

doi:10.3969/j.issn.1001-3539.2014.04.026

聚偏氟乙烯 β 相形成的研究进展^{*}

麦忠海,徐玉亭,谢琪,梁成露,杨伟,谢邦互,杨鸣波

(四川大学高分子科学与工程学院,高分子材料工程国家重点实验室,成都 610065)

摘要:针对通常的熔融加工过程中聚偏氟乙烯(PVDF)结晶经常获得不具有压电性的 α 晶的情况,讨论了制备富含具有良好压电性能 β 晶的PVDF制品的方法,从纯PVDF, PVDF纳米复合材料, PVDF共混物等方面综述了制备 β 相PVDF的方法、影响 β 相含量因素及各种制备方法的利弊,并对其制备方法的趋势进行了展望。

关键词:聚偏氟乙烯; β 相; 影响因素

中图分类号: TQ325 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3539(2014)04-0118-05

Research Advances in Formation of β Phase of PVDF

Mai Zhonghai, Xu Yuting, Xie Qi, Liang Chenglu, Yang Wei, Xie Banghu, Yang Mingbo

(College of Polymer Science and Engineering, State Key Laboratory of Polymer Materials Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China)

Abstract: According to the conditions that during common melt processing, the crystallization of PVDF generally results in α phase without any piezoelectricity, so the preparation methods of PVDF products with high content of β phase which has good piezoelectricity were introduced. The ways to prepare β phase and the factors that influence the content of β phase from pure PVDF, PVDF nanocomposites, PVDF blends and so on were summarized, the methods to obtain PVDF products with high content of β phase were prospected.

Keywords: PVDF; β phase; influencing factor

聚偏氟乙烯(PVDF)作为一种多晶型的半结晶氟塑料,具有良好的热稳定性能、化学稳定性、电绝缘性、阻隔性和耐候性,在化工、轻工、制药、冶金、造纸、环保、能源、建筑等领域有着广泛的应用。PVDF常见的晶体结构有 α 、 β 、 γ 相等其结构如图1所示。通常的熔融加工中PVDF制品常常主要得到 α 相,其分子链构象为 $TG(TG')$ (T 为反式, G 和 G' 为左右式)螺旋结构,分子中总偶极矩为零,所以无极性。构型为 $TTTGTG'$ 的 γ 相则具有一定的压电性,而分子链为 $TTTT$ 全反式构象的 β 相,偶极平行排列,自发极化大,具有很强的压电效应^[1-2],广泛用于各个领域的换能器件,然而通常条件下很难获得 β 相,所以探索制备高含量的 β 相PVDF一直是PVDF领域的研究热点之一。

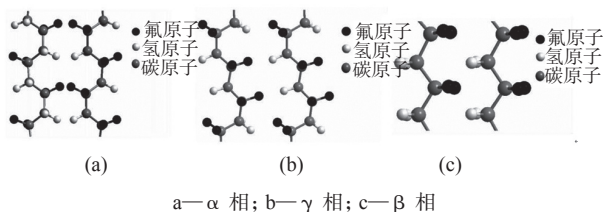


图1 PVDF α 相、 γ 相和 β 相的结晶结构平面示意图^[2]

笔者从PVDF本体、PVDF纳米复合材料、PVDF共混物等几个方面介绍了 β 相PVDF的制备方法及其制备过程中影响 β 相形成的各种影响因素。

1 本体中 β 相形成的影响因素

PVDF本体在通常的熔融加工条件下只能获得 α 相。为了得到 β 相,研究发现通过溶液浇铸、机械拉伸、电场极化、离子型化合物诱导以及与其它物质共聚等方法,可获得PVDF的 β 相。

1.1 溶液浇铸

将PVDF与对其溶解度较大的溶剂配成溶液,浇铸到基体上,然后在一定的温度下挥发溶剂,可得到含有 β 晶的PVDF薄膜。这一过程中,溶剂的极性和挥发速率对薄膜的晶体结构有着显著影响。

