

32Cr3MoVE钢内花键 渗氮工艺数值模拟与优化研究

孔令利¹, 杨玉典², 李方成³, 贺瑞军¹

1. 中国航发北京航空材料研究院 北京 100095
2. 中国航发中传机械有限公司 湖南长沙 410200
3. 中国航发湖南动力机械研究所 湖南株洲 412002

摘要: 聚焦于渗氮处理模拟研究, 主要开展了针对32Cr3MoVE钢在渗氮过程中的数值模拟理论分析的工作。结果表明: 保温时间对渗氮效果影响较大, 渗氮温度对渗氮效果影响较小, 最佳工艺为渗氮25h、温度540℃。

关键词: 32Cr3MoVE钢; 渗氮处理; 数值模拟; 工艺优化; 内花键

Numerical simulation and optimization of nitriding process for 32Cr3MoVE steel internal spline

KONG Lingli¹, YANG Yudian², LI Fangcheng³, HE Ruijun¹

1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China
2. AECC Zhongchuan Transmission Machinery Co., Ltd., Changsha 410200, Hunan, China
3. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, Hunan, China

Abstract: This article examines the simulation research related to nitriding treatment, explicitly focusing on the numerical theoretical analysis of 32Cr3MoVE steel during the nitriding process. The results indicate that the insulation time significantly impacts the nitriding effect, while the nitriding temperature has a minimal effect. The optimal process identified is nitriding for 20 hours at a temperature of 540℃.

Keywords: 32Cr3MoVE steel; nitriding treatment; numerical simulation; process optimization; internal spline

1 序言

在现代材料表面改性技术中, 渗氮工艺极为关键^[1, 2]。在材料表面工程领域, 其作为关键强化工艺广泛应用于众多工业领域, 可显著提升材料的耐磨损能力。伴随工业持续发展, 机械制造、汽车工业及航空航天等诸多领域对材料表面性能要求愈发严苛, 零部件要求具备良好的耐磨、耐蚀、抗疲劳

性能及较高表面硬度。渗氮处理作为有效的表面强化方法, 可显著提升材料的表面性能、延长零部件寿命, 因此备受关注^[3, 4]。随着计算机技术与材料科学理论的迅猛发展, 渗氮处理模拟成为研究热点^[5], 借助数值模拟能够深刻理解渗氮过程物理化学变化机制, 预测不同工艺参数下的渗氮成效, 有力支撑工艺优化与新材料研发, 进而有效缩短研发周期、

削减成本,推动渗氮技术取得新突破与发展^[6]。

2 计算模型及计算方法

2.1 渗氮微观组织演变与基本原理

渗氮最常用介质是氨气,氨气来源广泛、廉价易得,被广泛应用于有关气体渗氮的一系列研究之中。渗氮工艺基于母材金属原子与渗入氮原子反应生成合金氮化物相,通过弥散强化与共格强化机制主导硬化效应,同时辅以复合相固溶强化协同提升表面性能,最终形成由渗氮层覆盖的强化结构^[7, 8]。以32Cr3MoVE钢^[9-12]为例进行分析,钢中的基体元素为Fe,渗氮后形成的表面铁氮化合物和扩散层,二者共同构成强化体系。其余如Cr、Mo、V、Al等合金元素对氮原子的渗透与扩散有不同影响。部分可以促渗,部分则会起到抑制氮原子渗透扩散的作用。图1所示为铁氮化合物相平衡系统相图^[13],具

