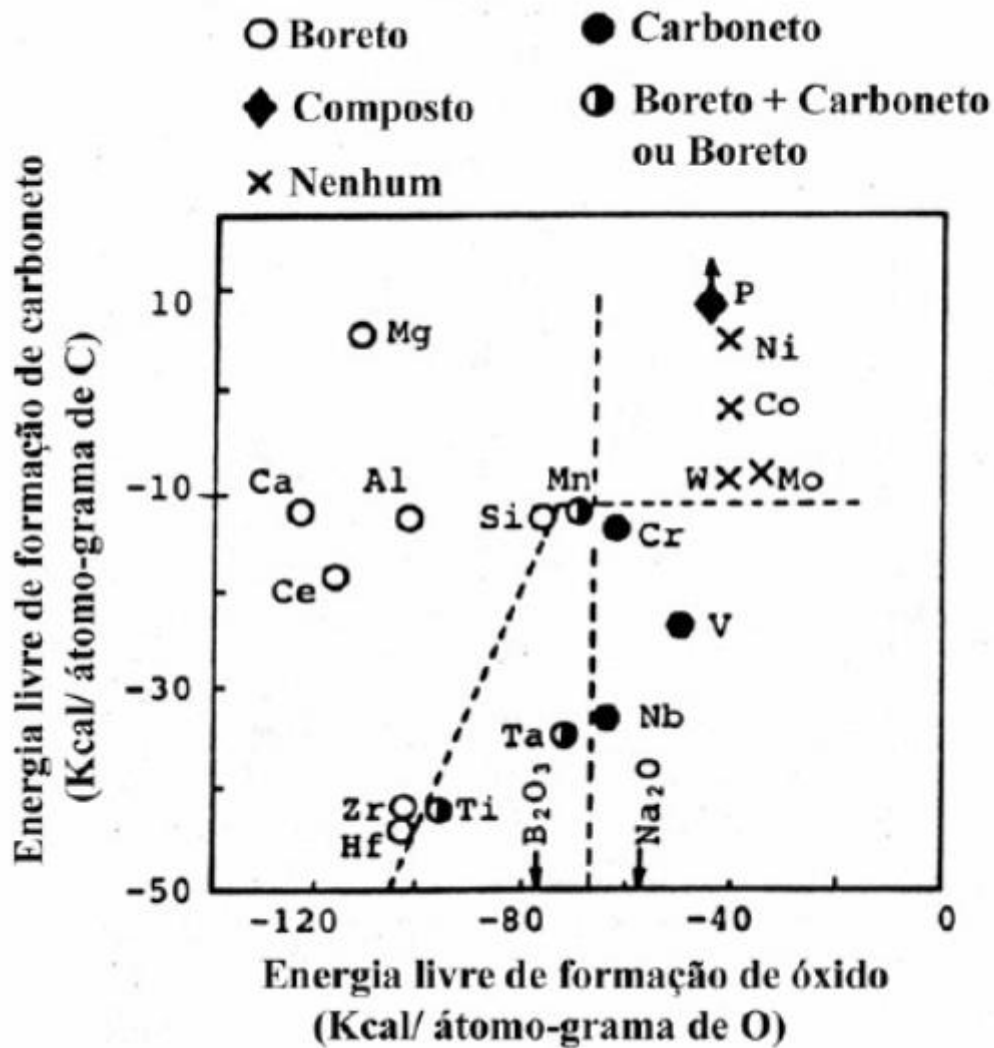


Figura 3 - Relação entre os tipos de camadas produzidas em um aço de elevado teor de carbono, em banho de bórax, e as energias livres de formação de óxidos e de carbonetos do elemento adicionado. Fonte (Arai et al., 1987)

Nesse gráfico, é possível observar como as diferentes energias livres de formação dos elementos influenciam o processo de tratamento termorreativo de difusão (TRD) e, conseqüentemente, o tipo de camada resultante.

Entre os elementos utilizados nos banhos de sal, o cromo, vanádio e nióbio são considerados bons aditivos para a produção de camadas, uma vez que apresentam baixas energias livres para a formação de carbonetos, além de energias livres de formação de óxido superiores às do B₂O₃. Outros elementos, como manganês, tântalo e titânio, possuem energias livres de formação de carbonetos e óxidos relativamente baixas, o que permite a ocorrência da reação de redução do B₂O₃ e a subseqüente dissociação dos átomos de boro, possibilitando a formação de

boretos e carbonetos (Arai et al., 1987).

No entanto, se o elemento dissolvido possuir elevadas energias livres de formação de óxido e de carboneto, não ocorre a formação de camadas. Isso é o caso para elementos como níquel, cobalto, tungstênio e molibdênio, que não permitem a criação das camadas desejadas durante o tratamento termorreativo de difusão (TRD) (Arai et al., 1987).

As camadas produzidas por tratamentos TRD, com espessuras aproximadas de 5 a 15 μm , possuem aplicações similares às dos revestimentos obtidos por CVD ou PVD. A Figura 4 apresenta os valores de microdureza Vickers obtidos para camadas produzidas por diferentes tratamentos superficiais. Observa-se que as camadas de carbonetos de nióbio (NbC) e vanádio (VC) obtidas por tratamentos TRD exibem durezas similares às do TiC obtido por CVD e PVD. Além disso, o processo TRD envolve equipamentos relativamente mais simples, não requerendo vácuo ou atmosfera controlada, o que o torna uma opção de baixo custo e de fácil operação (Arai, 1979; Arai et al., 1987; Lampman, 1991; Orjuela G et al., 2014; U. Sen, 2004).

Essa vantagem torna o tratamento termorreativo de difusão (TRD) uma alternativa atraente e acessível para a produção de camadas superficiais com excelentes propriedades tribológicas e de resistência. As camadas formadas por TRD demonstram alto desempenho em diversas aplicações industriais, proporcionando melhoria na durabilidade e eficiência de componentes sujeitos a desgaste e corrosão (Arai, 1979; Arai et al., 1987; Lampman, 1991; Orjuela G et al., 2014; U. Sen, 2004).

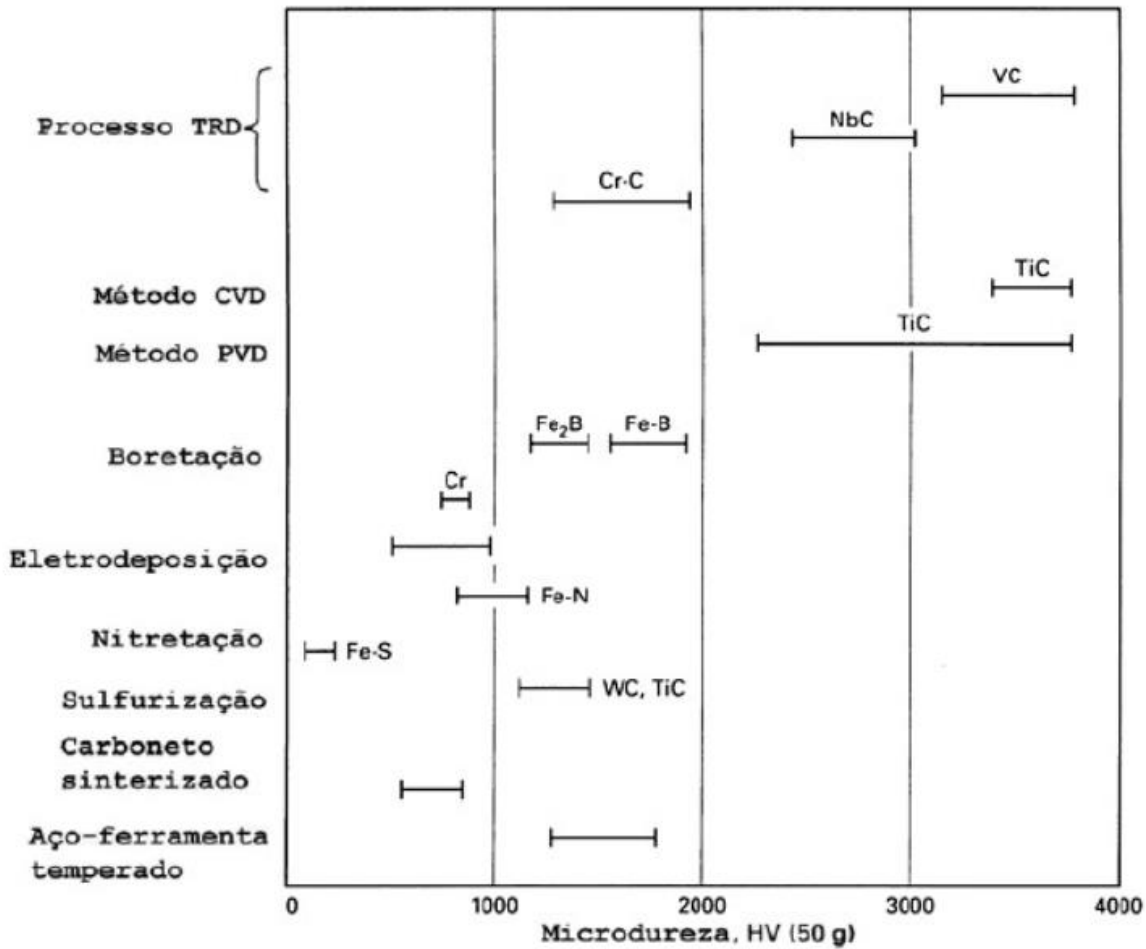


Figura 4 - Valores de microdurezas Vickers de camadas de carbonetos produzidas por TRD em relação a outros processos de endurecimento superficial (Lampman, 1991).

A Figura 5 ilustra a camada de carboneto produzida em um aço AISI D2 por meio do tratamento TRD em um banho de bórax contendo ferro-vanádio e alumínio. A análise por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) por raios-X em linha é apresentada para a camada, fornecendo informações sobre a composição química da estrutura formada.

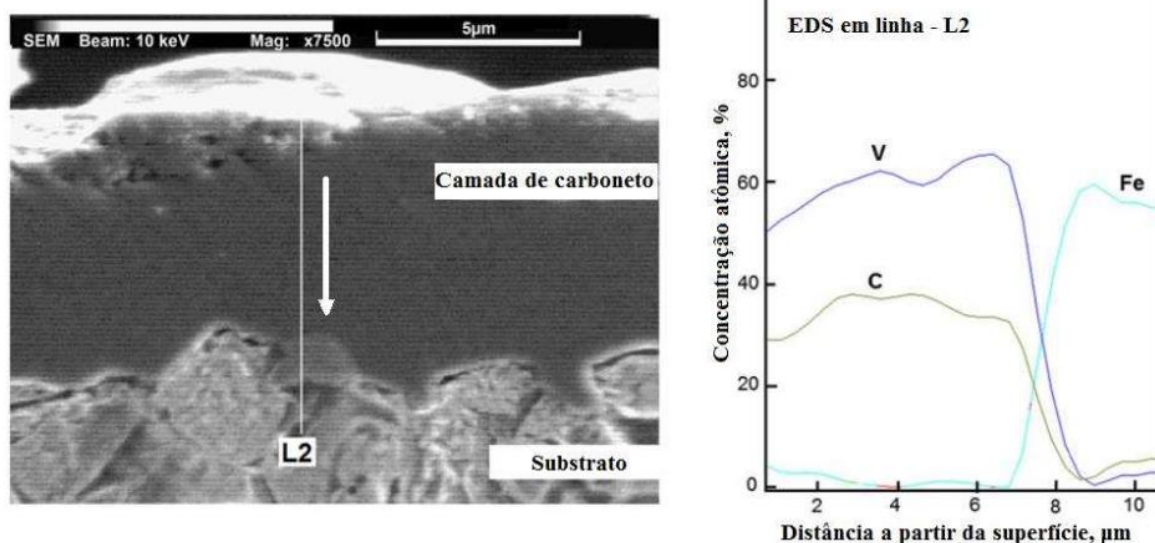


Figura 5 - Micrografia eletrônica de varredura e análise de EDS por raios-X em linha da secção transversal de um AISI D2 após o tratamento TRD FeV a 1000 °C por 4h. (Matijević, 2013)

Verificou-se que a camada produzida apresenta elevados teores de vanádio e carbono, o que indica a presença de carbonetos de vanádio. Na interface entre a camada e o substrato, foi observada uma diminuição acentuada de ambos os elementos, juntamente com um grande aumento do teor de ferro. O autor notou que não ocorreu difusão entre os átomos de vanádio e ferro, o que pode explicar a formação da camada sem zona de transição (Matijević, 2013).

Os tratamentos TRD têm ampla aplicação na produção de camadas em diversas peças e componentes industriais, especialmente em situações em que o desgaste e a corrosão podem causar danos significativos. Entre as principais aplicações do TRD destacam-se:

- Moldes de aços ferramenta utilizados para forjamento ou estampagem de chapas (conformação mecânica).
- Peças de equipamentos utilizados no processamento de materiais não metálicos, como borracha, plásticos, cerâmicas, papéis, madeira, vidro e fibras sintéticas.
- Partes de alguns componentes utilizados em automóveis, motocicletas e bicicletas.

Em todas essas aplicações, o tratamento termorreativo de difusão é uma opção eficiente e econômica para melhorar as propriedades superficiais das peças e

componentes, proporcionando maior resistência e durabilidade em ambientes desafiadores e sujeitos a desgaste e corrosão. Isso resulta em produtos finais de alta qualidade e com maior vida útil, tornando o TRD uma técnica valiosa e amplamente utilizada na indústria (Natarajan, 2015).

2.7. Laser

2.7.1. Têmpera superficial a laser

A têmpera superficial a laser é um processo de tratamento térmico que visa melhorar as propriedades mecânicas de uma superfície específica de um material, tornando-a mais resistente ao desgaste e de elevada dureza. Nesse processo, um feixe de laser de alta energia é focalizado na superfície do material alvo, gerando uma rápida elevação de temperatura apenas na camada superficial, enquanto o núcleo permanece relativamente frio (Selvan et al., 1999).

Quando o feixe de laser é aplicado à superfície do material, ocorre um rápido aquecimento seguido por um resfriamento extremamente rápido. Isso cria um gradiente de temperatura acentuado entre a superfície endurecida e o núcleo do material. Como resultado, a superfície atinge uma estrutura martensítica ou bainítica, que é mais dura e resistente ao desgaste em comparação com o núcleo, que geralmente mantém sua estrutura original (A. S. M. International. H. Committee, 1994).

A têmpera superficial a laser é frequentemente utilizada para melhorar a vida útil e a durabilidade de componentes mecânicos, como engrenagens, eixos, rolamentos e ferramentas de corte, que estão sujeitos a desgaste intenso e solicitações mecânicas significativas. Esse processo oferece vantagens, como controle preciso da profundidade de endurecimento, evitando deformações excessivas e minimizando o risco de rachaduras ou falhas (A. S. M. H. Committee, 1991).

Adicionalmente, a têmpera superficial a laser é um processo flexível, permitindo que áreas específicas do componente sejam tratadas conforme necessário, oferecendo maior controle sobre a aplicação das propriedades mecânicas aprimoradas. É importante selecionar cuidadosamente os parâmetros do laser, como potência, taxa de varredura e tempo de exposição, para garantir o resultado desejado

e evitar danos ao material (Meyers et al., 1994).

2.7.2. Laser Cladding

O laser cladding é uma técnica avançada de revestimento de superfície que usa um feixe de laser de alta potência para fundir o material de revestimento e o substrato metálico, formando uma camada de revestimento com alta qualidade metalúrgica e aderência ao substrato. O processo envolve o uso de um pó ou fio de metal que é alimentado por uma tocha de plasma ou por um sistema de alimentação de material para a região fundida pelo laser, que cria uma poça de fusão onde o material se funde e se mistura com o substrato metálico para formar a camada de revestimento (Vilar, 2001).

A Figura 6 apresenta um esquema de como funciona a técnica.



Figura 6 - Esquema de funcionamento da técnica de laser cladding (Bartkowski et al., 2018)

A técnica de laser cladding é amplamente utilizada na indústria para reparo e manutenção de peças danificadas e para produção de peças com propriedades melhoradas, como resistência ao desgaste, corrosão e fadiga. A aplicação de revestimentos com o laser cladding pode melhorar significativamente a vida útil das peças e reduzir o tempo de inatividade da máquina. A técnica é aplicável em diversos setores, como aeroespacial, automotivo, de construção e energia (Bartkowski et al., 2018).

Uma das principais vantagens do laser cladding em relação a outras técnicas de revestimento é a alta precisão. O laser permite a criação de revestimentos

com espessuras uniformes e geometrias complexas com alta precisão. Além disso, o laser cladding produz uma zona termicamente afetada (ZTA) relativamente pequena em comparação com outras técnicas de revestimento, o que reduz a distorção do material e o risco de trincas e porosidade. A escolha do material de revestimento e dos parâmetros do processo é crítica para obter os resultados desejados, deve-se levar em consideração as propriedades desejadas, como resistência ao desgaste, corrosão e fadiga, além da compatibilidade com o substrato metálico. Os parâmetros do processo, como a potência do laser, a taxa de alimentação de material e a velocidade de movimentação do laser, devem ser ajustados para garantir uma fusão completa do material de revestimento com o substrato e minimizar a distorção e as tensões residuais na peça. As técnicas de controle do processo, como medição de temperatura, monitoramento da geometria do cordão e modelagem térmica, são importantes para garantir a qualidade e a uniformidade do revestimento. A medição da temperatura da poça de fusão pode ajudar a controlar o tamanho e a profundidade da poça, além de prevenir a formação de trincas e porosidade. O monitoramento da geometria do cordão durante o processo de revestimento pode ajudar a garantir que a geometria da camada de revestimento esteja dentro das tolerâncias especificadas. A modelagem térmica pode ajudar a otimizar os parâmetros do processo e prever a qualidade do revestimento (Zhu et al., 2021).

2.8. Desgaste

Desgaste pode ser definido como uma perda progressiva de material da superfície de um corpo pela ação mecânica de agentes externos que estejam em contato com o mesmo. Ele consiste numa das principais causas de falhas e perdas de componentes mecânicos e estruturais no mundo, e sua atenuação apresenta grande interesse econômico para a maioria das indústrias (Bayer, 1994; Stachowiak, 2006; Stachowiak & Batchelor, 2013).

2.8.1. Desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo é um fenômeno comum em diversas indústrias, como a metalúrgica, mineradora, petroquímica, automotiva, entre outras, sendo responsável por aproximadamente 60% das perdas por desgaste. Ele ocorre em superfícies que estão em contato com o ambiente externo ou com outras peças em movimento, como engrenagens, rolamentos, válvulas, tubulações e ferramentas de corte [wear 530] (Bayer, 1994; Stachowiak, 2006; Stachowiak & Batchelor, 2013).

As principais causas do desgaste abrasivo são o atrito entre as partículas abrasivas e a superfície, bem como o impacto repetitivo das partículas na mesma área. Isso resulta em uma perda gradual de material na superfície, levando ao desgaste e à diminuição da vida útil das peças e componentes (Bayer, 1994; Stachowiak, 2006; Stachowiak & Batchelor, 2013).

Existem diversas formas de minimizar o desgaste abrasivo e aumentar a resistência das superfícies. Uma delas é a aplicação de tratamentos superficiais, que forma camadas de maior dureza e resistência. Outras técnicas incluem o uso de revestimentos duros, lubrificação adequada e o uso de materiais mais resistentes ao desgaste (Blau, 1992).

O estudo e a compreensão do desgaste abrasivo são essenciais para o desenvolvimento de materiais e tecnologias mais duráveis e eficientes, garantindo a qualidade e a confiabilidade dos produtos e processos industriais. Além disso, a minimização do desgaste abrasivo contribui para a redução de custos de manutenção e substituição de peças, resultando em um melhor desempenho e maior economia para as indústrias (Blau, 1992).

2.8.2. Efeito do ambiente no desgaste abrasivo

O efeito do ambiente no desgaste abrasivo é um fator crucial para determinar a taxa de desgaste e a degradação dos materiais. A presença de certas condições ambientais pode influenciar significativamente o processo de desgaste e alterar o desempenho dos materiais em condições abrasivas. Vários fatores ambientais desempenham um papel no desgaste abrasivo:

- Umidade Atmosférica: O efeito da umidade atmosférica no desgaste

abrasivo está longe de ser claro, e existem resultados contraditórios. Larsen-Basse ((Larsen-Basse, 1975; Larsen-Basse & Sokoloski, 1975) estudou o efeito da umidade atmosférica no desgaste abrasivo em uma variedade de metais puros e aços. Ao utilizar abrasivo de carboneto de silício (SiC), o desgaste aumentou com o aumento da umidade, alcançando um máximo de 65% de umidade relativa. Esse aumento é atribuído à fratura assistida pela umidade, das partículas abrasivas de SiC, resultando em arestas afiadas frescas que cortam a superfície do material.

- Temperatura: Temperaturas elevadas podem acelerar o desgaste abrasivo, promovendo reações químicas, transformações de fase e amolecimento de materiais, tornando-os mais suscetíveis às forças abrasivas.

2.8.3. Desgaste de polimento

O termo desgaste por polimento é usado para descrever interações entre dois sólidos que removem material ao mesmo tempo em que produzem um acabamento polido na superfície de pelo menos um deles. Ele refere-se a uma superfície espelhada que reflete a luz. A luz refletida de superfícies reais, que são irregulares em uma escala microscópica, consiste em dois componentes: a reflexão especular ou regular e a reflexão difusa. A componente especular consiste em raios refletidos em uma faixa estreita de ângulos, o mesmo ângulo que o ângulo de incidência; esses raios são necessários para a produção de imagens refletidas nítidas. A componente difusa consiste em raios refletidos ou dispersos em uma faixa de ângulos centrada no ângulo de reflexão especular. O feixe incidente é difratado de muitos centros na superfície, e o feixe emergente é o resultado líquido das interações entre esses raios difratados. A reflexão especular ocorre quando os raios difratados se reforçam no ângulo apropriado e se cancelam em todos os outros ângulos. Para sulcos paralelos regulares em uma superfície plana ideal, esse fenômeno é possível apenas quando o espaçamento dos centros em que ocorre a difração é menor que o comprimento de onda da luz incidente (cerca de 500 nm para a luz visível). No entanto, a análise da refletividade de superfícies de engenharia reais, como as usinadas com abrasivos, é complicada pela sua topografia complexa, com o espaçamento, profundidade e contorno dos sulcos de rugosidade variando em uma ampla faixa

(Kato, 2018).

A presença de polimento em uma superfície requer que ela reflita especularmente uma grande proporção da luz incidente, mas o grau de reflexão e o ângulo de visão são requisitos muito subjetivos. Portanto, não pode haver uma distinção clara entre superfícies polidas e não polidas, definidas tanto por sua refletividade quanto por sua topografia. Em geral, as rugosidades em uma superfície razoavelmente bem polida, preparada com abrasivos, consistem de sulcos espaçados a 100 nm com uma inclinação lateral de 100° e um comprimento pelo menos várias ordens de magnitude maior que a largura dos sulcos. Uma vez que as superfícies polidas e não polidas diferem apenas em grau, pode-se concluir que o desgaste de polimento deve ser considerado apenas como um caso especial de certos processos básicos de desgaste. No entanto, existem mecanismos de desgaste únicos que precisam ser considerados. Infelizmente, o desgaste de polimento encontrado em sistemas de engenharia complexos não foi extensivamente estudado; entretanto, sistemas simples operados com a intenção deliberada de produzir um polimento específico foram estudados, mas apenas em extensão limitada. Pode-se considerar dois casos de desgaste por polimento: polimento deliberado e desgaste por polimento; o objetivo de um é maximizar a taxa de remoção de material (TRM), e o do outro é minimizar a taxa de remoção de material (Gardos & Hardisty, 1993; Kato, 2018).

2.8.3.1. Desgaste por polimento com abrasivos

A ação abrasiva é uma das causas mais comuns do desgaste por polimento. Nesse contexto, o desgaste por polimento pode ser considerado um caso especial de desgaste abrasivo, que geralmente produz superfícies com reflexão difusa, devido ao pequeno tamanho das partículas abrasivas (Totten, 1992).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Fluxograma dos trabalhos

A Figura 7 apresenta o fluxograma dos trabalhos realizados.

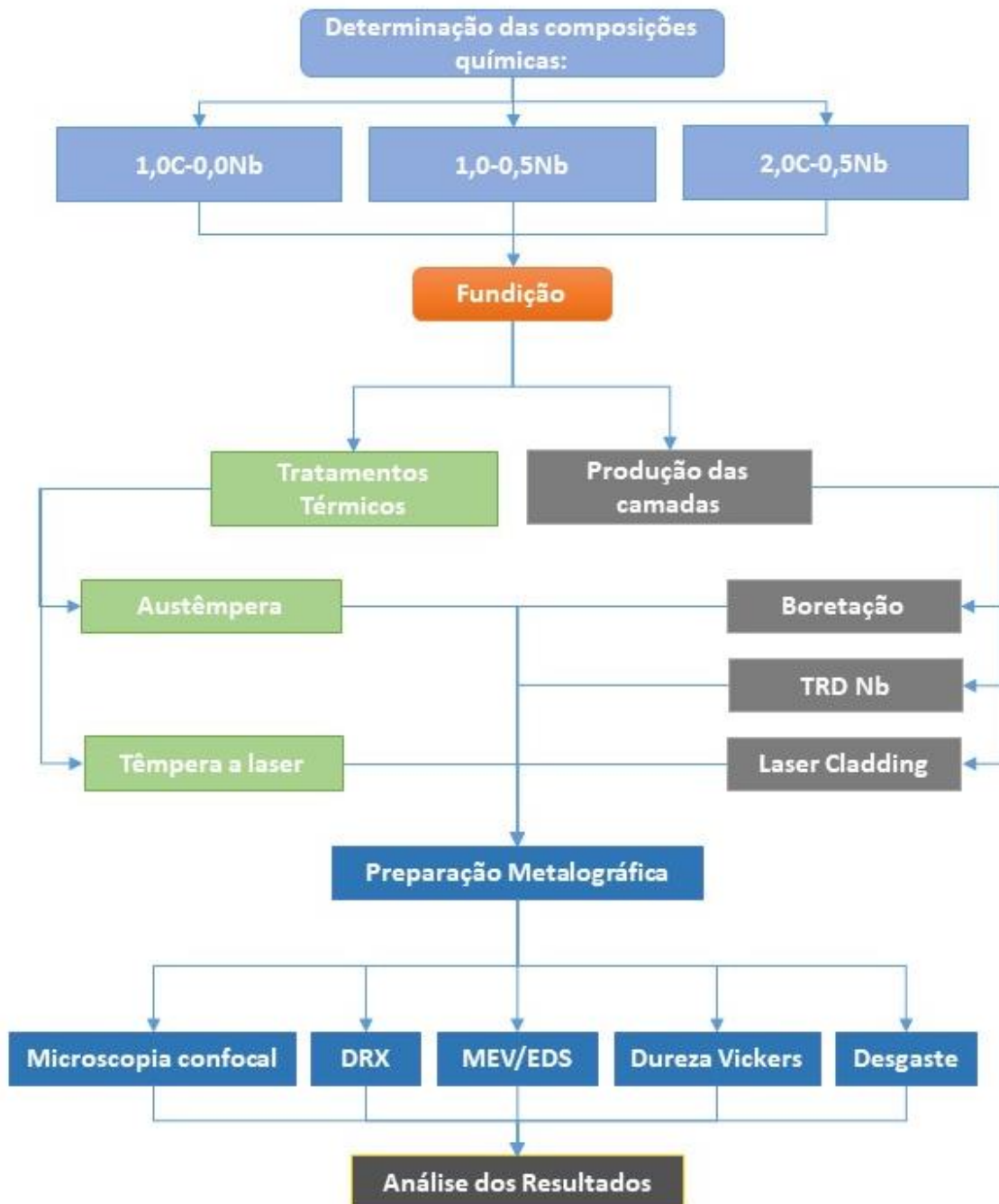


Figura 7 – Fluxograma dos trabalhos realizados

3.2. Fundição

Essas corridas foram realizadas pela Baldan Implementos Agrícolas em Matão. O processo de fundição é ilustrado pelas Figuras 7 a 10, seguindo a norma ASTM A897/A897M (International, 16 C.E.). A cada corrida, eram adicionados 0,5% de Fe-Si-Ca para a modularização da grafita.



Figura 8 – Molde de areia para fundição



Figura 9 – Forno usado para fundição

1	0,87	2,26	0,37	0,02	0,01	0,09	0,03	0,02	0,15	-	Balanço
2	1,02	2,39	0,38	0,02	0,01	0,08	0,03	0,02	0,16	0,55	Balanço
3	2,01	2,43	0,38	0,02	0,01	0,08	0,03	0,01	0,15	0,52	Balanço

Os tratamentos foram realizados usando-se amostras desses materiais. Com relação a corrida com 2% de C, não se encontra na literatura referência a respeito de uma liga com esse teor, que se situa entre os dos ferros fundidos nodulares e os aços grafiticos. Esse teor de carbono foi usado para se verificar a influência do mesmo na quantidade e morfologia da grafita.

3.4. Preparação das amostras

Todas as amostras utilizadas foram cortadas dos lingotes utilizando-se um cut-off. Elas passaram por lixamento com lixas na sequência 80→120→220→400→600 “*mesh*” e polimento com óxido de cromo e alumina 1µm.

As amostras foram atacadas com Nital 2%.

3.5. Tratamentos térmicos dos substratos

3.5.1. Austêmpera

Os tratamentos térmicos de austêmpera foram realizados com austenitização a 900°C e tratamento isotérmico em fundido sal AS-140, fabricado pela empresa Durferrit do Brasil Química Ltda. Os tratamentos de austêmpera foram realizados nas temperaturas de 240°C, 270°C e 300 °C, com tempo de permanência no banho de 2,5 horas. A Figura 12 – Esquema do tratamento de austêmpera realizado ilustra o procedimento descrito.

