第 48 卷第 9 期
2020 年 9 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 48，No. 9
September，2020

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20190797

钙长石涂层预应力增强建陶瓷砖

谈 翔[1]，李月明[1,2]，包亦望[1,3]，万德田[1,3]，孙 熠[1]，潘国翔[1]，濮秦蘅[1]

(1. 景德镇陶瓷大学材料科学与工程学院，江西 景德镇 333403；2. 中国轻工业功能陶瓷材料重点实验室，江西 景德镇 333403；
3. 中国建筑材料科学研究总院，北京 100024)

摘 要：采用方解石、石英、氧化铝原料制备钙长石涂层，通过调控涂层的组成对坯体产生压应力来提高陶瓷弯曲强度。研究了料浆黏结剂种类、涂层中的 Al_2O_3 含量、弹性模量、涂层与基体的截面比等因素对涂层制备及陶瓷弯曲强度的影响。结果表明：当涂层配方中 Al_2O_3 含量为 17.5%(质量分数)、1% PVA 作为黏结剂、烧结工艺为 1 200 ℃保温 0.5 h 时，可获得厚度约 80 μm 的钙长石涂层，制得的陶瓷样品硬度为 630 kg/mm^2，弯曲强度从(62±3) MPa 提升至(107±4) MPa，提升幅度为 72.6%。

关键词：建筑瓷砖；预应力；钙长石；弯曲强度；涂层
中图分类号：TB301　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2020)09–1360–07
网络出版时间：2020–07–13

Pre-stressed Enhancement of Anorthite Coating on Porcelain Tiles

TAN Xiang[1], *LI Yueming*[1,2], *BAO Yiwang*[1,3], *WAN Detian*[1,3], *SUN Yi*[1], *PAN Guoxiang*[1], *PU Qinheng*[1]

(1. School of Materials Science and Engineering，Jingdezhen Ceramic Institute, Jingdezhen 333403, Jiangxi, China;
2. China National Light Industry Key Laboratory of Functional Ceramic Materials; Jingdezhen 333403, Jiangxi, China;
3. China Building Materials Academy, Beijing 100024, China)

Abstract: Calcite, quartz and Al_2O_3 were used as raw materials to prepared anorthite coating, and improving the flexural strength of porcelain tiles *via* residual surface compressive stress provided by regulating the composition of the coating. The effect of binders, Al_2O_3 content, modulus of elasticity of coating and the ratio of cross section between coating and substrate were studied on the preparation of coating and improving of flexural strength. The results are as follows: when the Al_2O_3 content a is 17.5%, 1% PVA is used as binder and the sintering process is kept at 1 200 ℃ for 0.5 h, an anorthite coating with a thickness of about 80 μm can be obtained. The hardness of the samples is 630 kg/mm^2 and the flexural strength increased by 72.6%, from (62±3) to (107±4) MPa.

Keywords: porcelain tiles; pre-stress; anorthite; flexural strength; coating

厚度的减薄是建筑陶瓷的一个重要技术创新，其优点是可以降低每单位表面积的生产成本以及包装和运输成本[1]。然而，陶瓷在减薄以后，坯体的机械强度会大幅衰减从而导致产品的开裂及变形，因此，提升陶瓷的机械强度成为薄型建筑陶瓷制造的关键技术难题。目前，提高陶瓷强度的方法主要有：消除缺陷[2–3]、细化晶粒[4–5]、提高瓷坯的烧结致密度[6]、引入增强相[7–11]等方式。这些方法能在一定程度上提高陶瓷的弯曲强度，但存在提升幅度有限、成本过高、无法大规模生产等问题。预应力增强是指预先在材料或构件中引入压应力以抵消外加的拉应力载荷，从而增加了基体受张力而开裂的应变量，提高材料断裂强度、可靠性及耐久性。预应力增强技术于 1866 年提出[12]，目前在很多领域都有广泛的研究，但预应力强化应用在不同领域时，产生预应力的方式也不同。混凝土通过内部被拉伸的钢筋在其内部形成压应力，可大幅提升强度[13–14]；钢化玻璃通过热韧化处理或离子交换强化可以在玻璃表面产生预应力层，大幅度提高玻璃的强度和硬度[15–17]；结构陶瓷通过预紧装配手段为陶瓷基体提

收稿日期：2019–12–09。　修改日期：2020–01–06。
基金项目：江西省教育厅科技项目(GJJ190690，GJJ190698)资助。
第一作者：谈 翔(1994—)，男，硕士研究生。
通信作者：李月明(1965—)，男，博士，教授。

Received date: 2019–12–09.　Revised date: 2020–01–06.
First author: TAN Xiang (1994–), male, Master candidate
E-mail: tx_shawn@163.com
Communications author: LI Yueming (1965–), male, Ph. D., Professor.
E-mail: lym6329@163.com

