

Universidade Federal de São Carlos – UFSCar
Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia – CCET
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – PPGEMec

Marco Gabriel Lorenzoni

**Análise de viabilidade do processo de *laser cladding* para a
recuperação de eixos de transmissão em equipamentos de
grande porte**



São Carlos
2023

Marco Gabriel Lorenzoni

Análise de viabilidade do processo de *laser cladding* para a recuperação de eixos de transmissão em equipamentos de grande porte

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de São Carlos, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Armando Ítalo Sette Antonialli

São Carlos

2023



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Marco Gabriel Lorenzoni, realizada em 31/07/2023.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Armando Ítalo Sette Antonialli (UFSCar)

Prof. Dr. Gregory Bregion Daniel (UNICAMP)

Prof. Dr. Paula Fernanda da Silva Farina (UNICAMP)

FOLHA DE APROVAÇÃO

Resultado da avaliação da defesa pública da dissertação de mestrado do discente **Marco Gabriel Lorenzoni**, intitulada "**Análise de viabilidade do processo de *laser cladding* para a recuperação de eixos de transmissão em equipamentos de grande porte**", defendido junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de São Carlos na presente data.

Resultado:

Prof. Dr. Armando Ítalo Sette Antonialli (orientador)
PPGEMec/UFSCar
Profa. Dra. Paula Fernanda da Silva Farina
FEM/UNICAMP
Prof. Dr. Gregory Bregion Daniel
FEM/UNICAMP

São Carlos, 26 de julho de 2023

Dedico este trabalho à minha família, por sempre investir e acreditar na minha carreira.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, que por sua bondade e amor, me concedeu a oportunidade de concluir mais essa etapa em minha caminhada - *"Pois dele, por ele e para ele são todas as coisas. A ele seja a glória para sempre! Amém."* (Rm 11:36)

Agradeço aos meus pais, Marco e Patrícia, por se dedicarem com tanto empenho para proporcionar aos filhos uma educação de qualidade. Essa conquista também é de vocês!

Agradeço aos amigos da Zanini Renk que foram essenciais para a elaboração desse trabalho: Luiz Nogueirão, Fábio Tommasini, Luiz Farinha, Alex Souza, Giovani Oliveira e André Silveira.

Agradeço ao Professor Doutor Armando Antonialli, que me orientou e auxiliou desde o início desse processo e ao Professor Doutor Alexandre Malavolta pelas riquíssimas contribuições.

Agradeço ao Sr. Walter Biagi, CEO da Zanini Renk, pela confiança e apoio financeiro para a execução desse projeto. Agradeço ao Sr. Adriano Francisco e ao pessoal da HRC Metalizações pela parceria e contribuições cruciais nesse trabalho.

Agradeço aos professores do corpo docente do PPGEMec e à UFSCar e à CAPES por proporcionarem a estrutura e o fomento intelectual imprescindíveis para o sucesso desse trabalho.

Por fim, agradeço aos Professores Gregory B. Daniel e Paula F. da Silva Farina pela disposição de fazerem parte da banca examinadora e pelas ricas contribuições na revisão desse trabalho.

*"Para ser sábio, é preciso primeiro temer a Deus, o SENHOR.
Se você conhece o Deus Santo então você tem compreensão das coisas."*

(Provérbios 9:10)

RESUMO

Eixos de redutores de velocidade de grande porte são peças de alto valor agregado. Em situações onde essas peças sofrem desgaste superficial, uma solução com bom custo-benefício é a recuperação da região danificada por meio de processos de manufatura aditiva, com destaque para o método de *laser cladding* (LC). Geralmente, altas taxas de resfriamento são geradas nessa operação. Elas trazem consigo benefícios, como elevação da dureza superficial da região e refino de grão, mas também promovem o acúmulo de tensões térmicas no revestimento e alteração de microestrutura no substrato. Quando essas tensões ultrapassam o limite de resistência à tração do material de revestimento, é muito provável que haja a formação de trincas em sua estrutura. A solução mais indicada para prevenir a formação de defeitos no revestimento é o pré-aquecimento do substrato. Com essa estratégia, é possível reduzir as tensões térmicas induzidas no processo, conferir uma microestrutura mais homogênea ao revestimento, melhorar seu acabamento superficial e prevenir a formação de trincas em sua estrutura. Por outro lado, as temperaturas de pré-aquecimento podem alterar propriedades de regiões críticas da peça, como a dureza superficial de dentes. Em pinhões e engrenagens, a dureza superficial dos dentes é uma característica muito importante para garantir a sua durabilidade. A qualidade do revestimento e o controle sobre tensões residuais induzidas no substrato são essenciais para a confiabilidade operacional do equipamento após a recuperação. Este trabalho apresenta um estudo sobre os parâmetros de pré-aquecimento e deposição visando viabilizar a recuperação, pelo processo de LC, de colos de eixos pinhões de redutores de velocidade de grande porte em aço liga 18CrNiMo7-6. Seguindo as recomendações de pré-aquecimento para soldagem de acordo com a regra do carbono equivalente, definiu-se a temperatura de 250°C para pré-aquecimento da região do eixo a ser recuperada (50°C acima da temperatura de revenimento dos dentes). Um experimento preliminar de pré-aquecimento de um eixo com maçarico foi realizado a fim de se definir os dados de entrada para o modelo computacional. Por meio de simulação numérica, utilizando o modelo tridimensional do eixo e o método de elementos finitos, foi possível concluir que o pré-aquecimento a 250°C não compromete as propriedades mecânicas do dentado. Para avaliar a qualidade do revestimento gerado com essa temperatura de pré-aquecimento, realizou-se a deposição da liga de pó metálico HGMET em duas amostras de aço DIN 18CrNiMo7-6 pelo processo de LC. As amostras foram processadas com parâmetros diferentes de pré-aquecimento e potência de laser (amostra 1: 250°C e 3kW; amostra 2: 400°C e 4 kW). A amostra 2 apresentou boa integridade estrutural do revestimento, enquanto na amostra 1 houve formação de trincas severas. Conclui-se que para se garantir a qualidade de revestimentos de HGMET depositados por LC em substrato de aço liga 18CrNiMo7-6, é necessário pré-aquecimento a temperaturas da ordem de 400°C, o que inviabiliza o processo de recuperação de algumas regiões do eixo por afetar a dureza superficial dos dentes.

Palavras-chave: redutor de velocidade. manufatura aditiva. recuperação dimensional.

ABSTRACT

Large-scale gearboxes' shafts are high-value-added components. In situations where these parts experience superficial wear, a cost-effective solution is the recovery of the damaged region through additive manufacturing processes, particularly laser cladding. Generally, high cooling rates are generated during this operation. They bring benefits such as increased surface hardness of the region and grain refinement, but they also promote the accumulation of thermal stresses in the coating and alteration of the microstructure in the substrate. When these stresses exceed the tensile strength limit of the coating material, it is highly likely that cracks will form in its structure. The most recommended solution to prevent the formation of defects in the coating is preheating the substrate. With this strategy, it is possible to reduce the thermal stresses induced in the process, provide a more homogeneous microstructure to the coating, improve its surface finish, and prevent crack formation in its structure. On the other hand, preheating temperatures can impact the properties of critical regions of the part, such as the surface hardness of the teeth. In pinions and gears, the surface hardness of the teeth is a very important characteristic to ensure their durability. The quality of the coating and control over residual stresses induced in the substrate are essential for the operational reliability of the equipment after the repair. This work presents a study on preheating and deposition parameters aiming to enable the recovery, through the laser cladding process, of shaft necks of large-scale gearboxes' pinions made of 18CrNiMo7-6 alloy steel. Following the preheating recommendations for welding according to the equivalent carbon rule, a temperature of 250°C was defined for preheating the region of the shaft to be recovered (50°C above the tempering temperature of the teeth). A preliminary experiment of shaft preheating with a torch was performed to define the input data for the computational model. Through numerical simulation, using the three-dimensional model of the shaft and the finite element method, it was possible to conclude that preheating at 250°C does not compromise the mechanical properties of the teeth. To evaluate the quality of the coating generated with this preheating temperature, the deposition of the HGMET metallic powder alloy was performed on two samples of DIN 18CrNiMo7-6 steel through the laser cladding process. The samples were processed with different preheating parameters and laser power (sample 1: 250°C and 3 kW; sample 2: 400°C and 4 kW). Sample 2 showed good structural integrity of the coating, while severe cracks formed in sample 1. It is concluded that in order to ensure the quality of HGMET coatings deposited by laser cladding on 18CrNiMo7-6 alloy steel substrate, preheating at temperatures around 400°C is necessary, which makes the recovery process infeasible for some regions of the shaft as it affects the surface hardness of the teeth.

Keywords: gearbox. additive manufacturing. dimensional recovery.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Processo de LC em eixo.	14
Figura 2 – Redutor de velocidade de grande porte modelo Torqmax	15
Figura 3 – Configurações de LC.	19
Figura 4 – Vista esquemática de seção transversal de camada única de LC.	20
Figura 5 – Seção transversal de revestimentos com variação de potência de laser e taxa de deposição.	21
Figura 6 – Diluição (linhas sólidas) e fator de forma (linhas tracejadas) de acordo com a potência de laser e taxa de deposição.	22
Figura 7 – Reparo de palheta de turbina a gás por LC.	23
Figura 8 – Aplicação atual de técnicas de MA para reparo de peças.	24
Figura 9 – Presença de trincas severas em revestimento de LC com três camadas de deposição sobrepostas.	26
Figura 10 – Presença de poros em revestimento de <i>selective laser melting</i>	27
Figura 11 – Revestimentos de <i>Stellite 1</i> em: (a1)-(a3) substrato sem pré-aquecimento, (b1)-(b3) substrato pré-aquecido	28
Figura 12 – Comparação entre tensões geradas no revestimento de amostras: (a) sem pré-aquecimento do substrato ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) e (b) com pré-aquecimento do substrato ($T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$)	29
Figura 13 – Resultados numéricos das tensões térmicas de Von Mises geradas no substrato de amostras revestidas por LC	30
Figura 14 – Microdureza do revestimento de IN-738LC com diferentes temperaturas de pré-aquecimento.	31
Figura 15 – Tensões térmicas de Von Mises 0,5 mm acima da poça de fusão na primeira camada de deposição de aço AISI 304L sobre substrato do mesmo material.	32
Figura 16 – Potência de laser necessária para deposição com diferentes temperaturas do substrato.	32
Figura 17 – Tensões térmicas médias de Von Mises 0,5 mm acima da poça de fusão.	33
Figura 18 – Tensões térmicas médias de Von Mises 0,0045 mm abaixo da poça de fusão.	33
Figura 19 – Redutor Vertidrive	34
Figura 20 – Desenho 3D de eixo pinhão de redutor de grande porte.	35
Figura 21 – Croqui do eixo pinhão de redutor de grande porte.	39
Figura 22 – Eixo pinhão montado no torno Clever L-76320.	39
Figura 23 – Pré-aquecimento do pinhão com maçarico.	40
Figura 24 – Croqui do eixo com posição das faixas de medição de temperatura.	41
Figura 25 – Fluxo de calor constante de 9,15 kW no colo de recuperação.	42
Figura 26 – Fluxo de calor constante de 3,4 kW na face dos dentes.	42

Figura 27 – Condição de convecção simplificada.	43
Figura 28 – Configuração de malha utilizada na simulação, com elementos de 15 mm.	43
Figura 29 – Desenho para usinagem da amostra 1.	45
Figura 30 – Desenho para usinagem da amostra 2.	45
Figura 31 – Estrutura de LC da HRC Metalizações.	46
Figura 32 – Tambor de abastecimento de pó metálico para cabeçote de LC.	47
Figura 33 – Pré-aquecimento da amostra 1.	48
Figura 34 – LC da amostra 1.	48
Figura 35 – Pré-aquecimento da amostra 2.	49
Figura 36 – LC da amostra 2.	50
Figura 37 – Caixa com vermiculita para resfriamento lento de peças após revestimento.	50
Figura 38 – END realizados na amostra 2: a) Ultrassom e b) Líquido penetrante.	51
Figura 39 – Sequência de cortes para retirada de corpos de prova.	52
Figura 40 – Serras para preparação de corpos de prova: a) serra fita horizontal FRANHO SF 660 e b) serra tipo <i>cut-off</i>	53
Figura 41 – Processo de lixamento e polimento para preparação de análise metalográfica.	53
Figura 42 – Aspecto dos corpos de prova após ataque com Nital 3%.	54
Figura 43 – Medição de microdureza dos corpos de prova - Equipamento Clemex ST-2000.	54
Figura 44 – Resultado da simulação de pré-aquecimento do pinhão com maçarico após 14 minutos.	56
Figura 45 – Perfil de temperaturas na seção longitudinal após 14 min de aquecimento.	56
Figura 46 – Gráfico com a sobreposição dos perfis de temperaturas do eixo: resultantes do experimento (E) e resultantes da simulação (S).	57
Figura 47 – Resultado da simulação de pré-aquecimento do pinhão com maçarico após 44 minutos.	58
Figura 48 – Perfil de temperaturas na seção longitudinal após 44 min de aquecimento.	58
Figura 49 – Amostra 1 após preparação para análise.	59
Figura 50 – Amostra 2 após preparação para análise.	60
Figura 51 – Micro trincas e micro poros no revestimento da amostra 1	62
Figura 52 – Macro trinca no revestimento da amostra 1	62
Figura 53 – Microestrutura original do substrato da amostra 1 antes do LC	64
Figura 55 – Região de transição entre ZTA e substrato da amostra 1	64
Figura 54 – Interface entre revestimento e ZTA da amostra 1	65
Figura 56 – Defeitos encontrados no revestimento da amostra 2 (com aumento de 100x)	66
Figura 57 – Microestrutura original do substrato da amostra 2 antes do LC	67
Figura 58 – Interface entre revestimento e ZTA da amostra 2	68
Figura 59 – Região de transição entre ZTA e substrato da amostra 2	69
Figura 60 – Perfil de microdureza na seção transversal da amostra 1	70
Figura 61 – Perfil de microdureza na seção transversal da amostra 2	71

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição nominal da liga de aço 18CrNiMo7-6	36
Tabela 2 – Recomendação de pré-aquecimento em função do C_{eq}	37
Tabela 3 – Parâmetros de execução do experimento.	40
Tabela 4 – Propriedades térmicas do aço DIN 18CrNiMo7-6.	41
Tabela 5 – Composição das amostras de aço DIN 18CrNiMo7-6.	44
Tabela 6 – Composição da liga HGMET.	46
Tabela 7 – Parâmetros dos processos de revestimento das amostras.	51
Tabela 8 – Temperaturas aferidas em 4 faixas do eixo durante aquecimento com maçarico.	55
Tabela 9 – Medidas macroscópicas - profundidade de revestimento e ZTA.	60
Tabela 10 – Microdureza média por região das amostras.	69

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A_c	Área da camada
A_{mix}	Área da mistura
Ar	Argônio
C	Carbono
C_{eq}	Carbono equivalente
CVD	<i>Chemical vapor deposition</i>
d	Diluição
END	Ensaio não destrutivo
h_c	Altura da camada
h_{mix}	Profundidade de fusão
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
LC	LC
LDED	<i>Laser direct energy deposition</i>
LSA	<i>Laser surface alloying</i>
LST	<i>Laser surface treatment</i>
MA	Manufatura aditiva
P	Potência do feixe de laser
PTA	<i>Plasma transferred arc</i>
PVD	<i>Physical vapor deposition</i>
Q	Taxa de deposição
R_A	Razão de aspecto
v	Velocidade de escaneamento
W_c	Largura da camada
ZTA	Zona termicamente afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	JUSTIFICATIVA E OBJETIVOS	17
2.1	Contextualização	17
3	REVISÃO DA LITERATURA	18
3.1	O processo de LC	18
3.1.1	Vantagens do LC para reparo de peças	22
3.1.2	Defeitos em revestimentos de LC	24
3.1.3	Pré-aquecimento do substrato para prevenção de defeitos	27
3.2	Redutores de velocidade	34
3.2.1	Eixos pinhões de 18CrNiMo7-6	36
4	MATERIAIS E MÉTODOS	38
4.1	Pré-aquecimento experimental e desenvolvimento do modelo computacional	38
4.2	LC de amostras de aço DIN 18CrNiMo7-6	43
4.3	Análise metalográfica e caracterização	52
5	RESULTADOS	55
5.1	Pré-aquecimento experimental e computacional	55
5.2	Análise das amostras revestidas com LC	59
5.2.1	Análise macroscópica	59
5.2.2	Análise microscópica	61
5.2.3	Análise de microdureza	69
6	CONCLUSÃO	73
6.1	Sugestões para trabalhos futuros	74
	REFERÊNCIAS	75

1 INTRODUÇÃO

O tratamento de superfícies tem ocupado um lugar de destaque no atual cenário industrial. Através de uma gama variada de técnicas, o tratamento superficial oferece economia de materiais e, ao mesmo tempo, possibilita o desenvolvimento de componentes superiores com propriedades superficiais desejadas, de acordo com Siddiqui e Dubey (2021).

Laser cladding (LC) é uma das principais técnicas de manufatura aditiva (MA) da indústria, com aplicações em recuperação de peças, revestimentos e fabricação rápida. Isso se deve à sua capacidade de gerar revestimentos com excelentes propriedades mecânicas, pequena zona termicamente afetada, diluição mínima e grande controle sobre os parâmetros de processo. A Fig. 1 apresenta a recuperação de um eixo pelo método de LC. O LC apresenta uma grande flexibilidade dos seus parâmetros de processo, como potência do laser, vazão de pó metálico, composição do pó metálico, gás de proteção e velocidade de escaneamento. Isso faz com que o LC seja capaz de atender diversos requisitos de processo e possibilita o ajuste dos parâmetros para evitar defeitos no revestimento. A maior parte das aplicações de LC envolvem altas taxas de resfriamento. Segundo Alimardani et al. (2010), essa característica pode ser útil por favorecer propriedades metalúrgicas e mecânicas superiores nas peças. Porém, também gera tensões térmicas que podem restringir a aplicabilidade do LC, além de favorecer a formação de trincas no revestimento (Fallah et al. (2010), Jendrzejewski e Śliwiński (2007) e Alimardani et al. (2010)).

Figura 1 – Processo de LC em eixo.



Fonte: TRUMPF.

Apesar de apresentar inúmeras vantagens em comparação com outras técnicas convencionais de MA, o LC demanda cuidados específicos de processamento. Segundo Figueredo et al. (2021), tanto o controle dos parâmetros de processo como o conhecimento sobre as características dos materiais usados são essenciais para garantir a qualidade dos revestimentos. De acordo com Alimardani et al. (2010) a formação de trincas e a delaminação do revestimento

estão associadas a características intrínsecas do processo e são resultado da combinação entre as propriedades dos materiais usados. Além dos cuidados para a prevenção de trincas, deve-se atentar à alteração de propriedades superficiais e subsuperficiais que o LC pode ocasionar no material de substrato. Zhu et al. (2021) relatam que processo de LC induz tensões térmicas e tensões residuais no substrato e no revestimento. As tensões residuais podem ser significativas quando a sua magnitude influencia o comportamento local da peça recuperada por LC. Dessa forma, faz-se necessária a análise de tensões residuais geradas pelo LC para garantir a segurança operacional de máquinas com componentes recuperados por essa técnica, como é o caso de redutores de velocidade.

Redutores e multiplicadores de velocidade de grande porte são máquinas com diversas aplicações na indústria. Setores como mineração, siderurgia, hidrogeração, aerogeração, termogeração, sucroenergia, indústria da borracha, do cimento, naval, etc, utilizam esses equipamentos em boa parte de seus processos. Compostos por quatro elementos básicos (eixos, engrenagens, mancais e carcaças), os redutores são responsáveis por adequar as faixas de torque e rotação entre dois equipamentos: o acionador e o acionado. A transmissão de movimento ocorre pelo conjunto de engrenagens e as potência de entrada e saída são iguais, alterando-se apenas a relação entre torque e rotação. A Fig. 2 apresenta um redutor de velocidade do modelo Torqmax. Esse modelo é amplamente empregado para acionamento de moendas de cana de açúcar.

Figura 2 – Redutor de velocidade de grande porte modelo Torqmax



Fonte: Zanini Renk.

Os eixos de redutores de velocidade, principalmente de grande porte, são peças de alto

valor agregado. Isso deve-se, principalmente, às dimensões dos eixos e custos da matéria prima e dos processos de fabricação necessários. Eixos lisos geralmente são fabricados em aço AISI 4140 ou AISI 4340. Para eixos-pinhões, usam-se ligas especiais para cementação, como a liga DIN 18CrNiMo7-6. Dessa forma, pelo valor elevado para reposição de eixos, tem-se buscado soluções confiáveis para reparo localizado desses componentes.

Métodos de recuperação dimensional como a aspersão térmica podem ser interessantes para colos de eixo que não são críticos quanto à sollicitação mecânica, isto é, colos de vedação ou de apoio de mancais. Isso se deve ao fato de que esses métodos promovem uma união química entre substrato e revestimento. Dessa forma, a força de união entre revestimento e substrato não é adequada para regiões do eixo onde há transmissão de torque, podendo levar ao destacamento do revestimento e conseqüente falha da máquina. Para regiões dos eixos em que há transmissão de torque, é necessário garantir que haja uma união metalúrgica entre revestimento e substrato, de forma a possibilitar que o serviço de recuperação não prejudique a operação da máquina. Com isso, a técnica de LC é a mais indicada para esse tipo de demanda por conta de suas características.

Para eixos lisos de aço beneficiado (AISI 4140 e AISI 4340), não há grandes desafios de recuperação por LC, visto que o pré-aquecimento não afetaria as suas propriedades mecânicas. Por outro lado, a recuperação de eixos-pinhões de aço-liga cementado DIN 18CrNiMo7-6 apresenta um impasse: a temperatura limite de revenimento dos dentes (200°C) pode ser inferior à temperatura de pré-aquecimento necessária para o LC. Isso restringiria a temperatura de pré-aquecimento dos eixos-pinhões, podendo levar à inviabilidade do LC, já que o pré-aquecimento é primordial para a geração de revestimentos livres de defeitos.

Este trabalho foi dividido em 6 capítulos. O capítulo 2 apresenta as justificativas e principais objetivos do trabalho. A fundamentação teórica é apresentada no capítulo 3, onde são descritos os principais conceitos necessários para o entendimento dos fenômenos e princípios atuantes no processo de recuperação de peças por LC, com ênfase em eixos de grande porte.

A metodologia empregada é descrita no capítulo 4, com apresentação detalhada dos processos e métodos utilizados para usinagem dos corpos de prova, deposição de LC sobre as amostras, análise experimental e análise computacional realizadas.

Os resultados obtidos estão organizados no capítulo 5, onde se discute a presença de defeitos no revestimento das amostras e o impacto dos parâmetros de processamento sobre a qualidade das camadas depositadas.

Por fim, o capítulo 6 apresenta as conclusões obtidas ao se comparar os resultados com a fundamentação teórica, indicando, também, temas para estudos futuros.

2 JUSTIFICATIVA E OBJETIVOS

A busca por soluções economicamente viáveis de reparo de peças com alto valor agregado tem sido tema de muitos trabalhos recentes. O aumento dos custos de matéria prima e fabricação, associado à necessidade de reduzir o impacto ambiental de operações industriais tem levado diversos setores da indústria a investirem em MA para o condicionamento de peças. Entre as técnicas mais utilizadas para esse serviço, a principal é a de LC. Muito já se estudou a respeito da recuperação de peças com essa técnica.

Entretanto, a literatura carece de estudos sobre a recuperação de eixos pinhões de grande porte. Por conta de características específicas de seus materiais (como a baixa temperatura de revenimento), essas peças apresentam um desafio extra à recuperação por LC. Dessa forma, esse trabalho foi elaborado para proporcionar uma análise mais específica sobre a aplicação de LC em eixos pinhões de grande porte, bem como seus desafios e possíveis soluções.

Este trabalho tem como objetivo geral a análise de viabilidade do LC como técnica de recuperação de eixos-pinhões de redutores de velocidade fabricados em aço liga 18CrNiMo7-6. Como objetivos específicos, podem ser citados: criação de um modelo computacional que possa auxiliar na definição de padrões de pré-aquecimento; análise de parâmetros de processamento do LC que garantam tanto a integridade estrutural do revestimento, como a manutenção das propriedades originais dos dentados dos eixos a serem recuperados.

2.1 Contextualização

A Zanini Renk é uma empresa referência na fabricação de acionamentos especiais para diversos setores industriais, atendendo tanto ao mercado nacional como ao internacional. Por entender que a inovação tecnológica é o que garante a sua resiliência e liderança no mercado, a Zanini Renk tem investido na formação e capacitação de seus colaboradores. Entre as variadas frentes estratégicas, destaca-se o fomento à realização de mestrados e especializações em temas de interesse da empresa.

Esse trabalho é o terceiro desenvolvido em parceria com o PPGEMec da UFSCar. Os colaboradores Luiz Fellipe Nogueirão e Fábio Tommasini de Carvalho Junior já desenvolveram trabalhos de mestrado a partir dessa parceria, com pesquisas voltadas para tecnologia de cálculo e dimensionamento de mancais de deslizamento e avaliação da aplicação de *laser cladding* em colos de *runout* de eixos de redutores de velocidade respectivamente.

3 REVISÃO DA LITERATURA

O embasamento teórico foi dividido em seções e subseções para garantir um entendimento específico sobre cada tema abordado nesse estudo. A primeira seção diz respeito ao processo de LC, descrevendo as diferentes técnicas de processamento, características e propriedades gerais dos revestimentos gerados, influência dos parâmetros de processo sobre as propriedades finais das camadas depositadas, as vantagens do LC frente a outras técnicas de reparo de peças, os defeitos mais comuns em revestimentos de LC e o emprego de pré-aquecimento do substrato como estratégia de prevenção de defeitos.

A segunda seção trata especificamente sobre redutores de velocidade de grande porte. Nela, são descritas as aplicações principais desse tipo de máquina, seus princípios de trabalho, principais desafios para manter a sua operacionalidade e, por fim, são apresentadas as particularidades dos eixos pinhões cementados de aço DIN 18CrNiMo7-6, que configuram os maiores desafios de recuperação por LC.

