



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Effect of Immersion Time and Temperature on the Interface Characteristics of Pure Aluminium and Plain Carbon Steel

Hadi Baradaran Mehrabadi¹, Mehdi Divandari*², Hasan Saghafian³

1. M.Sc. Student, in Materials Engineering, 2 & 3. Associate Professor,
School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

Received: 30 November 2017
Accepted: 21 January 2018

Abstract:

To reach an acceptable bimetallic composite product from two metals, interface characteristics needs to be investigated. In this work joining of commercial aluminium and a plain carbon steel and the formation and growth of intermetallic compounds at the interface was investigated. Steel rods were immersed into the pure aluminium melt at temperatures of 680, 720, 760 and 800 Celsius and kept for different times of 5, 10, 15 and 20 minutes, respectively and then were taken out and cooled in the air. After cross sectioning and sampling, the microstructure of interface between steel substrate and aluminium was studied by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and Vickers hardness tests. The results showed that two intermetallic compounds, FeAl₃ and Fe₂Al₅ are formed in the interface. Increasing the holding time and temperature changed the interface thickness and had no clear effects on the intermetallics types. Vickers hardness tests showed that the hardness of reaction interface was higher than aluminum and steel substrate due to presence of the above mentioned intermetallics. Kinetic of intermetallics formation are discussed.

Keywords:

Bimetal composite,
Interface of
Steel/Aluminum,
Immersion,
Intermetallics.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Baradaran Mehrabadi. H., Divandari. M., Saghafian. H., Effect of Time and Temperature on the Interface Characteristics of Pure Aluminium and Plain Carbon Steel, in Persian, Founding Research Journal, 2018, 2(1) 55-69.
DOI: 10.22034/FRJ.2018.108915.1014

* Corresponding Author:

Mehdi Divandari, Associate Professor

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology,
P.O. Box 16846-13114, Narmak, Tehran, Iran. Tel/Fax: +98 21 77240371.

E-mail: divandari@iust.ac.ir



انجمن علمی ریخته‌گری ایران

فصل نامه علمی پژوهشی

پژوهش نامه ریخته‌گری

اثر زمان و دمای غوطه‌وری بر مشخصات فصل مشترک آلومینیم خالص و فولاد ساده کربنی

هادی برادران مهرآبادی^۱، مهدی دیوانداری^{۲*}، حسن ثقفیان^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت، تهران. Frhd.baradaran@gmail.com
 ۲- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران. divandari@iust.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)
 ۳- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران. _saghsian@iust.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۰۹/۰۹

پذیرش: ۱۳۹۶/۱۱/۰۱

برای دستیابی به یک کامپوزیت جفت-فلزی قابل قبول از دو فلز، بررسی مشخصات فصل مشترک آنها ضروری به نظر می‌رسد. در این تحقیق اتصال بین یک نمونه فولاد ساده کربنی و آلومینیم خالص تجاری و نحوه تشکیل و رشد ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک مورد بررسی قرار گرفت. میله‌های فولادی، در زمان‌های مختلف ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ دقیقه در دماهای ۶۸۰، ۷۲۰، ۷۶۰ و ۸۰۰ درجه سانتیگراد، درون مذاب آلومینیم خالص نگهداشته شده و سپس از مذاب بیرون آورده و در هوا خنک شدند. پس از نمونه‌گیری از مقاطع، ریزساختار فصل مشترک تشکیل شده بین زیرلایه‌ی فولادی و آلومینیم با میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی (SEM)، اسپکتروسکوپی اشعه ایکس (EDS) و ریزسختی سنجی ویکرز مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که لایه‌ی بین‌فلزی از دو ترکیب بین‌فلزی Fe_2Al_5 و $FeAl_3$ تشکیل شده است. با افزایش دما و زمان غوطه‌وری نوع ترکیبات تشکیل شده بدون تغییر بوده و فقط ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی تغییر کرده است. برای بررسی سختی فازهای تشکیل شده، تست ریزسختی سنجی ویکرز در راستای عمود بر فصل مشترک نشان داد که سختی فصل مشترک واکنشی ایجاد شده به دلیل وجود ترکیبات بین‌فلزی سخت و ترد، بالاتر از سختی فلزات پایه فولاد و آلومینیم است. سینیتیک تشکیل ترکیبات مورد بحث قرار گرفته است.

واژه‌های کلیدی:

کامپوزیت دو فلزی،
فصل مشترک فولاد /
آلومینیم،
غوطه‌وری
ترکیبات بین‌فلزی.

۱- مقدمه

نسبت استحکام به وزن بالا مورد توجه صنعت خودروسازی و هوافضا قرار گرفته است [۳ و ۴]. از جمله راهکارهای مناسب و متداول برای تولید کامپوزیت‌ها، روش های ریخته‌گری و جوشکاری است. ریخته‌گری مرکب از جمله فرایندهای نوین برای تولید قطعات کامپوزیتی محسوب می‌شود که طی آن مذاب فلزی درون یا پیرامون جامد فلزی ریخته‌گری می‌شود تا پیوندی قابل قبول در فصل مشترک دو فلز بوجود آید [۵]. چالش اصلی تولید کامپوزیت‌های ریخته‌گری، رفتار فصل مشترک دو فلز و تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک آنها است [۶]. زمانی که فولاد در تماس با مذاب آلومینیم قرار می‌گیرد، واکنش‌های انجام شده منجر به تشکیل یک لایه‌ی درونی ترد و شکننده از ترکیبات بین‌فلزی می‌شود. این لایه‌ی بین‌فلزی که اغلب با نام

فولاد از جمله موادی است که مطالعات زیادی بر روی آن انجام شده و به طور گسترده‌ای در صنعت مورد استفاده قرار می‌گیرد. فولاد خواص مکانیکی منحصر به فردی از قبیل، استحکام، چقرمگی، انعطاف‌پذیری و سختی بالا داشته و بعلاوه قابلیت تولیدپذیری، شکل‌پذیری، جوشکاری و رنگ‌کاری خوبی دارد. سایر موارد مهم شامل، در دسترس بودن، فرومغناطیس بودن، قابلیت بازیافت و همچنین قیمت ارزان آن است [۱].

