



مروری بر تنش های پس ماند در کامپوزیت های گرمانرم

محمود مهرداد شکریه*، سامان صفری دیناچالی

تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مکانیک، صندوق پستی ۱۳۱۱۴-۱۶۸۴۶

دریافت: ۸۷/۴/۱۹، پذیرش: ۸۷/۱/۱۸

چکیده

استفاده از کامپوزیت های گرمانرم به سرعت در حال گسترش است. در مقایسه با کامپوزیت های گرماسخت، این دسته از کامپوزیت ها مزایای زیادی دارند. برخلاف مواد گرماسخت، مواد کامپوزیتی گرمانرم را می توان چند مرتبه ذوب و دوباره قالب گیری کرد. چرخه تولید این کامپوزیت ها کوتاه است و چقرمگی زیاد، قابلیت جوش کاری و بازیافت از دیگر مزایای این مواد به شمار می آید. نبود دانش کافی در زمینه کامپوزیت های گرمانرم مانع از گسترش سریع این مواد شده است. یکی از این موارد تنش های پس ماند است. در این پژوهش، مروری بر پژوهش های انجام شده در زمینه تنش های پس ماند در کامپوزیت های گرمانرم ارائه شده است. نخست تنش های پس ماند در گرمانرم ها و کامپوزیت های گرمانرم تقویت شده با الیاف کوتاه بررسی شده اند. سپس، تنش های پس ماند در کامپوزیت های گرمانرم تقویت شده با الیاف پیوسته مورد مطالعه قرار گرفته و آثار ناشی از تنش های پس ماند روی این دسته از کامپوزیت ها اعم از لایه ها و سازه های کامپوزیتی ارائه شده است. روش های تجربی اندازه گیری تنش های پس ماند در کامپوزیت های گرمانرم نیز بررسی و روش های کاهش تنش های پس ماند در کامپوزیت های گرمانرم ارزیابی شده است.

واژه های کلیدی

تنش های پس ماند،
کامپوزیت گرمانرم،
چروکیدگی، موج دار شدن الیاف،
تاییدگی

*مسئول مکاتبات، پیام نگار:

Shokrieh@iust.ac.ir

Residual Stresses in Thermoplastic Composites: A Review

M.M. Shokrieh* and S. Safari Dinachali

Mechanical Engineering Department, Iran University of Science and Technology, P.O. Box: 16846-13114,
Tehran, Iran

Received 9 July 2008, accepted 27 January 2009

Abstract

Applications of thermoplastic composites have developed extensively. The thermoplastic composites in comparison with the thermoset composites have many advantages. Thermoplastic composites can be melted and remolded many times. The duration of manufacturing process of these composites is short, producing very tough material, and the welding ability and multiple recyclings are their further advantages. The lack of knowledge in this group of composites is the main obstacle in their development. In this review the research works in the field of residual stresses in thermoplastic composites is presented. First, a literature survey on the available research on residual stresses on thermoplastics and thermoplastic composites reinforced with short fibers is compiled. Moreover a review on the available research on residual stresses on thermoplastic composites reinforced with long fibers is presented as well. The effects of the residual stresses on these composites are discussed. Experimental techniques for the measurement of residual stresses in thermoplastic composites and the methods for reducing the existing residual stresses are studied.

Key Words

residual stresses,
thermoplastic composite,
wrinkling, fiber waviness,
twisting

(*) To whom correspondence should be addressed.

E-mail: Shokrieh@iust.ac.ir

- ۴۷۸ مقدمه
- تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌ها و گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف کوتاه ۴۷۹
- تنش‌های پس ماند ناشی از جریان ۴۷۹
- تنش‌های پس ماند ناشی از جریان در گرمانرم‌های تقویت نشده ۴۷۹
- تنش‌های پس ماند ناشی از جریان در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف کوتاه ۴۷۹
- تنش‌های پس ماند ناشی از گرما و فشار ۴۷۹
- تنش‌های پس ماند ناشی از گرما و فشار در گرمانرم‌های تقویت نشده ۴۷۹
- تنش‌های پس ماند ناشی از گرما و فشار در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف کوتاه ۴۸۰
- تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف پیوسته ۴۸۰
- تنش‌های پس ماند میکرومکانیکی ۴۸۰
- تنش‌های پس ماند ماکرومکانیکی ۴۸۰
- تنش‌های پس ماند عمومی ۴۸۱
- پارامترهای اثرگذار بر شکل‌گیری تنش‌های پس ماند ۴۸۱
- اثر الیاف و شکل‌شناسی آن ۴۸۲
- اثر درصد الیاف ۴۸۱
- اثر شکل‌شناسی الیاف ۴۸۲
- اثر زمینه ۴۸۲
- انقباض (چروکیدگی یا آبرفتگی) زمینه ۴۸۲
- اختلاف دمای Tg با دمای فراورش کامپوزیت ۴۸۲
- مدول کشسانی زمینه ۴۸۳
- اثر فصل مشترک ۴۸۳
- اثر شرایط تولید ۴۸۳
- اثر سرعت سرد کردن روی زمینه بی‌شکل ۴۸۳
- اثر سرعت سرد کردن روی زمینه نیمه‌بلوری ۴۸۴
- اثر سرعت سرد کردن روی شکل‌گیری تنش‌های پس ماند هسته - پوسته ۴۸۴
- اثر سرعت سرد کردن روی تنش برشی فصل مشترک ۴۸۴
- اثر فشار ۴۸۴
- اثر شرایط محیطی ۴۸۴
- اثر جنس صفحات قالب ۴۸۴
- آثار تنش‌های پس ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم ۴۸۴
- آثار تنش‌های پس ماند روی خواص زمینه ۴۸۴
- آثار تنش‌های پس ماند روی فصل مشترک زمینه - الیاف ۴۸۵
- عیوب ناشی از تنش‌های پس ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم ۴۸۵
- موج دار شدن الیاف ۴۸۵
- ترک عرضی ۴۸۵
- لایه لایه شدن ۴۸۵
- تاییدگی لایه‌ها ۴۸۶
- آثار تنش‌های پس ماند روی خواص مکانیکی لایه‌ها ۴۸۶
- مقاومت کششی ۴۸۶
- مقاومت خمشی ۴۸۶
- فشار و برش ۴۸۶
- آثار تنش‌های پس ماند روی سازه‌های کامپوزیتی گرمانرم ۴۸۶
- اثر تنش‌های پس ماند روی پایداری ابعادی سازه‌های کامپوزیتی ۴۸۶
- اثر تنش‌های پس ماند روی سیلندرهای کامپوزیتی ۴۸۶
- روش‌های اندازه‌گیری تنش‌های پس ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم ۴۸۶
- روش‌های کاهش تنش‌های پس ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم ۴۸۷
- نقش مواد اولیه و شکل‌شناسی آنها در کاهش تنش‌های پس ماند ۴۸۹
- کمینه کردن تنش‌های پس ماند در شرایط تولید بهینه ۴۸۹
- کاهش تنش‌های پس ماند در قطعات تولید شده ۴۸۹
- نتیجه‌گیری ۴۸۹
- مراجع ۴۹۰

مقدمه

استفاده از کامپوزیت‌های گرمانرم در سازه‌های هوافضا به سرعت در حال گسترش است [۱]. مواد کامپوزیتی گرمانرم را می‌توان چند مرتبه ذوب و دوباره قالب‌گیری کرد. چرخه تولید این کامپوزیت‌ها کوتاه است و چقرمگی زیاد، قابلیت بازیافت [۲] و جوشکاری از دیگر مزایای این مواد به شمار می‌آید [۳]. با وجود همه این مزایا، مقاومت در برابر محیط‌های شیمیایی از دیگر خواص قابل توجه این مواد است [۴]. عدم وجود دانش کافی درباره برخی از پدیده‌های موجود در فرایند تولید و کارکرد این مواد مانع از گسترش آنها شده است. در مقایسه با کامپوزیت‌های گرماسخت، دما و فشار تولید این گروه از مواد زیاد است و این شرایط سبب پیچیده شدن معادلات مربوط به آنها می‌شود. یکی از این پدیده‌ها، تنش‌های پس ماند در این نوع کامپوزیت‌هاست [۵]. درک موضوع تنش‌های پس ماند به شروع تمدن بشری برمی‌گردد [۶]. تنش‌های پس ماند، تنش‌های خود متعادلی هستند که داخل قطعه حبس شده‌اند و در حالی که قطعه زیر هیچ نوع بار خارجی نیست، بخشی از مقاومت قطعه صرف غلبه بر این تنش‌ها می‌شود [۷]. از نقطه نظر تاریخی، مطالعه روی تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌ها به سال ۱۹۸۲ بر

ماده اولیه نیز بر اندازه این تنش‌ها اثر مشخصی دارند [۱۶]. مطالعات نشان داده‌اند که تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌های تقویت شده و نشده با الیاف کوتاه به طور کلی از جریان، فشار و گرما ناشی می‌شوند.

تنش‌های پس ماند ناشی از جریان

تنش‌های پس ماند ناشی از جریان در گرمانرم‌های تقویت نشده

رفتار ویسکوالاستیک مذاب در مراحل پرشدن قالب سبب پیدایش تنش‌های پس ماند ناشی از جریان می‌شود [۱۳]. معمولاً به علت واکنش سریع مذاب در دمای زیاد، در محاسبات از این تنش صرف نظر می‌شود. برخی مطالعات علت این تنش‌ها را ناهمگنی ایجاد شده به وسیله کشیدگی درشت مولکول‌ها دانسته‌اند [۱۷].

تنش‌های پس ماند ناشی از جریان در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف کوتاه

هنگامی که ماده گرمانرم به کمک الیاف تقویت کننده تقویت می‌شود، دیگر نمی‌توان تنش‌های پس ماند ناشی از جریان را نادیده گرفت. هنگامی می‌توان از این تنش‌ها صرف نظر کرد که توزیع الیاف کاملاً تصادفی باشد و بتوان ماده گرمانرم را همگن فرض کرد [۱۳]. در مواد تقویت شده به کمک الیاف کوتاه، جهت‌گیری الیاف سبب پیدایش خواص ناهمگن و جهت دار می‌شود و این امر روی چروکیدگی نامتقارن قطعه اثر می‌گذارد و سبب افزایش تابیدگی قطعه می‌شود [۱۸]. مطالعات زیادی برای پیش‌بینی جهت‌گیری الیاف حین فرایند تولید انجام شده است. در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف کوتاه، به علل جریان‌های برشی و جریان‌های طولی مذاب در مرز لایه‌ها، الیاف تمایل دارند که در جهت جریان قرار گیرند. این در حالی است که در مرکز لایه‌ها، الیاف تمایل دارند که در جهت عمود بر جهت مذاب قرار گیرند [۱۸]. شکل ۱ این حقیقت را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که در نزدیکی سطوح، الیاف در جهت جریان قرار دارند. این در حالی است که در مرکز توزیع جهت‌گیری الیاف کاملاً تصادفی است [۱۴]. مطالعات نشان داده‌اند که با افزایش مقدار درصد الیاف، ضریب جهت‌گیری الیاف به شکل خطی کاهش می‌یابد. این نتیجه در شکل ۲ نشان داده شده است [۱۹].