供预应力，可将其抗冲击损伤的临界载荷提高 15 倍[18]；牙科陶瓷通过离子交换强化，可将其断裂韧性提高 156%，同时大幅提高其硬度[19]。在建筑陶瓷领域，近年来不断有学者对预应力陶瓷进行研究[20–23]，通过模拟预应力混凝土、物理钢化玻璃、离子交换强化等方式来制备预应力建筑陶瓷。如模拟预应力混凝土在陶瓷中填入钢筋但无法实现高温烧结[20]，缺乏实用性；采用物理钢化法通过二次高温使陶瓷熔融后快速冷却，可在一定程度上提升强度[21]，但能耗较大且伴随着抗热震损失；化学钢化法通过离子交换从而提升强度[22]，其提升幅度有限且仅适用于玻璃相含量较高的陶瓷。

通过在建筑瓷砖表面制备热膨胀系数更小的钙长石涂层，利用二者的热膨胀系数与弹性模量差，在陶瓷表面引入适当的残余压应力，以提升建筑陶瓷砖的弯曲强度。研究了黏结剂种类、Al_2O_3 含量、弹性模量以及涂层与基体的截面比等因素对建陶瓷砖弯曲强度的影响，并计算了在不同弹性模量比、热膨胀系数比以及截面比的条件下产生的残余应力。

1　实验

1.1　样品制备

采用某瓷砖厂喷雾造粒粉为坯体原料，将粉料压制成 40 mm×10 mm×6 mm 的生坯，并于 550 ℃素烧 0.5 h 得到素坯(基体)。涂层的所有原料均为工业级，其组成为 34.8%方解石，47.7%石英以及 12.5%~22.5% Al_2O_3(1000 目)微粉，以料:球:水质量比为 1:2:1 的比例加入球磨子与水，加入 1%的不同种类的黏结剂，再滴加 0.1%的磷酸三丁酯作为除泡剂，使用行星式球磨机以 400 r/min 的速率球磨 3 h 得到涂层浆料，然后通过改变涂层浆料浓度，使用真空喷釉泵将涂层浆料均匀喷覆在基体的 6 个表面上，制备不同厚度的涂层，获得截面比不同的基样。最后将基样置于电炉中在不同的烧成制度下进行烧结，得到复合体样品。

1.2　样品表征

用 WDW–20 型万能试验机及其自带的数据处理软件测试基体与复合体的弯曲强度、弹性模量。用 DIL 402C 型热膨胀仪分析坯体与裹覆涂层后复合体的热膨胀系数。用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪检测涂层的物相组成，测试条件：Cu 靶，K_α 辐射，波长 0.154 nm，扫描范围 10°–70°，步长 0.02°。用 STA449C 型差热热重分析确定涂层的烧结温度。通过显微硬度仪(HXD–1000TM/LCD)观察样品断面的硬度变化。利用场发射扫描电镜(日立高新技术公司，SU8010 型)观察样品表面、断面形貌与涂层厚度等。采用国家标准 GB T 3299–2011 测试样品的烧结后的吸水率[24]，判断涂层的烧结程度。涂层的弹性模量、热膨胀系数及残余应力通过以下公式计算[25]：

$$E_c = \frac{-A+\sqrt{A^2+C}}{2R^3}\cdot E_s \tag{1}$$

其中：E_c 为涂层的弹性模量；E_s 为基体的弹性模量；R 为基体与涂层的厚度比；$A=4R^2+6R+4-F$；$C=4R^2\cdot(F-1)$；$F=(1+3R)^3\cdot(E_q/E_s)$。

$$\alpha_c = \alpha_q - \frac{E_sS_s}{E_cS_c}(\alpha_s-\alpha_q) \tag{2}$$

其中：α_c 为涂层的热膨胀系数；α_q 为复合体的热膨胀系数；α_s 为基体热膨胀系数；S_s/S_c 为基体与涂层的截面积比。

$$\sigma_c = \left(\frac{S_s}{S_c}\right)\cdot\left\{1-\left[\frac{E_sS_s}{E_cS_c}+\frac{\alpha_c}{\alpha_s}\right]/\left[1+\frac{E_sS_s}{E_cS_c}\right]\right\}\sigma_t \tag{3}$$

其中：σ_t 为残余应力；$\sigma_t=E_s\cdot\alpha_s\cdot\Delta T$，$\Delta T$ 为温度差(200℃)。

2　结果与讨论

2.1　涂层物料的热分析

对球磨并烘干后的涂层粉料进行差热热重分析，结果如图 1 所示。由图 1 可以看出，在热重曲线中：240 ℃之前存在 1.13%的质量降低，主要是由吸附水的排出引起的；PVA 及磷酸三丁酯的分解温度均在 400 ℃左右，故 200~500 ℃存在 1.02%的质量降低，主要是由 PVA 及磷酸三丁酯的分解引起的；而 500~800 ℃出现的 8.97%的质量降低是方解石分解溢出 CO_2 造成的。在差热曲线中：98.6 ℃附近的吸热谷应为吸附水的排出；421.1 ℃存在的放热峰应对应着 PVA 及磷酸三丁酯的燃烧分解放热；574.5 ℃的吸热峰应为石英的晶型转变(α–石英向 β-石英转变)；772.9 ℃的吸热峰应为方解石吸热分解；1 182.8 ℃左右的吸热谷是液相产生导致的，而后的 1 182.8~1 199.9 ℃放热曲线对应着钙长石晶体的析出。对涂层进行 XRD 测试结果(图 2)可以发现，1 150 ℃制得的涂层中未能观察到钙长石衍射峰，而在 1 200 ℃开始有钙长石衍射峰出现，说明在钙长石晶体在 1 182.8~1 200 ℃的放热峰区间形成，涂层的烧结温度低于建筑瓷砖 1 200 ℃的烧成温度，故后续实验均采用烧结温度 1 200 ℃，保温 0.5 h。

