

مدل سازی انرژی ضربه‌ی فولادهای مرتبه‌ی در حالت تقسیم کننده‌ی ترک

جهشید آقازاده مهندسی (استاد)

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

علی نظری (استادیار)

دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه

فولادهای مرتبه‌ی با استفاده از چیدمان و ضخامت‌های مختلف فولادهای ساده‌ی کرنبی و زنگ‌زن آستنی، به‌عنوان الکتروود فرایند ذوب سرباره‌ی الکتریکی، تولید شدند. انرژی ضربه‌ی چارپی نمونه‌های فولاد مرتبه‌ی در حالت تقسیم‌کننده‌ی ترک بررسی شد. نتایج به دست آمده حاکی از آن است که انرژی ضربه‌ی نمونه‌ها به نوع و کسر حجمی فازهای تشکیل دهنده بستگی دارد. با استفاده از نیم‌رخ توزیع سختی و هم‌چنین مساحت زیر منحنی نمودار تنش-کرنش حاصل از آزمایش کشش تک فازهای تشکیل دهنده‌ی کامپوزیت‌ها، دو مدل ریاضی به‌منظور پیش‌بینی انرژی ضربه‌ی نمونه‌ها به‌کمک قانون مخلوط فازها ارائه شده است. بین نتایج عملی و نتایج حاصل از دو مدل ارائه شده، توافق خوبی برقرار است.

واژگان کلیدی: فولادهای مرتبه‌ی، انرژی ضربه، حالت تقسیم‌کننده‌ی ترک، مدل ریاضی.

agazad@yahoo.com
alinazari84@aut.ac.ir

مقدمه

بار ضربه‌ی درون‌صفحه‌ی^۳ ترک آن در فصل مشترک لایه‌ها رشد می‌کند.^[۷] ادامه‌ی این تحقیقات ترک‌های نیمه‌نامحدودی درون‌ماده‌ی مرتبه‌ی ارتونوپیک در شرایط کرنش صفحه‌ی و در حالت‌های مختلف مورد بررسی قرار گرفت.^[۸] در این بررسی‌ها مشاهده شد که ضریب شدت تنش همواره مطابق انتظار، با ریشه‌ی دوم زمان متناسب نیست.

آزمایش ضربه‌ی چارپی روی فولادهای مرتبه‌ی^۴، به‌ویژه اتصالات جوشکاری شده نیز صورت گرفته است. آزمایش ضربه‌ی چارپی با شیار V شکل در موقعیت‌های مختلف قرارگیری نوک شیار درون «منطقه متأثر از جوش» انجام گرفت.^[۹] در گزارش این آزمایش ذکر شده است که انرژی ضربه‌ی با موقعیت نوک شیار و با توجه به تغییرات ریزساختار حاصل از جابه‌جایی نوک شیار، هرچه به سمت فلز پایه نزدیک‌تر می‌شود کاهش می‌یابد.

اثر موقعیت شیار روی رفتار شکست و انرژی جذب‌شده توسط آزمایش ضربه‌ی چارپی، به‌صورت تجربی و عددی در دمای $1^{\circ}C$ - مورد بررسی قرار گرفت.^[۱۰] در این بررسی، پس از مشاهده‌ی اثر تغییر رفتار ضربه‌ی با موقعیت نوک ترک، چندین تحلیل سه‌بعدی به روش اجزای محدود برای پیش‌بینی این تغییر رفتار ارائه شد. محققین چقرمگی یک فولاد کم‌آلیاژ را که توسط لیزر جوشکاری شده است در مود I و مود مخلوط بررسی کرده و آزمایش ضربه‌ی چارپی را نیز روی آن انجام دادند.^[۱۱] آنها نشان دادند که در آزمایش ضربه‌ی چارپی، ترک به سمت فلز پایه‌ی نرم‌تر منحرف می‌شود.

مواد مرتبه‌ی (FGMs)^۱ سیستم‌هایی چندفازی‌اند و ترکیب آنها به‌طور تدریجی در یک (یا چند) جهت به‌گونه‌ی تغییر می‌کند که خواص مکانیکی، حرارتی و الکتریکی یگانه‌ی از آنها حاصل شود. وجه تمایز آنها با کامپوزیت‌های سنتی که ناپیوسته‌اند و فصل‌مشترک‌هایی تیز دارند نیز در همین نکته است.^[۱-۴] کارهای عملی بسیار اندکی در مورد شکست مواد مرتبه‌ی، مخصوصاً تحت بارهای دینامیکی صورت گرفته است.

در طول ۵۰ سال گذشته، دانشمندان و مهندسان تلاش‌های بسیاری برای حل مسائل مربوط به انرژی ضربه‌ی مواد انجام داده‌اند. تحلیل این مسائل، بیشتر به موادی با هندسه‌ی ساده و انرژی ضربه‌ی کم، به‌همراه تغییر شکل مومسان محدود بوده است. رفتار مکانیکی مواد در برابر بارهای ضربه‌ی دارای سرعت تغییر شکل زیاد، به‌دلیل ماهیت پیچیده‌ی آن و مشکل بودن حل معادلات ریاضی تشکیل دهنده‌ی آن، کم‌تر مورد توجه قرار گرفته است.^[۵]

تغییر شکل نوک ترک و تاریخچه‌ی پارامترهای شکست در کامپوزیت‌های مرتبه‌ی اپوکسی - شیشه تحت بار ضربه‌ی با سرعت کم، پیش از این بررسی شده است.^[۶] در بررسی مذکور نشان داده شد که ترکی که به سمت افزایش کسر حجمی شیشه رشد می‌کند، با افزایش مداوم «ضریب شدت تنش دینامیکی^۲» همراه است، در حالی که در جهت مخالف، کاهش آن دیده می‌شود. در بررسی‌های بعدی محققین به بررسی رفتار دینامیکی یک ساختار لایه‌ی مرتبه‌ی دارای ترک پرداختند، که تحت

اخیراً نیز فولادهای مرتبه‌ی با استفاده از فولادهای ساده‌ی کرنبی و زنگ‌زن

تاریخ: دریافت ۲۸/۲۸/۱۳۸۷، داوری ۲۹/۷/۱۳۸۸، پذیرش ۱۰/۱۲/۱۳۸۸.

CaF₂ بود. فولادهای فریتی و آستنیتی اولیه که به عنوان الکترودهای ذوب دوباره به کار رفتند، به ترتیب از نوع تجاری ۱۰۲۰ AISI و ۳۱۶ AISI بود که ترکیب شیمیایی آنها در جدول ۱ داده شده است.

برای ذوب دوباره، الکترودهای مختلفی با ترتیب چیدمان متفاوت، از برش‌های فولادهای فریتی و آستنیتی که توسط جوش نقطه‌یی به یکدیگر متصل شدند، استفاده شد. ضخامت کمیته‌ی هر برش در الکتروده اولیه برابر ۲۵ میلی‌متر در نظر گرفته شد. در الکترودهای حاوی ۳ قطعه، قطعه‌ی میانی ۲۵ و دو قطعه‌ی کناری ۳۷٫۵ میلی‌متر در نظر گرفته شدند. بدین ترتیب پنج نوع الکتروده با ترتیب چیدمان ذکر شده در کارهای قبلی^[۱۳،۱۲] تهیه و توسط ذوب دوباره‌ی سرباره‌ی الکتریکی به شمش‌های کامپوزیتی تبدیل شدند.

فرایند ذوب با توان ثابت ۱۶ KVA انجام شد. با اعمال ولتاژ بالا، سرباره ذوب می‌شود و به دلیل مقاومت الکتریکی بالای خود، حرارت را درون خود نگه می‌دارد و باعث ذوب شدن الکترودها می‌شود. الکترودها به صورت قطره‌یی ذوب، و در انتهای قالب به صورت قطره‌یی جمع می‌شوند تا محصول کامپوزیتی نهایی تشکیل شود. پس از ذوب دوباره، شمش‌های کامپوزیتی آهنگری و سپس نورد گرم می‌شوند تا به ضخامت حدود ۱۱ میلی‌متر برسند (شکل ۱). عملیات آهنگری و نورد گرم در دمای ۹۸۰ درجه‌ی سانتی‌گراد صورت گرفت. عملیات آهنگری برای جلوگیری از ترک خوردن قطعات در چندین مرحله صورت گرفت و پس از هر بار حرارت دادن در ۹۸۰ درجه‌ی سانتی‌گراد، یک ضربه به نمونه وارد آمد و پس از آن نمونه دوباره در کوره قرار گرفت تا دما مجدداً به ۹۸۰ درجه‌ی سانتی‌گراد برسد و ضربه‌ی بعدی وارد شود. برای کنترل کرنش نهایی، یک پاس عملیات نورد صورت گرفت تا ارتفاع نهایی الکترودها به ۱۱ میلی‌متر برسد. در نهایت با استفاده از سنگ مغناطیسی از دو سمت شمش‌ها لایه‌برداری صورت گرفت تا ضخامت نهایی به ۱۰ میلی‌متر برسد. برای بررسی تغییرات سختی در کامپوزیت‌ها، آزمون ریزسختی ویکرز با وزن ۱۰۰ گرم روی نمونه‌ها انجام شد.

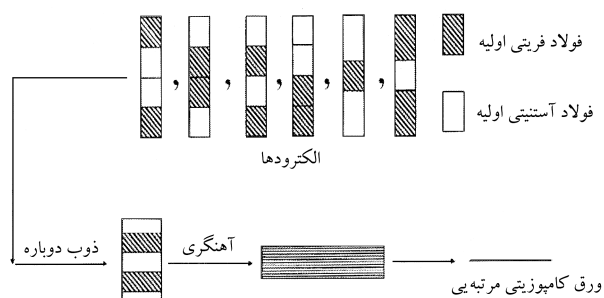
برای بررسی مقاومت به شکست هر کامپوزیت، آزمایش ضربه‌ی چارپی روی نمونه‌ها انجام شد. ابعاد نمونه‌ها با توجه به استاندارد ASTM E ۲۳ انتخاب شد (شکل ۲). انرژی ضربه‌ی نمونه‌های فولادی مرتب‌ی، در موقعیت تقسیم‌کننده‌ی ترک اندازه گرفته شد.

