

انرژی ضربه فولادهای مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک

جمشید آقازاده مهندسی* و علی نظری**

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه

(دریافت مقاله: ۱۳۸۷/۱۰/۷ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۸۹/۴/۸)

چکیده - در این مقاله انرژی ضربه چارپی فولادهای مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک، بررسی شده است. فولادهای مرتبه‌ای که دارای لایه‌های فریتی، آستنیتی، بینیتی و/یا مارتنزیتی‌اند را می‌توان توسط فرایند ذوب سرباره الکتریکی به دست آورد. نتایج آزمایش ضربه نشان دادند که موقعیت نوک شیار و فاصله آن از تک‌فازهای بینیت و مارتنزیت عوامل اصلی تعیین‌کننده انرژی ضربه نمونه‌ها هستند. اندازه منطقه مومسان جلوی نوک شیار در یک ماده مرتبه‌ای بسته به شیب انرژی ضربه کم و یا زیاد می‌شود. هرچه نوک شیار به فاز ترد نزدیکتر باشد، انرژی ضربه کمتر می‌شود و بالعکس. تأثیر اندازه منطقه مومسان بر انرژی ضربه چارپی نیز به طور نظری بررسی شده است.

واژگان کلیدی: فولادهای مرتبه‌ای، انرژی ضربه، حالت توقفگر ترک، اندازه منطقه مومسان

Impact Energy of Functionally Graded Steels with Crack Arrester Configuration

J. Aghazadeh Mohandesi and A. Nazari

Department of Mining and Metallurgy, Amirkabir Univ of Technology
Azad University of Saveh

Abstract: Charpy impact energy of functionally graded steels in the form of crack arrester configuration was investigated. Functionally graded steels which contain layers of ferrite, austenite, bainite and/or martensite could be produced by electroslag remelting. The results showed that notch tip position and the distances of notch with respect to the bainite and martensite layers significantly affect the impact energy of the specimens. Generally, the plastic deformation zone ahead of a crack in a functionally graded material depends on the position of the notch tip where according to the direction of gradient slope may

** - استادیار

* - استاد

increase or decrease. The closer the notch tips to the brittle phase, the smaller the impact energy of the specimen and vice versa. The effect of plastic zone size on impact energy of functionally graded steels was notionally investigated.

Keywords: Functionally graded steels, Impact energy, Crack arrester configuration, Plastic zone size.

۱- مقدمه

مواد مرتبه‌ای^۱ (FGMs) سیستم‌هایی چند فازی‌اند و ترکیب آنها به طور تدریجی در یک (یا چند) جهت به گونه‌ای تغییر می‌کند که خواص مکانیکی، حرارتی و الکتریکی یگانه‌ای از آنها حاصل شود. وجه تمایز آنها با کامپوزیت‌های سنتی که ناپیوسته و با فصل‌مشترک‌های تیز هستند نیز همین است [۱ و ۴]. کارهای عملی بسیار اندکی در مورد شکست مواد مرتبه‌ای مخصوصاً تحت بارهای دینامیکی صورت گرفته است.

در طول ۵۰ سال گذشته، دانشمندان و مهندسان تلاش‌های بسیاری برای حل مسائل مربوط به انرژی ضربه مواد انجام داده‌اند. تحلیل این مسائل، بیشتر درباره مواد با هندسه ساده و انرژی ضربه‌ای کم به همراه تغییر شکل مومسان محدود بوده است. رفتار مکانیکی مواد در برابر بارهای ضربه‌ای با سرعت تغییر شکل زیاد به دلیل طبیعت پیچیده آن و مشکل بودن حل معادلات ریاضی تشکیل دهنده آن، کمتر مورد توجه قرار گرفته است [۵].

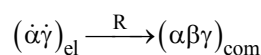
تغییر شکل نوک ترک و تاریخچه پارامترهای شکست در کامپوزیت‌های مرتبه‌ای اپوکسی-شیشه تحت بار ضربه‌ای با سرعت کم، توسط روسائو و تپور [۶] بررسی شده است. آنها نشان دادند که ترکی که به سمت افزایش کسر حجمی شیشه رشد می‌کند، با افزایش مداوم ضریب شدت تنش دینامیکی^۲ همراه است، در حالی که در جهت مخالف، کاهش آن دیده می‌شود. گوو و نودا [۷]، رفتار دینامیکی یک ساختار لایه‌ای مرتبه‌ای با ترکی که در فصل مشترک رشد می‌کند را تحت بار ضربه‌ای درون صفحه‌ای^۳ بررسی کردند. زو و همکاران [۸] ترک‌های نیمه نامحدودی را درون ماده مرتبه‌ای ارتوتروپیکی در شرایط کرنش صفحه‌ای و در حالت‌های مختلف بررسی کردند. آنها مشاهده کردند که ضریب شدت تنش همواره آن‌گونه که انتظار می‌رود، با ریشه دوم زمان متناسب نیست.

آزمایش ضربه چارپی روی فولادهای مرتبه‌ای^۴ و مخصوصاً اتصالات جوشکاری شده نیز صورت گرفته است. هونگ و همکاران [۹] آزمایش ضربه چارپی با شیار V شکل را با موقعیت‌های مختلف قرارگیری نوک شیار درون HAZ انجام دادند. آنها گزارش کردند که انرژی ضربه‌ای با موقعیت نوک شیار و با توجه به تغییرات ریزساختار حاصل از جابه‌جایی نوک شیار، هرچه به سمت فلز پایه نزدیکتر می‌شود، کاهش می‌یابد.