تنش‌های پس ماند ناشی از گرما و فشار

تنش‌های پس ماند ناشی از گرما و فشار در گرمانرم‌های تقویت نشده

وقتی که مذاب زیر فشار در قالب، در مراحل پرشدن، نگه‌داری و سرد شدن در تماس با سطوح قالب قرار می‌گیرد و جامد می‌شود، تنش‌های پس ماند ناشی از فشار و گرما به وجود می‌آیند. عامل اصلی پیدایش این تنش‌ها در گرمانرم‌های تقویت نشده اختلاف دما بین مرکز قطعه و سطوح قالب است. از آن جا که ضریب انتقال گرمای گرمانرم بسیار کم

می‌گردد. Jacques [۸] تابیدگی ایجاد شده در مواد گرمانرم را در اثر سرعت‌های سرد کردن نامتعادل به دست آورد. از نظر تاریخی مطالعه روی کامپوزیت‌ها با زمینه گرمانرم (TPCs) تقویت شده با الیاف پیوسته، به سال ۱۹۸۵ برمی‌گردد. Zoller و Nairn [۹-۱۱] اولین کسانی بودند که در این زمینه مطالعه کرده‌اند. آنها تنش‌های پس ماند گرمایی را در این مواد با استفاده از روش نورکشسانی اندازه گرفتند. Farve در سال ۱۹۸۸ [۹] مروری بر تمام کارهای انجام شده در زمینه تنش‌های پس ماند و آثار آنها روی مواد کامپوزیتی (گرماسخت و گرمانرم) تهیه کرد. این نوشته مبنای بسیاری از مطالعات بعدی قرار گرفت. چرا که Farve در این گردآوری، آثار گرما، رطوبت، گذشت زمان، ریزترک‌ها، تغییرات هندسی و لایه لایه شدن ناشی از آثار لبه آزاد و هم چنین فنونی را که تا آن زمان برای اندازه‌گیری این تنش‌ها به کار گرفته می‌شد، لحاظ کرد. بعد از آن Eijpe در سال ۱۹۹۷ [۱۲] خلاصه مناسبی را از مطالعات موجود در زمینه منابع ایجاد این تنش‌ها و هم چنین شرایط تولید و شرایط محیطی ارائه کرد.

در این پژوهش، مطالعه بسیار جامعی درباره علل شکل‌گیری، آثار، روش‌های اندازه‌گیری و کاهش و فرصت‌های مطالعاتی در تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌ها و کامپوزیت‌های گرمانرم تقویت شده با الیاف کوتاه و پیوسته ارائه شده است.

تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌ها و گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف کوتاه

بسیاری از قطعات گرمانرم به روش قالب‌گیری تولید می‌شوند. فرایند قالب‌گیری یک قطعه گرمانرم شامل چهار مرحله زیر است [۱۳]:

- پرشدن قالب از مذاب پلیمر،
- نگه‌داری مذاب در فشار خارجی که طی آن در فشار زیاد، مذاب برای تکمیل فرایند به داخل قالب راهنمایی می‌شود،
- خنک‌کاری مذاب در قالب که منجر به جامد شدن قطعه می‌شود و
- خارج کردن قطعه از قالب.

حین این مراحل چهار گانه، ماده گرمانرم تاریخچه گرمای مکانیکی را تجربه می‌کند که سبب تغییر حجمی نقطه‌ای ماده می‌شود. تا زمانی که قطعه در قالب است، صفحات قالب مانند یک قید عمل می‌کنند و نتیجه آن به وجود آمدن تنش‌های داخلی در قطعه است [۱۳]. بعد از خارج شدن قطعه از قالب، سرد شدن در دمای محیط، سبب تحمیل چروکیدگی بیشتری در قطعه می‌شود. چروکیدگی نامتقارن در قطعه سبب به وجود آمدن تابیدگی می‌شود [۱۴]. عامل اصلی در پیدایش تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌های تقویت نشده، سرد شدن نامتقارن سریع قطعات است [۱۵]. هر چند عواملی نظیر نوع قالب، شرایط تولید و

ضریب انبساط گرمایی الیاف با زمینه و به طور کلی تفاوت خواص بین الیاف و رزین سبب تشدید تنش‌های پس ماند می‌شوند [۲۰]. مطالعات نشان داده‌اند که به دلیل همین ناهمگنی، مقدار تنش‌های پس ماند و به دنبال آن تابیدگی در کامپوزیت‌های تقویت شده با الیاف کوتاه بیش از گرمانرم‌های تقویت نشده است [۱۸].

تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف پیوسته

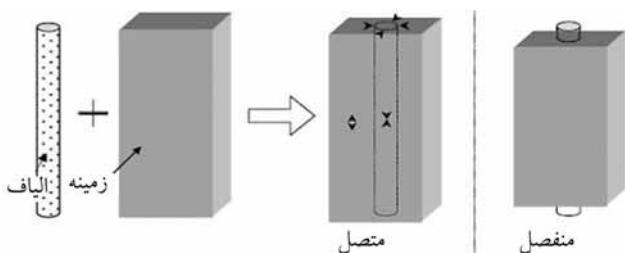
تنش‌های پس ماند در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف پیوسته، هم در لایه‌های کامپوزیتی و هم در سازه‌های کامپوزیتی، پس از فرورش و خنک کردن تا دمای کارکرد، به سرعت ایجاد می‌شود. این تنش‌ها را می‌توان به سه گروه میکرومکانیکی، ماکرومکانیکی، عمومی یا هسته - پوسته دسته‌بندی کرد. در ادامه هر یک از این تنش‌ها معرفی می‌شوند.

تنش‌های پس ماند میکرومکانیکی [۵،۱۱،۲۱،۲۲]

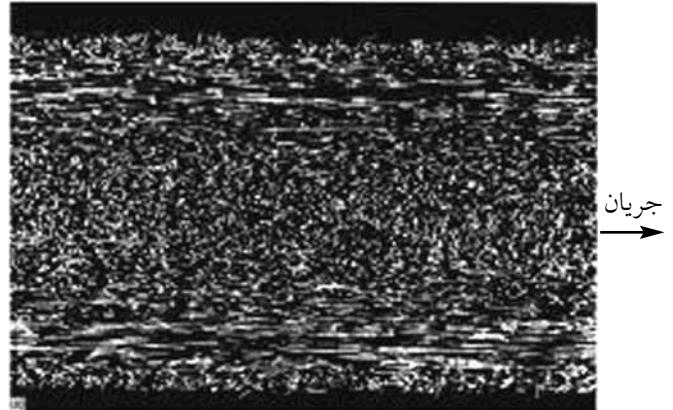
پارامتر غالب در ایجاد این نوع از تنش اختلاف در ضریب انبساط گرمایی بین الیاف و زمینه گرمانرم است. گرمانرم‌ها برخلاف گرماسخت‌ها دمای فرورش بیشتری دارند و از آن دما تا دمای سرویس دهی سرد می‌شوند. این سرد کردن سریع، انقباض حجمی زمینه را در پی دارد که بسیار بیشتر از انقباض حجمی الیاف است. این اختلاف سبب اعمال نیروی محرکی در تولید کرنش‌های پس ماند گرمایی در زمینه و الیاف می‌شود. اگر فرض شود، فصل مشترک الیاف و زمینه در سرد کردن به خوبی شکل گرفته است، تنش‌های پس ماند کششی هم در جهت طولی و هم در جهت عرضی در زمینه گرمانرم و تنش‌های پس ماند فشاری در الیاف در جهت طولی و شعاعی به وجود می‌آیند. این موضوع در شکل ۳ نشان داده شده است.

تنش‌های پس ماند ماکرومکانیکی [۵،۱۰،۲۳،۲۴]

نام دیگر این تنش‌ها، تنش‌های لایه‌ای است. این تنش‌ها به علت



شکل ۳ - اثر سرد کردن روی زمینه و الیاف و شکل‌گیری تنش‌های کششی و فشاری (با مجوز ناشر مرجع [۵]).

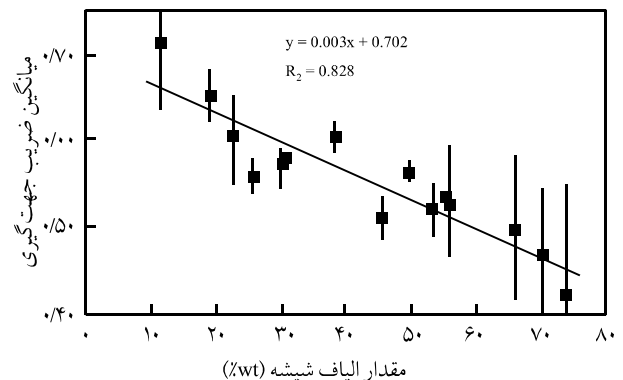


شکل ۱ - جهت‌گیری الیاف در یک نمونه حین فرایند تزریق (با مجوز ناشر مرجع [۱۴]).

است، این اختلاف بیشتر تشدید می‌شود. با وجود چنین اختلاف دمایی، مواد گرمانرم در دمایی بیشتر از دمای تبدیل شیشه‌ای در مدت زمانی متفاوت خنک و جامد می‌شوند. این تنش‌های گرمایی باعث می‌شوند که مواد چروکیدگی نامتقارن را تجربه کنند. علاوه بر آن، تنش‌های مزبور سبب تابیدگی قطعه نهایی شده و روی خواص مکانیکی آن نیز اثر می‌گذارد [۱۵].

تنش‌های پس ماند ناشی از گرما و فشار در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف کوتاه

در گرمانرم‌های تقویت شده با الیاف کوتاه، علاوه بر توزیع گرمایی غیریکنواخت که در گرمانرم‌های تقویت نشده مشاهده شده است، الیاف تقویت کننده نیز سبب افزایش این غیریکنواختی می‌شود. افزون بر گرادیان فشار زیاد، جهت‌گیری ناشی از زنجیرهای مولکولی و اختلاف



شکل ۲ - اثر مقدار تقویت کننده روی ضریب جهت‌گیری الیاف PP/Glass (با مجوز ناشر مرجع [۱۹]).

سبب توزیع تنش پس‌ماند از مرکز لایه‌ها (کششی) تا سطح لایه‌ها (فشاری) می‌شود [۵]. شکل ۵ این پدیده را نشان می‌دهد. منحنی توزیع این نوع از تنش درجه دوم است [۲۵، ۲۶]. این سه دسته از تنش‌های پس‌ماند در سازه کامپوزیتی به روشنی قابل تفکیک نیستند و با اثر روی یک دیگر تنش‌های پس‌ماند سه بعدی را ایجاد می‌کنند.

پارامترهای اثرگذار بر شکل‌گیری تنش‌های پس‌ماند

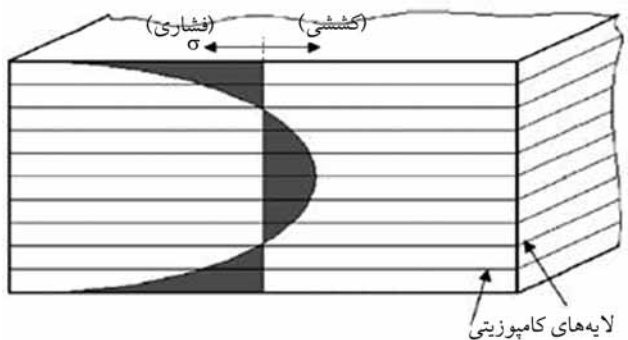
بنا بر گفته Farve [۱۱] اگر اثر پارامترهای گذشت زمان و شرایط محیطی در بررسی تنش‌های پس‌ماند حذف شود، اندازه این تنش‌ها در سازه‌های کامپوزیتی به چهار عامل وابسته است، که عبارتند از:

- اختلاف دما، که روی ضرایب انبساط گرمایی اثر می‌گذارد،
- انقباض که حین سرمایش رخ می‌دهد،
- ضرایب کشسانی هر یک از اجزا (لایه‌ها) و
- درصد حجمی الیاف.