نتایج و بحث

در شکل‌های ۳ الف تا ه، نیم‌رخ ریزسختی کامپوزیت‌های $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ ، $\alpha\beta\gamma$ ، $\gamma M\gamma$ ، $\alpha\beta\gamma$ و $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ نشان داده شده است. مطالعات فلزنگاری در مقطع عرضی کامپوزیت‌های حاصل نشان می‌دهد که در کلیه‌ی کامپوزیت‌ها فازهایی جدید تولید شده و همگی دارای ویژگی‌های مشابهی هستند. ضخامت لایه‌های بینیتی و مارتنزیتی به ترتیب ۶٪ و ۱٫۵ میلی‌متر است که با آزمایش ریزسختی ویکرز تأیید شدند (شکل ۳). ریزساختار بینیتی تشکیل شده بین لایه‌های آلفا و گاما و لایه‌ی مارتنزیتی تشکیل شده بین دو لایه‌ی گاما نیز در شکل ۴ نشان داده شده است.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولادهای فریتی و آستنیتی اولیه.

%Ni	%Cr	%S	%P	%Mn	%Si	%C	
۹٫۱۱	۱۸٫۱۵	۰٫۰۳	۰٫۰۴۵	۲	۱	۰٫۰۷	$\dot{\gamma}$
-	-	۰٫۰۵	۰٫۰۵	۰٫۲	۰٫۳	۰٫۲	$\dot{\alpha}$



شکل ۱. نمایش چگونگی تولید ورق کامپوزیتی.

آستنیتی توسط ذوب سرباره‌یی الکتریکی^۵ تولید شده‌اند.^[۱۳،۱۲] با انتخاب ضخامت و چیدمان مناسب فولادهای فریتی و آستنیتی به عنوان الکتروده، می‌توان کامپوزیت‌هایی متشکل از چندین لایه شامل فریت، آستنیت، بینیت و مارتنزیت به دست آورد (شکل ۱). اگر الکتروده اولیه شامل دو قطعه‌ی فریتی ($\dot{\alpha}$) و آستنیتی ($\dot{\gamma}$) باشد، کامپوزیت حاصل چنین است:

$$(\dot{\alpha}\dot{\gamma})_{el} \xrightarrow{R} (\alpha\beta\gamma)_{com}$$

که در آن α ، β و γ به ترتیب فریت، بینیت و آستنیت در کامپوزیت حاصل، el الکتروده، com کامپوزیت، R ذوب دوباره می‌باشند. همچنین، وقتی الکترودهای اولیه با توجه به تغییر ضخامت $\dot{\alpha}$ و $\dot{\gamma}$ دارای ۳ یا ۴ قطعه هستند، فولادهای مرتب‌ی تولیدشده عبارت خواهند بود از:

$$(\dot{\gamma}\dot{\alpha}\dot{\gamma})_{el} \xrightarrow{R} (\gamma M\gamma)_{com}$$

$$(\dot{\alpha}\dot{\gamma}\dot{\alpha})_{el} \xrightarrow{R} (\alpha\beta\gamma\beta\alpha)_{com}$$

$$(\dot{\alpha}\dot{\gamma}\dot{\alpha}\dot{\gamma})_{el} \xrightarrow{R} (\alpha\beta\gamma M\gamma)_{com}$$

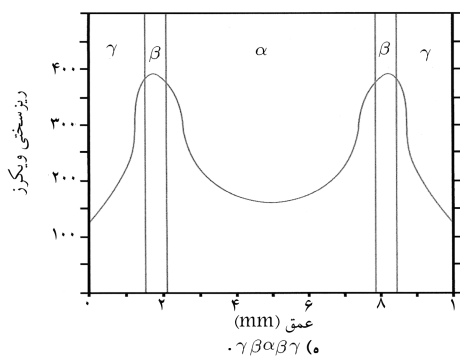
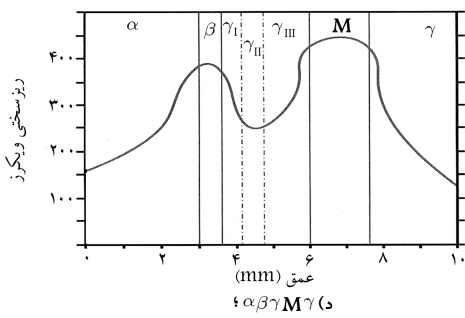
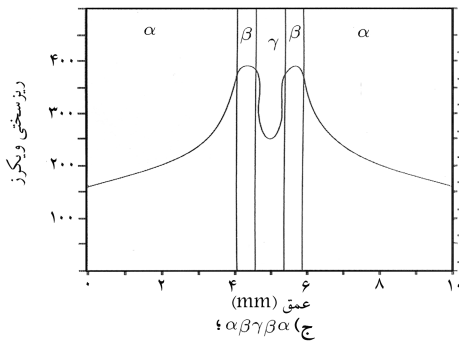
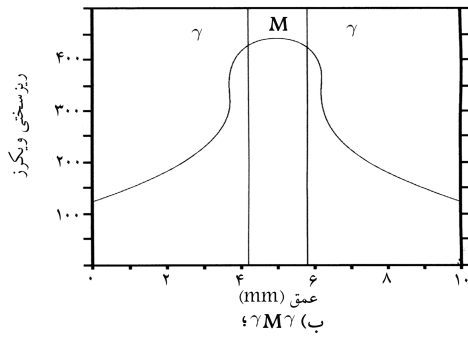
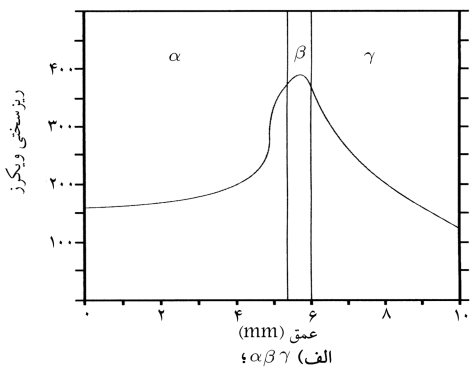
$$(\dot{\gamma}\dot{\alpha}\dot{\gamma})_{el} \xrightarrow{R} (\gamma\beta\alpha\beta\gamma)_{com}$$

که در آن M مارتنزیت است. نفوذ اتم‌های کروم، نیکل و کربن در فاز مایع و به هنگام ذوب دوباره، نحوه‌ی توزیع اتم‌های کروم، نیکل و کربن در کامپوزیت حاصل را کنترل می‌کند. به هنگام نفوذ عناصر آلیاژی، نواحی متفاوتی طی دگرگونی‌های مختلف ایجاد می‌شوند. نفوذ اتم‌ها -- خواه از یک نوع باشند، خواه با هم نفوذ کنند -- سبب ایجاد فازهایی مانند بینیت و مارتنزیت می‌شود. ضخامت لایه‌های بینیت و مارتنزیت به ضخامت الکتروده اولیه و متغیرهای فرایند (مانند ولتاژ، شدت جریان و سرعت کشش محصول) بستگی دارد. مشخصات دگرگونی و استحکام کششی این فولادها قبلاً بررسی شده است.^[۱۳،۱۲]

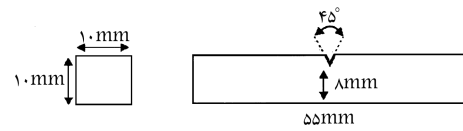
در بررسی حاضر، انرژی ضربه‌یی فولادهای مرتب‌ی در حالت تقسیم‌کننده‌ی ترک^۶ بررسی شده است. دو مدل ریاضی نیز ارائه شده است. انرژی ضربه‌ی چارپی هر لایه در مدل اول به نیم‌رخ سختی و در مدل دوم به سطح زیر نمودار تنش-کرنش لایه‌ها نسبت داده شده است. در نهایت در هر دو مدل با استفاده از قانون مخلوط فازها^۷، انرژی ضربه‌ی چارپی کامپوزیت‌ها به دست آمده است.

مواد و روش‌های آزمایش

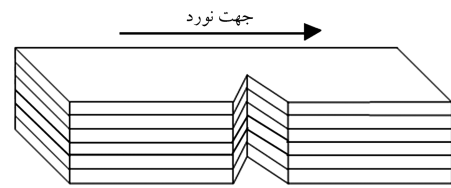
برای تولید فولادهای مرتب‌ی، از تجهیزات ذوب دوباره در مقیاس آزمایشگاهی استفاده شد. سرباره‌ی مصرفی مخلوطی از ۲۰٪ CaO، ۲۰٪ Al₂O₃ و ۶۰٪



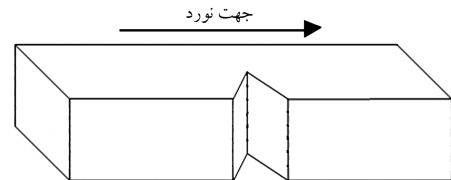
شکل ۳. نیم رخ سختی براساس فاصله برای کامپوزیت‌ها.



الف) ابعاد نمونه ی ضربه ی چارپی؛



ب) نمونه ی ضربه ی چارپی در حالت تقسیم کننده ی ترک؛



ج) نمونه ی ضربه ی چارپی برای ماده ی تک فاز.

شکل ۲. ابعاد و نحوه استفاده از نمونه ی ضربه ی چارپی.

جدول ۲. انرژی ضربه ی کامپوزیت‌های حاصل.