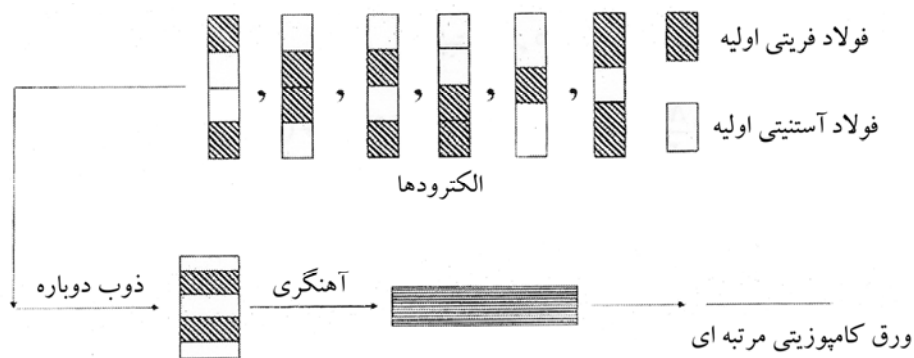
جانگ و همکاران [۱۰]، به صورت تجربی و عددی اثر موقعیت شیار را روی رفتار شکست و انرژی جذب شده توسط آزمایش ضربه چارپی در دمای ۱°C- مطالعه کردند. آنها اثر تغییر رفتار ضربه‌ای را با موقعیت نوک ترک مشاهده کرده و چندین تحلیل سه‌بعدی به روش اجزای محدود برای پیش‌بینی این تغییر رفتار ارائه نمودند.

بزنسک و هانوکوک [۱۱] چقرمگی فولادی کم‌آلیاژ که توسط لیزر جوشکاری شده است را در مود I و مود مخلوط بررسی کرده و آزمایش ضربه چارپی نیز روی آن انجام دادند. آنها نشان دادند که در آزمایش ضربه چارپی، ترک به سمت فلز پایه نرمتر منحرف می‌شود.

اخیراً آقازاده و همکاران [۱۲ و ۱۳]، فولادهای مرتبه‌ای با استفاده از فولادهای ساده کربنی و زنگ‌نزن آستنیتی توسط ذوب سرباره‌ای الکتریکی^۵ تولید کرده‌اند. با انتخاب ضخامت و چیدمان مناسب فولادهای فریتی و آستنیتی به عنوان الکتروود، می‌توان کامپوزیت‌هایی متشکل از چندین لایه شامل فریت، آستنیت، بینیت و مارتنزیت به دست آورد، شکل (۱). اگر الکتروود اولیه شامل دو قطعه فریت اولیه (α) و آستنیت اولیه (γ) باشد، کامپوزیت حاصل به صورت زیر است:



که در آن:



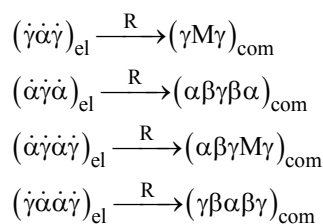
شکل ۱- نمایش چگونگی تولید ورق کامپوزیتی

بررسی انرژی ضربه فولادهای مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک بدین دلیل است که عمده‌ی کامپوزیتهای لایه‌ای و همچنین مواد مرتبه‌ای برای استفاده در حالت توقفگر ترک طراحی می‌شوند. به دلیل لایه لایه شدن به هنگام اعمال بار، انرژی ضربه کامپوزیتهای لایه‌ای نسبت به ماده یکپارچه تهیه شده از آن ماده بالاتر می‌رود. اما در مواد مرتبه‌ای حاضر، به دلیل فصل مشترک نفوذی بسیار قوی، لایه لایه شدن بسیار مشکل شده و انتظار می‌رود انرژی ضربه کاهش یابد. از طرفی حضور شبیه‌های غلظتی متفاوت در نواحی مختلف کامپوزیتهای فولادی حاضر و به تبع آن تغییر شیب انرژی ضربه در سرتاسر نواحی مرتبه‌ای، احتمالاً باعث تفاوت در رفتار ضربه‌ای مواد تهیه شده از قسمت‌های مختلف کامپوزیتهای مرتبه‌ای حاضر می‌شوند. بنابراین، بررسی تجربی رفتار ضربه‌ای فولادهای مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک در کار حاضر انتخاب شده است.

۲- مواد و روشهای آزمایش

برای تولید فولادهای مرتبه‌ای، از تجهیزات ذوب دوباره در مقیاس آزمایشگاهی استفاده شد. سرباره مصرفی مخلوطی از ۲۰٪ CaO، ۲۰٪ Al₂O₃ و ۶۰٪ CaF₂ بود. فولادهای فریتی و آستنیتی اولیه که به عنوان الکترودهای ذوب دوباره به کار رفتند، به ترتیب از نوع تجاری AISI ۱۰۲۰ و AISI ۳۱۶ بوده و ترکیب شیمیایی آنها در جدول (۱) داده شده است. برای ذوب دوباره، الکترودهای مختلفی با پنج ترتیب

α ، β و γ به ترتیب فریت، بینیت و آستنیت در کامپوزیت حاصل، el الکترودها، com کامپوزیت و R ذوب دوباره هستند. همچنین، وقتی الکترودهای اولیه با توجه به تغییر ضخامت $\dot{\alpha}$ و $\dot{\gamma}$ دارای ۳ یا ۴ قطعه هستند، فولادهای مرتبه‌ای زیر تولید خواهند شد:



که در آن M مارتنزیت است.

نفوذ اتمهای کروم، نیکل و کربن در فاز مایع و به هنگام ذوب دوباره، نحوه توزیع اتمهای کروم، نیکل و کربن در کامپوزیت حاصل را کنترل می‌کند. به هنگام نفوذ عناصر آلیاژی، نواحی متفاوتی توسط دگرگونیهای مختلف ایجاد می‌شوند. نفوذ اتمها، خواه از یک نوع باشند و خواه با هم نفوذ کنند، سبب ایجاد فازهایی مانند بینیت و مارتنزیت می‌شود. ضخامت لایه‌های بینیت و مارتنزیت به ضخامت الکترودها 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 [۱۲ و ۱۳].

در کار حاضر، انرژی ضربه فولادهای مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک^۶ بررسی شده است. تأثیر اندازه منطقه مومسان جلوی نوک شیار نیز به طور نظری بررسی شده است. اهمیت

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 | $\dot{\alpha}$ |

آهنگری و سپس نورد گرم شده تا به ضخامت ۳۰ mm برسند. همانند کارهای قبلی [۱۲ و ۱۳] و از آنجا که ویژگیهای کامپوزیتهای تولیدی یکسان است، در تمام کامپوزیتهای، ضخامت لایه بینیتی به ۰/۶ mm میلی متر و ضخامت لایه مارتنزیتی به ۱/۵ mm رسید.