در سال‌های اخیر طراحی و انتخاب مواد به سمتی گرایش یافته که بتوان اهدافی همچون وزن پایین، سازگاری با محیط زیست، قیمت ارزان و کیفیت مناسب را تامین کرد [۲]. موازی با این اهداف تمایل به استفاده از کامپوزیت‌های زمینه فلزی افزایش پیدا کرده است. به ویژه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی به علت قیمت ارزان و

۲- مواد و روش تحقیق

برای این تحقیق از فولاد ساده کربنی با درصد کربن ۰/۴۶٪ و از شمش آلومینیم خالص تجاری استفاده شد. ترکیب شیمیایی دقیق فولاد و آلومینیم در جدول‌های (۱) و (۲) ارائه شده است. نمونه‌های فولادی به صورت میله‌های استوانه‌ای شکل به قطر ۱۰ mm و ارتفاع ۱۲۰ mm انتخاب شد. میله‌های فولادی قبل از غوطه‌وری به طور کامل از آلودگی‌های سطحی پاک شد. برای این کار ابتدا سطح نمونه‌ها توسط کاغذ پوساب کاربید سیلیسیم پوساب‌زنی شد و سپس نمونه‌ها به مدت ۳ دقیقه درون محلول اسید سولفوریک ۵ درصد قرار گرفت و به مدت ۱ دقیقه با آب شسته شد. پس از خشک کردن نمونه‌ها با هوای گرم، با الکل شسته و دوباره خشک شدند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی میله‌های فولاد

ماده	فولاد ساده کربنی (درصد وزنی)
نیکل	۰/۲۰
مولیبدن	۰/۰۵
کروم	۰/۱۵
منگنز	۰/۶۵
سیلیسیم	۰/۲۰
کربن	۰/۴۶
آهن	باقی

جدول ۲- ترکیب شیمیایی آلومینیم خالص تجاری

ماده	آلومینیم (درصد وزنی)
روی	۰/۰۱
مس	۰/۰۴
آهن	۰/۱۲
سیلیسیم	۰/۱۲
آلومینیم	باقی

مذاب آلومینیم درون یک بوتله‌ی آلومینایی با ظرفیت ۲ kg به قطر ۵۰ mm و ارتفاع ۱۲۰ mm توسط یک کوره‌ی الکتریکی مقاومتی از نوع مافل تهیه شد. برای اندازه‌گیری دما نیز از یک ترموکوپل نوع K با دقت ± 5 سانتی‌گراد استفاده شد.

پس از رسیدن دمای کوره تا دمای مشخص و ذوب شدن آلومینیم و هم‌دمای شدن دماهای آن دو، اکسید سطحی مذاب سرباره‌گیری شد و سپس میله‌های فولادی تا عمق ثابتی درون مذاب داخل کوره غوطه‌ور شدند.

لایه‌ی آلیاژی شناخته می‌شود، در فصل مشترک فولاد و آلومینیم ایجاد می‌گردد [۷].

به طور کلی مشخص شده است که واکنش بین فولاد و آلومینیم بسیار سریع و همراه با یک فرایند نفوذی است، که منجر به تشکیل لایه‌های پیوسته از ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک می‌شود [۸]. مشخصات تشکیل و رشد لایه‌ی نفوذی به چندین عامل از قبیل، ساختار کریستالی، محدوده‌ی حلالیت جامد، شدت و مقدار پتانسیل واکنش‌های درون اتمی بین اتم‌های عناصر حاضر در فصل مشترک و همچنین ضریب نفوذ اتم‌ها وابسته است [۹]. همچنین، مشاهده شده است که سینتیک واکنش می‌تواند از طریق سرعت نفوذ در عرض فازهای تشکیل شده (کنترل نفوذی)، یا از طریق واکنش‌های جاننشینی در فصل مشترک (کنترل واکنشی) و یا هر دوی آنها کنترل شود.

در حین فرایند غوطه‌وری لایه‌های بین‌فلزی رشد کرده و به طور هم‌زمان درون مذاب حل می‌شود، که مستقیماً با کاهش زیرلایه‌ی فولادی در ارتباط است. سرعت رشد و انحلال لایه‌ی بین‌فلزی از طریق ضخامت لایه اندازه‌گیری می‌شود. ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی به طور مستقیم با دمای مذاب و زمان غوطه‌وری در ارتباط بوده و همچنین به شدت وابسته به ترکیب شیمیایی مذاب و زیرلایه‌ی فولادی است [۷].

در زمینه واکنش بین آلومینیم مذاب و فولاد تحقیقات زیادی صورت گرفته است ولی این تحقیقات همه گروه‌ها و آلیاژهای در دسترس فولاد را پوشش نمی‌دهد. در این تحقیق ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده در فصل مشترک یک نمونه فولاد با کربن بیشتر از ۰/۴ درصد و آلومینیم خالص تجاری و همچنین نحوه رشد و سینتیک رشد لایه‌ی بین‌فلزی مورد مطالعه قرار می‌گیرد. با توجه به مطالعات انجام شده عمل غوطه‌وری در چهار دمای مختلف و چهار زمان غوطه‌وری انجام شده و میکروساختار و مورفولوژی لایه‌ی بین‌فلزی تشکیل شده به عنوان تابعی از دما و زمان مورد بررسی قرار می‌گیرد. اکثر محققان گزارش کرده‌اند که افزایش دما و زمان غوطه‌وری منجر به افزایش ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی تا یک مقدار بیشینه می‌شود و پس از آن افزایش بیشتر دما و زمان تاثیری در ضخامت ندارد هدف این تحقیق بررسی جزئیات این موضوع برای جفت فلزی انتخاب شده در این تحقیق است.

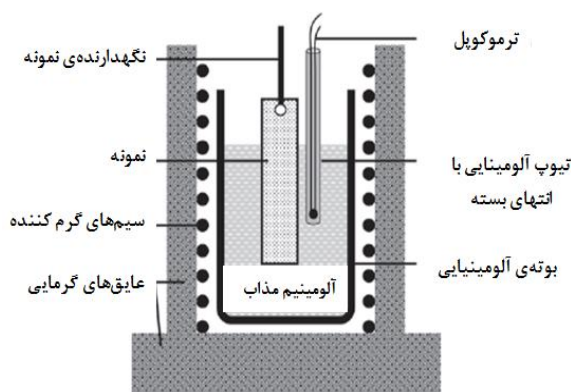


شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌ی غوطه‌ور شده در مذاب آلومینیم با دمای ۸۰۰ به مدت ۱۵ دقیقه