کامپوزیت	انرژی ضربه (ژول)	αβγMγ	γβαβγ	αβγβα	γMγ	αβγ
		۴۲	۸۹	۸۰	۵۶	۸۸

انرژی ضربه ی کامپوزیت‌ها در جدول ۲ ارائه شده است. چنان که دیده می‌شود، انرژی ضربه ی کامپوزیت در $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ بیشترین و در $\alpha\beta\gamma M\gamma$ کم‌ترین است. مشاهده می‌شود که با افزایش ضخامت فاز گاما، انرژی ضربه ی کامپوزیت‌های حاصل افزایش می‌یابد. از طرف دیگر، لایه ی مارتنزیتی تأثیر زیادی در کاهش انرژی ضربه ی کامپوزیت‌های حاصل دارد.

مدل سازی

در مدل سازی مواد مرتبه ی معمولاً فرض می‌شود که خواص مکانیکی به صورت تابعی از موقعیت تغییر کند. این تابع می‌تواند نمایی، [۱۳] توانی، [۱۵] خطی، [۱۶] یا از نوع دیگر باشد.

برای مدل کردن کامپوزیت $\alpha/\beta\gamma$ باید نمودار تنش-کرنش و انرژی ضربه ی چارپی فازهای تشکیل دهنده (فریت اولیه، تک فاز بینیت و آستنیت اولیه) به عنوان شرایط مرزی تعیین شوند. مطالعات میکروسکوپ الکترونی نشان داد که ترکیب لایه ی α دارای ۰٫۲٪ کربن و بدون کروم و نیکل است؛ در لایه ی γ نیز ۰٫۷٪ کربن، ۱٫۱٪ کروم و ۹٫۱٪ نیکل وجود دارد. این ترکیب‌ها همانند فولادهای فریتی و آستنیتی اولیه است و با نتایج قبلی [۱۳،۱۲] مطابقت دارد. بنابراین انرژی ضربه ی لایه‌های موجود در لایه ی کامپوزیت‌ها برابر انرژی ضربه ی چارپی فولادهای فریتی و آستنیتی اولیه در نظر گرفته شد.

برای به دست آوردن شرایط لایه ی بینیتی، انرژی ضربه ی چارپی نمونه ی بینیتی تهیه شده با ترکیب و خواص مشابه لایه ی بینیتی تعیین شد. برای این منظور، نمونه‌های کشش و ضربه با ترکیب و خواص مکانیکی مشابه تک فاز بینیت مطابق کارهای قبلی [۱۳،۱۱] تهیه شد. ابتدا ترکیب شیمیایی میانگین لایه ی بینیتی به دست آمد

برای مدل کردن کامپوزیت، فرض شد که کامپوزیت شامل ناحیه‌ی مرتبه‌ی α با $m\alpha$ لایه، تک فاز بینیت و ناحیه‌ی مرتبه‌ی γ با $n\gamma$ لایه باشد. با توجه به بررسی انجام شده در سال ۱۹۸۵^[۱۷]، انرژی ضربه‌ی کامپوزیت (CV) در حالت تقسیم‌کننده‌ی ترک برابر مجموع انرژی ضربه‌ی لایه‌های تشکیل‌دهنده به همراه تک فاز بینیت با استفاده از قانون مخلوط فازها فرض شد. انرژی ضربه‌ی هر لایه‌ی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ از دو روش تعیین شد.

الف) مدل سازی با استفاده از نیم رخ سختی

با توجه به جدول ۴ مشاهده می‌شود که انرژی ضربه‌ی آستنیت اولیه از بینیت بیشتر است. بنابراین فرض شد که در ناحیه‌ی آستنیتی با حرکت از آستنیت اولیه به سمت بینیت، انرژی ضربه به تدریج کم می‌شود، این در حالی است که سختی افزایش می‌یابد. با توجه به مطالعات صورت گرفته در مورد آلیاژهای غیرآهنی^[۱۸] و دیگر مطالعات انجام شده^[۱۹]، بین انرژی ضربه‌ی چارپی (CV) و سختی برینل (HB) رابطه‌ی هموگرافیکی، همانند معادله‌ی ۱، در نظر گرفته شد:

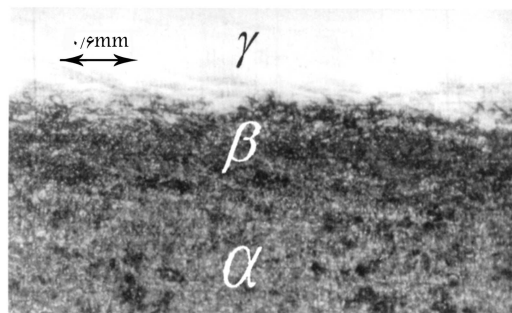
$$CV = \frac{B(HB)}{HB - A} \quad \text{یا} \quad CV = A \frac{CV}{HB} + B \quad (1)$$

که در آن A و B ثابت‌های معادله‌اند. برای به‌کار بردن این معادله به منظور مدل سازی انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌های فولادی مورد مطالعه، می‌توان چنین رابطه‌ی را بین انرژی ضربه و ریزسختی ویکرز کلیه‌ی لایه‌های موجود در نواحی مرتبه‌ی α و γ فرض کرد. با توجه به این که انرژی ضربه‌ی فولاد آستنیتی از لایه‌ی بینیت بیشتر و ریزسختی آن کم‌تر است، می‌توان فرض کرد که در ناحیه‌ی γ ، از سمت لایه‌ی فولاد آستنیتی (لبه‌ی نمونه در سمت ناحیه‌ی γ) به سمت لایه‌ی بینیت، انرژی ضربه‌ی کلیه‌ی لایه‌ها کاهش و ریزسختی آنها افزایش می‌یابد. با این فرض و با داشتن دو شرط مرزی زیر در ناحیه‌ی γ :

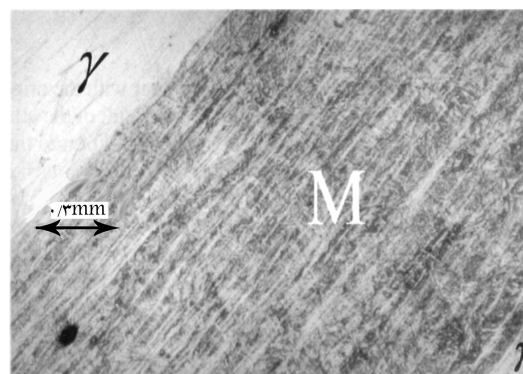
$$X = X_{\gamma} \quad \text{در} \quad HB = HB_{\gamma} \quad \text{و} \quad CV = CV_{\gamma}$$

$$X = X_{\beta} \quad \text{در} \quad HB = HB_{\beta} \quad \text{و} \quad CV = CV_{\beta}$$

که در آن CV_{β} و CV_{γ} به ترتیب انرژی ضربه‌ی چارپی آستنیت اولیه و تک فاز بینیت، HB_{β} و HB_{γ} به ترتیب سختی برینل آستنیت اولیه و تک فاز بینیت، و X_{γ}



الف) ریزساختار لایه‌ی بینیتی تشکیل شده بین دو فاز آلفا و گاما؛



ب) ریزساختار لایه‌ی مارتنزیتی تشکیل شده بین دو فاز گاما.

شکل ۴. ریزساختارهای تشکیل شده در فولادهای مرتبه‌ی γ .

(جدول ۳): سپس نمونه‌های بینیتی توسط کوره‌ی القایی تحت خلأ با ترکیب میانگین لایه‌ی بینیتی موجود در کامپوزیت ریخته‌گری شدند. همانند کامپوزیت‌ها، نورد گرم در 980° درجه‌ی سانتی‌گراد انجام شد و نمونه‌ها در هوا سرد شدند. با استفاده از سعی و خطا، یعنی تغییر سرعت سرد کردن و ثابت نگه‌داشتن ترکیب شیمیایی، نمونه‌هایی که نزدیک‌ترین مقدار سختی به نمونه‌های تک فاز بینیتی تهیه شده از کامپوزیت را داشتند انتخاب شدند. از نمونه‌ی ریخته‌گری شده، نمونه‌هایی برای آزمایش ضربه‌ی چارپی و کشش تهیه شد و آزمایش بر روی آنها انجام شد. نتایج حاصل در جدول ۴ ارائه شده است.

جدول ۳. ترکیب شیمیایی لایه‌ی بینیتی موجود در کامپوزیت به همراه نمونه‌ی بینیتی ریخته‌گری شده.

نمونه	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni
تک فاز بینیت	۰٫۱۲	۰٫۸	۱٫۸	۰٫۰۴	۰٫۰۳	۱۴٫۵	۷٫۲
بینیت ریخته‌گری شده	۰٫۱۳	۰٫۸۵	۱٫۹	۰٫۰۴۵	۰٫۰۳۲	۱۴٫۷	۷٫۱۵

جدول ۴. نتایج آزمایش ضربه‌ی چارپی و کشش نمونه‌های فریت اولیه، آستنیت اولیه و بینیت ریخته‌گری شده.