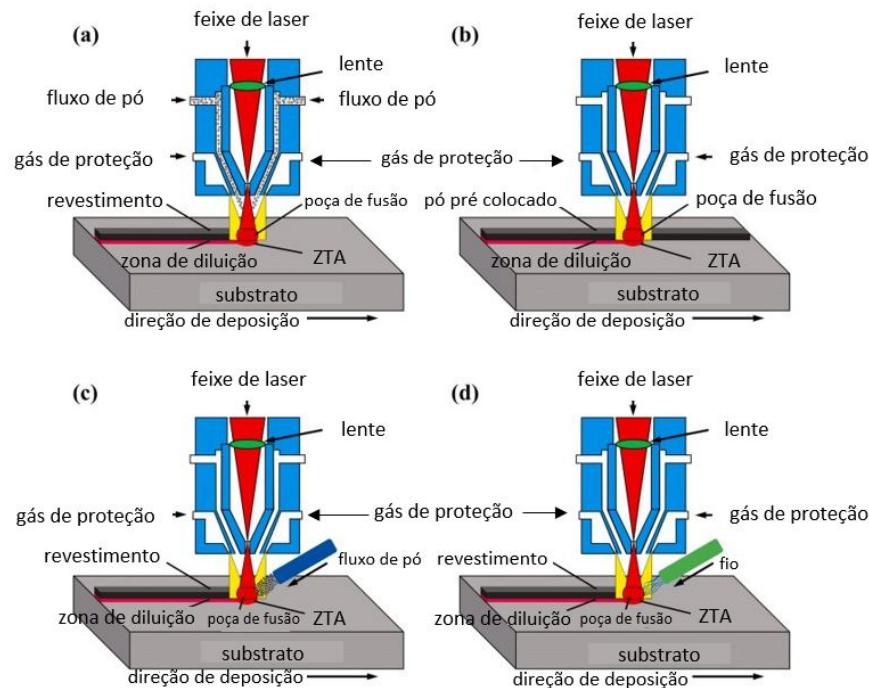
3.1 O processo de LC

LC é uma técnica de MA que utiliza como fonte de energia um feixe de laser de alta potência para promover uma ligação metalúrgica entre material de revestimento e substrato. Segundo Zhu et al. (2021), o feixe de laser irradia no substrato para formar uma poça de fusão quando o pó é ejetado do bocal de alimentação pelo gás de proteção. Depois de interagir com o laser, o revestimento entra na poça de fusão e forma uma camada enquanto o feixe de laser se move. Existem quatro métodos de LC diferentes quanto à alimentação do revestimento: alimentação coaxial de pó, pó pré-colocado, alimentação de pó fora do eixo e alimentação de fio. Os métodos mais utilizados são o de alimentação coaxial de pó e pó pré-colocado.

Como já foi mencionado, no LC um feixe de laser é utilizado como fonte de calor para gerar uma poça de fusão no substrato, sobre a qual é depositado o metal de adição e, de acordo com Liu et al. (2021), existem quatro diferentes métodos de LC: alimentação coaxial de pó, pó pré-colocado, alimentação de pó fora do eixo e alimentação de fio. A Fig. 3 (a) representa o LC com alimentação coaxial de pó. Nesse método, o pó é direcionado para o foco do feixe de laser, e os processos de revestimento e alimentação de pó são completados simultaneamente. Conforme apresentado na Fig. 3 (b), o método do pó pré-colocado consiste em posicionar o material de revestimento sobre a superfície da peça de trabalho antes de iniciar a fusão através do laser. Na alimentação com pó fora do eixo, representada na Fig. 3 (c), o pó é depositado na peça a uma distância especificada entre o tubo de alimentação de pó e o feixe de laser. A Fig. 3 (d) ilustra o sistema de alimentação de arame, onde o pó é substituído por um fio de material a ser depositado.

De acordo com Zhu et al. (2021), geralmente o método de pó pré-colocado é de operação

Figura 3 – Configurações de LC.

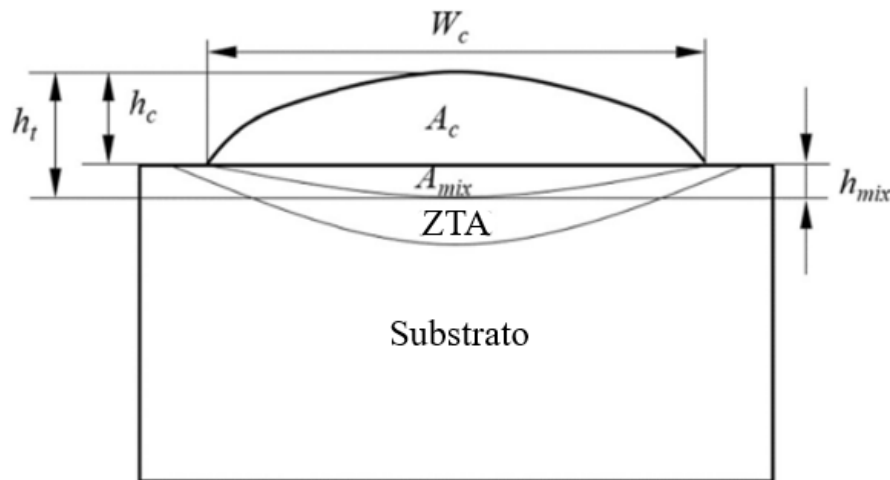


Fonte: Adaptado de Liu et al. (2021).

simples e garante uma melhor qualidade de revestimento. Porém, a profundidade de penetração não é fácil de ser controlada e a diluição é elevada. O sistema de alimentação coaxial de pó é o método mais utilizado, mas, em contrapartida, demanda requisitos especiais de qualidade do equipamento de revestimento. Toyserkani, Khajepour e Corbin (2004) ressaltam que o método de injeção de pó coaxial é o mais efetivo e muitos materiais podem ser depositados em um substrato utilizando LC com alimentação de pó para formar uma camada com espessura de 0,05 a 2 mm e larguras mínimas de 0,4 mm.

Uma das principais características de revestimentos depositados por LC é a baixa taxa de diluição. Esse parâmetro é definido como a razão de mistura entre o material depositado e o substrato. A baixa taxa de diluição garante que as características superficiais do revestimento sejam correspondentes ao material depositado. Quando há uma diluição elevada, as propriedades do revestimento acabam sendo uma mistura entre as propriedades do substrato e do revestimento. Além de comprometer a reprodutibilidade do processo, a diluição elevada faz com que as propriedades finais do revestimento sejam incertas. De acordo com Siddiqui e Dubey (2021), o principal fator que determina a taxa de diluição é o aporte térmico empregado no processo, traduzido para densidade de energia de laser no caso do LC. A Fig. 4 apresenta a seção transversal de um revestimento de LC com camada única. As características do revestimento incluem a altura da camada (h_c), largura da camada (W_c), área da camada (A_c), área da mistura (A_{mix}), profundidade de fusão (h_{mix}) e ZTA. Zhang e Liu (2017) descrevem o cálculo da diluição (d) pela eq. 1:

Figura 4 – Vista esquemática de seção transversal de camada única de LC.



Fonte: Adaptado de Zhang e Liu (2017).

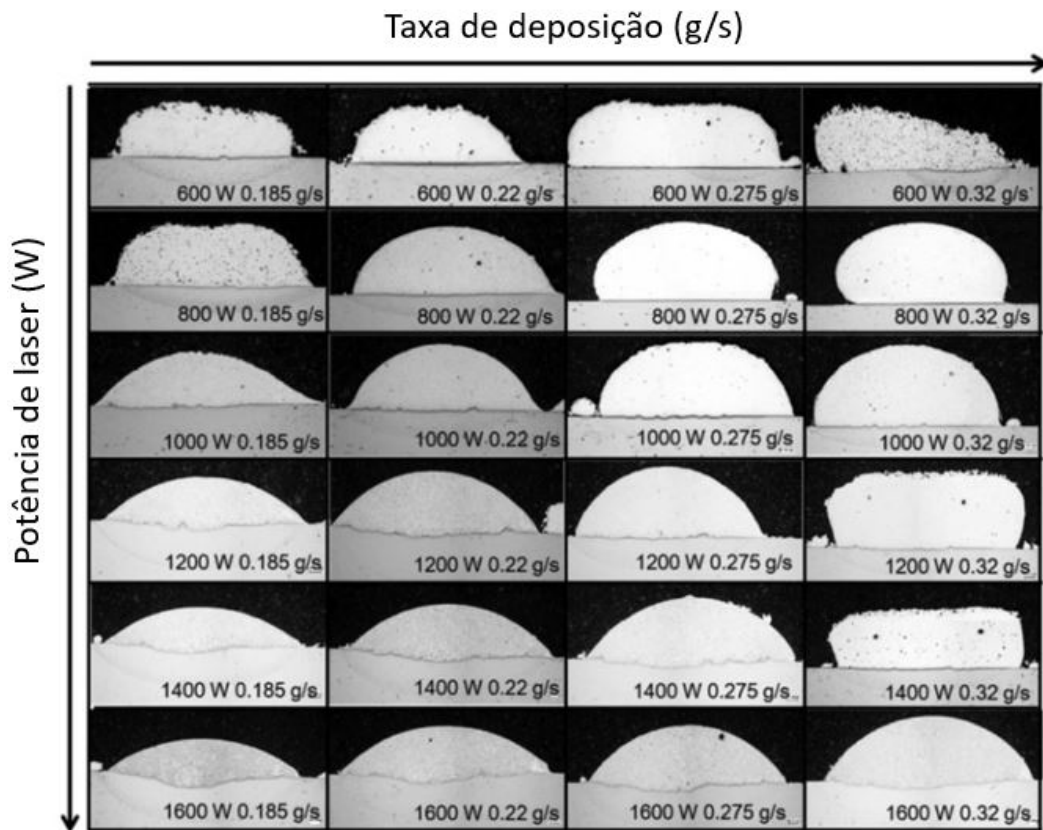
$$d = \frac{A_{mix}}{A_{mix} + A_c} \times 100\% \approx \frac{h_{mix}}{h_{mix} + h_c} \times 100\% \quad (1)$$

Além das aplicações em recobrimentos metálicos, os processos de LC oferecem uma revolucionária técnica de fabricação e prototipagem por camadas. Toyserkani, Khajepour e Corbin (2004) descrevem que a integração entre a tecnologia LC e modelos CAD tridimensionais possibilita a fabricação de componentes de geometria complexa sem a necessidade de etapas intermediárias.

Por se tratar de um processo com alto nível de controle e automação, o LC permite a alteração de inúmeras variáveis de processamento, como a potência do feixe de laser (P), a velocidade de escaneamento (v), a taxa de deposição (Q), o ângulo de inclinação do cabeçote em relação à peça, entre outros. As características finais do revestimento gerado pelo processo de LC estão totalmente relacionadas aos parâmetros escolhidos para o processamento. Segundo Figueredo et al. (2021), os dois parâmetros principais do processo de LC são a potência do feixe de laser (P) e a velocidade de escaneamento (v). Enquanto a potência influencia de maneira mais expressiva a largura da camada depositada (W_c) e a taxa de diluição (d), a velocidade de escaneamento tem maior efeito sobre a altura da camada (h_c). Carvalho Júnior (2023) explica que a relação entre P e v define o tamanho da poça de fusão e a taxa de diluição, enquanto a quantidade de pó adicionado impacta na taxa de deposição (Q) e nas temperaturas atingidas na região de deposição.

Kim et al. (2020) analisaram os efeitos da potência do feixe de laser e da taxa de deposição sobre o fator de forma (F_F) e a diluição (d) do revestimento de ASTM B23 Grau 2 em substrato de aço AISI 1045 (Fig. 5). O F_F corresponde à razão h_c/W_c e é uma medida muito importante para definir a qualidade do revestimento. Um F_F elevado demais pode significar

Figura 5 – Seção transversal de revestimentos com variação de potência de laser e taxa de deposição.

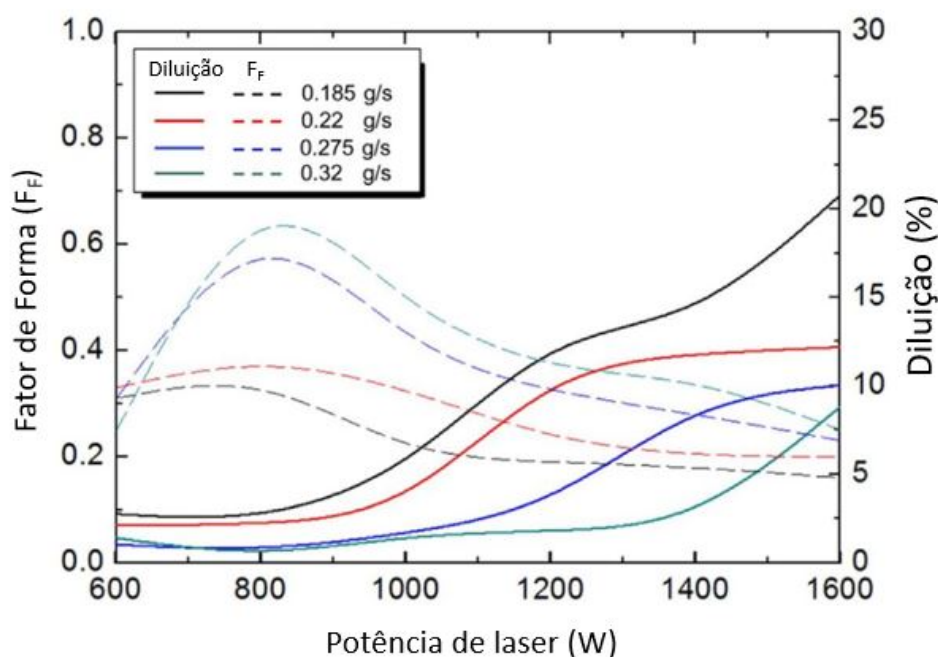


Fonte: Adaptado de Kim et al. (2020).

que a P selecionada está abaixo do ideal e/ou a Q está excessiva, podendo levar a defeitos de falta de fusão e porosidades no revestimento. Se a F_F for demasiadamente baixa, pode indicar P excessiva e/ou Q baixa, causando excesso de diluição, instabilidade na poça de fusão e uma ZTA maior que o ideal.

A Fig. 6 apresenta um panorama completo da relação entre dois parâmetros de processamento (potência de laser e taxa de deposição) e os seus efeitos sobre duas características do revestimento (diluição e fator de forma). Segundo Siddiqui e Dubey (2021), os revestimentos de LC devem apresentar diluição menor ou igual a 10%. Apesar de não haver um consenso sobre o valor ideal de F_F , os valores recomendados estão entre 0,25 e 0,35.

Figura 6 – Diluição (linhas sólidas) e fator de forma (linhas tracejadas) de acordo com a potência de laser e taxa de deposição.



Fonte: Adaptado de Kim et al. (2020).

3.1.1 Vantagens do LC para reparo de peças

Segundo Toyserkani, Khajepour e Corbin (2004) o LC oferece muitas vantagens em relação a processos convencionais de revestimento, como solda a arco elétrico e aspersão por plasma, pois produz um revestimento muito melhor, com diluição baixa, distorção mínima e uma melhor qualidade superficial. Pode-se citar os seguintes benefícios do LC: redução do tempo de produção, aprimoramento do controle térmico do processo, reparo de peças, fabricação de peças com camadas de materiais diferentes e fabricação de "estrutura inteligente" (inclusão de sensores e ímãs na peça durante a fabricação).

Ainda de acordo com Toyserkani, Khajepour e Corbin (2004), a principal aplicação do LC é a recuperação de peças de alto valor agregado, como ferramentas, palhetas de turbinas e componentes militares. A Fig. 7 apresenta a recuperação de uma palheta de turbina a gás pelo processo de LC. Erros de usinagem, projeto ou o próprio desgaste desses componentes podem comprometer o funcionamento dos equipamentos em que estão instalados, inviabilizando o investimento necessário para fabricação de componentes novos. A Fig. 8 apresenta a proporção atual do uso de técnicas de MA para reparo de peças, onde é possível notar a grande preferência da indústria pelos métodos que empregam laser como fonte de energia, com destaque para o *Laser Direct Energy Deposition* (LDED), onde se enquadra o LC.

Siddiqui e Dubey (2021) descrevem as principais técnicas disponíveis para revestimento

Figura 7 – Reparo de palheta de turbina a gás por LC.

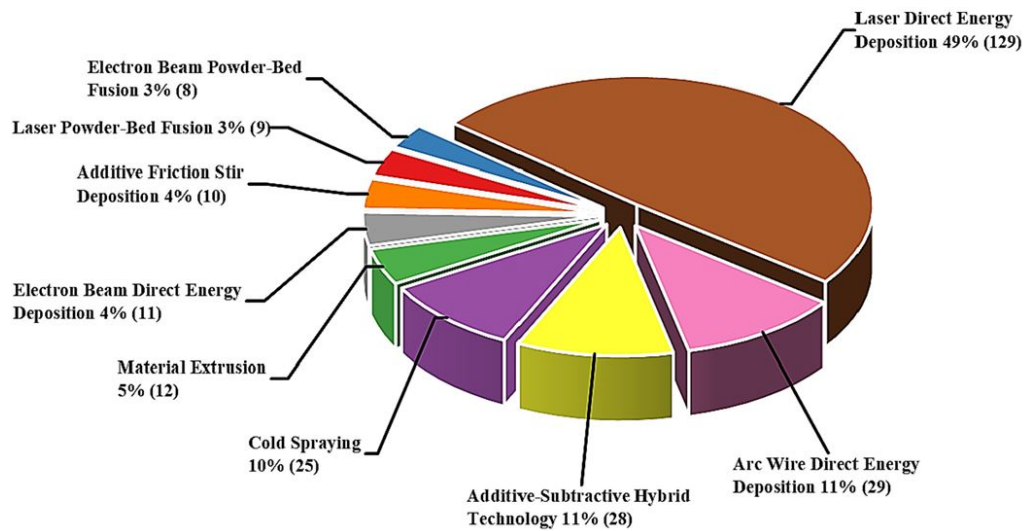


Fonte: SULZER.

e modificação da superfície do substrato: Eletrodeposição, *Physical vapor deposition* (PVD), *Chemical vapor deposition* (CVD), Aspersão Térmica e *Laser surface treatment* (LST). Cada processo tem as suas limitações a respeito do material da peça, formato, adesão e distorção térmica. Revestimentos desenvolvidos por técnicas de eletrodeposição, PVD e CVD possuem baixa força de adesão. A reprodutibilidade e a controlabilidade da eletrodeposição também são instáveis. Apesar de a aspersão térmica garantir excelente força de aderência, reprodutibilidade e controlabilidade, a zona termicamente afetada (ZTA) pode ser um problema sério em aplicações críticas. Todos esses problemas podem ser superados pelo LST, pois ele pode ser empregado em qualquer tipo de geometria com excelente ligação e uma ZTA menor. As principais técnicas de LST são: *Shock Peening*, *Engraving*, *Selective Laser Melting*, *Glazing*, *Cladding* e *Surface Alloying*. A principal diferença entre as técnicas de LC e *laser surface alloying* (LSA) está relacionada a fatores como taxa de diluição e densidade de energia de laser. Como o LC utiliza uma densidade de energia inferior, gera revestimentos com diluição menor (até 10 %) e com propriedades superficiais específicas do material depositado. Por outro lado, o LSA emprega uma densidade de energia superior, resultando em revestimentos com diluição elevada (maior que 10 %). Isso faz com que haja uma proporção considerável do material de substrato na camada depositada.

Segundo Singh, Kumar e Khanna (2023), a técnica de aspersão térmica consiste em depositar uma camada protetiva sobre um substrato utilizando uma fonte de calor (como plasma, corrente elétrica ou combustão química) para fundir o material de deposição. Dependendo do tipo de alimentação, a aspersão térmica pode criar revestimentos com espessuras que vão de 20 μm a vários mm com uma alta taxa de deposição para revestir grandes áreas. Siddiqui e Dubey (2021), porém, ressaltam que, apesar de apresentar uma boa força de aderência do revestimento,

Figura 8 – Aplicação atual de técnicas de MA para reparo de peças.



Fonte: Singh, Kumar e Khanna (2023).

a aplicação de aspersão térmica é limitada por alguns fatores. Entre eles, destaca-se o fato de a camada depositada aderir ao substrato, majoritariamente, através de ancoramento mecânico. Outros mecanismos de aderência como o químico-metalúrgico e o físico também podem ocorrer em conjunto ou isoladamente. A aderência químico-metalúrgica ocorre devido à microssoldagem, levando à fusão localizada e difusão atômica localizada com formação de soluções sólidas. Isso, porém, depende dos materiais que estão sendo relacionados e da quantidade de calor transferido pela partícula aspergida ao substrato e ocorre em apenas de 20 a 30% da área total da lamela.

Segundo Toyserkani, Khajepour e Corbin (2004), outras técnicas convencionais de reparo de peças usam a soldagem para a recuperação dos componentes danificados. Geralmente, porém, esses métodos são prejudiciais pela distribuição de temperaturas elevadas no entorno da região do reparo. Esses efeitos térmicos causam a perda de propriedades mecânicas, formação de trincas, porosidades e redução da vida útil do componente. O LC, porém, pode gerar um reparo estrutural permanente em várias ligas que são consideradas "insoldáveis" pelos métodos convencionais. O sucesso da tecnologia de *laser cladding* na recuperação de peças se deve às suas características, como pequena ZTA, solidificação rápida, baixa diluição, maior limpeza, menor diluição e maior controle sobre a ZTA.

3.1.2 Defeitos em revestimentos de LC

As características químicas, térmicas e mecânicas do processo de LC fazem com que ele seja uma tecnologia muito difundida e utilizada para reparo de componentes mecânicos de alto valor agregado. Entretanto, o cuidado com a escolha dos parâmetros de processamento é essencial para se garantir a qualidade e integridade dos revestimentos; uma vez que a principal fonte de defeitos em revestimentos é a má definição desses parâmetros. Segundo Figueredo et al. (2021), tanto o controle dos parâmetros de processo como o conhecimento sobre as características dos

materiais usados são essenciais para garantir as propriedades desejadas nos revestimentos. Caso não haja esse cuidado, os revestimentos podem exibir diluição excessiva ou insuficiente, baixa molhabilidade e presença de defeitos, como trincas e poros. Zhang, Li e Bai (2017) associam a muitos fatores a qualidade de processos de deposição a laser, como a energia do laser, velocidade de escaneamento, estratégia de escaneamento, material de deposição, tamanho das partículas de pó metálico e sua morfologia. Segundo Carvalho Júnior (2023), os principais defeitos que acometem componentes gerados por LC são: trincas, poros, segregações e inclusões. Alimardani et al. (2009) identificam que os defeitos mais frequentes em peças fabricadas por LC são as porosidades, a delaminação e a formação de trincas. Zhang, Li e Bai (2017) descrevem que os defeitos mais comuns em processos de deposição a laser são as porosidades, vazios por fusão incompleta e trincas.

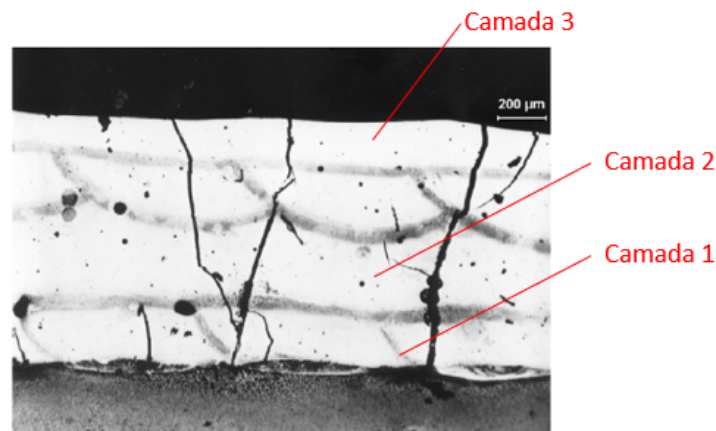
Trincas

A formação de trincas no revestimento e no substrato é extremamente prejudicial à operacionalidade dos componentes recuperados e pode inviabilizar o seu uso. De acordo com Ghorashi, Farrahi e Movahhedy (2019), tensões residuais de tração são geradas no LC e podem resultar em efeitos prejudiciais, como trincas, deformações indesejáveis e redução da vida em fadiga. Por conta disso, muitos pesquisadores têm investigado os efeitos da variação dos parâmetros de LC sobre as tensões residuais resultantes.

Fallah et al. (2010) relacionam a ocorrência de elevadas tensões térmicas no revestimento às altas taxas de aquecimento e resfriamento que ocorrem durante o processo. Essa característica acaba sendo um fator limitante às aplicações de LC, principalmente quando se deseja realizar a deposição de materiais duros como o *Stellite 1*. Segundo os autores, é possível reduzir ou até eliminar a formação de trincas nesses casos através do pré-aquecimento do substrato. A Fig. 9 apresenta uma amostra de LC com várias trincas em sua estrutura.

Além das elevadas tensões térmicas induzidas durante o processo de revestimento, as trincas também podem ser provocadas pela incompatibilidade entre os coeficientes de expansão térmica dos materiais de deposição e substrato. Alimardani et al. (2010) descrevem o processo de LC como sendo interdisciplinar, o que torna complexo o estudo e a compreensão da correlação entre os parâmetros de processamento, fenômenos físicos e os seus efeitos no resultado final apenas através de experimentos. Por isso, muitos grupos de estudo têm se dedicado à modelagem computacional desse processo, de forma a ampliar o entendimento e domínio sobre a relação entre os parâmetros de deposição, as propriedades dos materiais e os fenômenos físicos que envolvem o processamento.

Figura 9 – Presença de trincas severas em revestimento de LC com três camadas de deposição sobrepostas.



Fonte: Adaptado de Jendrzejewski e Śliwiński (2007).

Para Jendrzejewski e Śliwiński (2007), a indução de tensões térmicas elevadas durante o LC pode, em casos extremos, levar ao destacamento do revestimento e separação do material de base. Soluções possíveis seriam o controle do perfil do feixe de laser, a alteração na composição e microestrutura do material de revestimento e finalmente o pré-aquecimento do substrato antes da deposição.

Poros

Porosidades formadas em processos de deposição a laser são defeitos pequenos, tipicamente menores que $100 \mu m$ e em formato esférico. De acordo com Zhang, Li e Bai (2017), existem alguns fatores que podem levar à formação de poros em revestimentos. O primeiro está relacionado à densidade do pó metálico. Se o pó tiver baixa densidade (inferior a 50 %), os gás presente entre as partículas de metal pode se dissolver na poça de fusão, formando bolhas que ficam aprisionadas na camada depositada por conta das altas taxas de resfriamento. Outro fator que pode levar à formação de poros é o uso de partículas metálicas com estrutura oca. Isso ocorre na produção do pó metálico, principalmente em pós fabricados pelo método de atomização a gás.

Qiu, Adkins e Attallah (2013) explicam que as porosidades contém pontas nas superfícies internas e atribuem isso à re-fusão incompleta de superfícies de camadas inferiores depositadas anteriormente em revestimentos. Essas pontas formam pequenas barreiras que dificultam o metal líquido de preencher o poro. A Fig. 10 apresenta o aspecto de poros em revestimento de *selective laser melting*.

Figura 10 – Presença de poros em revestimento de *selective laser melting*.

Fonte: Adaptado de Gong et al. (2014).

