渗硼温度对Inconel 625的微观组织 及磨损性能的研究

王宇祺, 詹嘉妮, 陈聪聪, 周 依

湖南工业大学材料与先进制造学院,湖南 株洲

收稿日期: 2025年3月7日; 录用日期: 2025年3月31日; 发布日期: 2025年4月3日

摘要

研究了不同的渗硼温度(850℃~980℃)对Inconel 625镍基合金进行渗硼处理。研究表明,随着渗硼温度 的增加,渗硼层的厚度会不断增加;当渗硼温度达到980℃时,渗层出现裂缝和孔洞;渗硼层主要由Ni₃B 和Cr₂B等硬质相硼化物组成;在950℃时,合金的表面硬度达到1279.8 HV_{0.1}的峰值,相较于基体263.4 HV_{0.1}得到显著提升;渗硼处理后试样表面摩擦因数和截面磨痕面积显著减小;渗硼层厚度的平方与时间 呈线性关系,B原子在Inconel 625渗层中的扩散激活能为227 KJ/mol⁻¹。

关键词

镍基合金Inconel 625,固体渗硼,耐磨性,动力学

Effect of Boronizing Temperature on Microstructure and Wear Properties of Inconel 625

Yuqi Wang, Jiani Zhan, Congcong Chen, Yi Zhou

College of Materials and Advanced Manufacturing, Hunan University of Technology, Zhuzhou Hunan

Received: Mar. 7th, 2025; accepted: Mar. 31st, 2025; published: Apr. 3rd, 2025

Abstract

The boronizing treatment of Inconel 625 nickel-based alloy at different boronizing temperatures (850°C~980°C) was studied. The results show that the thickness of boronizing layer increases with the increase of boronizing temperature. When the boriding temperature reaches 980°C, cracks and

voids appear in the boriding layer. The boriding layer is mainly composed of hard phase borides such as Ni_3B and Cr_2B . At 950°C, the surface hardness of the alloy reaches a peak of 1279.8 HV_{0.1}, which is significantly improved compared with the matrix of 263.4 HV_{0.1}; after boronizing treatment, the surface friction coefficient and cross-sectional wear scar area of the sample are significantly reduced. The square of the thickness of boronizing layer is linear with time, and the diffusion activation energy of B atom in Inconel 625 boronizing layer is 227 KJ/mol⁻¹.

Keywords

Nickel-Based Alloy Inconel 625, Solid Boronizing, Wear Resistance, Kinetics

Copyright © 2025 by author(s) and Hans Publishers Inc. This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0). http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/

CC O Open Access

1. 引言

Inconel 625 具有耐高温、高强度与韧性、良好的耐腐蚀性而被广泛应用于航空航天、海洋工程、化 工产业等领域[1]-[3]。但低的硬度和低耐磨性,使 Inconel 625 在长时间经受磨损的应用场景中,受到极 大限制[4]。一些研究者采用激光熔覆[5]、气相沉积[6]和热喷涂[7]等技术,作为表面强化的常用方法,虽 能增强表面性能,但受限于涂层薄、基体结合力不足和高成本等问题[8][9]。Leroy L [10]等学者认为传统 渗碳、渗氮技术用于 Inconel 625 合金表面改性时,因碳、氮在镍固溶体状态下溶解度低,碳、氮原子难 以大量融入合金内部,致使获得的渗透层厚度常小于 5 μm,硬度提升效果也不显著[11] [12]。

渗硼作为提高材料表面硬度的一种方法,已广泛应用于模具钢[13]、不锈钢[14]和碳素钢[15]。然而, Inconel 625 镍基合金因其富含铬、钼、铌等活性合金元素,在渗硼过程中与硼原子迅速反应形成稳定的 化合物,从而限制了硼原子的内扩散[16] [17]。同时,Inconel 625 合金具有面心立方晶格结构,导致晶格 间隙较小,硼原子在通过这些间隙时遇到较大阻力,难以快速渗透[18]-[20]。因此,目前针对经过渗硼处 理后 Inconel 625 镍基合金的微观组织改变的研究鲜有报道。