نمونه	تنش تسلیم (Mpa)	استحکام کششی (Mpa)	انرژی ضربه‌ی چارپی (ژول) (B)	سطح زیر نمودار تنش-کرنش (Mpa) (A)	A/B
فریت اولیه (α)	۲۴۵	۴۲۵	۶۴	۷۱٫۴	۱٫۱۲
آستنیت اولیه (γ)	۲۰۰	۴۸۰	۱۴۰	۱۵۵٫۶	۱٫۱۱
بینیت ریخته‌گری شده	۱۰۲۵	۱۱۲۵	۱۰۸	۱۲۰٫۲	۱٫۱۱

با قرار دادن این ثوابت در معادله ۱، و پس از ساده کردن خواهیم داشت:

$$CV(\alpha_i) = \frac{\frac{CV_\beta}{HV_\beta} \left[HV_\beta \left(\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\alpha}{HV_\alpha} \right) + CV_\alpha - CV_\beta \right] \cdot HV}{HV \left(\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\alpha}{HV_\alpha} \right) + CV_\alpha - CV_\beta} \quad (7)$$

در نهایت با استفاده از قانون مخلوط فازها، انرژی ضربه‌ی کامپوزیت ($CV_{\alpha\beta\gamma}$) از معادله ۸ به دست خواهد آمد:

$$CV_{\alpha\beta\gamma} = \sum_{i=1}^{m_\alpha} \frac{\frac{CV_\beta}{HV_\beta} \left[HV_\beta \left(\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\alpha}{HV_\alpha} \right) + CV_\alpha - CV_\beta \right] \cdot HV}{HV \left(\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\alpha}{HV_\alpha} \right) + CV_\alpha - CV_\beta} \cdot V_\alpha + CV_\beta \cdot V_\beta + \sum_{i=1}^{n_\gamma} \frac{\frac{CV_\beta}{HV_\beta} \left[HV_\beta \left(\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\gamma}{HV_\gamma} \right) + CV_\gamma - CV_\beta \right] \cdot HV(\gamma_i)}{HV(\gamma_i) \cdot \left(\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\gamma}{HV_\gamma} \right) + CV_\gamma - CV_\beta} \cdot V_\gamma \quad (8)$$

که در آن V_α ، V_β و V_γ به ترتیب نشانگر کسر حجمی فریت اولیه، لایه‌ی بینیتی و آستنیت اولیه هستند. نتیجه‌ی حاصل از مدل در جدول ۵ ارائه شده است. مشاهده می‌شود که نتیجه‌ی عملی و نظری به خوبی با یکدیگر مطابقت دارند.

برای مدل کردن کامپوزیت‌های $\alpha\beta\gamma M\gamma$ ، $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ ، $\gamma M\gamma$ و $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ انرژی ضربه‌ی چارپی و نمودار تنش-کرنش لایه‌ی مارتنزیتی همانند لایه‌ی بینیت به دست آمد. در مورد کامپوزیت $\alpha\beta\gamma M\gamma$ (شکل ۳د)، سختی لایه‌ی γ با γ اولیه یکسان نیست؛ بنابراین انرژی ضربه‌ی آن نیز متفاوت است. این ناحیه به ۳ قسمت γI ، γII و γIII تقسیم شد. با توجه به ثابت بودن تقریبی ریزسختی γIII ، این ناحیه به صورت تک‌فاز در نظر گرفته شد و همانند بینیت و مارتنزیت، انرژی ضربه‌ی چارپی و نمودار تنش-کرنش آن به دست آمد. انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌های $\alpha\beta\gamma M\gamma$ ، $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ ، $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ نظری، به غیر از کامپوزیت‌های دارای لایه‌ی مارتنزیت (یعنی $\gamma M\gamma$ و $\alpha\beta\gamma M\gamma$) تطابق خوبی برقرار است. به نظر می‌رسد که وجود لایه‌ی مارتنزیتی به دلیل تردی زیاد، اثر شدیدی در کاهش انرژی ضربه‌ی کامپوزیت دارد. حضور این لایه سبب می‌شود که قانون مخلوط فازها که در مورد انرژی ضربه در حالت تقسیم‌کننده‌ی ترک به کار رفته است،^[۱۷] در اینجا برقرار نباشد. برای بررسی این که آیا نوع تابع در

X_β به ترتیب فاصله‌ی آستنیت اولیه و تک‌فاز بینیت هستند. می‌توان ثابت‌های معادله ۱ را به صورت معادلات ۲ و ۳ به دست آورد:

$$A = \frac{CV_\beta - CV_\gamma}{\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\gamma}{HV_\gamma}} \quad (2)$$

$$B = CV_\beta \left(1 - \frac{CV_\beta - CV_\gamma}{\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\gamma}{HV_\gamma}} \cdot \frac{1}{HV_\beta} \right) \quad (3)$$

با قرار دادن این دو مقدار در رابطه ۱ و ساده کردن رابطه، مقدار انرژی ضربه‌ی هر لایه براساس سختی همان لایه در ناحیه‌ی مرتبه‌ی γ به صورت معادله ۴ به دست می‌آید:

$$CV(\gamma_i) = \frac{\frac{CV_\beta}{HV_\beta} \left[HV_\beta \left(\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\gamma}{HV_\gamma} \right) + CV_\gamma - CV_\beta \right] \cdot HV(\gamma_i)}{HV(\gamma_i) \cdot \left(\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\gamma}{HV_\gamma} \right) + CV_\gamma - CV_\beta} \quad (4)$$

در ناحیه‌ی α ، از آنجا که انرژی ضربه و ریزسختی لایه‌ی فولاد ساده‌ی کربنی (لایه‌ی موجود در لایه‌ی کامپوزیت در سمت α) کم‌تر از لایه‌ی بینیتی هستند، می‌توان فرض کرد که انرژی ضربه و ریزسختی کلیه‌ی لایه‌ها از سمت لایه‌ی فولاد ساده‌ی کربنی به سمت لایه‌ی بینیتی افزایش می‌یابد. باز هم می‌توان از رابطه ۱ استفاده کرد، ولی باید توجه داشت که برای صعودی بودن نمودار حاصل (یعنی افزایش انرژی ضربه بر اثر افزایش ریزسختی)، باید مشتق اول معادله بزرگ‌تر از صفر باشد. با مشتق‌گیری از معادله ۱ این شرط به صورت $AB < 0$ حاصل خواهد شد. برای به دست آوردن ثوابت معادله در ناحیه‌ی α از شرایط مرزی زیر استفاده شد:

$$X = X_\alpha \quad \text{در} \quad HB = HB_\alpha \quad \text{و} \quad CV = CV_\alpha$$

$$X = X_\beta \quad \text{در} \quad HB = HB_\beta \quad \text{و} \quad CV = CV_\beta$$

که در آن CV_α انرژی ضربه‌ی چارپی فریت اولیه، HB_α سختی برینل فریت اولیه، و X_α فاصله‌ی فریت اولیه است. در نتیجه ثوابت معادله از معادلات ۵ و ۶ به دست آمدند:

$$A = \frac{CV_\beta - CV_\alpha}{\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\alpha}{HV_\alpha}} \quad (5)$$

$$B = CV_\beta \left(1 - \frac{CV_\beta - CV_\alpha}{\frac{CV_\beta}{HV_\beta} - \frac{CV_\alpha}{HV_\alpha}} \cdot \frac{1}{HV_\beta} \right) \quad (6)$$

جدول ۵. مقادیر انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌ها (برحسب ژول) با فرض روابط مختلف بین سختی برینل و انرژی ضربه‌ی چارپی.

$\alpha\beta\gamma M\gamma$	$\gamma\beta\alpha\beta\gamma$	$\alpha\beta\gamma\beta\alpha$	$\gamma M\gamma$	$\alpha\beta\gamma$		
۵۶٫۹	۹۲٫۶	۸۳٫۲	۲۸٫۹	۹۴٫۱	نتایج تحلیلی	تابع هموگرافیک
+۳۵٫۵	+۴	+۴	-۴۸٫۴	+۶٫۹	درصد انحراف از نتایج عملی	
۷۰٫۸	۹۳٫۲	۸۰٫۱	۷۴٫۱	۹۵٫۷	نتایج تحلیلی	تابع نمایی
+۶۸٫۶	+۴٫۷	+۰٫۱	+۳۲٫۳	+۸٫۸	درصد انحراف از نتایج عملی	
۶۷٫۲	۹۳٫۴	۸۲٫۲	۶۰٫۵	۹۵٫۳	نتایج تحلیلی	تابع توانی
+۶۰	+۴٫۹	+۲٫۸	+۸	+۸٫۳	درصد انحراف از نتایج عملی	
۴۲	۸۹	۸۰	۵۶	۸۸	نتایج آزمایش در حالت تقسیم‌کننده‌ی ترک	

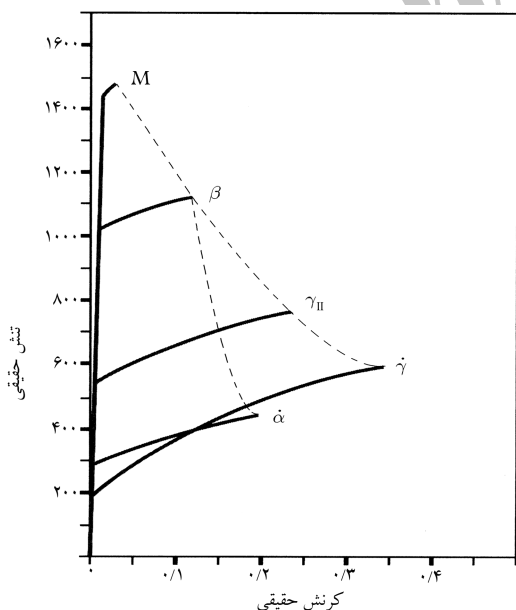
خمیری متفاوت تشکیل شده‌اند، شاید یکی از دلایل انحراف نتایج تحلیلی انرژی ضربه با نتایج عملی باشد. خصوصاً این‌که در کامپوزیت‌های مارتنزیت‌دار اختلاف انرژی ضربه بین مارتنزیت و سایر لایه‌ها بسیار زیاد است. لذا شیب تندی از انرژی ضربه در نزدیکی لایه‌ی مارتنزیت ایجاد می‌شود که تخمین آن فقط توسط ارتباط با ریزسختی به‌درستی صورت نمی‌گیرد. به همین دلیل برای تصحیح این قانون، باید ضرایب کارسختی و رفتار خمیری را نیز در قانون لحاظ کرد. در ادامه، مدلی ارائه خواهد شد که انرژی ضربه را به سطح زیر نمودار مربوط می‌سازد؛ به عبارت دیگر تغییر فرم خمیری هم در نظر گرفته خواهد شد.