Gong et al. (2014) explicam que, quando um feixe de laser de elevada potência incide sobre a poça de fusão, pode haver a formação de bolhas de gás provenientes da vaporização de componentes de baixo ponto de fusão presentes na liga de revestimento. Ainda que esses componentes estejam distantes da superfície, no fundo da poça de fusão, mas a alta taxa de solidificação da poça de fusão não permite tempo suficiente para as bolhas escaparem. Com isso, as bolhas de gás permanecem presas na poça de fusão e resultam em defeitos em forma de poros esféricos.

3.1.3 Pré-aquecimento do substrato para prevenção de defeitos

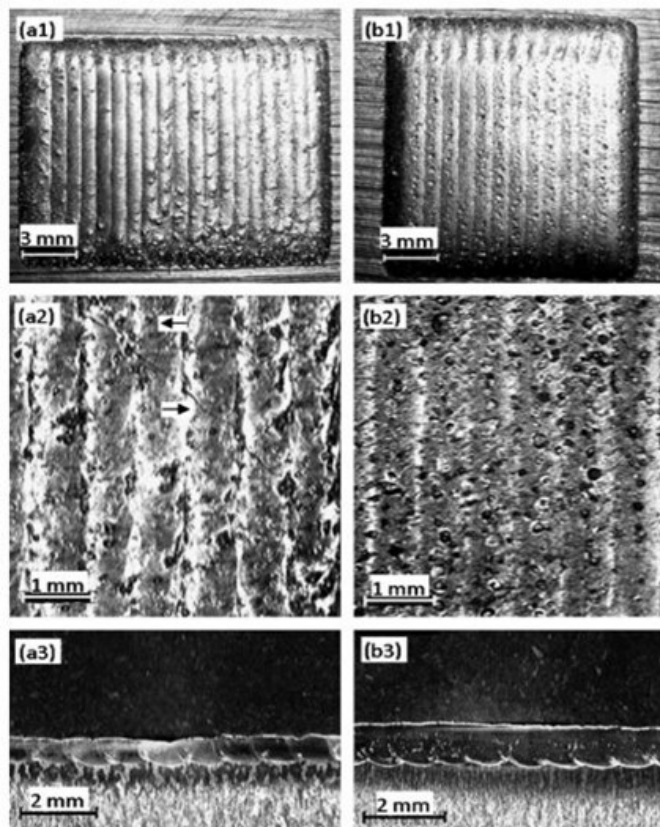
Toyserkani, Khajepour e Corbin (2004) explicam que o LC possui inúmeras vantagens em relação aos processos convencionais de revestimento, pois é capaz de produzir um revestimento melhor, com diluição mínima, distorção mínima e um melhor acabamento superficial. Por outro lado, Qi et al. (2021) mencionam que defeitos, rachaduras e poros têm sido um grande problema, restringindo o desenvolvimento desta tecnologia. Em relação às trincas, as altas tensões térmicas induzidas durante a deposição são o fator principal que favorece sua ocorrência nos revestimentos durante e logo após o processamento. Em casos extremos, as trincas podem levar ao descolamento do revestimento, uma vez que as trincas se originam da região de interface entre revestimento e substrato (Fallah et al. (2010) e Jendrzejewski e Śliwiński (2007)).

De acordo com Qi et al. (2021), a ocorrência de defeitos, trincas e poros tem sido um grande problema, restringindo algumas aplicações do LC. As trincas na camada de revestimento podem reduzir seu ciclo de vida e prejudicar suas propriedades mecânicas. A ocorrência de fissuras na camada de revestimento pode ser atribuída a pelo menos três motivos. A incompatibilidade de propriedades mecânicas e térmicas (coeficiente de expansão térmica e módulo de elasticidade) entre o material de revestimento e o substrato resulta em tensão térmica durante o revestimento a

laser. Trincas por tensão térmica são as mais comuns durante o processo de LC. No processo de solidificação, a zona frágil das camadas de revestimento é sensível a trincas. Quando fases duras como martensitas, carbonetos e boretos existem na camada de revestimento, a fragilidade da camada de revestimento é mais significativa, o que pode causar redução da resistência à fratura da camada, assim aumentando a sensibilidade a rachaduras da camada de revestimento.

Ao realizarem uma inspeção em uma amostra que foi depositada por LC sem pré-aquecimento do substrato, Fallah et al. (2010) identificaram que todas as trincas foram originadas na interface entre o revestimento e o substrato e se propagaram até a superfície do revestimento. Eles atribuem a formação das trincas à incompatibilidade dos coeficientes de expansão térmica dos materiais. Essa observação corrobora as hipóteses levantadas por Qi et al. (2021). A Fig. 11 apresenta a comparação entre a estrutura de revestimentos em substratos com e sem pré-aquecimento. Além da ausência de trincas, o revestimento com substrato pré-aquecido também apresenta maior homogeneidade estrutural e melhor acabamento superficial em relação à amostra não pré-aquecida.

Figura 11 – Revestimentos de *Stellite 1* em: (a1)-(a3) substrato sem pré-aquecimento, (b1)-(b3) substrato pré-aquecido

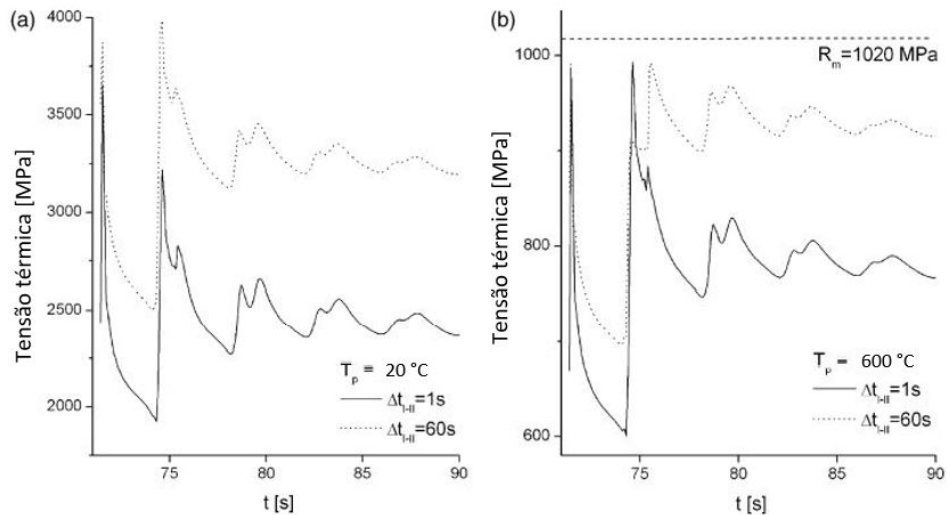


Fonte: Fallah et al. (2010).

Segundo Jendrzejewski e Śliwiński (2007), é necessário garantir que durante o processo de LC as tensões térmicas máximas geradas no revestimento não ultrapassem o limite de

resistência à tração do material de deposição. A Fig. 12 apresenta a comparação entre as tensões térmicas obtidas numericamente para os revestimentos multicamadas de *Stellite SF6* em amostras de *X10Cr13* com e sem pré-aquecimento do substrato.

Figura 12 – Comparação entre tensões geradas no revestimento de amostras: (a) sem pré-aquecimento do substrato ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) e (b) com pré-aquecimento do substrato ($T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$)

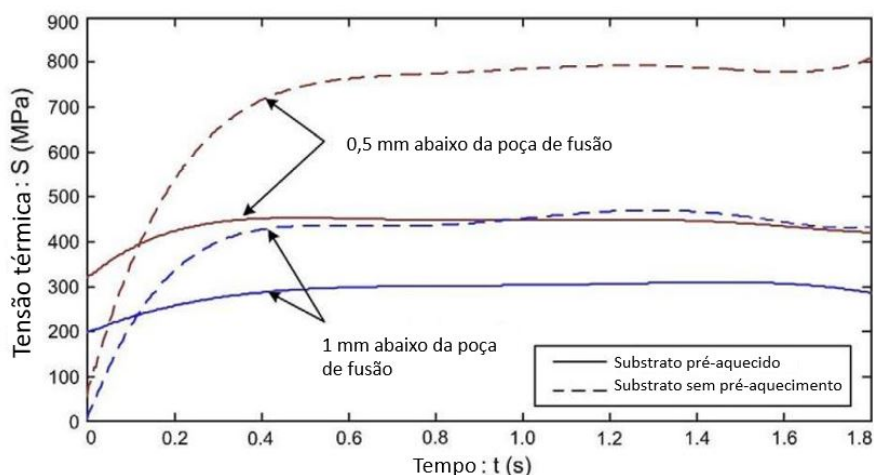


Fonte: Adaptado de Jendrzejewski e Śliwiński (2007).

Nesse caso, é possível notar que a amostra sem pré-aquecimento apresenta tensões máximas de aproximadamente 4000 MPa. Para a amostra pré-aquecida, esse valor cai para 1000 MPa. De acordo com Jendrzejewski e Śliwiński (2007), o limite de resistência à tração do *Stellite SF6* é de 1020 MPa. Dessa forma, conclui-se que a amostra sem pré-aquecimento é submetida a tensões quase 4 vezes superiores ao seu limite de resistência. Na amostra pré-aquecida, por outro lado, as tensões máximas geradas estão abaixo do limite do material, o que reduz a probabilidade de formação de trincas.

A Fig. 13 apresenta os resultados da simulação numérica das tensões térmicas geradas no substrato durante a deposição de uma camada de revestimento de *Stellite 1* em aço SAE 4340. Observa-se que as tensões geradas no substrato pré-aquecido são, aproximadamente, 50% menores que as tensões do substrato não pré-aquecido. Através da análise das Figuras 12 e 13, fica evidente o potencial que o pré-aquecimento do substrato possui em relação à redução das tensões térmicas envolvidas no processo de LC. Os resultados numéricos apontaram uma grande redução das tensões térmicas, tanto para o revestimento, conforme observado por Jendrzejewski e Śliwiński (2007), como para o substrato, de acordo com os resultados obtidos por Alimardani et al. (2010). Além disso, o pré-aquecimento traz consigo outra vantagem: a possibilidade de redução da potência de laser necessária para a deposição do material de adição.

Figura 13 – Resultados numéricos das tensões térmicas de Von Mises geradas no substrato de amostras revestidas por LC



Fonte: Adaptado de Alimardani et al. (2010).

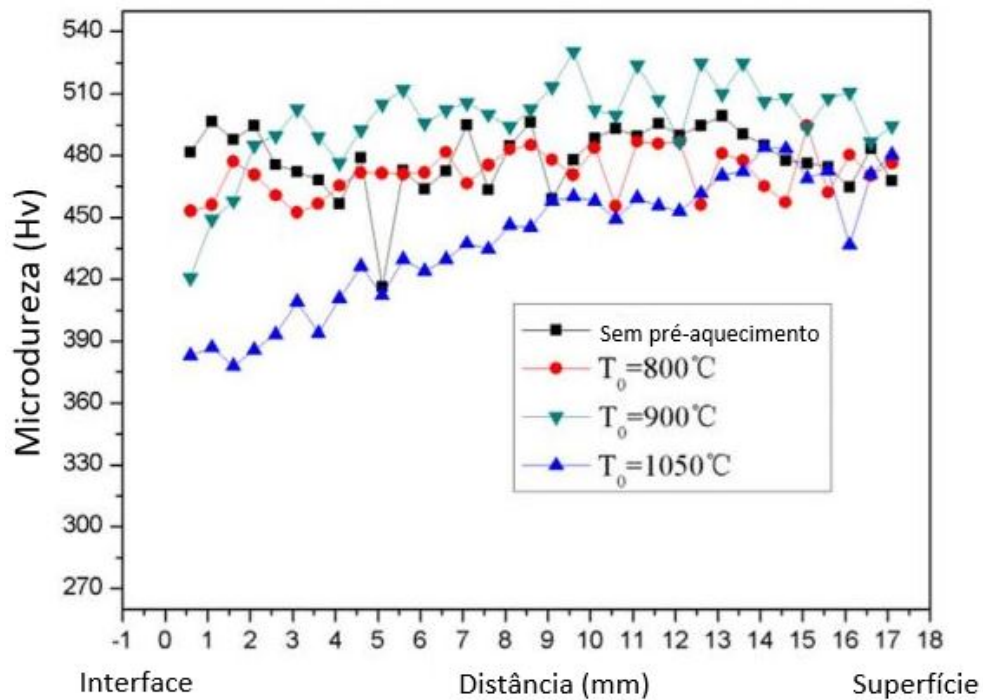
Os parâmetros de pré-aquecimento do substrato têm relação direta com as propriedades finais do revestimento e do substrato. Poça de fusão, taxa de resfriamento, diluição, microestrutura, tensões térmicas e dureza podem ser altamente influenciados pela temperatura de pré-aquecimento e pela potência do feixe de laser durante o pré-aquecimento. Xu et al. (2017) fabricaram quatro amostras de IN738LC (substrato e pó) com diferentes temperaturas de pré-aquecimento: 25 °C, 800 °C, 900 °C e 1050 °C. Apenas a amostra com pré-aquecimento a 1050 °C apresentou revestimento livre de trincas. As amostras até 900 °C apresentaram valores semelhantes de microdureza, enquanto a amostra pré-aquecida a 1050 °C apresentou uma microdureza média inferior às demais (Fig. 14). A redução da dureza superficial do revestimento com substrato pré-aquecido está relacionada às menores taxas de resfriamento.

Fallah et al. (2010) também compararam os valores de dureza superficial de revestimentos de *Stellite 1* com e sem pré-aquecimento do substrato de aço 4340. Nas amostras sem aquecimento prévio a dureza do revestimento variou entre 47 e 54 HRC. O revestimento das amostras pré-aquecidas apresentou dureza entre 44 e 46 HRC. Com isso, nota-se que o pré-aquecimento gerou uma leve redução na dureza do revestimento e uma maior uniformidade na distribuição de dureza superficial do revestimento, o que também pode indicar uma maior homogeneidade de propriedades das amostras pré-aquecidas.

Alimardani et al. (2009) variaram a temperatura de pré-aquecimento do substrato entre 130 e 530 °C para a deposição de aço AISI 304L sobre um substrato do mesmo material. Com pré-aquecimento de 330 °C houve uma redução substancial na formação de micro trincas. Entretanto, a formação de trincas só foi totalmente extinguida na amostra pré-aquecida a 530 °C.

A Fig. 15 apresenta os resultados numéricos das tensões térmicas de Von Mises presentes em amostras com diferentes temperaturas de pré-aquecimento. Nota-se que houve uma redução

Figura 14 – Microdureza do revestimento de IN-738LC com diferentes temperaturas de pré-aquecimento.

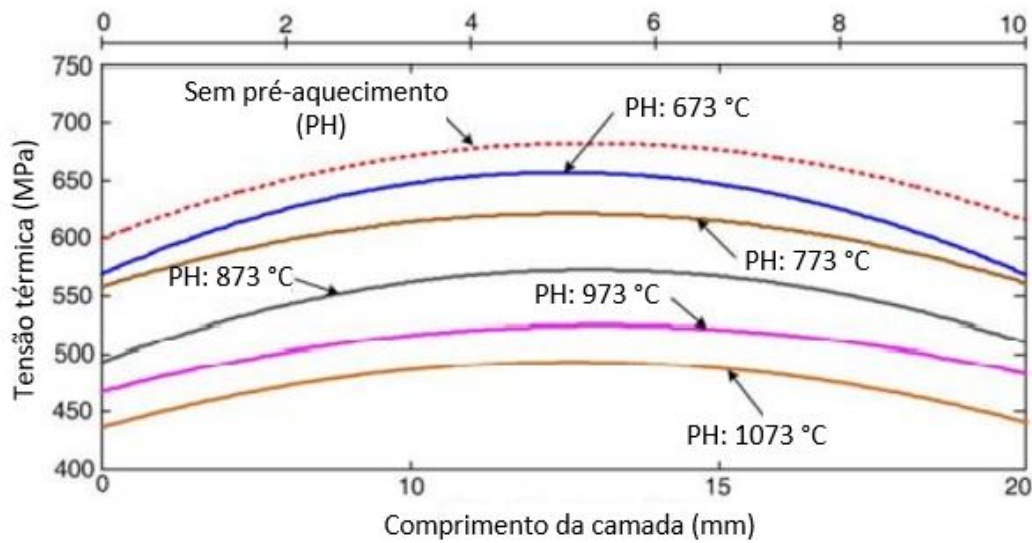


Fonte: Adaptado de Xu et al. (2017).

das tensões com o aumento da temperatura de pré-aquecimento. Além da redução das tensões térmicas, Alimardani et al. (2009) ressaltam que o pré-aquecimento também possibilita a formação de uma poça de fusão mais consistente com uma menor potência de laser durante a deposição.

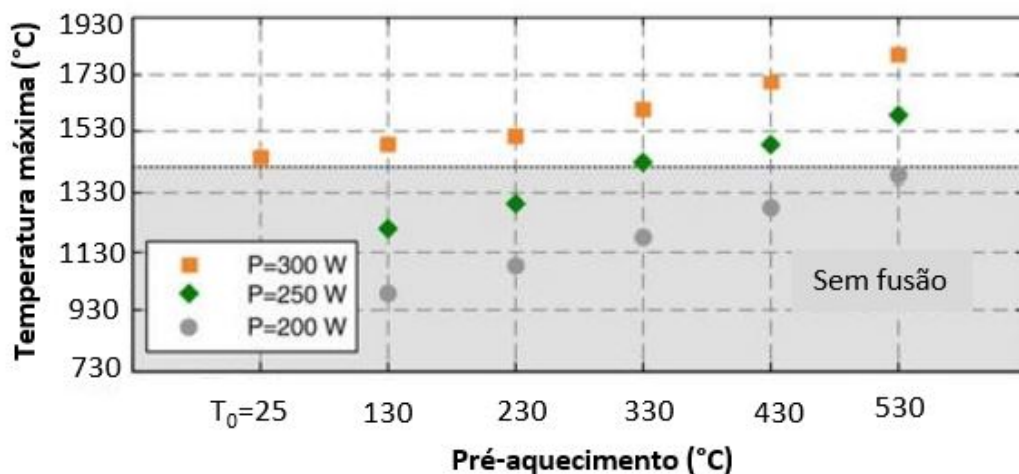
Na Figura 16 pode-se observar que com pré-aquecimento a partir de 330°C é possível superar a temperatura de fusão do material com uma potência de laser de 250 W. Na amostra sem pré-aquecimento ($T_0 = 25^\circ\text{C}$), é necessária uma potência de 300 W para se superar a temperatura de fusão. A redução da potência de laser necessária para a deposição é uma característica muito importante para a redução do risco de incidência de trincas no substrato. A relação entre a potência do laser e as tensões térmicas geradas pode ser compreendida na Fig. 17 (tensão média no revestimento) e na Fig. 18 (tensão média no substrato).

Figura 15 – Tensões térmicas de Von Mises 0,5 mm acima da poça de fusão na primeira camada de deposição de aço AISI 304L sobre substrato do mesmo material.



Fonte: Adaptado de Alimardani et al. (2009).

Figura 16 – Potência de laser necessária para deposição com diferentes temperaturas do substrato.

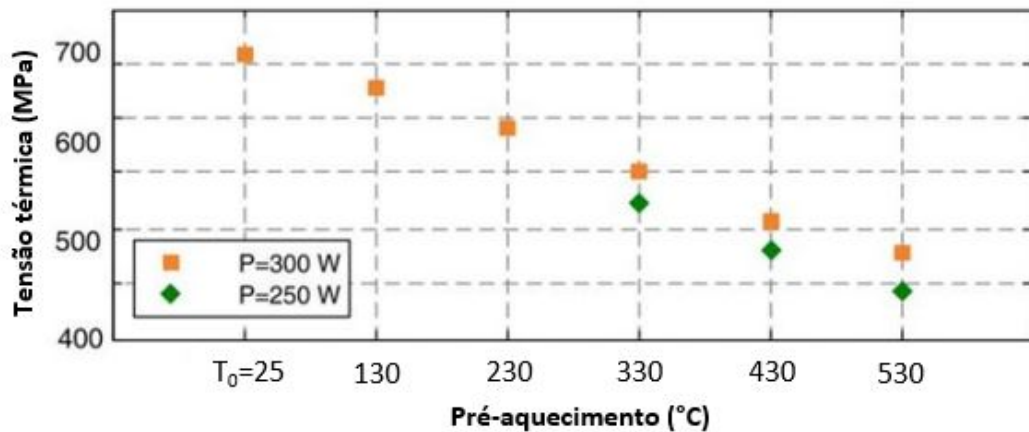


Fonte: Adaptado de Alimardani et al. (2009).

As tensões térmicas geradas no revestimento não sofrem grande influência da potência do laser, mas sim da temperatura de pré-aquecimento do substrato (Fig. 17). No substrato, por outro lado, a redução das tensões térmicas está associada à redução da potência do laser e não ao aumento da temperatura de pré-aquecimento (Fig. 18). Dessa forma, a estratégia mais eficiente para redução das tensões térmicas deve levar em conta tanto o pré-aquecimento do substrato como a redução da potência do laser.

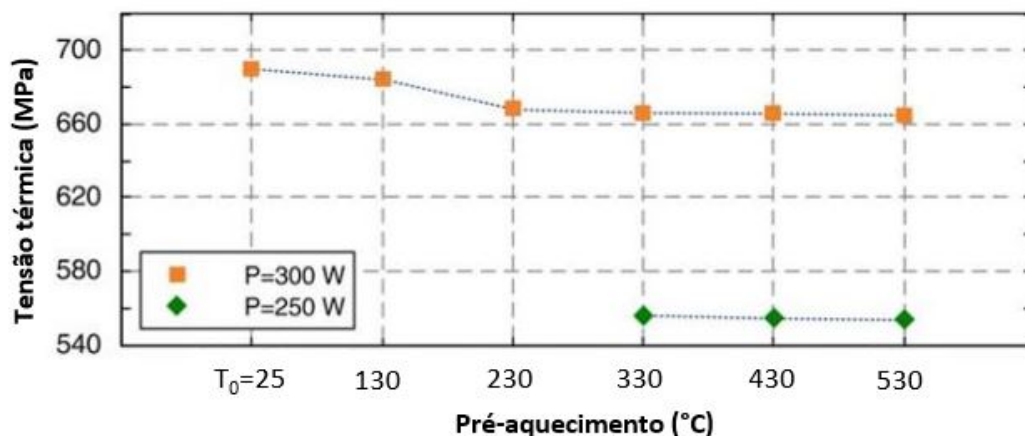
Existem inúmeras opções para pré-aquecer o substrato antes da deposição por LC. A

Figura 17 – Tensões térmicas médias de Von Mises 0,5 mm acima da poça de fusão.



Fonte: Adaptado de Alimardani et al. (2009).

Figura 18 – Tensões térmicas médias de Von Mises 0,0045 mm abaixo da poça de fusão.



Fonte: Adaptado de Alimardani et al. (2009).

solução mais difundida é o pré-aquecimento com o próprio feixe de laser. Com essa estratégia, não é necessário o emprego de nenhum equipamento além do sistema de LC. O pré-aquecimento com laser também possibilita um maior controle sobre os parâmetros do processo.

Para pré-aquecer o substrato pode-se usar outras fontes de calor, como indução eletromagnética Wang, Hu e Zeng (2015) e maçaricos Francisco et al. (2021). Essas alternativas, porém, são menos aplicadas. Com relação ao pré-aquecimento utilizando o feixe de laser, existem alguns critérios para definição da melhor estratégia. Devem ser levados em consideração: as propriedades do material de substrato e do material de adição; a temperatura ideal para aquecimento do substrato; a geometria do substrato; as dimensões da região de deposição e a potência ideal de deposição.

3.2 Redutores de velocidade

Os redutores de velocidade são equipamentos amplamente empregados no setor industrial, civil, militar e energético. O princípio de funcionamento de um redutor é simples, consistindo na transmissão de energia mecânica através de conjuntos de engrenagens. Sua principal função é adequar o torque e a rotação de acionamentos para garantir a eficiência do uso da potência fornecida. A Fig. 19 apresenta um redutor de velocidade usado para acionamento de moinhos verticais de cimento.

Figura 19 – Redutor Vertidrive



Fonte: Zanini Renk.

A relação entre potência, torque e rotação de uma máquina rotativa é descrita pela eq. 2:

$$P = T.n.\frac{2\pi}{60} \quad (2)$$

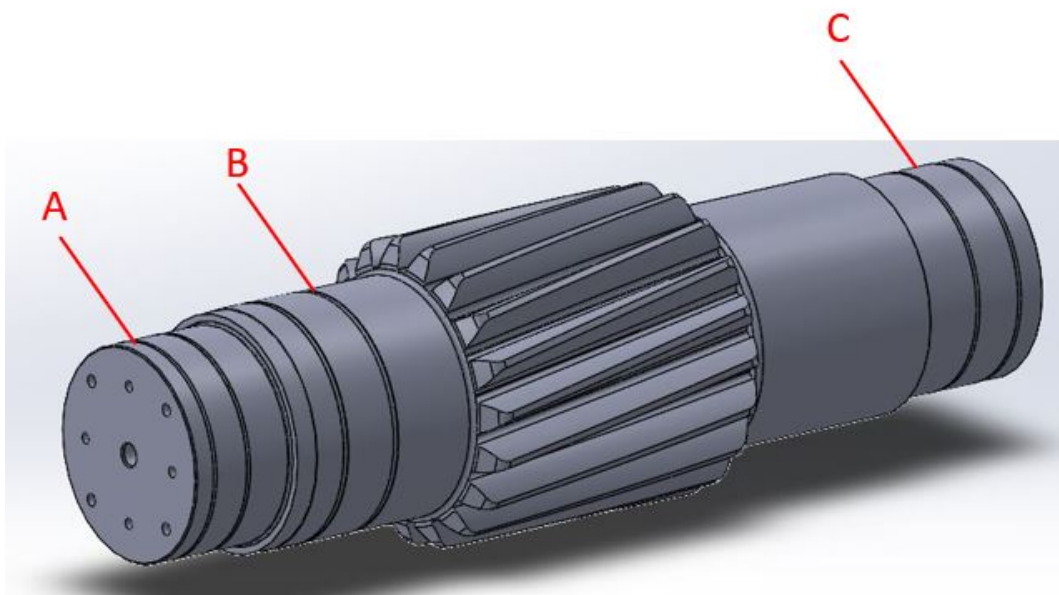
onde P corresponde à potência (em W), T corresponde ao torque (em $N.m$) e n corresponde à rotação (em rpm). Para uma análise simplificada, pode-se desconsiderar as perdas de potência que ocorrem no redutor durante a transmissão de potência. Com isso, as potências de entrada e saída do redutor são aproximadamente iguais. Dessa forma, como a potência se conserva, o produto entre T e n se mantém constante. Portanto, o redutor altera a relação entre o torque e a rotação de acionamento para otimizar ao máximo o aproveitamento da potência disponível.