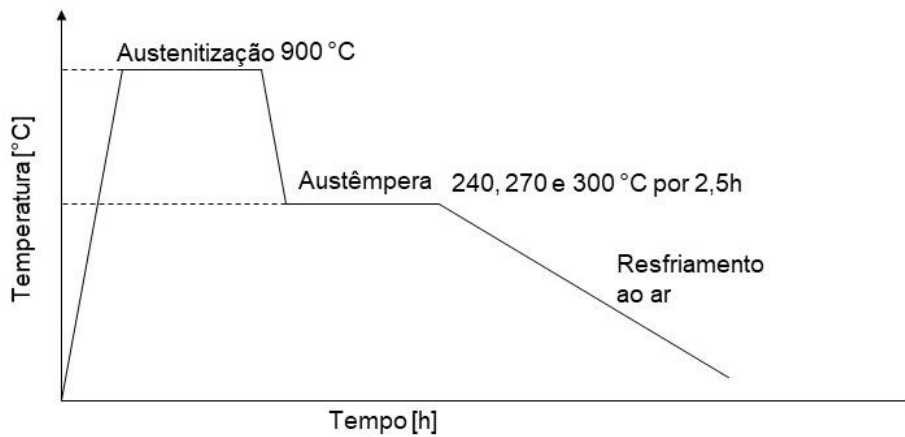


Figura 12 – Esquema do tratamento de austêmpera realizado

3.5.2. Têmpera a laser

A têmpera a laser foi realizada utilizando uma máquina de manufatura aditiva DED (*Directed Energy Deposition*) de 5 eixos (Modulo 250, produzida pela BeAM Inc.), equipada com uma bocal coaxial para alimentação de pó e um laser de fibra Nd:YAG (Modelo YLR-1000-MM-WC-Y14, produzido pela IPG Photonics Inc.) com comprimento de onda de 1070 nm e tamanho de ponto de 0,8 mm no foco. A máquina encontra-se instalada no Núcleo de Manufatura Avançada, laboratório do Departamento de Engenharia de Produção da EESC-USP. Para o processo, foi utilizado gás argônio com as seguintes vazões: 3 l/min no fluxo central e 6 l/min no fluxo de moldagem, que são os parâmetros recomendados pela BeAM Inc. Os parâmetros de têmpera a laser foram os seguintes: potência do laser variando de 50W entre 300W e 600W. As velocidades de varredura foram de 300, 600, 1200 e 2400 mm/min.

3.6. Produção de camadas

3.6.1. Laser Cladding

Utilizou-se para a deposição uma liga em pó do tipo Colmonoy 88 SW

(0,8C-15Cr-3,5Fe-4Si-16,5W-3B-57Ni) com tamanho de partícula variando de 45 a 90 μm . Tal liga apresenta normalmente um excelente desempenho tribológico e 'a corrosão. A adição de um ligante (PVA) a esse pó resultou numa lama que foi depositada sobre os substratos em estudo. Após a secagem, tal lama foi fundida por um feixe laser com potência 300W e velocidade de varredura de 600 mm/min.

3.7. Boretação

O tratamento de boretação dos substratos foi também selecionado por produzir camadas de elevadas durezas e resistência 'a corrosão.

Para o tratamento de boretação, foi utilizado um banho de sal fundido composto por bórax (borato de sódio P.A.: $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$) e alumínio (10% em peso). Ele foi realizado em um forno do tipo poço com aquecimento por resistência elétrica, na temperatura de 900 °C, e tempo de tratamento de 4h.

3.8. Boroaustêmpera

Utilizou-se o tratamento de boroaustêmpera, que consistiu do tratamento de austenitização das amostras seguido de resfriamento direto no sal de austêmpera, com a consequente economia energética.

Para o tratamento de boroaustêmpera foi usado o mesmo equipamento do tratamento de boretação, com a temperatura de 900 °C e tempo de tratamento de 4horas. O tratamento isotérmico posterior utilizou as mesmas condições da austêmpera (sal AS-140, temperatura de 300 °C e tempo de 2,5 horas.

3.8.1. Tratamentos termorreativos

Foram realizados tratamentos termorreativos de difusão (TRD) nas 3 composições de aços utilizados. Os banhos de sal para os tratamentos TRD foram compostos por 81% de bórax (borato de sódio: $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$), 16% de ferro-nióbio e 3% de alumínio. O ferro-nióbio foi adicionado ao banho na forma de pó, com partículas de tamanho inferior a 45 μm . Os tratamentos foram conduzidos à temperatura de 1000 °C, com um tempo de permanência de 2 horas.

Para preparar o banho de sal, o bórax foi fundido em um cadinho de aço inoxidável AISI 316, com dimensões Ø 80 mm por 120 mm de comprimento, a uma temperatura de 900 °C, e o ferros-nióbio e alumínio foram adicionados gradualmente. Uma haste de aço carbono com agitação constante foi utilizada para homogeneizar o banho, garantindo a dissolução adequada dos aditivos.

As amostras, antes dos tratamentos, foram lixadas com lixas de SiC até a grana de 400 mesh e limpas em banho ultrassônico com álcool etílico. Em cada tratamento, cinco amostras foram colocadas no banho de sal, posicionadas equidistantemente. Os tratamentos foram conduzidos no mesmo forno usado para o tratamento de boretação.

Para o tratamento de austêmpera subsequente, utilizou-se o sal AS-220, fornecido pela empresa Durferfrit do Brasil Química Ltda. As condições para os tratamentos de austêmpera foram temperatura de 300 °C, com um tempo de permanência no banho de 4 horas. O sal de austêmpera foi depositado e fundido em um cadinho de aço inoxidável AISI 316, com dimensões Ø 110 mm por 160 mm de comprimento.

3.8.2. Laser Cladding

Utilizou-se para a deposição uma liga em pó do tipo Colmonoy 88 SW (0,8C-15Cr-3,5Fe-4Si-16,5W-3B-57Ni) com tamanho de partícula variando de 45 a 90 µm. Tal liga apresenta normalmente um excelente desempenho tribológico e 'a corrosão. A adição de um ligante (PVA) a esse pó resultou numa lama que foi depositada sobre os substratos em estudo. Após a secagem, tal lama foi fundida por um feixe laser com potência 300W e velocidade de varredura de 600 mm/min.

3.9. Caracterização das camadas

3.9.1. Microdurezas das camadas

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados em um microdurômetro digital conforme norma ASTM E 384 (American Society for Testing and Materials, 2010), com cargas variando de 50 a 300 gf. Foram feitas 10 medições

em cada amostra para a obtenção da dureza média.

3.9.2. Ensaio de Desgaste microabrasivos (“Calotest”)

Os ensaios de desgaste microabrasivos são particularmente adequados para a avaliação de camadas devido à pequena penetração e área envolvida. O mecanismo de desgaste abrasivo corresponde a cerca de 60% dos tipos de desgaste.

Nos ensaios de desgaste microabrasivos utilizou-se corpos de prova com as dimensões de 25mm x 25mm x 12mm. As superfícies a serem ensaiadas foram lixadas até a lixa 600. Em seguida foi realizado o ensaio tipo “calotest”. Uma esfera de aço AISI 52100 temperado e revenido, com uma dureza de 63 HRc e com diâmetro de 25,4 mm, acionada pelo eixo motriz, deslizava contra a amostra, com uma carga de 2,79 N. A velocidade de rotação na esfera foi de 400 rpm. Utilizou-se tempos de ensaios de 5, 10, 20 e 40 min para cada material estudado, que resultaram em distâncias de deslizamento de 160, 320, 640 e 1280 m, respectivamente.

Uma solução abrasiva composta de água destilada e de SiC de granulometria 25 m na proporção de 0,1g/ml foi utilizada. Essa solução era aplicada sobre a esfera a uma taxa de 4 gotas por minuto.

Por meio da medição dos diâmetros das calotas geradas nos corpos de prova, determinou-se a perda de volume de material durante o ensaio para posterior comparação do desempenho dos revestimentos, utilizando-se a Equação 3.

$$V = \frac{\pi b}{64R} \quad \text{para } b \ll R \quad \text{Equação 3}$$

Onde;

V: volume de material removido

R: raio da esfera;

b: diâmetro da calota produzida na amostra;

3.9.3. Avaliação microestrutural

Para a avaliação dos mecanismos de desgaste ocorridos nos ensaios, e

a avaliação das calotas produzidas nos ensaios, foram utilizadas a MEV e microscopia confocal a laser.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Análises micrográficas dos substratos

Apresenta-se na Figura 13 as micrografias das amostras no estado brutas de fundição:

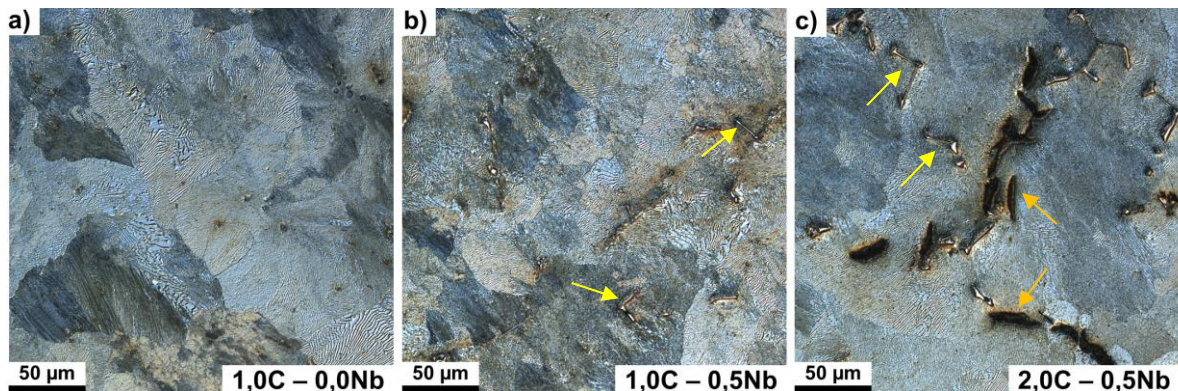


Figura 13 - Micrografias das amostras brutas de fundição. Setas amarelas indicam os carbonetos de nióbio e setas laranjas veios de grafita. a) 1,0C-0,0Nb b) 1,0C-0,5Nb e c) 2,0C-0,5Nb

Observa-se que todas as amostras brutas de fundição apresentaram uma microestrutura perlítica. Nas amostras com 0,5% de nióbio, verifica-se a presença de carbonetos de nióbio, enquanto nas amostras com 2% de carbono, pode ser observada a grafita vermicular, que podem ser observados com melhor detalhamento nas Figuras 16 e 17. Tal morfologia vermicular foi obtida em condições de processamento simples, com o uso de cálcio, ao contrário dos ferros fundidos vermiculares de alta complexidade.

Apresenta-se nas Figuras 14, 15 e 16 as microestruturas dos aços grafiticos com teores variáveis de C e Nb, submetidos ao tratamento de austêmpera a 240, 270 e 300 °C, respectivamente:

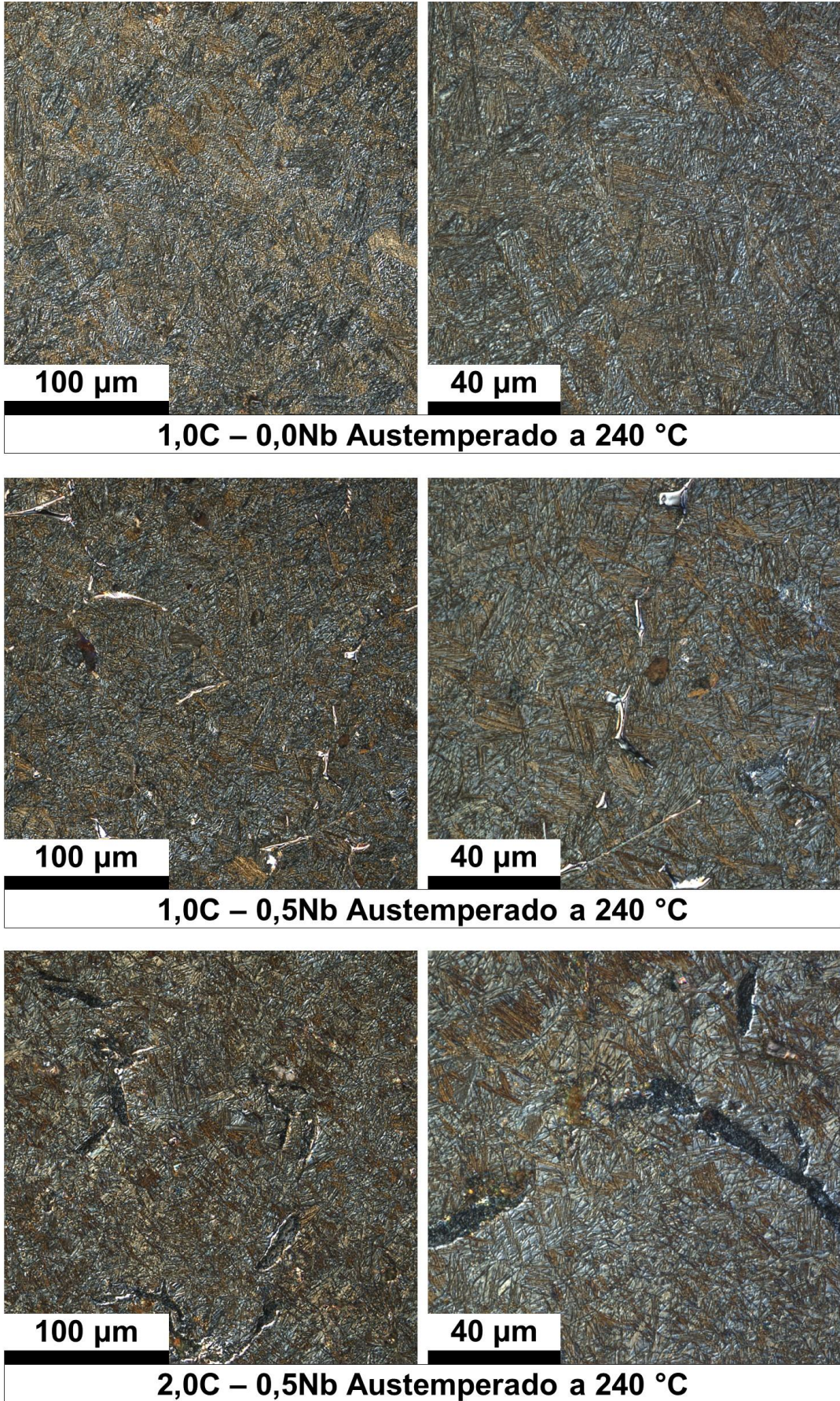


Figura 14 - Amostras austemperadas a 240 °C

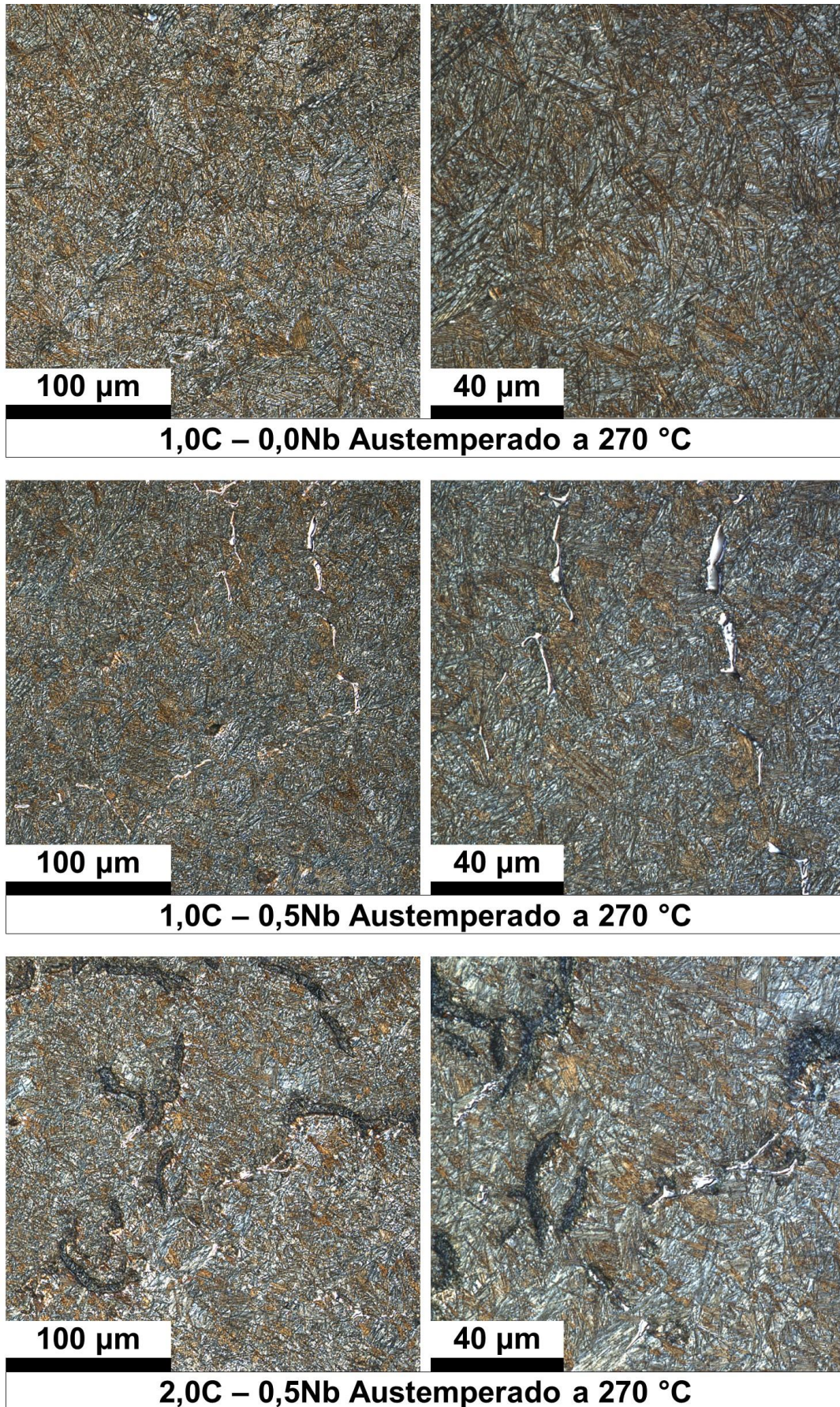


Figura 15 - Amostras austemperadas a 270 °C

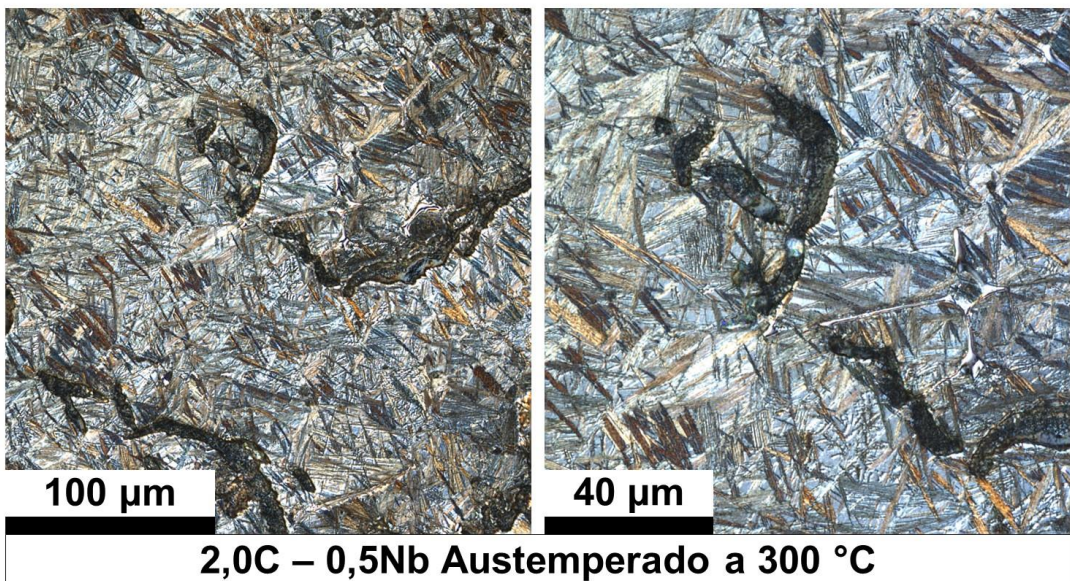
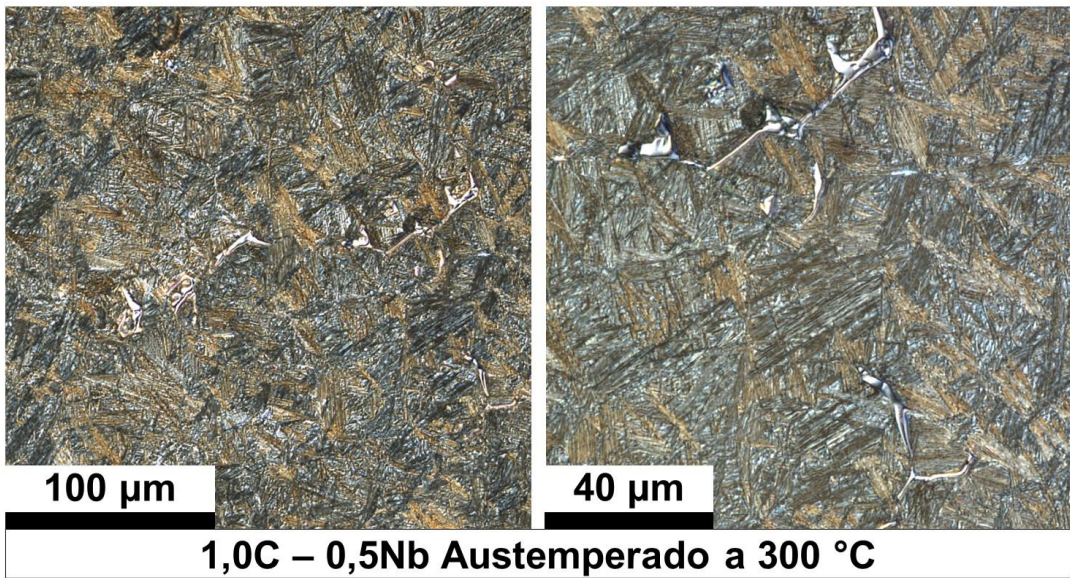
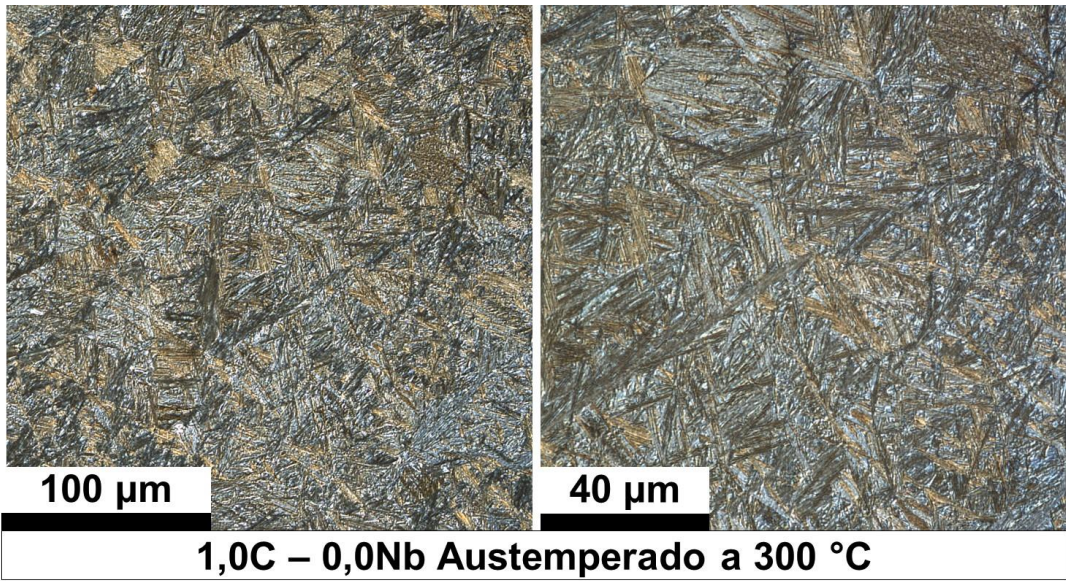


Figura 16 - Amostras austemperadas a 300 °C

A diferença na estrutura das amostras austemperadas em diferentes temperaturas está diretamente relacionada à taxa de transformação da austenita durante o processo de resfriamento. Nota-se que as amostras tratadas a 240 °C exibem uma microestrutura mais refinada em comparação com as tratadas a 270 °C, que, por sua vez, são mais refinadas do que as tratadas a 300 °C. Essa variação ocorre porque temperaturas mais baixas, como 240 °C, favorecem uma transformação mais lenta da austenita, resultando em uma estrutura mais refinada, enquanto temperaturas mais altas, como 300 °C, promovem uma transformação mais rápida, levando a uma estrutura menos refinada.

O nióbio formou carbonetos finos e alongados nos contornos de grãos. Porém, não apresentou o efeito de refino de grão característico das microadições em aços onde é comumente utilizado.

As amostras com 2% de carbono apresentam grafita com morfologia vermicular.

Nas Figuras 17 a 19 apresenta-se as micrografias das amostras sem ataque, de modo a evidenciar a grafita e os carbonetos de nióbio presentes em sua microestrutura.

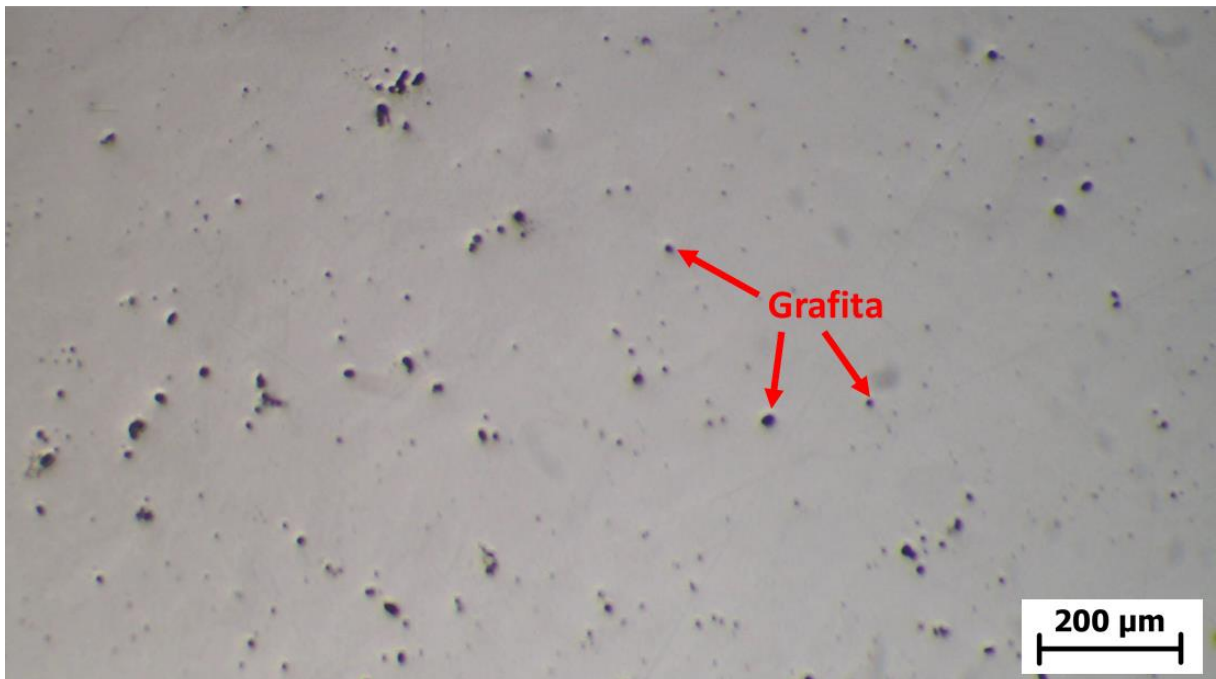


Figura 17 - Micrografias da amostra 1,0C-0,0Nb sem ataque

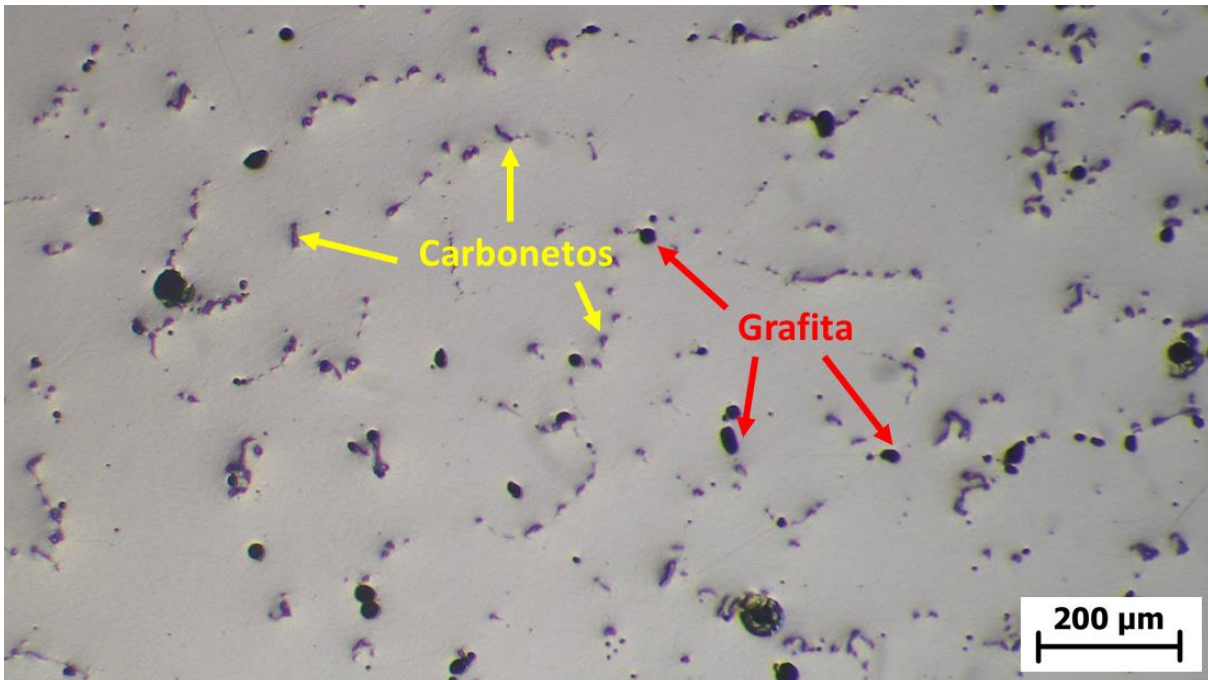


Figura 18 - Micrografias da amostra 1,0C-0,5Nb sem ataque

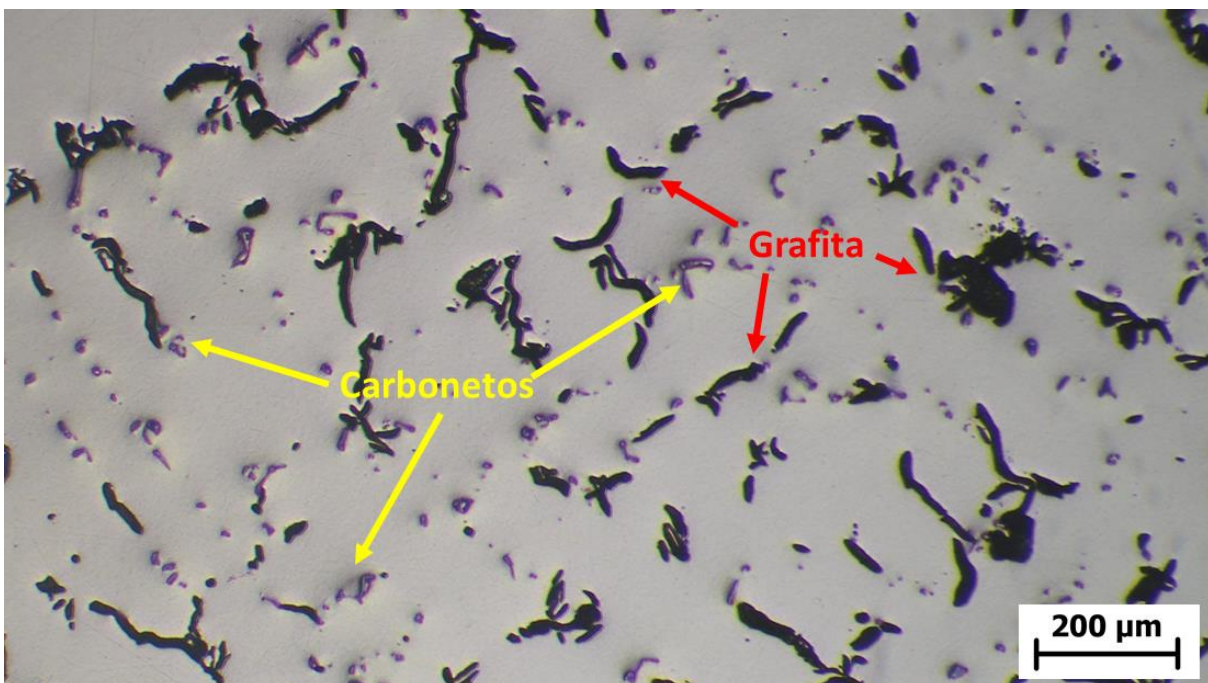


Figura 19 - Micrografias da amostra 2,0C-0,5Nb sem ataque

A quantificação dos nódulos de grafita bem como dos carbonetos de nióbio foram feitas utilizando-se o software ImageJ. Foram feitas 10 amostragens em cada composição, tanto nas amostras brutas de fundição como nas austemperadas a 300 °C. Os resultados estão consolidados nas Tabela 4 e 5:

Tabela 4 - Quantificação da grafita e carbonetos em amostras brutas de fundição

Brutas de fundição				
Composição	% grafita	Desvio Padrão	% carbonetos	Desvio Padrão
1,0C-0,0Nb	1.48	0.12	-	-
1,0C-0,5Nb	1.30	0.14	2.68	0.17
2,0C-0,5Nb	5.85	0.55	3.78	0.13

Tabela 5 - Quantificação da grafita e carbonetos em amostras austemperadas

Austemperadas a 300 °C				
Composição	% grafita	Desvio Padrão	% carbonetos	Desvio Padrão
1,0C-0,0Nb	1.46	0.13	-	-
1,0C-0,5Nb	1.26	0.09	2.61	0.19
2,0C-0,5Nb	5.83	0.49	3.91	0.32

Na Tabela 4 é possível constatar que a adição de nióbio ao aço provoca uma leve diminuição na porcentagem de grafita presente no material. Isso ocorre porque parte do carbono existente é consumida para a formação de carbonetos duros de nióbio.