آزمایش ضربه چارپی روی نمونه‌ها برای بررسی مقاومت به شکست هر کامپوزیت صورت پذیرفت. ابعاد نمونه‌ها با توجه به استاندارد ASTM E۲۳ انتخاب شد. برای هر یک از کامپوزیتهای با خواص نامتقارن (یعنی $\alpha\beta\gamma$ و $\alpha\beta\gamma M\gamma$) هشت سری نمونه ضربه (برای هر سری سه نمونه) تهیه شد. در چهار سری از نمونه‌ها شیار به گونه‌ای در ناحیه فریتی قرار گرفت که دارای فاصله‌های متفاوتی از تک‌فاز بینیت باشد. در چهار نمونه دیگر نیز شیار در ناحیه آستنیتی کامپوزیتهای قرار گرفت. از هر یک از کامپوزیتهای با خواص متقارن (یعنی $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ ، $\gamma M\gamma$ و $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$) چهار سری نمونه ضربه تهیه و شیار در آنها ایجاد شد. انرژی ضربه نمونه‌های فولادی مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک اندازه گرفته شد.

انرژی ضربه فولادهای فریتی و آستنیتی نیز برای مقایسه با انرژی ضربه کامپوزیتهای اندازه گرفته شد. این نمونه‌ها از فولادهای فریتی و آستنیتی اولیه پس از آهنگری و نورد گرم در ۹۸۰ درجه سانتی گراد تهیه شدند.

انرژی ضربه چارپی نمونه‌های تک‌فاز بینیتی و مارتنزیتی نیز اندازه گرفته شد. برای این منظور، نمونه‌های ضربه با ترکیب و خواص مکانیکی مشابه تک‌فاز بینیت مطابق کارهای قبلی [۱۲ و ۱۳] تهیه شدند. ابتدا ترکیب شیمیایی میانگین لایه‌های بینیتی و مارتنزیتی به دست آمد، جدول (۲). سپس، نمونه‌های بینیتی و مارتنزیتی توسط کوره القایی تحت خلاء با ترکیب میانگین

چیدمان از برشهای فولادهای فریتی و آستنیتی که توسط جوش نقطه‌ای به یکدیگر متصل شدند، استفاده شد. برای چیدمان $\dot{\alpha}\dot{\gamma}$ ، دو برش ۱۵۰ میلی متری، برای چیدمانهای $\dot{\gamma}\dot{\alpha}\dot{\gamma}$ و $\dot{\alpha}\dot{\gamma}\dot{\alpha}$ یک برش ۲۵ میلی متری برای قطعه میانی و دو برش ۱۳۷.۵ میلی متری برای قطعات کناری و سرانجام برای چیدمانهای $\dot{\gamma}\dot{\alpha}\dot{\gamma}$ و $\dot{\alpha}\dot{\gamma}\dot{\alpha}$ دو برش ۲۵ میلی متری برای دو قطعه میانی و دو برش ۱۲۵ mm قطعات کناری انتخاب شدند. دلیل انتخاب این ضخامتها ایجاد برش مناسب برای قرار دادن نوک شیار در فواصل مختلف نسبت به تک‌فازهای بینیتی و مارتنزیتی بود. این ضخامتها بر اساس کارهای قبلی انتخاب شدند [۱۲ و ۱۳].

فرایند ذوب با توان ثابت ۱۶ KVA انجام شد. به هنگام فرایند ذوب دوباره، نفوذ اتمهای کروم، نیکل از فولاد آستنیتی به فولاد ساده کربنی و بالعکس نفوذ اتمهای کربن از فولاد ساده کربنی به فولاد آستنیتی نواحی مختلفی در فولاد حاصل می‌شوند. از آنجایی که نفوذ به مناطق دورتر، مشکلتر است، غلظت هر یک از عناصر (مثلاً کربن در فولاد آستنیتی) از سمت سطح مشترک به سمت خارج آن به طور مرتب کاهش می‌یابد [۱۲]. همچنین، نحوه نفوذ به صورتی است که غلظت عناصر آلیاژی در لبه باریکی از فولاد آستنیتی به حدی می‌رسد که در آنجا لایه باریکی از بینیت تشکیل می‌شود (در صورتی که ضخامت انتخاب شده برای فولاد ساده کربنی به حد کافی باشد تا مقادیر مناسبی کروم و نیکل از فولاد آستنیتی به درون آن نفوذ کند). از طرف دیگر اگر ضخامت فولاد ساده کربنی به حد کافی نباشد، نفوذ کروم و نیکل از دو لایه آستنیتی مجاور، باعث جایگزین شدن مارتنزیت به جای فولاد ساده کربنی انتخاب شده می‌شود [۱۲].

پس از ذوب دوباره، شمشهای کامپوزیتی در ۹۸۰ °C

جدول ۲- ترکیب شیمیایی لایه‌های بینیتی و مارتنزیتی موجود در کامپوزیتها به همراه نمونه‌های بینیتی و مارتنزیتی ریخته‌گری شده.

| نمونه | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cr | %Ni |
|------------------------|------|------|------|-------|-------|------|------|
| تک‌فاز 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 |
| تک‌فاز مارتنزیت | ۰/۱۹ | ۰/۳۹ | ۰/۳ | ۰/۰۴ | ۰/۰۵ | ۷/۳ | ۳/۲ |
| مارتنزیت ریخته‌گری شده | ۰/۲۱ | ۰/۲۸ | ۰/۲۸ | ۰/۰۳۳ | ۰/۰۵۵ | ۷/۳۸ | ۳/۱۴ |

جدول ۳- مقاومت به ضربه کامپوزیتها (J)

| کامپوزیت | فاصله نوک شیار تا تک فاز مربوطه (mm) | | | |
|--|--------------------------------------|-----|-----|-----|
| | ۰ | ۱ | ۲ | ۳ |
| $\alpha\beta\gamma$ (با شیار در ناحیه α) | ۱۱۵ | ۹۹ | ۸۵ | ۷۵ |
| $\alpha\beta\gamma$ (با شیار در ناحیه γ) | ۱۰۲ | ۱۱۱ | ۱۱۹ | ۱۲۵ |
| $\gamma M\gamma$ | ۱۳ | ۲۵ | ۴۴ | ۸۳ |
| $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ | ۱۱۸ | ۱۰۵ | ۹۳ | ۷۸ |
| $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ | ۱۰۹ | ۱۱۵ | ۱۲۳ | ۱۳۴ |
| $\alpha\beta\gamma M\gamma$ (با شیار در ناحیه α) | ۱۱۶ | ۱۰۱ | ۸۷ | ۷۹ |
| $\alpha\beta\gamma M\gamma$ (با شیار در ناحیه γ) | ۱۴ | ۲۹ | ۵۳ | ۹۵ |