本文通过采用粉末渗硼工艺对 Inconel 625 表面进行渗硼层的制备,设计了渗硼工艺,在合金表面成 功制得强化层。研究了渗硼温度对渗硼处理后的 Inconel 625 合金组织结构及各项性能产生的影响,并通 过采用扫描电子显微镜(SEM)、光学显微镜(OM)、X 射线衍射仪(XRD)、显微硬度测试、摩擦仪对渗硼层 的显微组织、硬度和耐磨性对实验样品进行了检测分析。为优化此类合金的表面强化工艺提供详实的理 论与实践依据。

2. 实验材料及方法

本实验采用 Inconel 625 镍基合金作为渗硼的基体材料,其化学成分如表 1 所示。采用电火花线切割 将 Inconel 625 镍基合金棒材加工成圆柱(*Φ*16 mm × 5 mm)。本实验所使用的渗硼剂主要为 B₄C、KBF₄、 C、CeO₂、SiC。

首先,利用采用不同的 SiC 金相砂纸对基体试样 Inconel 625 进行机械研磨及抛光,置于盛有适量酒精的超声清洗容器内清洗试样。然后,试样与渗硼剂一同放置到干燥箱内,保持恒温状态干燥 8 小时。 完成干燥后,把渗硼剂装入刚玉坩埚内,接着将试样放置好,之后使用耐火泥对坩埚做好密封处理,以 确保整个渗硼环境的密封性与稳定性。使用 KSL-1400X 型箱式电阻炉进行渗硼实验,实验温度分别设置 为 850℃、900℃、950℃以及 980℃,保温时间为 6 h。试样随炉冷却至室温。

Element	Ni	Cr	С	Fe	Мо	Al	Ti
content	Bal	20~23	0.1	5	8~10	0.4	0.4
Element	Nb	В	S	Mn	Si	Р	
content	3.15~4.15	≤0.006	0.015	0.5	0.5	0.015	

 Table 1. Chemical composition of Inconel 625 nickel alloy (mass fraction, %)

 表 1. 镍基合金 Inconel 625 的化学成分/%

渗硼后样品使用电火花线切割加工成 6 mm × 6 mm × 5 mm 的金相试样,清洗掉表面的油污及杂质, 经抛光处理后,采用王水进行金相腐蚀 2 min。采用 CX40M 金相显微镜对其微观组织结构及渗硼层厚度 进行观察。采用 Tescan Mira4,通过扫描电镜(SEM)观察截面微观组织及表面磨损形貌。采用 HVS-1000A 显微硬度测量仪对样品表面硬度进行检测,检测时施加力为 2.49 N,持续时间为 15 秒,每个样品随机选 择 6 个测量点进行测试,并取平均值。采用 X'Pert Powder 型 X 射线衍射仪(XRD)分析渗硼层的相组成。X 射线源为 Cu 靶的 Kα 射线,扫描衍射角 2θ 的范围设定在 5°至 90°,扫描速率调控为 5°/min。采用 UMT-3 摩擦测试仪测试了渗硼层的摩擦磨损性能,摩擦副选取直径为 6 mm 的 Si₃N₄ 球,加载 5 N 的恒定载荷, 滑动速率维持在 1 mm/s,设定磨损行程为 5 mm,磨损时间为 30 min。

3. 实验结果与分析

3.1. 渗硼温度对渗硼层厚度的影响

在不同温度 Inconel 625 处理下渗硼层厚度及截面微观组织如图 1 所示,其深度如图 2。从 850℃到 950℃,渗层的厚度增速较大,从 5.15 µm 增加到 27.90 µm。当温度从 950℃升高到 980℃时,虽然渗层 的厚度也有所增加,从 27.90 µm 上升到 30.10 µm,增长速率渐趋平缓。这是由于与 850℃的相比,950℃ 的更高温度显著激化了硼原子的活性,令其扩散速度加快,使得渗层厚度显著增厚。待温度升至 980℃ 后,SiC 所释放的活性硅原子会与基体镍发生化学反应,在材料表层生成硅化物层。这一硅化物层制约了 硼原子的进一步扩散,致使渗层厚度后续的增长幅度有限[21]。