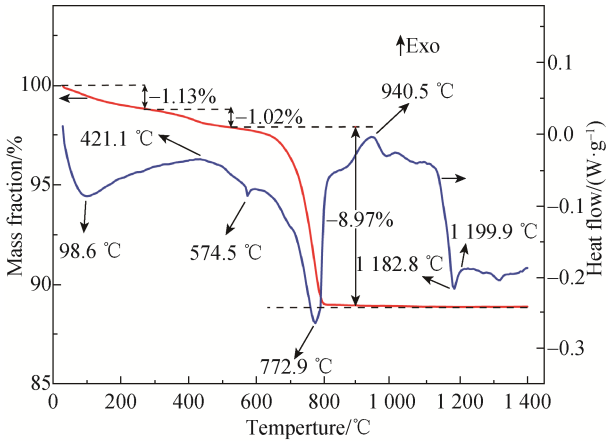


图 1 涂层的差热热重分析曲线

Fig. 1 DTA/TG curves of coatings

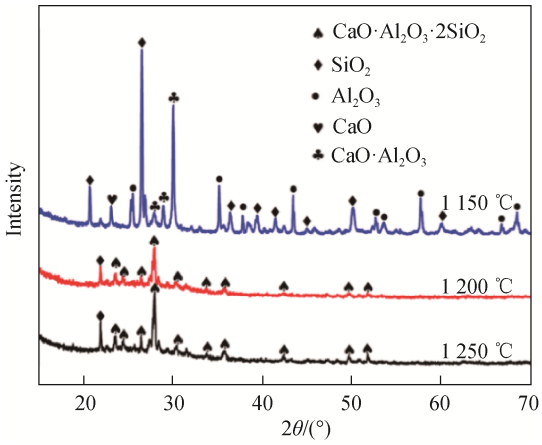


图 2 不同温度下涂层样品的 XRD 谱

Fig. 2 XRD patterns of coatings in different temperatures

分别使用了 PVA、PVB 和水玻璃为黏结剂制备涂层，同时与不使用黏结剂的样品进行对比，使用各黏结剂的样品经烧结后，均未产生明显变形，这是因为基体六面均裹覆了涂层浆料，在产生应力的过程中，6 个面产生的应力会相互抵消，从而保证陶瓷不会发生变形。对各样品进行了弯曲强度测试，结果如图 3 所示。以水为球磨介质，不加入黏结剂时，涂层在坯体表面成液滴状缩聚，未能完全包覆基体，因而无法产生预应力，样品强度小幅下降。当使用水玻璃为黏结剂时，制得样品的涂层出现了大量裂纹，这是因为水玻璃的加入使得涂层的热膨胀系数过大，此时涂层对基体产生的是拉应力而非压应力，从而大大降低了样品强度。当黏结剂为 PVA 及 PVB 时，制得的样品被涂层完全均匀裹覆，此时涂层对坯体提供的是压应力，从而使样品强度较大幅度提升，其中使用 PVA 为黏结剂的样品强度达到最高的照片；图 4c、图 4d 为断面形貌 SEM 照片。从表面(图 4b)和断面(图 4d)的微观形貌照片中均可以看出涂层由大量片状钙长石晶体及少量玻璃相组成，内部结构较为致密。同时由图 4c 可以看出，涂层与基体结合紧密，厚度约为 80 μm。