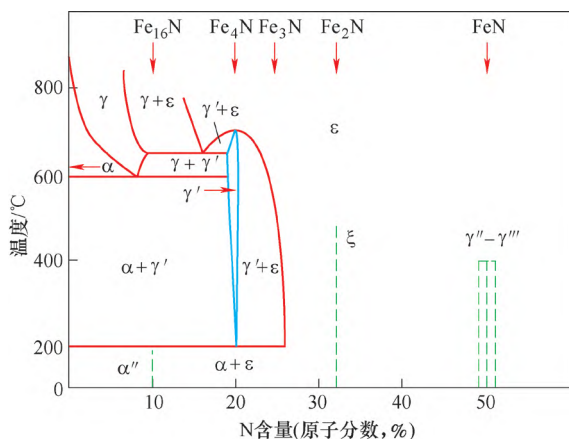


图1 Fe-N系统平衡相图

有很高的认可度,此图可以作为认识渗氮层组织及其形成规律的有效依据。

化合物层与扩散层共同组成渗氮组织的渗氮层。其中,化合物层由 γ' 相和 ϵ 相组成。 ϵ 相的化学组成为 $\text{Fe}_{2.3}\text{N}$,这种复合相晶体结构属密排六方结构,其具有较高硬度、耐磨性,以及很好的化学稳定性等材料物理化学性能^[14]。 γ' 相的化学组成可以表达为 Fe_4N ,晶体结构属于面心立方晶系,硬度略低于 ϵ 相,但具有很高的韧性、耐磨性^[15]。渗氮试样的扩散层是 α 相与 γ' 相的结合区, γ' 相与化合物层中的 γ' 相的结构大致相同, α 相则是氮原子与铁素体基体组成的固溶体,渗层组织具有较高的强度、硬度及耐磨性,基于固溶强化使材料性能得以提高。在渗氮的扩散层中,这两项其实并不存在非常明显的界面分界线,它们之间相互弥散在各自的组织中,但浓度与渗层深度呈现负相关。因此,渗氮组织从表及内的相组成演变,可以表达为 $\epsilon \rightarrow \gamma' + \epsilon \rightarrow \gamma' + \alpha \rightarrow \alpha$,如图2所示^[9]。在32Cr3MoVE钢中存在V、Mo、Cr等元素,对渗层起到了强化作用。对32Cr3MoVE钢的化学成分进行分析,结果见表1,选用 $\phi 30\text{mm} \times 180\text{mm}$ 棒料进行调质处理,调质工艺为 $950^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 油淬 $\rightarrow 630^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ 回火^[16]。渗氮处理后的32Cr3MoVE钢渗氮层由化合物层和扩散层组成,化合物层主要成分为 $\text{Fe}_4\text{N} + \text{CrN}$,大量CrN质点弥散分布于整个化合物层中,渗氮后除了表面形成化合物层之外,还会在化合物层下形成氮扩散层,其主要为含氮索氏体。

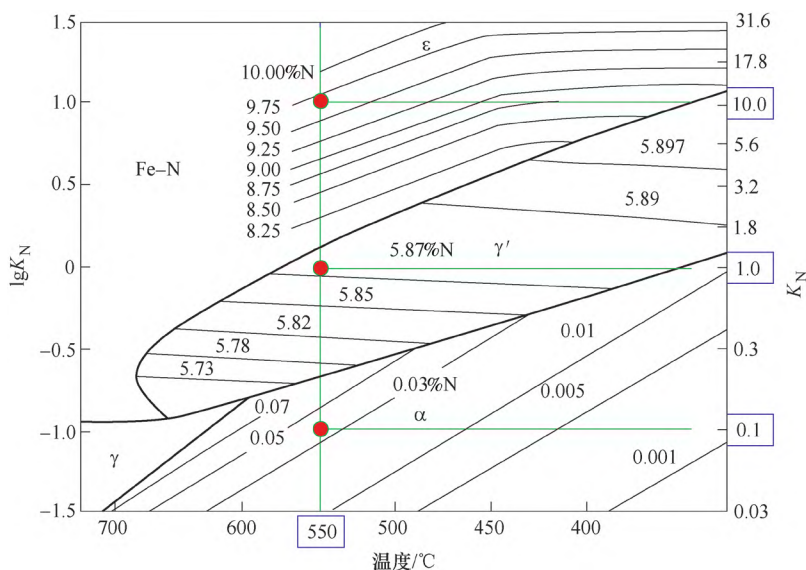


图2 Lehrer相图

表1 32Cr3MoVE钢的化学成分 (质量分数)

(%)

元素	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P
实测值	0.31	0.54	0.25	3.14	1.02	0.23	0.02	0.006	0.007	0.010
要求值	0.29~0.36	0.4~0.7	0.1~0.4	2.8~3.3	0.7~1.2	0.15~0.35	≤0.03	≤0.01	≤0.01	≤0.015