Figure 1. Thickness of boron penetration layer at different temperatures: (a) 850°C; (b) 900°C; (c) 950°C; (d) 980°C 图 1. 不同温度下的渗层厚度: (a) 850°C; (b) 900°C; (c) 950°C; (d) 980°C





通过对比各温度对应的渗硼层微观组织可知,所有渗硼层均由外渗层与内渗层构成。外渗层呈锯齿 形貌,垂直嵌入内渗层,二者衔接得十分紧密。内渗层与基体是在过渡区实现结合的,其结合界面较为 平整顺滑。每个试样在表面都获得了均匀的硼化物层,随着温度升高,渗层厚度随之增加。硼化物层的 结构特性相似,具有一个光滑且连续的致密的保护层。在这层之下,是一个由细小针状硼化物组成的层, 与外层紧密结合。该结构使材料具有优异的耐磨性能与硬度。在 850℃下,形成的渗硼层厚度偏薄,其渗 层下方没有明显的硼扩散层,渗层与基体之间结合性良好。图 1(c)中能够清晰观察到将渗硼温度提升至 950℃时,渗硼层厚度显著增厚,内部组织更为致密,且该渗层与基体依然保持着优良的结合状态。由图 1(d)可以看出,在渗硼温度升至 980℃时,渗硼层里有黑色孔洞及裂纹出现,致密程度随之降低。这是由 于随着渗硼温度的不断提升,表层硼化物的持续生成可能导致空位形成,这些空位在高温下可能被挤压 成小孔。其次,高温条件下,合金中的杂质会移动并聚集在这些小孔中,从而形成疏松和孔洞缺陷。所 以在 980℃下,渗硼层更容易出现疏松和孔洞,是由于高温下硼原子快速扩散和反应的结果。

3.2. 渗硼温度对渗硼层显微硬度的影响

图 3 对 Inconel 625 合金进行不同温度渗硼处理后,观察到合金的表面硬度从原始状态的 263.4 HV 显 著提高至 950℃处理后的 1279.8 HV,增长量达 385.9%。这表明,适当的渗硼温度能够显著提升合金的表 面硬度。当渗硼温度升高至 980℃时,合金的表面硬度反而下降。这可能是由于在较高温度下,合金表面 生成了更多的硅化物,而这些硅化物的硬度低于铬和镍硼化物,并且出现的裂缝和孔洞造成渗层疏松导 致在载荷加载中,抵抗变形的能力降低,从而导致整体硬度的降低。

3.3. 渗硼温度对渗硼层摩擦磨损性能的影响

综合微观组织以及显微硬度的检测分析可知,950℃为此次渗硼工艺的最优温度。以此温度下制备的 渗硼试样为对象,对其进行摩擦磨损检测分析,探究其摩擦学性能。如图4所示在室温下,对基体和950℃ 的硼化物样品进行的往复摩擦磨损测试,所获得的摩擦系数曲线。可以看出, Inconel 625 基体的摩擦系 数偏高。对基体经过抛光后,表面粗糙度有所减小,而摩擦副 Si₃N₄球的光滑度也较高,因此实验初期磨 损呈现出上下波动的趋势。经过渗硼处理后,摩擦系数显著降低。由于在镍基合金表面形成了高硬度硼 化物相,如 Ni₃B 和 Cr₂B,这些硼化物相具有高硬度,能够有效抵御外部磨损颗粒和划痕的冲击,渗层的 形成显著提高了镍基合金的表面硬度,坚硬且致密的表层在接触磨损过程中能够提供更好的保护,并降 低合金的磨损率。



Figure 3. The microhardness values of the substrate and the surface treated at different temperatures 图 3. 基体和不同温度处理后的表面显微硬度值



Figure 4. Friction curves of Inconel 625 substrate and 950°C boronized sample after 6 h 图 4. Inconel 625 基体与 950°C 渗硼 6 小时后的摩擦曲线