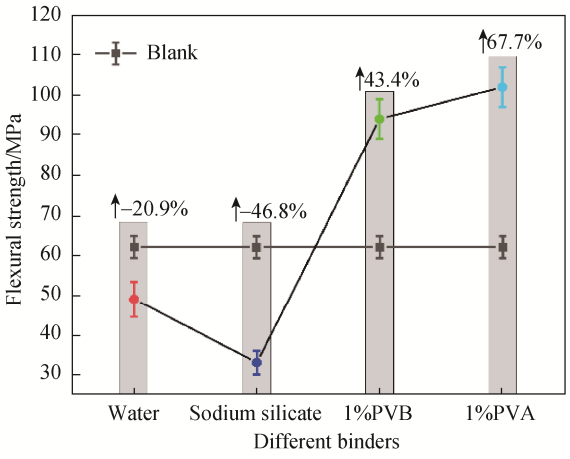


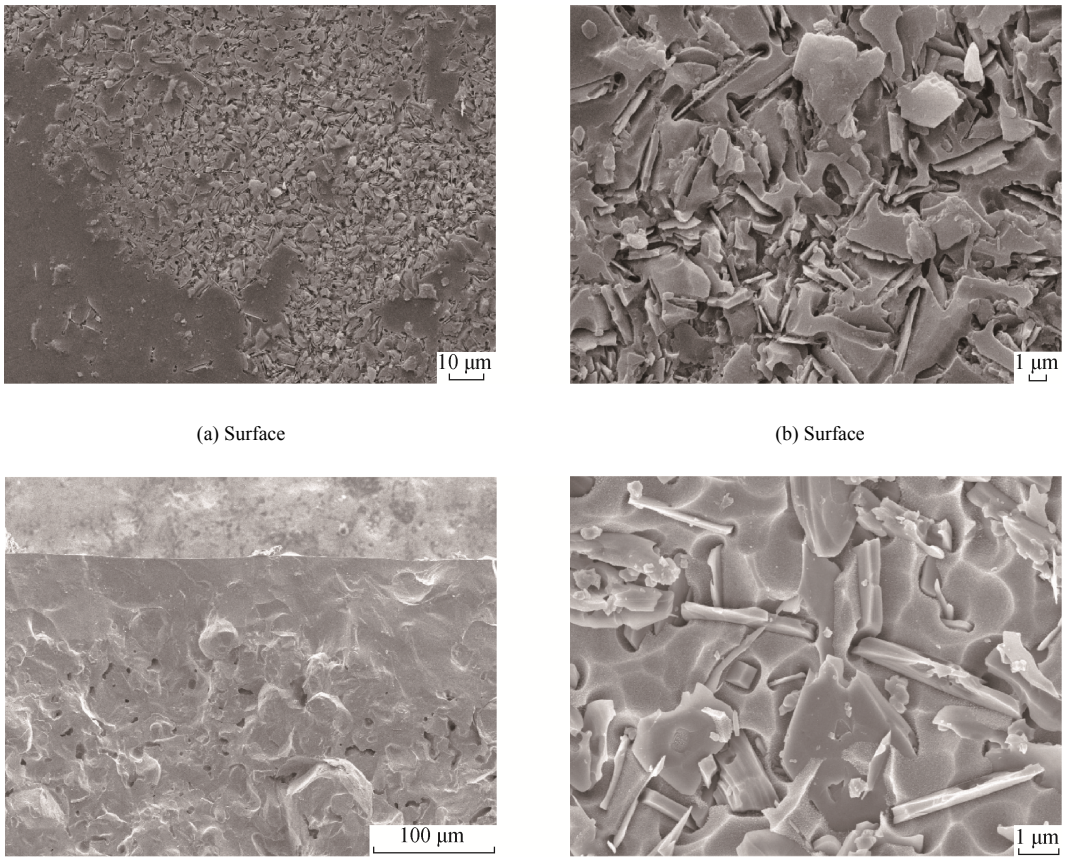
图 3 不同黏结剂样品的强度

Fig. 3 Flexural strength of samples with different binders

2.2 Al_2O_3 含量对陶瓷弯曲强度及残余应力的影响

通过在涂层中加入不同含量的 Al_2O_3(12.5%，15.0%，17.5%，20.0%，22.5%)，可以改变涂层弹性模量与热膨胀系数。基体与复合体的弹性模量与热膨胀系数测试结果如表 1 所示，并根据式(1)~式(3)计算了涂层的弹性模量、热膨胀系数以及残余应力。从表 1 可以看出，随着 Al_2O_3 含量的升高，涂层的弹性模量呈现先升高后降低的趋势，热膨胀系数则逐渐升高，且弹性模量变化较大，热膨胀系数变化较小。这是因为 Al_2O_3 的弹性模量在 345 GPa 以上[26]，远远大于涂层的弹性模量，而其热膨胀系数约为 7.5×10^{-6}/℃，与涂层的热膨胀系数较为接近。所以 Al_2O_3 含量的增加对热膨胀系数的影响较小，对涂层弹性模量影响较大，会使弹性模量大幅提高。同时根据图 5 的 XRD 谱可见，涂层中的钙长石衍射峰随着 Al_2O_3 的升高逐渐降低，以及图 7 的吸水率测试显示样品的烧结后的吸水率随着 Al_2O_3 含量的升高而升高，可以得出 Al_2O_3 含量的增加会降低涂层的烧结程度，导致弹性模量降低。故弹性模量是被两种因素共同影响的，当 Al_2O_3 含量小于 17.5%时，涂层能够保持较好的烧结程度，弹性模量随着 Al_2O_3 含量的增加而升高；而进一步增加 Al_2O_3 含量，会使得烧结程度降低，弹性模量随着 Al_2O_3 含量的增加而下降，当样品 Al_2O_3 含量为 17.5%时，涂层具备较好的烧结程度，且 Al_2O_3 含量相对较高，此时的弹性模量达到最大。同时从表 1 可以看出，随着 Al_2O_3 含量的增加，残余应力