2.2 渗氮过程数值模拟理论分析

(1) 渗氮温度场的模拟 在模拟渗氮计算前要确定其边界条件^[17, 18], 同时要综合考虑温度场、应力场等因素^[19]。还必须考虑到母材的参数及N含量是每时每刻都处于变化的状态, 其材料最基础的边界条件改为由渗氮层的多相组织决定。32Cr3MoVE钢在渗氮过程中, 其渗氮层主要组成成分为铁氮化合物, 其渗氮层的力学和物理性能可以采用下列混合定律式来进行描述, 即

$$\chi = \sum_{I=1}^N \chi_I \xi_I \quad (1)$$

$$\sum_{I=1}^N \xi_I = 1 \quad (2)$$

式中 χ_I ——有关第I个相的参数, 具体与被渗材料热膨胀系数有关;

ξ_I ——有关第I个相的参数, 具体与材料选取的体积有关。

温度场在模拟过程中的拟合可以按照以下假设进行计算。若假设母材的性质为各向同性, 温度T可以用三维坐标 (x, y, z) , 即工件的具体位置和时间t的函数来表示, 即

$$T = T(x, y, z, t) \quad (3)$$

式中 t——时间 (h);

T——试样渗氮过程中某一位置的瞬时温度值 (K);

x, y, z ——在笛卡尔坐标系下工件某位置的坐标。

以下设定可以初步表示渗氮过程的母材最初边界条件, 假设渗氮过程中温度恒定, 即温度在渗氮过程中没有剧烈的波动, 工件外部或边界温度设定为渗氮的温度定值, 采用第一类边界条件。如果多段渗氮存在变化的温度, 则温度可以设置为时间的函数形式。第一类边界条件可以表达为

$$T_s = T_w \text{ 或 } T_s = T_w(z, r, t) \quad (4)$$

式中 T_s ——工件外部边界温度 (K);

T_w ——已知的介质温度 (K);

$T_w(z, r, t)$ ——工件外部介质或表面温度的函数。

因渗氮过程中温度波动较小, 所以边界条件 T_w 设定为定值。

(2) 渗氮模型基本理论计算分析 根据“捕捉与释放”渗氮的数学模型, N原子向32Cr3MoVE钢试样表面的扩散可用下式来近似表示, 即

$$\rho \frac{dN_s}{dt} = A - BN_s \quad (5)$$

式中 N_s ——表面N浓度 (%);

A——向前反应类别决定的常数;

B——向后反应决定的常数;

ρ ——渗氮母材的密度 (kg/m^3)。

其中, 在渗氮最开始阶段, 表面N原子快速向内部扩散, 浓度梯度驱动下正向扩散速率占绝对主导, 因此在渗氮的最初阶段反向扩散速率对于表达式的影响极小, 甚至可以忽略不计, 即 $B \approx 0$, 故式(5)可以初步化简为

$$\frac{dN_s}{dt} = \frac{A}{\rho} \quad t < t_1 \quad (6)$$

式中 t_1 ——化合物层形成所需时间 (h)。

式(4)确定了被渗工件最初的边界条件, 在 t_1 之后边界条件要发生相应的改变。根据菲克第二定律, N原子在被渗材料中扩散过程的主要方程式见式(7), 即

$$\frac{\partial N(x, t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[D \frac{\partial N(x, t)}{\partial x} \right] \quad (7)$$

式中 D——N原子在 α 相的扩散系数。

在模拟渗氮过程中, 假设式(7)满足边界条件中的第二种, N原子由工件表面扩散量与氨气所提供的N原子含量大致相同, 可得式(8), 即

$$-D \frac{\partial N(x, t)}{\partial x} \Big|_{x=0} = \frac{\partial N_s}{\partial t} = \frac{A}{\rho} \quad (8)$$

