

انرژی ضربه فولادهای مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک

جمشید آقازاده مهندسی^{*} و علی نظری^{**}

دانشکده مهندسی معدن و متالوژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه

(دريافت مقاله: ۱۳۸۷/۰۷ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۸۹/۰۴/۸)

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 مارتزیتی‌اند 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 مارتزیت عوامل اصلی تعیین‌کننده انرژی ضربه نمونه‌ها بود. اندازه منطقه موسمان جلوی نوک شیار در یک ماده مرتبه‌ای بسته به شبیه انرژی ضربه کم و یا زیاد می‌شود. هرچه نوک شیار به فاز ترد نزدیک‌تر باشد، انرژی ضربه کمتر می‌شود و بالعکس. تأثیر اندازه منطقه موسمان بر انرژی ضربه چارپی نیز به طور نظری بررسی شده است..

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

Impact Energy of Functionally Graded Steels with Crack Arrestor Configuration

J. Aghazadeh Mohandesi and A. Nazari

Department of Mining and Metallurgy, Amirkabir Univ of Technoligly
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

* – استاد ** – استادیار

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.

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 ۱۰°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.

بنزنسک و هانوکوک [۱۱] چقرومگی فولادی کم آلیاژ 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 آغازاده و همکاران [۱۲ و ۱۳]، فولادهای مرتبه‌ای با استفاده از فولادهای ساده کربنی و زنگنزن آستنیتی توسط ذوب سرباره‌ای الکتریکی^۵ تولید کردند. با انتخاب ضخامت و چیدمان مناسب فولادهای فریتی و آستنیتی به عنوان الکترود، می‌توان کامپوزیتهايی متشکل از چندین لایه شامل فریت، آستنیت، بینیت و مارتزیت به دست آورد، شکل (۱). اگر الکترود اولیه شامل دو قطعه فریت اولیه (α) و آستنیت اولیه (۷) باشد، کامپوزیت حاصل به صورت زیر است:

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

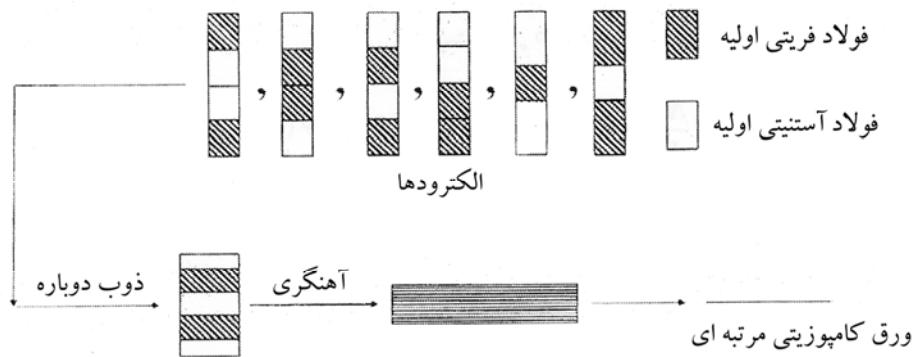
که در آن:

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 کامپوزیتهاست که ناپیوسته و با فصل مشترکهای 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 موسمان 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 کامپوزیتهاي مرتبه‌ای اپوكسي-شيشه 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 شيشه رشد می‌کند، با افزایش مداوم ضربی 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 ضربی شدت تنش همواره آن گونه که انتظار می‌رود، با ریشه دوم زمان متناسب نیست.



شکل ۱- نمایش چگونگی تولید ورق کامپوزیتی

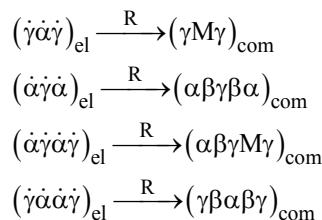
بررسی انرژی ضربه فولادهای مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک بدین دلیل است که عمدی کامپوزیتهای لایه‌ای و همچنین مواد مرتبه‌ای برای استفاده در حالت توقفگر ترک طراحی می‌شوند. به دلیل لایه شدن به هنگام اعمال بار، انرژی ضربه کامپوزیتهای لایه‌ای نسبت به ماده یکپارچه تهیه شده از آن ماده بالاتر می‌رود. اما در مواد مرتبه‌ای حاضر، به دلیل فصل مشترک نفوذی بسیار قوی، لایه شدن بسیار مشکل شده و انتظار می‌رود انرژی ضربه کاهش یابد. از طرفی حضور شبیهای غلطی 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 $\text{CaO} \cdot 20\%$ ، $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 60\%$ و CaF_2 بود. فولادهای فریتی و آستینیتی اولیه که به عنوان الکترودهای ذوب دوباره به کار رفتهند، 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 آستینیت در کامپوزیت حاصل، el الکترود، com کامپوزیت و R ذوب دوباره هستند. همچنین، وقتی الکترودهای اولیه با توجه به تغییر ضخامت α و γ دارای ۳ یا ۴ قطعه هستند، فولادهای مرتبه‌ای زیر تولید خواهند شد:



که در آن M مارتزیت 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 کند، سبب ایجاد فازهایی مانند بینیت و مارتزیت می‌شود. ضخامت لایه‌های بینیت و مارتزیت به ضخامت الکترود اولیه و متغیرهای فرایند (مانند ولتاژ، شدت جریان و سرعت کشش محصول) بستگی دارد. مشخصات دگرگونی و استحکام کششی این فولادها قبل از بررسی شده است [۱۲ و ۱۳].

در کار حاضر، انرژی ضربه فولادهای مرتبه‌ای در حالت توقفگر ترک^۹ 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	γ
-	-	۰/۰۵	۰/۰۵	۰/۲	۰/۳	۰/۲	α

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 کامپوزیتها، ضخامت لایه بینیتی به $6/۰$ mm میلی‌متر و ضخامت لایه مارتنتزیتی به $۵/۱$ mm رسید.

آزمایش ضربه چاربی روی نمونه‌ها برای بررسی مقاومت به شکست هر کامپوزیت صورت پذیرفت. ابعاد نمونه‌ها با توجه به استاندارد E23 ASTM انتخاب شد. برای هر یک از کامپوزیتهای با خواص نامتقارن (یعنی $\alpha\beta\gamma$ و $\alpha\beta\gamma\text{Mg}$) 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 کامپوزیتها قرار گرفت. از هر یک از کامپوزیتهای با خواص متقاضان (یعنی $\alpha\beta\gamma\text{Mg}$ و $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$) 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 کامپوزیتها اندازه گرفته شد. این نمونه‌ها از فولادهای فریتی و آستنیتی اولیه پس از آهنگری و نورد گرم در ۹۸۰ درجه سانتی‌گراد تهیه شدند.

انرژی ضربه چاربی نمونه‌های تک‌فاز بینیتی و مارتنتزیتی 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 مارتنتزیتی به دست آمد، جدول (۲). سپس، نمونه‌های بینیتی و مارتنتزیتی 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 $\alpha\beta\alpha$ ، دو برش ۱۵۰ میلی‌متری، برای چیدمانهای $\gamma\beta\alpha$ و $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ یک برش ۲۵ میلی‌متری برای قطعه میانی و دو برش ۱۳۷.۵ میلی‌متری برای قطعات کناری و سرانجام برای چیدمانهای $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ و $\alpha\beta\gamma\beta\alpha\beta\alpha$ دو برش ۲۵ میلی‌متری 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 مارتنتزیتی 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 حاصل کربنی به فولاد آستنیتی نواحی مختلفی در فولاد حاصل می‌شوند. از آنجایی که نفوذ به مناطق دورتر، مشکلتر است، غلاظت 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 غلاظت 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 مارتنتزیت 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 مارتنتزیتی موجود در کامپوزیتها به همراه نمونه‌های بینیتی و مارتنتزیتی ریخته‌گری شده.

%Ni	%Cr	%S	%P	%Mn	%Si	%C	نمونه
۷/۲	۱۴/۵	۰/۰۳	۰/۰۴	۱/۸	۰/۸	۰/۱۲	تک‌فاز بینیت
۷/۱۵	۱۴/۷	۰/۰۳۲	۰/۰۴۵	۱/۹	۰/۸۵	۰/۱۳	بینیت ریخته‌گری شده
۳/۲	۷/۲	۰/۰۵	۰/۰۴	۰/۳	۰/۳۹	۰/۱۹	تک‌فاز مارتنتزیت
۳/۱۴	۷/۳۸	۰/۰۵۵	۰/۰۳۳	۰/۲۸	۰/۲۸	۰/۲۱	مارتنزیت ریخته‌گری شده

جدول ۳- مقاومت به ضربه کامپوزیتها (J)