图 5 为在室温条件下,对 Inconel 625 基体及 950℃渗硼处理的样品进行了往复式摩擦磨损实验的三 维摩擦磨损形貌以及磨损痕迹的区域,颜色越接近红色部分表示高度越高,颜色越接近蓝色部分表示深 度越深。在摩擦磨损试验后,Inconel 625 镍基体的试样磨损区域颜色为蓝色,如图 5(a)所示。可以判断 该区域存在剥落和凹槽,基体磨损非常明显,基体试样主要表现出磨料磨损、疲劳和粘附磨损。图 5(b) 为渗硼试样的摩擦磨损形貌,对比分析可知其上颜色的色差不大,因而样品的表面相对平整,平整度高。 样品表面磨损的不严重,磨痕也比较浅,说明渗硼试样在涂层保护作用下,耐磨性明显改善。



Figure 5. The 3D morphology of the sample after friction and wear: (a) matrix; (b) 950°C boronizing 图 5. 样品的三维磨损形貌图: (a) 基体; (b) 950°C 渗硼

4. 讨论

4.1. 热力学分析

图 6 是当渗硼保温时间为 6 h 时, Inconel 625 镍基合金的物相组成随渗硼温度升高的变化情况。



Figure 6. X-ray diffraction patterns of boronizing Inconel 625 图 6. 渗硼处理的 Inconel 625 的 XRD 图谱

从图 6 中可知,经过渗硼处理后,Inconel 625 表面形成了多种化合物。结合 SEM 图分析活性硼[B]原子与 合金中的镍(Ni)首先反应生成 Ni₄B₃,随后,硼原子继续向合金内部扩散,形成细小针状的 Ni₂B 扩散层。

当温度达到 850℃时,主要生成了 Cr₃B₄和 Ni₄B₃这两种镍 - 硼化合物,其中 Ni₄B₃的衍射峰强度更高。通过热力学计算可知,Cr₃B₄和 Ni₄B₃生成自由能最低,所以最先生成。当温度升高至 950℃时,铬 - 硼化合物如 Cr₂B 和 Ni₃B 开始形成,且衍射峰显著增加。随着温度升高至 980℃,除了镍 - 硼和铬 - 硼化合物外,还观察到了 Ni₂Si 这一镍 - 硅化合物的衍射峰,表明硅元素也参与了反应。随着温度的升高,硼原子的扩散性和反应性增强,导致不同化合物的形成以及衍射峰的变化。

硼化镍和硼化铬的形成是由于分解产生的 B 原子不断在基体表面积累,并与基体中的 Ni 和 Cr 发生 界面反应,形成硼化镍(Ni-B)和硼化铬(Cr-B)化合物。活性硼[B]原子吸附于镍基合金基体表面,并与基体 接触后向内扩散,形成镍硼化物和铬硼化物。相关反应方程式如表 2 [22]:

Table	2. Calculation	of the main b	poride reaction	equation and	Gibbs free e	energy of the	e infiltrated	layer
表 2.	渗层主要硼化	物反应方程	式与吉布斯自	由能的计算				

化学方程式	各物质吉布斯自由能
Ni + B = NiB	$\Delta G_{NiB} = -100650.8986 + 2.5854T$
$4Ni + 3B = Ni_4B_3$	$\Delta G_{\rm Ni4B3} = -148290.7717 + 41.6979T$
$3Ni + B = Ni_3B$	$\Delta G_{Ni3B} = -66064.7914 + 9.0159T$
$2Ni + B = Ni_2B$	$\Delta G_{Ni2B} = -66658.9556 + 17.036T$
Cr + B = CrB	$\Delta G_{CrB} = -94927.1314 + 9.3141T$
$3Cr + 4B = Cr_3B_4$	$\Delta G_{Cr3B4} = -312096.2185 + 26.3136T$
$2Cr + B = Cr_2B$	$\Delta G_{Cr2B} = -113045.829 + 11.935T$
$2Ni + Si = Ni_2Si$	$\Delta G_{Ni2Si} = -127607.8911 - 6.413T$
$Cr + 2Si = CrSi_2$	$\Delta G_{CrSi2} = -79539.3289 + 1.7465T$