Por conta da grande demanda por de ajuste de acionamentos, os redutores possuem uma grande variação de tamanhos, tipos e configurações. Perfuradores ósseos, por exemplo, utilizam um mandril com cabeçote redutor onde são montados micro-redutores planetários cujas engrenagens medem alguns milímetros. Moendas de cana de açúcar, por outro lado, requerem torques de acionamento da ordem de $3.500 kN.m$. Com isso, os redutores de velocidade empregados no setor sucroenergético podem chegar a mais de 100 toneladas.

Os redutores de grande porte possuem alguns desafios e particularidades diferentes dos demais. Seus eixos e engrenagens são de grandes dimensões e fabricados com aços especiais, o que os torna componentes de alto valor agregado. Dessa forma, quando esses componentes apresentam desgaste, a solução mais viável economicamente é o reparo e não a fabricação de peças novas. As técnicas de reparo mais viáveis dependem do tipo do desgaste e da região do eixo em que ele ocorreu. A Fig. 20 apresenta um exemplo de desenho 3D de um eixo pinhão de um redutor de velocidade de grande porte, onde é possível identificar três regiões que geralmente necessitam de recuperação dimensional: colos A e B (vedação e rolamentos) e colo C (encamisamento de engrenagem). Regiões como colos de vedação e colos de rolamento (Fig. 20 - A e B) geralmente sofrem desgaste abrasivo. Nessas regiões não há transmissão de torque, ou seja, as solicitações mecânicas não são tão críticas por não haver esforços torcionais. Assim, é possível utilizar técnicas de reparo mais simples e baratas, como a aspersão térmica.

Por outro lado, regiões como colos de encamisamento de engrenagens (Fig. 20 - C) são extremamente críticas quanto aos esforços mecânicos. Torção, flexão e compressão atuam simultaneamente no colo de encamisamento, exigindo que a sua recuperação garanta tanto as propriedades mecânicas necessárias para suportar as solicitações como a integridade estrutural do revestimento durante a operação do redutor. Nesse caso, a técnica de MA mais indicada é o LC, justamente por conta de suas características já descritas na seção 3.1.1. De fato, Kanishka e Acherjee (2023) ressaltam que a tecnologia de MA mais empregada atualmente é a de LDED, responsável por 49% das aplicações de MA (conforme apresentado na Fig. 8). Entre as técnicas de LDED, o LC é a mais difundida.

Figura 20 – Desenho 3D de eixo pinhão de redutor de grande porte.



3.2.1 Eixos pinhões de 18CrNiMo7-6

O aço de baixa liga DIN 18CrNiMo7-6 é conhecido por sua capacidade de atingir altas durezas após a cementação. Sua composição é similar ao AISI 4820. A liga de 18CrNiMo7-6 é comumente empregada na fabricação de componentes cuja aplicação requer elevada dureza superficial e boa resistência ao desgaste, como eixos pinhões e engrenagens. Para garantir o alívio das tensões geradas na têmpera, a norma DIN EN 10084 (2008) estabelece a indicação de que peça seja submetida a um processo de revenimento a temperaturas entre 150 a 200°C. Temperaturas superiores a 200°C podem reduzir demasiadamente a dureza superficial das regiões cementadas, sendo que a faixa de dureza ideal para essas regiões é de 58 a 62 HRC. Geralmente, as regiões que serão cementadas (dentados) ficam expostas à atmosfera do forno durante a cementação, enquanto as regiões da peça que não serão cementadas recebem proteção especial que impede a difusão de carbono. Dessa forma, apenas as regiões cementadas sofrem perda de dureza superficial quando aquecidas acima de 200°C.

Tabela 1 – Composição nominal da liga de aço 18CrNiMo7-6

Elemento	% em massa
C	0,18
Cr	1,65
Ni	1,55
Mo	0,3
Mn	0,7

Fonte: Adaptado de DIN EN 10084 (2008).

Assim, ao se optar pela recuperação dimensional de colos de eixos pinhões de 18CrNiMo7-6 por LC, o maior desafio é garantir que tanto no pré-aquecimento da peça como na deposição do revestimento a temperatura na região dos dentes não supere 200°C. Um forma de se definir a temperatura ideal de pré-aquecimento de uma peça a ser soldada, é através do cálculo do seu carbono equivalente (C_{eq}), que é uma definição empírica adotada para análise do grau de soldabilidade de uma liga ferrosa com base na sua composição química. De acordo com o International Institute of Welding (2022), o C_{eq} nominal de uma liga ferrosa deve ser calculado pela equação 3:

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (3)$$

De acordo com a equação 3, o C_{eq} da liga de 18CrNiMo7-6 é de 0,79%. Para esse valor de C_{eq} , recomenda-se um pré-aquecimento entre 250 e 300°C da superfície a ser revestida (Tabela 2). Essa faixa de temperaturas, porém, excede a temperatura limite de revenimento dos dentes do pinhão, que é de 200°C. Assim, é importante entender se o pré-aquecimento a 250°C irá afetar a dureza dos dentes, caso a temperatura dos dentes ultrapasse os 200°C.

Tabela 2 – Recomendação de pré-aquecimento em função do C_{eq}

Carbono Equivalente ($\%C_{eq}$)	Temp. Pré-Aquecimento Recomendada
< 0,30	Opcional
0,31 - 0,45	100 - 200°C
0,45 - 0,60	200 - 250°C
> 0,60	250 - 300°C
Aços ferramenta, aços mola, aços de composição desconhecida	$\approx 300^\circ\text{C}$

Fonte: ESAB (2022).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

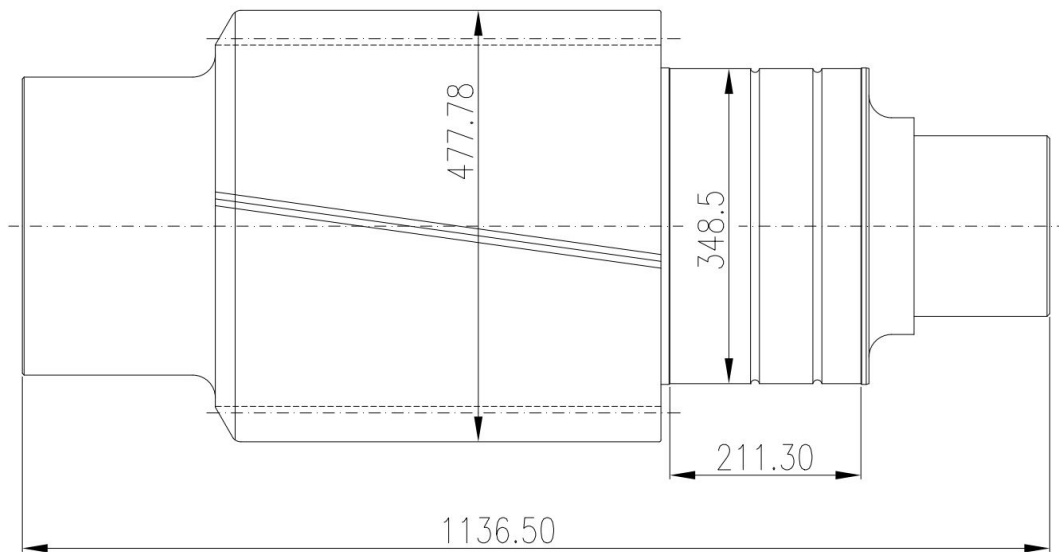
A metodologia deste trabalho foi dividida em duas etapas. A primeira parte consistiu em uma análise experimental de pré-aquecimento com maçarico de um eixo pinhão de redutor de velocidade (de aço liga DIN 18CrNiMo7-6). Com os resultados obtidos, foi possível definir a potência térmica fornecida pela chama do maçarico e criou-se um modelo computacional para representar o pré-aquecimento. O modelo possibilitou a previsão das temperaturas em cada seção do eixo em função do tempo. Com isso, foi possível simular diferentes estratégias de pré-aquecimento do eixo com o maçarico.

Na segunda parte, dois eixos de aço liga DIN 18CrNiMo7-6 foram usinados para servirem como corpos de prova. Cada amostra foi revestida com processo de LC. O material depositado foi a liga HGMET. Para cada amostra, variou-se os parâmetros de pré-aquecimento e deposição, de forma que uma amostra foi gerada com os parâmetros de pré-aquecimento da hipótese inicial (recomendação da ESAB de 250°C) e potência de laser mais baixa (3 kW) e a segunda amostra foi gerada com pré-aquecimento a 400°C e potência de laser superior (4 kW). Por fim, após análise microscópica e de microdureza, comparou-se os resultados obtidos a fim de definir qual é a melhor estratégia para o LC.

4.1 Pré-aquecimento experimental e desenvolvimento do modelo computacional

Para o desenvolvimento do modelo computacional correspondente ao pré-aquecimento de um eixo-pinhão de DIN 18CrNiMo7-6 com maçarico, iniciou-se com o procedimento experimental. Para isso, um eixo pinhão de redutor de velocidade (Fig. 21), foi montado em um torno mecânico Clever L-76320 (Fig. 22). O maçarico utilizado para o aquecimento é do tipo “chuveiro” e utiliza *GLP* (combustível) e O_2 (comburente) para gerar a chama. O controle da potência de chama do maçarico foi realizado de forma visual, sendo que a coloração da chama foi definida com base na experiência do operador. A medição de temperaturas do eixo durante o experimento foi realizada com um termômetro infravermelho Minipa MT-350. A rotação do torno foi ajustada para 35 rpm e iniciou-se o pré-aquecimento do colo de recuperação. A Fig. 23 retrata a execução do pré-aquecimento. O maçarico foi operado manualmente e procurou-se manter a distância de 50 mm entre o bocal do maçarico e a peça. O avanço transversal do maçarico foi de aproximadamente 20 mm/s. O sentido do avanço era alternado sempre que a tocha alcançava o limite do colo de recuperação.

Figura 21 – Croqui do eixo pinhão de redutor de grande porte.



Fonte: O autor.

Figura 22 – Eixo pinhão montado no torno Clever L-76320.



Fonte: O autor.

A temperatura ambiente durante o experimento era de 24,5 °C. A região do eixo onde as temperaturas seriam medidas foi pintada (Fig. 23) para garantir que uma emissividade homogênea ao longo das faixas de medição, uma vez que o termômetro de infravermelho sofre forte influência

dessa propriedade da peça. Duas faixas adicionais de controle de temperatura foram pintadas nas extremidades do eixo, mas não foram usadas no experimento. O eixo foi aquecido durante 14 minutos e a medição de temperaturas ocorreu com intervalos de 120 segundos. Após 14 minutos, a tinta começou a evaporar, causando alterações na emissividade e comprometendo a aferição de temperaturas. Durante o experimento, as temperaturas de 4 faixas do eixo (Fig. 24) foram medidas para levantamento do perfil temporal de temperaturas nas regiões relevantes do eixo. Esses dados foram úteis para o ajuste do modelo computacional.

Tabela 3 – Parâmetros de execução do experimento.

Parâmetro	Valor
Temperatura ambiente	24,5°C
Rotação do torno	35 rpm
Dist. entre maçarico e eixo	≈ 50 mm
Avanço transversal maçarico	20 mm/s

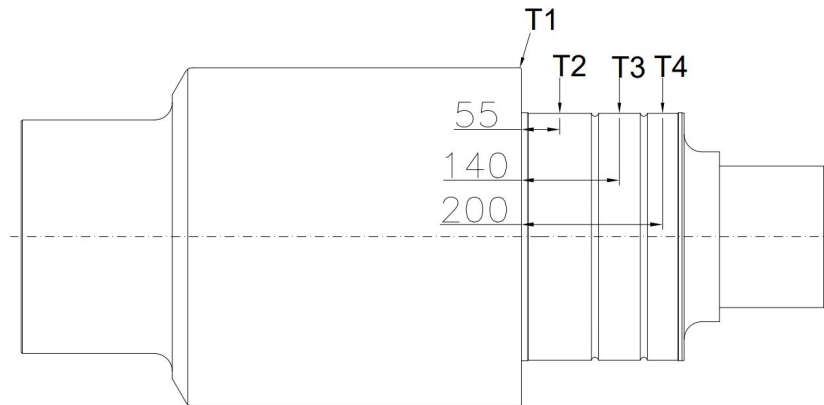
Fonte: O autor.

Figura 23 – Pré-aquecimento do pinhão com maçarico.



Fonte: O autor.

Figura 24 – Croqui do eixo com posição das faixas de medição de temperatura.



Fonte: O autor.

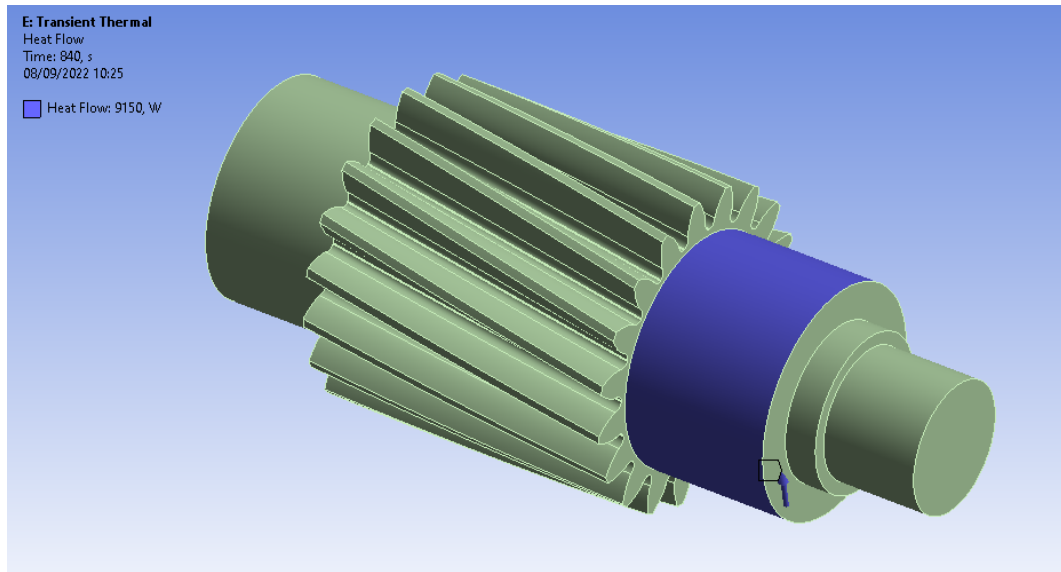
Para realizar a simulação computacional, o eixo pinhão foi modelado tridimensionalmente nos softwares *KISSsoft* e *SolidWorks*. O modelo 3D foi transferido para o software *Ansys Mechanical 2020 R2* onde foram realizadas as simulações no módulo *Transient Thermal*. Inicialmente, usou-se a hipótese simplificada de um fluxo de calor constante em toda a região do colo a ser recuperado (Fig. 25). Todavia, os resultados da simulação na região da face dos dentes (T1) indicaram uma temperatura muito inferior àquela obtida no experimento. Sendo assim, adicionou-se ao modelo anterior um fluxo de calor constante na região da face dos dentes (Fig. 26). A convecção foi simplificada para a condição de ar estagnado a 24,5 °C, com $5 \cdot 10^{-6} \text{ W/mm}^2 \cdot ^\circ\text{C}$ (Fig. 27). Após um ajuste fino através da comparação direta entre os resultados experimentais e computacionais, o fluxo de calor do maçarico para a peça foi representado com 9,15 kW no colo de recuperação e 3,4 kW na face dos dentes. A configuração de malha utilizada é apresentada na Fig. 28, com elementos de 15 mm cada e totalizando 10337 elementos e 184932 nós. A Tabela 4 apresenta as propriedades térmicas do aço DIN 18CrNiMo7-6 utilizadas na simulação.

Tabela 4 – Propriedades térmicas do aço DIN 18CrNiMo7-6.

Propriedade	Valor
Condutividade térmica (a 25°C)	60,5 W/m.°C ⁻¹
Calor específico	434 J/kg.°C ⁻¹

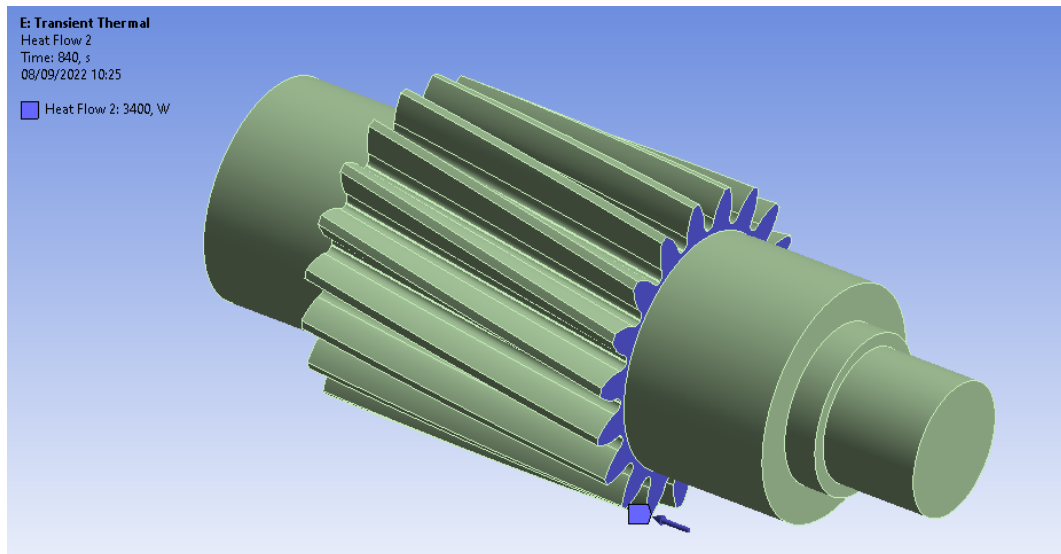
Fonte: O autor.

Figura 25 – Fluxo de calor constante de 9,15 kW no colo de recuperação.



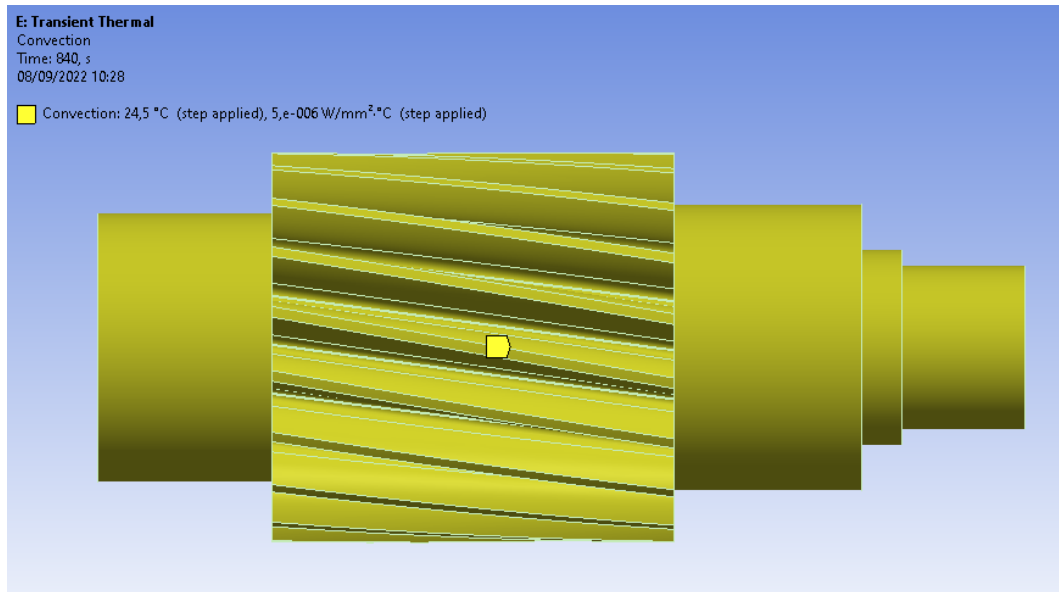
Fonte: O autor.

Figura 26 – Fluxo de calor constante de 3,4 kW na face dos dentes.



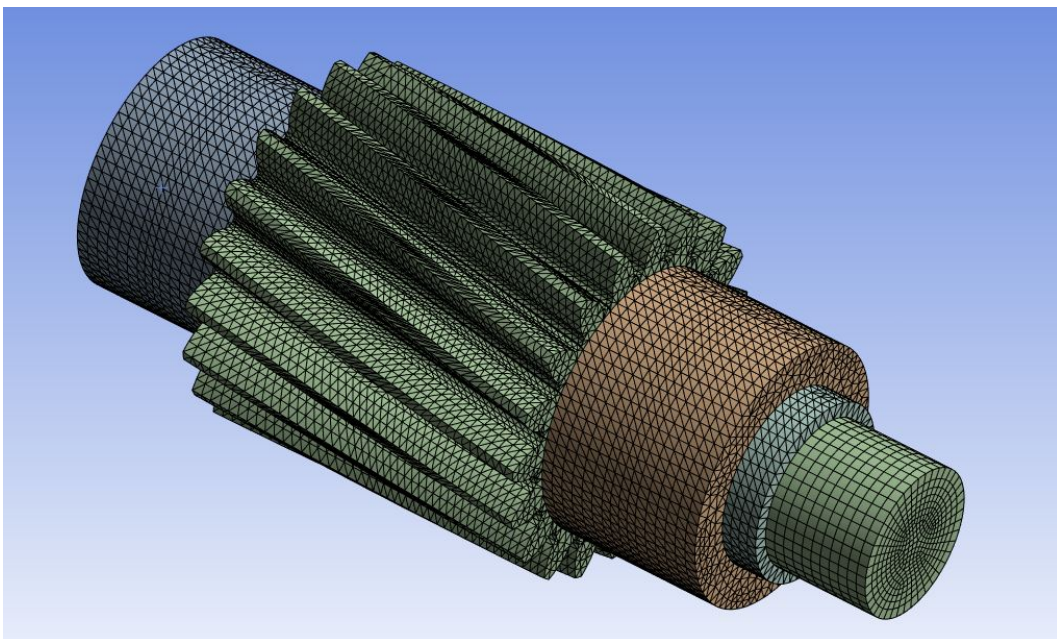
Fonte: O autor.

Figura 27 – Condição de convecção simplificada.



Fonte: O autor.

Figura 28 – Configuração de malha utilizada na simulação, com elementos de 15 mm.



Fonte: O autor.

4.2 LC de amostras de aço DIN 18CrNiMo7-6

Para avaliar na prática a qualidade de revestimentos gerados pela deposição de HGMET em eixos pinhões de aço DIN 18CrNiMo7-6 por LC, foram usinados dois eixos pequenos desse material para servirem de amostras para a deposição de LC. Boa parte do procedimento experimental de LC foi desenvolvida em conjunto com o trabalho do Fábio Tommasini de

Carvalho Júnior e em parceria com a **Zanini Renk** e com a **HRC Metalização**. Como as amostras seriam usados nos dois trabalhos, não foi possível usá-los com as mesmas dimensões. Entretanto, as suas diferenças dimensionais não trazem prejuízos às análises realizadas.

Para reproduzir a fabricação das amostras nos mesmos padrões em que os eixos reais são fabricados, utilizou-se os mesmos procedimentos e a mesma sequência de usinagem. Essas etapas serão detalhas a seguir e consistem basicamente em tormento de desbaste e torneamento de preparação para LC. Ao fim do processo de deposição, as amostras recebem, assim como os eixos reais, acabamento dos colos em retífica cilíndrica. A Tabela 5 apresenta a composição química real das amostras utilizadas (registrada no certificado emitido pelo fornecedor), bem com os valores de referência da norma DIN EN 10084.

Tabela 5 – Composição das amostras de aço DIN 18CrNiMo7-6.

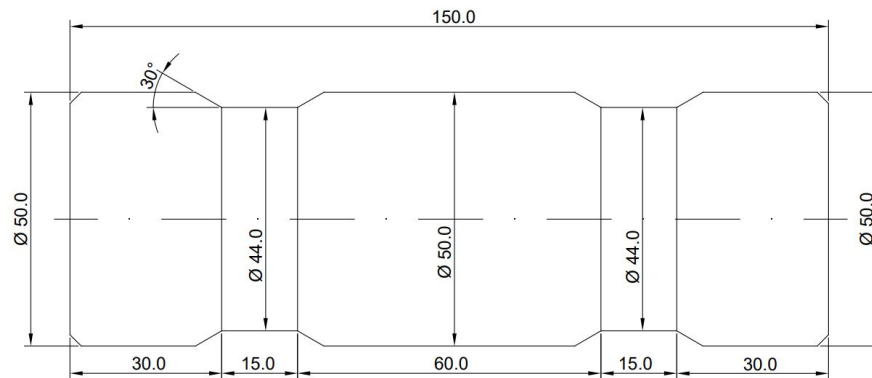
Composição química do material (% em peso)								
Referência	C	Si (max)	Mn	P (max)	S (max)	Cr	Mo	Ni
DIN EN 10084	0,15 - 0,21	0,4	0,5 - 0,9	0,025	0,035	1,5 - 1,8	0,25 - 0,35	1,4 - 1,7
Amostras 1 e 2	0,18	0,3	0,55	0,006	0,008	1,58	0,29	1,59

Fonte: Carvalho Júnior (2023).

De acordo com os valores apresentados, a fração de todos os elementos está de acordo com a norma. O aço DIN 18CrNiMo7-6 é fornecido para a Zanini Renk pelas forjarias com tratamento prévio de normalização, que consiste em um aquecimento (860°C) até que sua estrutura apresente uma fase austenítica homogênea e posterior resfriamento ao ar calmo até temperatura ambiente. De acordo com Carvalho Júnior (2023), esse tratamento é indicado para aços que serão posteriormente temperados e revenidos, pois além de produzir uma estrutura uniforme, reduz a tendência de empenamento da peça.