۳	۲	۱	۰	فاصله نوک شیار تا تک‌فاز مربوطه (mm)	کامپوزیت
۷۵	۸۵	۹۹	۱۱۵		(α+βγ) با شیار در ناحیه α
۱۲۵	۱۱۹	۱۱۱	۱۰۲		(α+βγ) با شیار در ناحیه γ
۸۳	۴۴	۲۵	۱۳		γMγ
۷۸	۹۳	۱۰۵	۱۱۸		αβγβα
۱۳۴	۱۲۳	۱۱۵	۱۰۹		γβαβγ
۷۹	۸۷	۱۰۱	۱۱۶		αβγMγ (با شیار در ناحیه α)
۹۵	۵۳	۲۹	۱۴		αβγMγ (با شیار در ناحیه γ)

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

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

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

۳- نتایج و بحث

انرژی ضربه کامپوزیتها در جدول (۳) و تک‌فازهای بینیت، مارتنتزیت و 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 قبلى [۱۲ و ۱۳] است، انرژی ضربه مواد یکپارچه انتخاب شده از نواحی مرتبه‌ای کامپوزیتهای مختلف بر اساس ترکیب شیمیایی و ریزساختی حاصل از کار قبلى [۱۲] به دست آمده و در جدول (۵) ارائه شده است.

لایه‌های بینیتی و مارتنتزیتی 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 ساختی به نمونه‌های تک‌فاز بینیتی و مارتنتزیتی 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	.	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 تسليم، 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

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

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

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

از طرف دیگر مقدار $\left(K_{IC} / \sigma_y \right)^2$ 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 فون‌میزر 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 0.286×10^6 و با استفاده

مشخص است که انرژی ضربه کامپوزیتهای حاضر، کمتر از انرژی ضربه آستینیت 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^{۱۰} مشکلتر 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 آستینیت 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 موسسان 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؛

دارد، می‌توان این‌گونه مطرح کرد که اندازه منطقه موسمان لایه‌ها از سمت فریت اولیه به سمت آستنیت اولیه مرتب‌آفزاش می‌یابد.

برای بررسی اندازه منطقه موسمان جلوی نوک شیار در کامپوزیت (که با ماده‌ای یکپارچه متفاوت است)، رابطه ارائه شده برای محاسبه اندازه منطقه موسمان 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 موسمان بوده و نشان می‌دهد که اندازه این منطقه با زاویه نیز تغییر می‌کند [۱۹]. اگر فرض شود که اندازه منطقه موسمان کامپوزیت با استفاده از برهمنهی^{۱۳} اندازه منطقه موسمان لایه‌های مختلف به دست می‌آید، می‌توان اندازه منطقه موسمان 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_i 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 موسمان نوک ترک در کامپوزیت بزرگتر از زمانی است که ماده یکپارچه‌ای از جنس لایه چسبیده به نوک ترک وجود داشته باشد، شکل (۲-الف). بر عکس، به هنگام قرارگیری شیار در ناحیه گاما، اندازه منطقه موسمان کوچکتر خواهد شد، شکل (۲-ب).

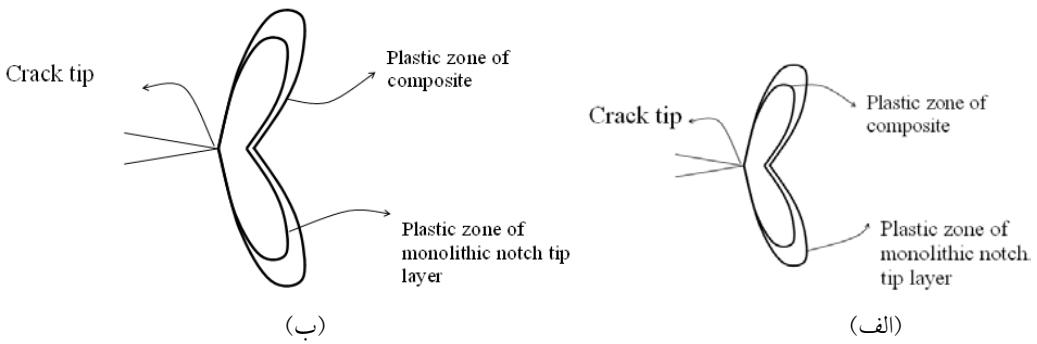
با توجه به مقادیر به دست آمده انرژی ضربه مطابق جدول (۳)، بهترین معادلات نمایی مربوط به انرژی ضربه هر

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

بنابراین، با توجه به معادلات (۱) الی (۴)، مشخص است که $r_y \propto CV$. به بیان دیگر هر چه اندازه منطقه موسمان نمونه بزرگتر باشد، انرژی ضربه نیز بیشتر است. گزارش شده است که مقدار اصلی انرژی شکست نمونه در اثر ضربه توسط منطقه موسمان جلوی شیار جذب می‌شود [۲۲ و ۲۳]. میزان تغییر شکل موسمان 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 صرف نظر پذیر 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 گاماست.