با نگاهی هوشیارانه به آنها پرواضح است که این عوامل به عواملی هم چون شکل‌شناسی زمینه گرمانرم (بی‌شکل یا نیمه‌بلوری)، نوع الیاف، خواص فصل مشترک الیاف و رزین، شکل‌شناسی الیاف (تک‌جهتی و بافته شده) و شرایط تولید بستگی دارد. در ادامه این عوامل به طور جداگانه بررسی می‌شوند.

اثر الیاف و شکل‌شناسی آن

اغلب مطالعات انجام شده روی الیاف کربن است و مطالعات کمی هم روی الیاف شیشه انجام شده است. تنها یک مطالعه روی الیاف آرامید انجام شده است [۵]. مطالعات نشان از رفتار گرمایی بسیار ناهمگن در الیاف کربن و آرامید می‌دهند. در محدوده دمایی بین تولید و کارکرد، ضریب انبساط گرمایی این الیاف به شکل خطی تغییر می‌کند [۲۷].

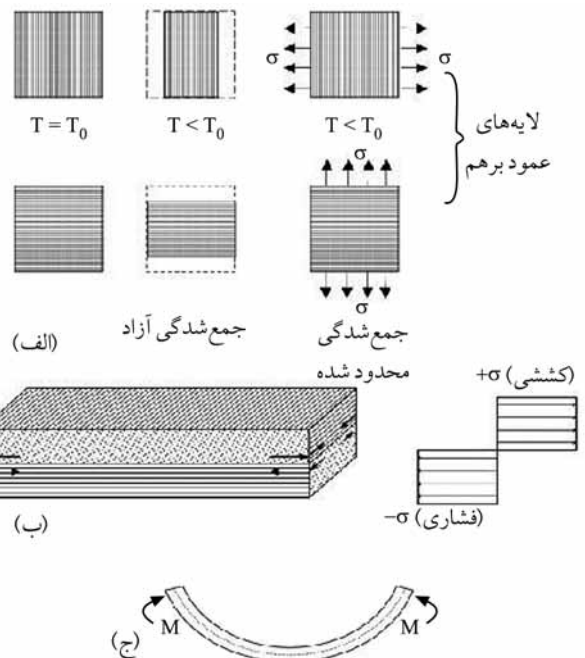


شکل ۵- توزیع تنش‌های پس‌ماند هسته - پوسته (با مجوز ناشر مرجع [۲۵]).

ناهمسان‌گردی یک لایه نسبت به لایه دیگر ایجاد می‌شوند. نیروی محرک برای ایجاد این تنش‌ها اختلاف در ضریب انقباض طولی و عرضی لایه‌هاست. به طور مثال، به علت اختلاف انقباض گرمایی در جهت‌ها، لایه صفر درجه یک قید برای لایه ۹۰ درجه و برعکس محسوب می‌شود (شکل ۳). σ مقدار تنش پس‌ماند است. این انقباض ناهمگن شبیه آن است که دو نوار از دو فلز مختلف روی هم قرار گیرد که نتیجه آن ایجاد این تنش‌هاست. در شکل‌های ۴ الف تاج شکل‌گیری تنش‌های پس‌ماند و نتیجه آن در تغییر شکل خارج از صفحه یک نمونه نشان داده شده است.

تنش‌های پس‌ماند عمومی

نام دیگر این تنش‌ها تنش‌های هسته - پوسته است. سرعت سرد کردن، دما و رطوبت در راستای ضخامت لایه‌های کامپوزیتی و سازه‌های کامپوزیتی سبب توزیع این دسته از تنش‌های پس‌ماند می‌شود. به طور کلی، یک لایه ضخیم سرعت سرمایش کندتری را در مرکز نسبت به سطح خود تجربه می‌کند. در دمایی مشخص، مرکز لایه‌ها برای جامد شدن نیاز به زمان دارد و این درحالی است که سطح جامد شده است. با سرد کردن زیاد، سطح قطعات به عنوان قیدی برای مرکز عمل می‌کند و

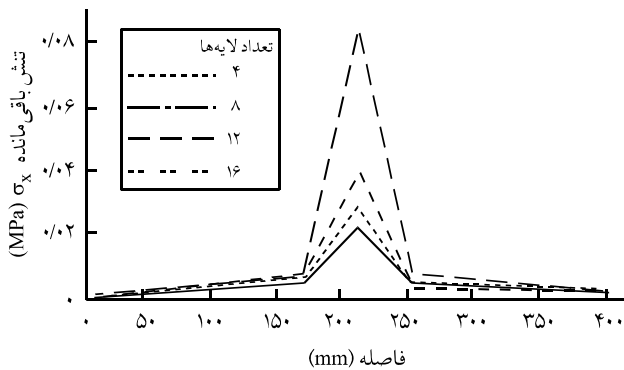


شکل ۴- (الف) شکل‌گیری تنش‌های پس‌ماند در لایه‌های نامتقارن، (ب) محدود شدن لایه و (ج) تغییر شکل خارج از صفحه در نمونه بدون قید (با مجوز ناشر مرجع [۵]).

اثر درصد الیاف

- مطالعات [۲۸] نشان می‌دهد، در نمونه PP/CF کرنش‌های پس ماند الیاف در مقیاس ماکرو و میکرو، با افزایش درصد حجمی الیاف، کاهش می‌یابد. احتمالاً برای برخی از کامپوزیت‌ها درصد حجمی بهینه‌ای برای الیاف وجود دارد که در آن تنش‌های پس ماند کششی در زمینه به تنش‌های فشاری تبدیل می‌شود [۲۳،۲۹].

- در لایه‌های عمود برهم (Cross-ply) با افزایش درصد الیاف، مقدار تنش‌های پس ماند ماکرو مکانیکی افزایش می‌یابد [۳۰].



شکل ۷ - مقایسه اثر آرایش لایه‌های پادمقارن [۰/۴۵] (با مجوز ناشر مرجع [۳۴]).

اثر شکل‌شناسی الیاف

- موج دار شدن الیاف سبب کاهش مقدار اختلاف در ضریب انبساط گرمایی طولی و عرضی شده و سبب کاهش تنش‌های پس ماند می‌شود [۳۱].

- هنگامی که زاویه بین الیاف (θ) ۳۰ درجه باشد، تنش‌های برشی بین صفحه‌ای بیشترین مقدار را دارد [۳۲،۳۳].

- مطالعات نشان می‌دهد که در لایه‌های متقارن با افزایش تعداد لایه‌ها تغییری در مقدار تنش‌های پس ماند ایجاد نمی‌شود. در شکل ۶ این موضوع نشان داده شده است [۳۴]. اگر آرایش لایه‌ها پادمقارن باشد، با افزایش تعداد لایه‌ها تنش‌های پس ماند کاهش می‌یابد. این آزمون برای کامپوزیت‌های گرمانرم تقویت شده با بافت‌های فلزی انجام شده و نتیجه آن در شکل ۷ نشان داده شده است [۳۴]. هم‌چنین، در لایه‌های پادمقارن با افزایش زاویه بین الیاف، تنش‌های پس ماند کاهش می‌یابند. شکل‌های ۸ و ۹ نتایج را برای یک نمونه با آرایش زاویه‌ای مختلف نشان می‌دهد [۳۴].

می‌افتد. چرا که چگالی بخش‌های بلوری شده در مقایسه با بخش‌های بی‌شکل زیاد است. در گرمانرم‌های بی‌شکل، این پدیده فقط به علت کاهش دماست. همان‌طور که در شکل ۱۰ مشاهده می‌شود، چروکیدگی در نیمه بلوری‌ها ۱۰ برابر بیشتر از بی‌شکل‌هاست. دمای تبدیل شیشه‌ای (T_g)، دمای ذوب (T_m) و دمای تبلور (T_c) در سرعت سرد کردن، کم هستند. نکته مهم این که رفتار زمینه در محدوده فراورش کامپوزیت‌ها غیرخطی است.

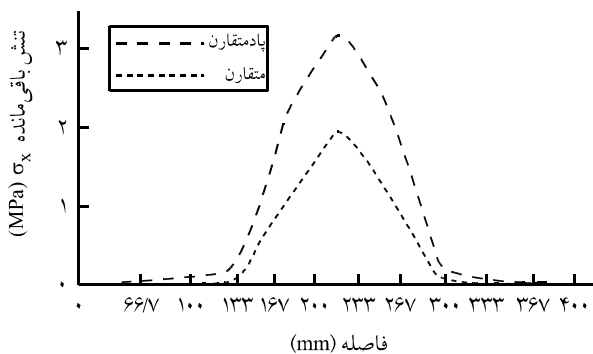
اختلاف دمای T_g با دمای فراورش کامپوزیت

در سرد کردن یک زمینه بی‌شکل، تا بالای دمای T_g رفتار ویسکوالاستیک است. این رفتار نشان می‌دهد که هنوز زنجیرهای مولکولی شکل نگرفته‌اند و حرکت آزادانه وجود دارد. یعنی تنش‌های پس ماند هنوز شکل نگرفته‌اند. با رسیدن به دمای T_g رفتار زمینه تغییر کرده و حالت آن گرماکشسان می‌شود. در این جاست که تنش‌های پس ماند شروع به شکل‌گیری می‌کند [۵]. به دمایی که تنش‌ها در آن شروع به شکل‌گیری می‌کنند، دمای عاری از تنش گویند. برای

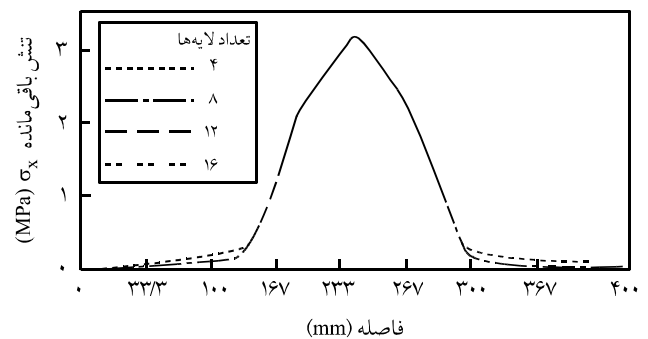
اثر زمینه

انقباض (چروکیدگی یا آب‌رنگی) زمینه [۵]

انقباض در زمینه‌های گرمانرم، به شکل‌شناسی زمینه بستگی دارد. در گرمانرم‌های نیمه بلوری تغییر حجم در اثر تبلور و کاهش دما اتفاق



شکل ۸ - اثر زاویه الیاف در نمونه [۰/۴۵] (با مجوز ناشر مرجع [۳۴]).



شکل ۹ - اثر تعداد لایه‌ها در نمونه [۰/۴۵] (با مجوز ناشر مرجع [۳۴]).

کردن سریع سبب کاهش مدول یانگ می‌شود [۵]. مطالعات نشان می‌دهد، هرچه مدول یانگ زمینه بیشتر باشد، تنش‌های پس‌ماند بیشتری نیز وجود دارد [۴۰].