本研究采用 Factsage 热力学软件计算了镍硼化合物和铬硼化合物反应的吉布斯自由能(ΔG), ΔG 值 越低,反应越易自发进行。并根据这些数据绘制了镍硼和铬硼体系在不同温度下的吉布斯自由能变化曲 线。图 7 展示了硼化物于不同温度下生成时的吉布斯自由能。由图中可以看出,所有涉及反应的吉布斯 自由能皆为负值,在这些硼化物中,Cr₃B₄的生成自由能负值最大,表明在各个温度区间内,Cr₃B₄的生 成倾向最显著。随着渗层逐步生长,除了 Cr₃B₄,在渗层向内生长的过程中形成还会形成诸如 Cr₂B 和 Ni₄B₃ 等硼化物。

4.2. 动力学分析

Inconel 625 镍基合金的渗硼问题核心在于硼原子在基体材料中的扩散行为。通常,合金的渗硼进程 能够分为三个阶段:先是活性硼原子附着于基体表面,实现吸附;接着,吸附后的活性硼原子朝着基体 内部渗透、扩散;最后,扩散进来的硼原子与镍原子、铬原子发生化学反应,由此生成化合物层。在这些 阶段中,活性硼原子在合金中的扩散是形成连续渗硼层的关键。渗硼层的厚度与渗硼时长存在正比关系, 渗硼持续的时间越长,生成的渗硼层厚度也就越大[23]。这种关系对于控制渗硼工艺和预测渗层厚度至关 重要。

$$d^2 = Dt \tag{1}$$

式中, d 为渗层厚度(µm), D 为生长速率系数(m/s), t 为保温时间(s)。



Figure 7. Gibbs free energy (a) of nickel-boron compounds formed by borides at different temperatures; (b) Chromium-boron compounds 图 7. 不同温度下硼化物生成的吉布斯自由能: (a) 镍硼化合物; (b) 铬硼化合物

结合阿伦尼乌斯方程,渗硼层的厚度随着处理温度和时间呈规律性变化,T表示处理温度(K),Q表示扩散活化能(J·mol⁻¹),R气体常数(J·mol⁻¹·k⁻¹),D₀表示扩散系数常数(m²/s⁻¹)。

$$D = D_0 t \exp\left(-Q/RT\right) \tag{2}$$

$$2\ln D = \ln D_0 + \ln t - (Q/RT)$$
(3)

利用图 2 的渗硼层厚度数据,绘制了渗硼层厚度平方与保温时间的关系图(图 8)。图 8 显示 Inconel 625 合金的渗硼层厚度的平方,与渗硼时长呈现出线性关联特性,这和公式(1)所描述的规律相符。对线性拟合图中的相关数据加以处理,就能测定出渗硼温度处于 850℃、900℃、950℃、980℃时,渗硼层相应的生长速率常数。从表 3 能够看出,渗硼温度的持续升高,渗硼层的生长速率常数也随之上升。



Figure 8. The relationship between the square of the thickness of the boriding layer and the boriding time 图 8. 渗层厚度的平方与渗硼时间的关系图

Table 3. Growth rate coefficients at different boronizing temperatures 表 3. 不同渗硼温度下的生长速率系数						
Temperature (K)	1123	1173	1223	1253		
Growth rate coefficient (m ² /s)	$0.4 imes 10^{-9}$	$1.2 imes 10^{-9}$	3.9×10^{-9}	$4.1 imes 10^{-9}$		

由上式可知, $\ln D$ 与 T⁻¹ 呈线性关系,依据图 2 里所呈现的数据来绘制散点图,而后对图中数据点线性拟合,如图 9 所示,可求出 Inconel 625 渗硼层中 B 原子的扩散激活能 Q = 227 kJ/mol⁻¹。