(即基体所受压缩预应力)的变化也呈现先增大后减小的趋势，由式(3)可知，残余应力的大小与涂层的弹性模量成正比，与涂层的热膨胀系数成反比，但由于 Al_2O_3 含量变化主要引起的是涂层弹性模量的改变，所以残余应力与弹性模量的变化趋势相同。不同 Al_2O_3 含量的样品弯曲强度变化如图 6 所示，随着 Al_2O_3 含量的增加，弯曲强度呈现先增后降的趋势，与残余应力变化趋势相同，在 Al_2O_3 含量为 17.5%时，弯曲强度达到最大值(107±4) MPa，较未裹覆涂层样品(62±3) MPa 提高了 45 MPa，这与计算得到的残余应力值(49.7) MPa 相比略低。理论上样品强度的提升值应与理论残余应力相同[25]，但本研究实际获得的增加值略小于理论值，主要原因一是因为样品中含有一定的玻璃相，而玻璃相在相对缓慢的冷却速度时会出现一定的应力松弛，使得内应力下降[27]，从而导致实际强度提升值小于理论计算值；二是通过 SEM 观测涂层厚度时得到的是局部的涂层厚度，故导致 S_s/S_c 数值可能存在一定偏差，也会在一定程度上影响计算的残余应力值。但通过对比可知，残余应力值与样品强度的变化趋势基本一致，说明残余应力的计算对涂层强度的提升具有重要意义。



(a) Surface　(b) Surface

(c) Across-section　(d) Across-section

图 4　以 PVA 为黏结剂样品的 SEM 照片

Fig. 4　SEM photos of sample with PVA as binder

表 1　Al_2O_3 含量弹性模量、热膨胀系数及预应力相互关系

Table 1　Relationship between elastic modulus, coefficient of thermal expansion and pre-stress of Al_2O_3 content

$w(Al_2O_3)$/%	S_s/S_c	E_s/GPa	E_q/GPa	E_c/GPa	$\alpha_s\times10^{-6}$/℃	$\alpha_q\times10^{-6}$/℃	$\alpha_c\times10^{-6}$/℃	σ_c/MPa
12.5	30.62	22.01	24.34	81.68	7.668	7.476	5.897	25.81
15.0	30.62	22.01	26.15	131.07	7.668	7.411	6.089	32.17
17.5	30.62	22.01	28.88	211.80	7.668	7.261	6.118	49.70
20.0	30.62	22.01	27.92	182.38	7.668	7.349	6.171	42.97
22.5	30.62	22.01	24.88	96.11	7.668	7.492	6.253	23.80

w—Mass fraction.

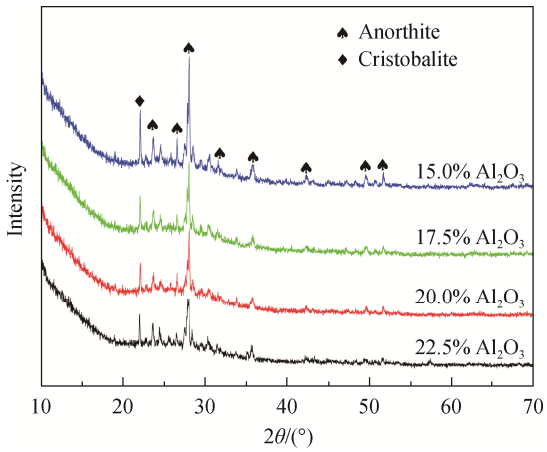


图 5 不同 Al_2O_3 含量涂层的 XRD 谱

Fig. 5 XRD patterns of coatings with different content of Al_2O_3

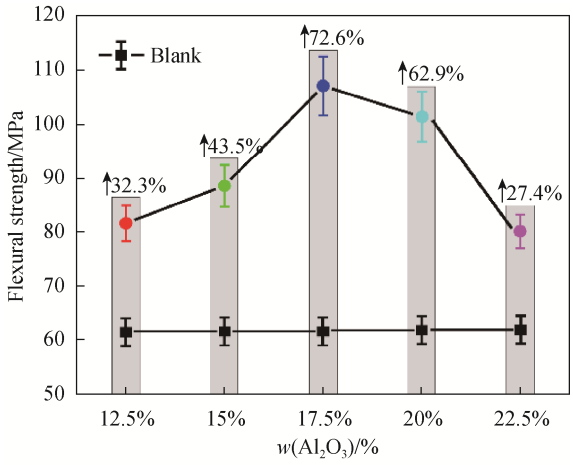


图 6 不同 Al_2O_3 含量样品的强度

Fig. 6 Flexural strength of samples with different contents of Al_2O_3

2.3 截面比对弯曲强度的影响

由式(3)可知，基体与涂层的截面比(S_s/S_c)是影响涂层压应力的另一重要因素。故将 Al_2O_3 含量控制为 17.5%，并在相同尺寸的素坯上喷涂不同浓度的涂层浆料，制备不同厚度的涂层，得到了 S_s/S_c 分别为 9.53、12.89、30.62、44.51、70.12 的样品，并计算了 S_s/S_c 不同时样品的残余应力以及弯曲强度，结果分别如表 2 及图 8 所示。残余应力与弯曲强度都随着 S_s/S_c 的增大而增大，当 E_s/E_c=2.2/21.108，S_s/S_c 为 70.12 时可获得残余应力为 57.76 MPa 的预应力陶瓷样品。同时可以观察到，当 S_s/S_c<30.62 时，样品强度提升较快，而当 S_s/S_c>30.62 后，样品的弯曲强度虽然依然升高，但提升幅度很小，整体趋于稳定。计算了表 1 中不同的 E_s/E_c 值及表 2 中的不同的 S_s/S_c 与参与应力值的理论关系，结果如图 9 所示。从图 9 可以观察到，残余应力随着 S_s/S_c 的增大而增大，但当 S_s/S_c 达到某一临界点时，残余应力的上升趋于平缓。且基体与涂层的弹性模量比(E_S/E_c)越小时，S_s/S_c 临界点的值越大。说明想要获得更高的残余应力以制得高强度的预应力陶瓷，理论上应尽可能增大基体与涂层的截面比。