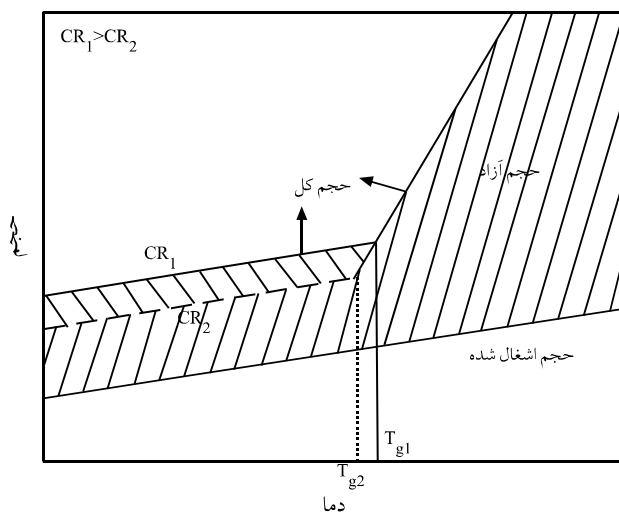
اثر فصل مشترک

مقاومت فصل مشترک در کامپوزیت‌های گرماسخت حاصل پیوند شیمیایی بین الیاف و زمینه است. در گرمادرم‌ها این مقاومت در اثر کرنش‌های فشاری شعاعی که بر الیاف وارد می‌شود، تأمین می‌شود. چرا که زمینه با ساز و کاری به نام قفل کردن الیاف این مقاومت را تأمین می‌کند [۴۱]. اگر مقاومت فصل مشترک قوی باشد، تنش‌های پس‌ماند افزایش پیدا می‌کند [۴۲، ۴۳]. البته اگر فصل مشترک به اندازه کافی قوی نباشد، بخشی از کرنش‌های پس‌ماند به کمک لغزش بین الیاف و زمینه آزاد می‌شود [۴۳].

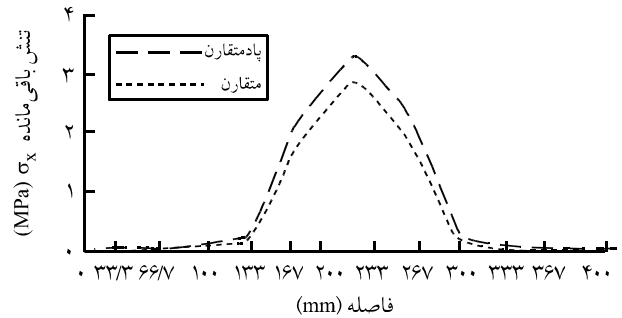
اثر شرایط تولید

اثر سرعت سرد کردن روی زمینه بی‌شکل

هنگامی که سرعت سرد کردن پلیمر بی‌شکل افزایش می‌یابد، حجم آزاد زیادی در زیر دمای T_g به دام می‌افتد و حجم پلیمر نهایی بیشتر از پلیمر اولیه می‌شود. با توجه به شکل ۱۱ مشخص است که دمای T_g در سرعت کم سرد کردن، پایین‌تر است و محدوده دمای کمتری برای ایجاد تنش‌های پس‌ماند به وجود می‌آید. هرچه سرعت سرد کردن پلیمر بی‌شکل بیشتر باشد، تنش‌های پس‌ماند بیشتری در قطعه به وجود می‌آید [۵]. مطالعات نشان می‌دهد که مهم‌ترین عامل در کنترل تنش‌های پس‌ماند در پلیمرهای



شکل ۱۱ - اثر سرعت سرد کردن روی حجم نهایی در دمای T_g پلیمر بی‌شکل (با مجوز ناشر مرجع [۵]).

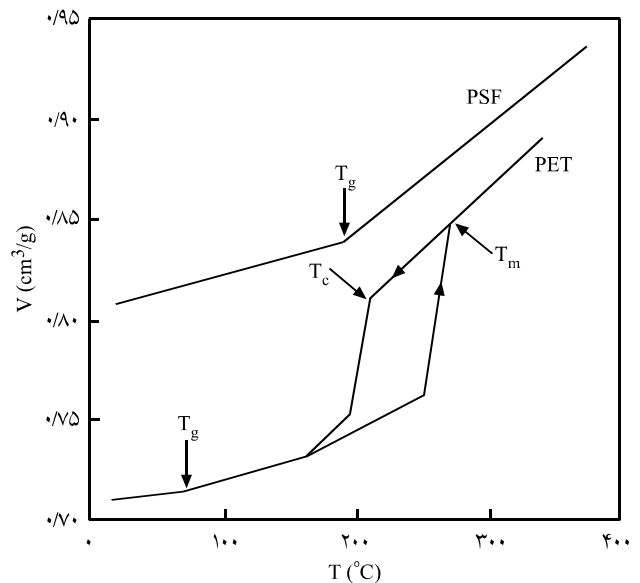


شکل ۹ - اثر زاویه الیاف در نمونه ۲ [۰/۰/۱۵/۱۵] (با مجوز ناشر مرجع [۳۴]).

زمینه‌های بی‌شکل این دما در نزدیکی T_g قرار دارد [۳۵-۳۷]. برای زمینه‌های نیمه‌بلوری این دما در نزدیکی بیشترین دمای تبلور است [۳۸]، چرا که قابلیت نیمه‌بلوری‌ها برای تحمل بار، در زیر این دما قرار دارد [۲۶]. سرعت سرد کردن روی این دما اثر می‌گذارد و در نتیجه دمای عاری از تنش نیز تحت تأثیر قرار می‌گیرد [۳۹]. در نهایت این که برای یافتن دمای عاری از تنش، کامپوزیت را تا دمایی که تنش‌های پس‌ماند آن صفر شود، گرم می‌کنند [۵].

مدول کشسانی زمینه

یکی از خواص فیزیکی زمینه که روی تنش‌های پس‌ماند اثر می‌گذارد، مدول کشسانی آن است [۱۱]. برای زمینه‌های بی‌شکل مقدار آن وابسته به دماست و برای نیمه‌بلوری‌ها به سرعت سرد کردن وابسته است. سرد



شکل ۱۰ - حجم ویژه PSF (بی‌شکل) و PET (نیمه‌بلوری) بر حسب دما (با مجوز ناشر مرجع [۵]).

بی شکل در محدوده T_g ، سرعت سرد کردن است [۴۲، ۴۴].

اثر سرعت سرد کردن روی زمینه نیمه بلوری

برای گرمانرم‌های نیمه بلوری، دمای پیک تبلور در سرعت سرد کردن زیاد کم شده و درجه تبلور کاهش می‌یابد [۴۳، ۴۵]. دمای عاری از تنش کاهش یافته و چروکیدگی زمینه کم می‌شود [۴۶]. در نتیجه با افزایش سرعت سرمایش، مقدار تنش‌های پس ماند کاهش می‌یابد [۴۷، ۴۸]. لازم به ذکر است که سینتیک تبلور برای هر پلیمر نیمه بلوری متفاوت است [۵].

اثر سرعت سرد کردن روی شکل‌گیری تنش‌های پس ماند هسته - پوسته

سرعت سرد کردن اثر تعیین‌کننده‌ای روی شکل‌گیری تنش‌های پس ماند هسته - پوسته دارد. کامپوزیت‌های گرمانرم پیش‌رفته در دمای زیاد شکل می‌گیرند [۵]. سرعت سرد کردن زیاد سبب می‌شود، سطح لایه‌ها سرد شده و در فشار باشند و این در حالی است که هسته هنوز به خوبی سرد نشده و در کشش است. مطالعات نشان می‌دهد، هر چه مقدار سرد کردن زیاد باشد، مقدار تنش‌های پس ماند به وجود آمده نیز بیشتر می‌شود [۵]. در برخی مطالعات [۴۶، ۴۸-۵۲] توزیع تنش از هسته به سمت پوسته با تابع درجه دوم نشان داده شده است.

اثر سرعت سرد کردن روی تنش برشی فصل مشترک

در گرمانرم‌های نیمه بلوری، هر چه سرعت سرد کردن کمتر باشد، تنش‌های برشی بیشتری در فصل مشترک به وجود می‌آید که علت آن تبلور زمینه است [۵]. در زمینه‌های گرمانرم بی‌شکل، افزایش سرعت سرد کردن یا کم بودن دمای نهایی، سبب افزایش تنش برشی فصل مشترک می‌شود [۴۲].

اثر فشار

مطالعات بسیار کمی برای بررسی اثر فشار انجام شده است [۱۰، ۵۳، ۵۴]. فشار روی الیاف هیچ اثری ندارد [۵]. اما فشار می‌تواند سبب تغییر خواص گرمایی زمینه شود و در نتیجه بر شکل‌گیری تنش‌های پس ماند اثر می‌گذارد [۴۵]. با وجود این که در کامپوزیت‌های گرمانرم فشار زیاد است، ولی باز هم این فشار آن قدر زیاد نیست که بتواند سبب ایجاد تغییرات اساسی در زمینه شود [۵].

اثر شرایط محیطی

مطالعات اندکی [۱۲، ۵۵] برای بررسی اثر شرایط محیطی روی شکل‌گیری تنش‌های پس ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم انجام شده است. این شرایط اثر مهمی روی فرایند دارد. اکسایش حین گرمادهی

سبب ایجاد تغییرات شیمیایی در زمینه و فصل مشترک می‌شود. این امر، خواص مکانیکی و گرمایی پلیمر را تحت تأثیر قرار داده و در شکل‌گیری تنش‌های پس ماند اثر می‌گذارد [۵].

اثر جنس صفحات قالب [۵، ۵۶]

ضریب انبساط گرمایی قالب اکثراً بیش از ضریب انبساط گرمایی قطعه است و سبب سرد شدن سریع بخش‌هایی از قطعه می‌شود که در تماس با قالب است. این اختلاف سبب اعمال تنش‌های پس ماند فشاری در سطح لایه‌ها و تنش‌های پس ماند کششی در مرکز می‌شود. این پدیده سبب به وجود آمدن تابیدگی در لایه‌ها شده و روی موج دار شدن الیاف نیز اثر می‌گذارد. نکته دیگری که باید مد نظر قرار گیرد آن است که به علت انقباض اجباری قطعه به وسیله سطوح قالب، پس از جامد شدن و شکل‌گیری، تنش‌های پس ماند فشاری دیگری بر سطح قطعه اعمال می‌شود. تولید قطعات به روش شکل‌دهی لاستیکی نیز سبب ایجاد تنش‌های پس ماند می‌شود.

آثار تنش‌های پس ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم

اثر تنش‌های پس ماند در مواد کامپوزیتی گرمانرم به چند شکل از جمله اثر روی خواص زمینه، لایه‌ها، خواص الیاف، فصل مشترک و روی برخی سازه‌های کامپوزیتی قابل بررسی است. در این بخش هر یک از این عوامل به طور خلاصه بررسی می‌شود.