如下表 4 所示,其呈现了在不同渗硼工艺条件下 B 原子的扩散激活能相关数据。通过对这些数据的 观察分析能够发现,基材的化学成分以及渗硼工艺参数属于影响扩散激活能的关键因素。并且,这些变 量对 B 原子扩散激活能的影响颇为显著。相同渗硼条件下,相较于纯铁和碳素钢, B 原子在 Inconel 625 渗硼层中的扩散激活能较大,在碳素钢渗硼层中的扩散激活能较小。这种状况,主要是因为合金元素如 Ni、Cr、Mn 与 B 元素之间存在较强的化学吸引。Ni-B、Cr-B 之间有很强的化学键合倾向。当 B 原子扩散进入 Inconel 625 合金时, B 原子容易与这些合金元素发生反应,形成硼化物相(如 Ni₂B、Cr₂B 等)。

Material	Method	Processing Temperature/°C	Diffusion Activation Energy/kJ/mol ⁻¹	Phase Composition	Reference
Inconel 625	粉末	850~1000	227	Ni3B	_
AISI 410	膏剂	800~1000	186.49	FeB	Santhanakumar M [24]
AISI 316	粉末	800~950	199.5	Fe2B	Ozdemir O, Omar [25]
N6	粉末	850~950	205.3	NiB	Contreras A [26]
AISI 1018	粉末	850~1000	159.3	Fe2B	Ortiz-Domínguez [27]
AISI 8620	粉末	850~950	111	Fe2B	Tabur M [28]
AISI 8620	忉木	850~950	111	Fe2B	I abur M [28]

 Table 4. Diffusion activation energy of B atoms under different boronizing conditions

 表 4. 不同渗硼工艺条件下 B 原子的扩散激活能

在形成这些硼化物相的过程中, B 原子需要克服较高的能量壁垒来打破原有的原子键合并形成新的键合, 这就导致了 B 原子在 Inconel 625 渗硼层中的扩散激活能较大。碳素钢主要由 Fe 和少量 C 组成,其合金 元素含量相对较少。B 原子在碳素钢中的扩散主要是在 Fe 基体中进行。由于缺乏像 Inconel 625 中那样 强的化学吸引元素, B 原子在碳素钢中扩散时受到的化学键合束缚相对较小,不需要克服很高的能量来 改变原子间的键合状态,因此其扩散激活能较小。

5. 结论

1) 渗硼层与基体结合紧密。表面硼化物层均匀,其厚度随温度上升而增加。850℃时渗硼层薄,与基体结合好;950℃时厚度和致密性提升;980℃时,高温导致空位与杂质聚集,出现孔洞、裂纹,质量下降。

2) 随着渗硼温度的升高,渗层的厚度相应增加。在硼化过程中,温度是一个关键因素,直接影响材料中 B 原子的扩散速率。此外,硼化层厚度的平方与渗硼时间之间存在线性关系,B 原子的扩散活化能为 227 kJ/mol。

3) Inconel 625 可以通过粉末渗硼工艺有效地进行热处理。渗层包含如 Ni₂B 和 Ni₄B₃ 等硼化物,这大 大提高了 Inconel 625 的硬度和耐磨性。当温度达到 980°C 时,试样表面开始形成硅化层,减缓了渗层厚 度的增长速率。

4) 对 Inconel 625 镍基合金进行相关磨损机理研究时发现,对基体试样而言,磨粒磨损、疲劳磨损以 及粘着磨损是主要的磨损机理类型。经过渗硼处理的试样,磨损机理以粘着磨损为主,还伴随着少量的 磨粒磨损情况出现。