Por outro lado, quando o teor de carbono é aumentado para cerca de 2%, a quantidade de grafita e carbonetos presentes no aço aumenta significativamente. O aumento do teor de carbono proporciona mais carbono disponível para formar grafita e carbonetos, resultando em uma maior quantidade dessas fases na microestrutura do aço.

Na Tabela 5, ao observar os efeitos do tratamento de austêmpera no material, verificou-se que não houve uma influência significativa nos teores de grafita e carbonetos. Ou seja, o processo de austêmpera não alterou de forma considerável a quantidade de carbonetos e grafita presentes no aço, indicando que não ocorreu processo de decomposição da mesma.

4.1.1. Resultados de Difração de Raios-X

Os difratogramas de DRX obtidos para os substratos produzidos são apresentados na Figura 20.

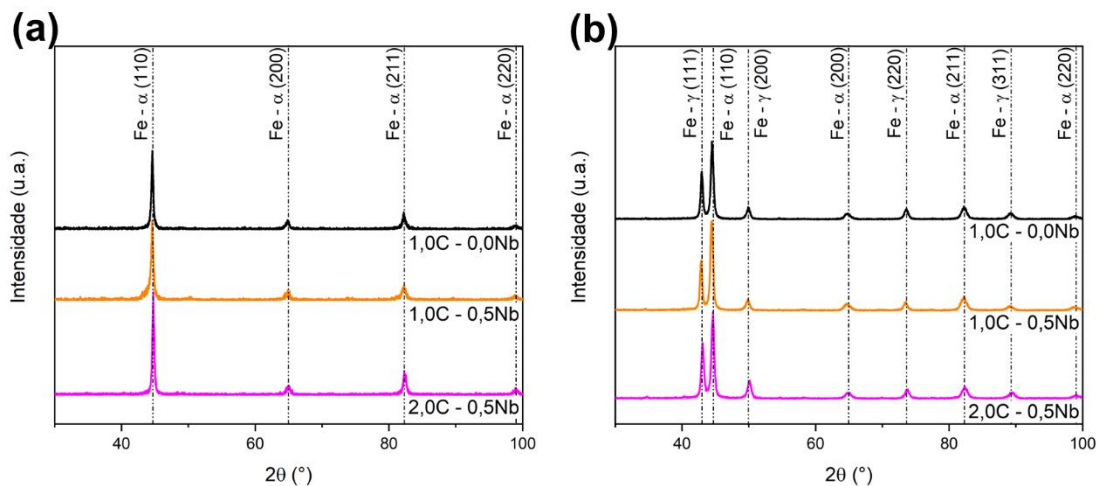


Figura 20 - Difratogramas dos substratos nas condições (a) bruto de fundição e (b) austemperados.

Os resultados de DRX obtidos para os revestimentos produzidos e no estado bruto de fundição, como mostrado na Figura 20a, revelam picos correspondentes à fase cúbica de corpo centrado (CCC), de acordo com o banco de dados CRYSTMET. As posições dos picos 2θ : $44,3^\circ$, $64,4^\circ$, $81,5^\circ$ e $97,9^\circ$ correspondem às respectivas orientações cristalográficas (110), (200), (211) e (220). Esses resultados indicam que a fase predominante nos substratos é Fe- α (ferro alfa). Não foram observadas diferenças significativas nos padrões de DRX entre as amostras produzidas. Resultados semelhantes foram relatadas por (Guerra L et al., 2015; Zammit et al., 2016).

As posições dos picos 2θ Ferro gama: $42,8^\circ$, $49,8^\circ$, $73,1^\circ$ e $88,6^\circ$ correspondem às respectivas orientações cristalográficas (111), (200), (220) e (311).

Nas Figuras 21 e 22 são apresentados os difratogramas das camadas produzidas com os tratamentos de boretação e TRD Nb para os substratos 1,0C-0,0Nb, 1,0C-0,5Nb e 2,0C-0,5Nb.

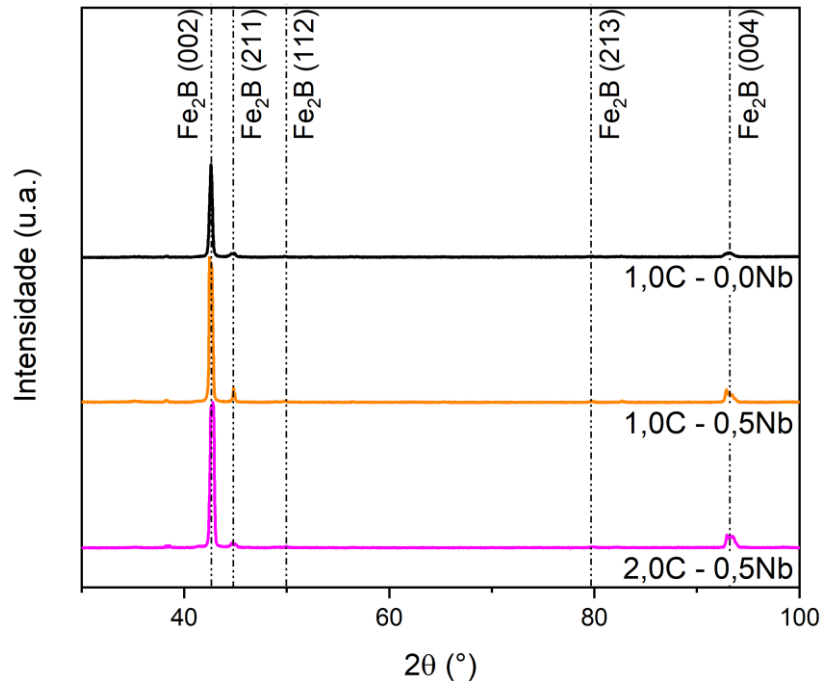


Figura 21- Difratomogramas das camadas obtidas nos aços 1,0C-0,0Nb, 1,0C-0,5Nb e 2,0C-0,5Nb após o tratamento de boretação

As posições dos picos 2θ Fe_2B : $42,5^\circ$, $45,0^\circ$, $49,8^\circ$, $79,6^\circ$ e $93,1^\circ$ correspondem às respectivas orientações cristalográficas (002), (211), (112), (213) e (004).

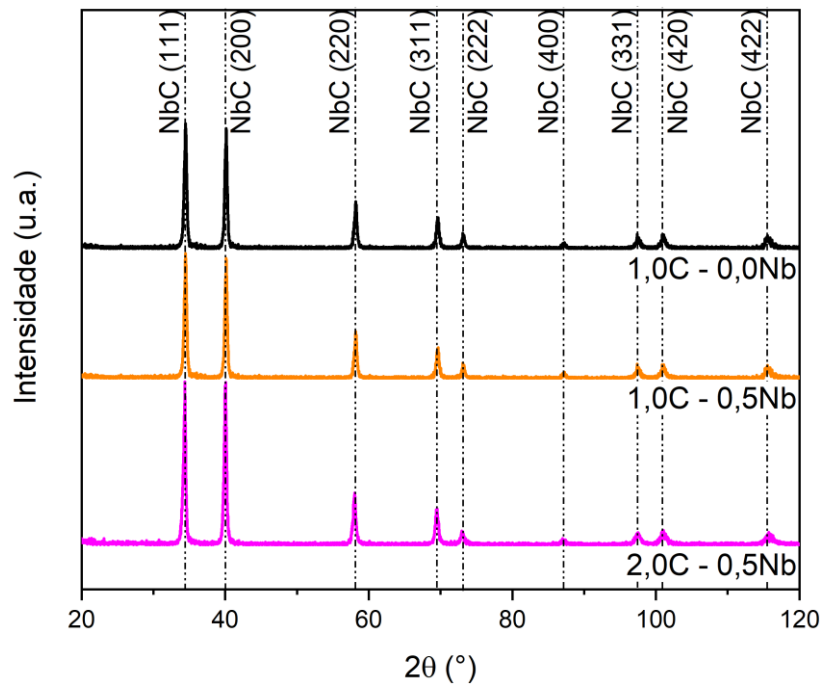


Figura 22 - Difratomogramas das camadas obtidas nos aços 1,0C-0,0Nb, 1,0C-0,5Nb e 2,0C-0,5Nb após o tratamento de TRD Nb

As posições dos picos 2θ NbC: $34,8^\circ$, $40,4^\circ$, $58,4^\circ$, $69,8^\circ$, $73,4^\circ$, $87,3^\circ$,

97,6°, 101,1 e 115,5° correspondem às respectivas orientações cristalográficas (111), (200), (220), (311), (222), (400), (331), (420) e (422).

Verifica-se em todos os casos a presença apenas da fase cúbica de carboneto de nióbio (NbC) decorrente do tratamento, confirmada de acordo com a ficha cristalográfica ID 20073, mostrando picos de alta intensidade com uma orientação mista dos planos cristalográficos (111), (200), (220), (311), (222), (400), (331), (420) e (422). O carboneto de nióbio tem um sistema cristalino cúbico semelhante ao NaCl (Fm-3m) e cai sob o número de grupo espacial 225 [90]. Nenhum efeito significativo da composição do banho de bórax ou do substrato foi observado nas orientações presentes. A fase obtida nas camadas produzidas nos ferros fundidos está de acordo com as obtidas nos aços AISI M2, D2 e H13 (C. K. N. Oliveira et al., 2005, 2006; C. K. N. Oliveira & Casteletti, 2013) e para o aço AISI 52100 (Fernandes et al., 2015).

4.1.2. Resultados da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e de Espectroscopia por Dispersão de Elétrons (EDS)

Foram também obtidas micrografias dos substratos nos estados bruto de fusão e austemperados, por meio de MEV para a visualização mais detalhada de alguns aspectos microestruturais. Apresenta-se nas Figura 23 a 25 as imagens dos aços 1C-0Nb, 1C-0,5Nb e 2C-0,5Nb no estado bruto de fusão e nas Figura 26 a 28 no estado austemperado.

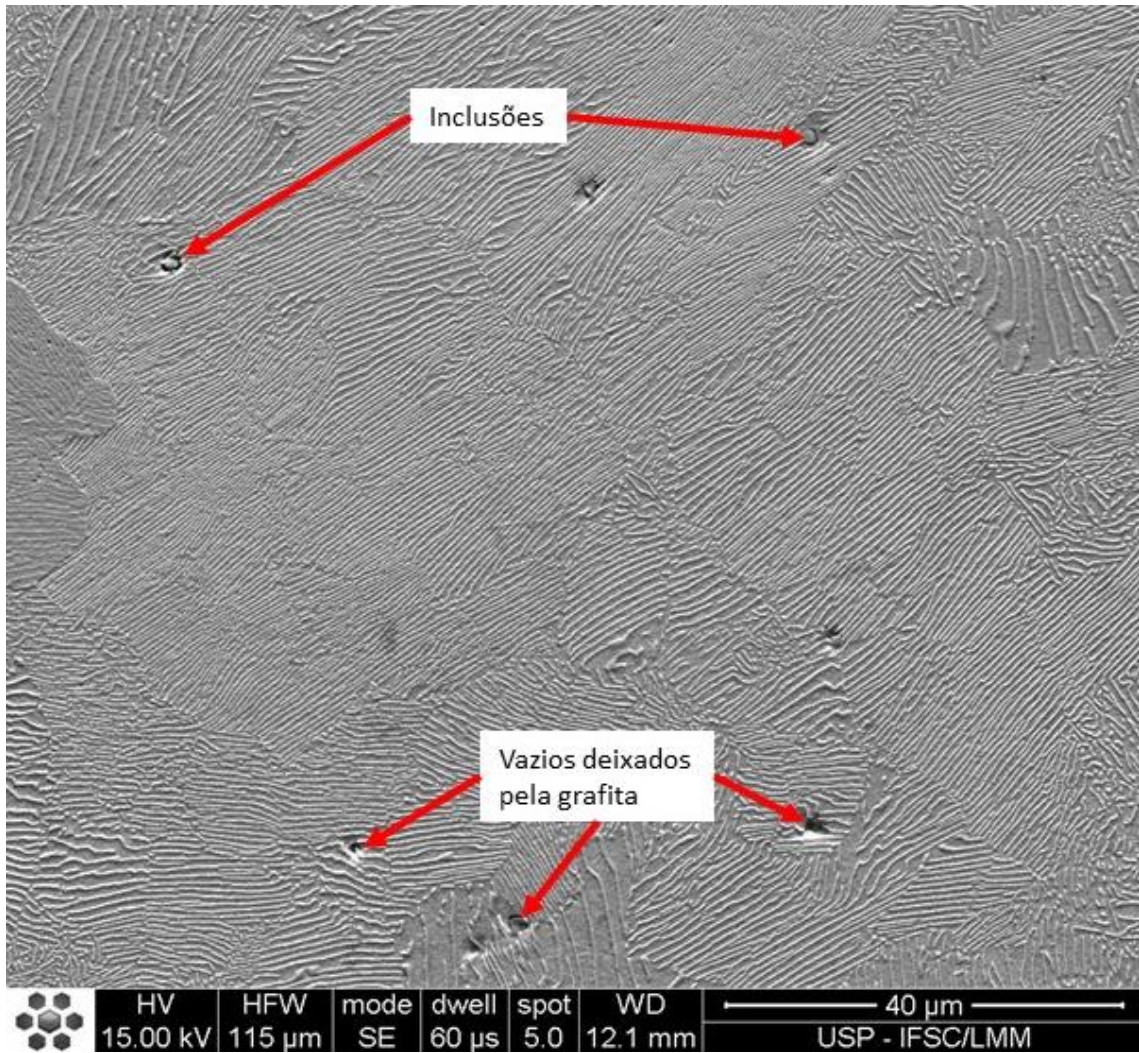


Figura 23 - 1,0C-0,0Nb bruta de fundição

Pode-se constatar a presença de uma microestrutura totalmente perlítica, onde inclusões e vazios resultantes do destacamento dos nódulos de grafita são visíveis.

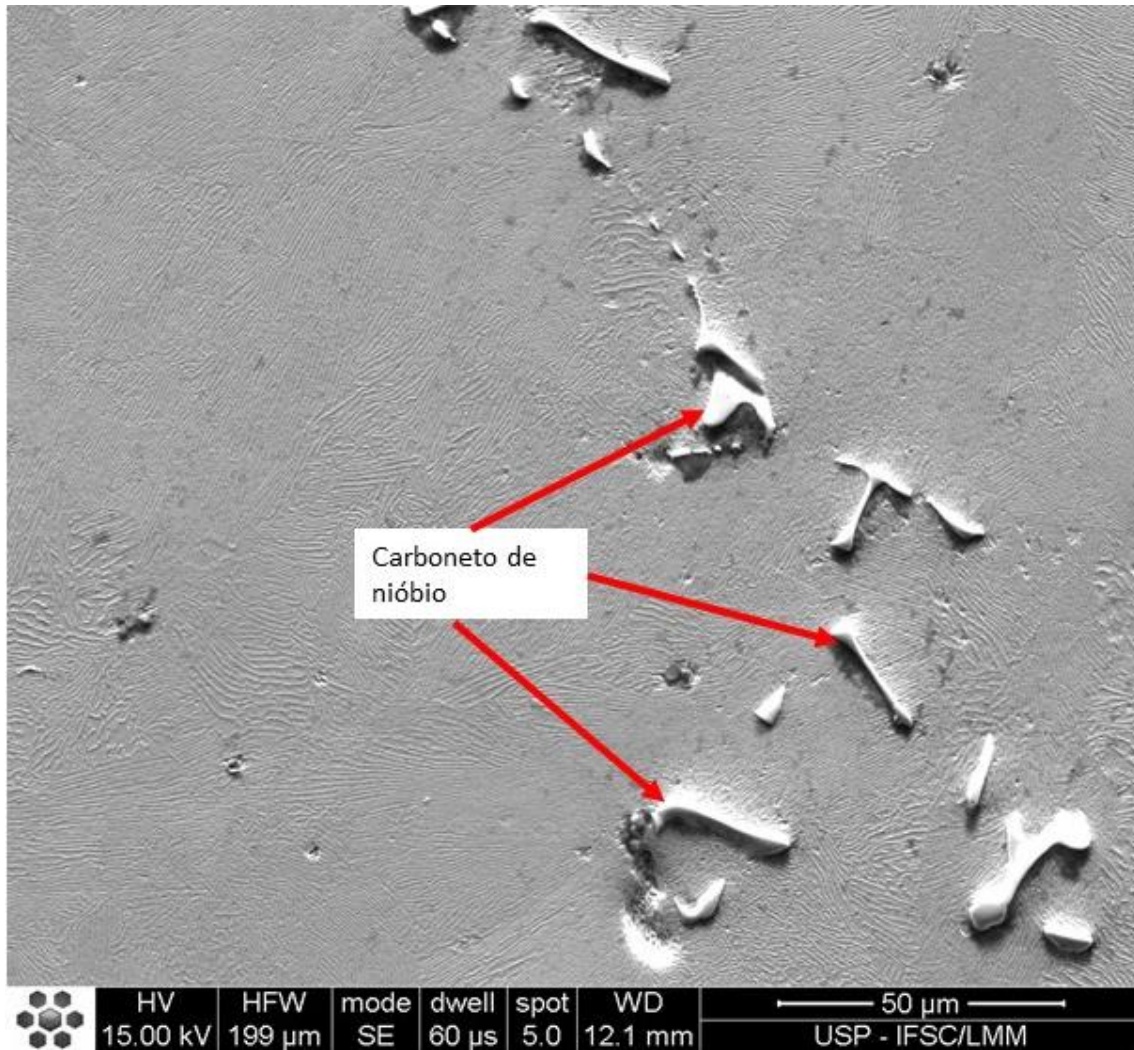


Figura 24 - 1,0C-0,5Nb bruta de fundição

Matriz perlítica com a presença de carbonetos de nióbio em contornos de grãos.

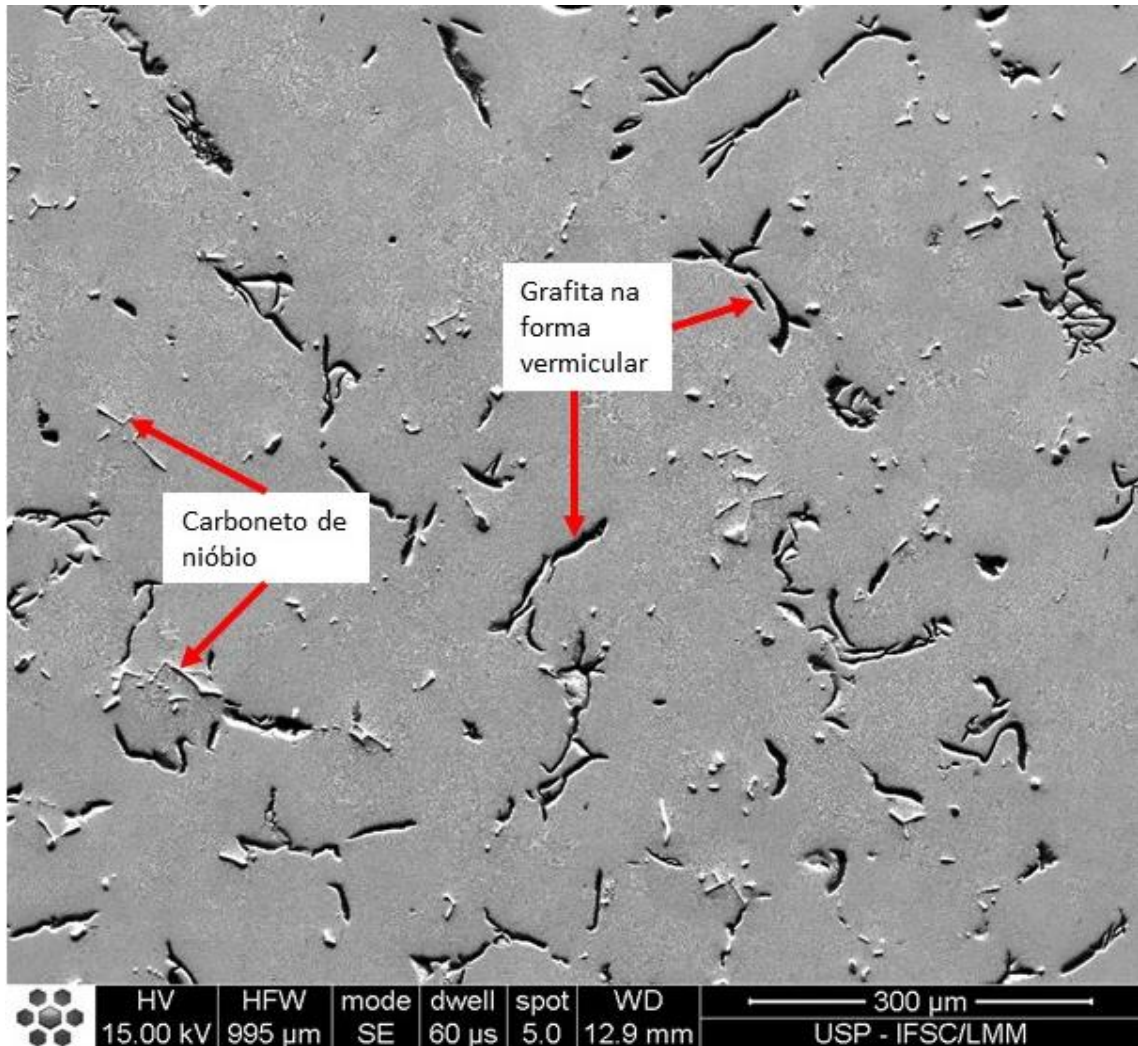


Figura 25 - 2,0C-0,5Nb bruta de fundição

Verifica-se a presença de grafita vermicular na microestrutura do material, bem como os carbonetos de nióbio.

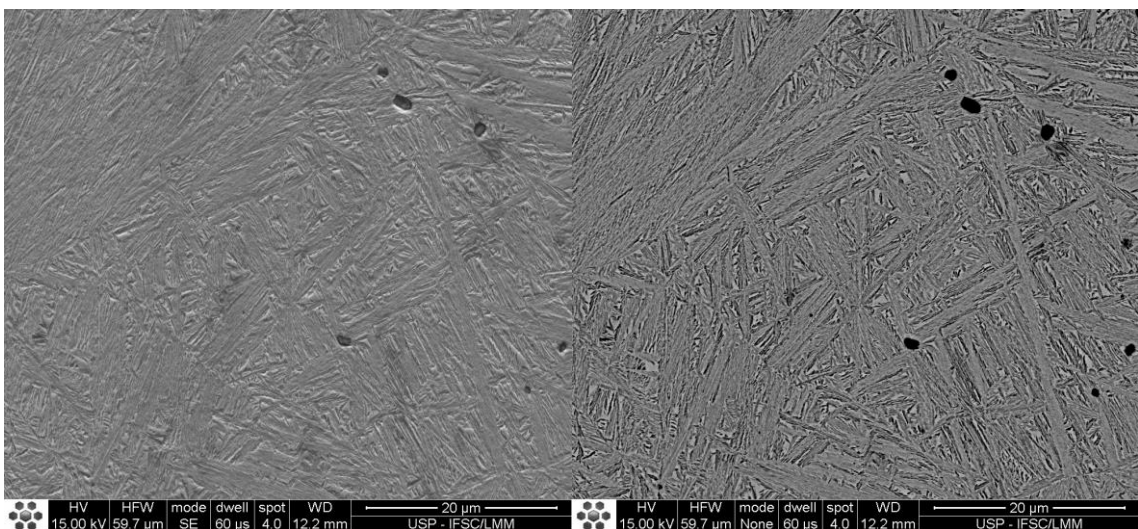


Figura 26 - 1,0C-0,0Nb austemperado a 300 °C a)SE b)BSE

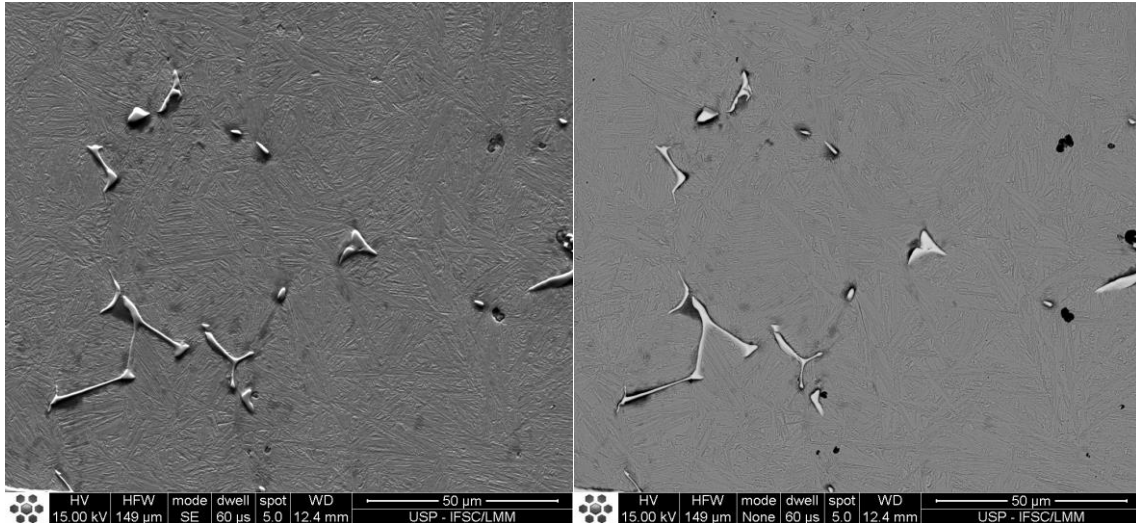


Figura 27 - 1,0C-0,5Nb austemperado a 300 °C a)SE b)BSE

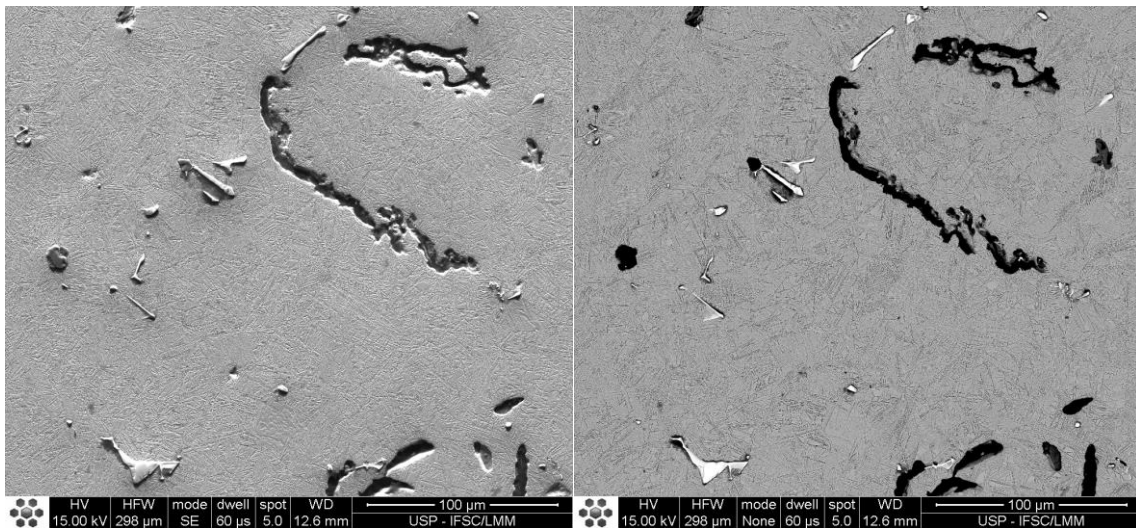


Figura 28 - 2,0C-0,5Nb austemperado a 300 °C a)SE b)BSE

Verifica-se que o tratamento de austêmpera não interferiu significativamente nos carbonetos e na grafita. A microestrutura é totalmente bainítica constituída de ferrita acicular e austenita retida.