برای مطالعه‌ی بهتر فازهای تشکیل شده، تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌ها تهیه شد، که در شکل (۳)، تصویر مربوط به نمونه‌ی غوطه‌ور شده به مدت ۱۵ دقیقه در دمای 800°C در دو بزرگنمایی مختلف دیده می‌شود. در تصویر (الف) منطقه‌ی سیاه رنگ مربوط به لایه‌ی پوششی آلومینیم، منطقه‌ی سفید رنگ زیرلایه‌ی فولادی و ناحیه‌ی خاکستری، که مورفولوژی زبانه‌ای دارد، لایه‌ی ترکیب بین‌فلزی است. در تصویر (ب)، دیده می‌شود که لایه‌ی بین‌فلزی از دو لایه، که وضوح متفاوتی دارند، تشکیل شده است. به علت نزدیکی درصد آلومینیم این دو لایه، تفاوت رنگ در بزرگنمایی‌هایی پایین به خوبی مشخص نیست. جهت بررسی ترکیب شیمیایی فلزات پایه و شناسایی بهتر فازهای تشکیل شده در فصل مشترک از نتایج بدست آمده آنالیز EDS گرفته شد. در شکل (۴)، نتایج آنالیز EDS مربوط به مناطق (۱)، (۲)، (۳) و (۴) ارائه شده است. نتایج نشان می‌دهد که لایه‌ی بین‌فلزی از دو فاز FeAl_3 و Fe_2Al_5 تشکیل شده است. فاز بین‌فلزی Fe_2Al_5 که کسر بیشتری از ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی را شامل می‌شود در نزدیکی زمینه‌ی فولادی تشکیل شده و مورفولوژی زبانه‌ای دارد. فاز بین‌فلزی FeAl_3 که نازک‌تر از Fe_2Al_5 است، و به خاطر درصد بیشتر آلومینیم تیره‌تر دیده می‌شود، در نزدیکی لایه‌ی پوششی آلومینیم تشکیل می‌شود. زبانه‌های ظریف از ترکیب بین‌فلزی FeAl_3 درون لایه‌ی پوششی آلومینیم نیز دیده می‌شود.

از یک سیستم نگهدارنده نمونه برای نگهداشتن نمونه‌ها داخل مذاب استفاده شد، که در شکل (۱) نشان داده شده است. دماهای غوطه‌وری ۶۸۰، ۷۲۰، ۷۶۰ و ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد و مدت زمان‌های ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ دقیقه برای این تحقیق انتخاب شد. دمای حمام مذاب به‌طور مداوم توسط ترموکوپل که نوک آن در اطراف میله درون مذاب قرار دارد، کنترل شد.

در ادامه ریزساختار و مخصوصاً فصل مشترک واکنشی بین زیرلایه‌ی فولادی و مذاب آلومینیم توسط میکروسکوپ نوری (OM) مدل MEIJI Techno و مجهز به دوربین عکس‌برداری مدل Moticam 2000، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGAII XMU، Tescan مجهز به اسپکتروسکوپی اشعه ایکس (EDS) و دستگاه سختی‌سنجی ویکرز مدل MX9660a ساخت شرکت Buehler، با یک فرو رونده‌ی الماسی، تحت بار ۱۰۰ گرم و زمان اعمال بار ۲۰ ثانیه، مورد بررسی قرار گرفت.

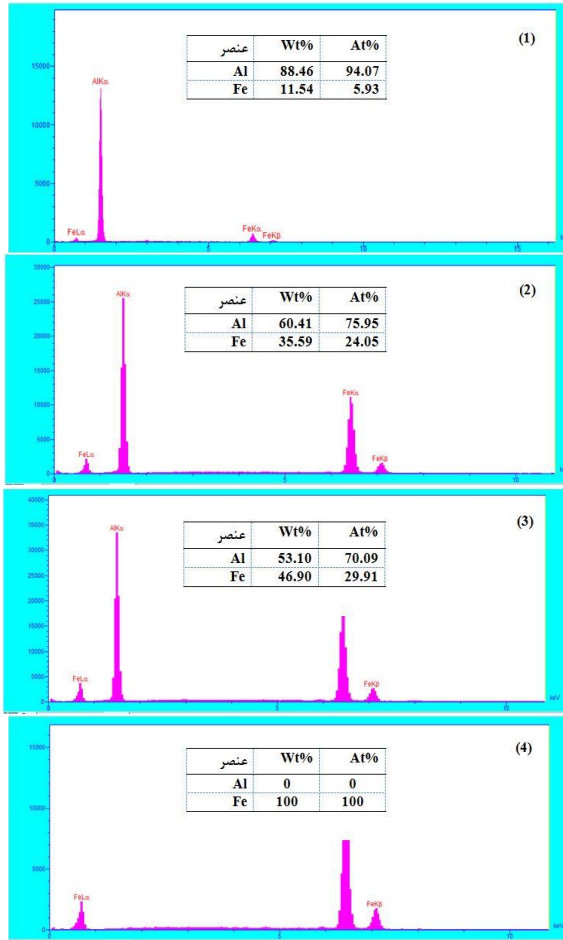


شکل ۱- طرح شماتیک از تجهیزات استفاده شده.

۳- نتایج و بحث

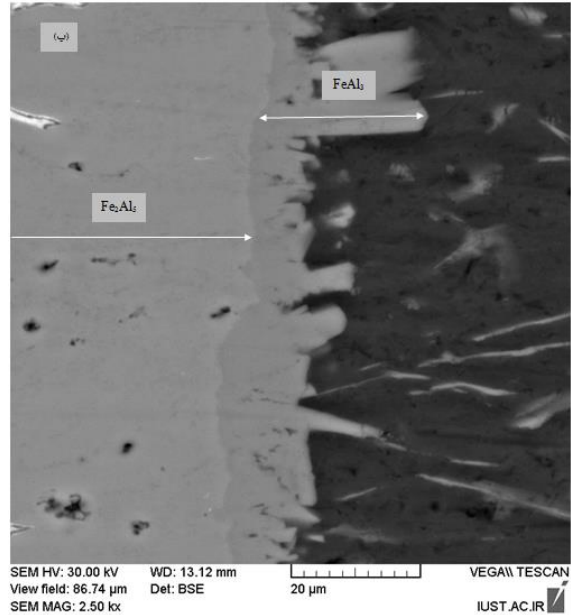
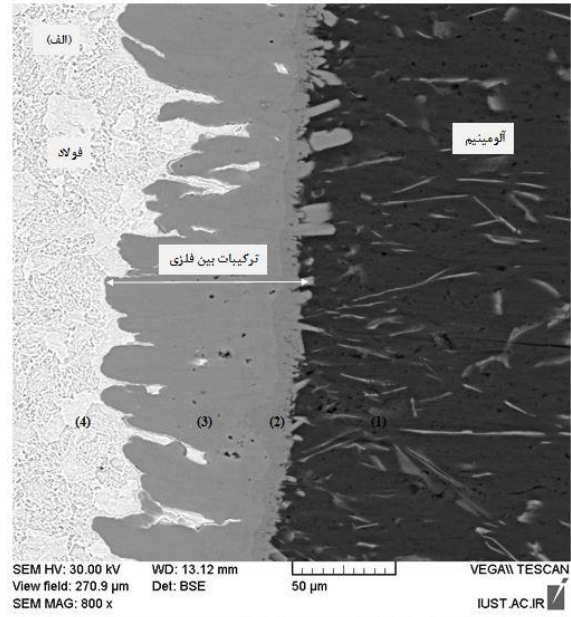
۳-۱- فازهای تشکیل شده در فصل مشترک