جدول ۴- مقاومت به ضربه تک‌فازهای بینیت و مارتنزیت به همراه فریت و آستنیت اولیه (J)

| نوع ماده | فریت اولیه | آستنیت اولیه | بینیت | مارتنزیت |
|----------------|------------|--------------|-------|----------|
| مقاومت به ضربه | ۶۴ | ۱۴۰ | ۱۰۸ | ۱۱ |

مارتنزیت بود. ترکیب شیمیایی و ریزسختی هر یک از لایه‌های انتخاب شده، از کار قبلی [۱۲] انتخاب شده است.

۳- نتایج و بحث

انرژی ضربه کامپوزیتها در جدول (۳) و تک‌فازهای بینیت، مارتنزیت و γ_{II} به همراه فریت و آستنیت اولیه در جدول (۴) نشان داده شده است. با توجه به اینکه ویژگیهای تولید فولادهای مرتبه‌ای حاضر همانند کارهای قبلی [۱۲ و ۱۳] است، انرژی ضربه مواد یکپارچه انتخاب شده از نواحی مرتبه‌ای کامپوزیتهای مختلف بر اساس ترکیب شیمیایی و ریزسختی حاصل از کار قبلی [۱۲] به دست آمده و در جدول (۵) ارائه شده است.

لایه‌های بینیتی و مارتنزیتی موجود در کامپوزیت ریخته‌گری شدند. همانند کامپوزیتها، نورد گرم در ۹۸۰ درجه سانتی‌گراد انجام و نمونه‌ها در هوا سرد شدند. با استفاده از سعی و خطا (یعنی، تغییر سرعت سرد کردن و ثابت نگه داشتن ترکیب شیمیایی)، نمونه‌های دارای نزدیکترین مقدار سختی به نمونه‌های تک‌فاز بینیتی و مارتنزیتی تهیه شده از کامپوزیت انتخاب شدند. از نمونه‌های ریخته‌گری شده، نمونه‌هایی برای آزمایش ضربه چارپی تهیه شد و آزمایش بر روی آنها انجام شد.

بر روی چند لایه منتخب از نواحی مرتبه‌ای کامپوزیتها نیز آزمایش ضربه صورت گرفت. چگونگی تولید این مواد یکپارچه^۷ مشابه روش بیان شده برای تولید تک‌فازهای بینیت و

جدول ۵- مقاومت به ضربه مواد یکپارچه انتخاب شده از نواحی مرتبه‌ای کامپوزیتها مطابق شکل (۳) (J)

| ۳ | ۲ | ۱ | ۰ | فاصله لایه انتخاب شده از سطح (mm) | کامپوزیت |
|-----|-----|-----|-----|-----------------------------------|--|
| ۷۳ | ۶۹ | ۶۶ | ۶۵ | | $\alpha\beta\gamma$ (با شیار در ناحیه α) |
| ۱۰۹ | ۱۱۴ | ۱۲۰ | ۱۳۲ | | $\alpha\beta\gamma$ (با شیار در ناحیه γ) |
| ۲۹ | ۵۵ | ۷۶ | ۱۱۱ | | $\gamma M\gamma$ |
| ۱۰۵ | ۸۵ | ۷۴ | ۶۹ | | $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ |
| ۷۹ | ۸۲ | ۱۰۸ | ۱۲۳ | | $\gamma\beta\alpha\beta\gamma$ |
| ۱۰۹ | ۱۰۳ | ۷۷ | ۷۰ | | $\alpha\beta\gamma M\gamma$ (با شیار در ناحیه α) |
| ۱۲ | ۱۱ | ۱۶ | ۴۳ | | $\alpha\beta\gamma M\gamma$ (با شیار در ناحیه γ) |

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

که A و B ثابتها معادله‌اند.

با فرض رابطه خطی بین سختی و تنش تسلیم، σ_y می‌توان نوشت [۱۳ و ۱۸]:

$$CV = C' \frac{CV}{\sigma_y} + D \quad (2)$$

که C' و D ثابت معادله‌اند.

عبارت سمت راست معادله (۲) به صورت زیر با مقدار

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \text{ متناسب است [۱۹]:}$$

$$\beta \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 = C' \frac{CV}{\sigma_y} + D \quad (3)$$

که K_{IC} چقرمگی شکست و β عددی ثابت است.

از طرف دیگر مقدار $\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2$ بیانگر اندازه منطقه

پلاستیک نمونه، r_y است [۱۹]:

$$r_y = \alpha \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

که α با توجه به مدل آیروین [۲۰]، که با استفاده از معیار فون میزر به دست آمده است، برای حالت کرنش صفحه‌ای برابر

$\frac{1}{6\pi}$ است، در حالی که رایس و روزنگرن [۲۱] مقدار آن را با

استفاده از تحلیل میدان خطوط لغزش^۹ برابر 0.286 و با استفاده

مشخص است که انرژی ضربه کامپوزیت‌های حاضر، کمتر از انرژی ضربه آستنیت اولیه است، اگر چه در برخی از آنها بهبودی در انرژی ضربه نسبت به فریت اولیه مشاهده می‌شود. مقالات و گزارشهای زیادی در مورد کامپوزیت‌های لایه‌ای ارائه شده و در آن افزایش انرژی ضربه در حالت توقفگر ترک نسبت به اجزای سازنده و به هنگامی که استحکام پیوند بین لایه‌ها چندان قوی نیست، گزارش شده است [۱۴ و ۱۵]. به هنگامی که فصل مشترک قوی است، لایه‌لایه شدن^۸ مشکلت‌تر شده و انرژی ضربه کامپوزیت کاهش می‌یابد [۱۵]. در مورد کامپوزیت‌های فولادی حاضر که توسط ذوب دوباره تولید و در دمای زیاد آهنگری شده‌اند، استحکام فصل مشترک نفوذی به قدری بالاست که کاهش انرژی ضربه کامپوزیت نسبت به آستنیت اولیه مورد انتظار است.