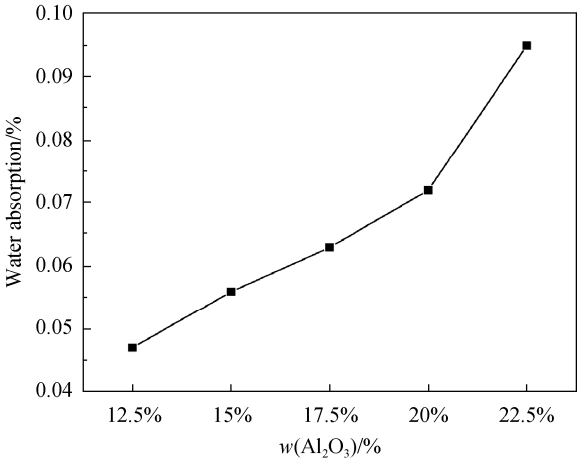


图 7 不同 Al_2O_3 含量样品的吸水率

Fig. 7 Water absorption of samples with different Al_2O_3 content

表 2 截面比与残余应力相互关系

Table 2 Relationship between the ratio of cross section and residual stress

S_s/S_c	9.53	12.89	30.62	44.51	70.12
σ_c/MPa	32.67	37.60	49.70	53.98	32.67

S_s/S_c is ration of cross section between coating and substrate; E_s is 22.01; E_c is 211.80; α_s is 7.668; α_c is 6.118.

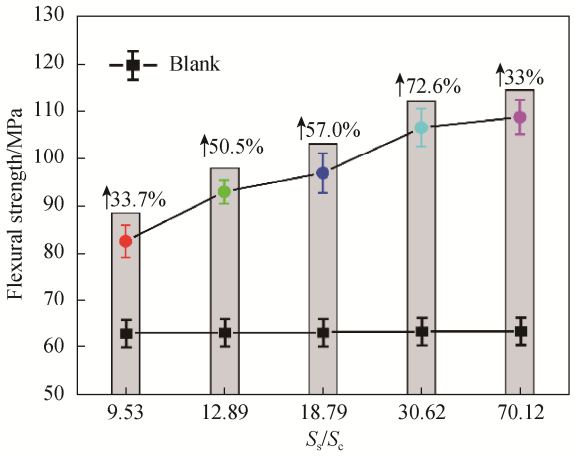


图 8 截面比对样品强度的影响

Fig. 8 Effect of flexural strength with different S_s/S_c ratios

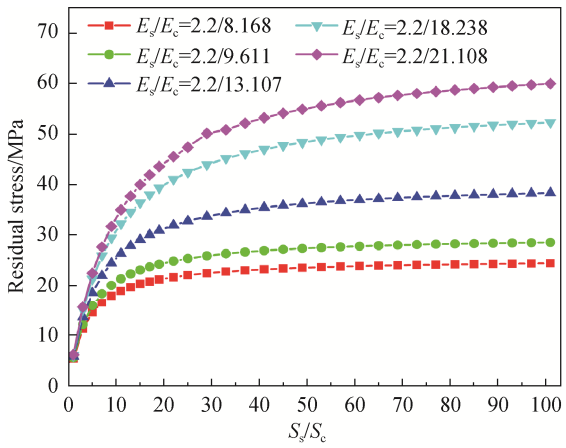
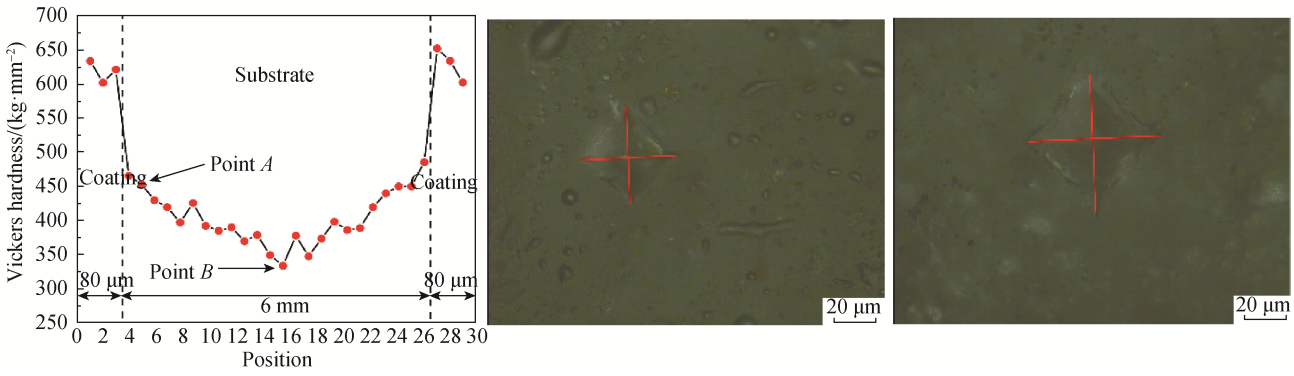