4.1.3. Mapeamento dos substratos

Na Figura 29 apresenta-se o mapeamento por EDS da microestrutura do 1,0C-0,0Nb vista na Figura 26 anteriormente

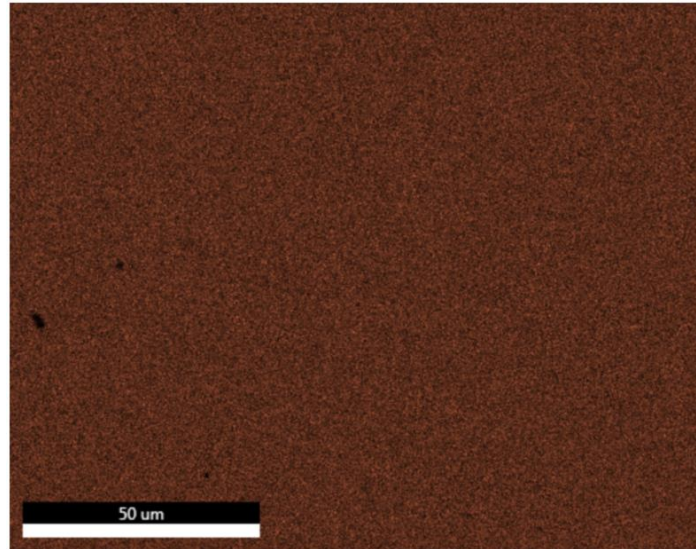


Figura 29 – Mapeamento do ferro 1C-0Nb

Na Figura 30 apresenta-se o mapeamento por EDS da microestrutura do 1,0C-0,5Nb vista na Figura 27 anteriormente:

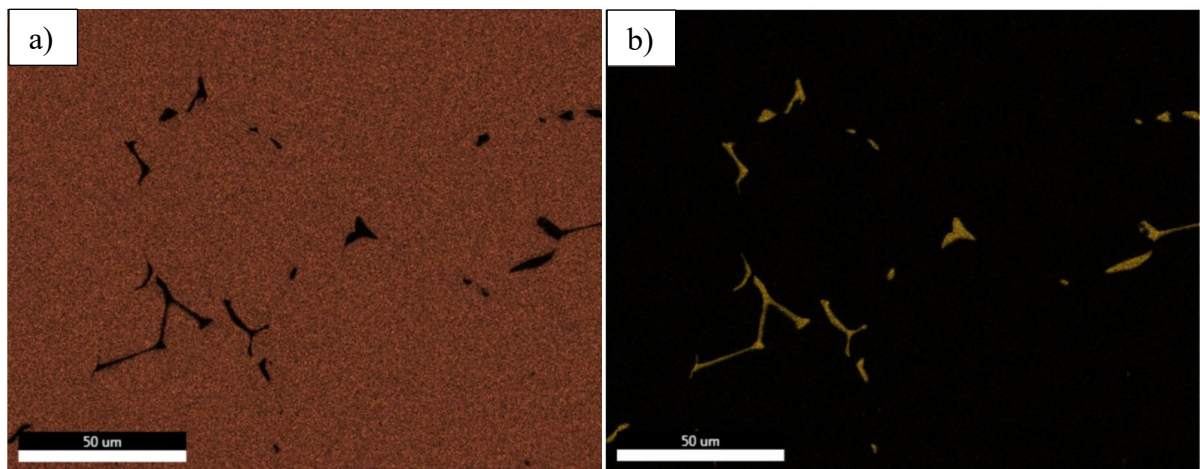


Figura 30 – Mapeamento no 1,0C-0,5Nb a) mapeamento do ferro b) mapeamento do nióbio

Com esse mapeamento, é possível comprovar que a microestrutura brilhante vista anteriormente é composta por nióbio. Há também alguns vazios no mapeamento do ferro que se devem à grafita, visto que nessa quantidade o mapeamento de carbono não é preciso.

Na Figura 31 apresenta-se o mapeamento por EDS da microestrutura do 2,0C-0,5Nb vista na Figura 28 anteriormente:

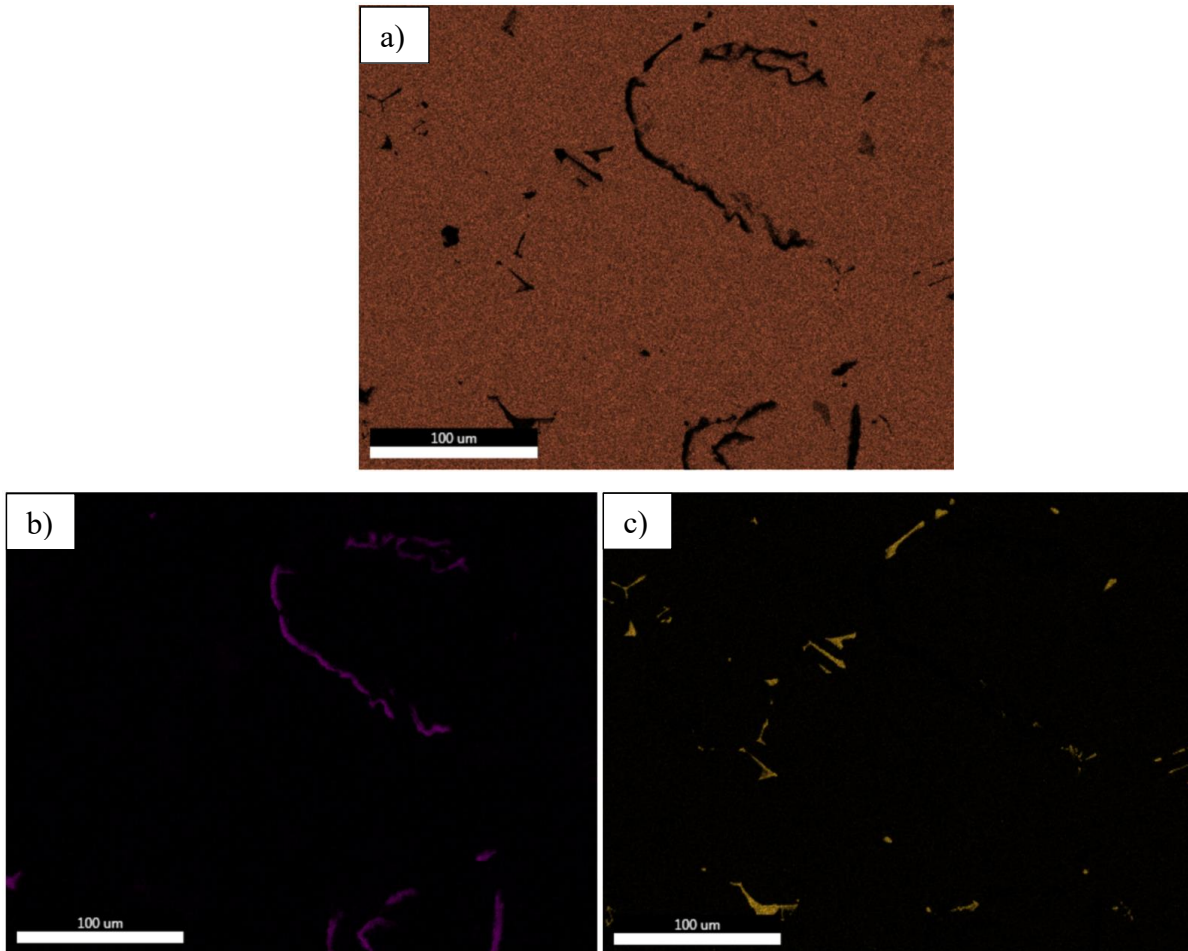


Figura 31 - Mapeamento no 2,0C-0,5Nb a) ferro b) carbono c) nióbio

Como a grafita se apresenta de forma mais volumosa neste substrato, foi possível utilizar o mapeamento por EDS de carbono para fazer o mapeamento da microestrutura, sendo possível observar na figura 30-b o veio de grafita vermicular. O nióbio continua se apresentando nos contornos de grão.

4.2. Micrografias das camadas

4.2.1. Boretação

Na Figura 32 são apresentadas as micrografias ópticas das secções transversais dos aços grafiticos boretados.

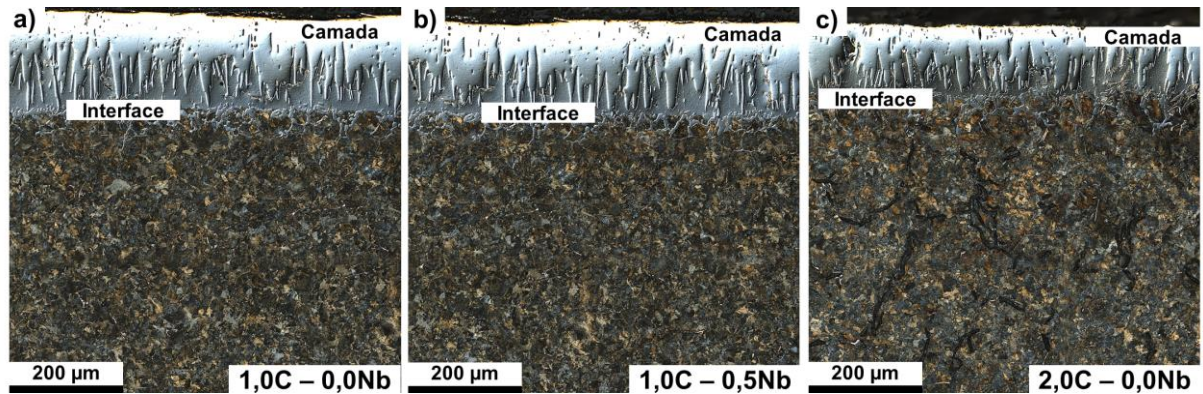


Figura 32 - Amostras boretadas e resfriadas ao ar. a)1,0C-0,0Nb b)1,0C-0,5NB e c)2,0C-0,5Nb

Verifica-se a camada típica de boretos sobre o substrato perlítico, decorrente do resfriamento mais lento, ao ar, a partir da temperatura de boretção.

Na Figura 33 apresenta-se camada boretada e o substrato com maior ampliação, revelando com maior detalhamento a presença de boreto intergranular:

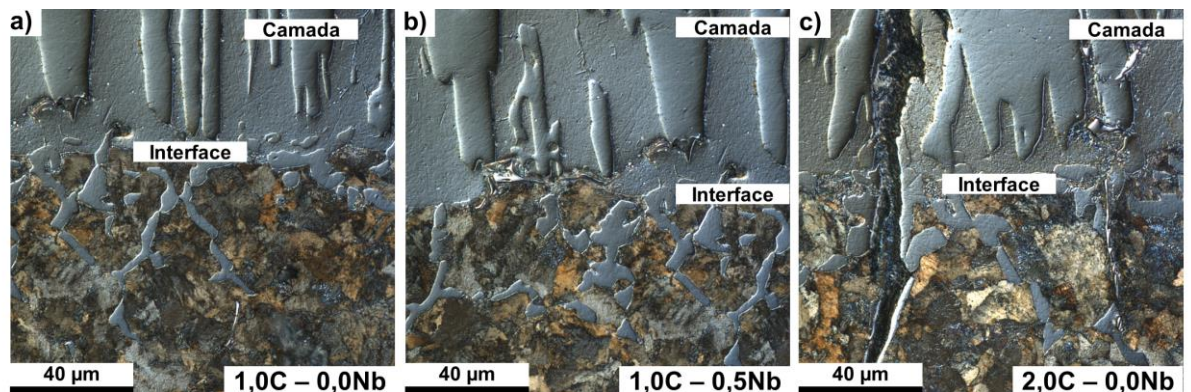


Figura 33 – Interface das amostras boretadas e resfriadas ao ar. a)1,0C-0,0Nb b)1,0C-0,5NB e c)2,0C-0,5Nb

Verifica-se a presença de boretos de ferro decorrentes da difusão preferencial de boro pelos contornos de grãos.

Apresenta-se na Figura 34 as imagens obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura do aço 1,0C-0,0Nb, no estado boroaustemperado, utilizando-se as técnicas SE (morfologia) e BSE (variação de composição química), uma vez que cada uma delas é mais adequada na observação de aspectos específicos.

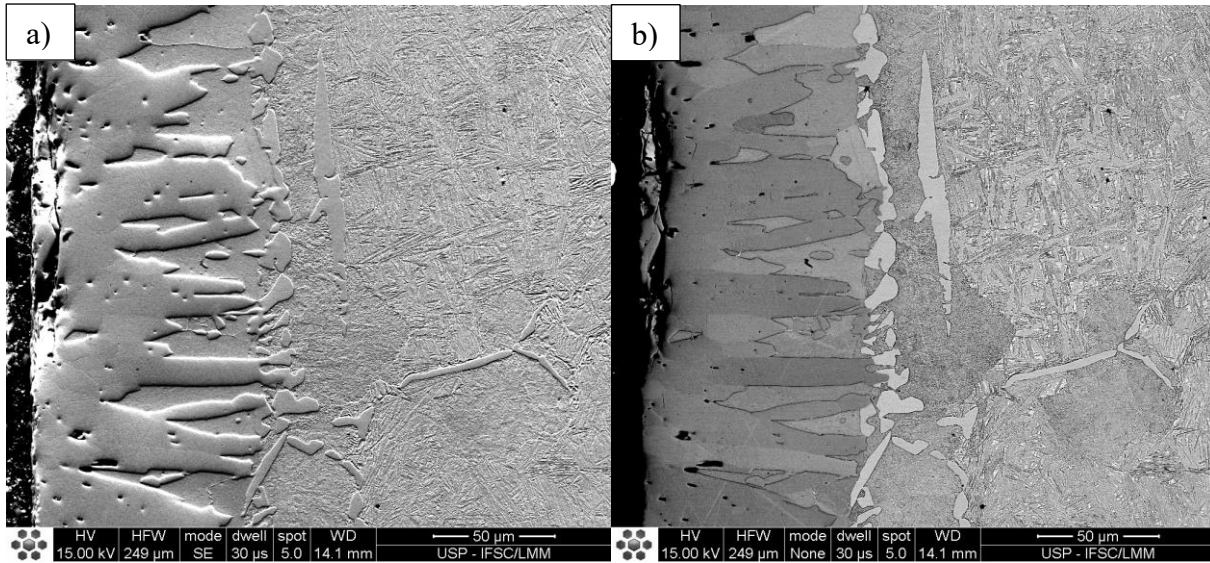


Figura 34 - MEV das camadas boreadas no aço 1,0C-0,0Nb a)SE b)BSE

Observa-se na Figura 33-a variação topográfica decorrente do desgaste diferenciado entre as estruturas devido a grande diferença de durezas, com o consequente desgaste diferenciado no processo de preparação metalográfica. Na Figura 33-b, verifica-se regiões com diferentes tonalidades, o que evidencia a diferença de composição química nas microestruturas.

Na Figura 35 é apresentada a análise de EDS em linha da camada apresentada na Figura 34.

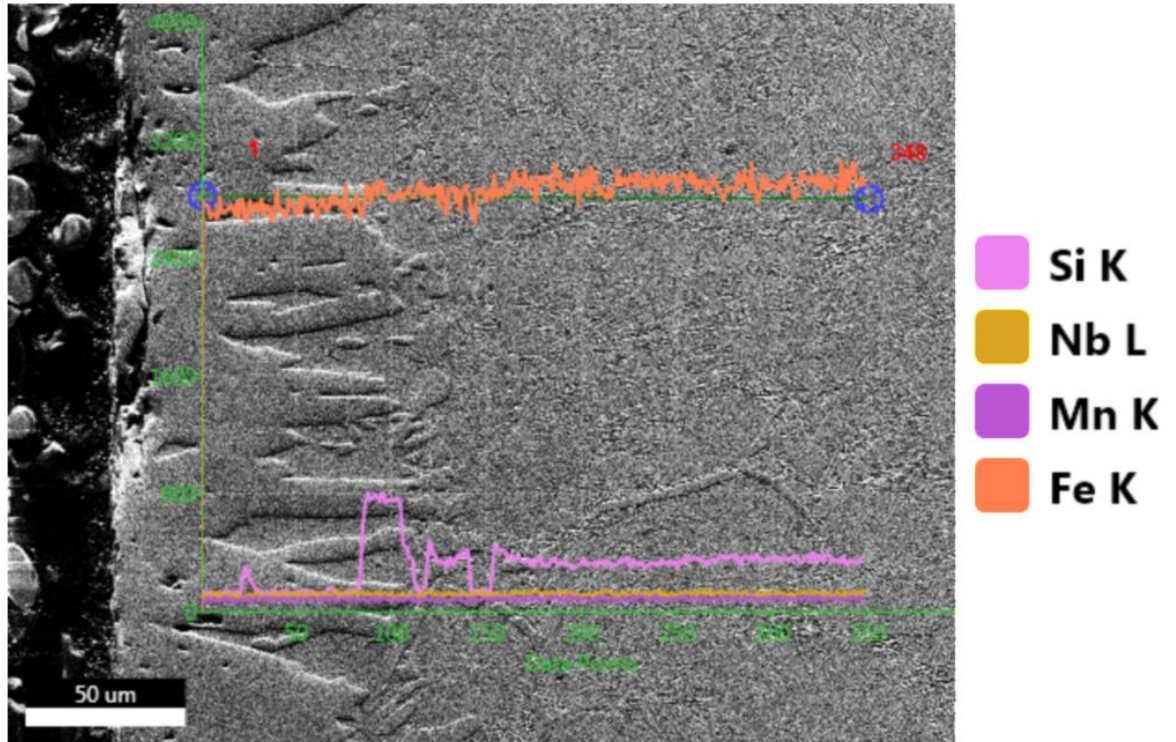


Figura 35 – EDS em linha da camada boretada do 1,0C-0,0Nb

Verifica-se que a camada constitui-se de boreto de ferro. Observa-se também uma concentração de silício ‘a frente da camada, evidenciando um mecanismo de rejeição desse elemento na frente de difusão (P. G. B. de Oliveira et al., 2020). A leve redução de ferro na camada também ocorre porque o boro, elemento que não é facilmente detectado por essa análise, se combina com o ferro e forma boretos duros. Caso a concentração de silício aumente demais, pode ocorrer o destacamento da camada boretada.

Apresenta-se na Figura 36 as imagens do aço 1,0C-0,5Nb, no estado boroaustemperado, utilizando-se as técnicas SE e BSE.

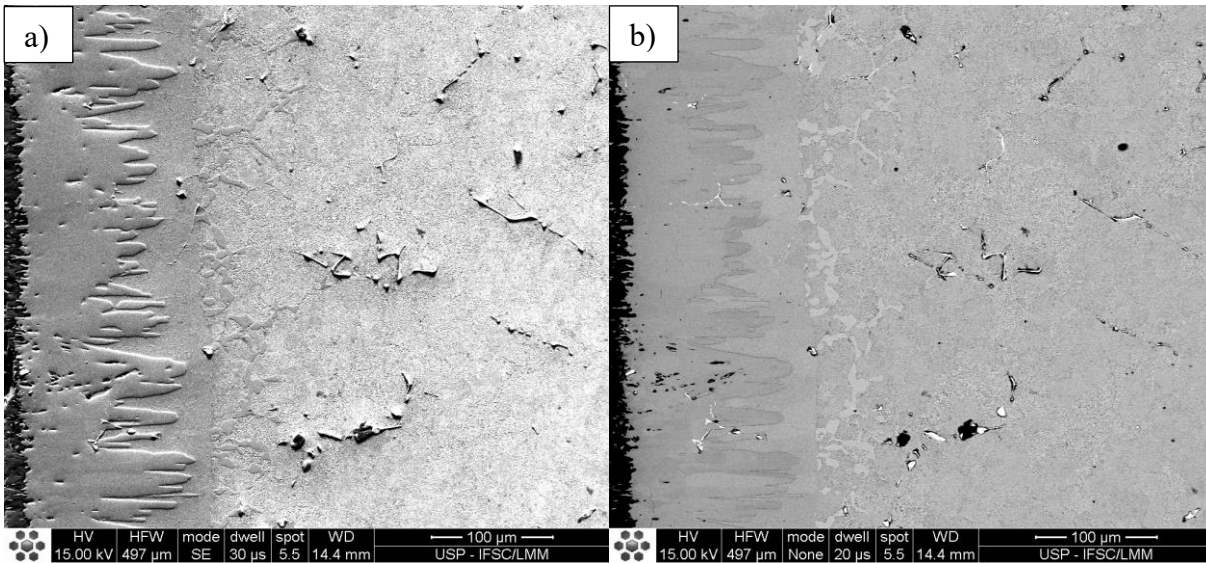


Figura 36 - MEV das camadas boretas no 1,0C-0,5Nb a)SE b)BSE

Verifica-se que a camada é semelhante à analisada anteriormente e a presença de carbonetos de nióbio no substrato e também na camada de boretos. Isso evidencia que o tratamento de boretação é difusivo em sua natureza (Mariani et al., 2018).

Na Figura 36 é apresentada a análise de EDS em linha da camada apresentada na figura 35.

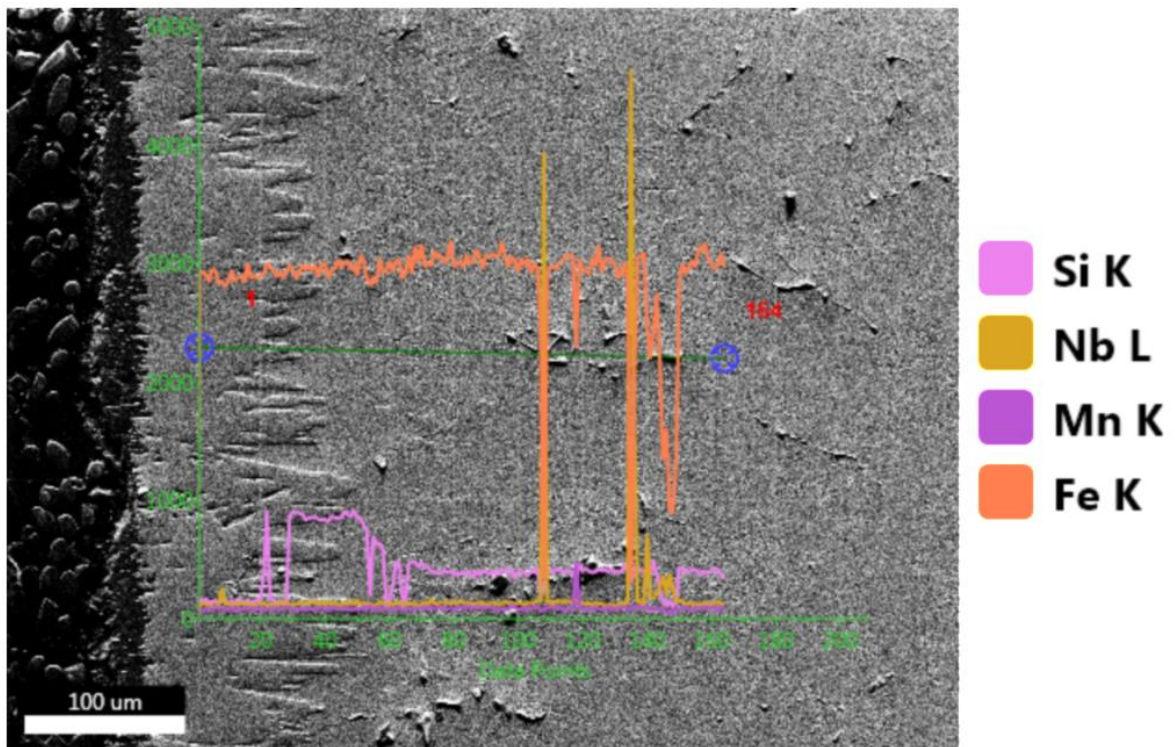


Figura 37 - EDS em linha da camada boreta do 1,0C-0,5Nb

Observa-se que o comportamento é semelhante ao apresentado no aço 1,0C-0,0NB-se que a camada constitui-se de boreto de ferro. Adicionalmente, verifica-se a detecção dos altos teores de nióbio presentes nos carbonetos.

Apresenta-se na Figura 38 as imagens do aço 2,0C-0,5Nb, no estado boroaustemperado, utilizando-se as técnicas SE e BSE.

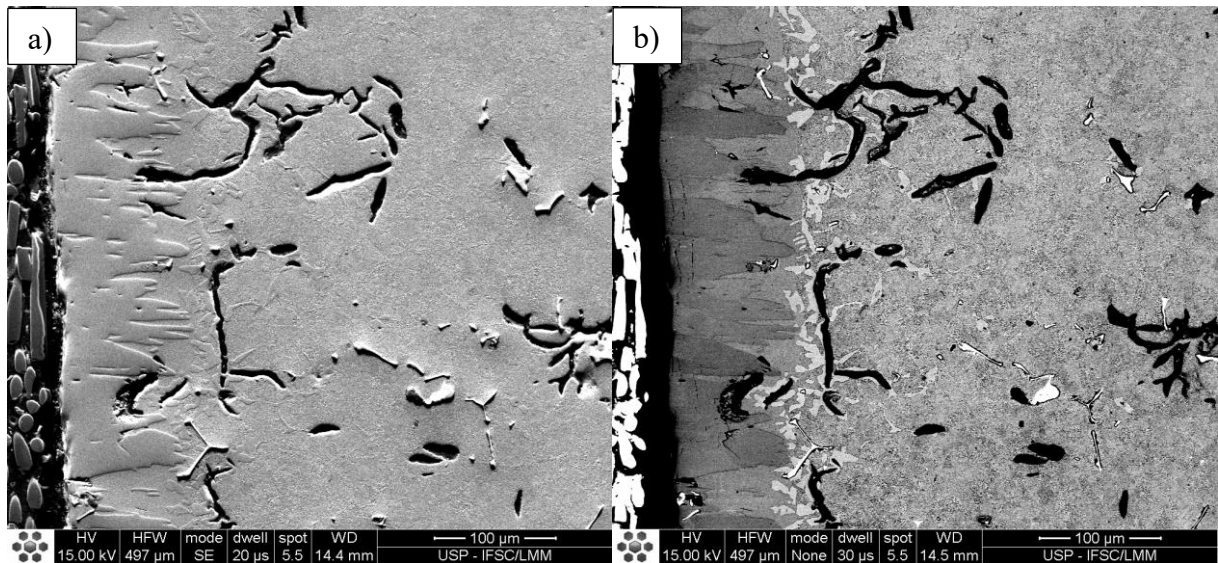


Figura 38 - MEV das camadas boretadas no 2,0C-0,5Nb a)SE b)BSE

Verifica-se a efetividade do tratamento na produção da camada, que envolve inclusive a grafita em forma vermicular, o que garante um desempenho superior em termos de resistência à corrosão.

Na Figura 39 é apresentada a análise de EDS em linha da camada apresentada na Figura 38.

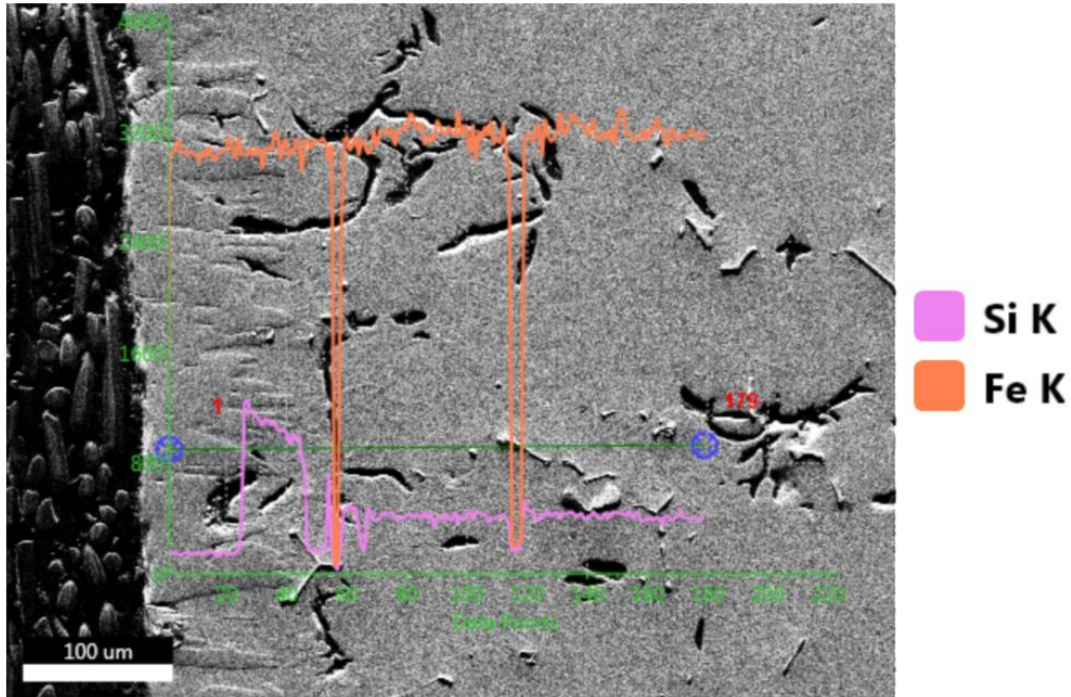


Figura 39 - EDS em linha da camada boreada do 2,0C-0,5Nb

Observa-se o efeito de segregação do silício à frente da camada, bem como a queda acentuada no ferro ao se varrer a grafita vermicular.

4.2.2. Tratamento Termorreativo (TRD)

Na Figura 40 apresenta-se as micrografias ópticas das secções transversais dos aços gráfiticos submetidos ao tratamento de TRD-Nb:

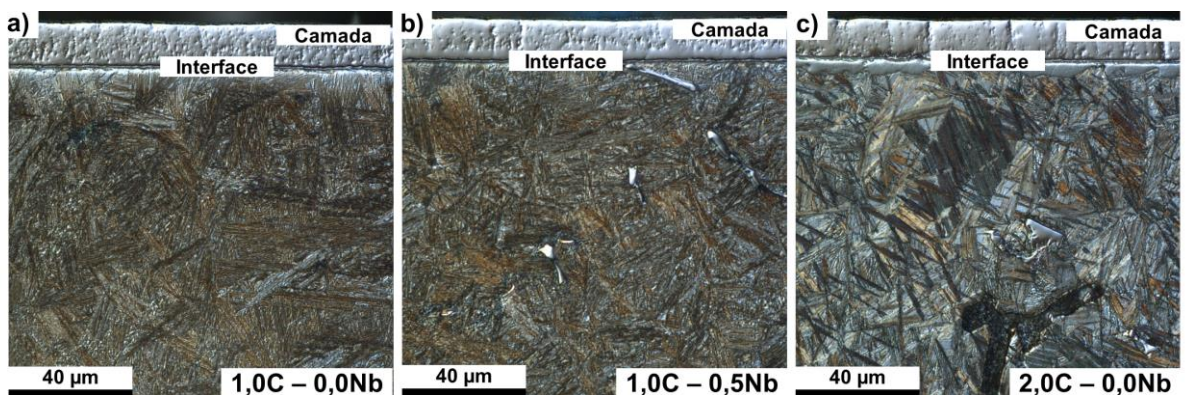


Figura 40 - Amostras tratadas por TRD-Nb. a)1,0C-0,0Nb b)1,0C-0,5NB e c)2,0C-0,5Nb

Apresenta-se nas Figuras 41 a 46 as imagens dos aços 1C-0Nb, 1C-0,5Nb e 2C-0,5Nb submetidos ao tratamento termorreativo-TRD com austêmpera

direta, utilizando-se as técnicas SE (morfologia) e BSE (variação de composição química), uma vez que cada uma delas é mais adequada na observação de aspectos específicos. Apresenta-se também em cada caso os mapeamentos elementares em linha.