参考文献

- Moskal, G., Niemiec, D., Chmiela, B., Kałamarz, P., Durejko, T., Ziętala, M., *et al.* (2020) Microstructural Characterization of Laser-Cladded Nicraly Coatings on Inconel 625 Ni-Based Superalloy and 316L Stainless Steel. *Surface and Coatings Technology*. <u>https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.125317</u>
- [2] Singh, V. and Meletis, E.I. (2006) Synthesis, Characterization and Properties of Intensified Plasma-Assisted Nitrided Superalloy Inconel 718. *Surface and Coatings Technology*, **201**, 1093-1101. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.01.034
- [3] Sharma, Y.C., Kumar, R., Vidyasagar, V. and Bhardwaj, D. (2019) Low Temperature Plasma Ion Nitriding (PIN) of Inconel 690 Alloy. *Materials Research Express*, **6**, Article 026559. <u>https://doi.org/10.1088/2053-1591/aaf1f3</u>
- [4] Sun, Y. (2003) Kinetics of Layer Growth during Plasma Nitriding of Nickel Based Alloy Inconel 600. *Journal of Alloys* and Compounds, **351**, 241-247. <u>https://doi.org/10.1016/s0925-8388(02)01034-4</u>
- [5] Ding, L., Hu, S., Wang, H. and Shen, J. (2022) Oxidation Behavior and High Temperature Friction and Wear Resistance of TiN-VC Reinforced VN Alloy/Co-Based Composite Coatings by Laser Cladding. *Journal of Materials Engineering* and Performance, **31**, 3481-3492. <u>https://doi.org/10.1007/s11665-021-06497-3</u>
- [6] Lee, K., Park, J., Kang, J., Lee, T.G., Kim, H. and Kim, K. (2020) Surface Modification of Solid-State Nanopore by Plasma-Polymerized Chemical Vapor Deposition of Poly (Ethylene Glycol) for Stable Device Operation. *Nanotechnol*ogy, **31**, Article 185503. <u>https://doi.org/10.1088/1361-6528/ab6cdb</u>
- [7] Yang, H., Kainuma, S., Yang, M., Muto, K. and Asano, T. (2021) Fundamental Study on Weather Resistance of Overlapping Layers between Al-5Mg Alloy Thermal Spray Coating and Heavy-Duty Paint Coating. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, **1165**, Article 012003. <u>https://doi.org/10.1088/1757-899x/1165/1/012003</u>
- [8] Kulka, M., Makuch, N., Dziarski, P. and Piasecki, A. (2014) A Study of Nanoindentation for Mechanical Characterization of Chromium and Nickel Borides' Mixtures Formed by Laser Boriding. *Ceramics International*, 40, 6083-6094. <u>https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.11.059</u>
- [9] Petrova, R.S., Suwattananont, N., Pallegar, K.K. and Vangaveti, R. (2007) Boron Coating to Combat Corrosion and Oxidation. *Corrosion Reviews*, **25**, 555-570. <u>https://doi.org/10.1515/corrrev.2007.25.5-6.555</u>
- [10] Leroy, L., Girault, P., Grosseau-Poussard, J.L. and Dinhut, J.F. (2002) Ion Implantation Reinforcement of the Protective Efficiency of Nickel in Artificial Sea-Water. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam*

Interactions with Materials and Atoms, 198, 49-56. https://doi.org/10.1016/s0168-583x(02)01494-5