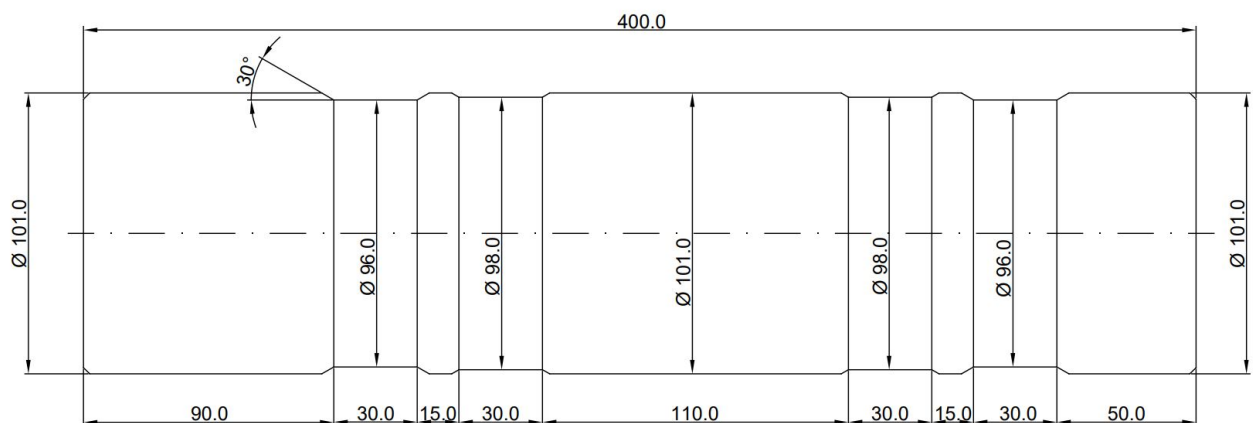
A primeira etapa após o recebimento da matéria prima das amostras foi a inspeção preliminar. Nela, analisou-se o certificado de matéria prima e os aspectos visuais e dimensionais das peças. Uma vez aprovadas pela inspeção, as amostras seguiram para a etapa de usinagem. A primeira operação de usinagem foi um torneamento para adequação da geometria (deixando aproximadamente 5 mm de sobremetal nas dimensões). O ensaio de ultrassom foi realizado para verificar a presença de possíveis defeitos no interior das amostras. Como a integridade estrutural das amostras foi garantida pelo ensaio de ultrassom, as peças foram liberadas para operação posterior. A etapa seguinte foi a usinagem de preparação para o LC. As amostras foram torneadas e foram feitos rebaixos nos seus diâmetros para receberem o revestimento de LC. As dimensões finais das amostras estão descritas nas Figuras 29 e 30. As inspeções, a usinagem e o tratamento térmico foram realizados na Zanini Renk.

Figura 29 – Desenho para usinagem da amostra 1.



Fonte: O autor.

Figura 30 – Desenho para usinagem da amostra 2.



Fonte: O autor.

Ao final das etapas de preparação, as amostras foram embaladas e enviadas para a **HRC Metalizações**, localizada em Piracicaba-SP. A **HRC Metalizações** conta com maquinário especial para recuperação e desenvolvimento de componentes pelo processo de LC. A estrutura consiste em um eixo árvore com contraponto para fixação de peças e um braço robótico para movimentação e posicionamento do cabeçote de LC (Fig. 31). O cabeçote de LC é da fabricante LaserLine, e opera com fonte diodo-laser com potência máxima de 10 kW. Com relação à alimentação do material de deposição, o cabeçote é do tipo "alimentação coaxial de pó" e utiliza o Argônio (Ar) com 3,5 bar para o transporte do pó metálico e também proteção da região de deposição para evitar contaminações ou oxidação por contato direto com o ar atmosférico.

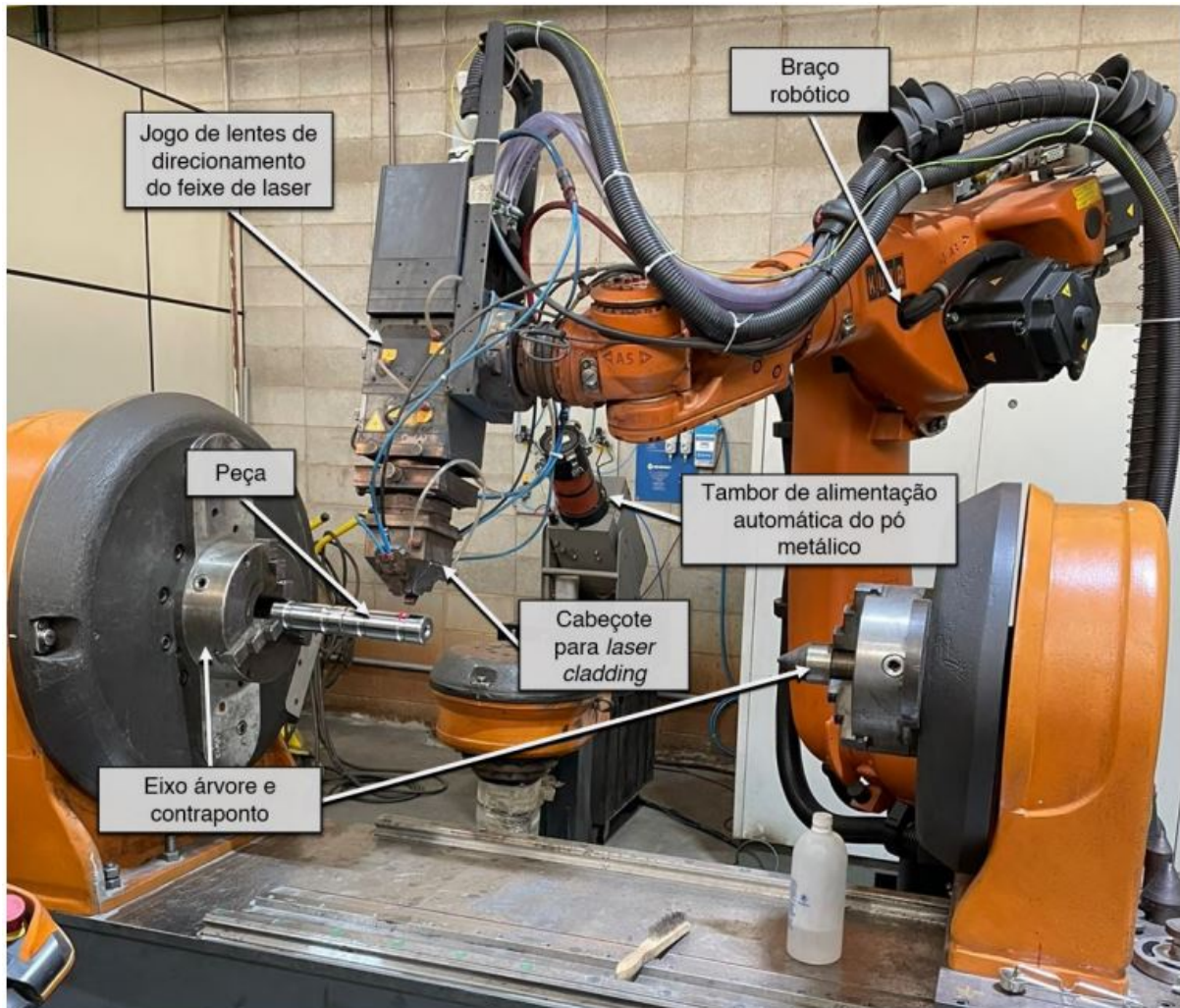
Com base no objetivo desse trabalho, que é analisar a possibilidade de se recuperar colos críticos (onde há transmissão de torque e/ou encamisamento) de eixos pinhões de 18CrNiMo7-6, a **HRC Metalizações** recomendou que o experimento fosse realizado com a deposição de uma liga especial à base de Cobalto, a **HGMET**. Por possuir propriedades anti-engripantes, essa

Tabela 6 – Composição da liga HGMET.

Composição química (% em peso)								
C	Si	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	W	Co
0,03	0,4	0,6	25,6	9,1	4,9	0,8	1,8	bal.

Fonte: Certificado emitido pelo fabricante.

Figura 31 – Estrutura de LC da HRC Metalizações.



Fonte: Carvalho Júnior (2023).

liga é comumente aplicada em colos de eixos onde há encamisamento de peças. Essa liga foi desenvolvida pela empresa **Höganäs**, fabricante de ligas metálicas em pó, e pode ser usada tanto para revestimentos a LC como a *plasma transferred arc* (PTA).

Como forma de garantir que não haja umidade residual nas ligas que serão depositadas em processos de LC, os recipientes com o pó metálico são mantidos por algumas horas em uma estufa com temperaturas entre 60 e 200°C. Ao final do processo de estufa, a liga a ser depositada é colocada no tambor de abastecimento do cabeçote, como apresentado na Fig. 32.

Figura 32 – Tambor de abastecimento de pó metálico para cabeçote de LC.

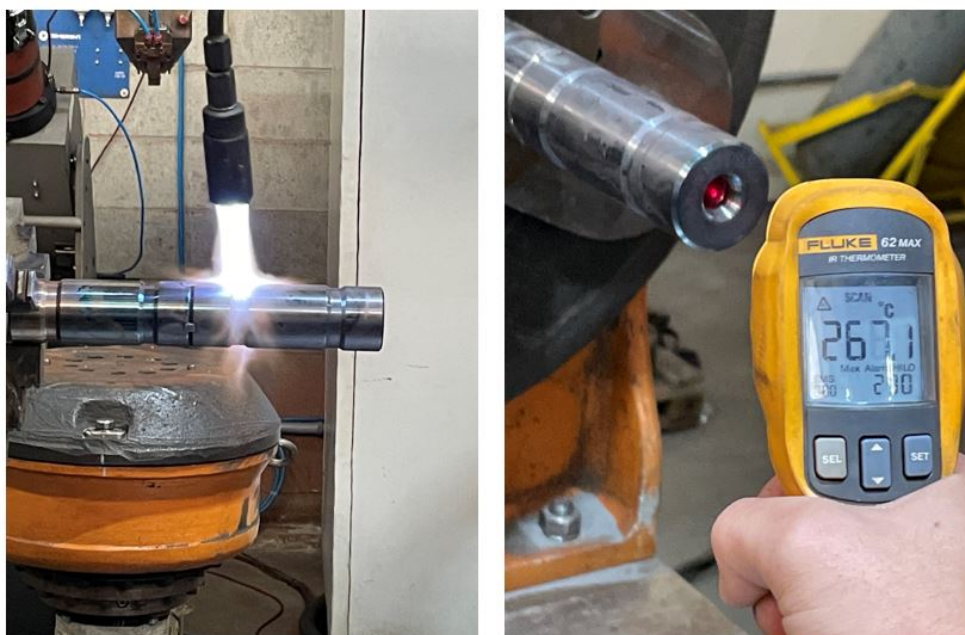


Fonte: Carvalho Júnior (2023).

De forma a analisar a influência da temperatura de pré-aquecimento na qualidade final dos revestimentos depositados, as amostras foram pré-aquecidas a temperaturas diferentes. O método de pré-aquecimento foi o mesmo em ambas as amostras: maçarico "chuveiro" abastecido por O_2 e GLP .

Primeiramente, a amostra 1 foi fixada no eixo-árvore da máquina. Definiu-se uma baixa rotação do eixo-árvore (da ordem de 15 *rpm*) para a realização do pré-aquecimento. A amostra 1 seguiu a recomendação de temperatura de pré-aquecimento da ESAB (Tabela 24), que relaciona a temperatura recomendada com o C_{eq} da liga a ser soldada. Dessa forma, a amostra 1 foi pré-aquecida entre 250 e 300°C (Fig. 33). O controle de temperaturas foi realizado com um pirômetro digital *FLUKE 62 Max*. Uma vez que a temperatura se estabilizou na faixa recomendada (250 - 300°C), iniciou-se o processo de LC (Fig. 34). Após o final do revestimento dos rebaixos da amostra 1, ela foi imediatamente removida da máquina e submersa em uma caixa com vermiculita granulada (Fig. 37), que é um material granulado similar a areia que atua como isolante térmico. Essa etapa é muito importante para prevenir o resfriamento abrupto após o revestimento, que pode ser muito prejudicial à estrutura do revestimento.

Figura 33 – Pré-aquecimento da amostra 1.



Fonte: O autor.

Figura 34 – LC da amostra 1.



Fonte: O autor.

Uma vez encerrado o procedimento da amostra 1, iniciou-se o trabalho com a amostra 2, fixando-a no eixo árvore e ajustando a rotação para a mesma faixa da amostra 1 (aproximadamente 15 rpm). Para a amostra 2, o pré-aquecimento foi realizado com o mesmo maçarico, porém a temperaturas superiores, seguindo os resultados obtidos por Alimardani et al. (2010). Em seu trabalho, eles depositaram, via LC, a liga *Stellite 1* em substrato de aço AISI 4340. Os autores testaram várias temperaturas de pré-aquecimento do substrato para prevenir trincas. Todavia, a temperatura mínima de pré-aquecimento que possibilitou um revestimento livre de trincas foi 520°C.

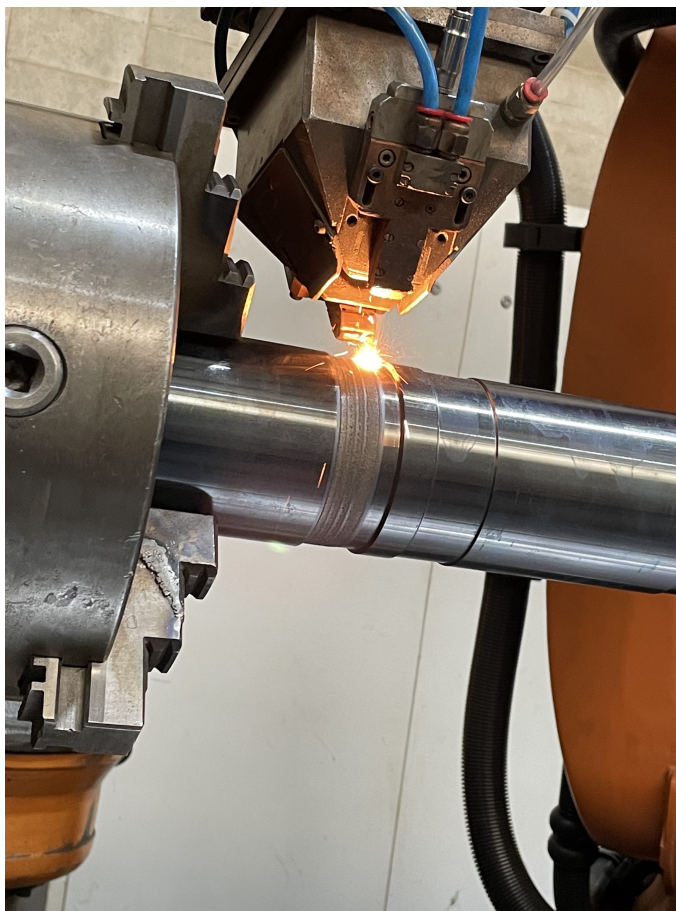
Buscando encontrar a temperatura ideal de pré-aquecimento da amostra 2, fez-se a seguinte analogia: o aço AISI 4340 possui mais Carbono (C) em sua composição e, de acordo com a equação 3, o seu C_{eq} é de 0,85%, enquanto o C_{eq} do aço DIN 18CrNiMo7-6 é de 0,79%. Além disso, a liga *Stellite 1* também é uma liga à base de Cobalto (Co) e possui composição consideravelmente similar à da liga HGMET. Assim, como o C_{eq} do aço DIN 18CrNiMo7-6 é inferior ao C_{eq} do aço AISI 4340, definiu-se que o pré-aquecimento da amostra 2 seria realizado com temperaturas entre 400 e 450°C (Fig. 35). Com a temperatura de pré-aquecimento estabilizada, deu-se início ao processo de LC da amostra 2 (Fig. 36). Assim como feito com a amostra 1, ao final do LC da amostra 2, ela foi rapidamente retirada da máquina e transferida para a caixa de vermiculita, onde permaneceu enterrada para resfriamento lento até temperatura ambiente (Fig. 37).

Figura 35 – Pré-aquecimento da amostra 2.



Fonte: Carvalho Júnior (2023).

Figura 36 – LC da amostra 2.



Fonte: O autor.

Figura 37 – Caixa com vermiculita para resfriamento lento de peças após revestimento.



Fonte: Carvalho Júnior (2023).

A tabela 7 resume os principais parâmetros utilizados no revestimento das amostras. Ao final dos processos de LC das amostras, ambas foram transportadas de volta para a Zanini Renk de forma a dar continuidade na análise dos revestimentos.

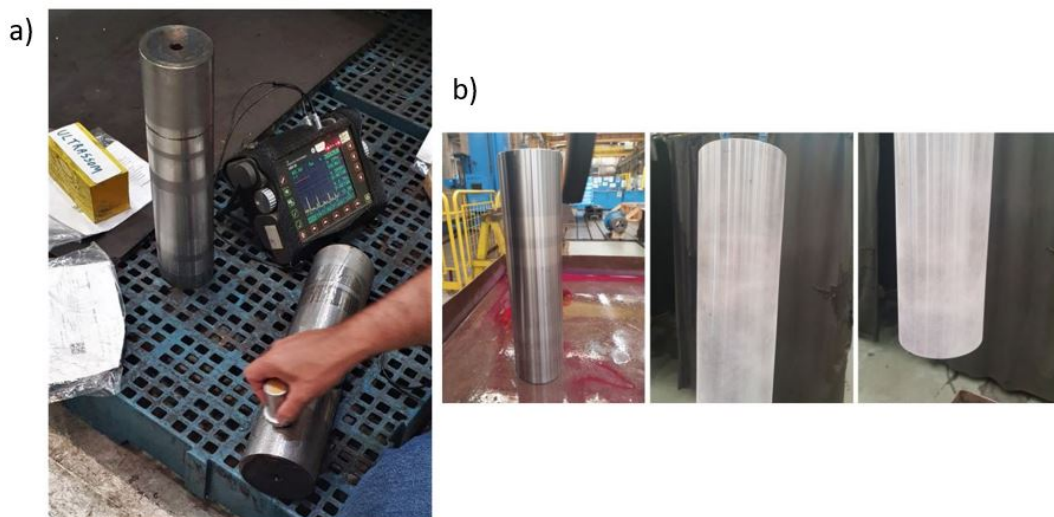
Tabela 7 – Parâmetros dos processos de revestimento das amostras.

Parâmetros	Amostra 1	Amostra 2
Temperatura de pré-aquecimento [°C]	250 - 300	400 - 450
Potência do feixe de laser (P) [kW]	3,0	4,0
Velocidade de escaneamento (v) [mm/s]	6,0	6,0
Diâmetro do feixe de laser (\varnothing_L) [mm]	6,0	6,0
Taxa de deposição (Q) [mm ³ /s]	169,64	169,64
Largura das camadas (l) [mm]	6,0	6,0

Fonte: Adaptado de Carvalho Júnior (2023).

Com as amostras já na Zanini Renk, iniciou-se a preparação para a remoção dos corpos de prova. Primeiramente, as amostras foram torneadas para remover a camada excedente de revestimento. Após essa etapa, apenas a amostra 2 foi submetida aos ensaios de ultrassom e líquido penetrante, de forma a seguir o mesmo padrão de operações que as peças fabricadas pela Zanini Renk. Os ensaios de ultrassom e líquido penetrante são ensaios não destrutivos (END) realizados para verificar a presença de defeitos tanto subsuperficiais (líquido penetrante) como mais profundos no interior das peças (ultrassom). A Fig. 38 apresenta a realização dos ensaios não destrutivos na amostra 2.

Figura 38 – END realizados na amostra 2: a) Ultrassom e b) Líquido penetrante.



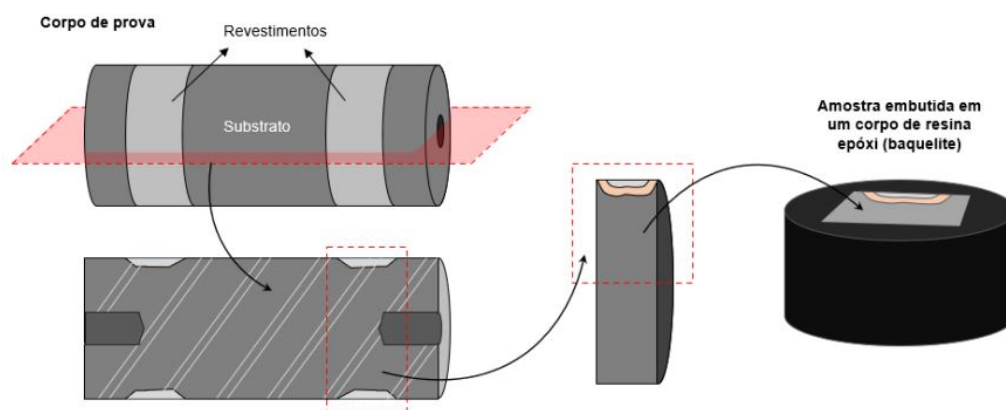
Fonte: Adaptado de Carvalho Júnior (2023).

Em ambos os ensaios, a amostra 2 foi aprovada, seguindo para a etapa de retífica de acabamento do diâmetro externo. Ao final da retífica, as amostras 1 e 2 estavam preparadas para a retirada dos corpos de prova para análise metalográfica.

4.3 Análise metalográfica e caracterização

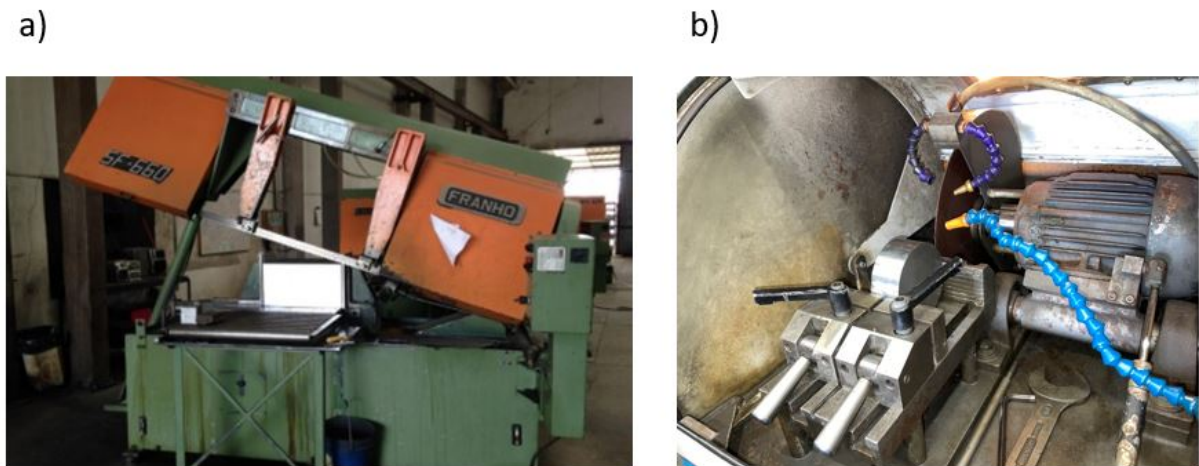
A fim de possibilitar a análise metalográfica do substrato, interface e revestimento depositado, foram retirados corpos de prova de cada amostra. O processo de corte das amostras para remoção dos corpos de prova foi realizado em duas etapas. Na primeira etapa, as amostras foram cortadas ao meio no sentido longitudinal com uma serra fita horizontal, modelo FRANHO SF 660. O segundo corte dos corpos de prova foi realizado em uma máquina de corte do tipo *cut-off*, específica para preparação de corpos de prova. Nessa etapa, os corpos de prova foram cortados no sentido transversal para serem embutidos em corpos de resina epóxi (baquelite). A Fig. 40 apresenta as máquinas utilizadas para o corte dos corpos de prova e a Fig. 39 ilustra a sequência de operações para obtenção dos corpos de prova. Após o embutimento dos corpos de prova no baquelite, iniciou-se o processo de lixamento da face de análise para possibilitar o acabamento adequado para a análise metalográfica. A Fig. 41a apresenta o acabamento inicial da face após embutimento do corpo de prova. Para a análise microscópica e metalográfica, é necessário um acabamento espelhado na face. Por isso, a etapa seguinte é o lixamento da face, com lixas de granulometrias 120, 240, 320, 400, 600 e 1200 e, para dar acabamento final, polimento com disco de feltro e solução de grãos abrasivos de diamante de $3,0\ \mu\text{m}$. Esse processo foi realizado na máquina Arotec Aropol 2V (Fig. 41b), equipamento que compõe o laboratório de metalografia da Zanini Renk. O acabamento final após o polimento é apresentado na Fig. 41c. Ao final do polimento, os corpos de prova foram lavados e receberam um jato de ar quente para secagem. Nessa etapa, a rugosidade superficial da face do corpo de prova é da ordem de $Ra = 0,05\ \mu\text{m}$, característica necessária para garantir a boa reflexibilidade dos grãos no microscópio óptico.

Figura 39 – Sequência de cortes para retirada de corpos de prova.



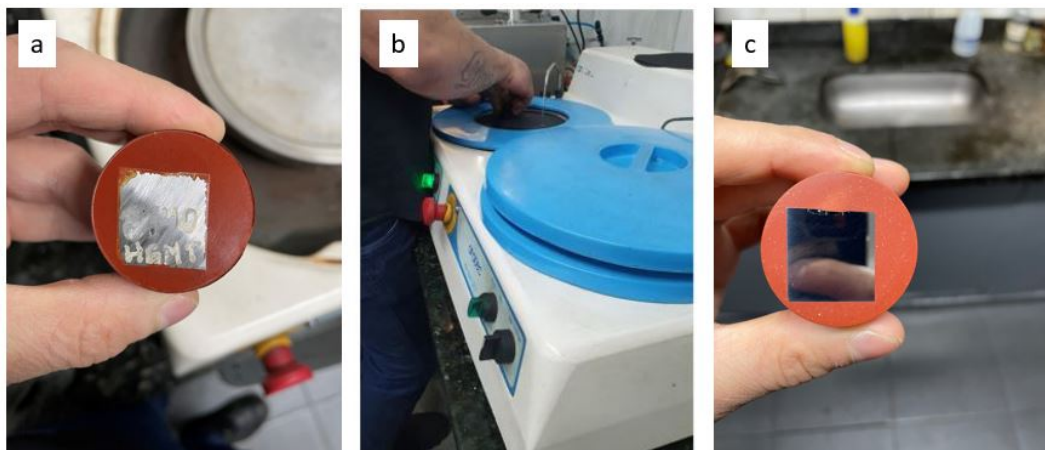
Fonte: Carvalho Júnior (2023).

Figura 40 – Serras para preparação de corpos de prova: a) serra fita horizontal FRANHO SF 660 e b) serra tipo *cut-off*.



Fonte: O autor.

Figura 41 – Processo de lixamento e polimento para preparação de análise metalográfica.



Fonte: O autor.

Para análise mais clara dos contornos de grãos e visualização da ZTA, os corpos de prova receberam ataque químico com Nital 3%, que consiste na mistura de álcool etílico (C_2H_5OH) e ácido nítrico (HNO_3) na proporção de 97% de álcool etílico e 3% de ácido nítrico. Após o ataque, os corpos de prova são lavados com álcool isopropílico (C_3H_8O) e secos com jato de ar quente. A Fig. 42 apresenta o aspecto visual das amostras após ataque com Nital 3%. Como esperado, após o ataque químico é possível identificar visualmente a delimitação da ZTA.