当被渗工件表面达到N元素在 α 相中的最高溶解度时, 之后随着渗氮的进行, N元素在母材中的界面浓度就会保持在一定的数值, 不会发生改变。则在 t_1 时间后转变, 见式(9), 即

$$N(x=0, t \geq t_1) = N_{\alpha/\gamma} \quad (9)$$

由已知条件,若母材最初的N原子浓度几乎为零,则可得式(10),即

$$\frac{\partial N(x, t)}{\partial x} \Big|_{x=h} = 0 \quad (10)$$

之后随渗氮时间增加,试样表面N原子含量增加,试样发生N原子的扩散,经 t_1 时间,达到Fe-N相

$$D' \frac{\partial N'(x, t > t_1)}{\partial x} \Big|_{x=0} \rho' - D \frac{\partial N(x, t > t_1)}{\partial x} \Big|_{x=0} \rho = (N_{\gamma/\alpha} \rho' - N_{\alpha/\gamma} \rho) \left(\frac{\partial \xi}{\partial t} + SR \right) \quad (11)$$

式中 D' ——N原子在 γ' -Fe₄N相中的扩散系数;

N' ——N原子在 γ' -Fe₄N相中的浓度;

ρ' —— γ' 相的密度[mol/m³];

$N_{\gamma/\alpha}$ —— α 相和 γ' 相界面处N原子在 γ' 相中的平衡浓度;

$N_{\gamma/\varepsilon}$ —— ε -Fe₂₋₃N相和 γ' 相界面处N原子在 γ' 相中的平衡浓度;

$N_{\alpha/\gamma'}$ ——某一特定温度下N在 α -Fe相中的极限溶

解度;

SR ——溅射速率(mol/(m²·s));

ξ ——化合物层的厚度(mm);

$\partial \xi / \partial t$ ——化合物层厚度随时间变化速率(mm/s)。

由于N原子在渗氮过程中化合物层的厚度很薄,可以认为是极度均匀的,所以可以认为N浓度与距渗件表面的距离符合线性条件^[20],式(11)可以简化为式(12),即

$$D' \frac{N_{\gamma/\varepsilon} - N_{\gamma/\alpha}}{\xi} \Big|_{x=0} \rho' - D \frac{\partial N(x, t > t_1)}{\partial x} \Big|_{x=0} \rho = (N_{\gamma/\alpha} \rho' - N_{\alpha/\gamma} \rho) \left(\frac{\partial \xi}{\partial t} + SR \right) \quad (12)$$

其中,渗氮层形成的边界条件可表示为式

$$N(x=0, t=t_1) = N_{\alpha/\gamma} \quad (13)$$

综上所述,假设不发生N原子浓度在一定时间内达到饱和,即N含量不再发生变化,则三维的齿轮内花键在模拟过程中边界条件可以表示为

$$D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} U_x + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} U_y + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} U_z \right) = \beta (C_f - C_s) \quad (14)$$

式中 U_x 、 U_y 、 U_z ——零件的边界方向;

C ——在三维空间(x 、 y 、 z 方向)上的N原子浓度。

模拟过程中需要确定以下数据:渗氮时间、渗氮保温温度、氮势等参数,以及32Cr3MoVE钢的组成成分和母材的物化性能参数^[21]。根据Fe-N相图和相关的文献资料得到N原子在各相中的扩散系数、溶解度饱和值,以及各种氮化物析出的平衡溶解度等材料的性能参数^[22, 23]。本文选取的各相界面处氮的极限溶解度表达式为

$$N_{\alpha/\gamma} = C_{0\text{exp}} \left(-\frac{Q_1}{RT} \right) \quad (15)$$

式中 C_0 ——12.3质量分数(%);

Q_1 ——34720(J/mol);

R ——理想气体常数,取8.314[J/mol·K];

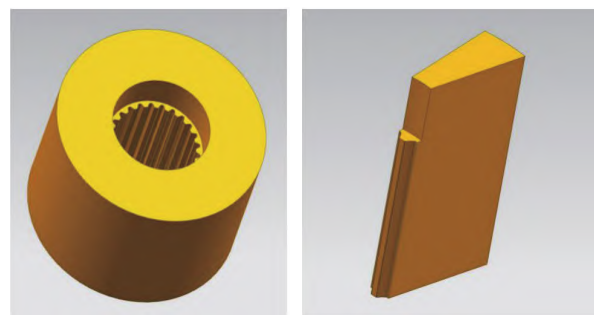
T ——绝对温度(K)。

图上 α 相的最高浓度后,便形成面心立方结构的多相化合物 γ' -Fe₄N。在渗氮过程中,因工件表面受热而使原子运动加剧,稳定性差,且受到N原子的影响,因此渗氮层由表面原子渗透的过程和N原子向内扩散过程同步进行。根据相界面的状态以及质量守恒原理可以得到如下微分方程式,即