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 موسمان این امر را توجیه کرد. برای این کار انرژی ضربه لایه‌های انتخاب شده از نواحی فریتی و آستنیتی 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 بر عکس 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 متشكل از چندین لایه به همراه لایه بینیتی در نظر گرفته شود، انرژی ضربه لایه‌ها از سمت فریت اولیه به لایه بینیتی در ناحیه آلفا مرتب‌آفزاش (شیب سربالایی انرژی ضربه^{۱۱}) و از سمت آستنیت اولیه به سمت لایه بینیتی در ناحیه گاما مرتب‌آفزاش (شیب سرپایینی انرژی ضربه^{۱۲}) می‌یابد. از طرفی با توجه به اینکه اندازه منطقه موسمان 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 فربنی و (ب) ناحیه آستینیتی کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$



شکل ۳- فاصله نوک شیار از لایه مارتنتزیتی در کامپوزیت $\gamma\text{M}\gamma$. نزدیک شدن شیار به لایه مارتنتزیتی 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 مارتنتزیتی به صورت زیر خواهد بود؛

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

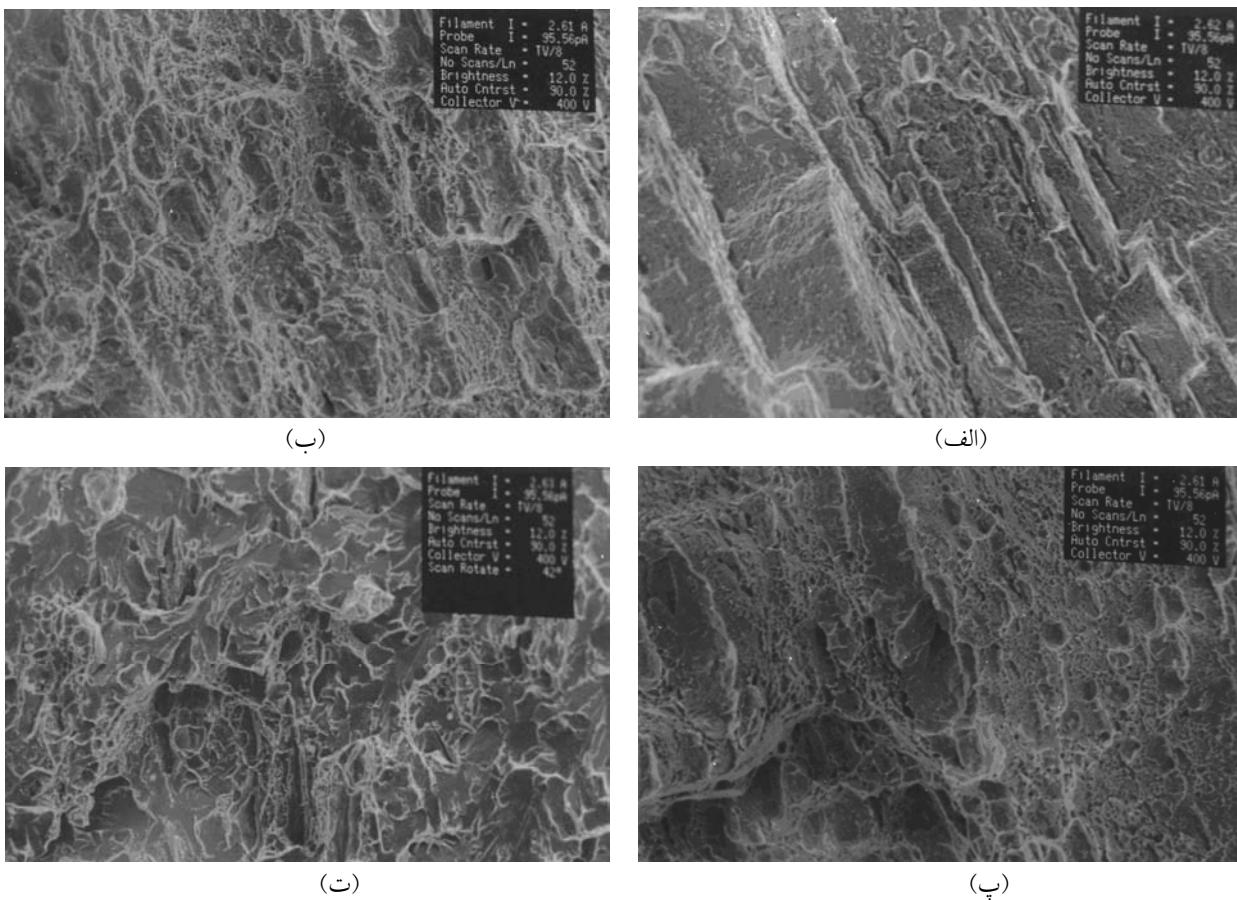
در مورد سایر کامپوزیتها نیز می‌توان با در نظر گرفتن اندازه منطقه مومسان جلوی نوک شیار، دلیل افزایش و یا کاهش انرژی ضربه کامپوزیت را نسبت به هنگامی که ماده‌ای یکپارچه از جنس لایه جلوی نوک ترک وجود دارد، توجیه کرد. نکته جالب توجه، تفاوت انرژی ضربه کامپوزیت $\alpha\beta\gamma\text{M}\gamma$ در دو حالت مختلف قرارگیری شیار در نواحی آلفا و گاماست. هنگامی که شیار در ناحیه آلفای این کامپوزیت قرار دارد، انرژی ضربه حتی از کامپوزیت $\alpha\beta\gamma$ ، به هنگام قرارگیری شیار در ناحیه آلفای آن 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 آلفا و گاما به ترتیب برابر خواهد بود؛