ب) مدل سازی با استفاده از سطح زیر نمودار تنش-کرنش

سطح زیر نمودار تنش-کرنش فازهای فریت اولیه، بینیت و آستنیت اولیه (شکل ۵) در جدول ۴ داده شده است. با تقسیم کردن مقدار عددی سطح زیر نمودار تنش-کرنش به انرژی ضربه‌ی چارپی برای هر یک از این سه فاز (نسبت A/B)، به عدد تقریباً ثابتی (۱٫۱۱ یا ۱٫۱۲) دست می‌یابیم. بنابراین رابطه‌ی بین سطح زیر نمودار تنش-کرنش و انرژی ضربه‌ی چارپی فرض شد. با توجه به این‌که انرژی ضربه و سطح زیر نمودار تنش - کرنش آستنیت اولیه از بینیت بیشتر است، فرض شد که در ناحیه‌ی آستنیتی با حرکت از سمت آستنیت اولیه به سمت بینیت، انرژی ضربه و سطح زیر نمودار تنش - کرنش به تدریج کم می‌شوند. برای به دست آوردن سطح زیر نمودار تنش - کرنش هر لایه، تنش تسلیم هر لایه با ریزسختی و یکرز آن لایه متناسب فرض شد. این رابطه با در نظر گرفتن یک تابع خطی و اعمال شرایط مرزی مناسب، برای نواحی α و γ به ترتیب عبارت است از:

$$\sigma_y(\alpha_i) = \frac{\sigma_y(\beta) - \sigma_y(\alpha)}{VH_\beta - VH_\alpha} VH(\alpha_i) + \frac{\sigma_y(\alpha) \cdot VH_\beta - \sigma_y(\beta) \cdot VH_\alpha}{VH_\beta - VH_\alpha} \quad (11)$$

$$\sigma_y(\gamma_i) = \frac{\sigma_y(\beta) - \sigma_y(\gamma)}{VH_\beta - VH_\gamma} VH(\gamma_i) + \frac{\sigma_y(\gamma) \cdot VH_\beta - \sigma_y(\beta) \cdot VH_\gamma}{VH_\beta - VH_\gamma} \quad (12)$$



شکل ۵. نمودار تنش-کرنش فازهای تشکیل دهنده‌ی کامپوزیت.

نظر گرفته شده (هموگرافیک) بین انرژی ضربه‌ی چارپی و سختی برینل، تأثیری در نتایج حاصل دارد یا خیر، دو نوع تابع نمایی (معادلات ۹ الف و ب) و توانی (معادلات ۱۰ الف و ب) بین این دو پارامتر در نظر گرفته شد. معادلات نمایی و توانی برای نواحی فریتی و آستنیتی با اعمال شرایط مرزی مشابه قبل، به ترتیب عبارت‌اند از:

$$CV(\alpha) = CV_\beta \cdot \exp\left(\frac{HB - HB_\beta}{HB_\beta - HB_\alpha} \cdot \ln\left(\frac{CV_\beta}{CV_\alpha}\right)\right) \quad (9 \text{ الف})$$

$$CV(\gamma) = CV_\beta \exp\left(\frac{HB - HB_\beta}{HB_\beta - HB_\gamma} \cdot \ln\left(\frac{CV_\beta}{CV_\gamma}\right)\right) \quad (9 \text{ ب})$$

$$CV(\alpha) = CV_\beta \cdot \left(\frac{HB}{HB_\beta}\right)^{\frac{\ln\left(\frac{CV_\beta}{CV_\alpha}\right)}{\ln\left(\frac{HB_\beta}{HB_\alpha}\right)}} \quad (10 \text{ الف})$$

$$CV(\gamma) = CV_\beta \cdot \left(\frac{HB}{HB_\beta}\right)^{\frac{\ln\left(\frac{CV_\beta}{CV_\gamma}\right)}{\ln\left(\frac{HB_\beta}{HB_\gamma}\right)}} \quad (10 \text{ ب})$$

نتایج حاصل از به‌کارگیری دو معادله‌ی اخیر در مدل سازی انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌ها نیز در جدول ۵ ارائه شده است. چنان‌که مشاهده می‌شود، کاربرد دو تابع اخیر (توانی و نمایی) در مورد پیش‌بینی انرژی ضربه‌ی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ باعث بروز اختلاف بیشتر در نتایج تحلیلی و آزمایشی شده است، در حالی که اختلاف کامپوزیت $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ کم‌تر شده است و اثر نسبتاً کمی بر نتایج نظری قبلی (با به‌کارگیری تابع هموگرافیک) روی کامپوزیت $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ داشته است. به‌طور کلی به نظر می‌رسد که تشکیل فاز بینیت باعث انحراف مشهودی در انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌ها، حاصل از قانون مخلوط فازها، نمی‌شود.

از طرف دیگر مشاهده می‌شود که به‌کارگیری تابع نمایی در مدل سازی انرژی ضربه‌ی کامپوزیت $\gamma M\gamma$ اختلاف نتایج تحلیلی و آزمایشی را نسبت به تابع هموگرافیک، در حدود ۱۶ درصد بهبود بخشیده است. همچنین به‌کار بردن تابع توانی، بین نتایج تحلیلی و عملی انرژی ضربه‌ی این کامپوزیت تطابق خوبی ایجاد کرده است. این امر شاید به دلیل ماهیت توابع در نظر گرفته شده باشد. در واقع تابع توانی شیب مناسب‌تری نسبت به تابع نمایی دارد و لذا به نظر می‌رسد تخمین آن برای انرژی ضربه‌ی لایه‌های نزدیک به لایه‌ی مارتنزیت صحیح‌تر باشد. از سوی دیگر، به‌کارگیری این دو تابع، اختلاف در نتایج تحلیلی و عملی در کامپوزیت $\alpha\beta\gamma M\gamma$ را بیشتر کرده است. البته اختلاف نتایج با به‌کارگیری تابع هموگرافیک نیز آن قدر زیاد است که به نظر نمی‌رسد بتوان در مورد پیش‌بینی این مدل از انرژی ضربه‌ی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma M\gamma$ بحثی منطقی ارائه کرد. طبیعت پیچیده‌ی این کامپوزیت و تشکیل ۵ ناحیه‌ی مجزا، باعث اختلاف قابل ملاحظه‌ی نتایج نظری و عملی می‌شود. یکی از نکات جالب توجه، نتایج تحلیلی به دست آمده در مورد دو کامپوزیت مارتنزیت‌دار $\gamma M\gamma$ و $\alpha\beta\gamma M\gamma$ با استفاده از تابع نمایی است. مقدار این دو عدد تقریباً نزدیک به هم است، در حالی که این دو کامپوزیت به لحاظ ماهوی کاملاً متفاوت‌اند. این در حالی است که پیش‌بینی مدل از انرژی ضربه‌ی این دو کامپوزیت با به‌کارگیری دو تابع دیگر (هموگرافیک و توانی) کاملاً متفاوت است. دلیل این امر شاید به ماهیت تابع نمایی برگردد که پیش‌بینی آن از انرژی ضربه‌ی لایه‌ها به دلیل تخمین نامناسب شیب انرژی ضربه به‌درستی صورت نمی‌گیرد و در نزدیک لایه‌ی میانی مارتنزیت، انرژی ضربه‌ی نادرستی از لایه‌های مجاور تخمین می‌زند.

از طرفی، قانون مخلوط فازها بدواً برای حالت کشسانی ارائه شده است. لذا به‌منظور تعمیم آن به کامپوزیت‌های حاضر که از فازهای مختلف با میزان تغییر فرم

لایه‌ی بینیتی و همچنین فاز آستنیت اولیه به لایه‌ی بینیتی (شکل ۵)، از رابطه‌ی نمایی پیروی می‌کند، خواهیم داشت:

$$\sigma_{ts}(\alpha_i) = \sigma_{ts}(\beta) \exp\left(\frac{\varepsilon_{ts}(\alpha_i) - \varepsilon_{ts}(\beta)}{\varepsilon_{ts}(\beta) - \varepsilon_{ts}(\alpha)} \cdot \ln\left(\frac{\sigma_{ts}(\beta)}{\sigma_{ts}(\alpha)}\right)\right) \quad (19)$$

$$\sigma_{ts}(\gamma_i) = \sigma_{ts}(\beta) \exp\left(\frac{\varepsilon_{ts}(\gamma_i) - \varepsilon_{ts}(\beta)}{\varepsilon_{ts}(\beta) - \varepsilon_{ts}(\gamma)} \cdot \ln\left(\frac{\sigma_{ts}(\beta)}{\sigma_{ts}(\gamma)}\right)\right) \quad (20)$$

که در آن، $\sigma_{ts}(\beta)$ و $\sigma_{ts}(\gamma)$ ، $\sigma_{ts}(\alpha)$ و $\sigma_{ts}(\beta)$ به ترتیب استحکام کششی فریت اولیه، آستنیت اولیه و لایه‌ی بینیتی، و $\varepsilon_{ts}(\beta)$ ، $\varepsilon_{ts}(\gamma)$ و $\varepsilon_{ts}(\alpha)$ به ترتیب کرنش نهایی فریت اولیه، آستنیت اولیه و لایه‌ی بینیتی هستند.