3 内花键渗氮仿真分析

3.1 建模

内花键模型使用UG软件建模,模型如图3a所示。然后,将其导入ABAQUS仿真软件中,由于内花键为对称结构,为了减少计算时间,取模型的1/25(见图3b)进行数值模拟计算,渗氮工艺采用DANTE软件嵌入ABAQUS进行仿真分析。将工件切割为几部分为网格划分做准备,其中,为提高计算效率和准确性,对齿轮进行部分截取,即只取其中一个内花键进行后续的模拟。



a) 内花键模型

b) 模型仿真部分

图3 内花键齿轮三维模型

3.2 32Cr3MoVE钢内花键不同保温时间渗氮模拟
从25℃加热到540℃,升温速度为10℃/min。

设置保温10h、15h、20h及25h，氮势设置为3.4%，渗氮完成后空冷。从模拟结果看，整体渗氮层N含量随距表面距离的增加而逐渐递减，且递减速率逐渐减小，到最后趋于平稳，N含量分布如图4所示。由图4可看出，渗氮时间为10h，在距表层距离达到0.9mm时，不再发生变化，渗层有效硬化层深度为0.1375mm左右；渗氮时间为15h，在距表层距离达到0.56mm时，不再发生变化，渗层变化幅度较10h小，渗氮效果好于10h，渗层深度达到0.175mm；渗氮时间为20h，在距表层距离达到0.975mm时，N浓度达到饱和，说明在20h时渗氮层N浓度达到饱和，渗氮效果好于15h，渗氮层厚度为0.2651mm；渗氮时间为25h，在距表层距离达到0.556mm时，N浓度不再发生变化，梯度变化小，渗氮效果略高，渗氮层厚度达到0.32mm。

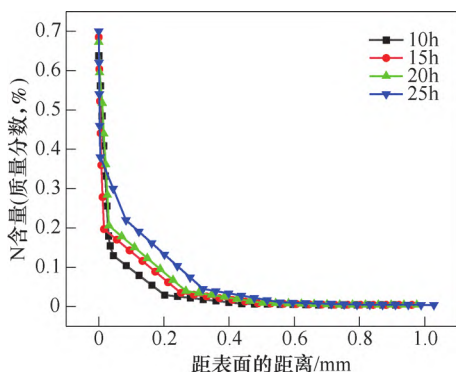


图4 由表面到心部渗氮层N含量分布图（温度540℃）

氮化物分布如图5所示。从图5可看出，32Cr3MoVE钢在不同保温时间，渗氮层氮化物含量与N含量具有大致相同的变化规律，说明氮在试样的渗层中几乎全部以化合物层的形式存在，且随着N含量的变化而变化。当保温时间为10h时，在距离

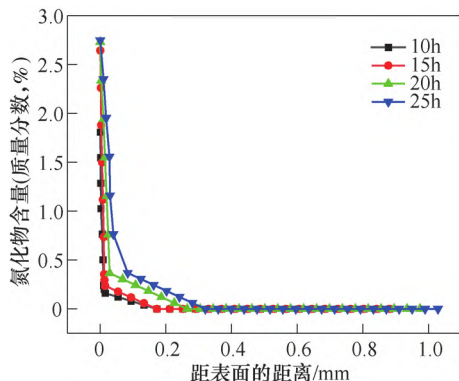


图5 由表面到心部氮化物分布

渗层表面0.1375mm左右达到最小值。当保温时间为15h时，在距离渗层表面0.175mm处达到最小值，与10h相比，渗氮层厚度变厚，说明随着渗氮处理时间的增加，渗层厚度增加，渗氮效果提高。当保温时间为20h时，在距离渗层表面0.175mm处达到最小值，与10h相比，渗氮层厚度变厚，说明随着渗氮处理时间的增加渗层厚度增加，渗氮效果提高。当保温时间为25h时，渗氮层氮化物含量与N含量的变化规律也大致相同。