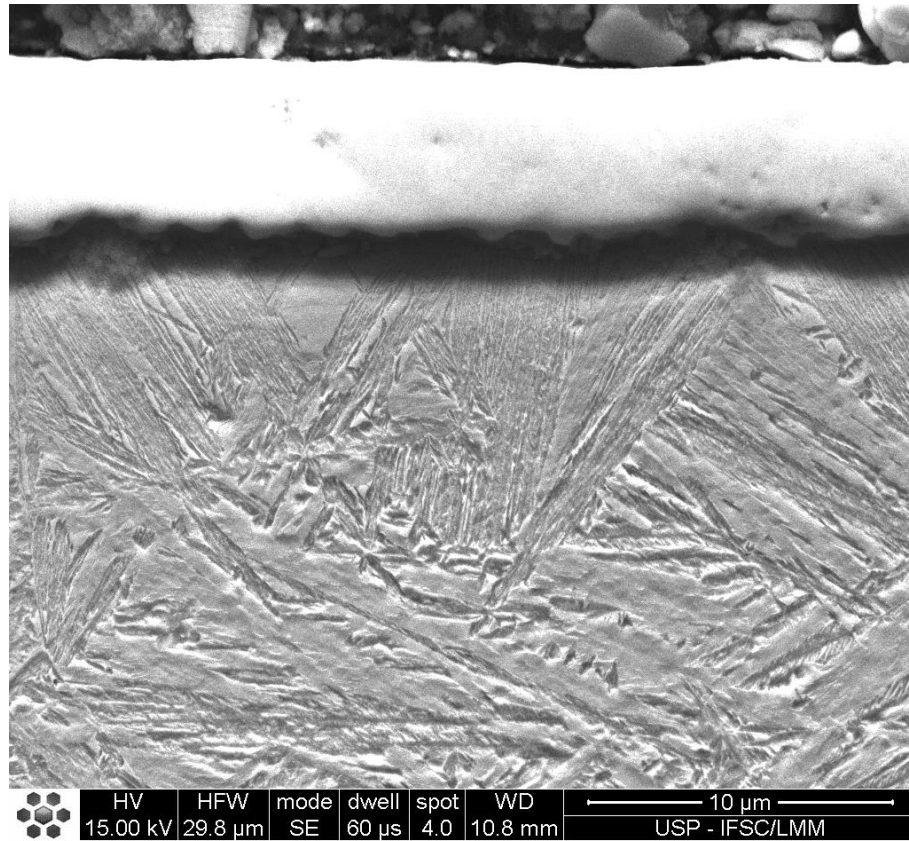


Figura 41 – MEV do aço 1,0C-0,0Nb com camada produzida por TRD

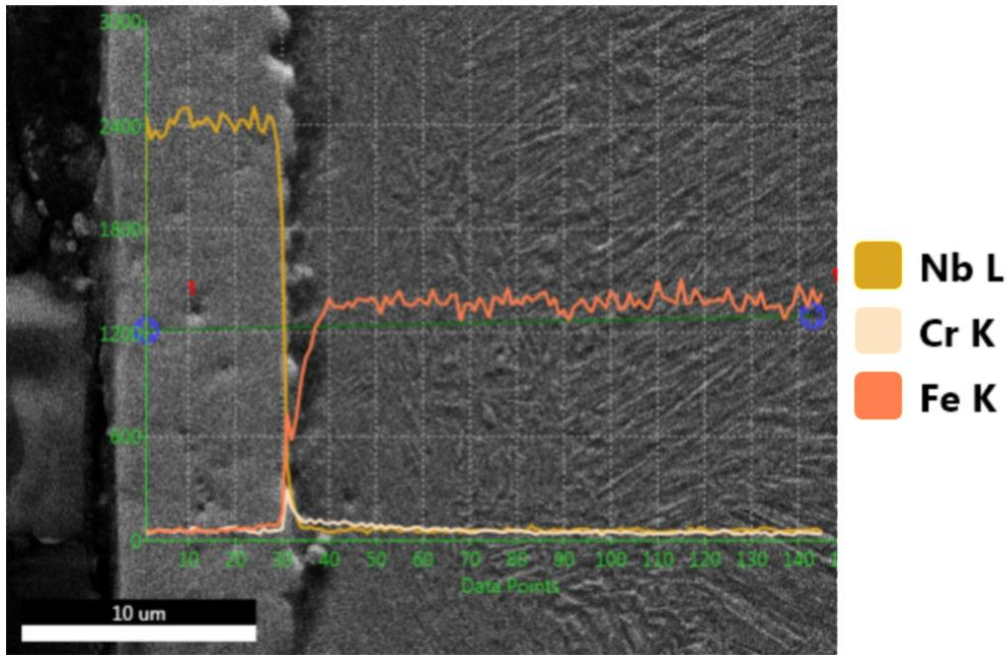


Figura 42 - EDS em linha da camada TRD Nb do aço 1,0C-0,0Nb

Observa-se que a camada é uniforme, composta por carboneto de nióbio, que possui elevada dureza. Em contrapartida, possui espessura relativamente pequena, na ordem de 7-10 μm , o que pode ser vantajoso em aplicações que exijam produção *near net shape*.

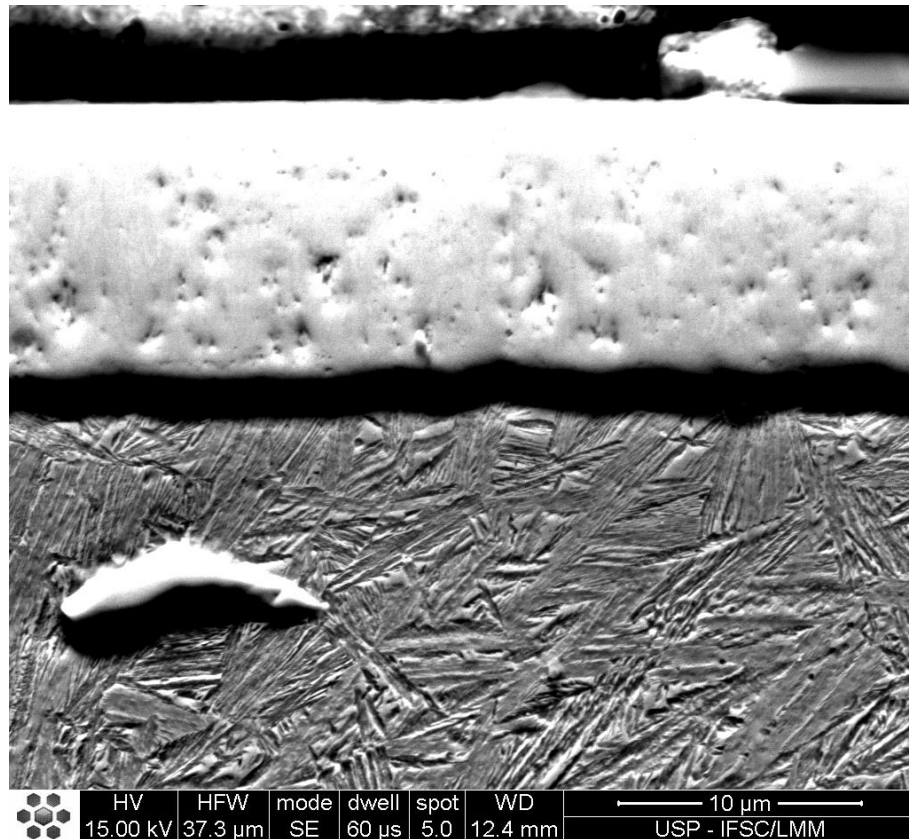


Figura 43 - MEV do aço 1,0C-0,5Nb com camada produzida por TRD

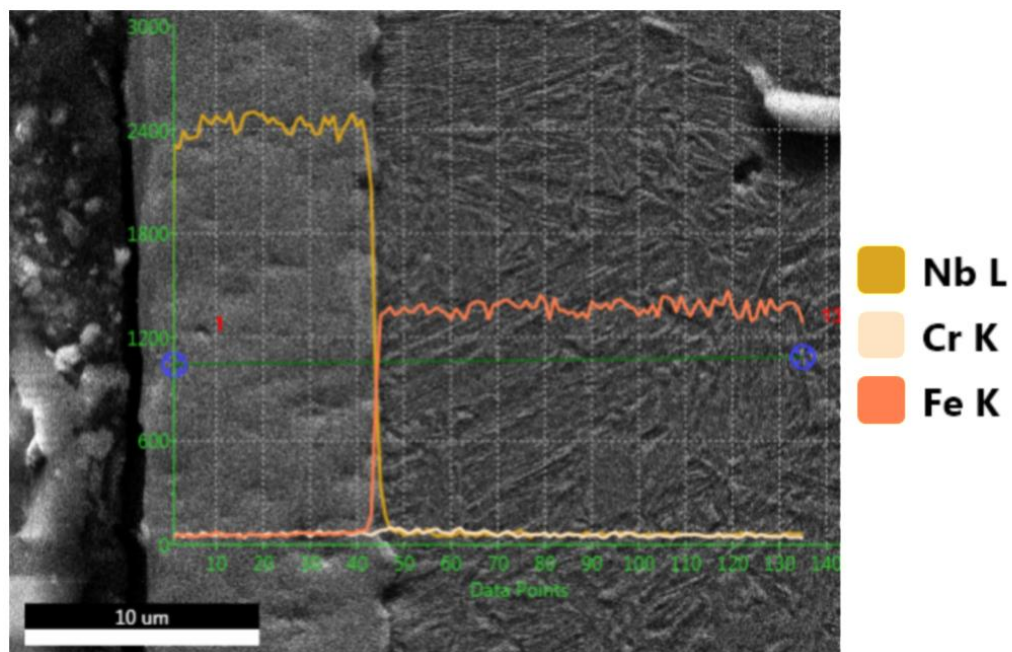


Figura 44 - EDS em linha da camada TRD Nb do aço 1,0C-0,5Nb

Observa-se a uniformidade da camada, bem como a presença de carboneto de nióbio na matriz bainítica.

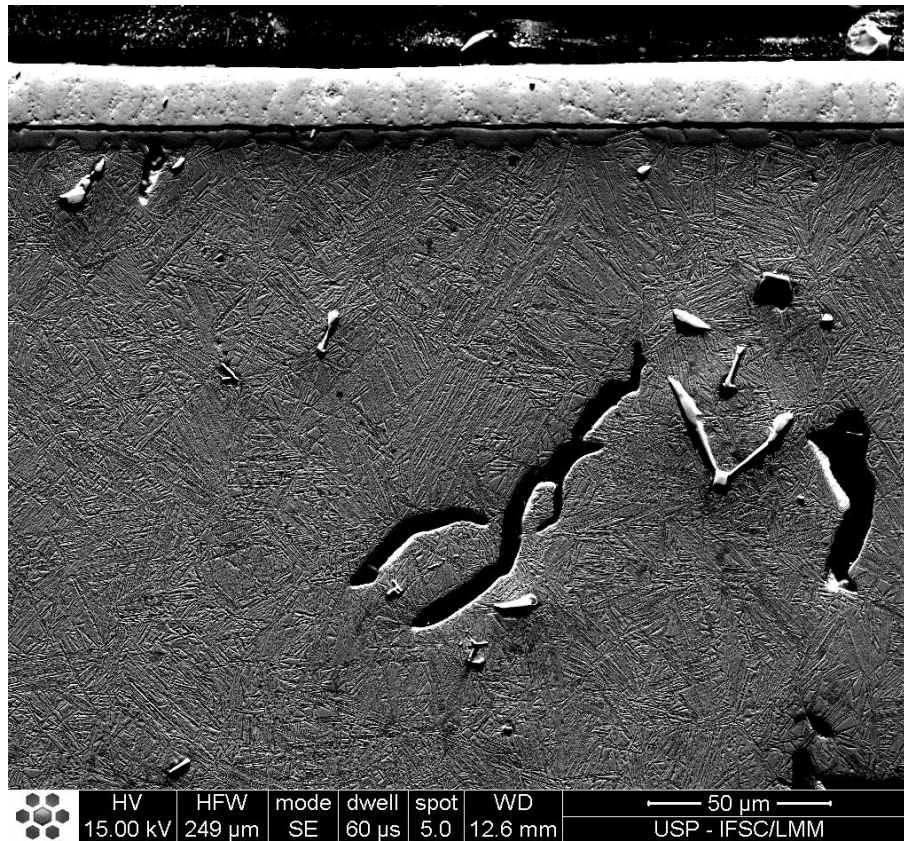


Figura 45 - MEV do aço 2,0C-0,5Nb com camada produzida por TRD

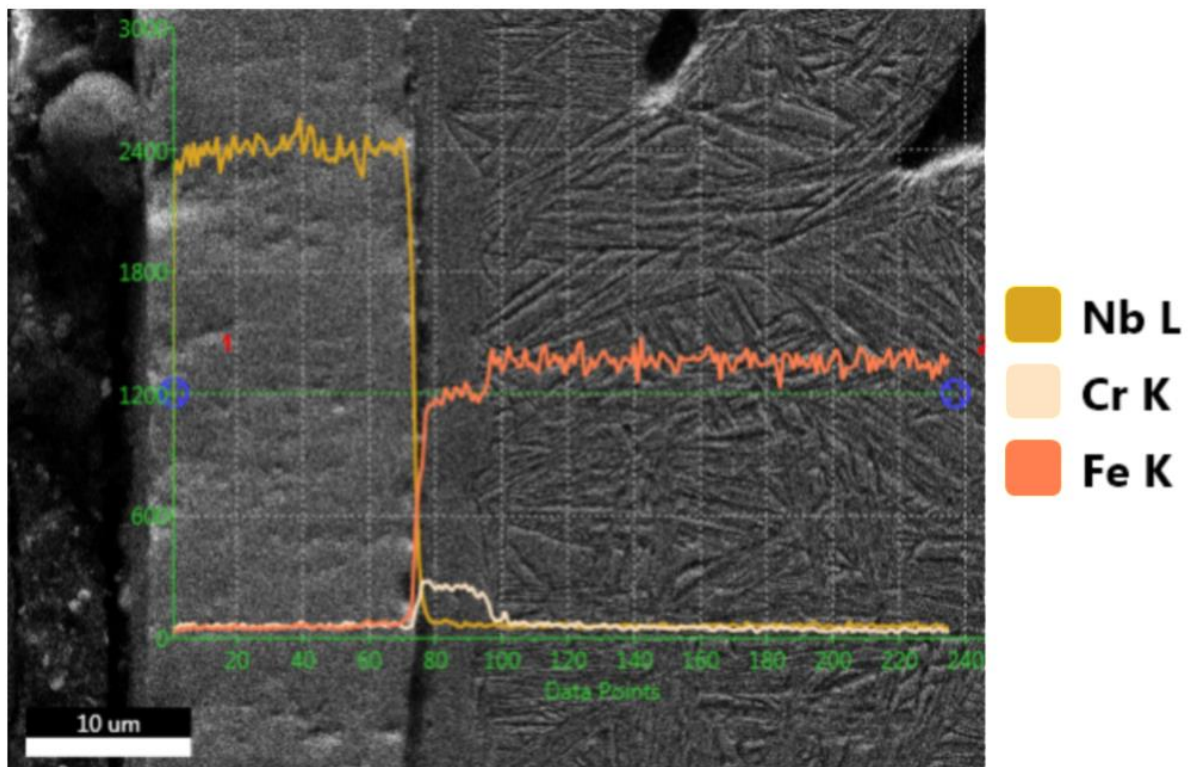


Figura 46 - EDS em linha da camada TRD Nb do aço 1,0C-0,0Nb

Neste substrato, o tratamento de TRD produziu uma subcamada de

romo entre a camada de carboneto de níbio e a matriz. Como não há cromo inerente nem no material nem no banho, provavelmente o mesmo seja proveniente do cadinho, constituído de aço inoxidável.

4.3. Têmpera a laser

As micrografias das secções transversais dos cordões produzidos nos tratamentos a laser, variando-se a potência e a velocidade do feixe são apresentados nas Figura 47 a 49.

1C – 0,0Nb

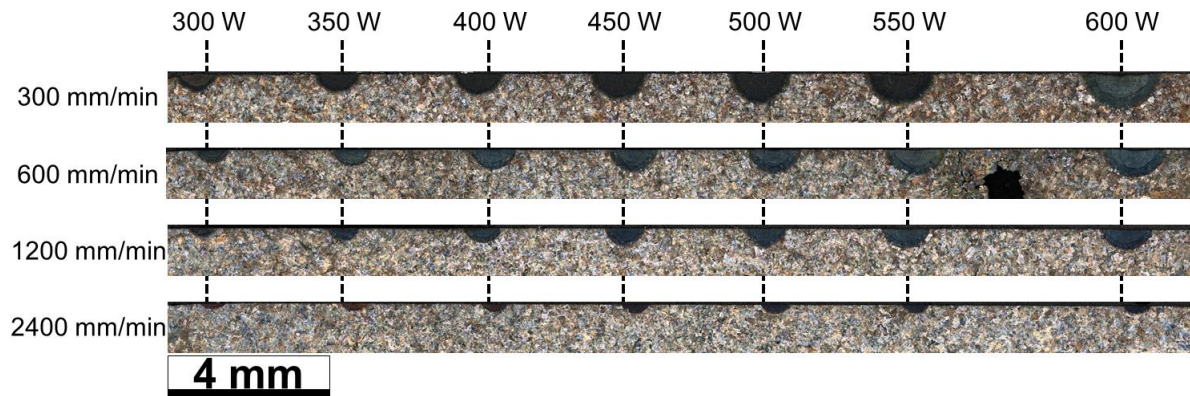


Figura 47 – Secções transversais dos cordões produzidos nos tratamentos a laser no aço 1,0C-0,0Nb

1C – 0,5Nb

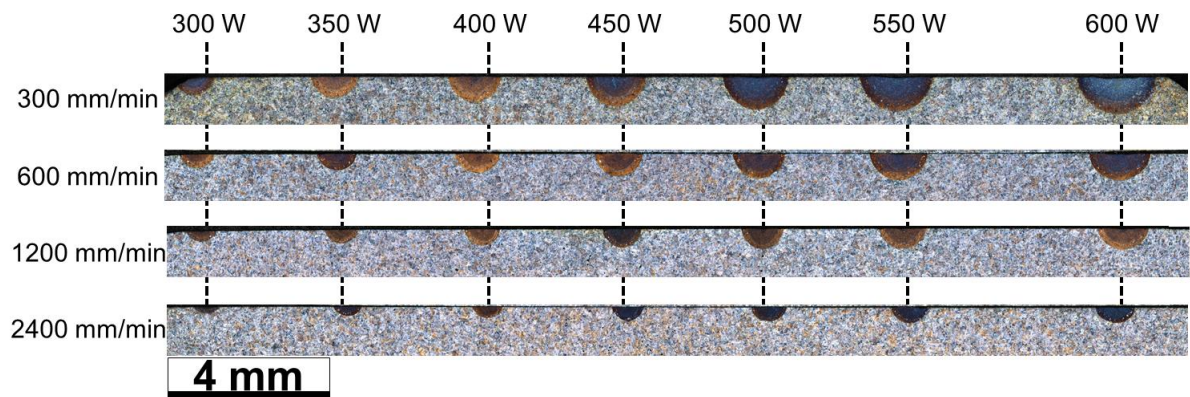


Figura 48 - Secções transversais dos cordões produzidos nos tratamentos a laser no aço 1,0C-0,5Nb

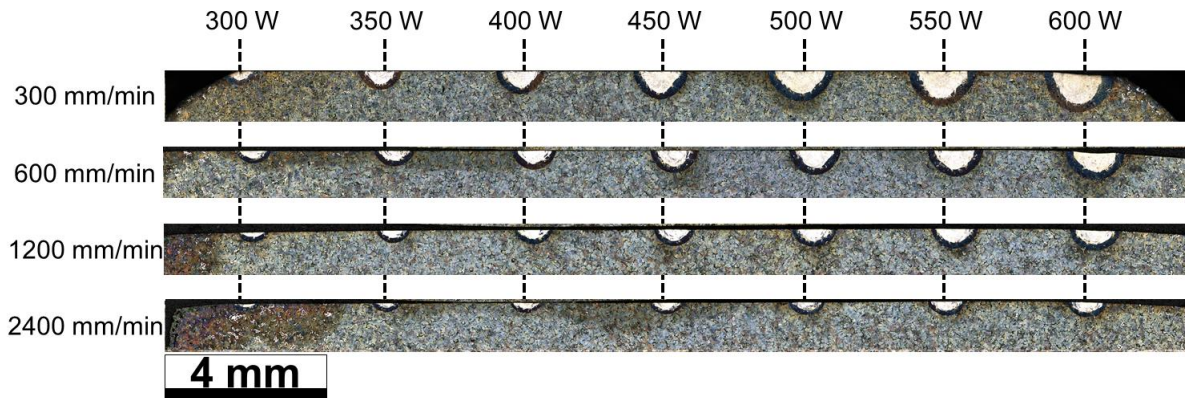
2C – 0,5Nb

Figura 49 - Secções transversais dos cordões produzidos nos tratamentos a laser no aço 2,0C-0,5Nb

Verifica-se que a área tratada aumenta diretamente com a potência do laser e inversamente com a velocidade de varredura. Ao ajustar a potência do laser e a velocidade de varredura, é possível controlar o tamanho da área afetada pelas mudanças microestruturais, permitindo um tratamento mais preciso e eficiente. A identificação dessas relações entre potência e velocidade, indica as melhores combinações de variáveis do processo de têmpera a laser em cordões para uma posterior confecção de camadas contínuas.

4.3.1. Dureza da têmpera a laser

São apresentadas nos gráficos das Figuras 50 a 55, as durezas obtidas com as variações de potências e velocidades do feixe laser.

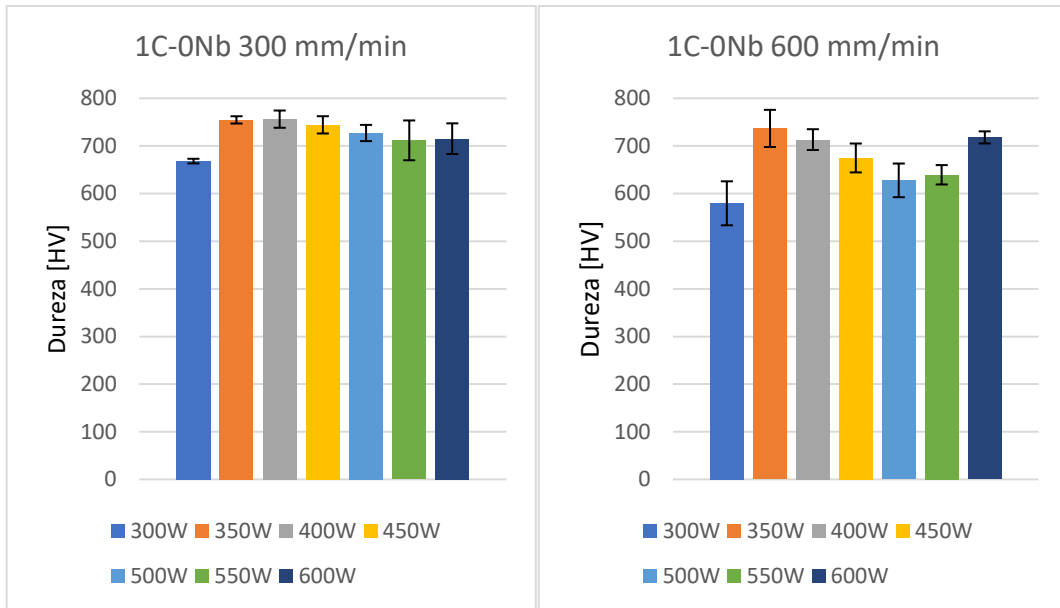


Figura 50 – Gráficos de dureza dos cordões para o aço 1,0C-0,0Nb para as velocidades de varredura 300 mm/min e 600 mm/min

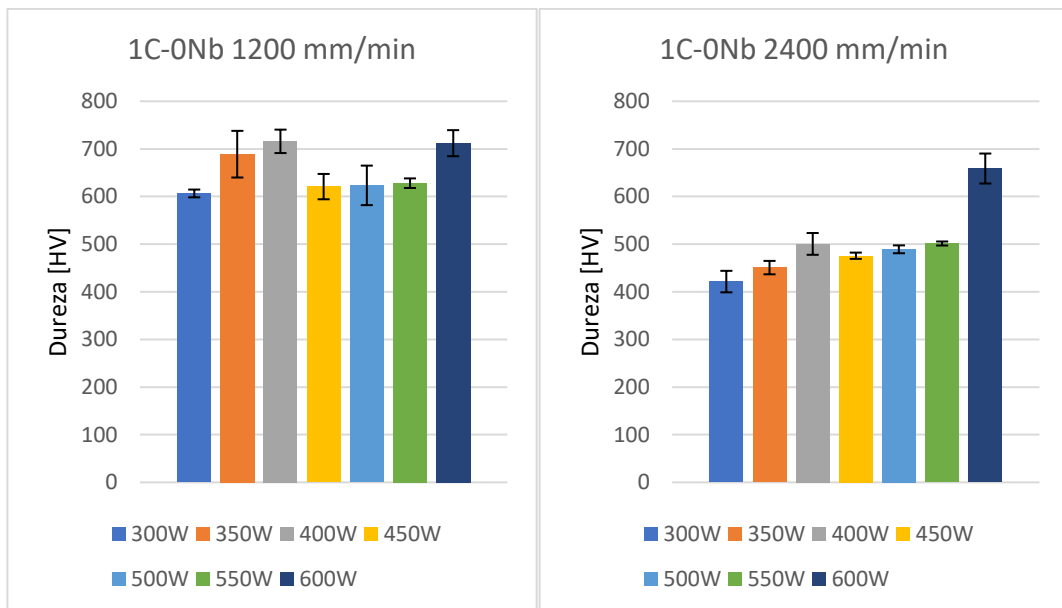


Figura 51 - Gráficos de dureza dos cordões para o aço 1,0C-0,0Nb para as velocidades de varredura 1200 mm/min e 2400 mm/min

Nas amostras de 1C-0Nb, um tratamento de tempera a laser foi realizado e demonstrou altos ganhos de dureza. Durante esse processo, foi observado que uma menor velocidade de varredura resultou em um maior valor médio de dureza. As potências de 350W e 400W se destacaram como níveis ideais para alcançar os melhores resultados.

O tratamento de tempera a laser nem sempre resultou em um maior ganho de dureza. Isso pode ser atribuído principalmente à velocidade de resfriamento.

Após alcançar a temperatura de austenitização, quando a estrutura do material é transformada em austenita, o resfriamento rápido é essencial para obter uma microestrutura mais dura, como a martensita.

Quando uma maior potência é utilizada, pode ocorrer um aporte excessivo de energia ao material, o que pode afetar negativamente o processo de resfriamento, já que a energia adicional dificulta o rápido resfriamento necessário para a formação adequada da martensita. Nesse caso, uma velocidade de resfriamento mais lenta pode impedir a obtenção dos melhores resultados de dureza.

Uma menor velocidade de varredura do feixe de laser permite que a região aquecida permaneça por mais tempo em temperaturas elevadas, o que favorece a transformação microestrutural desejada. Com uma velocidade de resfriamento mais lenta, há tempo suficiente para que a estrutura do material passe por transformações favoráveis, levando a um aumento na dureza média.

Níveis de dureza elevados foram também alcançados com a potência de 600W e velocidades de varredura de 1200 e 2400 mm/min. Ainda que inferiores aos obtidos com 350W e 400W, podem ser úteis se a velocidade de varredura do laser for importante (cerca de 4 a 8 vezes mais rápida que a menor velocidade), resultando em um maior rendimento de trabalho. Já a potência de 300W gerou sempre os menores níveis de dureza, demonstrando ser insuficiente para o tratamento.

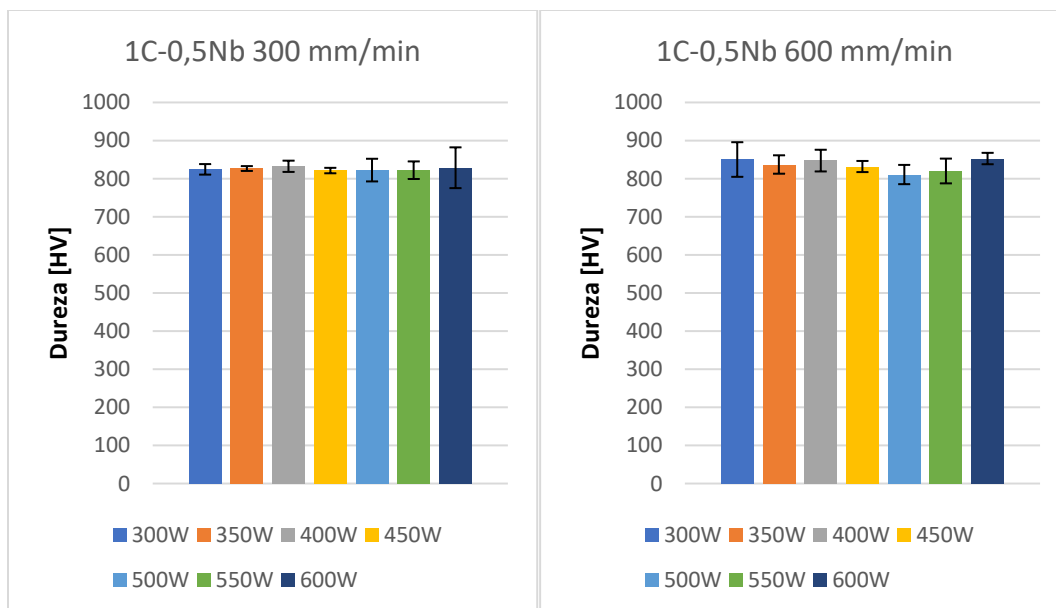


Figura 52 - Gráficos de dureza dos cordões para o aço 1,0C-0,5Nb para as velocidades de varredura 300 mm/min e 600 mm/min

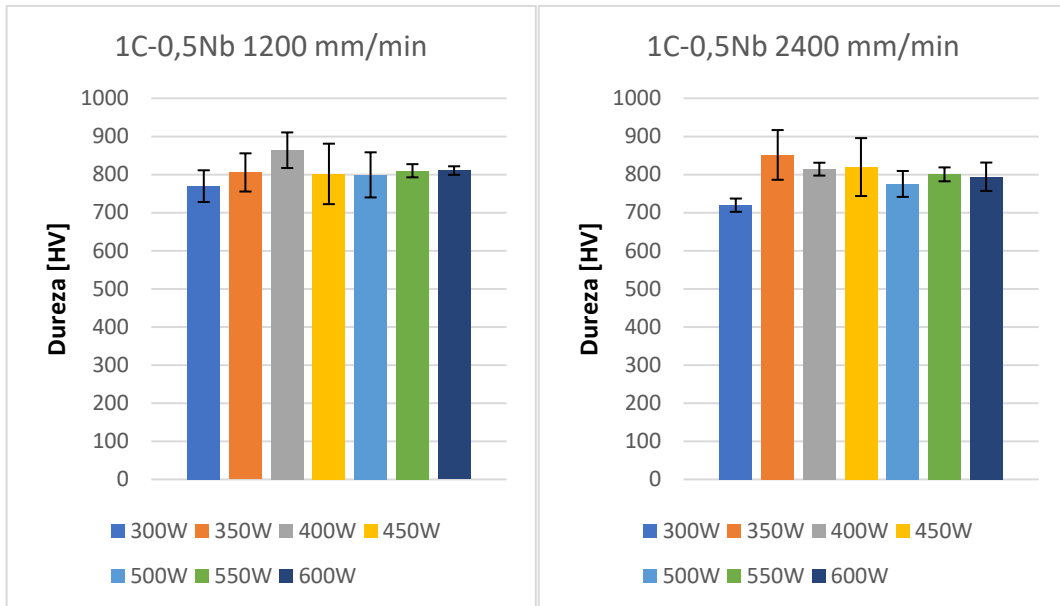


Figura 53 - Gráficos de dureza dos cordões para o aço 1,0C-0,5Nb para as velocidades de varredura 1200 mm/min e 2400 mm/min

O substrato composto por 1C-0,5Nb revelou-se altamente responsivo ao tratamento de tempera a laser, resultando em níveis mais elevados de dureza, com valores próximos a 860 HV. Durante os experimentos, as potências de 350W e 400W mais uma vez se destacaram, assim como a potência de 600W para certas velocidades de passada. No entanto, o destaque ficou por conta da combinação de 400W de potência com a velocidade de varredura de 1200 mm/min. Além disso, as potências de 300W e 600W com velocidade de varredura de 600 mm/min também alcançaram valores excepcionalmente elevados de dureza. Esses resultados sugerem que essas combinações específicas de potência e velocidade de passada provavelmente apresentam um balanço quase ideal de energia fornecida ao sistema e velocidade de execução, permitindo a formação de uma microestrutura de elevada dureza.