آثار تنش‌های پس ماند روی خواص زمینه

به علت اختلاف زیاد در چروکیدگی بین الیاف و زمینه در انقباض زیاد، عموماً زمینه کرنش‌های پس ماند کششی را تحمل می‌کند. اندازه و علامت این کرنش‌ها وابسته به درصد حجمی الیاف متغیر است [۵]. خواصی که به وضوح تحت تأثیر این تنش‌ها قرار می‌گیرند، عبارتند از: جذب رطوبت و مقاومت دمایی زمینه [۵۷]. به طور مثال بارگذاری فشاری T_g را افزایش و بارگذاری کششی و برشی آن را کاهش می‌دهد [۵۷]. اهمیت این موضوع در آن است که دمای انتقال شیشه‌ای، حد بالای کارکرد یک کامپوزیت را نشان می‌دهد [۵۸، ۵۹]. با افزایش دما به علت انبساط زمینه و کاهش اختلاف دما با دمای عاری از تنش، تنش‌های پس ماند آن به خودی خود کاهش می‌یابد [۵۹، ۶۰]. برای بسیاری از کامپوزیت‌های گرمانرم این کاهش به شکل تقریباً خطی است [۶۱]. مطالعات نشان داده‌اند [۶۲] که خاصیت جذب رطوبت زمینه، اثر مشخصی روی حالت تنش‌های پس ماند در کامپوزیت‌ها دارند. برخی از این موارد عبارتند از:

- تورم زمینه که منجر به تغییر در حالت تنش می‌شود،

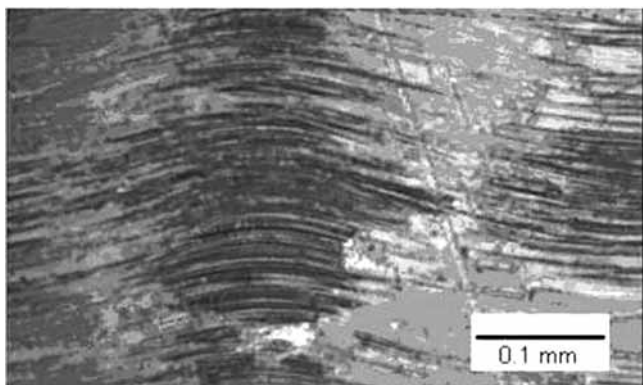
مطالعات [۷۱] نشان داده است که این موج شبیه موج سینوسی است. مطالعات [۷۲] علل این پدیده را آثار قالب و سرعت سرد کردن می‌دانند. اختلاف ضریب انبساط گرمایی بین قالب و قطعه سبب ایجاد گرادیان دمایی متفاوت در ضخامت قطعه می‌شود و در پی آن موج دار شدن رخ می‌دهد. این پدیده سبب کاهش مقاومت فشاری قطعه شده و کیفیت قطعه نهایی را نیز کاهش می‌دهد. هم‌چنین، اثر متوسطی روی ضریب انبساط گرمایی لایه‌ها دارد [۶۲] (شکل ۱۲).

ترک عرضی [۶۲]

اگر مقدار تنش‌های پس‌ماند از مقاومت به تسلیم زمینه یا هر دو فصل مشترک و زمینه بزرگ‌تر باشد، سبب ایجاد ترک در زمینه یا جدایی فصل مشترک می‌شود. اگر فصل مشترک ضعیف باشد، ترک در امتداد فصل مشترک گسترش می‌یابد. اگر فصل مشترک قوی باشد، در زمینه گسترش پیدا می‌کند. ترک‌های ایجاد شده معمولاً موازی یا عمود بر صفحه کامپوزیت‌ها هستند. هرچه مقدار تنش پس‌ماند بین لایه‌ها بیشتر باشد، چگالی این ترک‌ها در ماده کامپوزیتی بیشتر است. به طور کلی آثار مطالعه شده ترک روی مواد کامپوزیتی را می‌توان در کاهش مقاومت برشی، خواص مکانیکی و مقاومت ماده [۶۲]، کاهش ضریب پواسون ماده کامپوزیتی [۷۳]، کاهش مقاومت در محیط‌های شیمیایی و کاهش رسانایی الکتریکی لایه‌های تقویت شده با الیاف کربن [۶۲] خلاصه کرد.

لایه لایه شدن [۲۴،۶۲]

تنش‌های پس‌ماند بین لایه‌های مختلف کامپوزیت ناپیوسته هستند. در لایه‌های عمود بر هم این ناپیوستگی کاملاً مشهود است. دلایلی از قبیل نوع و زاویه مختلف لایه‌ها سبب ایجاد این پدیده می‌شوند. یکی از پدیده‌های پاسخ‌گو در برابر علت پیدایش لایه لایه شدن، اثر لبه آزاد



شکل ۱۲ - موج دار شدن الیاف در یک نمونه الیاف کربن - پلی سولفون (با مجوز ناشر مرجع [۶۲]).

- نرم شدن پلیمر که در دماهای T_g کاملاً مشهود است و - رطوبت که روی خواص فصل مشترک اثر مشخصی می‌گذارد. تنش‌های پس‌ماند سبب تغییر در بیشترین مقدار رطوبت قابل جذب زمینه می‌شوند. در مطالعه‌ای [۶۳] نشان داده شده است که سرعت جذب رطوبت به وسیله زمینه زیر بارهای کششی شتاب بیشتری به خود می‌گیرد. به علت رفتار ذاتی ویسکوالاستیک زمینه پلیمری و احتمالاً فصل مشترک، تنش‌های پس‌ماند گرمایی وابسته به زمان هستند. یعنی زمینه با گذشت زمان رفتار رهایی از تنش و خزش نشان می‌دهد. نکته مهم آن است که برای تنش‌های پس‌ماند زیاد، فاصله زمان و شرایط محیطی بین تولید و آزمون باید در نظر گرفته شود و به هیچ وجه قابل صرف نظر کردن نیست [۴۲،۶۴،۶۵]. مسئله دیگری که روی زمینه اثر می‌گذارد، پیرشدن آن است. هنگامی که پلیمر بی‌شکل (یا بخش بی‌شکل پلیمر نیمه‌بلوری) به زیر دمای T_g آن سرد می‌شود، حالت جامد شیشه‌ای با زنجیرهای پلیمری که از لحاظ ترمودینامیکی در تعادل نیست، به دست می‌آید. با سرد کردن به دمایی زیر T_g زمینه برای رسیدن به حالت تعادل ترمودینامیکی، پیر می‌شود [۶۲]. پیرشدن سبب افزایش مدول کشسانی زمینه و مقاومت به تسلیم آن و نیز کاهش چقرمگی می‌شود. دما و تاریخچه تولید یک قطعه اثر مهمی روی سرعت پیرشدن دارد. در دماهای زیاد (زیر دمای T_g) سرعت پیرشدن زمینه زیاد است. در نتیجه در سرعت سرد کردن کم، آثار پیرشدن زمینه زیاد است. اطلاعات کامل‌تر برای بررسی آثار این تنش‌ها روی زمینه در منابع [۶۴،۶۶،۶۷] موجود است.

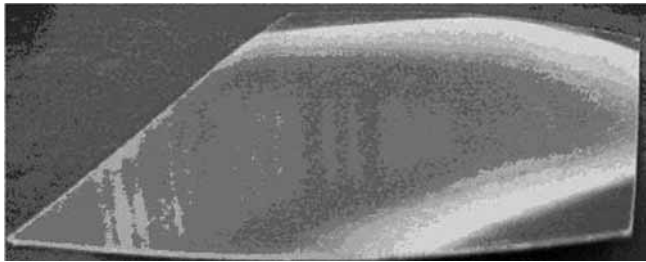
آثار تنش‌های پس‌ماند روی فصل مشترک زمینه - الیاف

مقاومت فصل مشترک روی اندازه تنش‌های پس‌ماند اثر می‌گذارد. به طور متقابل تنش‌های پس‌ماند هم روی مقاومت برشی فصل مشترک اثر دارند [۵]. با افزایش تنش پس‌ماند در جهت شعاعی مقاومت فصل مشترک افزایش می‌یابد [۷۰-۶۸]. تنش‌های پس‌ماند سبب به وجود آمدن پدیده جدایی در امتداد محور الیاف در فصل مشترک‌های ضعیف می‌شوند [۴۳]. اما، روی الیاف اثر قابل ملاحظه‌ای ندارند. اغلب در الیاف تنش‌های پس‌ماند فشاری به وجود می‌آید و این در حالی است که اساساً الیاف برای این منظور طراحی نشده‌اند. نتیجه حاصل این که برای به وجود آمدن تنش‌های پس‌ماند فشاری در الیاف، قابلیت الیاف در تحمل بارهای کششی در سازه کامپوزیتی بیشتر می‌شود [۶۲].

عیوب ناشی از تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم

موج دار شدن الیاف

تنش‌های پس‌ماند فشاری سبب موج دار شدن الیاف می‌شوند و



شکل ۱۳ - تابیدگی پلی‌اتر ایمید - الیاف شیشه در اثر سرد کردن نامتقارن صفحات قالب (با مجوز ناشر مرجع [۶۲]).

آثار تنش‌های پس‌ماند روی سازه‌های کامپوزیتی گرمانرم

اثر تنش‌های پس‌ماند روی پایداری ابعادی سازه‌های کامپوزیتی

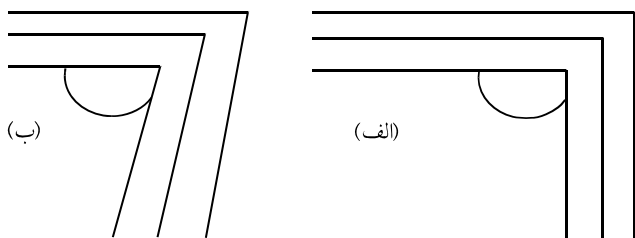
از عیوبی که مطالعات [۷۷،۷۸] روی آن انجام شده است، اثر فنی این مواد است که چیزی شبیه به بازگشت فنی در فلزات است. در شکل ۱۴ این پدیده نشان داده شده است. عواملی هم چون صفحات قالب، چیدمان لایه‌ها، گرادیان گرمایی و شرایط تولید و رطوبت بر این پدیده اثر دارند [۷۹].

اثر تنش‌های پس‌ماند روی سیلندرهای کامپوزیتی [۶۲]

دسته دیگری از سازه‌ها که تنش‌های پس‌ماند نقش تعیین‌کننده‌ای روی آنها دارند، سازه‌های ساخته شده به روش رشته‌پیچی است. عوامل اثرگذار روی اندازه تنش‌های پس‌ماند در این سازه‌ها عبارتند از: زاویه لایه‌ها، کشش رشته، ضخامت سازه، دمای ماهیچه و ضریب انبساط گرمایی آن و تنش‌زدایی سازه است. کاهش مقاومت فشاری، آسیب دیدن لایه‌ها و ایجاد ترک، موج‌دار شدن الیاف که ناشی از ماهیچه است، از جمله عیوب ناشی از تنش‌های پس‌ماند در این سازه‌هاست.

روش‌های اندازه‌گیری تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم

به طور کلی روش‌های محاسبه و اندازه‌گیری تنش‌های پس‌ماند در این



شکل ۱۴ - اثر تنش پس‌ماند روی خاصیت فنی: (الف) پیش از جامد شدن و خنک‌کاری نهایی و (ب) پس از خنک‌کاری.

است. این اثر در نقاط پرتمرکز از تنش کاملاً مشهود است.

تابیدگی لایه‌ها [۴۱،۶۲]

گرادیان تنش‌های پس‌ماند نامتقارن در عرض لایه‌های کامپوزیت‌ها، سبب ایجاد تابیدگی یا عدم پایداری ابعادی در سازه‌ها می‌شود. این پدیده با دو ساز و کار، سرد کردن نامتقارن و اثر جنس صفحات قالب بر فرایند ساخت اتفاق می‌افتد (شکل ۱۳).

آثار تنش‌های پس‌ماند روی خواص مکانیکی لایه‌ها

مقاومت کششی

در مواد کامپوزیتی معمولاً تنش‌های پس‌ماند در الیاف در حالت فشاری و تنش‌های پس‌ماند زمینه در حالت کششی است [۵]. به طور کلی تنش پس‌ماند فشاری در الیاف سبب افزایش کرنش نهایی می‌شود [۷۴]. اثر منفی این تنش‌ها در لایه‌های عمود برهم بیش از لایه‌های تک‌جهتی است [۷۵]. همین امر سبب کاهش مقاومت نهایی قطعه می‌شود.