با مطالعه‌ی نمونه‌های آزمایش شده در این تحقیق مشاهده شده که فصل مشترک در همه‌ی نمونه‌ها بدون وابستگی به دما و زمان غوطه‌وری از یک لایه‌ی پیوسته از ترکیب بین‌فلزی تشکیل شده است. تصویر میکروسکوپ نوری از مقطع برشی یکی از نمونه‌ها در شکل (۲) ارائه شده است. در تصاویر به خوبی لایه‌های تشکیل شده پس از غوطه‌وری دیده می‌شود.



شکل ۴ - نتایج آنالیز EDS برای مناطق (۱)، (۲)، (۳) و (۴) در شکل ۳.

در تحقیقی که توسط تاناکا و همکارانش [۲۸] انجام شد، گزارش شده که لایه‌ی اول که شامل ترکیب بین‌فلزی Fe_2Al_5 است، ساختار کریستالی اورترومبیک با ثابت شبکه‌ی، $a = 0.76573 \text{ nm}$ ، $b = 0.64087 \text{ nm}$ و $c = 0.42265 \text{ nm}$ دارد. در مطالعاتی که توسط نیشیموتو و همکارانش [۲۶] در رابطه با جهت‌گیری ترجیحی فاز بین‌فلزی Fe_2Al_5 درون زمینه‌ی فولادی انجام شد، گزارش شده که علت این جهت‌گیری، بیشتر بودن ضریب درون نفوذی این فاز در جهت c ، نسبت به دو جهت a و b است. به این صورت که در مرحله‌ی اول تعدادی دانه‌ی Fe_2Al_5 با جهت‌گیری کریستالی اتفاقی در فصل مشترک لایه‌ی $FeAl_3$ و زمینه‌ی فولادی جوانه زده و سپس به صورت ترجیحی در جهت c که تقریباً عمود بر فصل مشترک است، بدون هیچ‌گونه برخوردی با یکدیگر رشد کرده و در نهایت همان‌طور که در شکل (۵) دیده می‌شود، مورفولوژی زبانه‌ای را تشکیل می‌دهند. حضور حفرات در جهت c این فاز می‌تواند محتمل‌ترین دلیل برای این نفوذ غیرهم‌جهت باشد.



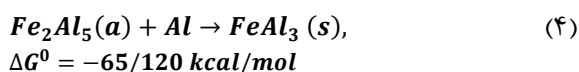
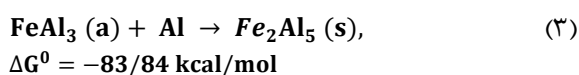
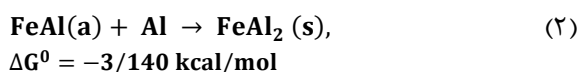
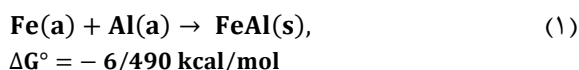
شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌ی غوطه‌ور شده به مدت ۱۵ دقیقه در دمای 800°C .

در اکثر تحقیقاتی که بر روی لایه‌ی نفوذی تشکیل شده در فصل مشترک فولاد یا آهن با مذاب آلومینیم خالص انجام شده نیز، فقط دو فاز $FeAl_3$ و Fe_2Al_5 را در لایه‌ی بین‌فلزی مشاهده کرده‌اند [۱۲، ۱۳، ۱۹]. برخی از محققین حضور فازهای $FeAl$ و Fe_3Al را در دماهای بالا و زمان‌های طولانی غوطه‌وری گزارش کرده‌اند [۱۴، ۱۵، ۱۶]. در این تحقیق این فازها مشاهده و تشخیص داده نشد. لایه‌ی Fe_2Al_5 یک ساختار پلی کریستال در نزدیکی لایه‌ی دوم دارد و در نزدیکی آهن به صورت تک کریستال طولیل است [۱۰، ۲۰، ۲۴، ۲۸].

و همچنین افزایش سرعت سرد کردن نمونه‌ها بعد از فرایند غوطه‌وری این اتفاق بیشتر مشاهده می‌شود [۲۰].

علاوه بر دانه‌های پلی‌هدرال ترکیب $FeAl_3$ که درون لایه‌ی بین‌فلزی تشکیل می‌شوند، یک سری دانه‌های سوزنی شکل نیز درون لایه‌ی پوششی آلومینیم دیده می‌شود. در تحقیقی توسط مایترا و کوپتا [۲۷]، گزارش شد که دو مورفولوژی متفاوت از فاز $FeAl_3$ به طور هم‌زمان در نمونه‌های غوطه‌ور شده ایجاد نمی‌شوند. آنها گزارش کردند که در حین فرایند غوطه‌وری و در اثر نفوذ درونی اتم‌های آلومینیم و مهاجرت خارجی اتم‌های آهن از زیرلایه‌ی فولادی، دانه‌های پلی‌هدرال $FeAl_3$ تشکیل شده و سپس دانه‌های سوزنی در اثر رسوب آهن حل شده در مذاب آلومینیم در هنگام سرد شدن و در اثر یک استتال‌های اوتکتیک ایجاد می‌شوند. این استتاله در دمای ۹۲۸ کلون (۶۵۵ درجه سانتی‌گراد) و در اثر تبدیل مذاب آلومینیم حاوی مقدار مشخص آهن به دو فاز محلول جامد آلومینیم و ترکیب بین‌فلزی $FeAl_3$ انجام می‌شود $(L \rightarrow Al + FeAl_3)$ [۱۰].