A caracterização do perfil de durezas ao longo do revestimento, interface, ZTA e substrato é crucial para o entendimento das propriedades resultantes dos processo de LC. Para isso, o laboratório de metalografia da Zanini Renk conta com um medidor de dureza por microscopia modelo Clemex ST-2000. Esse equipamento possibilita a medição de microdureza Vickers,

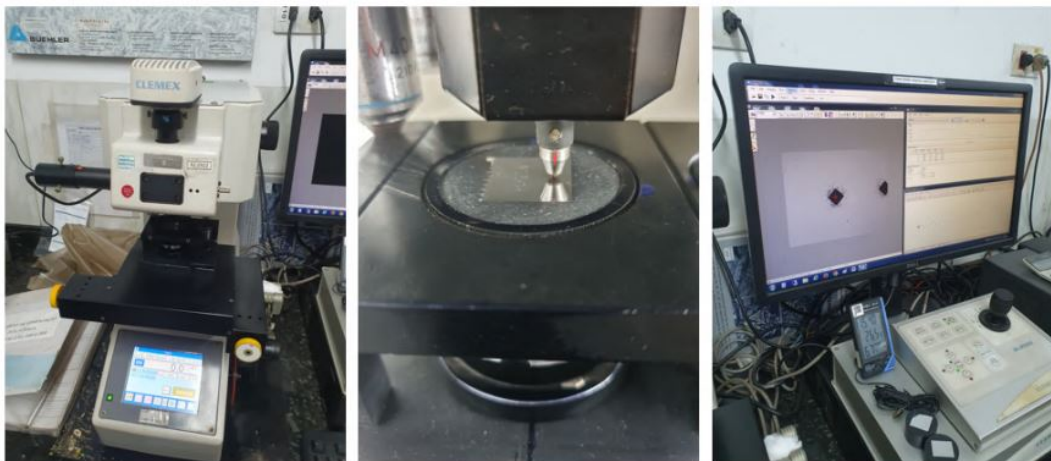
com identações automáticas e realizadas em pontos previamente definidos. Com auxílio de microscopia eletrônica do próprio equipamento, as imagens das identações são avaliadas e o software faz a medição da geometria das identações, calculando o valor correspondente da dureza (Fig. 43).

Figura 42 – Aspecto dos corpos de prova após ataque com Nital 3%.



Fonte: O autor.

Figura 43 – Medição de microdureza dos corpos de prova - Equipamento Clemex ST-2000.



Fonte: Carvalho Júnior (2023).

A análise metalográfica das amostras foi realizada um microscópio óptico Olympus GX41 que possui um sistema de câmera (ZEISS AxioCam ERc5s) acoplado para aquisição de imagens e transmissão em tempo real ao computador. As opções de zoom disponíveis para as análises eram de 100x, 200x, 500x e 1000x.

5 RESULTADOS

5.1 Pré-aquecimento experimental e computacional

Durante o experimento de pré-aquecimento realizado na seção 3.1, aferiu-se a temperatura de 4 faixas do eixo (Fig. 24) com intervalo de 2 minutos entre cada medição. A duração total do experimento foi de 14 minutos. Os dados foram organizados na Tabela 8.

Tabela 8 – Temperaturas aferidas em 4 faixas do eixo durante aquecimento com maçarico.

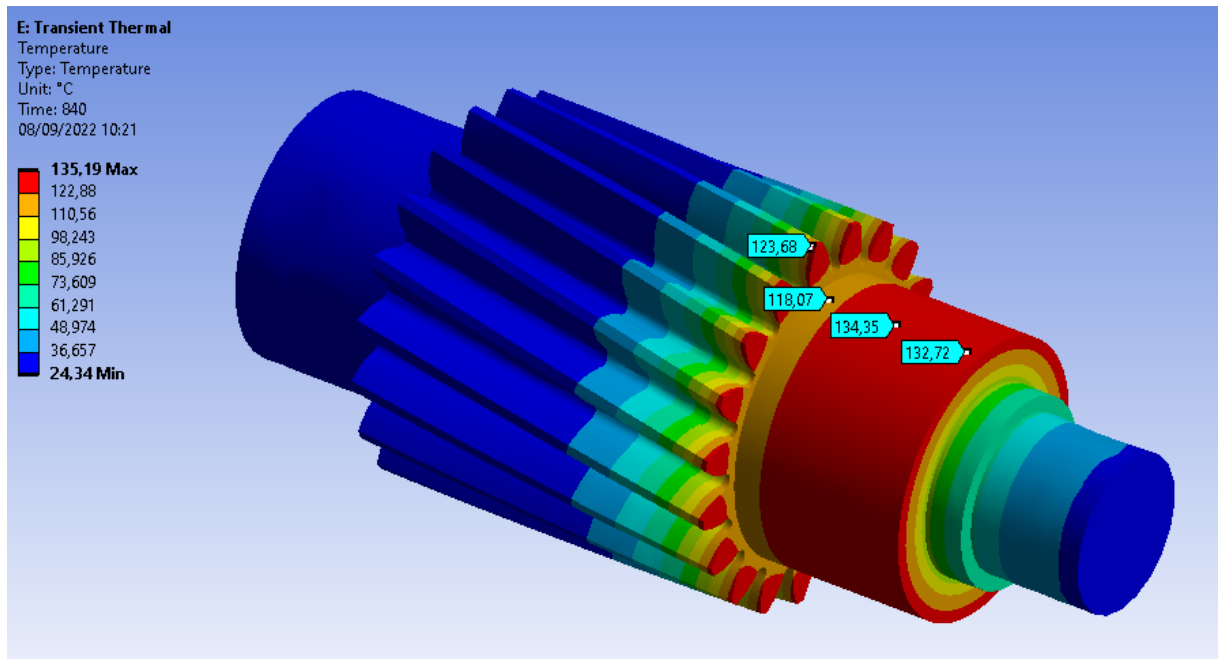
Tempo [min]	T1 [°C]	T2 [°C]	T3 [°C]	T4 [°C]
0	24,4	24,4	24,4	24,4
2	53,8	81,4	85,8	78,1
4	73,0	95,1	98,1	98,3
6	97,0	100,2	110,5	102,4
8	95,3	97,3	101,8	97,0
10	91,2	109,0	117,6	119,9
12	100,7	131,2	131,0	127,3
14	123,3	118,4	123,8	132,5

Fonte: O autor.

Com os resultados do experimento, foi possível ajustar os valores de fluxo de calor na simulação de forma a representar a chama do maçarico. De forma iterativa, variou-se os valores de fluxo de calor na face dos dentes e no colo de recuperação até que as temperaturas medidas no experimento fossem reproduzidas na simulação. Obteve-se os resultados mais aproximados de temperatura foram obtidos com os fluxos de 9,15 kW no colo de recuperação e 3,4 kW na face dos dentes. Com isso, rodou-se a simulação para um intervalo de 14 minutos. A Fig. 44 apresenta os resultados obtidos para as faixas de temperatura analisadas no experimento. O resultado indica que o modelo computacional é representativo, dada a pequena diferença entre os valores experimentais e computacionais. A Fig. 45 retrata o perfil de temperaturas na seção longitudinal do eixo após 14 minutos de aquecimento com maçarico. A Fig. 46 apresenta um gráfico com os perfis de temperatura obtidos no experimento (E) e na simulação (S) sobrepostos.

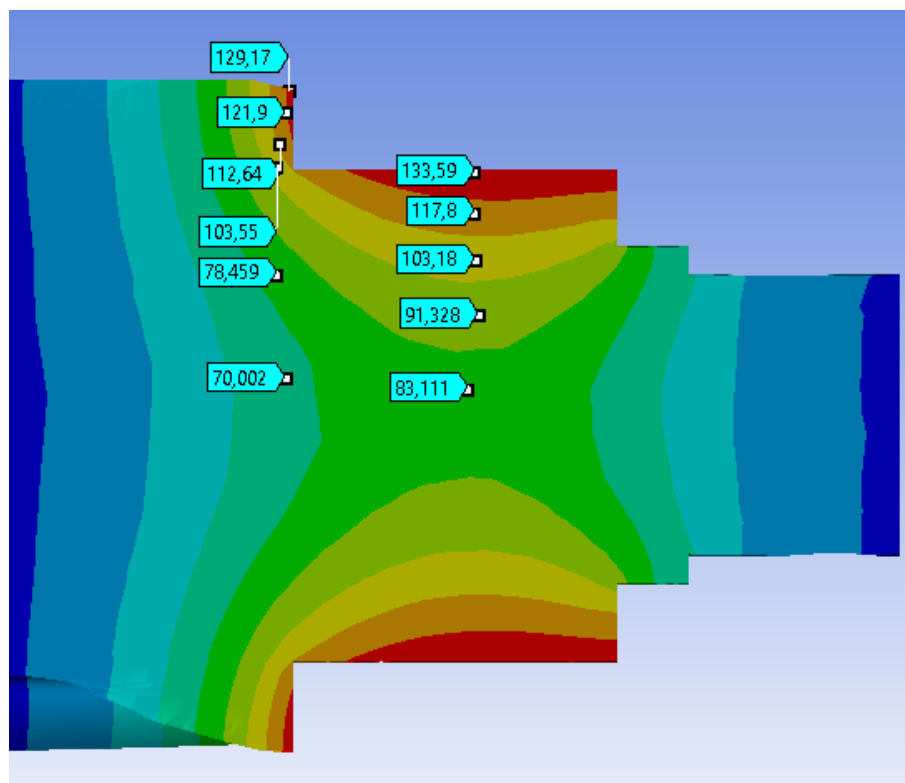
O objetivo principal da análise térmica era prever a viabilidade de se realizar o pré-aquecimento no colo do eixo a ser recuperado sem que a dureza dos dentes fosse afetada. A primeira hipótese a ser testada era a recomendação de pré-aquecimento da **ESAB**, que baseia-se na regra do C_{eq} . Para isso, usou-se a Tabela 2, que apresenta a faixa de 250 a 300°C para o $C_{eq} = 0,79\%$ do aço DIN 18CrNiMo7-6.

Figura 44 – Resultado da simulação de pré-aquecimento do pinhão com maçarico após 14 minutos.



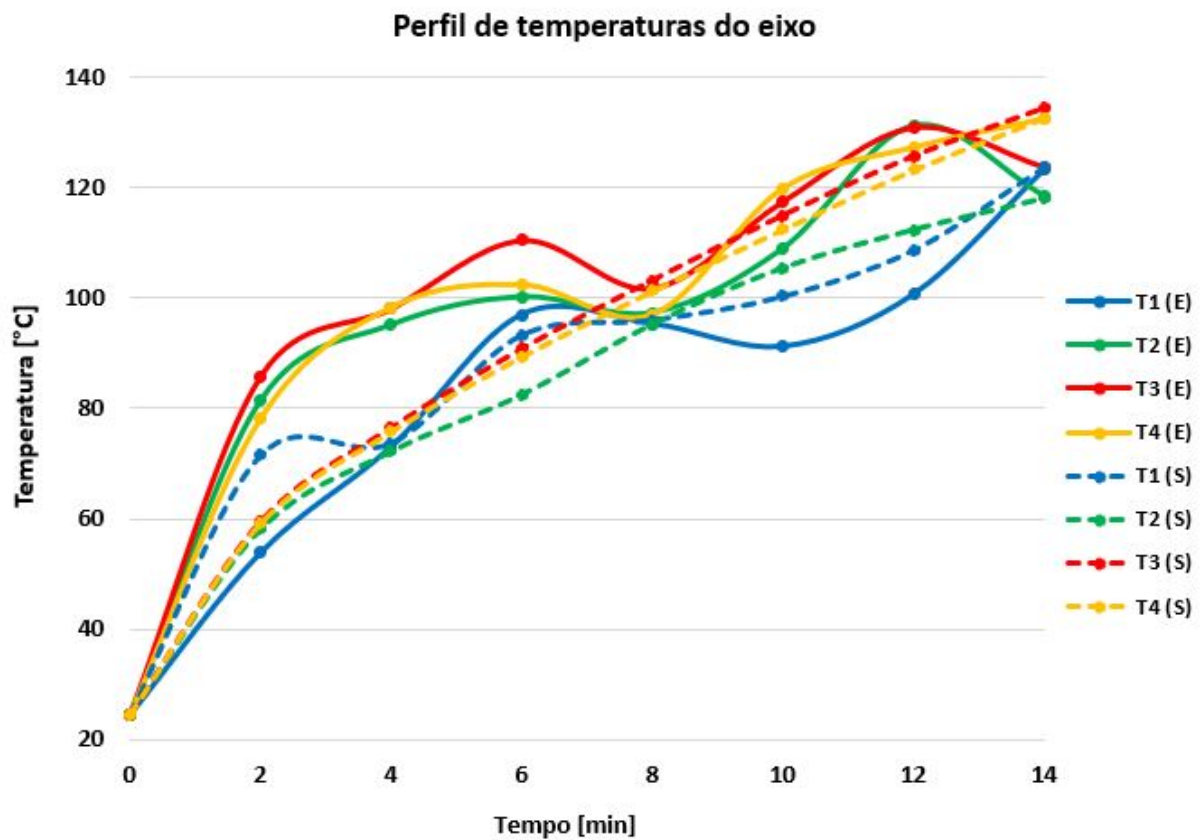
Fonte: O autor.

Figura 45 – Perfil de temperaturas na seção longitudinal após 14 min de aquecimento.



Fonte: O autor.

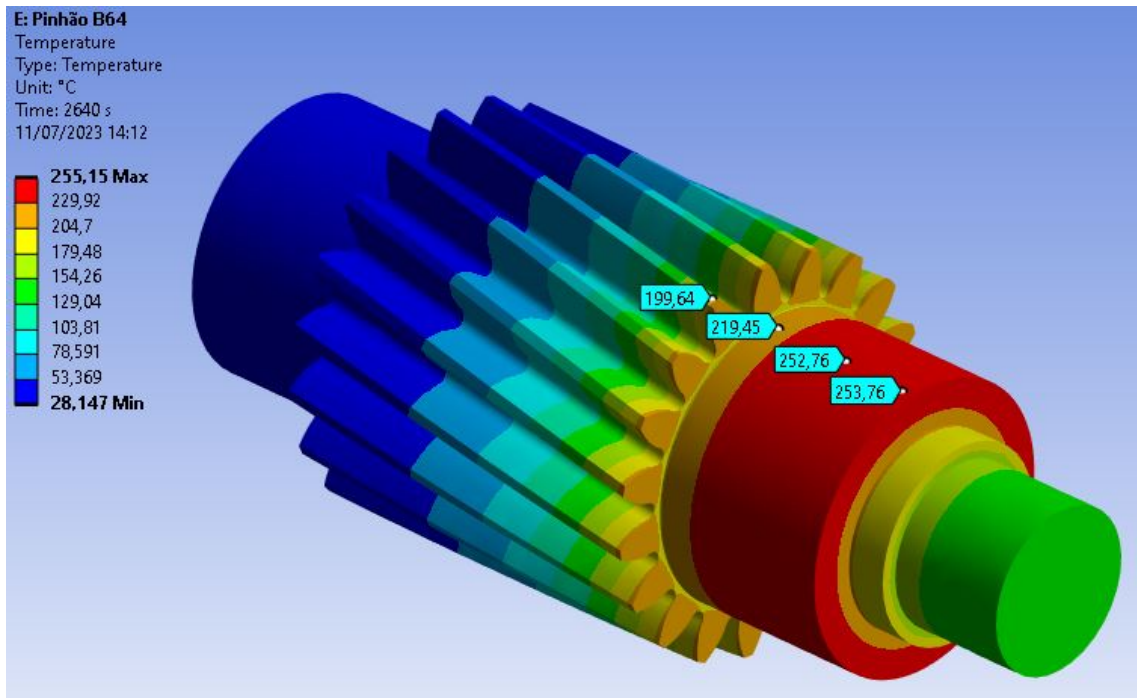
Figura 46 – Gráfico com a sobreposição dos perfis de temperaturas do eixo: resultantes do experimento (E) e resultantes da simulação (S).



Fonte: O autor.

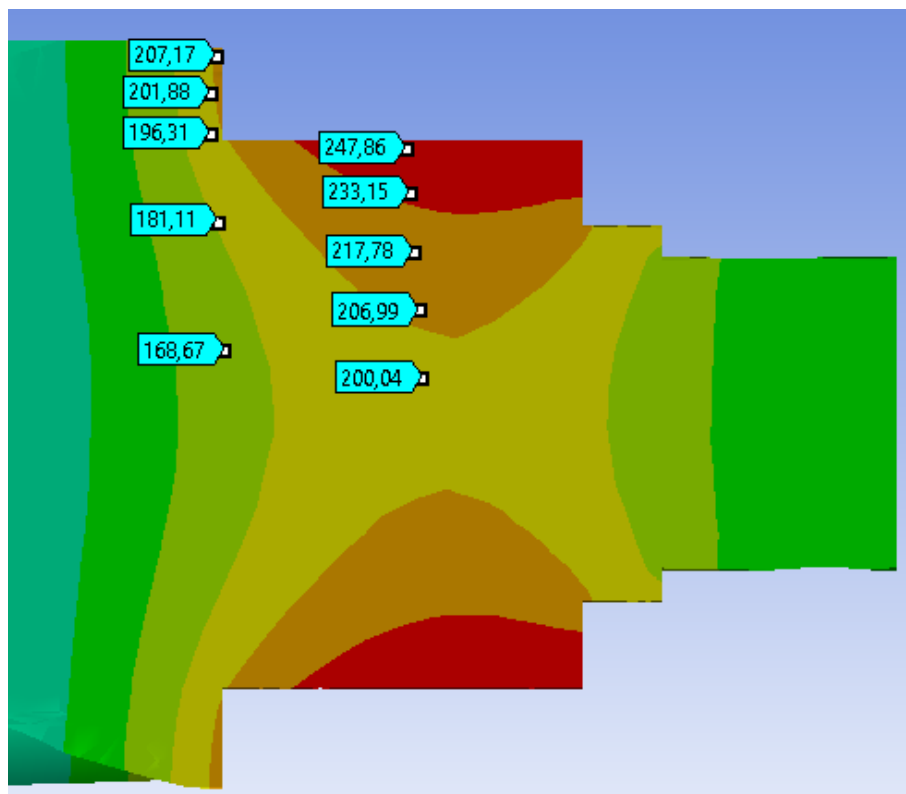
Mantendo-se os mesmos parâmetros ajustados de simulação, buscou-se, de forma iterativa, o intervalo de tempo necessário para que o colo a ser recuperado por LC atingisse 250 °C. Com um intervalo de 44 minutos, foi possível atingir a temperatura desejada no colo de recuperação. A Fig. 47 descreve o resultado de temperaturas com intervalo de 44 minutos de pré-aquecimento, onde é possível identificar que o pré-aquecimento com maçarico pode proporcionar a temperatura desejada no colo de recuperação (250 °C) sem extrapolar o limite de 200 °C nos dentes. A Fig. 48 retrata o perfil de temperaturas na seção longitudinal do eixo.

Figura 47 – Resultado da simulação de pré-aquecimento do pinhão com maçarico após 44 minutos.



Fonte: O autor.

Figura 48 – Perfil de temperaturas na seção longitudinal após 44 min de aquecimento.



Fonte: O autor.

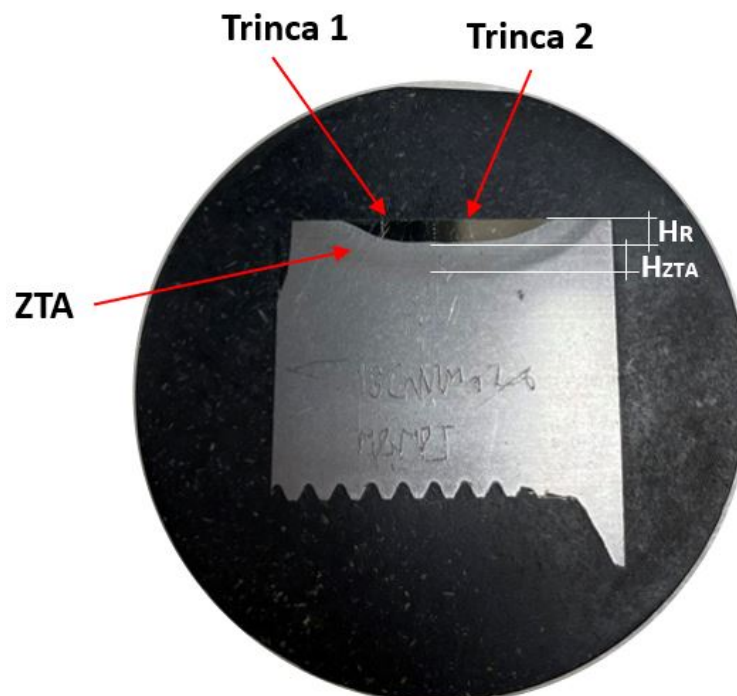
5.2 Análise das amostras revestidas com LC

A análise das amostras fabricadas pelo processo de LC é a etapa mais importante desse trabalho, pois define se os resultados macro e microestruturais atendem aos requisitos exigidos para que esse processo seja aplicado na recuperação de eixos pinhões de 18CrNiMo7-6. Assim, a análise das amostras foi dividida em três etapas: análise macroscópica, microscópica e de microdureza.

5.2.1 Análise macroscópica

A escolha dos parâmetros corretos de processamento é crucial para o sucesso da recuperação de peças com LC. Para isso, é necessário conhecer as propriedades dos materiais que serão utilizados e entender como os parâmetros de processamento influenciam as propriedades finais do revestimento e do substrato. Segundo Carvalho Júnior (2023), a análise macroscópica das amostras é realizada para identificar as propriedades dimensionais dos revestimentos (principalmente a região da ZTA) e também identificar possíveis defeitos já perceptíveis a olho nu, como trincas, poros, ou bolhas. A Fig. 49 apresenta a amostra 1 após os processos de embutimento, lixamento e polimento para análise.

Figura 49 – Amostra 1 após preparação para análise.



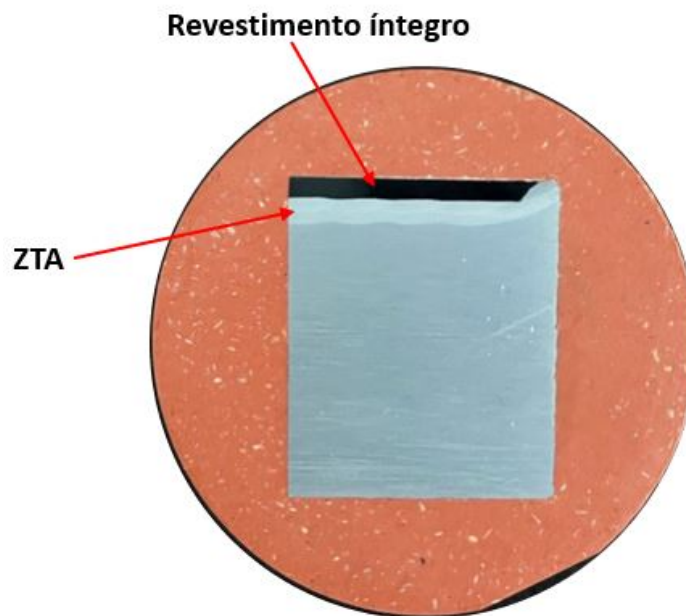
Fonte: O autor.

Na Fig. 49 é possível perceber a presença de duas trincas de grandes proporções (Trinca 1 e Trinca 2), que se estendem desde a interface até a superfície do revestimento. Pode-se notar, também, que a sua ZTA aparenta certa heterogeneidade, com duas colorações (parte

clara próxima à interface e parte escura próxima ao substrato). A medida H_R corresponde à profundidade do revestimento, enquanto H_{ZTA} indica a profundidade da ZTA à partir da interface com o revestimento.

Na amostra 2 (Fig. 50) não há presença de defeitos visíveis a olho nu. É possível perceber que a sua ZTA é homogênea (coloração uniforme) e possui espessura menor, indicando uma taxa de diluição menor.

Figura 50 – Amostra 2 após preparação para análise.



Fonte: O autor.

Ao realizar as medições de H_{ZTA} e H_R (Tabela 9), foi possível constatar que a amostra 1 possui uma espessura de ZTA igual ao dobro da espessura do revestimento. A amostra 2, por outro lado, possui espessuras iguais de revestimento e ZTA.

Tabela 9 – Medidas macroscópicas - profundidade de revestimento e ZTA.

Amostra	H_R [mm]	H_{ZTA} [mm]
1	1,2	2,4
2	2,0	2,0

Fonte: O autor.

Dessa forma, a constatação de uma espessura maior da ZTA associada à presença de trincas no revestimento da amostra 1 indicam que a temperatura de pré-aquecimento foi de 250°C é inferior ao valor necessário para impedir a formação de defeitos no revestimento. Esse fato pode ser comprovado por duas características:

- A presença de trincas no revestimento (principalmente trincas originadas na interface e que se prolongam até a superfície) estão associadas a elevadas tensões térmicas induzidas pelas altas taxas de resfriamento. Jendrzewski e Śliwiński (2007) compararam as tensões geradas em revestimentos gerados com e sem pré-aquecimento, obtendo tensões 4 vezes menores para a amostra pré-aquecida (Fig. 12);
- Apesar de ter sido depositada com uma potência de laser inferior à amostra 2, ainda apresentou uma ZTA maior, o que indica maior instabilidade da poça de fusão e maiores tensões induzidas no substrato. Alimardani et al. (2009) demonstraram que as tensões térmicas induzidas no substrato decrescem com o aumento da temperatura de pré-aquecimento (conforme Fig. 18).

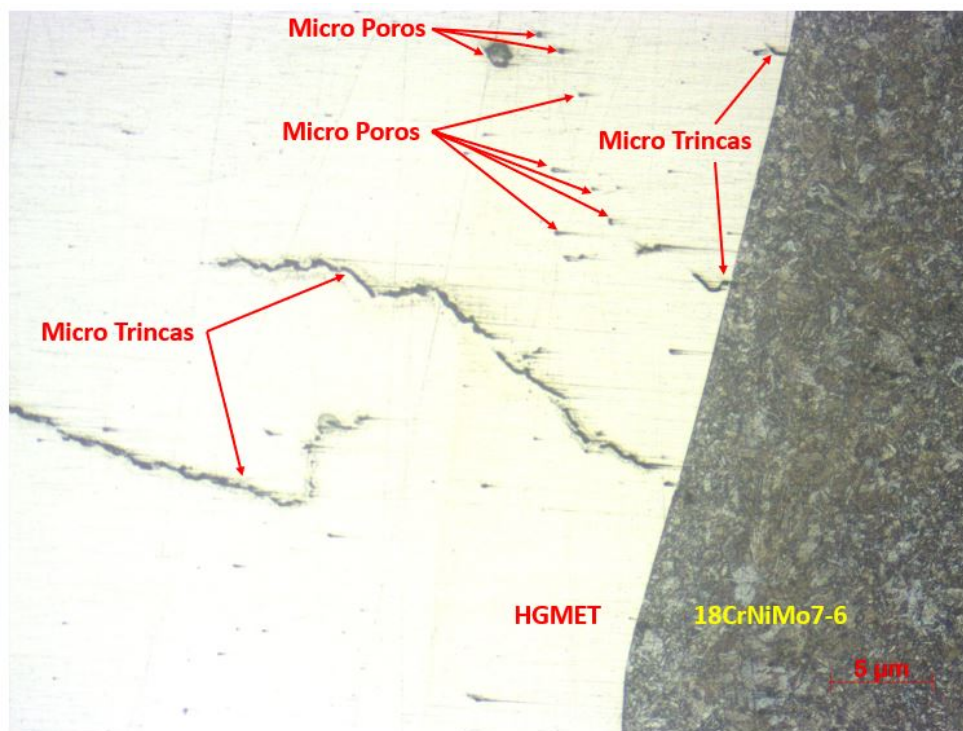
A análise macroscópica da amostra 2 revela um revestimento com estrutura íntegra e livre de defeitos visíveis a olho nu, além de uma ZTA mais uniforme e de menor espessura. Com isso, do ponto de vista macroscópico, a temperatura de pré-aquecimento de 400°C aparenta ser adequada para evitar defeitos em revestimentos de HGMET em substrato de aço DIN 18CrNiMo7-6.