مقاومت خمشی

در مطالعه‌ای که Guillen [۷۶] انجام داد، لایه‌های تک‌جهتی PP تقویت شده با الیاف شیشه مطالعه شدند و نتیجه آن به وجود آمدن تنش‌های پس‌ماند بین ۳۷ تا ۴۵ درصد مقاومت خمشی در راستای ۹۰ درجه شد. در این مطالعه نشان داده شد که در سرعت‌های سرد کردن زیاد، تنش‌های پس‌ماند بیشتری تولید شدند. این تنش‌ها سبب کاهش مقاومت به خمش در راستای صفر درجه شد.

فشار و برش [۶۲]

اولین عاملی که روی خواص فشاری قطعه کامپوزیتی اثر دارد، موج‌دار شدن الیاف است. الیاف در فشار هستند، پس مقاومت فشاری نهایی کاهش می‌یابد. نکته دیگر این که تنش‌های پس‌ماند در جهت عمود برالیاف (شعاعی) نیز فشار وارد می‌کنند و این امر سبب کاهش مقاومت به فشار عرضی لایه‌ها می‌شود. احتمال می‌رود که کرنش حد نهایی در آزمون فشار در برای نمونه‌ها نسبت به حالت کشش کم باشد. ولی چون آزمایش فشار در کامپوزیت‌ها مشکل است، نتایج معتبری در این زمینه موجود نیست. در باره برش باید گفت که هنوز در این زمینه مطالعه‌ای انجام نشده است که آثار تنش‌های پس‌ماند گرمایی را روی مقاومت برشی کامپوزیت‌ها بررسی کرده باشد. بسیاری از مطالعات نشان داده‌اند که تنش‌های پس‌ماند اثر کاملاً مشخصی روی چقرمگی شکست مواد کامپوزیتی، خزش و خستگی دارند. اطلاعات بیشتر در این زمینه در مرجع [۶۲] وجود دارد.

جدول ۱ - مقایسه روش‌های غیرمخرب اندازه‌گیری تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم با یک دیگر (با مجوز ناشر مرجع [۸۷]).

روش	محدوده تنش پس‌ماند			نوع نمونه				
	تنش بین لایه‌ای	تنش بین لایه‌ای	تنش لایه‌ها	ریز کامپوزیت	پیش‌آغشته تک‌جهتی	پیش‌آغشته عمود برهم	لایه‌های تک‌جهتی	لایه‌های جهت‌دار
نورکشسانی	×	-	-	×	×	-	-	-
طیف‌سنجی رامان	×	×	-	×	×	-	×	-
رسانایی الکتریکی	-	×	-	-	-	×	-	-
جاسازی کرنش‌سنج	×	×	×	-	-	-	×	×
جاسازی FOS	×	×	-	-	-	-	×	×
جاسازی ذرات فلزی	×	×	-	-	-	-	×	×
تداخل‌سنجی	-	×	-	-	-	-	×	×
تابیدگی	-	×	-	-	-	×	×	×

جدول ۲ - مقایسه روش‌های مخرب اندازه‌گیری تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم با یک دیگر (با مجوز ناشر مرجع [۸۷]).

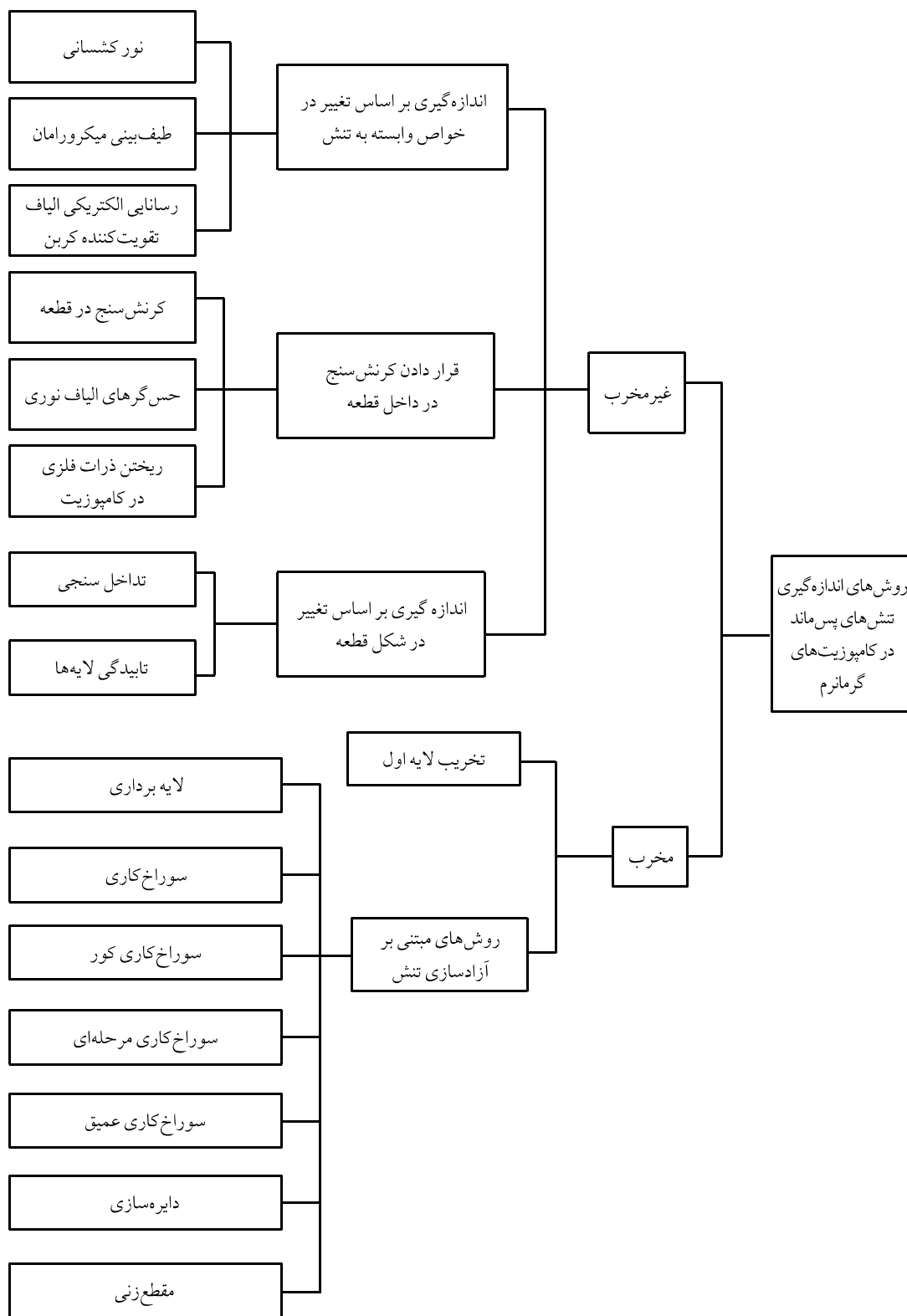
روش	محدوده تنش پس‌ماند					نوع نمونه			توضیحات
	تنش بین لایه‌ای	تنش بین لایه‌ای	تنش لایه‌ها	ریز کامپوزیت	پیش‌آغشته تک‌جهتی	پیش‌آغشته عمود برهم	لایه‌های تک‌جهتی	لایه‌های جهت‌دار	
تخریب لایه اول	-	×	-	-	-	×	-	×	مناسب لایه $90^\circ/0^\circ_{NS}$
لایه برداری	-	×	×	-	-	-	×	×	دقت زیاد ندارد
سوراخ‌کاری کور	-	×	×	-	-	-	×	×	دقت کم
ایجاد شیار	-	×	×	-	-	-	×	×	دقت کم، ولی سریع

شایان است که در تمام روش‌های مخرب و غیرمخرب، تخریب اولین لایه ذکر شده در این گزارش، در کامپوزیت‌های گرمانرم با لایف پیوسته در سازه‌های هوا فضا با دقت قابل قبول مورد استفاده قرار گرفته است. در جدول‌های ۱ و ۲ اکثر روش‌های غیرمخرب در اندازه‌گیری تنش‌های پس‌ماند به طور مقایسه‌ای به ترتیب آورده شده‌اند. در طرح ۱ دسته‌بندی این روش‌ها به طور کامل نشان داده شده است. مرجع [۸۷] مطالعه‌ای مروری از روش‌های تجربی اندازه‌گیری تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم است.

روش‌های کاهش تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم

اگر آثار تنش‌های پس‌ماند گرمایی در کامپوزیت‌های گرمانرم زیاد باشد، آن‌گاه بسیار مهم است که نحوه کمینه کردن این تنش‌ها مورد توجه قرار

دسته از کامپوزیت‌ها عبارتند از: روش‌های تحلیلی [۸۰، ۸۱]، روش‌های عددی [۷، ۲۴، ۸۲، ۸۳] و روش‌های تجربی [۸۶-۴۱، ۸۴] است. روش تجربی بهترین و قوی‌ترین روش برای اندازه‌گیری مقدار و علامت این تنش‌ها در کامپوزیت‌هاست. این روش‌ها به دو گروه مخرب و غیرمخرب دسته‌بندی می‌شوند [۵۴]. به طور عمومی روش‌های غیرمخرب، روش‌های هزینه‌بر هستند و روش‌های مخرب با وجود هزینه کم، سبب آسیب دیدن قطعات می‌شوند و برای کارهای پژوهشی مناسب هستند. در این روش‌ها، مقادیر مرتبط با تنش (کرنش یا هر خاصیت از ماده که رابطه فیزیکی و ریاضی با تنش دارد) محاسبه شده و از تبدیل‌ها استفاده می‌شود و مقادیر تنش‌های پس‌ماند در قطعات یا سازه‌ها به دست می‌آیند. لازم به ذکر است که در این گزارش تنها روش‌هایی مطالعه شده است که در مواد کامپوزیتی و به ویژه در کامپوزیت‌های با زمینه گرمانرم مورد توجه است.



طرح ۱ - دسته‌بندی روش‌های اندازه‌گیری تنش‌های پس ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم.

تنش زدایی یا سرد کردن تدریجی است [۵]. در مواد همگن به علت رفتار انبساطی یکنواخت تنش‌های پس‌ماند در آنها به کمک تنش زدایی از بین می‌رود. برای مواد ناهمگن مانند کامپوزیت‌ها این رفتار متفاوت است. تنش زدایی سبب کاهش گرادیان تنش‌های پس‌ماند در امتداد ضخامت قطعه می‌شود [۵]. برای کاهش تنش‌های پس‌ماند در لبه‌های آزاد، گرمادهی موضعی و سپس خنک کردن آرام در شرایطی کنترل شده، از جدایی لایه‌ها جلوگیری می‌کند [۹۱،۹۲]. مهندسان همواره برای از بین بردن تنش‌های پس‌ماند تلاش نمی‌کنند. در برخی کاربردها اگر این تنش‌ها به درستی شناخته شوند و در کنترل قرار گیرند، می‌توان از آن به نفع خود استفاده کرد.

نتیجه‌گیری

از آن جا که استفاده از کامپوزیت‌های گرمانرم به سرعت در حال گسترش است و آثار تنش‌های پس‌ماند در این مواد کاملاً مشهود است، داشتن دانش کافی از این تنش‌ها کاملاً حیاتی به نظر می‌رسد. زمینه‌های فعالیت بسیار زیادی در این موضوع مشاهده می‌شود، به ویژه مطالعه روی زمینه‌های کارآمد نظیر PEEK اهمیت زیادی دارد. مطالعات بسیار کمی روی سینتیک تبلور زمینه و اثر آن روی تنش‌های پس‌ماند انجام شده است.