W. Ong等^[3]将PVDF在二甲基甲酰胺(DMF)/丙酮混合溶剂中结晶时,发现PVDF倾向于形成 β 相。进一步研究发现,溶剂的挥发温度会影响薄膜的晶体结构,低挥发速率更有利于形成全反式 β 相构型。R. Gregorio等^[4]在DMF, N -甲基-2-吡咯烷酮(NMP), 6-甲基磷酸胺(HMPA)等3种溶剂中通过溶液浇铸法制备了PVDF薄膜,发现可以通过控制溶剂的挥发速率,得到特定的PVDF晶相。低的挥

^{*} 中央高校基本科研业务费专项资金项目(2011SCU04A03)

联系人: 杨伟,教授,主要研究方向为聚合物成型加工及聚合物共混复合新材料

收稿日期: 2014-01-22

发速率下主要形成 β 相,高的挥发速率则更多形成 α 相,而中等挥发速率得到 α 和 β 的混合相。

Tao Mimi等^[5]利用 HMPA、三羟甲基丙烷 (TMP)、磷酸三乙酯 (TEP) 和 DMF 等 4 种不同溶度参数差异 (差异大小顺序为: HMPA > TMP > DMF > TEP) 的溶剂制备 PVDF 浇铸薄膜,发现在 HMPA 溶剂中, PVDF 主要形成 β 相; TEP 溶剂中得到 α 相;而 TMP 和 DMF 溶剂中得到 α 和 β 的混合相。这说明溶液溶度参数差异越大, PVDF 越倾向于形成 β 相。

Y. K. A. Low 等^[6]利用 HMPA, NMP, *N*, *N*-二甲基乙酰胺 (DMAc), DMF 等 4 种不同极性 (极性大小: HMPA > NMP > DMAc > DMF) 溶剂制备 PVDF 浇铸薄膜,发现 PVDF β 相的形成及其含量与溶剂极性和挥发温度有关。在 HMPA 溶剂中,溶剂干燥温度为 100 和 140℃时,都能得到含量至少为 90% 的 β 相;在 NMP 溶剂中,溶剂干燥温度为 60 和 100℃时,得到的 β 相含量分别为 53.3% 和 11.3%;在 DMAc 溶剂中,溶剂干燥温度从 60℃增至 100℃时,得到的 β 相含量从 82.7% 降至 44.6%;而在 DMF 溶剂中,溶剂干燥温度从 60℃增至 100℃时,得到的 β 相含量从 91.7% 降至 21.8%。

1.2 机械拉伸

通过对 α 相 PVDF 进行机械拉伸可实现 α 相向 β 相的转变,这是由于机械拉伸可使 α 相中的分子链被拉直,形成平面锯齿形的全反式构象,即 β 相。

谢琪等^[1]对 PVDF 样品施加电压进行极化处理,发现样品中 α 相和 β 相共存,即电场极化作用的确可以促进 PVDF 极性的 β 相形成。这是因为在外界电场作用下, PVDF 分子链上的偶极会沿着外电场的方向取向,有利于全反式构象的形成,进而促进 β 相晶体的形成。由于全反式构象的能垒高于反旁式构象,因而通常条件下 PVDF 结晶形成 α 相而非 β 相。当分子链偶极在电场极化作用下取向(跨越分子链构象能垒)后,则有利于 β 相形成。因此,电场强度越大,偶极取向的程度越高,越易于形成 β 相。