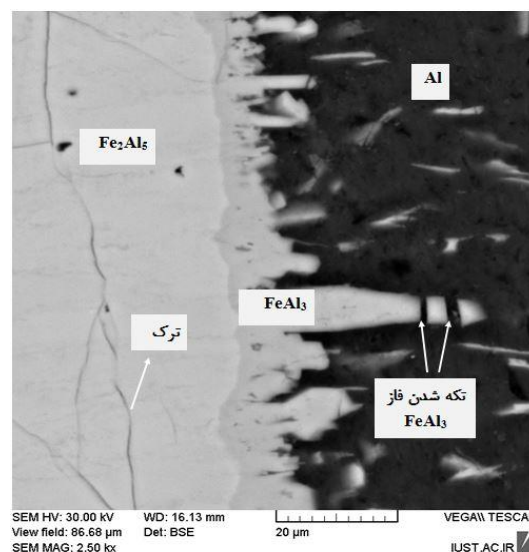
با توجه به دیاگرام فازی آهن - آلومینیم، تشکیل چهار فاز بین‌فلزی در محدوده‌ی دمایی ۶۸۰ تا ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد امکان‌پذیر است. انرژی آزاد تشکیل این فازها در روابط (۱) تا (۴) ارائه شده است [۱۷].



با عنایت به شرایط ترمودینامیکی و نتایج بدست آمده از آزمایشات به نظر می‌رسد که در این فرآیند سینتیک واکنش‌ها دارای اهمیت زیادی باشد. با توجه به اینکه یکی از متغیرهای غالب برای رشد یک ترکیب در حین فرایند نفوذی، ضریب درون نفوذی ترکیب در حال رشد است، پس می‌توان ضریب درون نفوذی پایین‌تر فازهای $FeAl$ و $FeAl_2$ را نسبت به فازهای $FeAl_3$ و Fe_2Al_5 دلیلی بر سرعت رشد پایین‌تر این فازها دانست. به گونه‌ای که



شکل ۵- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌ی غوطه‌ور شده در مذاب آلومینیم با دمای ۷۲۰ به مدت ۱۰ دقیقه.

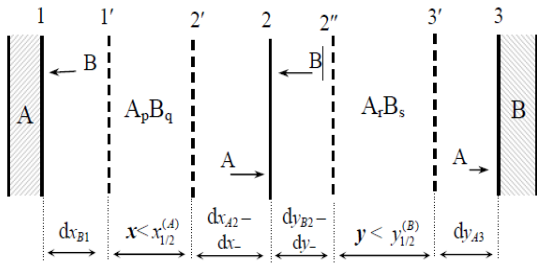


شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌ی غوطه‌ور شده به مدت ۱۰ دقیقه در دمای ۷۶۰ °C.

با نفوذ اتم‌های آهن و آلومینیم اولین فازی که در فصل مشترک فولاد و آلومینیم تشکیل می‌شود ترکیب بین‌فلزی $FeAl_3$ است [۲۴]. همانطور که در شکل (۶) دیده می‌شود این لایه‌ی بین‌فلزی دارای یک فصل مشترک نسبتاً صاف با لایه‌ی بین‌فلزی Fe_2Al_5 و یک فصل مشترک نامنظم با لایه‌ی پوششی آلومینیم است. به گونه‌ای که دانه‌های پلی‌هدرال این ترکیب بین‌فلزی به درون لایه‌ی پوششی آلومینیم رشد کرده است. با مقایسه‌ی نمونه‌های مختلف مشاهده شد که افزایش دما و زمان غوطه‌وری باعث افزایش رشد این فاز به درون لایه‌ی پوششی می‌شود. در شکل دیده می‌شود که در برخی مناطق دانه‌های پلی‌هدرال $FeAl_3$ - موجود درون لایه‌ی پوششی - احتمالاً در اثر یک نیروی انقباضی تکه شده‌اند. علت این تکه‌شدن‌ها، اختلاف محدوده‌ی حلالیت آهن در آلومینیم در دو حالت جامد و مذاب گزارش شده است، که به هنگام انجماد و در حین خنک کردن ایجاد می‌شود. با افزایش دما و زمان غوطه‌وری

جدول ۳- واکنش‌های شیمیایی جانشینی انجام شده در فصل مشترک زوج نفوذی [۲۱].

واکنش شیمیایی	فصل مشترک	لایه‌ی بین‌فلزی
$qBdif + pAsurf = A_pB_q$	۱	A_pB_q
$(sp - qr)Adif + qA_rB_s = sA_pB_q$	۲	A_rB_s
$rAdif + sBsurf = A_rB_s$	۳	



شکل ۷- طرح‌واره‌ی نفوذ و تشکیل فاز و جابجایی فصل مشترک در یک سیستم نفوذی با دو لایه‌ی ترکیبی [۲۱].

سینتیک رشد لایه‌ها با یک سیستم دو معادله‌ای که در روابط (۵) و (۶) ارائه شده [۲۲]، توصیف می‌شود.

$$\frac{dx}{dt} = \frac{K_{0B1}}{1 + \frac{K_{0B1}X}{K_{1B1}}} + \frac{K'_{0A2}}{1 + \frac{K'_{0A2}X}{K_{1A2}}} - \frac{rg}{p} \frac{K'_{0B2}}{1 + \frac{K'_{0B2}Y}{K_{1B2}}} \quad (5)$$

$$\frac{dy}{dt} = \frac{K'_{0B2}}{1 + \frac{K'_{0B2}Y}{K_{1B2}}} + \frac{K_{0A3}}{1 + \frac{K_{0A3}Y}{K_{1A3}}} - \frac{q}{sg} \frac{K'_{0A2}}{1 + \frac{K'_{0A2}X}{K_{1A2}}} \quad (6)$$

که در اینجا همه‌ی K_0 ها ثوابت شیمیایی و همه‌ی K_1 ها ثوابت فیزیکی (نفوذی) هستند و g نسبت حجم مولی $A_pB_q = Fe_2Al_5$ ، $B = Al$ ، $A = Fe$ اگر $A_rB_s = FeAl_3$ و $A_pB_q = Fe_2Al_5$ باشد. $\frac{dx}{dt}$ سرعت رشد لایه‌ی Fe_2Al_5 و $\frac{dy}{dt}$ سرعت رشد لایه‌ی $FeAl_3$ است. در روابط (۵) و (۶)، دو عبارت اول، سرعت رشد لایه‌ی تشکیل شده را توصیف می‌کنند در حالی‌که ترم سوم، کاهش سرعت رشد هر لایه ناشی از افزایش سرعت رشد لایه‌ی مجاور را نشان می‌دهد [۲۱]. در تصویری که در شکل (۸) ارائه شده است به خوبی تاثیر سرعت رشد بالای یک لایه در کاهش سرعت رشد لایه‌ی مجاور دیده می‌شود. همان طور که در تصویر دیده می‌شود، لایه‌ی $FeAl_3$ که به خوبی از روی تفاوت رنگ

ضخامت این فازها درون لایه‌ی بین‌فلزی به اندازه‌ی کافی زیاد نمی‌شود که بتوان آنها را مشاهده کرد [۱۸]. از طرف دیگر با توجه به شرایط ترمودینامیکی، جوانه‌زنی فاز $FeAl_3$ زودتر از فاز Fe_2Al_5 شروع می‌شود ولی در نتایج نهایی ضخامت لایه‌ی Fe_2Al_5 بسیار بیشتر از لایه‌ی $FeAl_3$ است. این افزایش ضخامت نیز به علت سینتیک رشد بالاتر فاز Fe_2Al_5 است [۱۹]. وجود حفره کریستالی درون این فاز و تاثیر آن در افزایش ضریب درون نفوذی علت اصلی سینتیک رشد بالای این فاز گزارش شده است [۲۰، ۱۸]. به گونه‌ای که برخی از محققین لایه‌ی بین‌فلزی را تنها شامل فاز Fe_2Al_5 دانسته و حتی وجود ترکیب $FeAl_3$ را نیز گزارش نکرده‌اند [۱۰، ۵].