5.2.2 Análise microscópica

Para garantir uma compreensão mais ampla a respeito dos efeitos da temperatura de pré-aquecimento sobre a qualidade do revestimento e a microestrutura do substrato, as amostras foram avaliadas também no nível microscópico. Nessa análise, o microscópio utilizado foi o Olympus GX41.

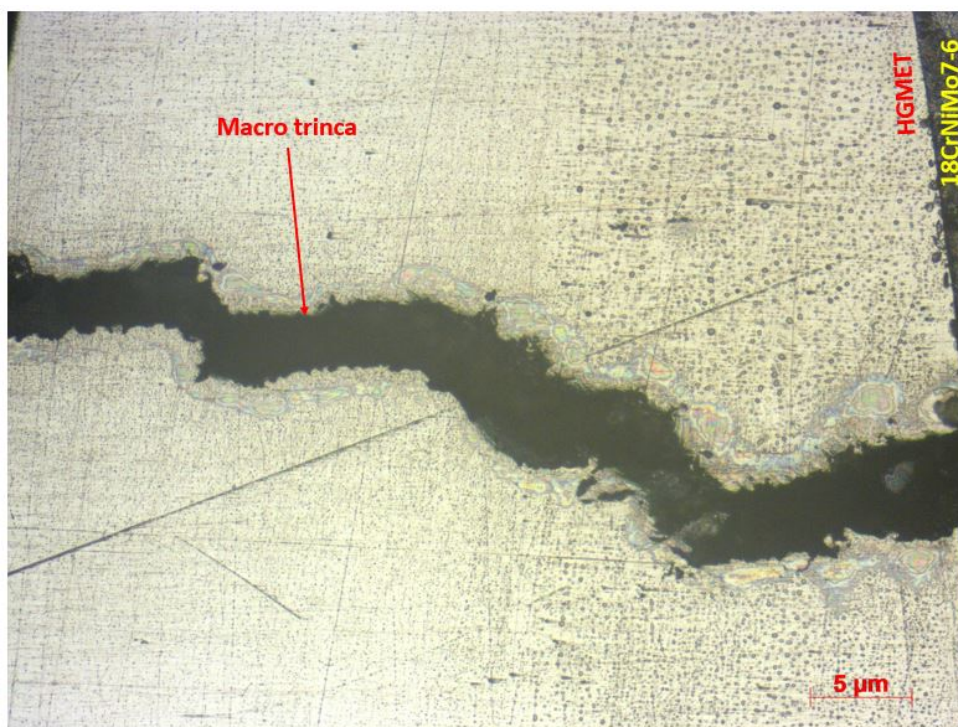
A amostra 1 (pré-aquecimento a 250°C e potência de laser = 3 kW) foi a primeira a ser analisada no microscópio. Primeiramente, analisou-se a integridade do revestimento a fim de se identificar a presença de defeitos. A Fig. 51 apresenta os defeitos presentes no revestimento da amostra 1. Na imagem é possível identificar a presença de várias micro trincas e micro porosidades (defeitos invisíveis a olho nu). Outra característica relevante é o fato de que a maior parte das micro trincas se originam na interface. De acordo com Alimardani et al. (2009), a região da interface é a que concentra as maiores tensões térmicas, principalmente durante a deposição da primeira camada de revestimento. Por isso, acaba sendo a parte mais propícia à formação de trincas. Outra região que concentra tensões são as extremidades dos rebaixos onde são feitos os chanfros para acomodar o revestimento. A Fig. 52 apresenta uma macro trinca (visível a olho nu) formada em um dos chanfros da amostra 1. Nesse caso, a trinca também se originou na interface entre revestimento e substrato e atravessou toda a camada depositada.

Figura 51 – Micro trincas e micro poros no revestimento da amostra 1



Fonte: O autor.

Figura 52 – Macro trinca no revestimento da amostra 1



Fonte: O autor.

A presença de poros em revestimentos de LC pode estar associada a fatores como o processo de produção do pó metálico (atomização a gás), baixa densidade do pó ou problemas com a potência de laser utilizada. Caso a potência seja excessiva, pode levar à formação de bolhas de gás provenientes da vaporização de componentes de baixo ponto de fusão presentes na liga de revestimento. Em casos onde a potência é demasiadamente baixa, pode haver falta de fusão localizada, ocasionando defeitos na estrutura do revestimento.

As micro porosidades presentes no revestimento da amostra 1 aparentam ser provenientes do processo de fabricação do pó metálico de HGMET, que é formado por atomização a gás. Isso pode ser comprovado por dois fatores:

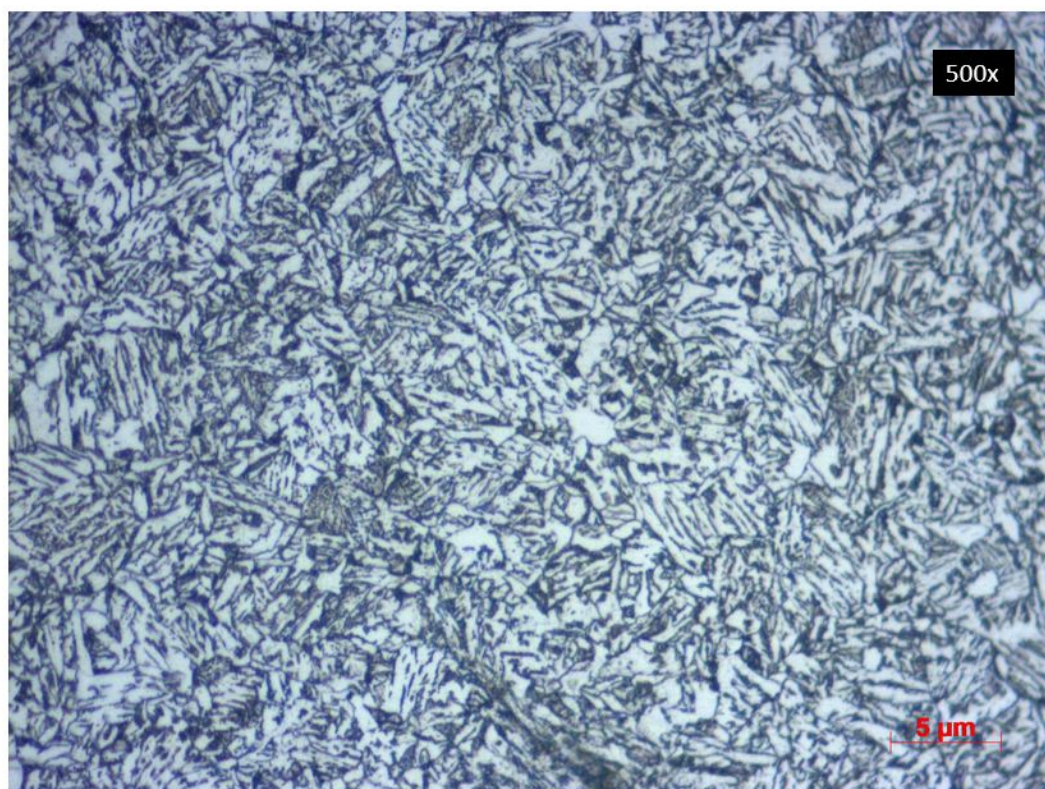
- Os poros se distribuem de forma aleatória ao longo de todo o revestimento, ou seja, não estão restritos a regiões específicas;
- Os poros possuem dimensões homogêneas e muito pequenas (inferiores a $2 \mu m$) quando comparados às características de poros gerados por problemas de potência de laser.

Após a análise da estrutura do revestimento, realizou-se a análise da microestrutura do substrato da amostra 1. Essa análise é importante para o entendimento sobre a influência do LC na microestrutura do substrato. O substrato da amostra 1 é constituído por aço liga DIN 18CrNiMo7-6 normalizado. Com isso, sua microestrutura original é composta basicamente por ferrita e perlita. A Fig. 53 traz a microestrutura do substrato da amostra 1 sem a influência do LC. Nessa imagem é evidente que a microestrutura original apresenta grande homogeneidade e é composta por ferrita (coloração branca) e perlita (coloração escura).

A Fig. 54 apresenta a microestrutura do substrato na região da interface após o revestimento. O primeiro detalhe relevante é a manutenção do perfil do rebaixo do substrato, indicando uma diluição baixa. Não será possível analisar a taxa exata de diluição pelo fato de o cálculo - equação 1 - levar em conta revestimentos de cama única, sendo que os revestimentos realizados nas amostras 1 e 2 foram de múltiplas camadas. Na primeira imagem da Fig. 54, com aumento de 100x, é possível identificar que a microestrutura da interface e da ZTA são heterogêneas. Na imagem com zoom de 500x, já é visível a presença de uma pequena fração de martensita (morfologia de ripas), porém a composição predominante da microestrutura continua sendo de ferrita e perlita. A fração de martensita na região da interface pode indicar que houve uma têmpera localizada, levando também a um refino da microestrutura.

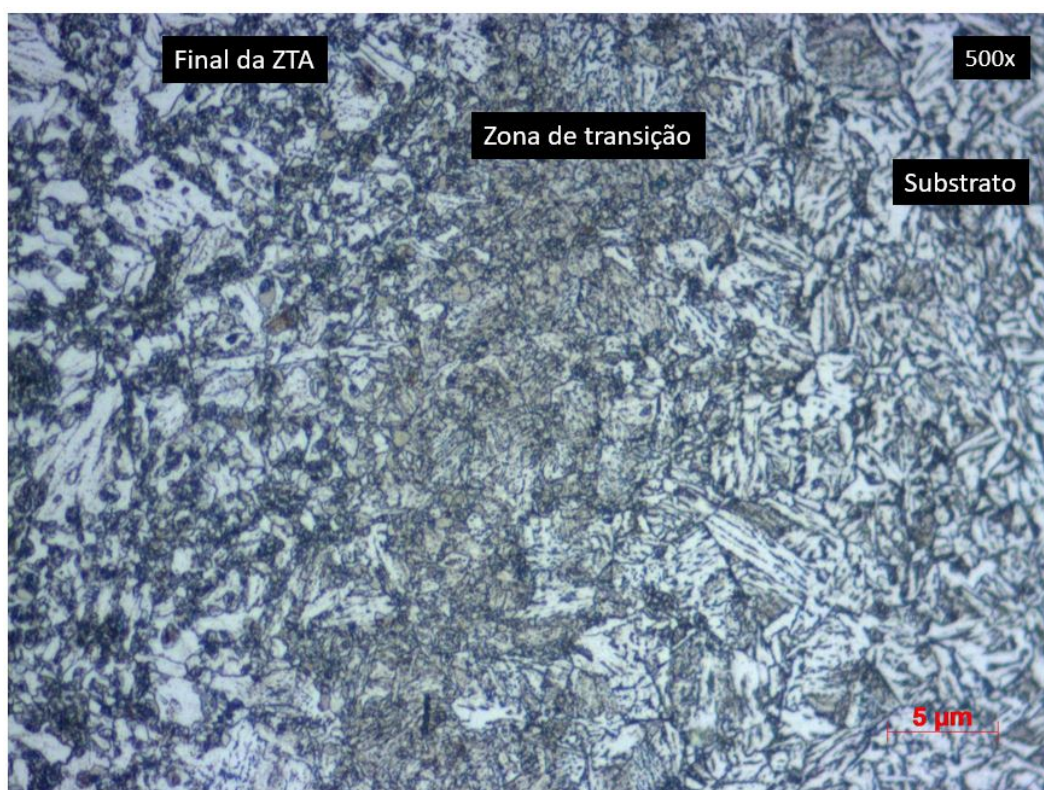
A Fig. 55 corresponde à região de transição entre o final da ZTA e o substrato da amostra 1. O final da ZTA apresenta uma microestrutura mais refinada e mais rica em perlita, provavelmente resultante da alta taxa de resfriamento na ZTA. A microestrutura do substrato após a ZTA reproduz as mesmas características encontradas na Fig. 53.

Figura 53 – Microestrutura original do substrato da amostra 1 antes do LC



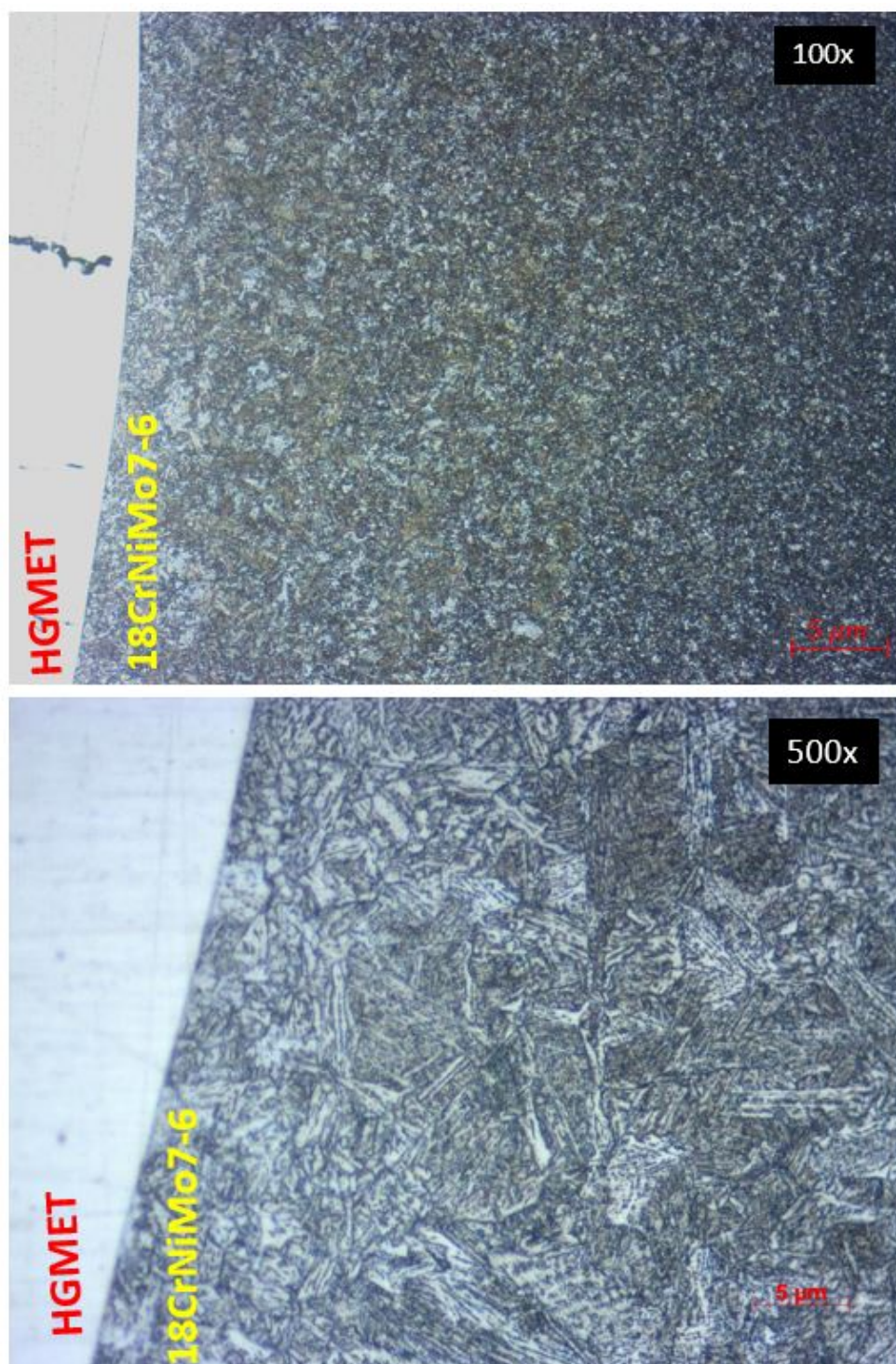
Fonte: O autor.

Figura 55 – Região de transição entre ZTA e substrato da amostra 1



Fonte: O autor.

Figura 54 – Interface entre revestimento e ZTA da amostra 1

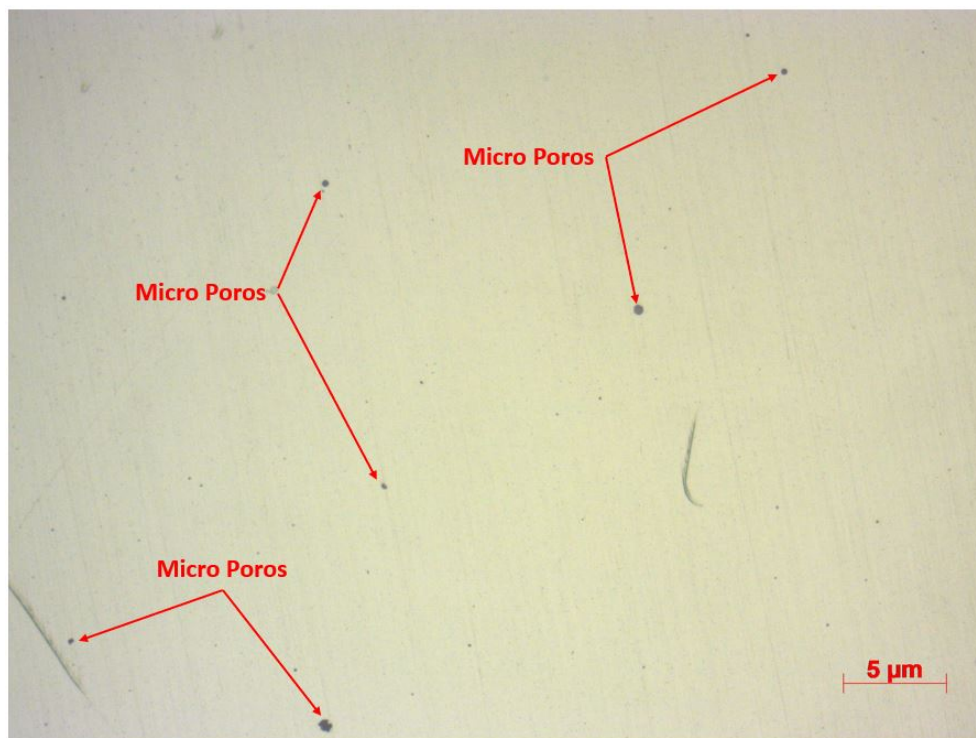


Fonte: O autor.

A análise micrográfica da amostra 2 também se iniciou pela avaliação de defeitos no revestimento. A Fig. 56 retrata a condição microestrutural do revestimento da amostra 2 após o LC. Na imagem, é possível notar a presença de micro poros (assim como identificado na amostra 1). Ao analisar as características dos poros (distribuição aleatória ao longo de todo o revestimento e pequenas dimensões), nota-se que são iguais àsquelas encontradas na amostra 1. Dessa forma, pode-se concluir que também são poros gerados pela morfologia do pó metálico depositado. O revestimento da amostra 2 não apresentou trincas.

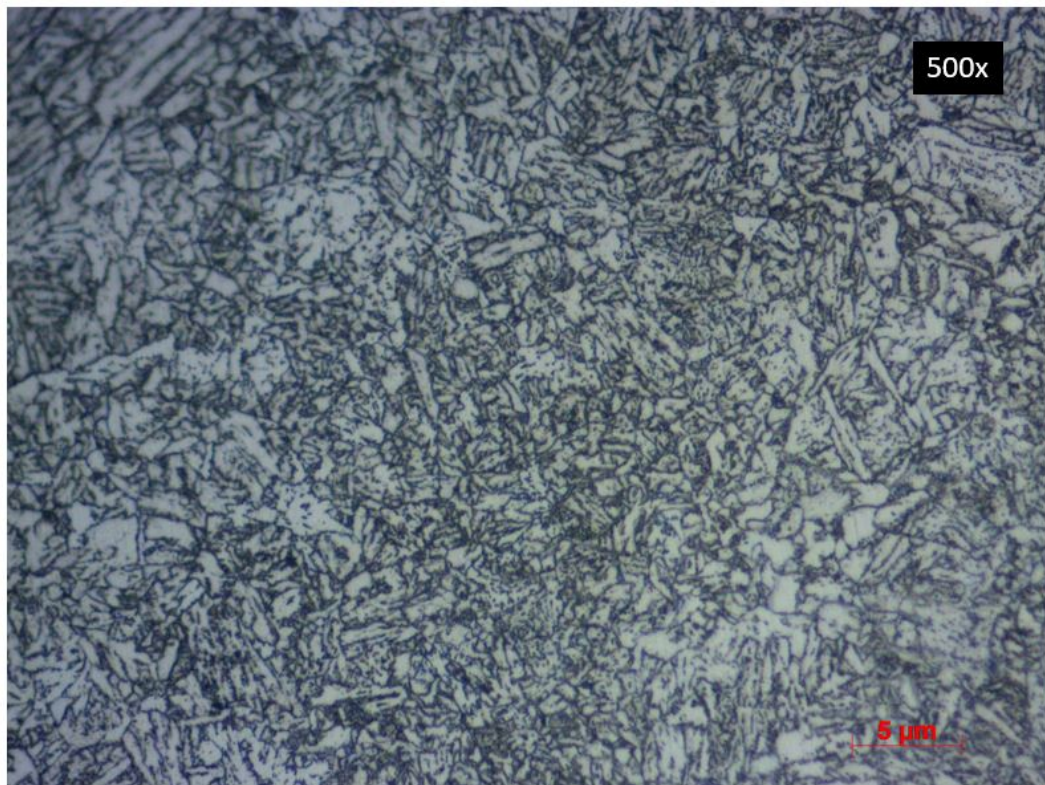
A análise microestrutural do substrato da amostra 2 (antes do revestimento) revela uma estrutura granular muito similar à da amostra 1. A Fig. 57 indica uma microestrutura homogênea e formada por ferrita e perlita. Assim como na amostra 1, essa microestrutura presente no substrato da amostra 2 é compatível com as características esperadas para uma amostra de aço DIN 18CrNiMo7-6 normalizado.

Figura 56 – Defeitos encontrados no revestimento da amostra 2 (com aumento de 100x)



Fonte: O autor.

Figura 57 – Microestrutura original do substrato da amostra 2 antes do LC



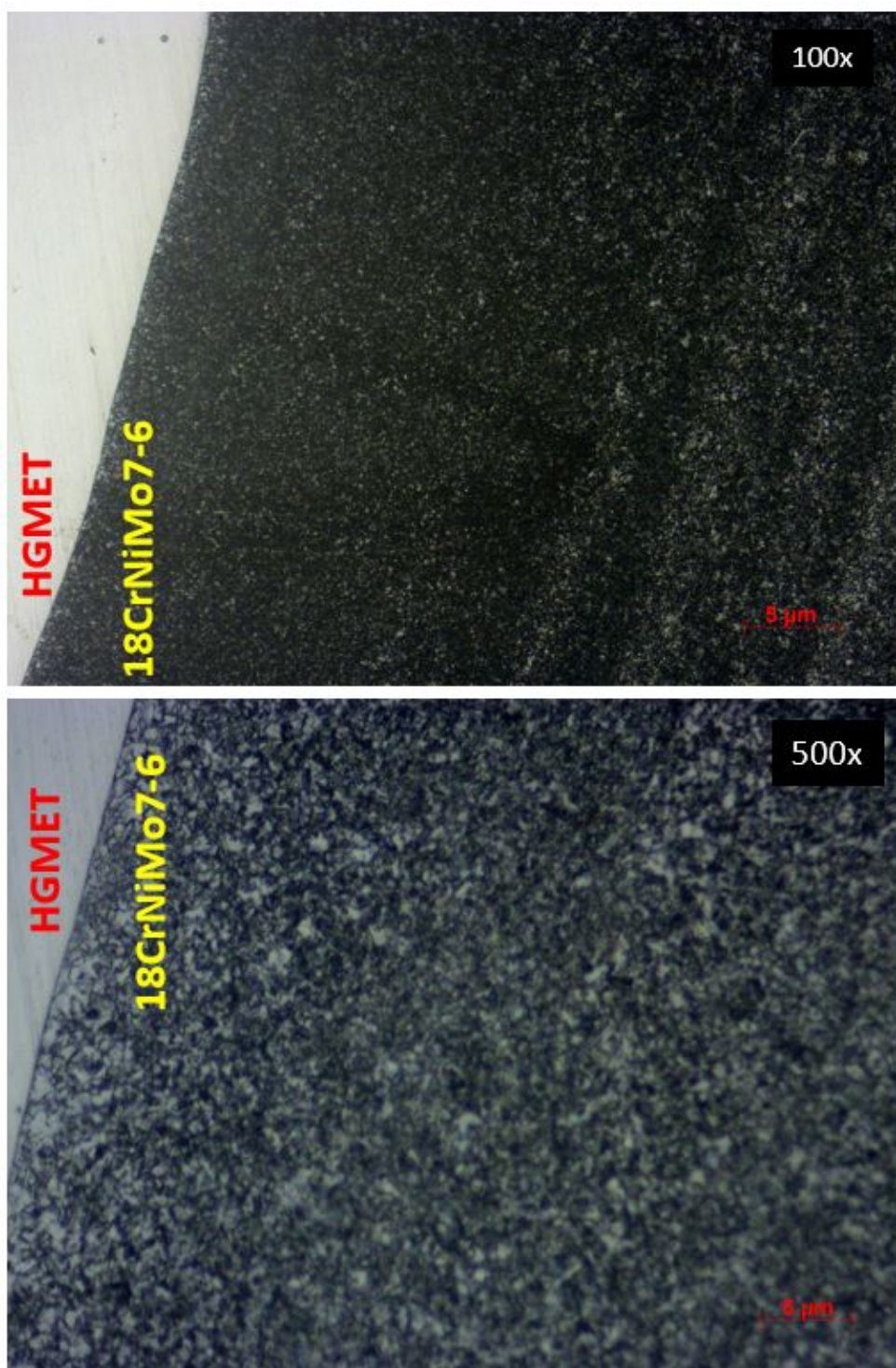
Fonte: O autor.