渗氮层硬度分布如图6所示。由图6可知，当渗氮保温时间为10h时，32Cr3MoVE钢试样的渗氮层硬度也具有随距离试样表面渗氮层距离的增大而逐渐降低的规律，但其与N含量及氮化物含量的规律略有不同，其变化梯度为先减小后增大，最后趋于定值。心部硬度达到304.3HV，表面硬度达到986.9HV。当渗氮保温时间为15h时，其在距表面0.01~0.2mm处渗氮层硬度大于保温10h时的硬度，其余区间变化不大，渗氮层总体硬度强于10h时的硬度，这表明随着渗氮时间的增加，试样渗氮效果增强，心部硬度达到306.7HV，表层硬度达到1046.4HV。当保温20h时，可看出与15h相比，在距表面距离0~0.265mm时，渗氮层硬度略高于保温15h时的硬度，这表明保温时间为20h的渗氮效果好于渗氮时间为15h的效果，表面硬度达到1104.8HV，心部硬度达到319.9HV。当渗氮保温时间为25h，其表面硬度达到1152.7HV，渗氮效果比保温20h时的表面硬度略有提升，故渗氮效果与渗氮时间呈正相关。

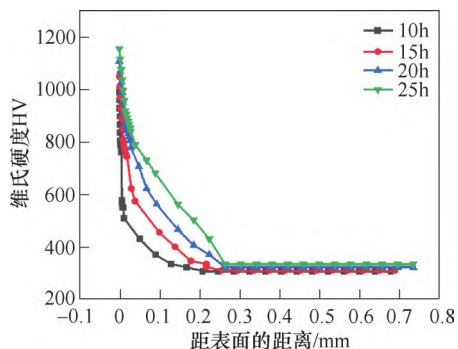


图6 沿路径的硬度分布

由DANTE软件模拟结果可以得出结论：在540℃，氮势3.4%，保温时间由10h开始增加梯度为5h递增时，可以看出渗氮层的N含量、氮化物含

量、渗氮层硬度都随着选取路径的变化,即距离试样表面距离的增加不断降低,变化率也逐渐递减至某一点时达到饱和。随着保温时间的不断延长,渗氮层的N原子含量逐渐增加,增加的速率趋于平稳,但是在保温时间 $>20\text{h}$ 的某一时间段内,渗氮层的N原子含量不再发生变化,结果表明工件的渗氮效果具有饱和点,对渗氮层氮化物的分布可以得出相似的结论。

综上所述,可以看出保温为 25h 时,渗氮层相同位置的N含量、氮化物含量和硬度最高,这说明在此初始条件下,渗氮层氮含量、氮化物含量和硬度随保温时间的增加而增加。这说明在此初始条件下,渗氮层硬度随保温时间的增加而增加,且渗氮保温时间对 $32\text{Cr}3\text{MoVE}$ 钢内花键的渗氮效果影响较大。

以上结果可以用以下理论进行解释:①N原子在不断从试样表面扩散到试样内部的过程中,其浓度梯度逐渐减小。②浓度梯度越大越有利于扩散,在渗氮过程中,试样内部的N原子浓度会逐渐趋近于一种动态平衡。③试样表面形成铁氮化合物,这种多相层会阻止N原子的进一步渗透。

3.3 $32\text{Cr}3\text{MoVE}$ 钢内花键不同渗氮温度模拟

在室温 25°C 时,保温时间设置 15h ,升温速度 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 。设置温度梯度分别为 520°C 、 540°C 、 560°C 及 580°C ,氮势为 3.4% ,渗氮完成后空冷。模拟渗氮层组织的变化,所得的模拟结果如图7所示。