P. Sajkiewicz 等^[7]发现在 50~145℃之间拉伸 PVDF 薄膜时, α 相转变成 β 相,且拉伸温度为 87℃时,得到的 β 相含量最高。A. Ferreira 等^[8]在不同的温度和拉伸比下单轴拉伸 α 相 PVDF 纤维时,发现未拉伸样品中只含 α 相;在 80℃下拉伸比为 5 时, α 相转变为 β 相,转化率约为 80%;保持拉伸比为 5,在 80~120℃温度区间内拉伸样品时, β 相含量在 75%~80%之间,拉伸温度高于 120℃时, β 相含量下降到约 22%,样品中主要为取向的 α 相。J. Gomes 等^[9]和 V. Sencadas 等^[10]也发现,拉伸温度 80℃和拉伸比 5 是机械拉伸法制备 β 相 PVDF 的最佳条件,可获得高含量

的 β 相。

B. Mohammadi 等^[11]以拉伸速率为 10~50 cm/min 单轴拉伸 PVDF 薄膜。结果表明,细颈区中 α 相向 β 相的转变较为明显。还发现 87℃下拉伸比为 6.5 时, β 晶的含量可以达到 86.5%。

由此可见,对 PVDF 进行单轴拉伸时,由 α 相转化而来的 β 相含量与拉伸温度和拉伸比密切相关。

1.3 电场极化

通过对 α 相 PVDF 进行电场极化可诱导 α 相转变为 β 相,这是因为 PVDF 分子链的偶极在电场作用下会沿着电场方向取向,有利于全反式构象的形成,从而形成 β 相。这一过程中, β 相的形成与电场强度有关。

D. Geiss 等^[12]发现电场可以诱导 PVDF 的 α 相转变为 β 相。J. S. Andrew 等^[13]研究发现, β 晶能直接通过 PVDF 在 DMF 溶剂中溶解后采用静电纺丝得到,这种一步法可获得最高含量为 75% 的 β 相,且不同的纺丝条件可以得到不同含量的 β 相。溶剂黏度很低或者高黏度溶剂在很高的电压下纺丝都可以得到较高含量的 β 相。C. K. Satyanarayana 等^[14]研究表明,当使用较强的电场(大于 10^{10} V/m)垂直作用于 PVDF 的分子链时,可直接使 α 相向 β 相发生转化。S. M. Damaraju 等^[15]通过静电纺丝在 12~30 kV 电压下制备 PVDF 支架,发现电压小于 25 kV 时, β 相含量随电压增大而增加;电压为 25 kV 时,可获得含量高达 72% 的 β 相;当电压高于 25 kV 时,随电压增大, β 相含量降低。

1.4 离子型化合物诱导

研究发现,将离子型化合物加入到 PVDF 中,由于离子与 PVDF 分子链偶极之间的相互作用,可诱导 PVDF β 相的形成。

Y. Low 等^[6]在 PVDF 的 DMF 溶液中分别加入 KCl, MgCl₂, CaCl₂ 和 NaCl 4 种盐,通过溶液浇铸法制得 PVDF 薄膜。发现室温下一价和二价氯化盐对膜中的 β 相形成均有影响。 β 相相对含量仅与盐的类型有关,而不受盐类含量的影响, β 相相对含量随阳离子半径增加而降低,因此,加入 MgCl₂ 和 CaCl₂ 的 PVDF 膜中 β 相相对含量高于含有 KCl 的 PVDF 膜;作者认为是 DMF 中羰基的氧原子与阳离子之间的离子偶极诱导了 PVDF 以全反式构象排列,形成 β 晶,如图 2 所示。提高偶极间的相互作用也可诱导 PVDF 中形成相对含量较高的 β 相,相比于 KCl, Cl⁻ 与 Na⁺ 的半径比更低的 NaCl 中 Na⁺ 与 DMF 中羰基的氧原子间由于具有更强烈的离子偶极相互作用,所以加入 NaCl 比添加 KCl 的 PVDF 薄膜中的 β 相含量高。因此,离子型化合物类型、离子价数和偶极相互作用强度等因素对 PVDF β 相的形成