برای بررسی انرژی ضربه کامپوزیتها، ابتدا کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ در نظر گرفته می‌شود. همان‌گونه که دیده می‌شود انرژی ضربه این کامپوزیت با قرارگیری شیار در ناحیه گاما (به غیر از هنگامی که شیار دقیقاً چسبیده به لایه بینیتی قرار دارد)، همواره از انرژی ضربه آن به هنگام قرارگیری شیار در ناحیه آلفا بیشتر است، جدول (۳). دلیل این امر را می‌توان توسط منطقه مومسان جلوی نوک شیار توجیه کرد. با توجه به رابطه‌ای که بین سختی برینل، HB، و انرژی ضربه چارپی، CV، توسط بارون [۱۶]، گور و یلیدز [۱۷] ارائه شده است، می‌توان نوشت:

از روش اجزای محدود^{۱۰} برابر ۰/۱۵۵ به دست آوردند.

دارد، می‌توان این‌گونه مطرح کرد که اندازه منطقه مومسان لایه‌ها از سمت فریت اولیه به سمت آستنیت اولیه مرتباً افزایش می‌یابد.

برای بررسی اندازه منطقه مومسان جلوی نوک شیار در کامپوزیت (که با ماده‌ای یکپارچه متفاوت است)، رابطه ارائه شده برای محاسبه اندازه منطقه مومسان یک ماده یکپارچه را در نظر بگیرید [۱۹]:

$$r_y = \alpha \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin^3 \frac{\theta}{2} \right) \quad (5)$$

که θ بیانگر موقعیت زاویه‌ای منطقه مومسان بوده و نشان می‌دهد که اندازه این منطقه با زاویه نیز تغییر می‌کند [۱۹]. اگر فرض شود که اندازه منطقه مومسان کامپوزیت با استفاده از برهم‌نهی^{۱۳} اندازه منطقه مومسان لایه‌های مختلف به دست می‌آید، می‌توان اندازه منطقه مومسان هر لایه را به صورت زیر به دست آورد:

$$r_{y_i} = \alpha \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{y_i}} \right)^2 \cos^2 \frac{\theta_{FGS}}{2} \left(1 + \sin^3 \frac{\theta_{FGS}}{2} \right) \quad (6)$$

$$\theta_{i-1} \leq \theta_{FGS} \leq \theta_i$$

$$i = 1, 2, \dots$$

که θ_i مربوط به هر لایه را می‌توان با حل معادله (۷) به دست آورد (می‌دانیم که $\theta_0 = 90^\circ$):

$$3 \cos^5 \frac{\theta_i}{2} - 4 \cos^3 \frac{\theta_i}{2} = -\frac{1}{\alpha} \left(\frac{\sigma_{y_i}}{K_{IC}} \right)^2 \sum_{n=1}^i t_n \quad (7)$$

که t_n ضخامت هر لایه است.

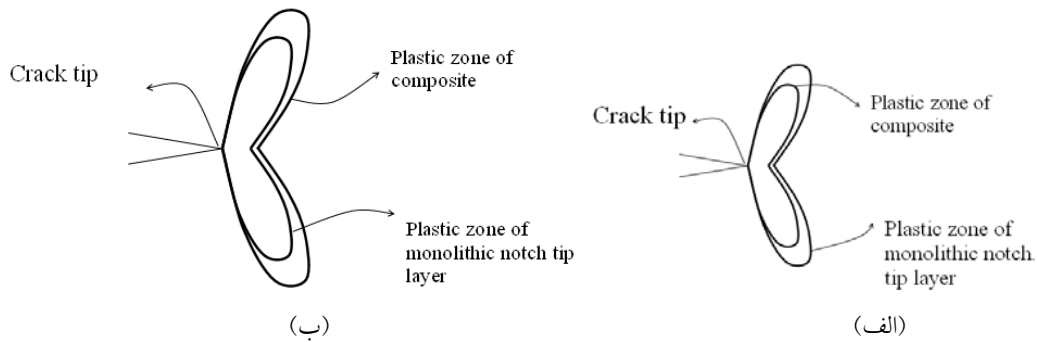
بنابراین چون اندازه منطقه پلاستیک هر لایه در ناحیه آلفا از سمت نوک شیار به سمت لایه بینیتی افزایش می‌یابد، اندازه منطقه مومسان نوک ترک در کامپوزیت بزرگتر از زمانی است که ماده یکپارچه‌ای از جنس لایه چسبیده به نوک ترک وجود داشته باشد، شکل (۲-الف). برعکس، به هنگام قرارگیری شیار در ناحیه گاما، اندازه منطقه مومسان کوچکتر خواهد شد، شکل (۲-ب).

با توجه به مقادیر به دست آمده انرژی ضربه مطابق جدول (۳)، بهترین معادلات نمای مربوط به انرژی ضربه هر

بنابراین، با توجه به معادلات (۱) الی (۴)، مشخص است که $CV \propto r_y$. به بیان دیگر هر چه اندازه منطقه مومسان نمونه بزرگتر باشد، انرژی ضربه نیز بیشتر است. گزارش شده است که مقدار اصلی انرژی شکست نمونه در اثر ضربه توسط منطقه مومسان جلوی شیار جذب می‌شود [۲۲ و ۲۳]. میزان تغییر شکل مومسان جلوی نوک شیار متفاوت است به طوری که می‌تواند تا چند صد میلی‌متر مکعب به هنگام شکست نرم ماده باشد و در حالت شکست ترد صرف‌نظرپذیر است. عموماً بیش از ۹۰ درصد انرژی برای انجام تغییر شکل پلاستیک جلوی شیار صرف می‌شود [۲۴].

بنابراین بیشتر بودن انرژی ضربه کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ به هنگام قرارگیری شیار در ناحیه گاما نسبت به وقتی که شیار در ناحیه آلفا قرار دارد، ناشی از بزرگتر بودن منطقه پلاستیک به هنگام قرارگیری شیار در ناحیه گاما است.