موضوع دیگر این که فقط چند مطالعه روی کامپوزیت‌های گرمانرم تقویت شده با منسوجات انجام شده است. استفاده از این مواد به سرعت در حال گسترش است و لازم است که تفاوت‌های تنش‌های پس‌ماند در این مواد با لایه‌های کامپوزیتی به دقت درک شود. مطالعات بسیار کمی به بررسی اثر فشار و شرایط محیطی در شکل‌گیری و اندازه تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌های با زمینه گرمانرم انجام شده است. همان‌طور که اشاره شد، نقش جنس صفحات قالب در شکل‌گیری تنش‌های پس‌ماند غیرقابل انکار است. از این رو، مطالعه در این زمینه فضای دیگری است که می‌تواند پیش روی پژوهشگران باشد. به علت قابلیت جوش کاری گرمانرم‌ها، بررسی تنش‌های پس‌ماند موضعی در این سازه‌ها بسیار مهم است. بررسی تنش‌های پس‌ماند در این گرمانرم‌های بیش تزریق شده (over injected)، موضوع جدید و جالبی است که در آینده‌ای بسیار نزدیک نیاز به آن به شدت احساس می‌شود. نکته آخر این که تاکنون هیچ مطالعه‌ای برای بررسی تنش‌های پس‌ماند در نانو کامپوزیت‌های گرمانرم نشده است.

گیرد. روش‌های زیادی برای دستیابی به این هدف توسعه یافته است که در یک دسته‌بندی می‌توان آنها را در سه گروه قرار داد که به هر یک اشاره می‌شود.

نقش مواد اولیه و شکل‌شناسی آنها در کاهش تنش‌های پس‌ماند

همان‌طور که قبلاً اشاره شد، تفاوت بین دمای زمینه‌سازی از تنش با دمای کارکرد قطعه کامپوزیتی از عوامل اصلی شکل‌گیری تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌هاست. زمینه‌ای که دمای عاری از تنش آن کم باشد، پتانسیل کمی برای شکل‌گیری تنش‌های پس‌ماند دارد [۴۰].

در برخی مطالعات استفاده از یک فیلم نازک (به طور مثال از جنس پلیمر خالص) به منظور کنترل تنش‌های پس‌ماند بین لایه‌ها پیشنهاد شده است [۷۴،۸۸،۸۹]. این فیلم نازک کرنش‌های پس‌ماند هر یک از لایه‌ها را آزاد می‌کند. از این رو، چقرمگی ضربه را افزایش می‌دهد. اما، مشکل فیلم این است که مقاومت برشی فصل مشترک را کاهش می‌دهد [۲۳].

راه حل دیگر استفاده از الیاف شیشه در کامپوزیت‌های تقویت شده با الیاف کربن است. یکی از مزیت‌های این روش کنترل رفتار چروکیدگی زمینه‌ها در حین سرد کردن است. این امر سبب کاهش اختلاف در خواص بین الیاف و زمینه شده و از این راه مقدار تنش‌های پس‌ماند را کاهش می‌دهد [۷۴].

افزودن پرکننده‌های معدنی مانند سیلیس سبب کاهش مقدار ضریب انبساط گرمایی زمینه شده و از این رو سبب کاهش مقدار تنش‌های پس‌ماند می‌شود [۹۰].

کمینه کردن تنش‌های پس‌ماند در شرایط تولید بهینه [۶۲]

یکی از عوامل مهم، توجه به رفتار ویسکوالاستیک زمینه است. با توجه به این عامل در صورتی که سرعت سردکردن مناسب باشد، تنش‌های پس‌ماند کاهش می‌یابند. توجه به سینتیک تبلور زمینه، عامل دیگری است که حین فرایند تولید باید مورد توجه قرار گیرد. در مطالعه‌ای پیشنهاد شده است که برای کاهش تنش‌های پس‌ماند در کامپوزیت‌های گرمانرم با زمینه نیمه بلوری، اگر ابتدا پلیمر تا دمای تبلور سریع سرد شود و سپس تا دمای محیط به آرامی سرد شود، نتیجه آن کاهش تنش‌های پس‌ماند است.

کاهش تنش‌های پس‌ماند در قطعات تولید شده

یکی از روش‌های کاهش تنش‌های پس‌ماند در قطعات کامپوزیتی

مراجع

1. Van Barschot J., Airbus en Boeing vliegen met Ten Cate, In: NRC Handelsblad, Rotterdam, 17, 5 January, 2005.
2. Van Rijswijk K. and Bersee H.E.N, Reactive Processing of Textile Fibre-reinforced Thermoplastic Composites-An Overview, *Composite, Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **38**, 666-681, 2006.
3. Stavrov D. and Bersee H.E.N, Resistance Welding of Thermoplastic Composites-An Overview, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **36**, 39-54, 2004.
4. Source for Materials Information, www.matweb.com
5. Parlevlie T.P.P., Bersee H.E.N., and Beukers A., Residual Stresses in Thermoplastic Composites- A Study of the Literature-Part I: Formation of Residual Stresses, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **37**, 1847-1857, 2005.
6. Ling F.F., *Residual Stresses Measurement and Slitting Method*, Springer, Chap. 1-2, 2006.
7. Shokrieh M.M., and Ghasemi A.R., Simulation of Central Hole Drilling Process for Measurement of Residual Stresses in Isotropic, Orthotropic, and Laminated Composite Plates, *J. Compos. Mater.*, **41**, 435-452, 2007.
8. Jacques M., An Analysis of Warpage in Injection Molded at Parts due to Unbalanced Cooling, *Polym. Eng. Sci.*, **22**, 241-247, 1982.
9. Nairn J.A. and Zoller P., Matrix Solidification and the Resulting Residual Thermal Stresses in Composites, *J. Mater. Sci.*, **20**, 355-67, 1985.
10. Nairn J.A. and Zoller P., The Development of Residual Thermal Stresses in Amorphous and Semicrystalline Thermoplastic Matrix Composites, *Proceedings of Toughened Composites Conference*, Houston (TX), USA, 328-341, 13-15 March, 1985.
11. Favre J.P., Residual Thermal Stresses in Fibre Reinforced Composite Materials-A Review, *J. Mech. Behavior Mater.*, **1**, 37-53, 1988.
12. Eijpe M.P.I.M., *A Modified Layer Removal Method for Determination of Residual Stresses in Polymeric Composites*, PhD Thesis, Enschede, Mechanical Engineering, University of Twente, 1997.
13. Zhenga R., Kennedy P., Phan-Thienb N., and Fan X.J., Thermo-viscoelastic Simulation of Thermally and Pressure-Induced Stresses in Injection Moulding for the Prediction of Shrinkage and Warpage for Fibre-reinforced Thermoplastics, *J. Non-New-tonian Fluid Mech.*, **84**, 159-190, 1999.
14. Fischer J.M., *Handbook of Molded Part Shrinkage and Warpage*, Plastics Design Library, 12-14, 2003.
15. Chem X., Lam Y.C., and Li D.Q., Analysis of Thermal Residual Stress in Plastic Injection Molding, *J. Mater. Proc. Technol.*, **101**, 275-280, 1999.
16. Choi D.S., and Im Y.T., Prediction of Shrinkage and Warpage in Consideration of Residual Stress in Integrated Simulation of Injection Molding, *Compos. Struct.*, **47**, 655-665, 1999.
17. Mlekusch B.A., Residual Stresses in Short-fibre Reinforced Injection-moulded Thermoplastic Parts, *Mech. Time-Dependent Mater.*, **2**, 129-169, 1998.
18. Mlekusch B., The Warpage of Corners in the Injection Moulding of Short-fibre-reinforced Thermoplastics, *Compos. Sci. Technol.*, **59**, 1923-1931, 1999.
19. Thomason J.L., The Influence of Fibre Length and Concentration on the Properties of Glass Fibre Reinforced Polypropylene, 6. The Properties of Injection Moulded Long Fibre PP at High Fibre Content, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **36**, 995-1003, 2004.
20. Kim S.K., Lee S.W., and Youn J.R., Measurement of Residual Stresses in Injection Molded Short Fiber Composites Considering Anisotropy and Modulus Variation, *Korea-Australia Rheol. J.*, **14**, 107-114, 2002.
21. Li M.C., Wu J.J., Loos A.C., and Morton J., A Plane-strain Finite Element Model for Process-Induced Residual Stresses in a Graphite/PEEK Composites, *J. Compos. Mater.*, **31**, 212-243, 1997.
22. Barnes J.A. and Byerly G.E., The Formation of Residual-stresses in Laminated Thermoplastic Composites, *Compos. Sci. Technol.*, **51**, 479-494, 1994.
23. Kim J.K. and Mai Y.W., *Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites*, Oxford, Elsevier Science, 308-20, 1998.
24. Shokrieh M.M. and Ghasemi A.R., Effects of Free Edge Interlaminar Shear Stress on the Residual Stresses of Polymer Composites Using Hole Drilling Method, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (Persian ed.)*, **20**, 337-347, 2007.
25. Manson J.A.E. and Seferis J.C., Process Simulated Laminate (Psl)-a Methodology to Internal-stress Characterization in Advanced Composite- Materials, *J. Compos. Mater.*, **26**, 405-