有重复影响。

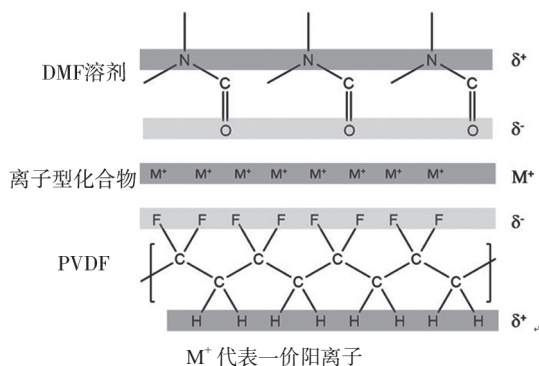


图2 DMF溶剂、离子型化合物的阳离子与PVDF偶极之间的相互作用示意图^[6]

A. Tawansi 等^[16]在PVDF的DMF溶液中加入 $FeCl_3-CoCl_2$ 混合物,通过溶液浇铸法制得PVDF薄膜。结果表明,加入 $FeCl_3-CoCl_2$ 混合物能诱导 α 相转变为 β 相。他们还发现 $CuCl_2$ ^[17], $AgNO_3$ ^[18]也能诱导PVDF β 相的形成。 $AgNO_3$ 质量分数为0.5%时, β 相含量达到最大值。

1.5 与其它物质共聚

除了上述方法以外,有研究发现,将PVDF与其它单体共聚,也能在一定的条件下形成相当含量的PVDF β 相。

P. Mukherjee 等^[19]通过自由基聚合反应制备了PVDF与二甲基氨基甲基丙烯酸乙酯(DMAEMA)的接枝共聚物,并在聚合过程中掺杂了 Li^+ 改性,发现当 Li^+ 质量分数为1%时,PVDF形成了完全的 β 相。V. S. D. Voet 等^[20]利用甲基丙烯酸叔丁酯(tBMA)和氟乙烯(VDF)等原料合成的PtBMA-b-PVDF-b-PtBMA嵌段共聚物膜中,无规的PtBMA片段可诱导PVDF分子链以全反式构型排列,生成 β 相。K. Tashiro 等^[21]报道了在VDF与四氟乙烯(TFE)的共聚物中,当TFE质量分数大于7%时,PVDF的 α 晶转化为 β 晶型。

所以,PVDF与其它物质共聚时, β 相的形成与共聚物类型、共聚方式和含量等有关。

2 纳米复合材料中 β 相的形成及其影响因素

机械拉伸和溶液浇铸虽然能获得高含量 β 相PVDF薄膜,不过单轴拉伸在薄膜晶区中引入大量的缺陷,限制薄膜性能的提高,而溶液浇铸制备的薄膜通常具有多孔特征,使材料易碎且难以进行后续极化处理。为了克服这些制约 β 相PVDF薄膜的局限性,近来常用方法是将纳米粒子加入到PVDF中,诱导 β 相的形成^[22],如粘土^[23-25]、碳70^[26]、石墨烯^[27]、多壁碳纳米管(MWCNTs)^[28-30]、铁氧体($NiFe_2O_4$, $CoFe_2O_4$)^[31-33]等。

H. M. Ning 等^[28]通过溶液浇铸制备PVDF/MWCNTs纳米复合材料,获得了 β 相PVDF;MWCNTs的分散情况可影响 β 相含量,当MWCNTs质量分数为0.2%时,由于分

散不均匀,导致其 β 相含量低于MWCNT质量分数为0.05%的复合材料。V. K. Tiwari 等^[25]将纳米粘土加入到PVDF中,通过拉伸方法诱导了 α/γ 转变为 β 相。P. Martins 等^[32-33]通过溶液浇铸法制备了铁氧体 $NiFe_2O_4$ 和 $CoFe_2O_4$ 纳米粒子与PVDF的复合材料膜,在PVDF/ $CoFe_2O_4$ 纳米复合材料中,当 $CoFe_2O_4$ 质量分数为5%时,可得到相对含量超过90%的具有电活性 β 相。而在PVDF/ $NiFe_2O_4$ 纳米复合材料中,当 $NiFe_2O_4$ 质量分数达到50%时才能获得相对含量超过90%的 β 相。纳米复合材料中带负电荷的磁电粒子与PVDF的 CH_2 基团通过离子偶极相互作用,诱导PVDF分子链以全反式的TTTT构象排列,从而诱导 β 相晶体成核,作用机理如图3所示。