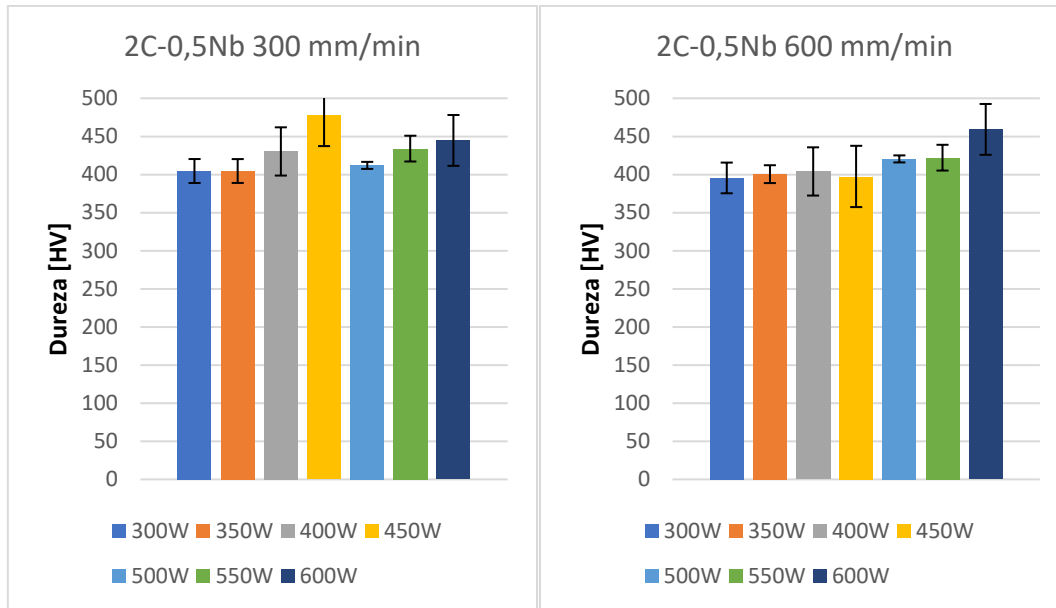


Figura 54 - Gráficos de dureza dos cordões para o aço 2,0C-0,5Nb para as velocidades de varredura 300 mm/min e 600 mm/min

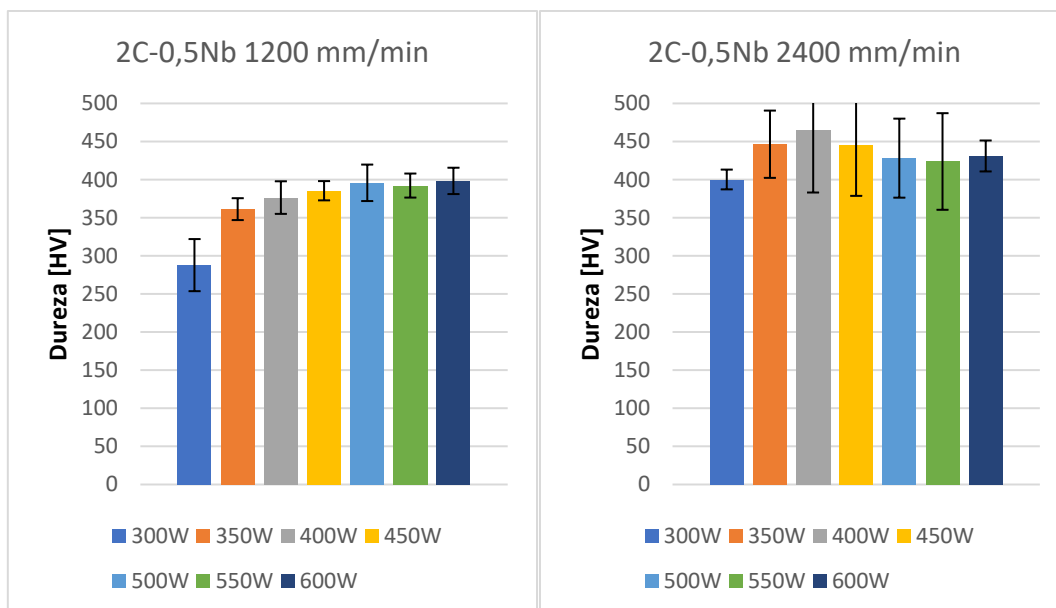


Figura 55 - Gráficos de dureza dos cordões para o aço 2,0C-0,5Nb para as velocidades de varredura 1200 mm/min e 2400 mm/min

As amostras compostas por 2C-0,5Nb apresentaram os menores valores de dureza, situando-se na faixa entre 400 e 500 HV. Em comparação com os substratos anteriores, que obtiveram durezas significativamente mais elevadas, variando de 700 a quase 900 HV, esses resultados podem indicar uma maior dificuldade no tratamento de tempera a laser para esse material específico.

Entre as diversas combinações testadas a melhor dureza alcançada para o substrato 2C-0,5Nb ocorreu com a velocidade de 300 mm/min e potência de 450W, atingindo um valor próximo a 480HV. Esse resultado sugere que uma potência na faixa de 400 a 450W pode ser mais adequada para melhorar a dureza desse material.

Além disso, outro destaque foi observado com a potência de 600W em conjunto com a velocidade de 600 mm/min, que também apresentou resultados promissores.

4.4. Laser Cladding – Colmonoy

Nas Figuras 55 a 57 são apresentadas as micrografias das camadas depositadas através de Laser Cladding

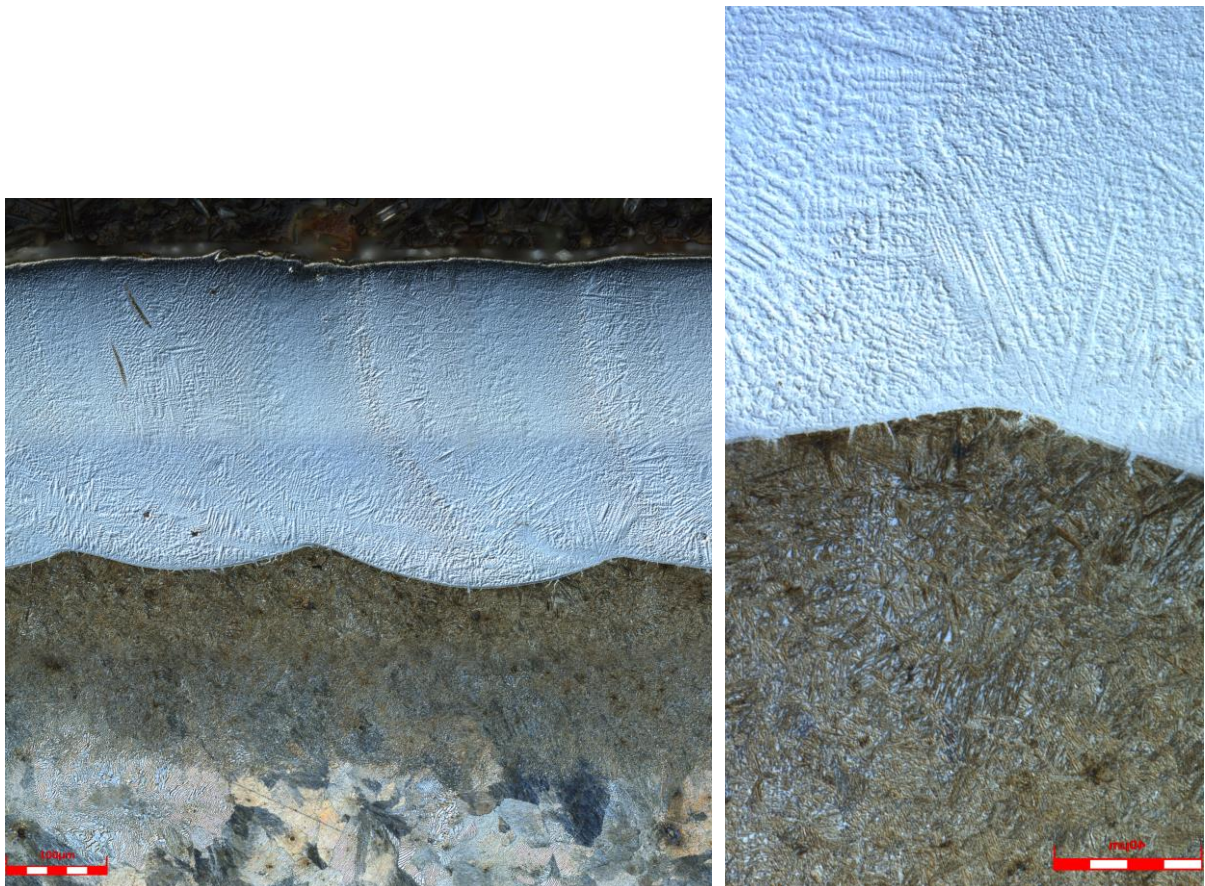


Figura 56 - Aço grafitico 1C-0Nb com camada de colmonoy aplicada por laser cladding

A micrografia exhibe três regiões distintas: a camada de Colmonoy, a zona termicamente afetada (ZTA) e o substrato perlítico. A camada de Colmonoy é

claramente distinguível e se destaca pela sua estrutura homogênea.

Abaixo da camada de Colmonoy, observa-se a zona termicamente afetada (ZTA), que é constituída de bainita, uma vez que as temperaturas elevadas do tratamento térmico podem levar a transformações de fase nessa região durante o resfriamento. As características locais de resfriamento propiciaram as condições semelhantes a um tratamento de austêmpera.

Abaixo da ZTA verifica-se o substrato perlítico, representando a região do material abaixo da ZTA que não foi submetida ao tratamento.

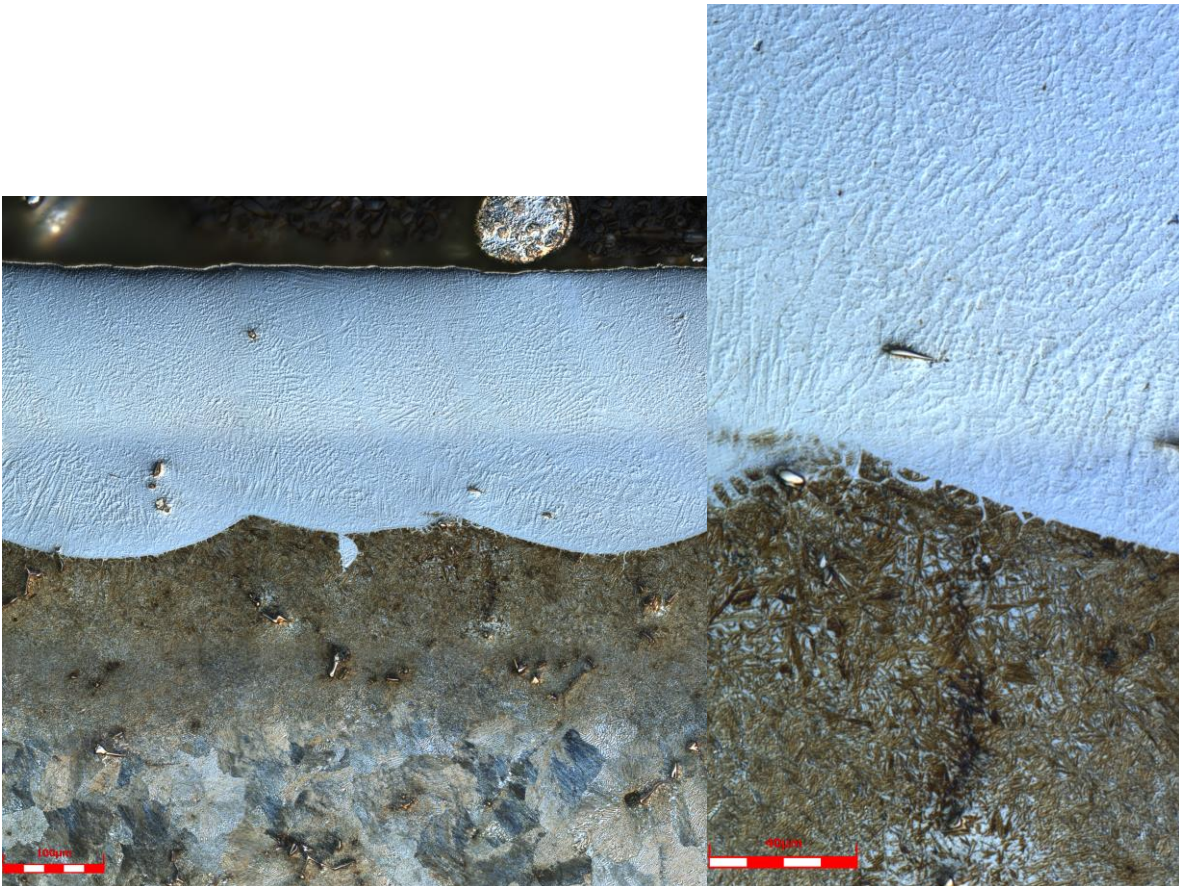


Figura 57 - Aço grafitico 1C-0,5Nb com camada de colmonoy aplicada por laser cladding

A presença de carbonetos de nióbio próximos à região de transição entre a camada de Colmonoy e a Zona Termicamente Afetada (ZTA) pode indicar uma mistura entre a camada e o substrato durante o tratamento.

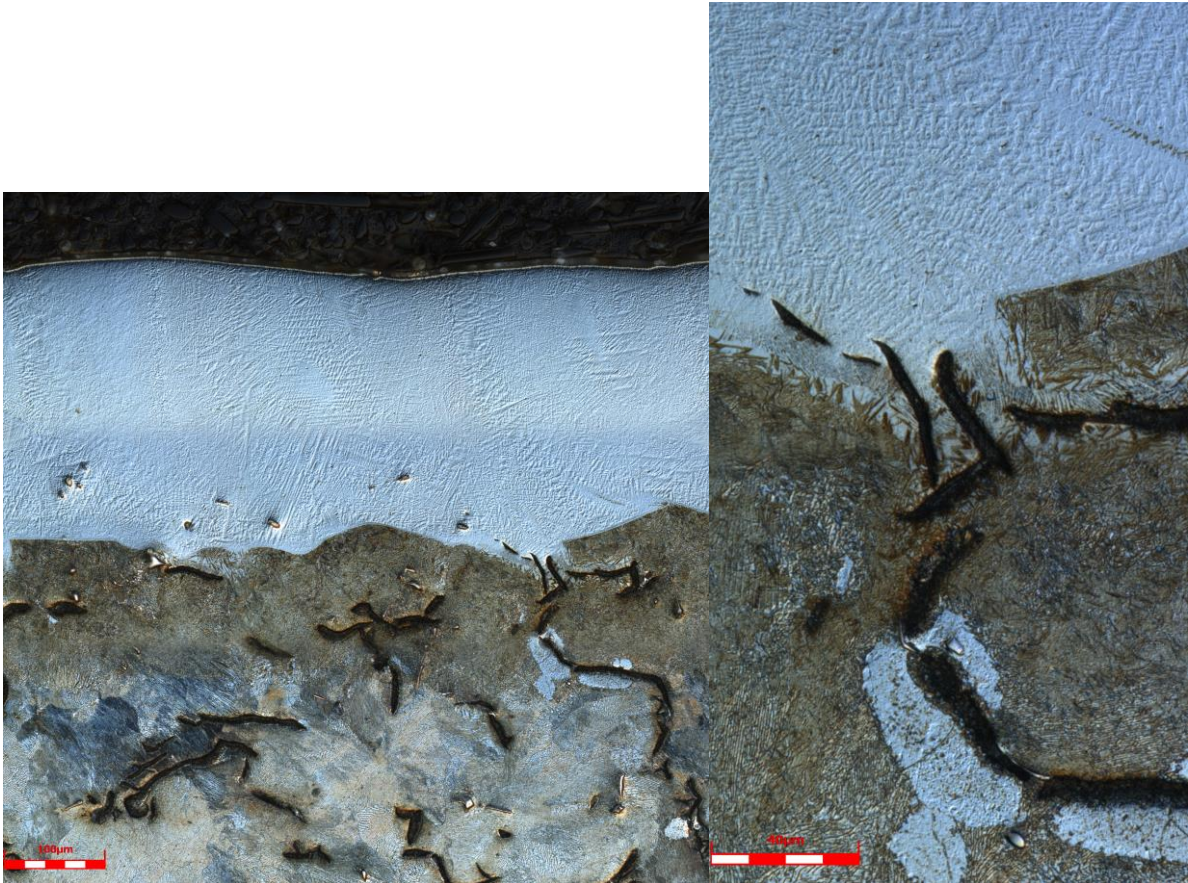


Figura 58 - Aço grafitico 2C-0,5Nb com camada de Colmonoy aplicada por laser cladding

Podemos observar que a presença de carbonetos de nióbio e grafita na forma vermicular, provenientes da matriz, próximos à região de transição entre a camada de Colmonoy e a Zona Termicamente Afetada (ZTA), indica que ocorreu uma penetração da camada no substrato.

Nas Figuras 58 a 60 são apresentadas as imagens feitas por MEV das amostras com camadas de Colmonoy

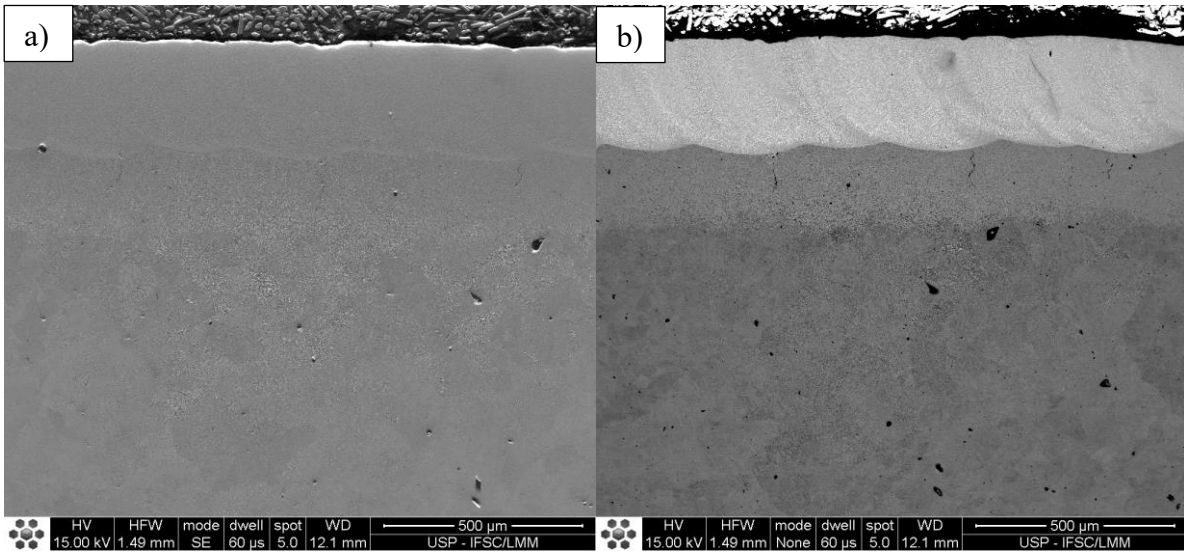


Figura 59 – MEV da camada no aço 1,0C-0,0Nb a)SE b)BSE

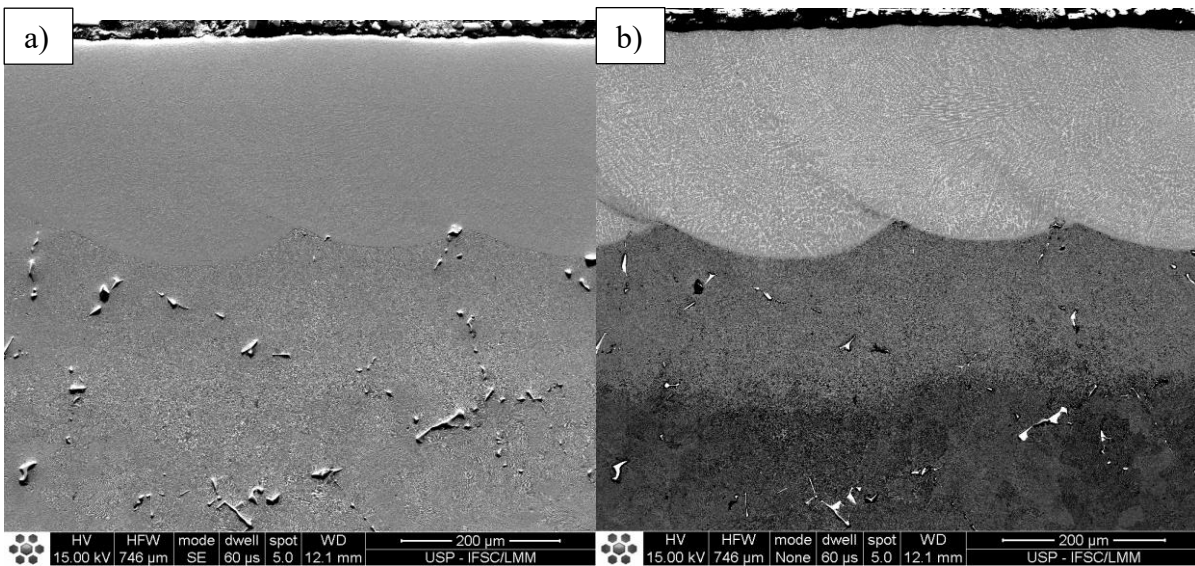


Figura 60 - MEV da camada no aço 1,0C-0,5Nb a)SE b)BSE

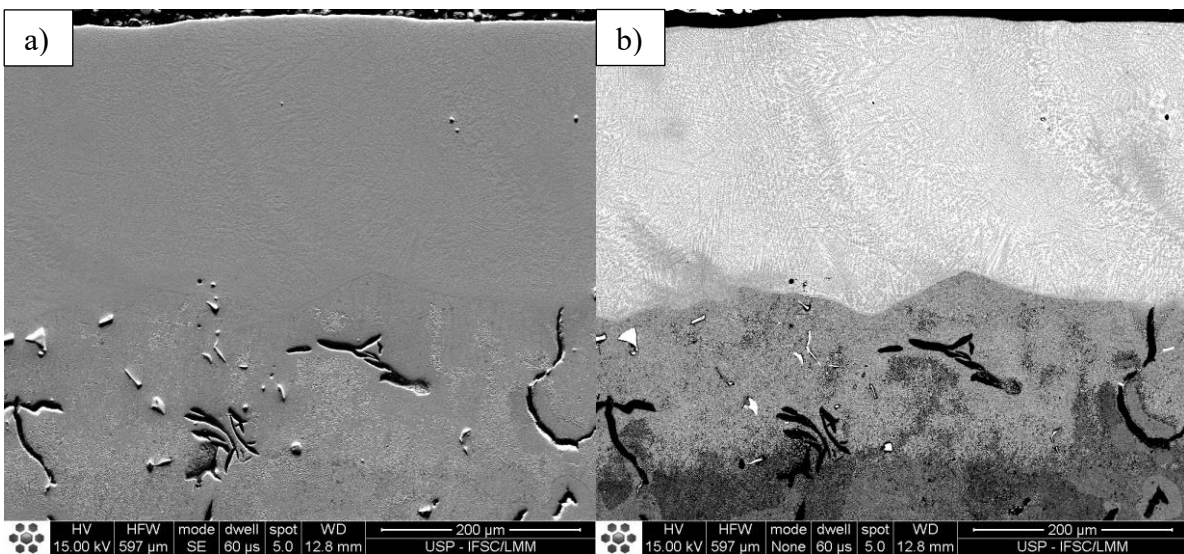


Figura 61 - MEV da camada no aço 2,0C-0,5Nb a)SE b)BSE

Na Figura 62 é observada a imagem de MEV da camada de Colmonoy, indicando um resfriamento tipicamente dendrítico da camada.

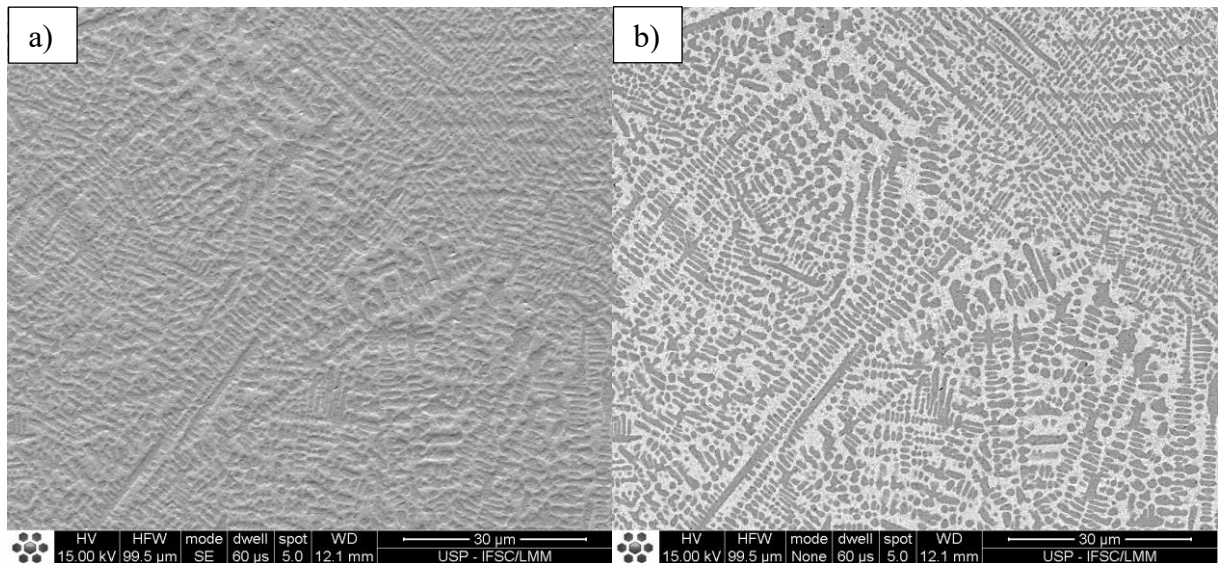


Figura 62 – MEV da camada de Colmonoy a)SE b)BSE

4.5. Durezas

A Tabela 6 apresenta os resultados da medida de dureza dos substratos sem tratamento. Foram realizadas 10 medições de dureza Vickers, evitando-se medir regiões com carbonetos ou grafita.

Tabela 6 - Durezas dos substratos sem tratamento

Durezas dos substratos sem tratamento [HV]	
1,0C-0,0Nb	302,14 ± 12,95
1,0C-0,5Nb	314,62 ± 11,79
2,0C-0,5Nb	304,16 ± 18,32

Nota-se pequenas variações durezas dos substratos, mas por suas naturezas perlíticas, mantiveram-se em níveis semelhantes de dureza.

4.5.1. Durezas das amostras austemperadas

Na Figura 63 apresenta-se as durezas médias dos substratos submetidos a diferentes tempos e temperaturas de tratamento. Essas durezas foram medidas na matriz, evitando-se os carbonetos de Nb ou os nódulos e veios de grafita. Verifica-se que uma menor temperatura de austêmpera resulta em durezas médias relativamente mais altas, o que indica um maior refinamento da bainita, enquanto o oposto ocorre para temperaturas mais elevadas.

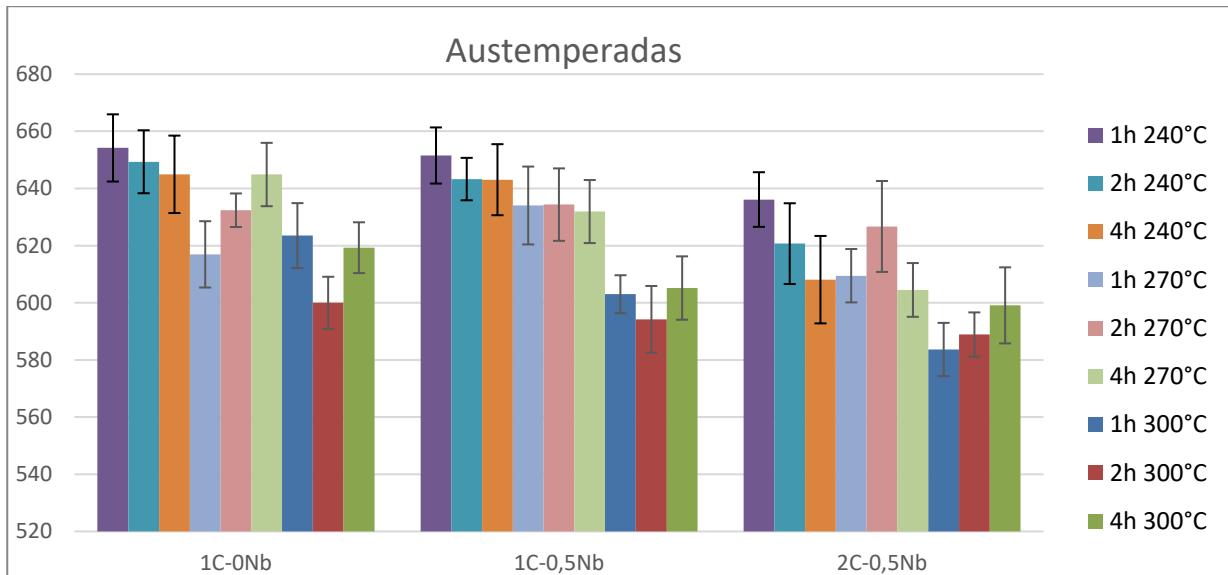


Figura 63 – Dureza dos substratos submetidos aos diferentes tratamentos térmicos

A presença de maior quantidade de elementos de liga (C e Nb) não altera de maneira significativa as durezas dos substratos, uma vez que esses elementos de liga formaram carbonetos ou grafita.