با قراردادن رابطه‌ی هولمان برای نمودار تنش-کرنش هر لایه در معادلات ۱۹ و/یا ۲۰، استحکام کششی و کرنش نهایی هر لایه در نواحی فریتی و آستنیتی به دست می‌آید. سپس با انتگرال‌گیری رابطه‌ی هولمان هر لایه در محدوده‌ی کرنش تسلیم و کرنش نهایی، و جمع کردن مقدار حاصل با سطح زیر ناحیه‌ی کشسان مربوط به همان لایه، مساحت زیر منحنی تنش-کرنش هر لایه در نواحی فریتی و آستنیتی به ترتیب از روابط ۲۱ و ۲۲ به دست خواهد آمد:

$$S = \frac{\varepsilon_y(\alpha_i) \cdot \sigma_y(\alpha_i)}{2} + \int_{\varepsilon_y(\alpha_i)}^{\varepsilon_{ts}(\alpha_i)} K \varepsilon^{n(\alpha_i)} d\varepsilon \quad (21)$$

$$S = \frac{\varepsilon_y(\gamma_i) \cdot \sigma_y(\gamma_i)}{2} + \int_{\varepsilon_y(\gamma_i)}^{\varepsilon_{ts}(\gamma_i)} K \varepsilon^{n(\gamma_i)} d\varepsilon \quad (22)$$

که در آن S سطح زیر منحنی تنش-کرنش و K ثابت رابطه‌ی هولمان است. سپس با فرض رابطه‌ی نمایی بین سطح زیر نمودار تنش-کرنش و انرژی ضربه‌ی چارپی هر لایه، و با اعمال شرایط مرزی مناسب، به ترتیب برای نواحی فریتی و آستنیتی خواهیم داشت:

$$CV(\alpha_i) = CV_\beta \exp\left(\frac{S - S_\beta}{S_\beta - S_\alpha} \cdot \ln\left(\frac{CV_\beta}{CV_\alpha}\right)\right) \quad (23)$$

$$CV(\gamma_i) = CV_\beta \exp\left(\frac{S - S_\beta}{S_\beta - S_\gamma} \cdot \ln\left(\frac{CV_\beta}{CV_\gamma}\right)\right) \quad (24)$$

که در آن، S_α ، S_β و S_γ به ترتیب سطح زیر منحنی تنش-کرنش فریت اولیه، آستنیت اولیه و لایه‌ی بینیتی هستند. در نهایت، با استفاده از قانون مخلوط فازها، انرژی ضربه‌ی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ به صورت رابطه‌ی ۲۵ محاسبه شد:

$$CV(\alpha\beta\gamma) = \sum_{i=1}^{m_\alpha} CV(\alpha_i) V_i + CV(\beta) V_\beta + \sum_{i=1}^{n_\gamma} CV(\gamma_i) V_i \quad (25)$$

که در آن V_i کسر حجمی هر لایه و V_β کسر حجمی لایه‌ی بینیتی هستند. نتیجه‌ی حاصل از مدل در جدول ۶ ارائه شده است. نتیجه‌ی عملی و نتیجه‌ی حاصل از مدل به خوبی با هم مطابقت دارند.

انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌های $\alpha\beta\gamma M_\gamma$ ، $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ ، $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ ، γM_γ ، $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ و $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ نیز با روشی مشابه به دست آمد که نتایج حاصل در جدول ۶ ارائه شده است. اگرچه نتایج حاصل در مورد دو کامپوزیت $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ و $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ اندکی بدتر شده‌اند، اما نتایج برای کامپوزیت‌های دارای لایه‌ی مارتزیت (یعنی کامپوزیت‌های γM_γ و $\alpha\beta\gamma M_\gamma$) تا حدود بسیار زیادی بهتر شده است (در مقایسه با به کارگیری تابع نمایی در مدل اول)؛ هرچند هنوز اختلاف نسبتاً زیاد است.

که در آن، $\sigma_y(\alpha)$ ، $\sigma_y(\beta)$ و $\sigma_y(\gamma)$ به ترتیب تنش تسلیم لایه‌ی بینیتی، فریت اولیه و آستنیت اولیه، VH_β ، VH_α و VH_γ به ترتیب ریزسختی و بکرز لایه‌ی بینیتی، فریت اولیه و آستنیت اولیه، و $VH(\alpha_i)$ و $VH(\gamma_i)$ به ترتیب ریزسختی هر لایه در نواحی فریتی و آستنیتی هستند.

اگر به فرض منحنی تنش-کرنش هر لایه از رابطه‌ی هولمان پیروی کند، تنش مربوط به هر لایه در نواحی α و γ در کرنش تسلیم لایه‌ی بینیتی به ترتیب عبارت است از:

$$\sigma'_i = \sigma_y(\alpha_i) \left[\frac{\varepsilon_\beta}{\varepsilon(\alpha_i)} \right]^{n(\alpha_i)} \quad (13)$$

$$\sigma''_i = \sigma_y(\gamma_i) \left[\frac{\varepsilon_\beta}{\varepsilon(\gamma_i)} \right]^{n(\gamma_i)} \quad (14)$$

که در آن σ'_i و σ''_i به ترتیب تنش مربوط به هر لایه در نواحی α و γ در کرنش تسلیم لایه‌ی بینیتی، ε_β کرنش تسلیم لایه‌ی بینیتی، و $n(\alpha_i)$ و $n(\gamma_i)$ به ترتیب توان کارسختی هر لایه در نواحی α و γ ، و $\varepsilon(\alpha_i)$ و $\varepsilon(\gamma_i)$ در معادلات به ترتیب کرنش هر لایه در نواحی α و γ هستند.

اگر چنین فرض کنیم که توان کارسختی هر لایه از رابطه‌ی نمایی پیروی می‌کند، با اعمال شرایط مرزی مناسب، رابطه‌ی توان کارسختی برحسب فاصله در نواحی α و γ به ترتیب عبارت خواهند بود از:

$$n(\alpha_i) = n_\beta \exp\left(\frac{X - X_\beta}{X_\beta - X_\alpha} \cdot \ln\left(\frac{n_\beta}{n_\alpha}\right)\right) \quad (15)$$

$$n(\gamma_i) = n_\beta \exp\left(\frac{X - X_\beta}{X_\beta - X_\gamma} \cdot \ln\left(\frac{n_\beta}{n_\gamma}\right)\right) \quad (16)$$

که در آن، n_α ، n_β و n_γ به ترتیب توان کارسختی لایه‌ی بینیتی، فریت و آستنیت اولیه هستند. با اعمال شرایط مرزی زیر:

$$\varepsilon(\alpha_i) = \varepsilon_\alpha, \quad i = 1 \text{ در}$$

$$\varepsilon(\alpha_i) = \varepsilon_\beta, \quad i = m_\alpha \text{ در}$$

و همچنین:

$$\varepsilon(\gamma_i) = \varepsilon_\gamma, \quad i = 1 \text{ در}$$

$$\varepsilon(\gamma_i) = \varepsilon_\beta, \quad i = n_\gamma \text{ در}$$

که در آن، ε_α ، ε_β و ε_γ به ترتیب کرنش تسلیم لایه‌ی بینیتی، فریت و آستنیت اولیه هستند، خواهیم داشت:

$$\varepsilon_y(\alpha_i) = \frac{1}{E} \left[\frac{\sigma_y(\beta) - \sigma_y(\alpha)}{VH_\beta - VH_\alpha} VH(\alpha_i) + \frac{\sigma_y(\alpha) \cdot VH_\beta - \sigma_y(\beta) \cdot VH_\alpha}{VH_\beta - VH_\alpha} \right] \quad (17)$$

$$\varepsilon_y(\gamma_i) = \frac{1}{E} \left[\frac{\sigma_y(\beta) - \sigma_y(\gamma)}{VH_\beta - VH_\gamma} VH(\gamma_i) + \frac{\sigma_y(\gamma) \cdot VH_\beta - \sigma_y(\beta) \cdot VH_\gamma}{VH_\beta - VH_\gamma} \right] \quad (18)$$

که در آن E ضریب کشسانی است و برای تمامی فازهای موجود برابر ۲۰۰ مگاپاسکال در نظر گرفته شده است. بدین ترتیب نمودار تنش-کرنش هر لایه به دست آمد، و از سوی دیگر با فرض این که خط متصل‌کننده‌ی نقاط شکست فاز فریت اولیه به

جدول ۶. مقادیر انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌ها (ژول) با فرض روابط مختلف بین سطح زیر نمودار تنش-کرنش و انرژی ضربه‌ی چارپی.

$\alpha\beta\gamma M\gamma$	$\gamma\beta\alpha\beta\gamma$	$\alpha\beta\gamma\beta\alpha$	$\gamma M\gamma$	$\alpha\beta\gamma$		
۴۹٫۷	۹۲٫۹	۸۳٫۱	۴۵٫۲	۹۲٫۹	نتایج تحلیلی	تابع نمایی
+۱۸٫۳	+۴٫۹	+۳٫۹	-۱۹٫۳	+۵٫۶	درصد انحراف از نتایج عملی	
۵۰٫۳	۹۳٫۱	۸۴٫۶	۶۰٫۳	۹۱٫۴	نتایج تحلیلی	تابع هموگرافیک
+۱۹٫۸	+۴٫۶	+۵٫۸	+۷٫۷	+۳٫۹	درصد انحراف از نتایج عملی	
۵۰٫۴	۹۳٫۱	۸۴٫۶	۶۲٫۱	+۹۱٫۵	نتایج تحلیلی	تابع توانی
+۲۰	+۴٫۶	+۵٫۸	+۱۰٫۹	+۴	درصد انحراف از نتایج عملی	
۴۲	۸۹	۸۰	۵۶	۸۸	نتایج آزمایش در حالت تقسیم‌کننده‌ی ترک	