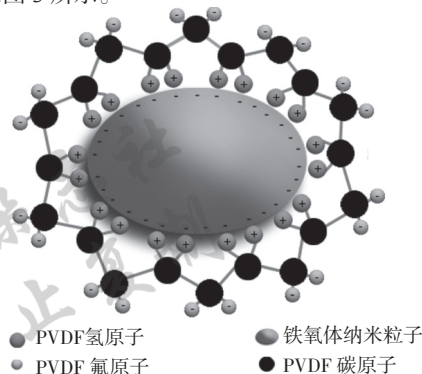


图3 铁氧体诱导 β 相形成的示意图^[33]

研究发现,表面处理过的纳米粒子,也能在一定程度上诱导PVDF β 相的形成。

M. E. Achaby 等^[34]通过溶液浇铸法制备聚乙烯吡咯烷酮(PVP)包裹的PVDF/MWCNTs(MWCNTs-PVP)纳米复合膜,PVP中的 $C=O$ 基团与PVDF中的 CF_2 基团间强烈的偶极相互作用,使PVP包裹的MWCNTs均匀分散在PVDF中,诱导了100% β 相PVDF形成。杨丹丹等^[35]利用溶液法制备PVDF/镍包覆MWCNTs(Ni-MWNTs)复合材料,傅立叶变换红外光谱分析表明,Ni-MWNTs的加入有利于PVDF中 β 相的生成。N. Bunnak 等^[36]通过熔融共混制备了PVDF/钡改性的多孔粘土异质结构(Ba-PCH)复合材料,然后在200℃,150 kN下压制成膜,结果表明,PVDF基体中Ba-PCH的加入减少了 α 相的形成,诱导了极性 β 相的生成。

3 共混物中 β 相的形成及其影响因素

近年来,PVDF与其它聚合物的共混物也逐步受到关注。已经发现,与PVDF组成共混物的某些其它聚合物在一定程度上能诱导PVDF β 相的形成,如聚乳酸(PLA)^[37]、聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA)^[38-40]、聚氨酯(PUR)^[41]、聚氟乙烯(PVF)^[42]、尼龙11^[43-44]等。

Xie Qi 等^[37]研究PLA/PVDF共混物时,发现添加

PLA 能诱导 PVDF β 相的生成,且其晶相转变与拉伸温度和 PLA 含量有关。在 60℃ 温度下拉伸共混物样品,可得到高含量的 β 相 PVDF;当 PLA 质量分数为 10% 时,在所选的 60, 80 和 120℃ 下都能得到高含量的 β 相 PVDF。

Guo Hongfeng 等^[41]通过静电纺丝法制备不同比例的 PUR/PVDF 共混物支架,在 1:1 的 PUR/PVDF 共混物中, PVDF 主要形成具有压电性的 β 相。

Ai Fei 等^[38]通过吹塑方法制备 PMMA/PVDF 共混物膜,在吹塑过程的应力场下, PMMA 的存在有利于 PVDF 分子链的拉伸伸展,而诱导了 β 相的形成,同时抑制了 α 相的生长。Li Mengyuan 等^[39]通过溶液及熔融方法制备了 PMMA/PVDF 共混物膜,同样发现 PMMA 能抑制 α 晶型的生长,而促进 β 相的形成。有研究认为,这是因为 PMMA 中的 C=O 与 PVDF 的 CF₂ 间相互作用,提高了 PVDF 中 β 相的含量^[40]。牛小玲等^[40]在研究 PMMA/PVDF 共混物时,发现随着 PMMA 含量的增加, PVDF 的结晶度先增大后减小, PMMA/PVDF=30/70 时结晶度最高,且 β 相结晶度高于 α 相。R. Gregorio 等^[45]在研究 PVDF 晶相类型与 PMMA 含量的关系时,发现质量分数 10%~15% 的 PMMA 有利于 PVDF β 相的形成。