A fim de verificar o impacto do LC sobre a microestrutura do substrato da amostra 2, realizou-se a análise micrográfica das regiões de interface, ZTA e transição da ZTA para o substrato. A Fig. 58 retrata a condição microestrutural da interface da amostra 2 após o revestimento. Na imagem com aumento de 100x, é possível identificar uma grande homogeneidade na distribuição e morfologia dos grãos. Na imagem com aumento de 500x, pode-se notar que a microestrutura na região da interface é formada por ferrita e perlita, mas com um considerável refino dos grãos quando comparada à condição original.

Por apresentar boa homogeneidade e não ter sofrido variações consideráveis de composição da microestrutura (apenas refino de grãos), pode-se inferir que o substrato da amostra 2 sofreu apenas um recozimento localizado na região da interface. Por ter sido pré-aquecido a temperaturas superiores que a amostra 1 (400°C contra 250°C da amostra 1), o substrato da amostra 2 teve um resfriamento mais lento após a deposição, possibilitando as características microestruturais descritas.

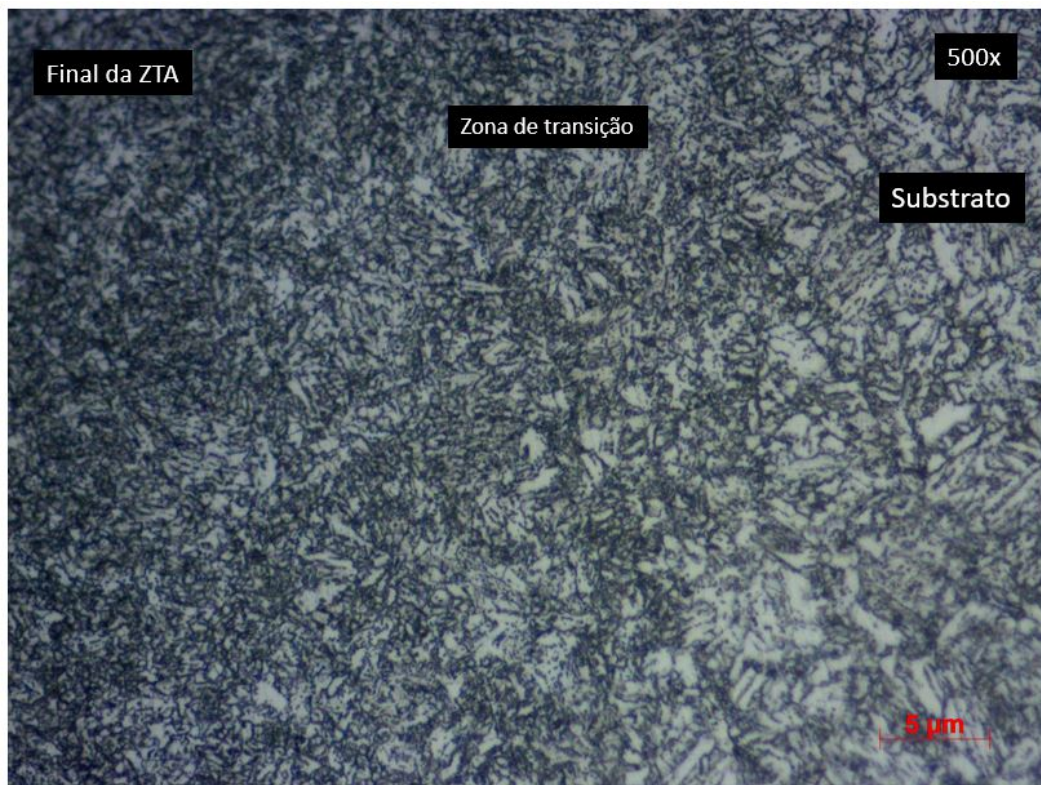
A região de transição da ZTA para o substrato da amostra 2 é retratada na Fig. 59. A microestrutura do final da ZTA apresenta grãos com certo grau de refino e ricos em perlita por conta da influência das temperaturas atingidas na ZTA durante a deposição. Entretanto, a transição da ZTA para o substrato é suave, sem grandes variações de características dos grãos, diferente da amostra 1.

Figura 58 – Interface entre revestimento e ZTA da amostra 2



Fonte: O autor.

Figura 59 – Região de transição entre ZTA e substrato da amostra 2



Fonte: O autor.

5.2.3 Análise de microdureza

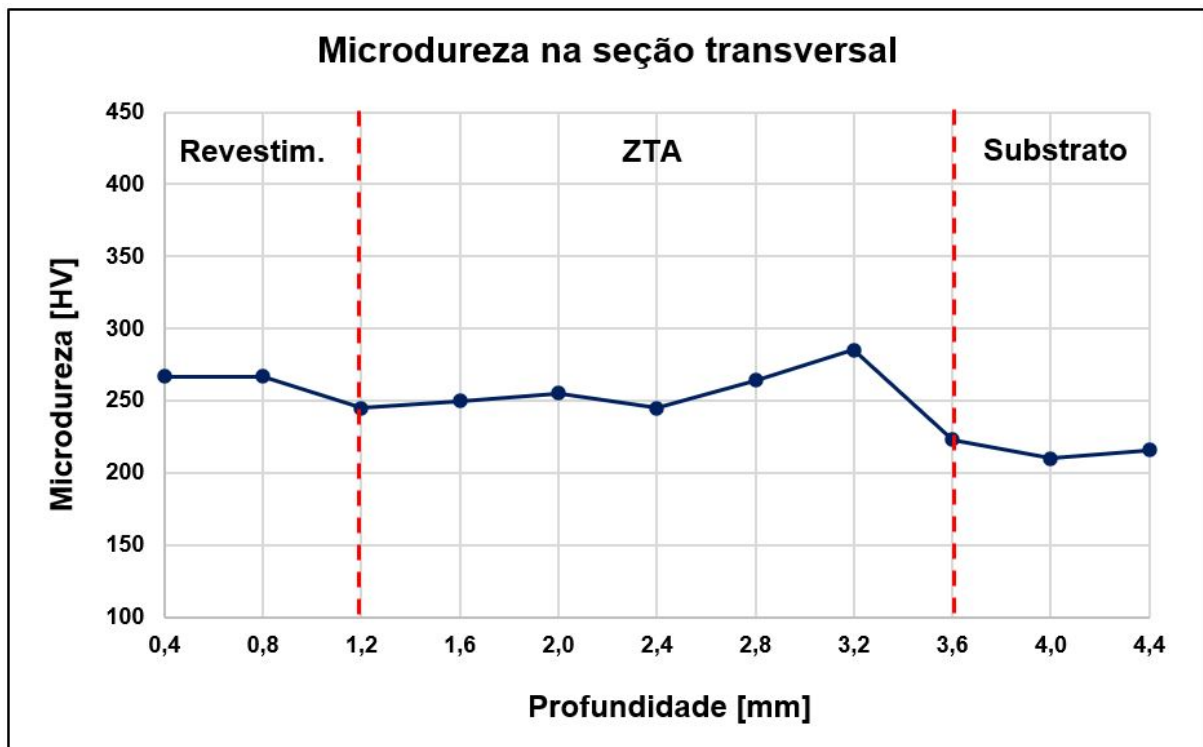
Os perfis de microdureza das amostras foram mapeados com o equipamento Clemex ST-2000 (Fig. 43). Esse equipamento realiza a medição de microdureza Vickers através de análise visual das indentações e cálculo automático dos resultados. Para esse mapeamento, definiu-se a medição em 11 pontos, começando no início do revestimento e aprofundando até o começo do substrato (na seção transversal), com espaçamento de 0,4 mm entre cada ponto. Dessa forma, a primeira medida foi feita 0,4 mm abaixo da superfície do revestimento e a última medida foi coletada a 4,4 mm abaixo do revestimento. A Tabela 10 apresenta as durezas médias de cada amostra separadas por região. Os perfis de microdureza de cada amostra são apresentados em figuras separadas, pois possuem diferentes espessuras de revestimento e ZTA, o que dificultaria a delimitação dessas regiões no gráfico. A Fig. 60 apresenta o perfil de microdurezas da seção transversal da amostra 1.

Tabela 10 – Microdureza média por região das amostras.

	Revestimento [HV]	ZTA [HV]	Substrato [HV]
Amostra 1	260	260	216
Amostra 2	342	222	186

Fonte: O autor.

Figura 60 – Perfil de microdureza na seção transversal da amostra 1



Fonte: O autor.

Dividiu-se o gráfico em 3 regiões, de acordo com a profundidade das indentações, para facilitar o entendimento dos resultados. Assim, a análise também será feita individualmente para cada região:

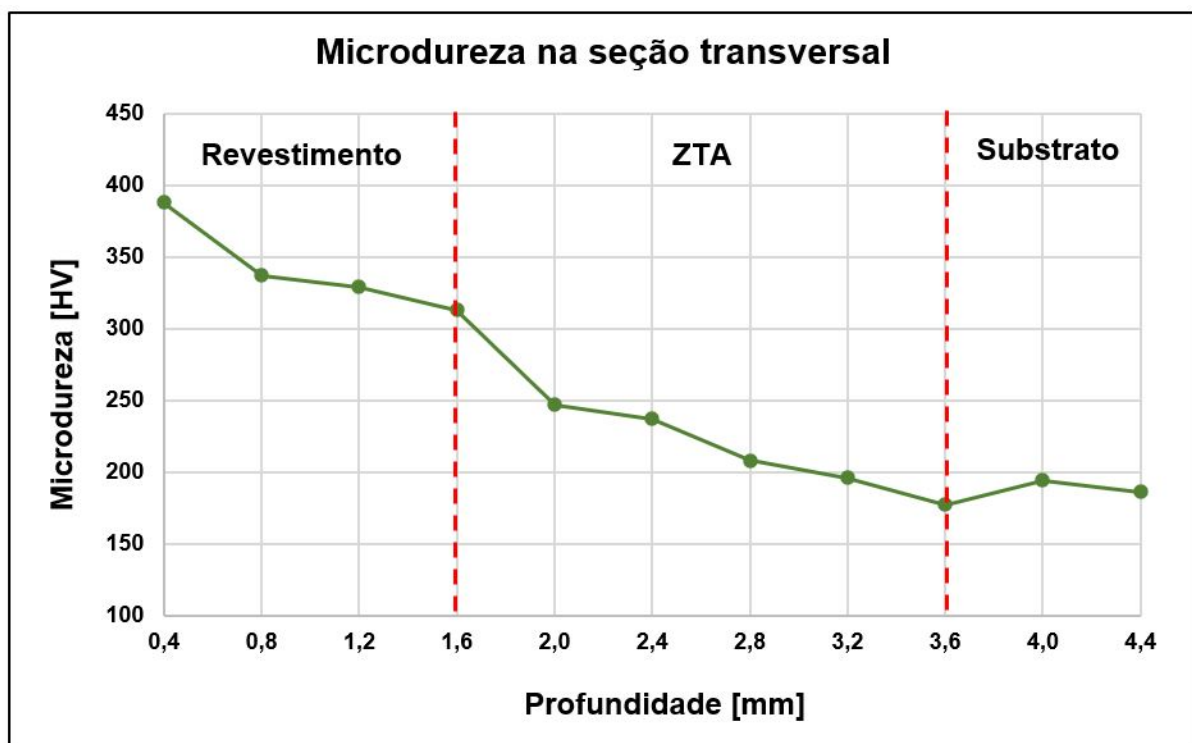
- **Revestimento:** A microdureza na região do revestimento apresentou valor médio aproximado de 260 HV. De acordo com as especificações do fabricante do pó metálico HGMET, a dureza final aproximada após deposição é de 320 HV. Kim et al. (2020) analisou a relação entre a potência de laser utilizada e a dureza final do revestimento, concluindo que a relação entre ele é diretamente proporcional, ou seja, o aumento de potência eleva também a dureza da camada depositada. Dessa forma, pode-se entender que a potência utilizada para revestir a amostra 1 (3 kW) é relativamente baixa, gerando um revestimento com dureza inferior ao padrão esperado. Outro fato relevante é a redução de dureza conforme o aumento da profundidade de indentação. Isso pode ser explicado pelo "revenimento" das camadas inferiores durante a deposição das camadas superiores. Na Fig. 12, Jendrzewski e Śliwiński (2007) demonstram que as tensões geradas na última camada de revestimento são maiores que nas anteriores, justamente por aquela possuir as maiores taxas de resfriamento. Isso também explica a queda de dureza com aumento de profundidade do revestimento.
- **ZTA:** Na região da ZTA, a dureza se manteve aproximadamente constante, com média

aproximada de 260 HV, acima dos 216 HV do substrato. Isso indica que as altas temperaturas, associadas às taxas de resfriamento, provocaram uma espécie de têmpera localizada na ZTA. Prova disso é a presença de frações de martensita na região de interface entre revestimento e ZTA. A martensita é uma fase com dureza superior à das fases originais (perlita e ferrita).

- **Substrato:** O substrato apresentou dureza média conforme o esperado (média de 216 HV). De acordo com a norma DIN EN 10084 (2008), o aço DIN 18CrNiMo7-6, quando recozido, deve apresentar durezas entre 159 a 207 HB (aproximadamente 160 a 218 HV). Ainda que a norma não especifique a dureza esperada para o aço DIN 18CrNiMo7-6 normalizado, espera-se valores levemente superiores, levando em conta a natureza do tratamento de normalização (quando comparado ao recozimento).

No caso da amostra 2 (Fig. 61), os resultados foram diferentes dos encontrados na amostra 1. A medição do perfil de durezas foi feita exatamente igual, para que os resultados pudessem ser comparados.

Figura 61 – Perfil de microdureza na seção transversal da amostra 2



Fonte: O autor.

Novamente, a análise foi dividida em três partes, de acordo com a cada região:

- **Revestimento:** Conforme já mencionado, a especificação do fabricante indica que, após o revestimento, a liga HGMET apresenta dureza em torno de 320 HV. Entretanto, esse valor

sofre influência direta da potência de laser empregada, conforme discutido anteriormente. Dessa forma, como a potência utilizada na amostra 2 foi superior (4 kW), a dureza média do revestimento ficou em 342 HV (conforme esperado). Observa-se, assim como na amostra 1, a queda de dureza conforme o aumento da profundidade de indentação. A causa é a mesma: a deposição das últimas camadas promove um "revenimento" das anteriores, trazendo alívio de tensões e redução da dureza.

- **ZTA:** Por conta da maior potência de laser utilizada na amostra 2, a dureza da interface do revestimento com a ZTA apresentou um valor mais elevado (superior a 300 HV). Entretanto, com o aumento da profundidade de medição, a dureza sofre um decréscimo gradual, chegando a valores típicos do substrato no fim da ZTA (inferior a 200 HV). Isso está relacionado às temperaturas máximas atingidas em cada profundidade, sendo que, quanto mais próximo ao revestimento, maior a temperatura e maior a taxa de resfriamento (levando a uma maior dureza). Nesse caso não houve formação de martensita, mas sim um aumento na fração de perlita (que possui dureza superior à ferrita) e um refinamento microestrutural. A dureza média na ZTA ficou em 222 HV.
- **Substrato:** Conforme descrito anteriormente, a dureza média encontrada no substrato (186 HV) está de acordo com os valores típicos para o aço DIN 18CrNiMo7-6 normalizado.

6 CONCLUSÃO

A tecnologia de LC tem se mostrado muito promissora e vem sendo amplamente utilizada para reparo e revestimento de componentes mecânicos de alto valor agregado. Com o LC é possível promover revestimentos com baixa diluição, pequena ZTA, alta taxa de deposição e excelente união metalúrgica. Entretanto, para isso, é necessário que as escolhas do material de revestimento e dos parâmetros de deposição sejam acertadas, uma vez que erros nessa fase podem levar à formação de defeitos indesejados no revestimento.

Eixos pinhões de redutores de velocidade de grande porte são componentes sujeitos a vários tipos de desgastes. Comumente fabricados em aço DIN 18CrNiMo7-6, possuem alto valor agregado, o que inviabiliza sua reposição e favorece o reparo localizado das regiões danificadas, principalmente pelo método de LC. Entretanto, o maior desafio para o LC em eixos pinhões é a necessidade de se realizar pré-aquecimento, uma vez que os dentes podem perder dureza superficial.

Nesse trabalho foram realizados ensaios computacionais e experimentais para entender a viabilidade de se recuperar pinhões de grande porte com LC. As seguintes conclusões são apresentadas a respeito do revestimento, com LC de HGMET, de **colos imediatamente próximos ao dentado** em eixos grandes construídos em aço DIN 18CrNiMo7-6:

- Com maçarico, a temperatura máxima para aquecimento desses colos é de 250°C, uma vez que quando o colo chega nessa temperatura, os dentes começam a atingir 200°C, que é a temperatura limite de revenimento do material. Se a temperatura nos dentes ultrapassar os 200°C, é possível que haja redução de sua dureza superficial, o que é indesejado.
- A temperatura mínima de pré-aquecimento do substrato para garantir a integridade estrutural do revestimento é da ordem de 400°C, pois a amostra com pré-aquecimento de 250°C apresentou defeitos graves (macro e micro trincas) que inviabilizariam o uso da peça.
- É inviável realizar esse tipo de recuperação (depositar HGMET em colos próximos ao dentado), pois a temperatura de pré-aquecimento necessária para a recuperação causaria perda de propriedades mecânicas dos dentes.

A respeito da recuperação geral de grandes eixos pinhões de aço DIN 18CrNiMo7-6 é possível inferir que:

- A viabilidade da recuperação por LC depende do tipo de colo a ser recuperado (colo de encamisamento, de vedação, de rolamento, entre outros) e dos esforços aos quais ele está sujeito (compressão, flexão, torção, entre outros). Ainda assim, é muito provável que colos

de pinhões que sejam suficientemente distantes do dentado possam ser aquecidos a 400°C sem prejudicar a dureza dos dentes. Caso isso se comprove, esses colos poderiam ser recuperados por LC de HGMET. Entretanto, é necessário uma análise prévia que pode ser feita com o modelo computacional desenvolvido.

- A temperatura mínima de pré-aquecimento e os parâmetros ideais para a deposição estão relacionados tanto ao material do substrato como ao de revestimento. Dessa forma, pode haver outra(s) liga(s) de deposição que exija(m) uma temperatura de pré-aquecimento inferior à do HGMET.
- Como cada caso de recuperação reserva particularidades, é importante analisá-las antes de prosseguir com a decisão do tipo de recuperação a ser executada.

6.1 Sugestões para trabalhos futuros

Para ampliar a abrangência desse trabalho, possibilitando um maior entendimento sobre a recuperação de eixos pinhões de grande porte por LC, são sugeridos os seguintes assuntos para trabalhos futuros:

- Análise sobre ligas de pó metálico que possibilitem uma menor temperatura de pré-aquecimento do substrato;
- Estudo sobre o impacto do LC na geração de tensões residuais no substrato;
- Investigação da correlação entre as tensões residuais no substrato e capacidade de transmissão de torque de eixos recuperados por LC;
- Análise da viabilidade de recuperação de regiões do eixo distantes do dentado;
- Estudo sobre encamisamento de colos de eixos recuperados por LC;
- Análise de viabilidade de incluir o LC como operação padrão já na fabricação de eixos novos como forma de prevenir desgastes superficiais indesejados;
- Estudo sobre técnicas alternativas de pré-aquecimento localizado que tenham menor impacto na temperatura do dentado;
- Análise da influência dos parâmetros de pré-aquecimento e LC em amostras de dimensões iguais.

REFERÊNCIAS

- ALIMARDANI, M.; FALLAH, V.; KHAJEPOUR, A.; TOYSERKANI, E. The effect of localized dynamic surface preheating in laser cladding of stellite 1. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, p. 3911–3919, 8 2010. ISSN 02578972. Citado 5 vezes nas páginas 14, 25, 29, 30 e 49.
- ALIMARDANI, M.; TOYSERKANI, E.; HUISSOON, J. P.; PAUL, C. P. On the delamination and crack formation in a thin wall fabricated using laser solid freeform fabrication process: An experimental-numerical investigation. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 47, p. 1160–1168, 11 2009. ISSN 01438166. Citado 6 vezes nas páginas 25, 30, 31, 32, 33 e 61.
- Carvalho Júnior, F. T. de. **Estudo da leitura do sinal de runout utilizando sensores do tipo eddy current em eixos de aço revestidos pelo processo de laser cladding**. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, SP, fev. 2023. Citado 11 vezes nas páginas 20, 25, 44, 46, 47, 49, 50, 51, 52, 54 e 59.
- DIN EN 10084. **Case hardening steels: Technical delivery conditions**. Berlin, 2008. Citado na página 36.
- ESAB. **Metalurgia da soldagem**. 2022. Disponível em: https://esab.com/br/sam_pt. Citado na página 37.
- FALLAH, V.; ALIMARDANI, M.; CORBIN, S. F.; KHAJEPOUR, A. Impact of localized surface preheating on the microstructure and crack formation in laser direct deposition of stellite 1 on aisi 4340 steel. **Applied Surface Science**, Elsevier B.V., v. 257, p. 1716–1723, 12 2010. ISSN 01694332. Citado 5 vezes nas páginas 14, 25, 27, 28 e 30.
- FIGUEREDO, E. W.; APOLINARIO, L. H.; SANTOS, M. V.; SILVA, A. C.; AVILA, J. A.; LIMA, M. S.; SANTOS, T. F. Influence of laser beam power and scanning speed on the macrostructural characteristics of aisi 316l and aisi 431 stainless steel depositions produced by laser cladding process. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Springer, v. 30, p. 3298–3312, 5 2021. ISSN 15441024. Citado 3 vezes nas páginas 14, 20 e 24.
- FRANCISCO, A. C.; SANTANA, A. I. de C.; PINTO, W. C. de L.; GABRIEL, S. B.; REZENDE, M. C. Caracterização macro e microestrutural de uma junta soldada de revestimento com superligas / macro and microstructural characterization of a welded joint with superalloys. **Brazilian Journal of Development**, Brazilian Journal of Development, v. 7, p. 17028–17041, 2021. ISSN 25258761. Citado na página 33.
- GHORASHI, M. S.; FARRAHI, G. H.; MOVAHHEDY, M. R. Considering cyclic plasticity to predict residual stresses in laser cladding of inconel 718 multi bead samples. **Journal of Manufacturing Processes**, Elsevier Ltd, v. 42, p. 149–158, 6 2019. ISSN 15266125. Citado na página 25.
- GONG, H.; RAFI, K.; GU, H.; STARR, T.; STUCKER, B. Analysis of defect generation in ti–6al–4v parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes. **Additive Manufacturing**, v. 1–4, p. 87–98, 2014. ISSN 2214-8604. Inaugural Issue. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860414000074>>. Citado na página 27.

International Institute of Welding. 2022. Disponível em: <http://iiwelding.org>. Citado na página 36.

JENDRZEJEWSKI, R.; ŚLIWIŃSKI, G. Investigation of temperature and stress fields in laser clad coatings. **Applied Surface Science**, Elsevier, v. 254, p. 921–925, 12 2007. ISSN 01694332. Citado 7 vezes nas páginas 14, 26, 27, 28, 29, 61 e 70.

KANISHKA, K.; ACHERJEE, B. A systematic review of additive manufacturing-based remanufacturing techniques for component repair and restoration. **Journal of Manufacturing Processes**, Elsevier Ltd, v. 89, p. 220–283, 3 2023. ISSN 15266125. Citado na página 35.

KIM, C. K.; CHOI, S. G.; KIM, J. H.; JO, H. J.; JO, Y. C.; CHOI, S. pil; CHO, Y. T. Characterization of surface modification by laser cladding using low melting point metal. **Journal of Industrial and Engineering Chemistry**, Korean Society of Industrial Engineering Chemistry, v. 87, p. 54–59, 7 2020. ISSN 22345957. Citado 4 vezes nas páginas 20, 21, 22 e 70.

LIU, Y.; DING, Y.; YANG, L.; SUN, R.; ZHANG, T.; YANG, X. Research and progress of laser cladding on engineering alloys: A review. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 66, p. 341–363, 2021. Citado 2 vezes nas páginas 18 e 19.

QI, K.; YANG, Y.; SUN, R.; HU, G.; LU, X.; LI, J.; LIANG, W.; JIN, K.; XIONG, L. Effect of magnetic field on crack control of co-based alloy laser cladding. **Optics and Laser Technology**, Elsevier Ltd, v. 141, 9 2021. ISSN 00303992. Citado 2 vezes nas páginas 27 e 28.

QIU, C.; ADKINS, N. J.; ATTALLAH, M. M. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of hiped laser-melted ti–6al–4v. **Materials Science and Engineering: A**, v. 578, p. 230–239, 2013. ISSN 0921-5093. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509313005017>>. Citado na página 26.

SIDDIQUI, A. A.; DUBEY, A. K. Recent trends in laser cladding and surface alloying. **Optics and Laser Technology**, Elsevier Ltd, v. 134, 2 2021. ISSN 00303992. Citado 5 vezes nas páginas 14, 19, 21, 22 e 23.

SINGH, S.; KUMAR, S.; KHANNA, V. A review on surface modification techniques. **Materials Today: Proceedings**, Elsevier Ltd, 2023. ISSN 22147853. Citado 2 vezes nas páginas 23 e 24.

TOYSERKANI, E.; KHAJEPOUR, A.; CORBIN, S. F. **Laser cladding**. [S.l.]: CRC press, 2004. Citado 5 vezes nas páginas 19, 20, 22, 24 e 27.

WANG, D.; HU, Q.; ZENG, X. Residual stress and cracking behaviors of cr13ni5si2 based composite coatings prepared by laser-induction hybrid cladding. **Surface and Coatings Technology**, v. 274, p. 51–59, 2015. Citado na página 33.

XU, J.; LIN, X.; GUO, P.; HU, Y.; WEN, X.; XUE, L.; LIU, J.; HUANG, W. The effect of preheating on microstructure and mechanical properties of laser solid forming in-738lc alloy. **Materials Science and Engineering A**, Elsevier Ltd, v. 691, p. 71–80, 4 2017. ISSN 09215093. Citado 2 vezes nas páginas 30 e 31.

ZHANG, B.; LI, Y.; BAI, Q. Defect formation mechanisms in selective laser melting: A review. **Chinese Journal of Mechanical Engineering (English Edition)**, Chinese Mechanical Engineering Society, v. 30, p. 515–527, 5 2017. ISSN 21928258. Citado 2 vezes nas páginas 25 e 26.

ZHANG, P.; LIU, Z. Enhancing surface integrity and corrosion resistance of laser clad cr–ni alloys by hard turning and low plasticity burnishing. **Applied Surface Science**, Elsevier B.V., v. 409, p. 169–178, 7 2017. ISSN 01694332. Citado 2 vezes nas páginas 19 e 20.

ZHU, L.; XUE, P.; LAN, Q.; MENG, G.; REN, Y.; YANG, Z.; XU, P.; LIU, Z. Recent research and development status of laser cladding: A review. **Optics and Laser Technology**, Elsevier Ltd, v. 138, 6 2021. ISSN 00303992. Citado 2 vezes nas páginas 15 e 18.