۳-۲- سینتیک رشد لایه‌ی بین‌فلزی

تشکیل لایه‌ی بین‌فلزی در فصل مشترک فولاد و مذاب آلومینیم از دو طریق امکان‌پذیر است. این لایه یا از طریق نفوذ حالت جامد و یا انجام واکنش شیمیایی و نفوذ به درون مذاب تشکیل می‌شود. نفوذ حالت جامد زمانی اتفاق می‌افتد که آلومینیم فوق اشباع در زیرلایه‌ی فولادی رسوب کند و نیروی محرکه‌ی آن دما و گرادیان غلظت است، که فرایند کند و زمان‌بر است. البته با توجه به اینکه لایه‌ی بین‌فلزی در صدم ثانیه تشکیل می‌شود، زیاد محتمل به نظر نمی‌رسد. از طرف دیگر انجام واکنش شیمیایی و نفوذ به درون مذاب در زمان بسیار کمتری انجام می‌شود و برای تشکیل ترکیب بین‌فلزی و اتصال بسیار محتمل‌تر به نظر می‌رسد [۲۵، ۱۷].

مدل‌های ریاضی زیادی برای رشد لایه‌ی بین‌فلزی که در اثر تماس فلز مذاب با زیرلایه‌ی جامد تشکیل می‌شود، ارائه شده است. مدل دیکیوف (۱۹۸۵) مناسبترین نظریه برای این شرایط کاربردی است. این مدل بر اساس رشد دو لایه‌ی ترکیب شیمیایی در فصل مشترک بین دو ماده‌ی فلزی ارائه شده است.

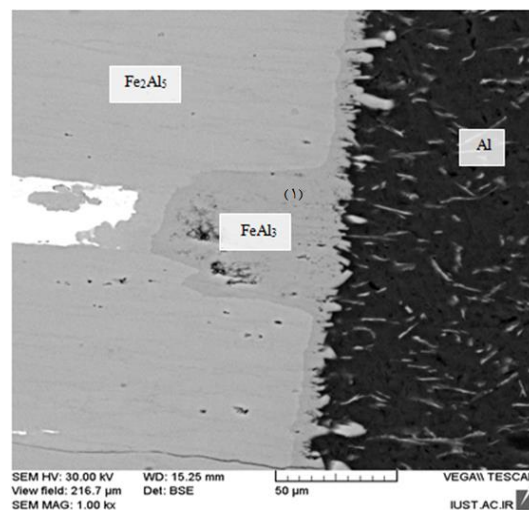
ابتدا واکنش شیمیایی مستقیماً بین دو ماده A و B انجام شده و پس از تشکیل لایه‌های ترکیبی A_pB_q و A_rB_s با ضخامتی به اندازه‌ی ثابت شبکه کریستالی، فازها به صورت جداگانه از هر طرف واکنش می‌دهند. در جدول (۳) واکنش‌های شیمیایی جانشینی که در فصل مشترک انجام می‌شود، ارائه شده است [۲۱]. این واکنش‌ها تغییراتی را در ضخامت لایه‌های تشکیل شده ایجاد می‌کنند، که در شکل (۷) دیده می‌شود.

لایه‌ها مشخص است، در منطقه‌ای از لایه‌ی بین‌فلزی به سرعت رشد کرده و باعث شده تا ضخامت لایه‌ی Fe_2Al_5 نسبت به مناطق مجاور بسیار کمتر شود. برای شناسایی بهتر لایه‌ی $FeAl_3$ ، از آنالیز EDS استفاده شده که نتایج آن در شکل (۹) دیده می‌شود.

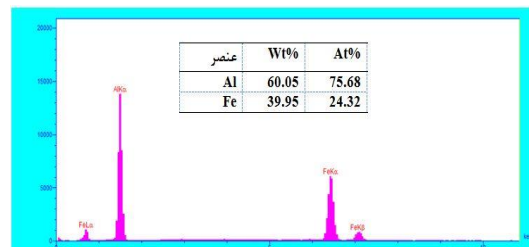
در دوره‌ی گذار، همان طور که گفته شد، چون بسیار سریع انجام می‌شود، اطلاعات زیادی در دست نیست و به نظر می‌رسد که در این دوره واکنش‌های شیمیایی کنترل کننده‌ی رشد باشند. اما دوره‌ی دوم که بعد از افزایش ضخامت لایه‌های بین‌فلزی به مقدار مشخص در مرحله‌ی اول شروع می‌شود، نفوذ و واکنش شیمیایی به طور هم‌زمان کنترل کننده‌ی سرعت رشد هستند [۱۲].

در این مرحله با توجه به اینکه ضریب نفوذ اتم‌های آهن بسیار بالاتر از اتم‌های آلومینیم است (به طوری که در برخی از مقالات نسبت ضریب نفوذ آهن به آلومینیم در دمای ۸۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد 10^6 گزارش شده است) [۲۰،۱۲] و همچنین ضریب درون نفوذی بالاتر ترکیب بین‌فلزی Fe_2Al_5 نسبت به $FeAl_3$ ، سبب شده که سرعت رشد Fe_2Al_5 بسیار بیشتر بوده و ضخامت این لایه بیشتر از لایه‌ی مجاورش باشد [۱۹،۱۲]. در شکل (۱۰) این مطلب به خوبی دیده می‌شود.