آزمون دارای اختلاف نسبتاً زیادی درمورد این دو کامپوزیت هستند، به نظر می‌رسد که تابع در نظر گرفته شده برای این دو کامپوزیت نمی‌تواند چندان دقیق باشد. برای این منظور، از دو تابع هموگرافیک (رابطه‌ی ۲۶ الف و ب) و توانی (رابطه‌ی ۲۷ الف و ب) برای مرتبط کردن سطح زیر نمودار تنش-کرنش هر لایه به انرژی ضربه‌ی چارپی همان لایه در نظر گرفته شد. با اعمال شرایط مرزی مناسب، این روابط برای نواحی فریتی و آستنیتی به ترتیب عبارت‌اند از:

$$CV(\alpha_i) = \frac{\frac{CV_\beta}{S_\beta} \left[S_\beta \left(\frac{CV_\beta}{S_\beta} - \frac{CV_\alpha}{S_\alpha} \right) + CV_\alpha - CV_\beta \right]}{S \left(\frac{CV_\beta}{S_\beta} - \frac{CV_\alpha}{S_\alpha} \right) + CV_\alpha - CV_\beta} \quad (۲۶ الف)$$

$$CV(\gamma_i) = \frac{\frac{CV_\beta}{S_\beta} \left[S_\beta \left(\frac{CV_\beta}{S_\beta} - \frac{CV_\gamma}{S_\gamma} \right) + CV_\gamma - CV_\beta \right]}{S \left(\frac{CV_\beta}{S_\beta} - \frac{CV_\gamma}{S_\gamma} \right) + CV_\gamma - CV_\beta} \quad (۲۶ ب)$$

$$CV(\alpha_i) = CV_\beta \cdot \left(\frac{S}{S_\beta} \right)^{\ln\left(\frac{CV_\beta}{CV_\alpha}\right)} \quad (۲۷ الف)$$

$$CV(\gamma_i) = CV_\beta \cdot \left(\frac{S}{S_\beta} \right)^{\ln\left(\frac{CV_\beta}{CV_\gamma}\right)} \quad (۲۷ ب)$$

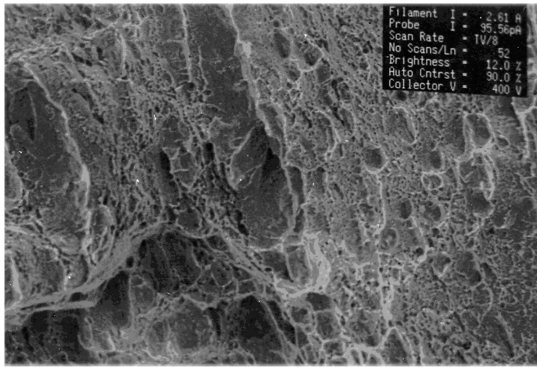
نتایج حاصل از مدل‌سازی، از طریق به‌کارگیری دو تابع اخیر در جدول ۶ ارائه شده است. باز هم مشاهده می‌شود که نتایج حاصل درمورد کامپوزیت‌های بدون لایه‌ی مارتنزیت مناسب است. هم‌چنین مدل با استفاده از هر دو تابع هموگرافیک و توانی، نتایج یکسانی را درمورد کامپوزیت‌های بدون لایه‌ی مارتنزیت پیش‌بینی کرده است. پیش‌بینی یکسان مدل از انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌های بدون لایه‌ی مارتنزیت با به‌کارگیری دو تابع توانی و هموگرافیک و اختلاف بسیار کم نتایج حاصل از به‌کارگیری تابع نمایی با مقادیر پیش‌بینی شده توسط این دو تابع، می‌تواند بیان‌گر صحت مدل درمورد کامپوزیت‌های بدون مارتنزیت باشد. به‌عبارت دیگر، نوع تابع در نظر گرفته شده در تعیین انرژی ضربه‌ی کامپوزیت اهمیتی ندارد.

از طرفی نتایج حاصل برای کامپوزیت $\gamma M\gamma$ بهتر است ولی درمورد کامپوزیت $\alpha\beta\gamma M\gamma$ نتایج اندکی بدتر شده‌اند. اگرچه نتایج به‌دست آمده درمورد کامپوزیت‌های مارتنزیت‌دار توسط این مدل، به‌طور کلی بهتر از نتایج حاصل از مدل اول است، باز هم اختلاف قابل توجهی بین نتایج تحلیلی و عملی به چشم می‌خورد. چنان که پیش‌تر گفته شد، فاز مارتنزیت به‌علت تردی زیاد و تفاوت ریزساختاری با لایه‌ی

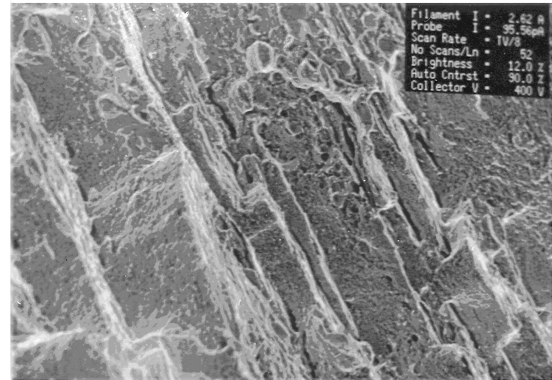
نکته‌ی جالب توجه یکسان شدن دو مقدار پیش‌بینی شده از مدل برای دو کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ و $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ است. این دو کامپوزیت شاید به‌لحاظ ماهوی اختلاف داشته باشند، اما نتایج عملی حاصله نشان می‌دهد که مقدار انرژی ضربه‌ی این دو کامپوزیت تقریباً یکسان است. می‌توان چنین استنباط کرد که در کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ از یک قطعه فولاد آستنیتی استفاده شده است در حالی که کامپوزیت $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ توسط دو قطعه فولاد آستنیتی شکل گرفته است. ضخامت فولاد آستنیتی به‌کار رفته در ساخت کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ از ضخامت هر یک از دو قطعه‌ی فولاد آستنیتی به‌کار رفته در کامپوزیت $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ بیشتر است. تشکیل فاز بینیت در هر یک از این کامپوزیت‌ها باعث تشکیل شیب انرژی ضربه از سمت لایه‌ی فولاد آستنیتی به سمت لایه‌ی بینیتی می‌شود. همان‌طور که در مدل‌سازی‌های نیز عنوان شد، این شیب انرژی ضربه را می‌توان با تغییرات ریزسختی و یا تغییر سطح زیر نمودار تنش-کرنش متناسب دانست. چون لایه‌ی بینیت در کامپوزیت $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ به لایه‌ی فولاد آستنیتی نزدیک‌تر است، بنابراین شیب شدیدتری از کاهش انرژی ضربه از سمت لایه‌ی فولاد آستنیتی به سمت لایه‌ی بینیتی نسبت به کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ وجود دارد. بنابراین در مقایسه‌ی لایه‌های موجود در کامپوزیت، مشاهده می‌شود که انرژی ضربه‌ی لایه‌های موجود در ناحیه‌ی آستنیتی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ از انرژی ضربه‌ی لایه‌های مشابه در کامپوزیت $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ بیشتر است. برعکس در ناحیه‌ی آلفا، چون با حرکت از لایه‌ی فولاد ساده‌ی کربنی به سمت لایه‌ی بینیتی، با افزایش انرژی ضربه‌ی لایه‌ها مواجهیم، به‌دلیل متفاوت بودن شیب تغییر انرژی ضربه‌ی لایه‌ها در دو کامپوزیت، انرژی ضربه‌ی لایه‌های موجود در ناحیه‌ی آلفای کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ از انرژی ضربه‌ی لایه‌های مشابه در کامپوزیت $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ کم‌تر است. در نهایت برآیند انرژی ضربه‌ی لایه‌ها با استفاده از قانون مخلوط فازها، نتایج تقریباً یکسانی برای هر دو کامپوزیت در بر خواهد داشت.

بنابراین به نظر می‌رسد که پیش‌بینی مدل از انرژی ضربه‌ی این دو کامپوزیت درست بوده، و مقدار به دست آمده به مقدار واقعی نزدیک‌تر است. البته خطاهای موجود در آزمایش، آن هم از نوع آزمون ضربه که خود دارای خطای نسبتاً بالایی است، می‌تواند روی انحراف نتایج اثرگذار باشد. پیش‌بینی یکسان مدل از انرژی ضربه‌ی این دو کامپوزیت می‌تواند نشان‌دهنده‌ی صحت مدل درمورد کامپوزیت‌های بدون لایه‌ی مارتنزیت باشد.

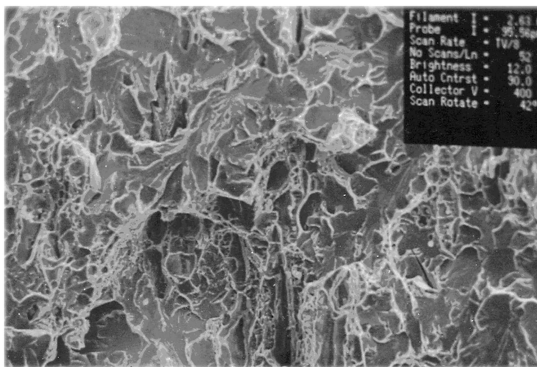
از سوی دیگر، تابع نمایی برای دو کامپوزیت مارتنزیت‌دار $\gamma M\gamma$ و $\alpha\beta\gamma M\gamma$ ، مقادیری بسیار نزدیک به هم را پیش‌بینی کرده است. از آنجا که نتایج حاصل از



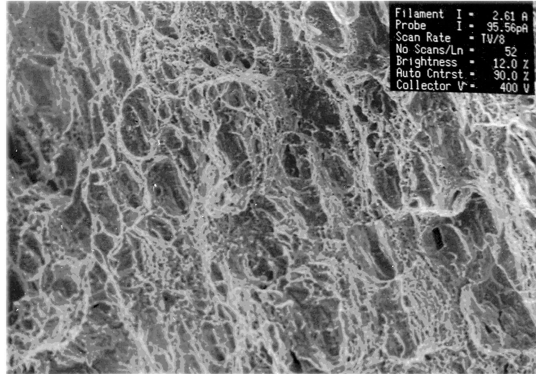
ج) ناحیه ی فریتی؛



الف) لایه مارتزیتی؛



د) لایه ی بینیتی.



ب) ناحیه ی آستینیتی؛

شکل ۶. شکست‌نگاری سطوح شکست.