由图7a可看出,渗氮温度对渗氮层N含量影响较小, 560°C 和 580°C 渗氮层中N含量相同,但都大于 540°C 时的N含量。由图7b可看出,渗氮温度对渗氮层氮化物含量的影响同样较小,渗氮效果与上述结论基本相同,由此可得到,渗氮温度与渗层氮化物含量呈正相关。由图7c可看出,随着渗氮温度不断增加,渗氮层的硬度逐渐增加,但增加的速率趋于平稳,即渗氮层的氮浓度随渗氮保温时间的增加不断提高,但提高的速率逐渐降低,甚至在某一时间段内渗氮层的N原子含量不再发生变化。以上结果表明,工件的渗氮效果具有饱和点。对渗氮层氮化物的分布可以得出相似的结论,随着渗氮温度的增加渗氮层氮化物含量沿路径的分布,随距表面距离的增加,氮化物含量不断降低,N原子在试样某一厚度处几乎不再进行扩散。

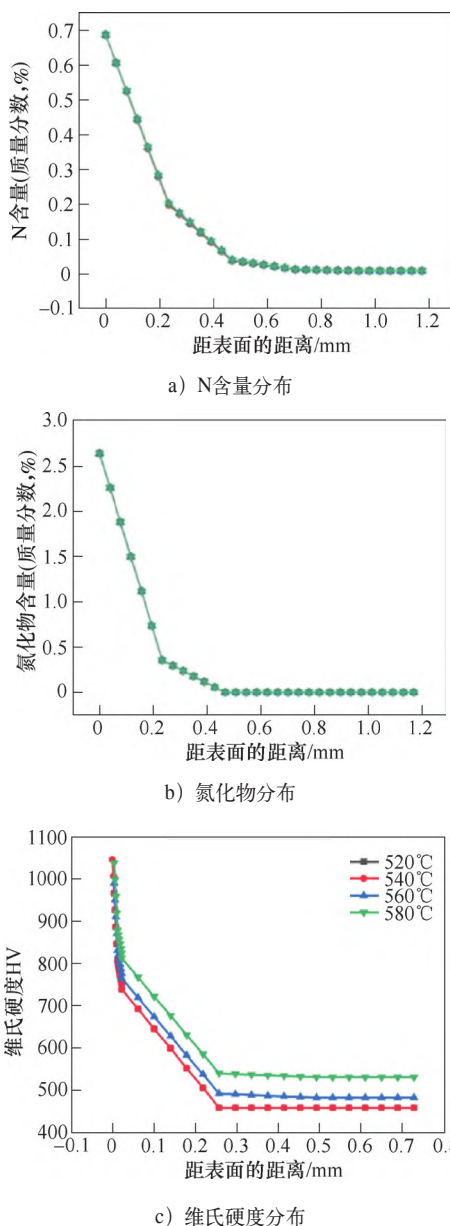


图7 不同渗氮温度模拟结果

4 结论

1) 渗氮时间、渗氮温度的增加与 $32\text{Cr}3\text{MoVE}$ 钢齿轮内花键渗氮效果呈正相关,但变化率呈抛物线趋势,这是因其受材料扩散系数、动态平衡浓度、化学饱和度和试样微观结构等因素的影响。

2) 渗氮层成分主要为氮化索氏体,并存在少量细小氮化物。渗层厚度达 0.25mm 左右,表面及近表面硬度达 979.4HV 以上。

5 结束语

通过对渗氮时间和渗氮温度模拟结果分析,可

以看出保温时间对32Cr3MoVE钢齿轮内花键渗氮效果影响较大,而渗氮温度对32Cr3MoVE钢齿轮内花键渗氮效果影响较小。本文所得的较为合适的工艺参数为渗氮时间25h、渗氮温度540℃。

参考文献:

- [1] 杨晓娟,张玉爽,杨旭. 38CrMoAlA钢深渗层渗氮工艺研究[J]. 装备制造技术, 2024 (10) : 169-173.
- [2] 王铮,王大宏,张金卓,等. 1Cr11Ni2W2MoV不锈钢气体渗氮工艺研究[J]. 金属加工(热加工), 2024 (6) : 23-28.
- [3] 李聪,莫帆,肖辉,等. 钛合金的渗氮工艺及机理研究进展[J]. 表面技术, 2024, 53 (19) : 14-26.
- [4] 张海巍,马晓峰,马宁,等. 25Cr3MoA钢齿轮的三段法渗氮工艺[J]. 金属热处理, 2023, 48 (6) : 118-121.
- [5] 阎承沛. 计算机技术在我国热处理工业领域的应用和发展[J]. 金属热处理, 2000 (10) : 26-29.
- [6] 姚新,顾剑锋,李勇军,等. 支撑方式对曲轴渗氮过程畸变影响的有限元分析[J]. 上海交通大学学报, 2003 (2) : 194-197.
- [7] 中国机械工程学会热处理学会. 热处理手册[M]. 北京:机械工业出版社, 2008.
- [8] 唐殿福,卯石刚. 钢的化学热处理[M]. 沈阳:辽宁科学技术出版社, 2009.
- [9] 王会斌,邱荣春,陈葵,等. 32Cr3MoVE钢的气体渗氮工艺[J]. 金属热处理, 2021, 46 (9) : 153-158.
- [10] 管晨冉,杨卯生,高鹏. 32Cr3MoVE轴承钢旋弯疲劳特性及裂纹萌生扩展行为[J]. 钢铁研究学报, 2020, 32 (10) : 916-924.
- [11] 江志华,李志明,佟小军,等. 深氮化硬化32Cr3MoVE钢组织性能研究[J]. 航空材料学报, 2010, 30 (2) : 30-34.
- [12] 航空制造工程手册总编委会. 航空制造工程手册[M]. 北京:航空工业出版社, 2010.
- [13] 许星光,赵杰,宋岱才. 铁氮化合物Ising模型的相变研究[J]. 科学技术与工程, 2010, 10 (12) : 2825-2828.
- [14] 钟厉,周上祺,韩西,等. 快速离子氮化渗氮层相组成和微观组织形貌研究[J]. 宇航材料工艺, 2003 (1) : 53-58.
- [15] 常连霞,张建振,夏广明,等. 表面渗氮金相组织机理研究[J]. 汽车工艺与材料, 2020 (11) :

54-58.

- [16] 中国航空工业总公司. 航空结构钢热处理工艺: HB/Z 136—2000[S]. 北京:中国标准出版社, 2000.
- [17] GALDIKAS A, MOSKALIOVIENE T. The anisotropic stress-induced diffusion and trapping of nitrogen in austenitic stainless steel during nitriding[J]. Metals, 2020, 10 (10) : 1319.
- [18] BERGELT T, LANDGRAF P, GRUND T, et al. Modelling of layer development and nitrogen distribution on different microstructures during plasma nitriding[J]. Surface and Coatings Technology, 2022, 447 (15) : 128813.
- [19] 常旭,石伟. 基于MATLAB的渗氮扩散数值模拟程序[J]. 热处理技术与装备, 2015, 36 (5) : 9-15.
- [20] 窦靖杰,陈广,王均. 盐浴氮化+氧化和QPQ处理对H13模具钢抗铝液腐蚀性能的影响[J]. 热加工工艺, 2023, 52 (6) : 88-91, 97.
- [21] WANG L, JI S, SUN J. Effect of nitriding time on the nitrided layer of AISI 304 austenitic stainless steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200 (16-17) : 5067-5070.
- [22] LIU L, WANG G, XIAO Y, et al. Molecular dynamics simulation of Cr-N clusters formation in high nitrogen austenitic stainless steel[J]. Scripta Materialia, 2023, 227: 115309.
- [23] 侯蹬云,张婧,辛文彬,等. Mo对Nb-V-N微合金钢复合碳氮化物析出行为的影响[J]. 钢铁, 2024, 59 (8) : 104-116.

(收稿日期: 20250313)

(上接第88页)

- (5) : 858-863.
- [2] 王晓英. 齿轮钢20CrMnTi非金属夹杂物的控制研究[D]. 沈阳:东北大学, 2018.
- [3] 范俊锴. 大型锻件白点萌生机理及预控研究[D]. 秦皇岛:燕山大学, 2013.
- [4] 江莲桂子. 微量元素对铬钼钢性能影响及热处理工艺研究[D]. 淮南:安徽理工大学, 2019.
- [5] 吕铁铮. 碳氮共渗初探[J]. 机电信息, 2021 (8) : 61-62.

(收稿日期: 20250326)