图 9　不同弹性模量比及截面比与残余应力理论关系曲线

Fig. 9　Theoretical relationship with different E_S/E_c and S_s/S_c of residual stress

2.4　涂层与基体的硬度测试

对样品的断面进行抛光处理后，在断面的不同区域进行显微硬度测试，结果如图 10a 所示，图中每个值为距表面相同距离测试 5 次的平均值。可以发现，涂层区域的硬度明显高于内部坯体，约为 630 kg/mm^2。而内部坯体的硬度随着与表层距离的增加，硬度不断降低，由 450 kg/mm^2 左右降至约 350 kg/mm^2。由图 10b 及图 10c 可见，基体中靠近涂层位置的测试点(点 *A*)较基体中心的测试点(点 *B*)压痕更小。原因如下：首先是涂层的主要成分为钙长石晶体，而基体由晶相、气孔相、以及玻璃相组成，且玻璃相及气孔相含量较涂层更高，因而涂层的硬度值大于基体，而在涂层在烧结过程中，涂层与基体结合处会发生反应形成结合层，而结合层组成介于涂层与基体之间，因而其硬度值也介于涂层与基体之间；其次是基体烧结过程当中，表层位置较内部受到的热辐射更多，从而有利于液相形成，且表层位置更易于涂层与基体中的气泡的排出，使得表层部分较内部更为致密。而致密度的提升能够阻碍测试过程中压痕的扩张，从而使得靠近表面的位置测得的硬度值更高。



(a) Value of microhardness　　(b) Point *A*　　(c) Point *B*

图 10　显微硬度分布图

Fig. 10　Microhardness distribution image

3　结论

1)通过在建陶瓷砖表面制备预应力涂层，在陶瓷表面形成残余压应力，大幅提高了陶瓷的强度。基体在裹覆涂层后弯曲强度提高了 45 MPa，与计算得到的残余应力值 49.7 MPa 相近，说明残余应力的理论值计算对涂层的设计有重要意义。

2) 通过控制 Al_2O_3 含量可调节基体与涂层的弹性模量比 E_s/E_c，通过控制涂层的厚度可调节基体与涂层的截面比 S_s/S_c。当减小 E_s/E_c，增加 S_s/S_c 均可提高残余应力值，但 S_s/S_c 达到某一临界点时，残余应力的上升趋于平缓，同时 S_s/S_c 的临界点随着 E_s/E_c 减小而增大。

3) 使用 PVA 为黏结剂时可使涂层均匀完整地包裹基体，钙长石涂层经 1 200 ℃保温 0.5 h 后制得，涂层内部结构较为致密，由片状钙长石晶体及少量玻璃相组成，厚度约 80 μm，硬度为 630 kg/mm^2，且与基体结合紧密。

参考文献:

[1] SILVA A L D, BERNARDIN A M, HOTZA D. Forming of thin porcelain tiles: a comparison between tape casting and dry pressing[J]. Ceram Int, 2014, 40(2): 3761–3767.

[2] MESSING G L, STEVENSON A J. Toward pore–free ceramics[J]. Science, 2008, 322(5900): 383–384.

[3] KISHI Y, OGURA K, KAMATA K, et al. High strength, electrically conductive pore-free TiO_2 ceramics made by hot isostatic pressing[J]. J Mater Res, 1997, 12(4): 1056–1061.

[4] NIIHARA K. New design concept of structural ceramics: ceramic nanocomposites: composities[J]. J Ceram Soc Jpn, 1991, 99(10):