از طرف دیگر وقتی که شیار به لایه بینیتی نزدیکتر می‌شود، اگر شیار در ناحیه گاما باشد انرژی ضربه کمتر و اگر شیار در ناحیه فریتی باشد، انرژی ضربه بیشتر است. باز هم می‌توان با استفاده از اندازه منطقه مومسان این امر را توجیه کرد. برای این کار انرژی ضربه لایه‌های انتخاب شده از نواحی فریتی و آستینیتی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ را در نظر بگیرید. مشخص است که در ناحیه آلفا هرچه لایه انتخاب شده به لایه بینیتی نزدیکتر باشد، انرژی ضربه آن نیز بالاتر است و برعکس در ناحیه گاما هرچه فاصله لایه انتخاب شده تا لایه بینیتی کمتر باشد، انرژی ضربه نیز کمتر است. بنابراین، این فرض منطقی است که اگر کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ به صورت نواحی مرتبه‌ای آلفا و گاما متشکل از چندین لایه به همراه لایه بینیتی در نظر گرفته شود، انرژی ضربه لایه‌ها از سمت فریت اولیه به لایه بینیتی در ناحیه آلفا مرتباً افزایش (شیب سربالایی انرژی ضربه^{۱۱}) و از سمت آستینیت اولیه به سمت لایه بینیتی در ناحیه گاما مرتباً کاهش (شیب سربایینی انرژی ضربه^{۱۲}) می‌یابد. از طرفی با توجه به اینکه اندازه منطقه مومسان نمونه با انرژی ضربه رابطه مستقیم



شکل ۲- مقایسه اندازه منطقه مومسان نوک شیار در کامپوزیت و لایه چسبیده به نوک ترک در (الف) ناحیه فریتی و (ب) ناحیه آستنیتی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$



شکل ۳- فاصله نوک شیار از لایه مارتنزیتی در کامپوزیت $\gamma M\gamma$: نزدیک شدن شیار به لایه مارتنزیتی کاهش مقاومت به ضربه کامپوزیت را به همراه دارد.

جلوی نوک ترک نیز به شدت کاهش می‌یابد. بهترین رابطه ارائه شده برای پیش‌بینی انرژی ضربه کامپوزیت با فاصله‌های مختلف قرارگیری نوک شیار از لایه مارتنزیتی به صورت زیر خواهد بود:

$$CV_{(\gamma)}^{\gamma M\gamma} = 13.166 \exp(0.6127d) \quad (10)$$

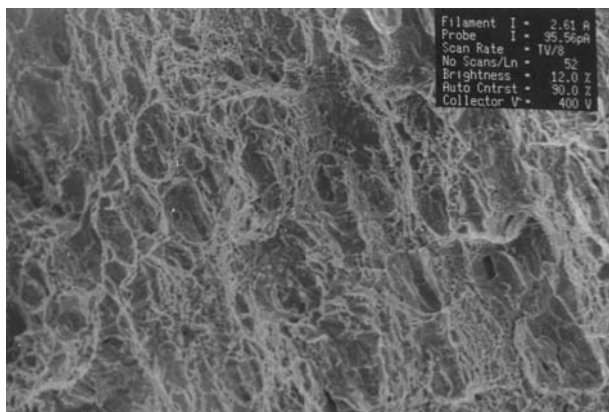
در مورد سایر کامپوزیتها نیز می‌توان با در نظر گرفتن اندازه منطقه مومسان جلوی نوک شیار، دلیل افزایش و یا کاهش انرژی ضربه کامپوزیت را نسبت به هنگامی که ماده‌ای یکپارچه از جنس لایه جلوی نوک ترک وجود دارد، توجیه کرد. نکته جالب توجه، تفاوت انرژی ضربه کامپوزیت $\alpha\beta\gamma M\gamma$ در دو حالت مختلف قرارگیری شیار در نواحی α و β است. هنگامی که شیار در ناحیه α قرارگیری این کامپوزیت قرار دارد، انرژی ضربه حتی از کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ ، به هنگام قرارگیری شیار در ناحیه α و در فواصل یکسان نوک شیار از لایه بینیتی، بیشتر است. اما وقتی

کامپوزیت از نوع $\alpha\beta\gamma$ با فاصله مشخص نوک شیار از تک‌فاز بینیتی، d ، در نواحی α و β گاما به ترتیب برابر خواهد بود؛

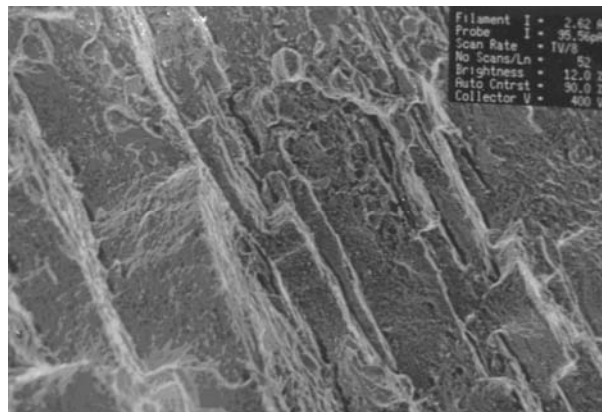
$$CV_{(\alpha)}^{\alpha\beta\gamma} = 114.6 \exp(-0.1435d) \quad (8)$$