Zhao Xuejuan 等^[46]分别在 DMF 和乙醇溶剂中通过原位聚合制备 PVDF/PMMA 共混物,在 DMF 中结晶时, PVDF 主要形成 β 相,而在乙醇中结晶时, PVDF 形成了 α 和 β 的混合相。在乙醇和 DMF 混合溶剂中,利用溶液浇铸法制备 PVDF/PMMA 共混物时,当乙醇含量 $\leq 60\%$, PVDF 结晶形成 β 相,而当乙醇含量 $\geq 70\%$ 时, PVDF 中则形成了 α 和 β 的混合相^[47]。

Zhao Xuejuan 等^[48]研究 PVDF/PMMA/TiO₂(SiO₂) 复合材料。结果表明, TiO₂ 或 SiO₂ 纳米粒子的添加,能够诱导 PVDF β 相的形成。在 PVDF/PMMA/TiO₂ 复合材料中,其 β 相含量随着 TiO₂ 含量增加而增加,而在 PVDF/PMMA/SiO₂ 复合材料中,其 β 相含量与 SiO₂ 含量无关。Cheng Jing 等^[49]通过熔融混合法制备了 PVDF/PMMA/PVP 三元混合物。结果表明,引入的 PMMA 并不改变 PVDF 原有的结晶状态,而添加的 PVP 的羰基与 PVDF 链间强烈的氢键作用能诱导 PVDF 形成极性 β 相。

S. Mohamadi 等^[50]通过原位聚合获得了 PMMA-石墨烯改性母料,将其与 PVDF 通过溶液共混制备了 PVDF/石墨烯-PMMA 复合材料。研究表明, PMMA 可以诱导 β 相 PVDF 的形成,但提高热处理温度后,使得 β 晶型不能稳定存在,大部分转化成 α 相。然而,由于石墨烯片层结构能限制对 TTTT 构象的松弛,使所得 β 相在 90° 下仍能保持稳定,但提高退火温度达 120℃ 时,仍有部分 β 相转化为 γ 相。

4 结语

在纯 PVDF 中,溶液浇铸方法可以利用强极性的溶剂以及控制溶剂的挥发速率获得高含量的 β 相,但是得到的 PVDF 薄膜产量少,且孔洞多易碎。机械拉伸制得材料中的 β 晶含量严重依赖于拉伸时的条件,需要严格控制制备条件;电场极化虽然可以利用强电场诱导高含量 β 相的形成,然而耗能大,不经济。目前研究最为广泛的是在 PVDF 中添加纳米填料,纳米粒子的引入可以使聚合物拥有一些导电性、导热性等性能。无论是溶液法还是熔融共混法,在添加适当的纳米粒子后均能诱导 β 相。溶液共混法虽然能在纳米粒子含量较低的情况下诱导较高含量的 β 相,但是仍然存在上述溶液制备法的缺陷。熔融共混法制备纳米复合材料虽然具有产量大无污染等优点,但获得的 β 晶含量较低,而且获得高含量的 β 相需要高含量的填料,这无疑增加了成本,也引入纳米填料分散困难等问题。通过熔融共混方法获得均匀分散的纳米复合材料且在较低纳米粒子含量下诱导 β 相是 PVDF 材料发展的其中一个重要方向,这不仅可以实现材料的大规模工业应用,还能通过挤出、注塑等成型方法获得各种形状的产品,拓宽其应用领域。