974–982.
[5] SAIKRISHNA N, REDDY G P K, MUNIRATHINAM B, et al. An investigation on the hardness and corrosion behavior of MWCNT/Mg composites and grain refined Mg[J]. J Magnes Alloy, 2018, 6(1): 83–89.
[6] WEI L, YI Y, MING L, et al. Enhanced mechanical property with refined microstructure of a novel γ-TiAl/TiB_2 metal matrix composite (MMC) processed via hot isostatic press[J]. Mater Design, 2018, 141: 57–66.
[7] LIAN J, ZHU B, LI X, et al. Effect of in situ synthesized SiC whiskers and mullite phases on the thermo-mechanical properties of Al_2O_3–SiC–C refractories[J]. Ceram Int, 2016, 42(14): 16266–16273.
[8] DANG X D, WEI M, ZHANG R, et al. Crucial effect of SiC particles on in situ synthesized mullite whisker reinforced Al_2O_3–SiC composite during microwave sintering[J]. Process Appl Ceram, 2017, 11(2): 106–112.
[9] ZHANG J, DONG X, HOU F, et al. Effect of mullite fiber content on the microstructure and properties of porous mullite fiber/silica composite[J]. Ceram Int, 2016, 42(5): 6520–6524.
[10] KAYBAL H B, ULUS H, DEMIR O, et al. Effects of alumina nanoparticles on dynamic impact responses of carbon fiber reinforced epoxy matrix nanocomposites[J]. Eng Sci Tech Int J, 2018, 21(3): 399–407.
[11] TURKMEN O, KUCUK A, AKPINAR S. Effect of wollastonite addition on sintering of hard porcelain[J]. Ceram Int, 2015, 41(4): 5505–5512.
[12] RAMSAY R J, MIRZA S A, MACGREGOR J G. Mote carlo study of short time deflections of reinforced concrete beams[J]. J Proc, 1979, 76(8): 987–918.
[13] HOLDEN T, RESTREPO J, MANDER J B. Seismic performance of precast reinforced and prestressed concrete walls[J]. J Struct Eng, 2003, 129(3): 286–296.
[14] AKL A, SAIIDI M S, VOSOOGHI A. Deflection of in-span hinges in prestressed concrete box girder bridges during construction[J]. Eng Struct, 2017, 131: 293–310.
[15] CHORFA A, BELKHIR N, RUBIO F, et al. Ion exchange effect on the structural and mechanical behavior of colored glasses[J]. J Aust Ceram Soc, 2017, 53(2): 787–794.
[16] FILLERY S P, LANGE F F. Ion-exchanged glass laminates that exhibit a threshold strength[J]. J Am Ceram Soc, 2007, 90(8): 2502–2509.
[17] POURMOGHADDAM N, SCHNEIDER, J. Finite-element analysis of the residual stresses in tempered glass plates with holes or cut–outs[J]. Glass Struct Eng, 2018, 3(1): 17–37.
[18] BAO Y W, Su S, Yang J, et al. Pre–stressed ceramics and improvement of impact resistance[J]. Mater Lett, 2002, 57(2): 518–524.
[19] DENRY I L, HOLLOWAY J A, ROSENSTIEL S F. Effect of ion exchange on the microstructure, strength, and thermal expansion behavior of a leucite–reinforced porcelain[J]. J Dent Res, 1998, 77(4): 583–588.
[20] JOHNSTON R D, CHIPMAN R D, KNAPP W J. Prestressed ceramics as a structural material[J]. J Am Ceram Soc, 1953, 36(4): 121–126.
[21] KIRCHNER H P, GRUVER R M, WALKER R E. Strengthening of hot-pressed Al_2O_3 by quenching[J]. J Am Ceram Soc, 1973, 56(1): 17–21.
[22] MARCELO D B, LUCAS D, ANDRÉ Z, ET al. Chemical tempering of porcelain tiles[J]. Ceram Int, 2016, 42(14): 15199–15202.
[23] 包亦望, 孙熠, 旷峰华, 等. 高强度预应力陶瓷的发展与探索[J].无机材料学报: 2020, 35(4): 399–406.
BAO Yiwang, SUN Yi, KUANG Fenghua, et al. J Inorg Mater (in Chinese), 2020, 35(4): 399–406.
[24] 全国日用陶瓷标准化技术委员会, GB/T 3299–2011 日用陶瓷吸水率测定方法[S]. 北京: 中国标准出版社, 2012.
[25] BAO Y W, KUANG F H, SUN Y, et al. A simple way to make pre-stressed ceramics with high strength[J]. J Materiomics, 2019, 5(4): 657–662.
[26] MASANTA M, SHARIFF S M, CHOUDHURY A R. Evaluation of modulus of elasticity, nano-hardness and fracture toughness of TiB_2–TiC–Al_2O_3 composite coating developed by SHS and laser cladding[J]. Mat Sci Eng A, 2011, 528(16–17): 5327–5335.
[27] CANTAVELLA V, MEZQUITA A, MORENO A, et al. Modelling of the generation of residual stresses of thermal origin in ceramic materials[J]. Adv Sci and Tech, 2006, 45: 83–88.

※ ※ ※ ※ ※ ※ ※ ※ ※ ※ ※



李月明，景德镇陶瓷大学材料科学与工程学院院长，教授，博士生导师。江西省政府特殊津贴专家，江西省主要学科学术和技术带头人，江西省“赣鄱英才 555 工程”领军人才，江西省高校中青年学科带头人，江西省新世纪百千万人才，江西省教学名师，景德镇市学科带头人，景德镇市专业技术拔尖人才。现任材料科学与工程学院院长，陶瓷材料工程国家级实验教学示范中心主任，中国轻工业功能陶瓷材料重点实验室主任，江西省能量转换与储存陶瓷材料工程实验室主任，景德镇市功能陶瓷材料与器件优势科技创新团队领军人才，兼任中国硅酸盐学会陶瓷分会常务理事兼日用陶瓷专业委员会副主任，中国硅酸盐学会特陶分会理事，中国仪器仪表学会仪表功能材料分会理事，全国工业陶瓷标准化技术委员会委员，全国材料学实验教学研究会理事，江西省光伏专业负责人协作会副理事长，《材料大词典》（第二版）无机非金属材料分支编委，《中国大百科全书（第三版）》无机非金属材料学科编委，《电子元件与材料》、《陶瓷学报》期刊编委。



谈翔，景德镇陶瓷大学材料科学与工程研究生，研究方向为传统陶瓷。所在课题组研究项目包括：低膨胀陶瓷材料、无铅压电陶瓷、微波介质陶瓷、陶瓷色釉料