$$CV_{(\beta)}^{\alpha\beta\gamma} = 102.88 \exp(0.068d) \quad (9)$$

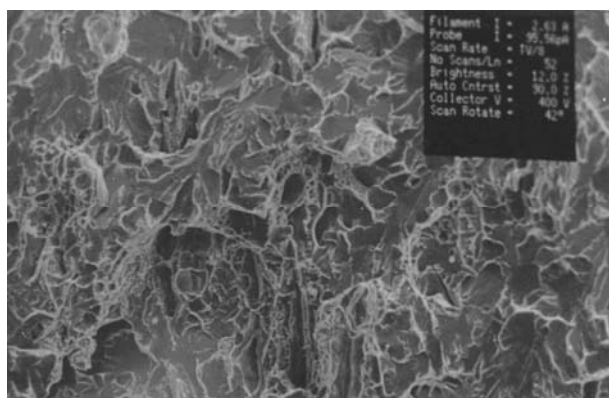
برای بررسی اثر لایه مارتنزیتی بر انرژی ضربه کامپوزیتها، کامپوزیت $\gamma M\gamma$ را در نظر بگیرید. دوباره، همان‌گونه که دیده می‌شود با تغییر موقعیت نوک شیار نسبت به لایه مارتنزیتی، انرژی ضربه کامپوزیت تغییر می‌کند، شکل (۳). همان‌گونه که دیده می‌شود، انرژی ضربه کامپوزیت با نزدیک شدن شیار به لایه مارتنزیتی کاهش می‌یابد، چرا که مارتنزیت فازی ترد، با انرژی ضربه بسیار کم و منطقه مومسان قابل صرف‌نظر کردن است. اختلاف بسیار زیاد انرژی ضربه آستنیت اولیه و لایه مارتنزیتی، باعث ایجاد شیب سرپایینی بسیار تندی در انرژی ضربه لایه‌ها در ناحیه گاما شده و به تبع آن ناحیه مومسان



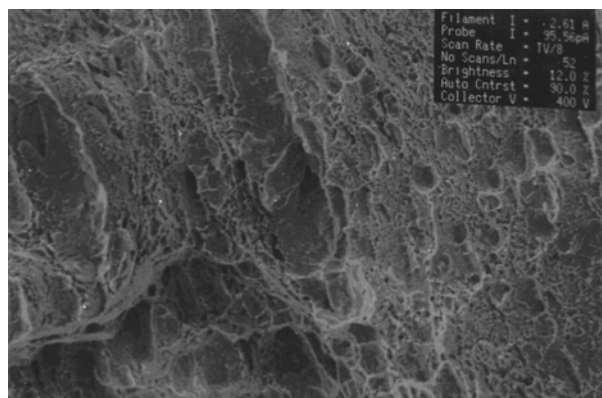
(ب)



(الف)



(ت)



(پ)

شکل ۴- شکست‌نگاری سطوح شکست (الف) لایه مارتنزیتی، (ب) ناحیه آستنیتی، (پ) ناحیه فریتی و (ت) لایه بینیتی.

همراه لایه‌های بینیتی و مارتنزیتی در شکل (۴) نشان داده شده است. نتایج شکست‌نگاری سطح شکست کامپوزیتها نشان می‌دهند که مکانیزم شکست مارتنزیت به صورت رخ‌برگی^{۱۴}، ناحیه آستنیتی به صورت رشته‌ای، ناحیه فریتی به صورت نیمه‌رشته‌ای و لایه بینیتی به صورت نیمه‌ترد است. حضور دیمپلهای درشت در شکست ناحیه آستنیتی نشان‌دهنده شکست کاملاً نرم این فاز است. در مقابل در سطح شکست ناحیه فریتی، دیمپلهای ریزتری مشاهده می‌شود. اگرچه شکست این ناحیه نیز به صورت نرم است، اما درصد شکست نرم آن از فولاد آستنیتی کمتر است. تفاوت در انرژی ضربه حاصل از فولاد ساده کربنی و فولاد آستنیتی نیز نشان می‌دهد که انرژی جذب شده برای شکست فولاد آستنیتی و تشکیل دیمپلهای درشت بیشتر است. اگرچه فولاد بینیتی شکستی نیمه‌ترد را

شیار در ناحیه گاما قرار می‌گیرد، انرژی ضربه کامپوزیت شدیداً کاهش می‌یابد. رفتار این کامپوزیت بار دیگر این نکته را تأیید می‌کند که لایه‌های موجود در جلوی شیار نقش اصلی را در جذب انرژی توسط نمونه دارند و هر چه این فازها نرمتر بشکنند و تغییر شکل مومسان بیشتری داشته باشند، انرژی ضربه کامپوزیت بالاتر است. در واقع لایه‌های خارج از منطقه مومسان هرچقدر هم که نرم باشند، نمی‌توانند نقشی مهم در جذب انرژی ضربه‌ای داشته باشند. به همین دلیل است که وقتی شیار در ناحیه گامای کامپوزیت $\alpha\beta\gamma M\gamma$ قرار می‌گیرد، لایه بینیتی با انرژی جذب بالا که در مسیر رشد ترک قرار دارد و همچنین ناحیه فریتی که به هر حال رفتاری نرم در برابر شکست دارد، نمی‌تواند انرژی ضربه کامپوزیت را افزایش دهند. تأیید نوع شکست و جذب انرژی فریت و آستنیت اولیه به

نشان می‌دهد، اما انرژی ضربه آن از انرژی ضربه فولاد فریتی که شکست آن همراه با تشکیل دیمپل است، بسیار بیشتر است. بنابراین به نظر نمی‌رسد که سطح شکست کاملاً بتواند تفاوت در انرژی ضربه را توجیه کند. در واقع ساختار بینیت در فولادها چقرمگی بالایی دارد. از طرفی فولاد آستنیتی نسبت به فولاد بینیتی، انرژی ضربه بالاتری دارد. این به دلیل کارسختی ایجاد شده در فولاد آستنیتی و استحاله آستنیت به مارتنزیت به هنگام اعمال ضربه است. بنابراین تلفیقی از نرمی آستنیت و سختی مارتنزیت تشکیل شده، چقرمگی بالایی را به هنگام اعمال بار ضربه‌ای به فولاد آستنیتی ایجاد می‌کنند. تشکیل سطوح شکست ترد درشت به هنگام شکست فاز مارتنزیت، نشان‌دهنده شکست کاملاً ترد این فاز بوده و انرژی ضربه بسیار کم آن نیز گواه این مطلب است.