4.5.2. Perfil de microdurezas

Nas Figuras 63 a 66 são apresentados os perfis de microdureza das amostras boretadas, boroaustemperadas, com camada de NbC e de Colmonoy.

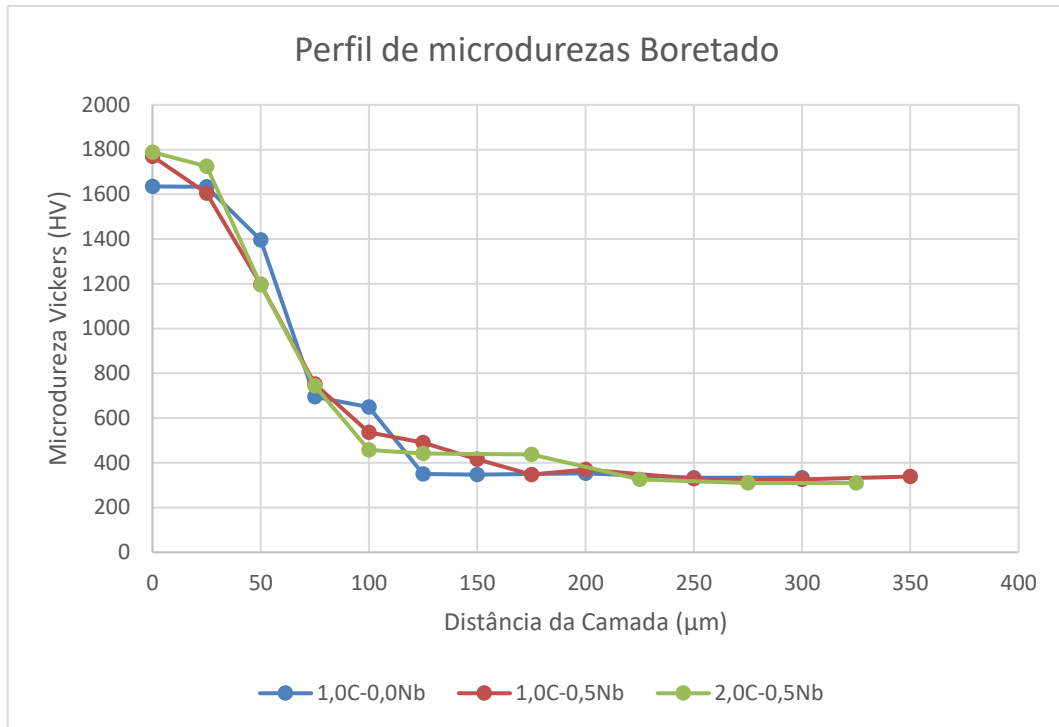


Figura 64 – Perfil de microdureza das amostras boretadas

Uma vez que os carbonetos presentes nos aços com nióbio encontram-se muito espaçados, os mesmos praticamente não influenciam nas medidas de durezas das camadas de boretos.

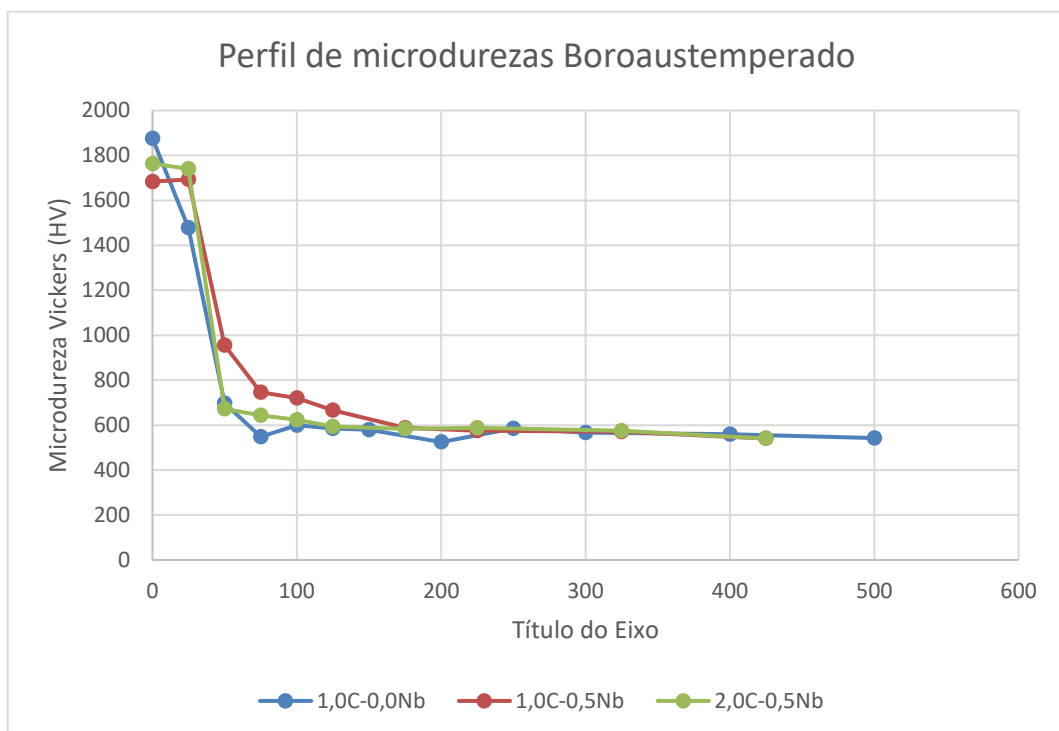


Figura 65 - Perfil de microdureza das amostras boroaustemperadas

O perfil de microdureza realizado nas secções transversais das amostras boretadas e boroaustemperadas revelou a presença de uma camada com durezas elevadas, situada a uma profundidade de aproximadamente 25 micrômetros. Essa camada apresentou valores de dureza na faixa de 1700-1900 HV. À medida que se afasta dessa camada, na região com alta concentração de silício (como observado na Figura 34 discutida anteriormente), a dureza diminui gradualmente, alcançando um patamar intermediário. Por fim, ao atingir a matriz, a dureza converge para os valores médios de dureza dos substratos previamente medidos, sejam eles perlíticos ou bainíticos.

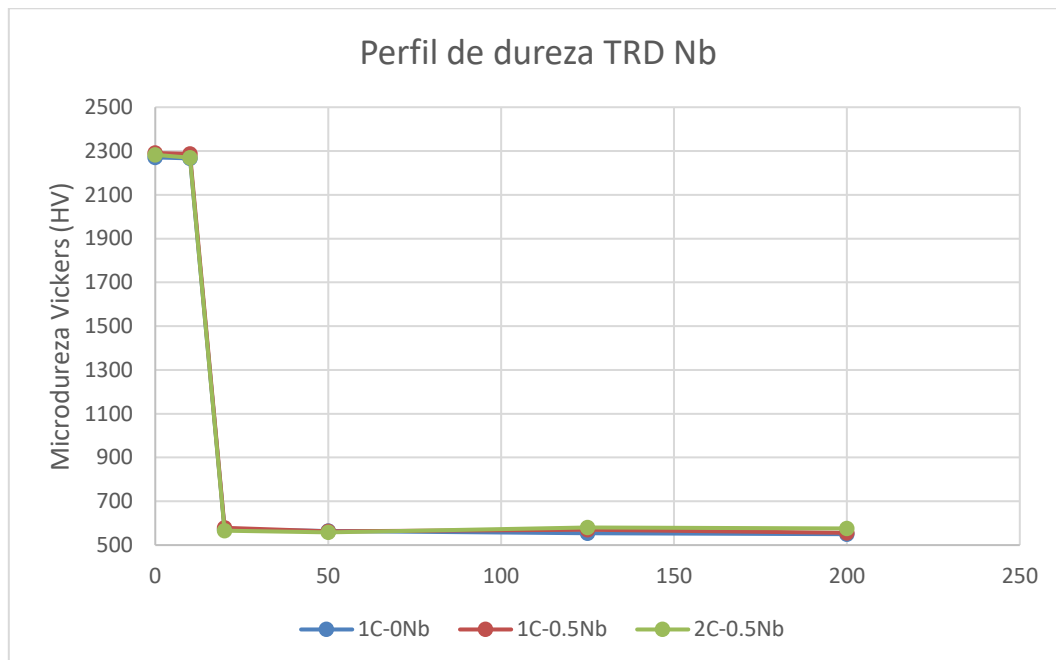


Figura 66 - Perfil de microdureza das amostras com camada de níbio depositada por TRD

A camada produzida pelo tratamento termorreativo apresentou uma notável elevação de dureza, alcançando valores da ordem de 2300 HV, em consonância com as expectativas teóricas para o carboneto de níbio. Contudo, nota-se uma queda abrupta na dureza logo após a camada, o que pode suscitar problemas, visto que uma grande discrepância na dureza entre a camada e o substrato pode ocasionar o desprendimento da camada.

É importante ressaltar que o tratamento de austêmpera pode ter contribuído para manter a camada firmemente aderida ao substrato. Esse tratamento promove um endurecimento da matriz, sem ocasionar uma fragilização dramática do

substrato, o que pode ser vantajoso para a integridade da camada produzida pelo tratamento termorreativo.

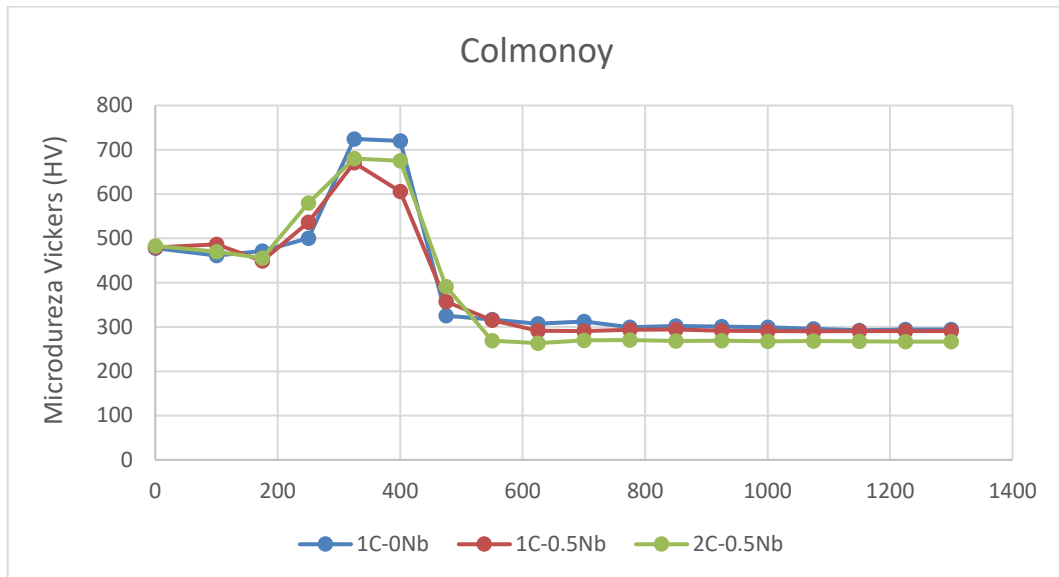


Figura 67 - Perfil de microdureza das amostras com camada de Colmonoy

A camada de Colmonoy exibe um comportamento notável, uma vez que a região de maior dureza não está localizada na própria camada, mas sim na zona termicamente afetada (ZTA) adjacente. É relevante salientar que o Colmonoy é uma liga reconhecida por sua excelente resistência à corrosão, embora suas propriedades mecânicas não sejam particularmente destacadas. No entanto, uma ZTA com elevada dureza pode desempenhar um papel significativo ao promover uma adesão mais eficiente da camada ao substrato, resultando em maior integridade e durabilidade do revestimento.

4.6. Desgaste

A Figura 68 apresenta os gráficos de desgaste abrasivo realizados nos diferentes substratos e camadas.

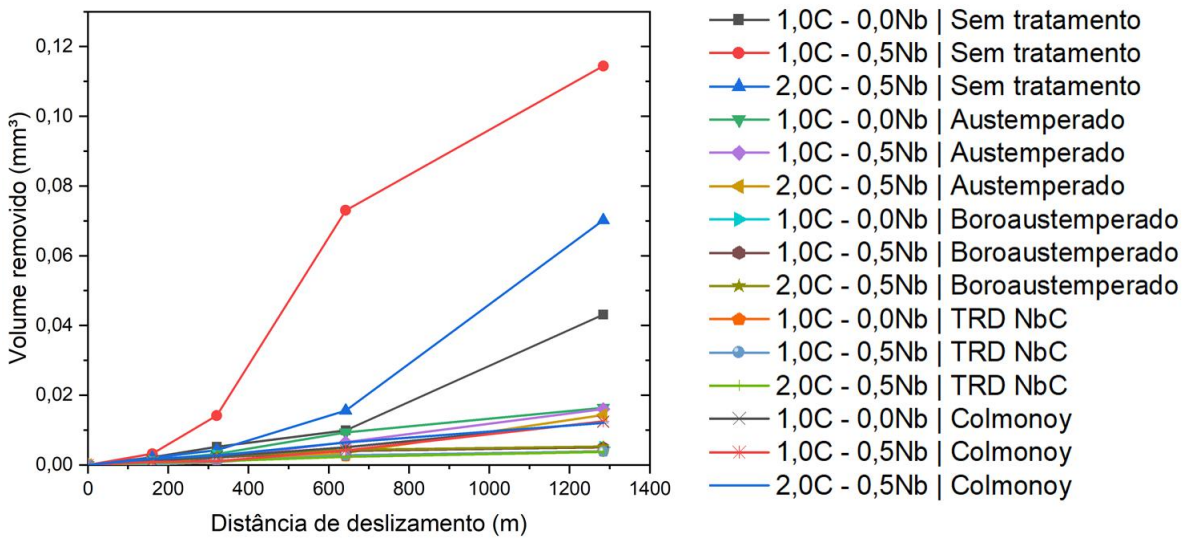


Figura 68 – Gráficos de desgaste abrasivo dos substratos e camadas

Observa-se que há três patamares de desgaste. Um para as amostras sem tratamento, onde o desgaste foi mais acentuado. O aço 1,0C-0,5Nb sem tratamento obteve a maior taxa de desgaste, provavelmente devido à presença de carbonetos duros de nióbio em sua matriz, que se desprendem e passam a atuar como abrasivos em conjunto com o carboneto de silício. Já o aço 2,0C-0,5Nb, apesar de conter os mesmos precipitados duros de nióbio, possui grafita em forma vermicular em grande quantidade em sua matriz, o que pode ter auxiliado na lubrificação do desgaste. O aço sem adição de nióbio foi o que teve melhor desempenho pela ausência desses carbonetos.

No patamar secundário se localizam o material austemperado e a liga de colmonoy, que possuem durezas semelhantes.

As camadas de boretos e de TRD-Nb apresentaram as melhores resistências ao desgaste, devido à alta dureza de sua camada (1800-2200 HV)

Na Figura 69 está apresentado o gráfico de desgaste do material bruto de fusão e do austemperado a 300 °C.

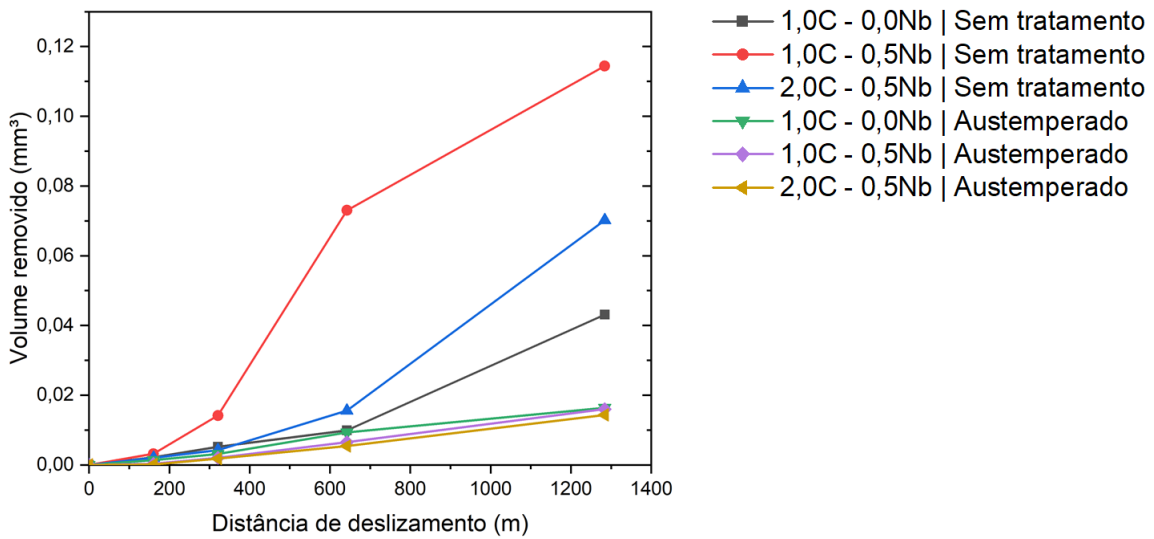


Figura 69 - Gráfico de desgaste abrasivo dos substratos sem tratamento e dos austemperados

Observa-se que as amostras austemperadas tiveram ganhos expressivos em relação à resistência ao desgaste quando comparadas com as amostras sem tratamento, na ordem de 4 a 10x em volume desgastado.

Na Figura 70 é apresentado o gráfico comparativo dos substratos sem tratamento com os boroaustemperados.

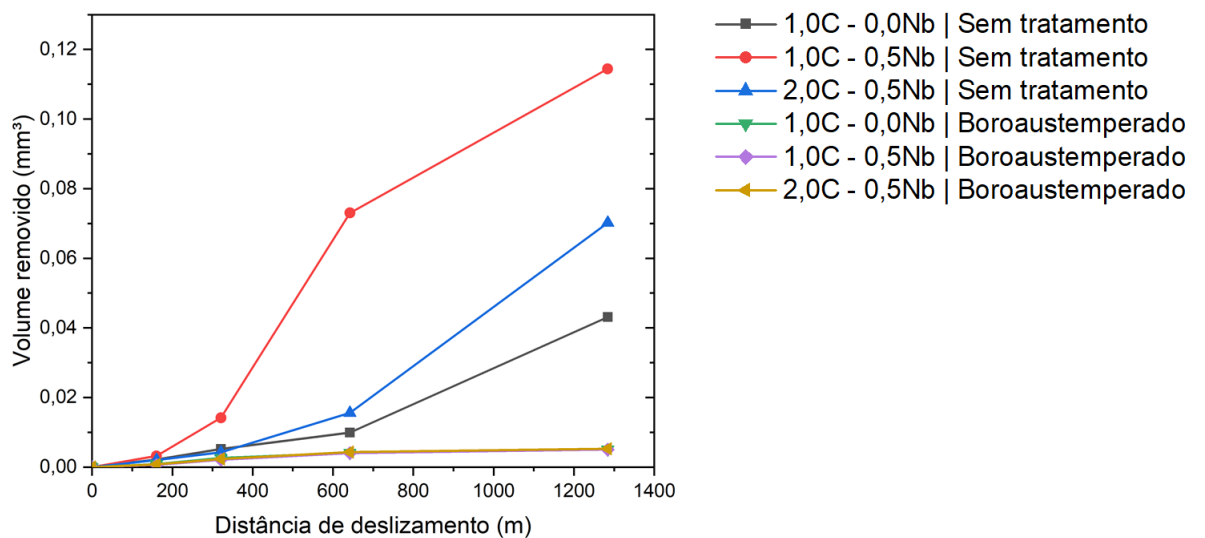


Figura 70 - Gráfico de desgaste abrasivo dos substratos sem tratamento e dos boroaustemperados

Observa-se que no caso das camadas o desempenho aumenta de forma expressiva, indo para uma taxa de desgaste na ordem de 8 a 24 vezes a depender do substrato.

A Figura 71 compara as amostras boroaustemperadas com as submetidas ao tratamento termorreativo.

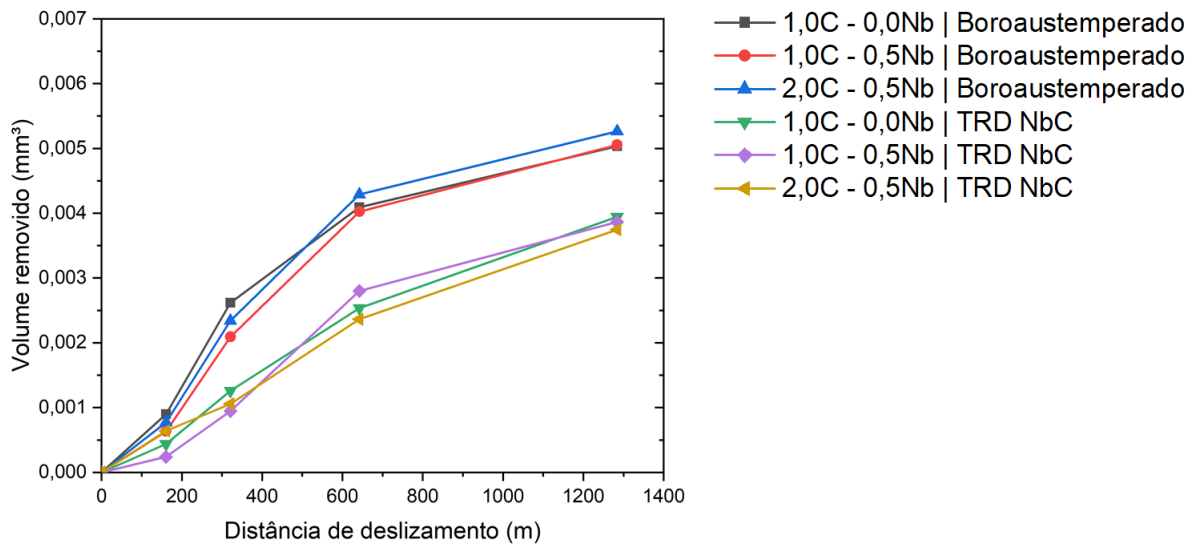


Figura 71 - Gráfico de desgaste abrasivo dos substratos com camadas produzidas por TRD NbC e dos boroaustemperados

Os dois substratos obtiveram as menores taxas de desgaste, com o NbC possuindo o melhor desempenho entre todas as camadas, possuindo resistência ao desgaste de 13 a 40 vezes superior ao do substrato.

A Figura 72 apresenta o comparativo da taxa de desgaste da liga de colmonoy com o substrato sem tratamento.

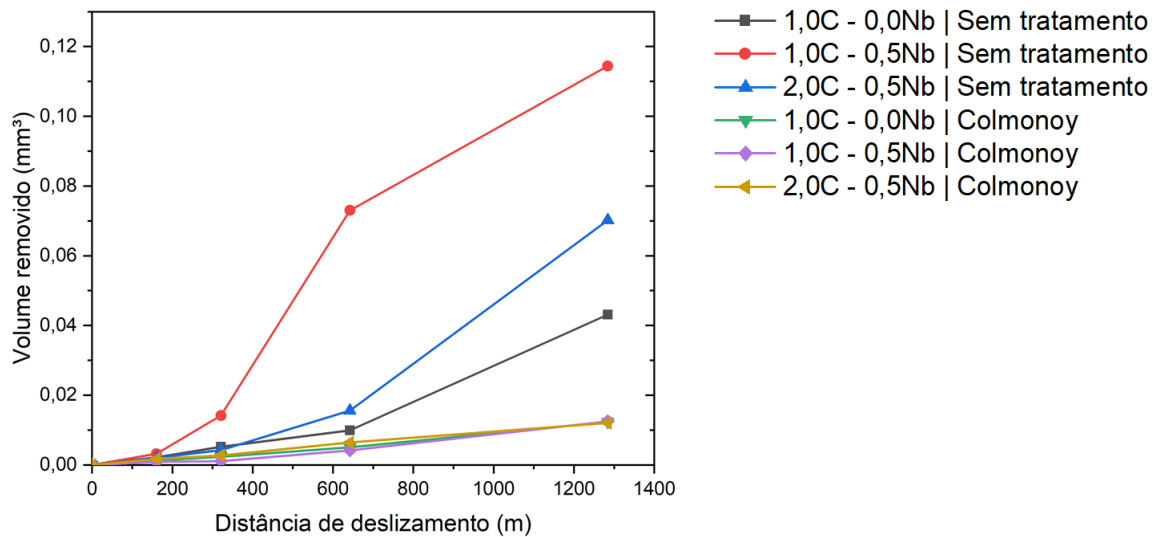


Figura 72 - Gráfico de desgaste abrasivo dos substratos sem tratamento e dos boroaustemperados

A liga de colmonoy é mais adequada a aplicações que necessitam de alta resistência a corrosão, porém apresentou boa resistência ao desgaste, possuindo uma resistência ao desgaste de 4 a 12 vezes superior. Se aplicação do material requer uma combinação otimizada de resistências ao desgaste e à corrosão, a camada torna-se especialmente adequada.

4.6.1. Calotas de desgaste

Na Tabela 7 estão apresentados os valores de rugosidade Ra feitas no interior das calotas de desgaste. Os substratos apresentaram valores semelhantes entre si, de modo que são apresentados apenas para o substrato de 1C-0,5Nb por critério de simplicidade.

Tabela 7 - Rugosidades Ra determinadas nas calotas de desgaste

Rugosidade Ra	
Amostra	Ra [μm]
Bruta de fundição	$0,180 \pm 0,015$
Austemperada 300 °C	$0,196 \pm 0,022$
Boretada	$0,187 \pm 0,014$
TRD Nb	$0,046 \pm 0,005$
Colmonoy	$0,248 \pm 0,017$

A Figura 73 apresenta a imagem de MEV do interior da calota de desgaste da camada boretada sobre o aço 1C-0,5Nb. A Figura 74 apresenta as

imagens de microscopia confocal do interior da calota.

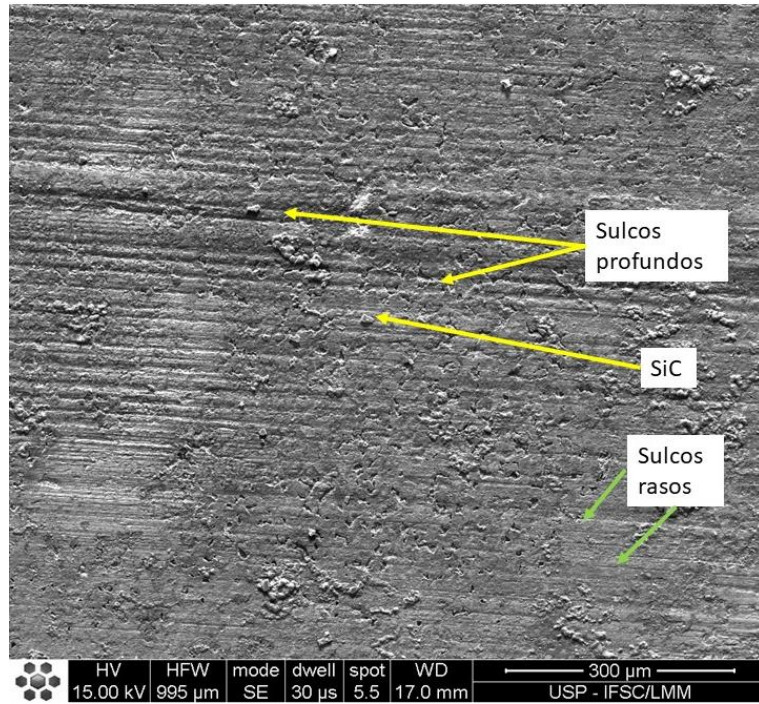


Figura 73 - Interior da calota de desgaste da amostra 1C-0,5Nb boretada

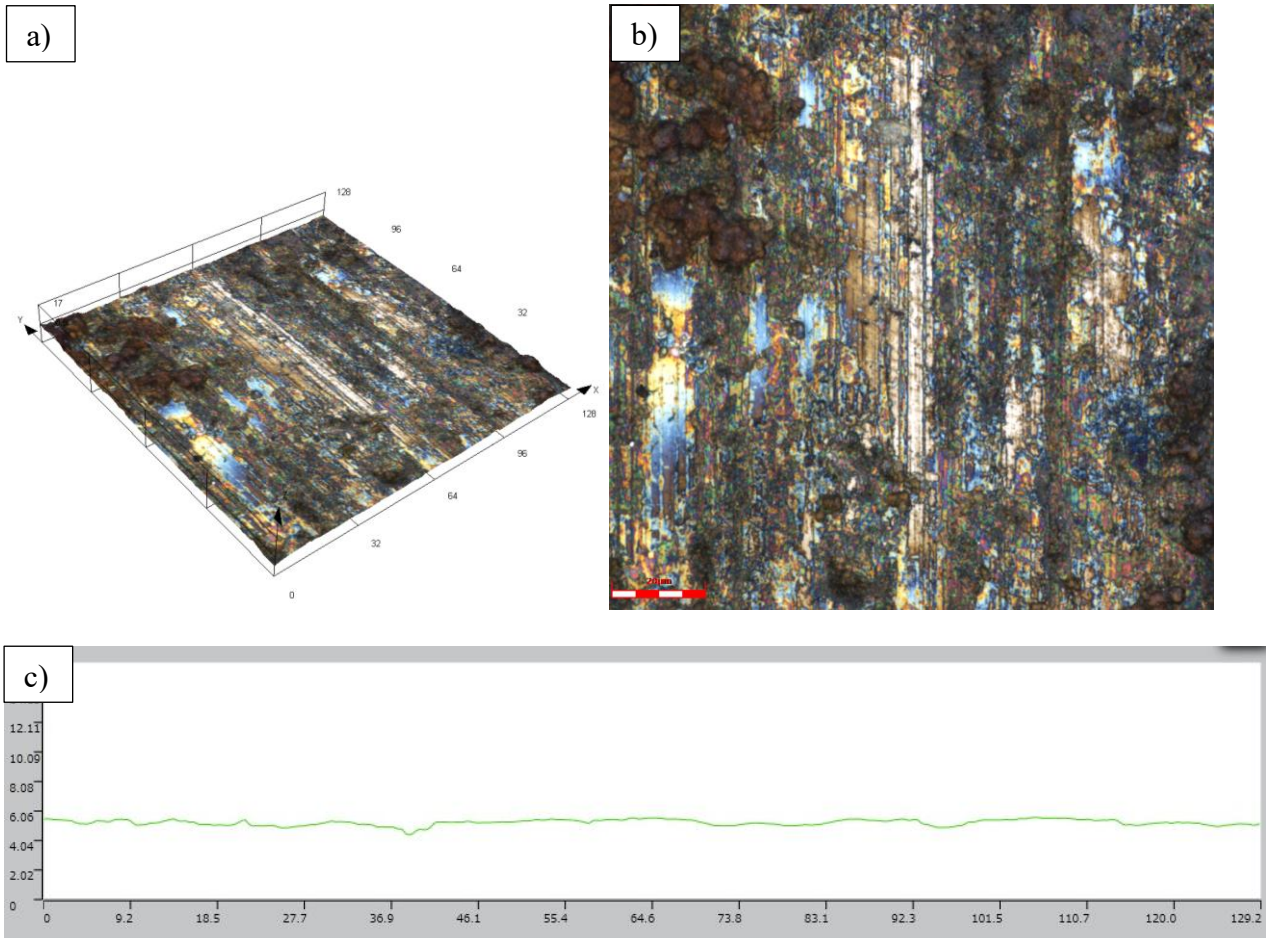


Figura 74 – Análise por microscopia confocal do interior da calota de desgaste da amostra 1,0C-0,5Nb . a) vista 3d b) vista 2d c) perfil da superfície

Observa-se que a presença do mecanismo de desgaste abrasivo a dois corpos *deep* e *shallow plow groove*. A diferença entre os mecanismos de desgaste *shallow plow groove* e *deep plow groove* está relacionada à profundidade dos sulcos formados durante o processo de desgaste. No mecanismo de desgaste *shallow plow groove*, os sulcos formados na superfície são rasos, ou seja, apresentam uma profundidade relativamente baixa. Esses sulcos são direcionais e seguem o sentido de rotação da esfera. Já no mecanismo de desgaste *deep plow groove*, os sulcos formados são mais profundos, ou seja, apresentam uma profundidade maior em comparação ao *shallow plow groove*. Esses sulcos também são direcionais e seguem o sentido de rotação da esfera. O *deep plow groove* geralmente é causado por uma combinação de forças de compressão e cisalhamento intensas que resultam em deformações plásticas mais significativas e na formação de sulcos mais profundos (Budinski, 2007; Lancaster, 1990).