- [11] Mishigdorzhiyn, U., Chen, Y., Ulakhanov, N. and Liang, H. (2020) Microstructure and Wear Behavior of Tungsten Hot-Work Steel after Boriding and Boroaluminizing. *Lubricants*, 8, Article 26. <u>https://doi.org/10.3390/lubricants8030026</u>
- [12] Öge, M., Küçük, Y., Öge, T.Ö., Günen, A., Kanca, Y. and Gök, M.S. (2023) Effect of Boriding on High Temperature Tribological Behavior of Cocrmo Alloy. *Tribology International*, **187**, Article 108697. https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108697
- [13] Delgado-Brito, A.M., López-Suero, D., Ruiz-Ríos, A., García-León, R.A., Martínez-Trinidad, J., Oseguera-Peña, J., et al. (2019) Effect of the Diffusion Annealing Process in the Indentation Properties of Cobalt Boride Layer. Ceramics International, 45, 7767-7777. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.01.081
- [14] Mendoza, C.I.V., Mendoza, J.L.R., Galván, V.I., Hodgkins, R.P., Valdivieso, A.L., Palacios, L.L.S., *et al.* (2014) Effect of Substrate Roughness, Time and Temperature on the Processing of Iron Boride Coatings: Experimental and Statistical Approaches. *International Journal of Surface Science and Engineering*, 8, 71-91. https://doi.org/10.1504/ijsurfse.2014.059315
- [15] Yan, P.X., Zhang, X.M., Xu, J.W., Wu, Z.G. and Song, Q.M. (2001) High-temperature Behavior of the Boride Layer of 45# Carbon Steel. *Materials Chemistry and Physics*, **71**, 107-110. <u>https://doi.org/10.1016/s0254-0584(01)00270-x</u>
- [16] Mu, D., Shen, B., Yang, C. and Zhao, X. (2009) Microstructure Analysis of Boronized Pure Nickel Using Boronizing Powders with Sic as Diluent. *Vacuum*, 83, 1481-1484. <u>https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2009.06.048</u>
- [17] Chen, T. and Koyama, S. (2020) Influence of Boriding Temperature on Microstructure and Tribological Properties of Titanium. *Solid State Sciences*, **107**, Article 106369. <u>https://doi.org/10.1016/j.solidstatesciences.2020.106369</u>
- [18] Li, H., Qiao, M. and Zhou, C. (2014) Formation and Cyclic Oxidation Resistance of Hf-Co-Modified Aluminide Coatings on Nickel Base Superalloys. *Materials Chemistry and Physics*, 143, 915-920. <u>https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2013.09.016</u>
- [19] Aytekin, H. and Akçin, Y. (2013) Characterization of Borided Incoloy 825 Alloy. Materials & Design, 50, 515-521. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.03.015
- [20] Lou, D.C., Solberg, J.K., Akselsen, O.M. and Dahl, N. (2009) Microstructure and Property Investigation of Paste Boronized Pure Nickel and Nimonic 90 Superalloy. *Materials Chemistry and Physics*, **115**, 239-244. https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2008.11.055
- [21] Campos, I., Ramírez, G., Figueroa, U., Martínez, J. and Morales, O. (2007) Evaluation of Boron Mobility on the Phases FeB, Fe₂B and Diffusion Zone in AISI 1045 and M2 Steels. *Applied Surface Science*, 253, 3469-3475. https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.07.046
- [22] Malakhov, D.V. and DeBoer, A.A. (2024) Thermodynamic Aspects of Powder-Pack Boronizing. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 45, 367-383. <u>https://doi.org/10.1007/s11669-024-01081-3</u>
- [23] Ozbek, I. (2014) Mechanical Properties and Kinetics of Borided AISI M50 Bearing Steel. Arabian Journal for Science and Engineering, 39, 5185-5192. <u>https://doi.org/10.1007/s13369-014-1207-3</u>
- [24] Atul, S.C., Adalarasan, R. and Santhanakumar, M. (2015) Study on Slurry Paste Boronizing of 410 Martensitic Stainless Steel Using Taguchi Based Desirability Analysis (TDA). *International Journal of Manufacturing, Materials, and Mechanical Engineering*, 5, 64-77. <u>https://doi.org/10.4018/ijmmme.2015070104</u>
- [25] Ozdemir, O., Omar, M.A., Usta, M., Zeytin, S., Bindal, C. and Ucisik, A.H. (2008) An Investigation on Boriding Kinetics of AISI 316 Stainless Steel. *Vacuum*, 83, 175-179. <u>https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2008.03.026</u>
- [26] Contreras, A., León, C., Jimenez, O., Sosa, E. and Pérez, R. (2006) Electrochemical Behavior and Microstructural Characterization of 1026 Ni-B Coated Steel. *Applied Surface Science*, 253, 592-599. <u>https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2005.12.161</u>
- [27] Domínguez, M.O., Silva, J.Z., Keddam, M., Mejía, O.D. and Espinosa, M.E. (2015) Diffusion Model and Characterisation of Fe₂B Layers on AISI 1018 Steel. *International Journal of Surface Science and Engineering*, 9, 281-297. <u>https://doi.org/10.1504/ijsurfse.2015.070808</u>
- [28] Tabur, M., Izciler, M., Gul, F. and Karacan, I. (2009) Abrasive Wear Behavior of Boronized AISI 8620 Steel. Wear, 266, 1106-1112. <u>https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.03.006</u>