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

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

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



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

همراه لایه‌های بینیتی و مارتزیتی در شکل (۴) نشان داده شده است. نتایج شکستنگاری سطح شکست کامپوزیتها نشان می‌دهند که مکانیزم شکست مارتزیت به صورت رخ برگی^{۱۴}، ناحیه آستنیتی به صورت رشتہ‌ای، ناحیه فریتی به صورت نیمه رشتہ‌ای و لایه بینیتی به صورت نیمه ترد است. حضور دیمپلهای درشت در شکست ناحیه آستنیتی نشان دهنده 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 نیمه ترد را

شیار در ناحیه گاما قرار می‌گیرد، انرژی ضربه کامپوزیت شدیداً کاهش می‌یابد. رفتار این کامپوزیت باز 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 موسمان بیشتری داشته باشند، انرژی ضربه کامپوزیت بالاتر است. در واقع لایه‌های خارج از منطقه موسمان هرچقدر هم که نرم باشند، نمی‌توانند نقشی مهم در جذب انرژی ضربه‌ای داشته باشند. به همین دلیل است که وقتی شیار در ناحیه گاما کامپوزیت $\alpha\beta\gamma\text{Mg}$ 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، نمی‌توانند انرژی ضربه کامپوزیت را افزایش دهند. تأیید نوع شکست و جذب انرژی فریت و آستنیت اولیه به

صورت زیر ارائه می شود:

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

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

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

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

۴- نتیجه گیری

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

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 آستینیتی نسبت به فولاد بینیتی، انرژی ضربه بالاتری دارد. این به دلیل کارسختی ایجاد شده در فولاد آستینیتی و استحاله آستینیت به مارتینزیت به هنگام اعمال ضربه است. بنابراین تلفیقی از نرمی آستینیت و سختی مارتینزیت تشکیل شده، چقرمگی بالایی را به هنگام اعمال بار ضربه‌ای به فولاد آستینیتی ایجاد می‌کند. تشکیل سطوح شکست ترد درشت به هنگام شکست فاز مارتینزیت، نشان‌دهنده شکست کاملاً ترد این فاز بوده و انرژی ضربه بسیار کم آن نیز گواه این مطلب است.

در پایان انرژی ضربه کامپوزیتهای $\alpha\beta\gamma\beta\alpha$ ، $\alpha\beta\gamma\beta\gamma$ 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 مارتینزیتی به

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. electroslag remelting | 10. finite element method | |

مراجع

1. 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.
2. 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.
3. Erdogan, F., "Fracture Mechanics of Functionally Graded Materials," *Mater. Res. Soc. Bull.*, Vol. 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*, Vol. 72, pp. 2359-2372, 2005.
5. Goldsmith, W. *Impact, The Theory and Physical Behavior of Colliding Solids*, Edward Arnold Publishers, London, 1960.
6. Rousseau, C. E., and Tippur, H. V., "Dynamic Fracture of Compositionally Graded Materials with Cracks Along the Elastic Gradient: Experiments and Analysis," *Mech Matter*, Vol. 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*, Vol. 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*, Vol. 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.*, 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 Mohandes, 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 Mohandes, 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 Liščić, 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 Mohandes, J., "Modeling Charpy Impact Resistance of Functionally Graded Steels in Crack Divider Configuration," To be published in "Mater. Sci. Tech."