«اثرات نرخ کرنش» ممکن است از دیگر دلایل عدم پیش‌بینی صحیح انرژی ضربه در مورد کامپوزیت‌های مارتزیت‌دار $\gamma M\gamma$ و $\alpha\beta\gamma M\gamma$ باشد. هرچه تنش تسلیم فولادی بالاتر باشد، اثرات نرخ کرنش بر روی آن بیشتر نمایان خواهد شد. همچنین فولادهای ترد در مقایسه با اجسام چقرمه حساسیت بیشتری در مقابل نرخ کرنش دارند. با این توضیحات، اثرات نرخ کرنش بر فولادهای ساده‌ی کربنی، فولاد آستینیتی و بینیت کم‌تر از اثرات نرخ کرنش بر روی لایه‌ی مارتزیت است. به همین دلیل در آزمون ضربه با نرخ کرنش بالا، لایه‌ی مارتزیت کنترل‌کننده‌ی رشد ترک خواهد شد. به بیان دیگر، تصحیحی که باید توسط اثر نرخ کرنش در نظر گرفته شود، شاید بتواند کمی نتایج را بهبود بخشد.

نتایج شکست‌نگاری در سطح شکست کامپوزیت‌ها نشان می‌دهد که سازوکار شکست مارتزیت به صورت رخ‌برگی^۸، ناحیه‌ی آستینیتی به صورت رشته‌یی، ناحیه‌ی فریتی به صورت نیمه‌رشته‌یی و لایه‌ی بینیتی به صورت نیمه‌ترد است (شکل ۶).

نتیجه‌گیری

انرژی ضربه‌ی چارپی کامپوزیت‌های فولادی مرتبه‌یی در حالت تقسیم‌کننده‌ی ترک اندازه‌گیری شد. نشان داده شد که انرژی ضربه‌ی کامپوزیت $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ بیشترین و انرژی ضربه‌ی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma M\gamma$ کم‌ترین است. به‌طور کلی افزایش ضخامت ناحیه‌ی آستینیتی باعث افزایش انرژی ضربه‌ی کامپوزیت می‌شود. از طرف دیگر،

آستینیتی مجاور خود، کنترل‌کننده‌ی رشد ترک است و آن را تسریع می‌کند. به عبارت دیگر، مدل پیش‌بینی می‌کند که انرژی ضربه‌ی لایه‌های نزدیک به لایه‌ی مارتزیت دارای انرژی ضربه‌ی نزدیک به لایه‌ی مارتزیت باشند، اما این لایه‌ها دارای ساختار آستینیتی بوده و انرژی ضربه‌ی آنها به هر حال بالاتر از انرژی ضربه‌ی مارتزیت است. به‌علاوه تشکیل مارتزیت به صورت یک لایه‌ی مجزا (البته پیوسته) با مرزهای کاملاً مشخص در میان نواحی آستینیتی (شکل ۴) دلیلی بر تفاوت رفتار آن نسبت به لایه‌های آستینیتی مجاور است.

با مقایسه‌ی دو جدول ۵ و ۶، مشاهده می‌شود که در مورد کامپوزیت‌های $\alpha\beta\gamma$ و $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ تابع هموگرافیک و در مورد کامپوزیت $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ تابع نمایی در هر دو مدل بهترین نتایج را داده‌اند (هرچند اختلاف مقادیر پیش‌بینی شده توسط توابع دیگر در هر دو مدل، با این توابع بهینه کم است). بنابراین به نظر می‌رسد که هنگام تشکیل بینیت، تغییرات انرژی ضربه‌ی لایه‌ها به قدری ملایم است که کامپوزیت کاملاً پیوستگی خود را حفظ می‌کند. این امر در شکل ۴ الف نیز نشان داده شده است و فاز بینیت تشکیل شده بین نواحی آلفا و گاما (مخصوصاً در مرز آلفا - بینیت) مرز کاملاً مشخصی ندارد. در کامپوزیت‌های مارتزیت‌دار تابع بهینه‌یی به دست نمی‌آید و در هر مدل یک تابع خاص بهترین نتیجه را در مورد این دو کامپوزیت ارائه کرده است. تشکیل مارتزیت با مرزهای مشخص بین دو ناحیه‌ی آستینیتی بدین معناست که در کامپوزیت تغییر فازی اساسی صورت گرفته است و این لایه‌ی مجزا (البته پیوسته) باعث برهم زدن قانون مخلوط فازها شده است.

کامپوزیت‌های بدون لایه‌ی مارتنزیتی مستقل از تابع در نظر گرفته شده و نتایج آنها به نتایج حاصل از آزمایش نزدیک است. حضور مارتنزیت در کامپوزیت به دلیل تردی زیاد، سبب انحراف نتایج نظری از عملی با به کارگیری هر نوع تابعی می‌شود، اگرچه برخی از توابع نتایج نسبتاً خوبی حاصل می‌کنند. نتایج به دست آمده با استفاده از مدل دوم (مخصوصاً در مورد کامپوزیت‌های دارای لایه‌ی مارتنزیتی) از نتایج مدل اول نسبتاً بهتر است.

حضور لایه‌ی مارتنزیتی تأثیر زیادی در کاهش انرژی ضربه‌ی کامپوزیت حاصل دارد. دو مدل، یکی با استفاده از نیم‌رخ سختی و دیگری با استفاده از سطح زیر نمودار تنش-کرنش، برای پیش‌بینی انرژی ضربه‌ی کامپوزیت‌ها و به کارگیری قانون مخلوط فازها ارائه شد. نتایج به کارگیری توابع مختلف برای ارتباط انرژی ضربه با سختی (در مدل اول) یا سطح زیر نمودار تنش-کرنش (در مدل دوم) نشان می‌دهند که انرژی ضربه‌ی

پانویس

1. functionally graded materials
2. dynamic stress intensity factor
3. in-plane impact loading
4. functionally graded steels
5. electroslag remelting
6. crack divider configuration
7. rule of mixtures
8. cleavage

منابع

1. Anlas, G.; Santare, M.H. and Lambros, J. "Numerical calculation of stress intensity factors in functionally graded materials", *Int. J. Fract.*, **104**, pp. 131-143 (2000).
2. Bahr, H.A.; Balke, H.; Fett, T.; Hofinger, I.; Kirchoff, G.; Munz, D.; Neubrand, A.; Semenov, A.S.; Weiss, H.J. and Yang, Y.Y. "Cracks in functionally graded materials", *Mat Sci Engng A*, **362**, pp. 2-16 (2003).
3. Erdogan, F. "Fracture mechanics of functionally graded materials", *Mater. Res. Soc. Bull.*, **20**(1), pp. 43-44 (1995).
4. Tohgo, K.; Suzuki, T. and Araki, H. "Evaluation of R-curve behavior of ceramic-metal functionally graded materials by stable crack growth", *Engng Fract Mech*, **72**, pp. 2359-2372 (2005).
5. Goldsmith, W. *Impact, The Theory and Physical Behavior of Colliding Solids*, Edward Arnold Publishers, London (1960).
6. Rouseau, C.E. and Tippur, H.V. "Dynamic fracture of compositionally graded materials with cracks along the elastic gradient: Experiments and analysis", *mech mater*, **33**, pp. 403-421 (2001).
7. Guo, L.C. and Noda, N. "Dynamic investigation of a functionally graded layered structure with a crack crossing the interface", *Int J slo struct*, **45**, pp. 336-357 (2008).
8. Xu, H.; Yao, X.; Feng, X. and Hisen, Y.Y., "Dynamic stress intensity factors of a semi-infinite crack in an orthotropic functionally graded material", *Mech Mater*, **40**, pp. 37-47 (2008).
9. Hong, J.K.; Son, Y.H.; Park, J.H.; Lee, B.H.; Yoon, S.C. and Kang, C.G. *Proceeding of 15th International Conference on Nuclear Engineering*, Japan (2007).
10. Jang, Y.C.; Hong, J.K.; Park, J.H.; Kim, D.W. and Lee, Y. "Effects of notch position of the charpy impact specimen on the failure behavior in heat affected zone", *J. mater proc tech*, **201**, pp. 419-424 (2008).
11. Bezensek, B. and Hancock, J.W. "The toughness of laser welded joints in the ductile-brittle transition", *Engng Fract Mech*, **74**, pp. 2395-2419, (2007).
12. Aghazadeh Mohandesi, J. and Shahosseini, M.H. "Transformation characteristics of functionally graded steels produced by electroslag remelting", *Met. Trans. A.*, **36A**, pp. 3471-3476 (2005).
13. Aghazadeh Mohandesi, J.; Shahosseini, M.H. and Parastar Namin, R. "Tensile behavior of functionally graded steels produced by electroslag remelting", *Met. Trans. A.*, **37A**, pp. 2125-2132 (2006).
14. Erdogan, F. "Fracture mechanics of functionally graded materials", *Compos Eng*, **5**(7), pp. 753-770 (1995).
15. Kassir, M.K. "Note on the twisting deformation of a non-homogeneous shaft containing a circular crack", *Int. J. Fract. Mech.*, **8**, pp. 325-334 (1972).
16. Parameswaran, V. and Shukla, A. "Processing and characterisation of a model functionally graded material", *J. Mater. Sci*, **35**, pp. 21-29 (2000).
17. Atkins, A.G. and Mai, Y.W. *Elastic and Plastic Fracture: Metals, Polymers, Ceramics, Composites, Biological Materials*, 1st ed., New York, Ellis Horwood Limited (1985).
18. Gür, C.H. and Yıldız, İ. "Non-destructive investigation on the effect of precipitation hardening on impact toughness of 7020 Al-Zn-Mg alloy", *Mater Sci Engng A*, **382**, pp. 395-400 (2004).
19. Baron, A.A. "A thermodynamic model for fracture toughness prediction", *Engng. Fract. Mech.*, **46**, pp. 245-251 (1993).