با افزایش ضخامت لایه‌های بین‌فلزی، چون سرعت نفوذ اتم‌های آهن و آلومینیم به سمت فصل مشترک‌های $Al / FeAl_3$ و Fe / Fe_2Al_5 کم می‌شود، می‌توان در نظر گرفت که سرعت رشد لایه‌های بین‌فلزی فقط از طریق واکنش‌هایی که در فصل مشترک $FeAl_3 / Fe_2Al_5$ صورت می‌گیرد، کنترل می‌شود. افزایش ضخامت لایه‌ی Fe_2Al_5 ، سرعت نفوذ اتم‌های آهن به سمت فصل مشترک $FeAl_3 / Fe_2Al_5$ را کاهش داده و با توجه به اینکه تغییرات ضخامت در لایه‌ی $FeAl_3$ تقریباً ناچیز است، در یک فاصله‌ی مشخص از لایه‌ی Fe_2Al_5 که وابسته به زمان و دمای غوطه‌وری است، سرعت نفوذ اتم‌های آهن به سمت فصل مشترک از سرعت نفوذ اتم‌های آلومینیم کمتر می‌شود [۲۰].



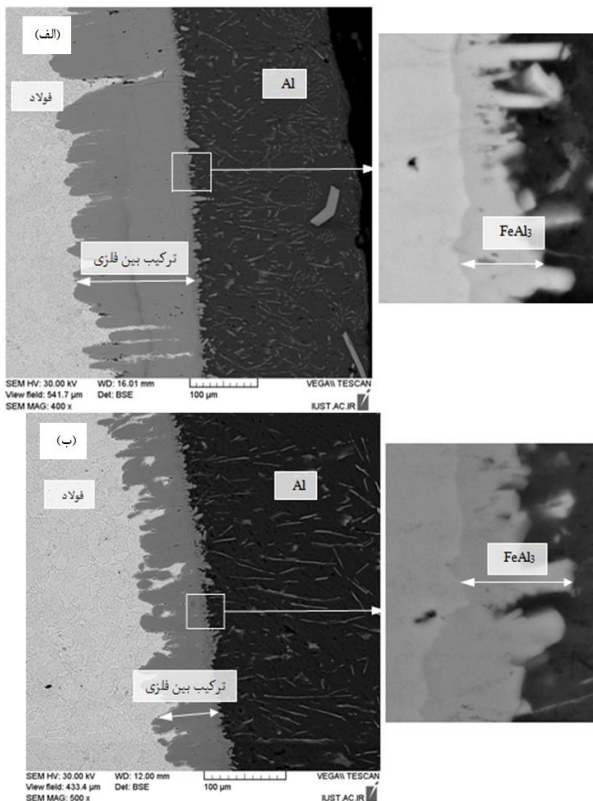
شکل ۸- تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌ی غوطه‌ور شده به مدت ۱۰ دقیقه در دمای $760^{\circ}C$ ، منطقه‌ای که لایه‌ی $FeAl_3$ سرعت رشد بالاتری نسبت به لایه‌ی Fe_2Al_5 دارد.



شکل ۹- آنالیز EDS از ناحیه‌ی (۱) در شکل (۶).

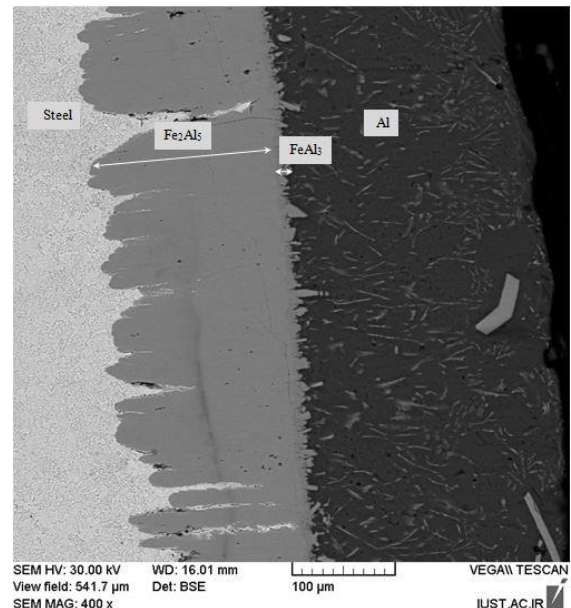
تشکیل و رشد لایه‌های بین‌فلزی به سه مرحله تقسیم می‌شوند: دوره‌ی اول که برخی از محققین آن را دوره‌ی گذار نامیده‌اند [۱۰] و بسیار سریع است و اطلاعاتی در مورد نحوه‌ی رشد لایه در این دوره در دست نیست. دوره‌ی دوم، زمانی است که در طی آن ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی زیاد شده و سرعت رشد مثبت است. و دوره‌ی سوم از زمان منفی شدن سرعت رشد لایه‌ی بین‌فلزی است.

همان طور که در مدل ریاضی دیبکوف دیده می‌شود و در روابط (۵) و (۶) نیز مشخص است، عواملی که منجر به رشد لایه‌ی بین‌فلزی Fe_2Al_5 می‌شوند، نفوذ اتم‌های آهن به سمت فصل مشترک $FeAl_3 / Fe_2Al_5$ و انجام واکنش $Fe_{dif} + FeAl_3 \rightarrow Fe_2Al_5$ و نفوذ اتم‌های آلومینیم به سمت فصل مشترک Fe / Fe_2Al_5 و انجام واکنش



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌های غوطه‌ور شده در دمای 760°C برای مدت زمان: (الف) ۱۵ دقیقه، (ب) ۲۰ دقیقه.

در اینجا C_s غلظت فوق‌اشباع آهن در مذاب آلومینیم در دمای داده شده، k سرعت ثابت انحلال، ρ دانسیته ترکیب FeAl_3 ، φ درصد آهن در کسر جرمی FeAl_3 ، s مساحت سطح جامد در تماس با مذاب و v حجم مذاب است. در شکل (۱۲)، منحنی تغییرات ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی بر حسب دمای مذاب در زمان‌های مختلف غوطه‌وری ارائه شده است. همان‌طور که در این شکل دیده می‌شود، افزایش دما منجر به افزایش ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی می‌شود ولی در زمان‌های طولانی غوطه‌وری یک نقطه‌ی بیشینه دیده می‌شود که پس از آن ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی کاهش می‌یابد. نقطه‌ی بیشینه در این منحنی، همان بیشینه‌ی ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی Fe_2Al_5 است که پس از آن سرعت رشد این لایه منفی می‌شود. طبق رابطه‌ی (۵)، این نقطه زمانی است که در آن dx/dt برابر صفر است. نکته‌ی دیگری که در این شکل دیده می‌شود، کمتر بودن ضخامت بیشینه در دمای 800°C نسبت به دمای 760°C است. سرعت انحلال بیشتر در دمای 800°C ، دلیل اصلی این اتفاق است. همان‌طور که گفته شد، بیشینه‌ی ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی مربوط به زمانی است که در آن سرعت رشد لایه‌ی بین‌فلزی Fe_2Al_5 صفر



شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌ی غوطه‌ور شده به مدت ۱۵ دقیقه در دمای 760°C .