A Figura 75 apresenta a imagem de MEV do interior da calota de desgaste da camada de colmonoy sobre o aço 1C-0,5Nb. A Figura 76 apresenta as imagens de microscopia confocal do interior da calota.

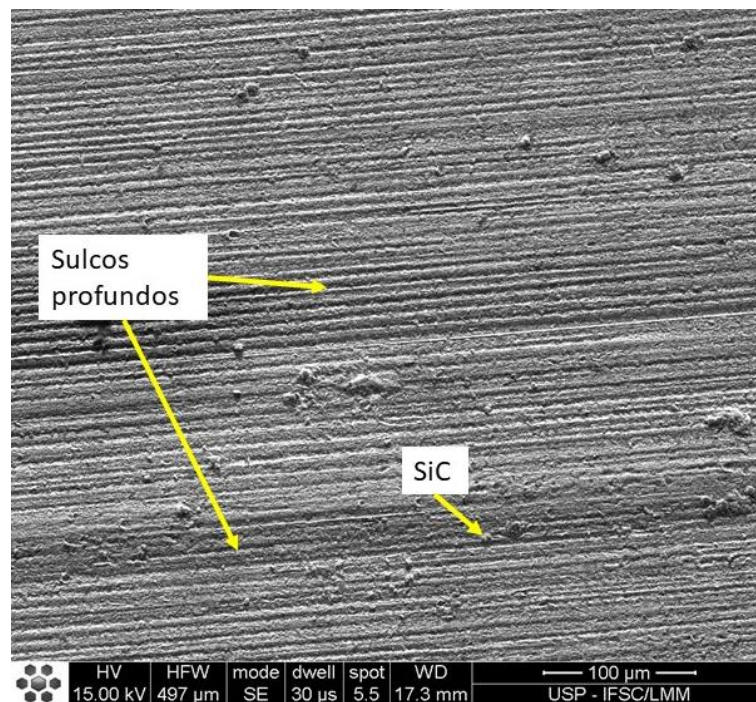


Figura 75 - Interior da camada de colmonoy na amostra 1C-0,5Nb

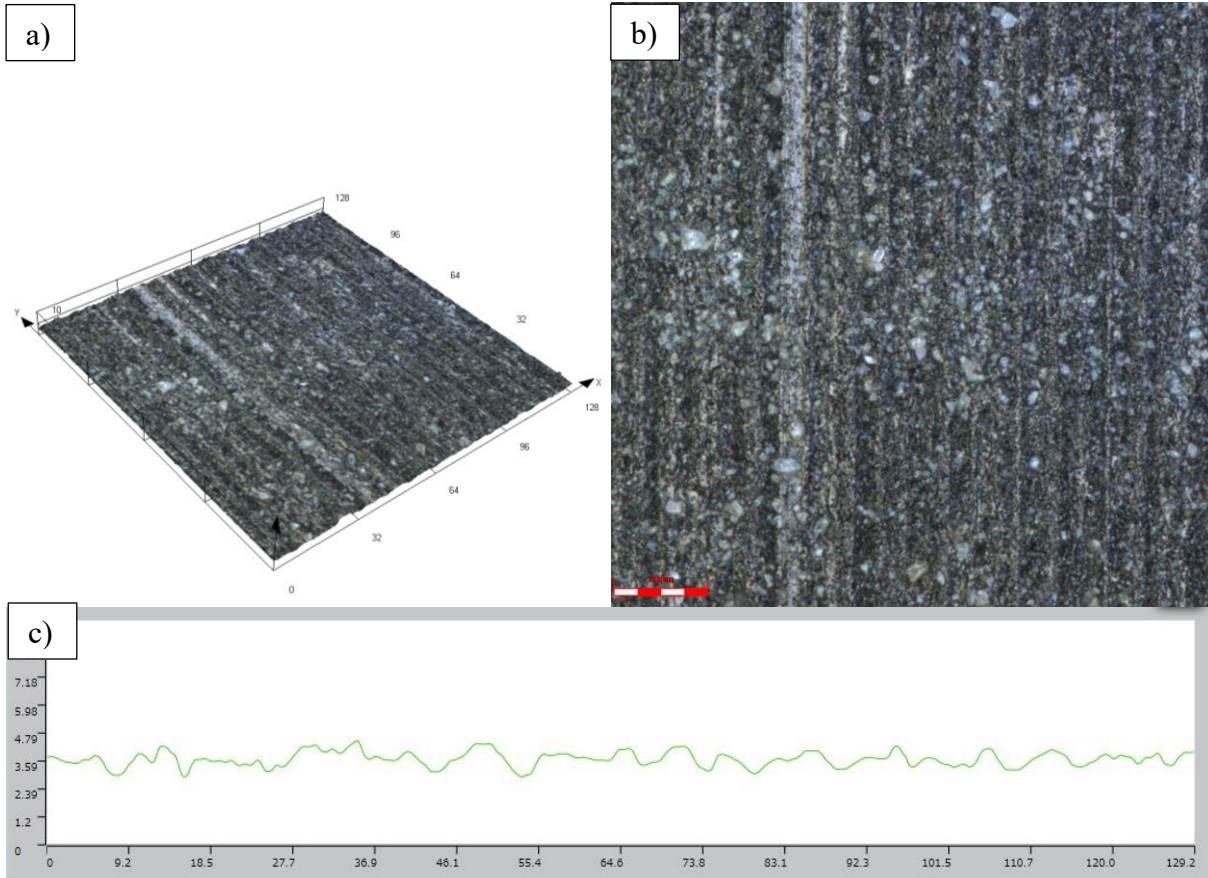


Figura 76 - Análise por microscopia confocal do interior da calota da camada de colmonoy. a) vista 3d b) vista 2d c) perfil da superfície

A rugosidade do Colmonoy é a mais alta dentre as camadas produzidas, o que está relacionada com a sua menor dureza (~ 500 HV) em relação às demais. Os sulcos produzidos mostram arranhões paralelos profundos, com bordas plasticamente deformadas, causadas pelas partículas abrasivas duras de SiC. Esse processo ocorre quando uma proporção significativa das partículas da suspensão se incorpora à superfície do rolamento de esferas e atua como indentadores fixos, causando o chamado desgaste por abrasão de dois corpos (ou sulcamento) (Navas et al., 2006).

Na Figura 77 apresenta-se a imagem de MEV do interior da calota de desgaste da camada de Colmonoy sobre o aço 1C-0,5Nb e na Figura 78 apresenta-se as imagens de microscopia confocal do interior da calota.

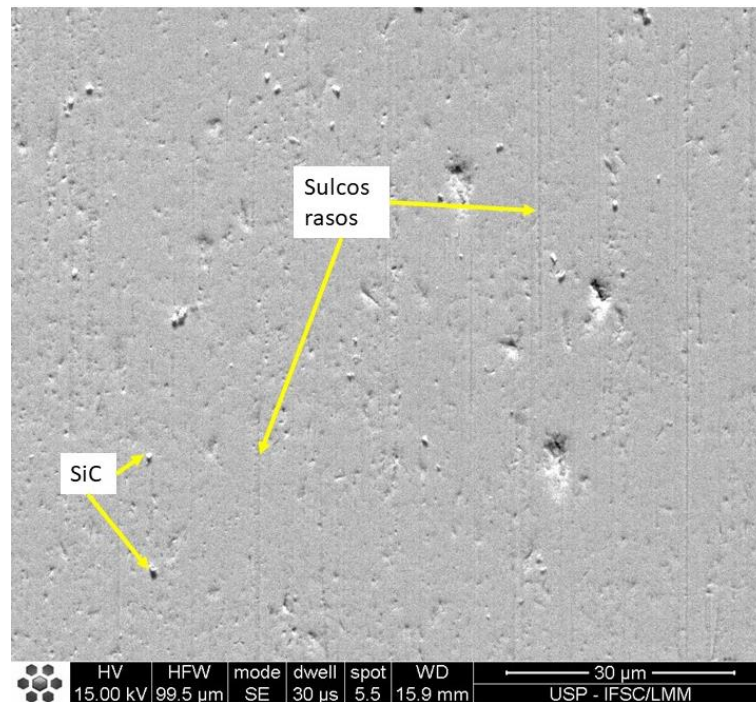


Figura 77 - Interior da calota de desgaste da camada de TRD Nb da amostra 1C-0,5Nb

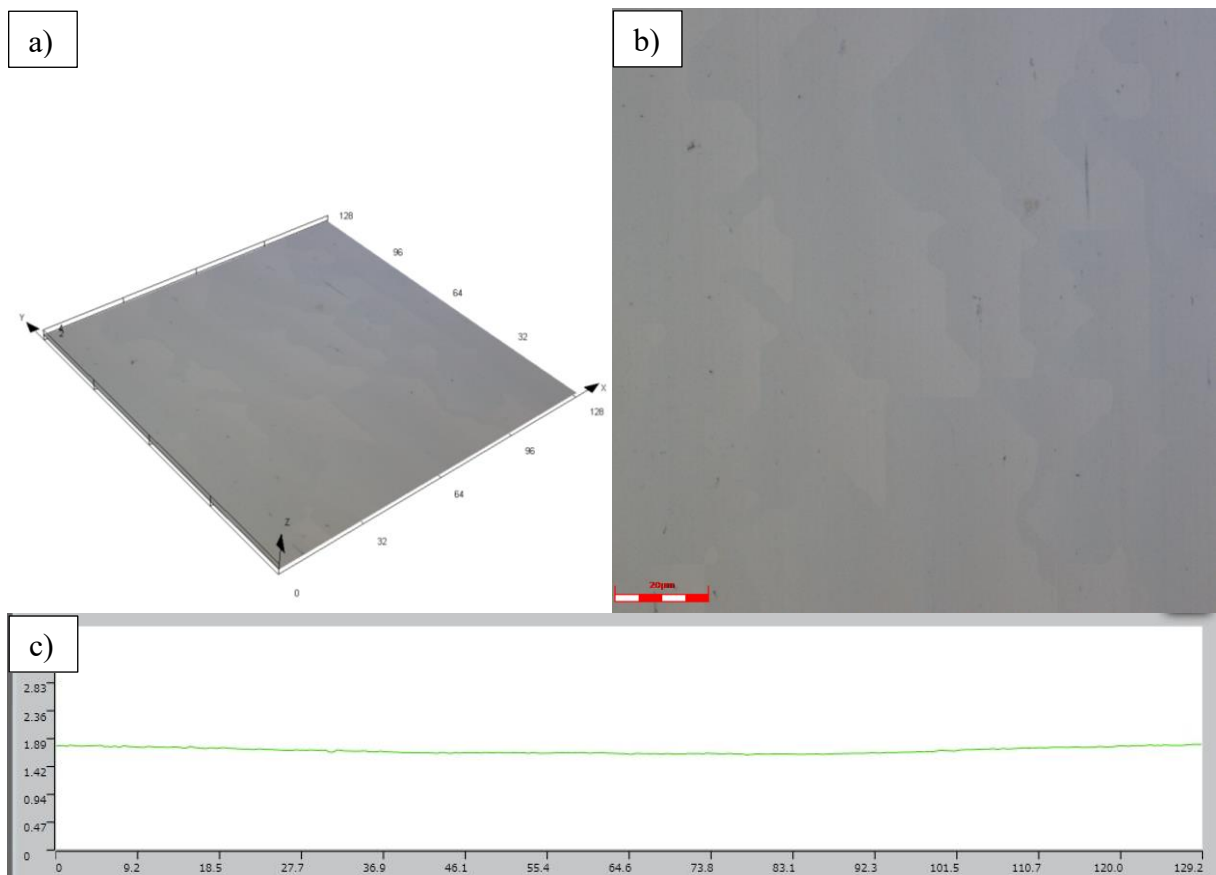


Figura 78 - Análise por microscopia confocal do interior da calota da camada de colmonoy.
a) vista 3d b) vista 2d c) perfil da superfície

Verifica-se que ocorreu o processo de desgaste por polimento. Isto se deve ao fato das partículas abrasivas de carboneto de silício (tamanho original de 25

μm) e que passaram a $1 \mu\text{m}$, como pode ser verificado na Figura 68. Essas partículas em contato com a superfície dura do carboneto de nióbio se fragmentam em partículas menores, o que faz com que a calota de desgaste apresente esse aspecto polido. Pela análise da rugosidade do interior da calota, nota-se uma superfície muito menos rugosa que as demais camadas. O perfil da superfície e as imagens do confocal mostram uma superfície sem detalhes.

5. CONCLUSÕES

Obteve-se aços grafiticos com as composições especificadas para trabalho. Obteve-se um aço grafitico inédito com grafita de morfologia vermicular, em condições de processamento simples, com o uso de cálcio, ao contrário dos ferros fundidos vermiculares de alta complexidade.

Adição de nióbio não influenciou significativamente nos tamanhos de grão, tendo produzido a formação de carbonetos esparsos nos contornos de grãos

Tratamentos térmicos de austêmpera nesses aços produziram microestruturas bainíticas de elevadas durezas.

Os tratamentos de austêmpera dobraram as durezas do material em relação ao estado bruto de fusão. Ocorreu também um aumento na resistência ao desgaste de cerca de 4-10 X.

Determinou-se as melhores combinações de variáveis do processo de têmpera a laser em cordões para uma posterior confecção de camadas contínuas.

Tratamentos termoquímicos de boretação e TRD resultaram em camadas uniformes e de elevadas durezas (1800 a 2200 HV, respectivamente).

Os tratamentos termoquímicos de boretação e TRD produziram um elevado aumento nas resistências ao desgaste dos substratos (8-24 X no caso da boretação e 13-40 X no caso do TRD).

A camada de Colmonoy apresentou grande uniformidade e proporcionou um aumento na resistência ao desgaste de cerca de 4-12 X.

Portanto, a proposição do trabalho foi adequadamente atendida.

6. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Levantamento das características mecânicas como fadiga;
- Quantificação da austenita retida;
- Realização de tratamentos de têmpera e particionamento;
- Realização da têmpera por laser em toda a superfície.

7. REFERÊNCIAS

- American Society for Testing and Materials. (2010). E384 (2010e2): Standard test method for Knoop and Vickers hardness of materials. *ASTM Standards, ASTM International*.
https://scholar.google.com.br/scholar?q=E384&btnG=&hl=en&as_sdt=0%2C5#5
- Arai, T. (1979). Carbide coating process by use of molten borax bath in Japan. *Journal of Heat Treating, 1*(2), 15–22. <https://doi.org/10.1007/BF02833234>
- Arai, T., Fujita, H., Sugimoto, Y., & Ohta, Y. (1987). Diffusion carbide coatings formed in molten borax systems. *Journal of Materials Engineering, 9*(2), 183–189.
<https://doi.org/10.1007/BF02833709>
- ASM International. (1991). *ASM Handbook Vol 4: Heat-treating*. ASM International, 1991.
- Babu, D. P., R. B. K., Dinesh Babu, P., Balasubramanian, K., & Buvanashakaran, G. (2011). Laser surface hardening: a review. *Inderscienceonline.Com, 5*(3), 2011.
<https://doi.org/10.1504/IJSURFSE.2011.041398>
- Baker, T. N. (2016). Microalloyed steels. *Ironmaking and Steelmaking, 43*(4), 264–307.
<https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000063>
- Bartkowski, D., Matysiak, W., & Wojtko, K. (2018). Stellite-6 surface layers reinforced with hard and refractory WC particles produced on steel for metal forming. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 393*(1). <https://doi.org/10.1088/1757-899X/393/1/012093>
- Bayer, R. (1994). Mechanical wear prediction and prevention. *Marcel Dekker*.
- Bhadeshia, H. K. D. H. (2019). Bainite in Steels : Theory and Practice, Third Edition. *Bainite in Steels*. <https://doi.org/10.1201/9781315096674>
- Bhadeshia, H. K. D. H., & Christian, J. W. (1990). Bainite in steels. *Metallurgical Transactions A, 21*(3), 767–797. <https://doi.org/10.1007/BF02656561>
- Bhadeshia, H. K. D. H., & Edmonds, D. v. (1979). The bainite transformation in a silicon steel. *Metallurgical Transactions A, 10*(7), 895–907.
<https://doi.org/10.1007/BF02658309>
- Blau, P. J. (1992). *ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology* (P. J. Blau, Ed.). ASM International.
- Budinski, K. G. (2007). Guide to Friction, Wear, and Erosion Testing. In *Director*.
<https://doi.org/10.1520/MNL56-EB>

- Casteletti, L., Fernandes, F., Heck, S., de Oliveira, C. K. N., Lombardi -Neto, A., & Totten, G. (2009). Pack and salt bath diffusion treatments on steels. *Heat Treating Progress*, 9(5), 49–52.
- Casteletti, L., Lombardi, A., & Totten, G. (2013). Boriding. *Encyclopedia of Tribology*.
- Committee, A. S. M. H. (1991). ASM Handbook Volume 4 Heat Treating. *ASM Standards, American Society for Metals, Materials Park, OH*.
- Committee, A. S. M. International. H. (1994). *ASM Handbook: Surface engineering* (Issue v. 5). ASM International. <https://books.google.com.br/books?id=RGtsPjqUwy0C>
- Davis, J. (1996). *ASM specialty handbook: cast irons*.
<https://books.google.com.br/books?hl=pt-BR&lr=&id=NbgtnLo7jhwC&oi=fnd&pg=PP5&dq=ASM.+Speciality+handbook:+cast+irons.&ots=ImS4Mi5O0M&sig=vLwGaCtm4sH07atvhsshf4r4hO4>
- Davis, J., Mills, K., & Lampman, S. (1990). Metals handbook. Vol. 1. Properties and selection: Irons, steels, and high-performance alloys. *ASM International, Materials Park, Ohio 44073*.
- Davis, J. R. (2002). Surface Hardening of Steels. In *Its.Ac.Id*. ASM International.
<https://doi.org/10.1361/shos2002p001>
- de Oliveira, P. G. B., Mariani, F. E., Casteletti, L. C., Itman Filho, A., Neto, A. L., & Totten, G. E. (2020). Boro-Austempering Treatment of High-Strength Bainitic Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29(6), 3486–3493.
<https://doi.org/10.1007/S11665-020-04590-7/FIGURES/14>
- Fernandes, F. A. P., Gallego, J., Picon, C. A., Tremiliosi Filho, G., & Casteletti, L. C. (2015). Wear and corrosion of niobium carbide coated AISI 52100 bearing steel. *Surface and Coatings Technology*, 279, 112–117. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.08.036>
- Fuller, A. G. (1985). *Austempered Ductile Irons- Present Applicationst*. 6(3), 127–130.
- Gao, J. X., Wei, B. Q., Li, D. D., & He, K. (2016). *Nucleation and growth characteristics of graphite spheroids in bainite during graphitization annealing of a medium carbon steel*. 118, 1–8. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.05.003>
- Gardos, M. N., & Hardisty, R. G. (1993). Fracture toughness-and hardness-dependent polishing wear of silicon nitride ceramics. *Tribology Transactions*, 36(4), 652–660.
<https://doi.org/10.1080/10402009308983207>
- Gladman, T. (1976). Structure-property relationships in high-strength microalloyed steel. *Proc. of Symp. on Microalloying 75, 1976*.
- Guerra L, F. V., Bedolla-Jacuinde, A., Mejía, I., Zuno, J., & Maldonado, C. (2015). Effects of

- boron addition and austempering time on microstructure, hardness and tensile properties of ductile irons. *Materials Science and Engineering: A*, 648, 193–201.
<https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2015.09.066>
- Hatate, M., Shiota, T., Takahashi, N., & Shimizu, K. (2001). Influences of graphite shapes on wear characteristics of austempered cast iron. *Wear*, 250–251, 885–889.
[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00746-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00746-3)
- Iannitti, G., Ruggiero, A., Bonora, N., Masaggia, S., & Veneri, F. (2017). Micromechanical modelling of constitutive behavior of austempered ductile iron (ADI) at high strain rate. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 92, 351–359.
<https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2017.05.007>
- International, A. (16 C.E.). *ASTM A897/A897M-16 Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings*. https://doi-org.ez67.periodicos.capes.gov.br/10.1520/A0897_A0897M-16
- Kato, K. (2018). Polishing Wear. In *Friction, Lubrication, and Wear Technology* (pp. 252–265). ASM International. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v18.a0006394>
- Lampman, S. (1991). Introduction to surface hardening of steels. *ASM Handbook, Volume 4, Heat Treating*, 4, 259–267.
- Lancaster, J. K. (1990). Material-specific wear mechanisms: relevance to wear modelling. *Wear*, 141(1), 159–183. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0043-1648\(90\)90200-T](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0043-1648(90)90200-T)
- Larsen-Basse, J. (1975). Influence of atmospheric humidity on abrasive wear—i. 3-body abrasion. *Wear*, 31(2), 373–379.
- Larsen-Basse, J., & Sokoloski, S. S. (1975). Influence of atmospheric humidity on abrasive wear—II. 2-body abrasion. *Wear*, 32(1), 9–14.
- Li, D., Tan, R., Gao, J., Wei, B., Fan, Z., Huang, Q., & He, K. (2017). Comparison of pyrolytic graphite spheres from propylene with spheroidal graphite nodules in steel. *Carbon*, 111, 428–438. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2016.10.018>
- Mariani, F. E., Soares, C., Neto, A. L., Totten, G. E., & Casteletti, L. C. (2018). Boro-Austempering Treatment of Ductile Cast Irons. *Materials Research*, 21(5), e20170927. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-0927>
- Marquard, R., Helfried, S., & McDonald, M. (1998). Crank it up: New materials create new possibilities. *Engine Technology International*, 2, 58–60.
- Matiašovský, K. (1988). Electrochemical and thermochemical boriding in molten salts. *Surface and Coatings Technology*, 35(1), 1333–149.

<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897288900643>

- Matijević, B. (2013). A model of vanadium carbide growth on steel surfaces obtained by thermo reactive deposition. *JOM*, 65(11), 1395–1402. <https://doi.org/10.1007/S11837-013-0763-4>
- Meyers, B., Lynn, S., & Handbook, A. S. M. (1994). Surface Engineering, vol. 5. *ASM International, Materials Park, OH*, 925.
- Mocellin, F. (2002). *Avaliação da usinabilidade do ferro fundido vermicular em ensaios de furação*.
- Natarajan, S. (2015). Thermochemical Surface Engineering of Steels. *Surface Engineering*, 31(11), 875–878. <https://doi.org/10.1080/02670844.2015.1119485>
- Navas, C., Colaço, R., de Damborenea, J., & Vilar, R. (2006). Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings. *Surface and Coatings Technology*, 200(24), 6854–6862. <https://doi.org/10.1016/J.SURFCOAT.2005.10.032>
- Okonogi, M., Kanisawa, H., Hashimura, M., & Katayama, S. (1999). Properties of graphitic steel for cold forging. In *Nippon Steel Technical Report* (Issue 80, pp. 16–18).
- Oliveira, C. K. N., & Casteletti, L. C. (2013). Evaluation of niobium carbide coatings on AISI M2 and AISI H13 steels produced by thermoreactive deposition. <Http://Dx.Doi.Org/10.1179/174329405X55294>, 21(4), 320–324. <https://doi.org/10.1179/174329405X55294>
- Oliveira, C. K. N., Muñoz Riofano, R. M., & Casteletti, L. C. (2006). Micro-abrasive wear test of niobium carbide layers produced on AISI H13 and M2 steels. *Surface and Coatings Technology*, 200(16–17), 5140–5144. <https://doi.org/10.1016/J.SURFCOAT.2005.05.037>
- Oliveira, C. K. N., Riofano, R. M. M., & Casteletti, L. C. (2005). Formation of carbide layers on AISI H13 and D2 steels by treatment in molten borax containing dissolved both Fe-Nb and Fe-Ti powders. *Materials Letters*, 59(14–15), 1719–1722. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2005.01.052>
- Orjuela G, A., Rincón, R., & Olaya, J. (2014). Corrosion resistance of niobium carbide coatings produced on AISI 1045 steel via thermo-reactive diffusion deposition. *Surface and Coatings Technology*. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897214009104>
- Ozbek, I., & Bindal, C. (2002). Mechanical properties of boronized AISI W4 steel. *Surface and Coatings Technology*, 154(1), 14–20. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897201014098>

- Petrova, R., & Suwattananont, N. (2007). Boron coating to combat corrosion and oxidation. *Corrosion Reviews*, 25(5–6), 555–570.
- Pinto, M. A., Cheung, N., Rodrigues Da Costa, A., Clara, M., Ierardi, F., & Garcia, A. (n.d.). *Laser Surface Treatment of a Spheroidal Graphite Cast Steel*.
- Putatunda, S. K., Kesani, S., Tackett, R., & Lawes, G. (2006). Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron). *Materials Science and Engineering: A*, 435–436, 112–122. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.07.051>
- Rutherford, K. L., & Hutchings, I. M. (1996). A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. *Surface and Coatings Technology*, 79(1–3), 231–239. [https://doi.org/10.1016/0257-8972\(95\)02461-1](https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02461-1)
- Rutherford, K. L., & Hutchings, I. M. (1997). Theory and application of a micro-scale abrasive wear test. *Journal of Testing and Evaluation*, 25(2), 250–260. <Go to ISI>://WOS:A1997WU02100016
- Selvan, J., Subramanian, K., Processing, A. N.-J. of M., & 1999, undefined. (1999). Effect of laser surface hardening on En18 (AISI 5135) steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 91(1–3), 29–36. <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013698004300>
- Sen, S., Sen, U., & Bindal, C. (2006). Tribological properties of oxidised boride coatings grown on AISI 4140 steel. *Materials Letters*, 60(29), 3481–3486. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X060003387>
- Sen, U. (2004). Kinetics of niobium carbide coating produced on AISI 1040 steel by thermo-reactive deposition technique. *Materials Chemistry and Physics*, 86(1), 189–194. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2004.03.002>
- Sinha, A. (1991). Boriding(Boronizing). *ASM International, ASM Handbook*.
- Sohi, M. H., Ahmadabadi, M. N., & Vahdat, A. B. (2004). The role of austempering parameters on the structure and mechanical properties of heavy section ADI. *Journal of Materials Processing Technology*, 153, 203–208. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.308>
- Soufen, C. A., & Casteletti, L. C. (2003). *Obtenção, tratamentos térmicos e termoquímicos de aço fundido grafítico com adições de nióbio*.
- Soufen, C. A., Casteletti, L. C., Neto, A. L., & Totten, G. E. (2006). Production and heat treatment of cast graphitic steels with additions of niobium. *Proceedings-15th IFHTSE-International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering Congress 2006*,

127–130.

Stachowiak, G. (2006). *Wear: materials, mechanisms and practice*. John Wiley and Sons LTD.

Stachowiak, G., & Batchelor, A. (2013). *Engineering tribology*. Butterworth-Heinemann.

Stokes, B., Gao, N., & Reed, P. a S. (2007). Effects of graphite nodules on crack growth behaviour of austempered ductile iron. *Materials Science and Engineering A*, 445–446, 374–385. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.058>

Takahashi, T., Abe, T., & Tada, S. (1996). Effect of Bainite Transformation and Retained Austenite on Mechanical Properties of Austempered Spheroidal Graphite Cast Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27(6), 1589–1598. <https://doi.org/10.1007/BF02649817>

Totten, G. E. (1992). ASM handbook, Volume 18: Friction, lubrication, and wear technology. *ASM International, Cleveland*.

Uhrenius, B. (1978). Hardenability Concepts with Applications to Steel. *TMS-AIME, Warrendale, PA*, 28.

Vilar, R. (2001). Laser cladding. *International Journal of Powder Metallurgy (Princeton, New Jersey)*, 37(2). <https://doi.org/10.2351/1.521888>

Wang, Q., & Chung, Y. (2013). *Encyclopedia of tribology*. Springer. [ftp://213.71.6.142/pub/wm/eBooks/2013_ROW_Projects/A02549_DF_Encyclopedia of Tribology_Global_A4/A02549_DF_Encyclopedia of Tribology_Global_A4_HighRes.pdf](ftp://213.71.6.142/pub/wm/eBooks/2013_ROW_Projects/A02549_DF_Encyclopedia_of_Tribology_Global_A4/A02549_DF_Encyclopedia_of_Tribology_Global_A4_HighRes.pdf)

Zammit, A., Abela, S., Wagner, L., Mhaede, M., Wan, R., & Grech, M. (2016). The effect of shot peening on the scuffing resistance of Cu-Ni austempered ductile iron. *Surface and Coatings Technology*, 308, 213–219. <https://doi.org/10.1016/J.SURFCOAT.2016.06.089>

Zhu, L., Xue, P., Lan, Q., Meng, G., Ren, Y., Yang, Z., Xu, P., & Liu, Z. (2021). Recent research and development status of laser cladding: A review. *Optics & Laser Technology*, 138, 106915.