در پایان انرژی ضربه کامپوزیت‌های $\alpha\beta\gamma$ و $\gamma\beta\alpha$ و $\alpha\beta\gamma M\gamma$ (با شیار در ناحیه آلفا و گاما) به صورت تابعی از موقعیت نوک شیار نسبت به لایه‌های بینیتی و/یا مارتنزیتی به

صورت زیر ارائه می‌شود؛

$$CV_{(\alpha)}^{\alpha\beta\gamma\beta\alpha} = 119.46 \exp(-0.1363d) \quad (11)$$

$$CV_{(\gamma)}^{\gamma\beta\alpha\beta\gamma} = 108.16 \exp(0.0687d) \quad (12)$$

$$CV_{(\alpha)}^{\alpha\beta\gamma M\gamma} = 115.15 \exp(-0.1302d) \quad (13)$$

$$CV_{(\gamma)}^{\alpha\beta\gamma M\gamma} = 14.593 \exp(0.6347d) \quad (14)$$

۴- نتیجه گیری

- اگرچه انرژی ضربه کامپوزیت‌ها نسبت به آستنیت اولیه کاهش یافته است ولی انرژی ضربه بسیاری از آنها نسبت به فریت اولیه بالاتر رفته است.
- میزان انرژی ضربه کامپوزیت‌ها بستگی به قرارگیری شیار نمونه در نواحی آلفا و گاما و همچنین فاصله شیار از لایه‌های تک‌فاز بینیتی و مارتنزیتی دارد.
- به طور تجربی می‌توان انرژی ضربه هر کامپوزیت را به اندازه منطقه مومسان جلوی نوک ترک مربوط کرد.

واژه نامه

- | | | |
|------------------------------------|---------------------------------|--|
| 1. functionally graded materials | 6. crack arrester configuration | 11. upward gradient of impact energy |
| 2. dynamic stress intensity factor | 7. monolithic materials | 12. downward gradient of impact energy |
| 3. In-plane impact loading | 8. delamination | 13. superposition |
| 4. functionally graded steels | 9. slip-line field analysis | 14. cleavage |
| 5. electrosalting remelting | 10. finite element method | |

مراجع

- Anlas, G., Santare, M. H. and Lambros, J., "Numerical Calculation of Stress Intensity Factors in Functionally Graded Materials," *Int. J. Fract.*, Vol. 104, pp. 131-143, 2000.
- Bahr, H. A., Balke, H., Fett, T., Hofinger, I., Kirchhoff G., Munz, D., Neubrand, A., Semenov, A. S., Weiss, H. J., and Yang, Y. Y., "Cracks in Functionally Graded Materials," *Mat. Sci. Engng. A*, Vol. 362, pp. 2-16, 2003.
- Erdogan, F., "Fracture Mechanics of Functionally Graded Materials," *Mater. Res. Soc. Bull.*, Vol. 20(1), pp. 43-44, 1995.
- 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*, Vol. 72, pp. 2359-2372, 2005.
- Goldsmith, W. *Impact, The Theory and Physical Behavior of Colliding Solids*, Edward Arnold Publishers, London, 1960.
- Rouseau, C. E., and Tippur, H. V., "Dynamic Fracture of Compositionally Graded Materials with Cracks Along the Elastic Gradient: Experiments and Analysis," *Mech Mater*, Vol. 33, pp. 403-421, 2001.
- Guo, L. C., and Noda, N., "Dynamic Investigation of a Functionally Graded Layered Structure with a Crack Crossing the Interface," *Int J Slo Struct*, Vol. 45, pp. 336-357, 2008.
- 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*, Vol. 40, pp. 37-47, 2008.
- 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.*, Vol. 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.*, Vol. 74, pp. 2395-2419, 2007.
 12. Aghazadeh Mohandesi, J. and Shahosseinie, M. H., "Transformation Characteristics of Functionally Graded Steels Produced by Electroslag Remelting," *Met. Mater. Trans. A*, Vol. 36A, pp. 3471-3476, 2005.
 13. Aghazadeh Mohandesi, J., Shahosseinie, M. H., and Parastar Namin, R., "Tensile Behavior of Functionally Graded Steels Produced by Electroslag Remelting," *Met. Mater. Trans. A*, Vol. 37A, pp. 2125-2132, 2006.
 14. Marouf, B. T., Bagheri, R., and Mahmudi, R., "Role of Interfacial Fracture Energy and Laminate Architecture on Impact Performance of Aluminum Laminates," *Composites: Part A* 2008, article in press.
 15. Carreno, F., Chao, J., Pozuelo, M. and Ruano, O. A., "Microstructure and Fracture Properties of an Ultrahigh Carbon Steel-Mild Steel Laminated Composite," *Scripta Materialia*, Vol. 48, pp. 1135-1140, 2003.
 16. Baron, A. A., "A Thermodynamic Model for Fracture Toughness Prediction," *Engng. Fract. Mech.*, Vol. 46, pp. 245-251, 1993.
 17. 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*, Vol. 382, pp. 395-400, 2004.
 18. Leskovšek, V., Ule, B., and Liščič, B., "Relations Between Fracture Toughness, Hardness and Microstructure of Vacuum Heat-Treated High-Speed Steel," *Mater. Process. Tech.*, Vol. 127, pp. 298-308, 2002.
 19. Hertzberg, R. W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, 4th ed., New York, John Wiley, 1996.
 20. McClintock, F. A., and Irwin, G. R., "Plasticity Aspects of Fracture Mechanics," *ASTM STP*, Vol. 381, pp. 84-113, 1965.
 21. Rice, J. R., and Rosengren, G. F., "Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material," *J. Mech Phys Solids*, Vol. 19, pp. 419-431, 1971.
 22. Vodopivec, F., Arzenšek, B., Kmetič, D., and Vojvodič-Tuma, J., "On the Charpy Fracturing Process," *MTAEC9*, Vol. 37(6), pp. 317-326, 2003.
 23. Vodopivec, F., Arzenšek, B., Vojvodič-Tuma, J., and Celin, R., "The Charpy Fracturing Process in Ductile Range," *METBAK*, Vol. 47(3), pp. 173-179, 2008.
 24. Kum, D. W., Oyama, T., Ruano, O. A., and Sherby, O. D., "Development of Ferrous Laminated Composites with Unique Microstructures by Control of Carbon Diffusion," *Metall Trans A*, Vol. 17, pp. 1517-1521, 1986.
 25. Nazari, A., and Aghazadeh Mohandesi, J., "Modeling Charpy Impact Resistance of Functionally Graded Steels in Crack Divider Configuration," To be published in "Mater. Sci. Tech.