参考文献

- [1] 谢琪,等. 高分子材料科学与工程, 2013, 29(4):82-85.
Xie Qi, et al. Polymer Materials Science & Engineering, 2013, 29(4):82-85.
- [2] 梁爽,等. 压电与声光, 2013, 35(5):719-726.
Liang Shuang, et al. Piezoelectrics and Acoustooptics, 2013, 35(5):719-726.
- [3] Ong W, et al. Polymer, 2013, 54(20):5330-5337.
- [4] Gregorio R, et al. Polymer, 2008, 49(18):4009-4016.
- [5] Tao Mimi, et al. Desalination, 2013, 316:137-145.
- [6] Low Y K A, et al. Journal of Applied Polymer Science, 2013, 128(5):2902-2910.
- [7] Sajkiewicz P, et al. European Polymer Journal, 1999, 35(3):423-429.
- [8] Ferreira A, et al. Journal of Polymer Research, 2011, 18(6):1653-1658.
- [9] Gomes J, et al. Smart Materials and Structures, 2010, 19(6):065010.
- [10] Sencadas V, et al. Journal of Macromolecular Science, Part B, 2009, 48(3):514-525.
- [11] Mohammadi B, et al. Polymer Testing, 2007, 26(1):42-50.
- [12] Geiss D, et al. IEEE Transactions on Electrical Insulation, 1987, EI-22(3):347-351.
- [13] Andrew J S, et al. Langmuir: The ACS Journal of Surfaces and Colloids, 2008, 24(3):670-672.
- [14] Satyanarayana C K, et al. Polymer, 2012, 53(14):2927-2934.
- [15] Damaraju S M, et al. Biomedical Materials, 2013, 8(4):045007.

- [16] Tawansi A, et al. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 2003, 262(2):203–211.
- [17] Tawansi A, et al. Journal of Applied Polymer Science, 1999, 72(6):771–781.
- [18] Tawansi A, et al. Polymer International, 2004, 53(4):370–377.
- [19] Mukherjee P, et al. The Journal of Physical Chemistry B, 2013, 117(5):1458–1466.
- [20] Voet V S D, et al. RSC Advances, 2013, 3(21):7938–7946.
- [21] Tashiro K, et al. Polymer, 1983, 24(2):199–204.
- [22] Gonçalves R, et al. Journal of Non-Crystalline Solids, 2013, 361:93–99.
- [23] Murasawa G, et al. Journal of Intelligent Material Systems and Structures, 2011, 22(18):2103–2112.
- [24] Neppalli R, et al. European Polymer Journal, 2013, 49(1):90–99.
- [25] Tiwari V K, et al. Macromolecules, 2013, 46(14):5595–5603.
- [26] Zhang Daopeng, et al. Journal of Applied Polymer Science, 2013, 130(3):1823–1833.
- [27] Yu Jinhong, et al. Polymer Composites, 2011, 32(10):1483–1491.
- [28] Ning H M, et al. Smart Materials and Structures, 2013, 22(6):065011.
- [29] Liu Z H, et al. Sensors and Actuators A:Physical, 2013, 193:13–24.
- [30] He Lingtao, et al. Journal of Colloid and Interface Science, 2013, 393:97–103.
- [31] Martins P, et al. Journal of Materials Science, 2012, 48(6):2681–2689.
- [32] Martins P, et al. Cryst Eng Comm, 2012, 14(8):2807–2811.
- [33] Martins P, et al. The Journal of Physical Chemistry C, 2012, 116(29):15790–15794.
- [34] El Achaby M, et al. Polymer Engineering & Science, 2013, 53(1):34–43.
- [35] 杨丹丹, 等. 上海第二工业大学学报, 2012, 29(4):271–276.
- Yang Dandan, et al. Journal of Shanghai Second Polytechnic University, 2012, 29(4):271–276.
- [36] Bunnak N, et al. Electronic Materials Letters, 2013, 9(3):315–323.
- [37] Xie Qi, et al. Journal of Applied Polymer Science, 2013, 129(4):1686–1696.
- [38] Ai Fei, et al. Journal of Materials Science, 2012, 47(12):5030–5040.
- [39] Li Mengyuan, et al. Macromolecules, 2012, 45(18):7477–7485.
- [40] 牛小玲, 等. 高分子通报, 2010, 3(3):31–34.
- Niu Xiaoling, et al. Polymer Bulletin, 2010, 3(3):31–34.
- [41] Guo Hongfeng, et al. Colloids and Surfaces B, Biointerfaces, 2012, 96:29–36.
- [42] Kim B S, et al. Polymer Engineering and Science, 1998, 38(9):1359–1365.
- [43] Li Yongjin, et al. Polymer, 2003, 44(26):8167–8176.
- [44] Li Yongjin, et al. Macromolecular Rapid Communications, 2003, 24(3):255–260.
- [45] Gregorio R, et al. Journal of Physics D—Applied Physics, 1995, 28(2):432–436.
- [46] Zhao Xuejuan, et al. Journal of Materials Science, 2012, 47(8):3720–3728.
- [47] Zhao Xuejuan, et al. Journal of Crystal Growth, 2011, 328(1):74–80.
- [48] Zhao Xuejuan, et al. Journal of Polymer Research, 2012, 19(5):9862.
- [49] Cheng Jing, et al. Polymer International, 2012, 61(3):477–484.
- [50] Mohamadi S, et al. Polymer Composites, 2011, 32(9):1451–1460.