- 431, 1992.
26. Chapman T.J., Gillespie J.W., Pipes R.B., Manson J.A.E., and Seferis J.C., Prediction of Process-Induced Residual-stresses in Thermoplastic Composites, *J. Compos. Mater.*, **24**, 616-643, 1990.
 27. Smith P.A., *Carbon Fiber Reinforced Plastics-Properties in Polymer Matrix Composites*, Elsevier Science, Oxford, 107-150, 2001.
 28. Wagner H.D. and Nairn J.A., Residual Thermal Stresses in Three Concentric Transversely Isotropic Cylinders: Application to Thermoplastic-Matrix Composites Containing a Trans Crystalline Interphase, *Compos. Sci. Technol.*, **57**, 1289-1302, 1997.
 29. Jones F.R., *Durability of Reinforced Plastics in Liquid Environments*, Cambridge, Woodhead, England, 91-6, 1999.
 30. Wang S.K., Kowalik D.P., and Chung D.D.L., Self-sensing Attained in Carbon-Fiber-Polymer-Matrix Structural Composites by Using the Interlaminar Interface as a Sensor, *Smart Mater. Struct.*, **13**, 570-592, 2004.
 31. Karami G., and Garnich A., Micromechanical Study of Thermoelastic Behavior of Composites with Periodic Fiber Waviness, *Compos., Part B: Eng.*, **36**, 241-248, 2005.
 32. Schwarz G., Krahn F., and Hartwig G., Thermal-expansion of Carbon-fiber Composites with Thermoplastic Matrices, *Cryogenics*, **31**, 244-247, 1991.
 33. Zhang L., *Time-dependent Behaviour of Polymers and Unidirectional Polymeric Composites*, PhD Thesis, Delft: Mechanical Engineering, Delft University of Technology, 1995.
 34. Karakuzua R., Aslanb Z., and Okutanb B., The Effect of Ply Number Orientation Angle and Bonding Type on Residual Stresses of Woven Steel Fiber Reinforced Thermoplastic Laminated Composite Plates Subjected to Transverse Uniform Load, *Compos. Sci. Technol.*, **64**, 1049-1056, 2003.
 35. Barnes J.A. and Byerly G.E., The Formation of Residual-stresses in Laminated Thermoplastic Composites, *Compos. Sci. Technol.*, **51**, 479-494, 1994.
 36. Cowley K.D. and Beaumont P.W.R., The Measurement and Prediction of Residual Stresses in Carbon- Fibre/Polymer Composites, *Compos. Sci. Technol.*, **57**, 1445-55, 1997.
 37. Peeters L.J.B., Powell P.C., and Warnet L., Thermally-induced Shapes of Unsymmetric Laminates, *J. Compos. Mater.*, **30**, 603-626, 1996.
 38. Youssef Y. and Denault J., Residual Stresses in Continuous Glass Fiber/Polypropylene Composite Thermoformed Parts, *Proceedings of international SAMPE Symposium Conference*, 641-50, 11 November, 2006.
 39. Papadopoulos D.S. and Bowles K.J., Use of Unbalanced Laminates as a Screening Method for Microcracking, *Proceedings of 35th International SAMPE Symposium Conference*, USA, 15, 2-5 April, 1990.
 40. White S.R., Processing-induced Residual Stresses in Composites, *Processing of Composites*, Hanser, Munich, 239-271, 2000.
 41. Ghasemi A.R. and Shokrieh M.M., *Determination of Residual Stresses in Composites Laminates*, PhD Thesis, Iran University of Science and Technology, 2005.
 42. DiLandro L. and Pegoraro M., Evaluation of Residual Stresses and Adhesion in Polymer Composites, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **27**, 847-53, 1996.
 43. Youssef Y. and Denault J., Thermoformed Glass Fiber Reinforced Polypropylene: Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stresses, *Polym. Compos.*, **19**, 301-309, 1998.
 44. Kim K.S., Hahn H.T., and Croman R.B., The Effect of Cooling Rate on Residual Stresses in a Thermoplastic Composite, *J. Compos. Technol. Res.*, **11**, 47-52, 1989.
 45. Young R.J. and Lovell P.A., *Introduction to Polymers*, Chapman and Hall, London, Chap. 2, 1991.
 46. Trende A., Astrom B.T., and Nilsson G., Modelling of Residual Stresses in Compression Moulded Glass-mat Reinforced Thermoplastics, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **31**, 1241-1254, 2000.
 47. Nielsen A.S. and Pyrz R., The Effect of Cooling Rate on Thermal Residual Strains in Carbon/Polypropylene Microcomposites, *Sci. Eng. Compos. Mater.*, **7**, 1-22, 1998.
 48. Deshpande A.P. and Seferis J.C., Processing Characteristics in Different Semi-crystalline Thermoplastic Composites Using Process Simulated Laminate (PSL) Methodology, *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, **9**, 183-198, 1996.
 49. Gillespie J.W. and Chapman T.J., The Influence of Residual Stresses on Mode Interlaminar Fracture of Thermoplastic Composites, *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, **6**, 160-174, 1993.
 50. Sunderland P., Yu W.J., and Manson J.A., A Thermoviscoelastic Analysis of Process-induced Internal Stresses in Thermoplastic Matrix Composites, *Polym. Compos.*, **22**, 579-592, 2001.

51. Hsiao S.W. and Kikuchi N., Numerical Analysis and Optimal Design of Composite Thermoforming Process, *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, **177**, 1-34, 1999.
52. Ersoy N. and Vardar O., Measurement of Residual Stresses in Layered Composites by Compliance Method, *J. Compos. Mater.*, **34**, 575-598, 2000.
53. Adams M.E., Campbell G.A., and Cohen A., Thermal-stress Induced Damage in a Thermoplastic Matrix Material for Advanced Composites, *Polym. Eng. Sci.*, **31**, 1337-1343, 1991.
54. Chung D.D.L., Continuous Carbon Fiber Polymer-Matrix Composites and their Joints, Studied by Electrical Measurements, *J. Polym. Compos.*, **22**, 250-270, 2001.
55. Augh L., Gillespie J.W., and Finck B.K., Degradation of Continuous Carbon Fiber Reinforced Polyetherimide Composites during Induction Heating, *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, **14**, 96-115, 2001.
56. Wijskamp S., *Shape Distortions in Composites Forming, Mechanical Engineering*, PhD Thesis, Division of Design, Production and Manufacturing, Enschede, The Netherlands, University of Twente, 2005.
57. D'Amore A., Caprino G., Nicolais L., and Marino G., Long-term Behaviour of PEI and PEI-based Composites Subjected to Physical Aging, *Compos. Sci. Technol.*, **59**, 1993-2003, 1999.
58. Huang X., Gillespie J.W., and Eduljee R.F., Effect of Temperature on the Transverse Cracking Behavior of Cross-Ply Composite Laminates, *Compos., Part B: Eng.*, **28**, 419-424, 1997.
59. Adams R.D. and Singh M.M., Low Temperature Transitions in Fibre Reinforced Polymers, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **32**, 797-814, 2001.
60. Warnet L., *On the Effect of Residual Stresses on the Transverse Cracking in Cross-Ply Carbon-Polyetherimide Laminates*, PhD Thesis, Enschede, Mechanical Engineering, University of Twente, 2000.
61. Unger W.J. and Hansen J.S., The Effect of Cooling Rate and Annealing on Residual Stress Development in Graphite Fibre Reinforced PEEK laminates, *J. Compos. Mater.*, **29**, 108-137, 1993.
62. Parlevlie T.P.P., Bersee H.E.N., and Beukers A., Residual Stresses in Thermoplastic Composites-A Study of the Literature-Part III: Effects of Thermal Residual Stresses, *Compos. Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **38**, 1581-1596, 2007.
63. Sims G.D. and Broughton W.R., *Glass Fiber Reinforced Plastics- Properties, Polymer Matrix Composites*, Elsevier Science, Oxford, 151-197, 2001.
64. Bradshaw R. and Brinson L.C., Mechanical Response of Linear Viscoelastic Composite Laminates Incorporating Non-isothermal Physical Aging Effects, *Compos. Sci. Technol.*, **59**, 1411-1427, 1999.
65. Jeronimidis G. and Parkyn A.T., Residual-Stresses in Carbon Fiber-Thermoplastic Matrix Laminates, *J. Compos. Mater.*, **22**, 401-415, 1988.
66. Ogale A.A., *Creep Behavior of Thermoplastic Composites*, Elsevier Science, Amsterdam, 205-232, 1991.
67. Brinson L.C. and Gates T.S., *Viscoelasticity and Aging of Polymer Matrix Composites*, Elsevier Science, Oxford, 333-368, 2001.
68. Hsiao B.S. and Chen E.J.H., Transcrystalline Interphase in Advanced Polymer Composites, *Proceedings of Controlled Interphases in Composite Materials Conference*, USA, 613-622, 21-24 May, 1990.
69. Kim K.Y. and Ye L. Interlaminar Fracture Toughness of CF/PEI Composites at Elevated Temperatures: Roles of Matrix Toughness and Fibre/Matrix Adhesion, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **35**, 477-487, 2004.
70. Walther B.M., *An Investigation of the Tensile Strength and Stiffness of Unidirectional Polymer-Matrix, Carbon-Fiber Composites under the Influence of Elevated Temperatures*, PhD Thesis, Engineering Mechanics, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, Virginia, 1990.
71. Bhalerao M.S., *On Process-induced Fiber Waviness in Composites: Theory and Experiments*, PhD Thesis, University of Texas, Austin, 1996.
72. Kugler D. and Moon T.J., Identification of the Most Significant Processing Parameters on the Development of Fiber Waviness in Thin Laminates, *J. Compos. Mater.*, **36**, 1451-1479, 2002.
73. Nairn J.A., Fracture Mechanics of Composites with Residual Thermal Stresses, *J. Appl. Mechanic., Transactions of the ASME*, **64**, 804-815, 1997.
74. Khatri S.C. and Koczak M.J., Thick-section AS4-Graphite/E-glass/PPS Hybrid Composites, 1. Tensile Behavior, *Compos. Sci. Technol.*, **56**, 181-192, 1996.
75. Kim R.Y. and Hahn H.T., Effect of Curing Stresses on the First

- Ply-Failure in Composite Laminates, *J. Compos. Mater.*, **13**, 2-16, 1979.
76. Guillen J.F. and Cantwell W.J., The Influence of Cooling Rate on the Fracture Properties of a Thermoplastic based Fibre-metal Laminate, *J. Reinforced Plast. Compos.*, **21**, 749-772, 2002.
77. Jain L.K., Hou M., Ye L., and Mai Y.W., Spring-in Study of the Aileron Rib Manufactured from Advanced Thermoplastic Composite, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **29**, 973-979, 1998.
78. Zahlan N. and Oneill J.M., Design and Fabrication of Composite Components, The Spring-Forward Phenomenon, *Composites*, **20**, 77-81, 1989.
79. Cai L.W. and Weitsman Y., Non-Fickian Moisture Diffusion in Polymeric Composites, *J. Compos. Mater.*, **28**, 130-154, 1994.
80. Shokrieh M.M. and Ghasemi A.R., Determination of Calibration Factors of the Hole Drilling Method for Orthotropic Composites Using an Exact Solution, *J. Compos. Mater.*, **41**, 2293-2311, 2007.
81. Shokrieh, M.M., and Ghasemi, A.R., Determination of Calibration Factors of the Hole Drilling Method for Orthotropic Composites Using an Exact Solution, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (Persian ed.)*, **19**, 439-450, 2007.
82. Shokrieh M.M. and Ghasem A.R., Simulation of Central Hole Drilling Method for Measurement of Residual Stresses in Isotropic, Orthotropic, and Laminated Composite Plates, *J. Compos. Mater.*, **41**, 435-452, 2007.
83. Shokrieh, M.M., and Ghasemi, A.R., Simulation of Central Hole Drilling Process for Determining the Residual Stresses in Isotropic Materials, *Int. J. Eng. Sci.*, **17**, 25-32, 1385.
84. Shokrieh M.M. and Kamali Shahri S.M., Theoretical and Experimental Studies on Residual Stresses in Laminated Polymer Composites, *J. Compos. Mater.*, **39**, 2213-2225, 2005.
85. Shokrieh M.M. and Ghasemi A.R., Determination of Interlaminar Shear Stress of the Hole Drilling Method for Isotropic and Orthotropic Materials, *14th International Conference of Mechanical Engineering*, Isfahan University of Technology, 2005.
86. Shokrieh M.M. and Ghasemi A.R., Determination of Calibration Factors of the Hole Drilling Method for Isotropic and Orthotropic Materials, *13th International Conference of Mechanical Engineering*, Isfahan University of Technology, 2003.
87. Parlevliet P.P., Bersee H., and Beukers A., Residual Stresses in Thermoplastic Composites-A Study of the Literature- Part II: Experimental Techniques, *Compos., Part A: Appl. Sci. Manufact.*, **38**, 651-665, 2007.
88. Harris B., Transverse-Ply Cracking and Toughness of Practical Reinforced Plastic Laminates Materials, *J. Institute Mater. Miner. Mining*, 179-187, 1999.
89. Unger W.J., Hansen J.S., and Ko H.Y.S., Method of Reducing Residual Stresses in Thermoplastic Laminates, *US Pat. 5211902*, 1993.
90. Liggit J.J., Pritchard G., and Pethrick R.A., *Temperature- Its Effects on the Durability of Reinforced Plastics: Physical Mechanisms*, Woodhead, England, 115-125, 1999.
91. Timmerman J.F., Hayes B.S., and Seferis J.C., Nanoclay Reinforcement Effects on the Cryogenic Microcracking of Carbon Fiber/epoxy Composites, *Compos. Sci. Technol.*, **62**, 1249-1258, 2002.
92. Unger W.J., Reduction of Free Edge Effect in Fiber Reinforced Thermoplastic Laminates by Localized Reconsolidation, *International SAMPE Technical Conferences*, Toronto, Canada, October 20-22, 1992.