圣戈班 Tygon S3™软管系统使用生物基增塑剂保证安全、智能和可持续性

圣戈班高性能塑料工业流体系统业务部近日公布了 Tygon S3™产品的最新生命周期评估,从而更有力地证明了 Tygon S3™软管系统解决方案具备的安全、智能和可持续性的特点。这份生命周期评估表明,和市场上普遍含有邻苯二甲酸二(2-乙基己基酯)(DEHP)增塑剂的产品相比,不含邻苯二甲酸盐的生物基 Tygon S3™ B-44-3 的生产所消耗的能量更少,碳排放量更低。评估结果阐明了 Tygon S3™对有环保意识的制造商和品牌商的可持续性发展起到积极的作用。

LCA 的结果表明,与含邻苯二甲酸盐的软管产品相比, Tygon S3™的生产消耗能量要低 8%,消耗燃料要低 12%。总体来说,与市场上其它产品相比,使碳排放量降低了 6%。结果经 LCA 独立第三方认证属实,其中包括原材料阶段、生产、运输、使用阶段和寿命周期结束时的处理。

圣戈班高性能塑料工业流体系统业务——食品与饮

料市场全球营销经理 Iuliana Nita 说,可持续性不再仅仅是一个新趋势,而已经成为当今制造供应链的一个组成部分, Tygon S3™能够对食品加工、流体传输和分流过程提供满足要求的关键部件,并且符合日益严格的食品安全法规规范,从而强化了产品的卓越性能和可持续优点。

Tygon S3™软管由圣戈班高性能塑料 2012 年推出,是首个不含邻苯二甲酸盐的生物基软管产品解决方案,适用于食品、饮料等其它市场,具有和其它 Tygon® 品牌产品相同级别的性能。利用可再生的、可持续的生物基增塑剂作为原料,这些软管连接方案可帮助制造商预先符合在食品和饮料生产供应链中设备和材料的邻苯二甲酸盐使用规范。

Tygon S3™已通过美国食品药品监督管理局(FDA)以及欧洲(非乳品应用)和日本相关监管机构批准进行使用。圣戈班高性能塑料根据最严格的食物接触规定进行批准验证,因此经认证符合相关规定,并且满足规定的使用条件。目前,我国市场上已经开始供应 Tygon S3™。(荣格网)