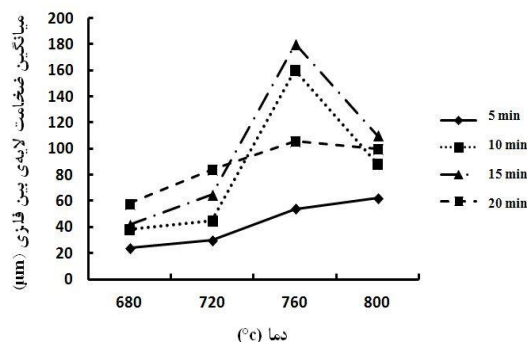
در دوره‌ی سوم، سرعت نفوذ بالاتر اتم‌های آلومینیم باعث شده که سرعت رشد لایه‌ی بین‌فلزی FeAl_3 زیاد شده و در مقابل سرعت رشد لایه‌ی Fe_2Al_5 کاهش یابد. همان‌طور که در شکل (۱۱) دیده می‌شود، افزایش زمان غوطه‌وری از ۱۵ به ۲۰ دقیقه در دمای 760°C منجر به کاهش ضخامت لایه‌ی Fe_2Al_5 شده است. یعنی سرعت رشد این لایه پس از رسیدن به x مشخص منفی شده و پس از آن کاهش ضخامت دیده می‌شود. اما همان‌طور که در تصویر دیده می‌شود افزایش چشم‌گیری در ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی FeAl_3 دیده نمی‌شود که دلیل آن انحلال این فاز درون مذاب آلومینیم در حین فرایند غوطه‌وری است.

محققین زیادی تشکیل ترکیب بین‌فلزی را تحت تاثیر هم‌زمان دو مکانیزم رشد لایه‌ی بین‌فلزی و انحلال آن گزارش کرده‌اند و ضخامت جامد کاهش یافته در حین فرایند غوطه‌وری نیز متاثر از انحلال دانسته‌اند [۳۰، ۲۲، ۱۸]. دیبکوف [۲۲]، سرعت انحلال لایه‌ی بین‌فلزی (انحلال آهن به درون مذاب آلومینیم) درون مذاب را از طریق رابطه‌ی (۷) توصیف کرده و سرعت رشد کلی لایه‌ی بین‌فلزی FeAl_3 را حاصل تفاضل روابط (۶) و (۷) گزارش کرده است.

$$\left(\frac{dy}{dt}\right)_{\text{انحلال}} = b_0 \exp(-at) \quad (7)$$

$$b_0 = C_s k / \rho \varphi, \quad a = ks / v$$

بین‌فلزی در فصل مشترک تشکیل می‌شود [۲۳]. با توجه به سرعت نفوذ بالاتر اتم‌های آهن نسبت به اتم‌های آلومینیم، اولین لایه‌ی بین‌فلزی در مذاب آلومینیم نزدیک زیرلایه که غنی از آهن شده است، تشکیل می‌شود. با توجه به شرایط ترمودینامیکی ترکیب بین‌فلزی $FeAl_3$ ابتدا تشکیل شده و رشد می‌کند [۲۴]. سپس زمانی که در فصل مشترک $FeAl_3$ و زیرلایه‌ی فولادی، ترکیب شیمیایی Fe_2Al_5 تشکیل شود، شروع به جوانه‌زنی می‌کند (شکل ۱۳-ب). فاز Fe_2Al_5 شبکه‌ی مکعبی دارد و دانسیته‌ی غلظت اتمی ۷۰٪ دارد، به همین دلیل اتم‌های آلومینیم به راحتی درون آن نفوذ کرده و در فصل مشترک با آهن، فاز Fe_2Al_5 تشکیل می‌شود و باعث سرعت رشد بالای این فاز می‌شود. در ادامه اتم‌های آهن زمینه می‌توانند از طریق فاز Fe_2Al_5 به درون فاز $FeAl_3$ نفوذ کرده و این فاز را به Fe_2Al_5 تغییر دهد. سرعت درون نفوذی بالاتر فاز Fe_2Al_5 نسبت به فاز $FeAl_3$ باعث شده تا سرعت رشد این فاز بسیار بیشتر از فاز $FeAl_3$ باشد [۲۴]. همان طور که در شکل دیده می‌شود فصل مشترک لایه‌ی بین‌فلزی با زیرلایه‌ی فولادی به علت سرعت رشد بالای فاز Fe_2Al_5 به سرعت به سمت زیرلایه‌ی فولادی حرکت کرده و از طرف دیگر به علت انحلال لایه‌ی بین‌فلزی $FeAl_3$ به درون مذاب در حین فرایند، فصل مشترک لایه‌ی بین‌فلزی و مذاب آلومینیم نیز به سمت چپ حرکت می‌کند (شکل ۱۳-ج). با گذشت زمان و ادامه‌ی فرایند غوطه‌وری نیروی محرکه برای نفوذ به علت حضور لایه‌ی بین‌فلزی به طور مشخصی کمتر می‌شود، اما هنوز برای ادامه‌ی رشد لایه‌ی بین‌فلزی کافی است. از طرف دیگر، در این مرحله نیروی محرکه انحلال زیاد است ولی هنوز از نیروی محرکه‌ی نفوذ کمتر است [۱۷]. در این مرحله، فصل مشترک لایه‌ی بین‌فلزی و زیرلایه‌ی فولادی هنوز به سمت زیرلایه‌ی فولادی جابجا می‌شود. از طرف دیگر با ادامه‌ی انحلال، جابجایی فصل مشترک لایه‌ی بین‌فلزی و مذاب به سمت زیرلایه نیز ادامه دارد (شکل ۱۳-د). با افزایش ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی به مقدار بیشینه، نیروی محرکه نفوذ به شدت کم شده و نیروی محرکه‌ی انحلال غالب می‌شود [۱۷]. از این به بعد، ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی کم شده و فصل مشترک لایه‌ی بین‌فلزی و مذاب به سرعت به سمت چپ حرکت می‌کند (شکل ۱۳-ه).



شکل ۱۲- منحنی تغییرات میانگین ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی بر حسب دمای مذاب برای زمان‌های مختلف غوطه‌وری.

می‌شود. با توجه به رابطه‌ی (۵) می‌توان برای مشخص کردن این نقطه از رابطه‌ی (۸) استفاده کرد.

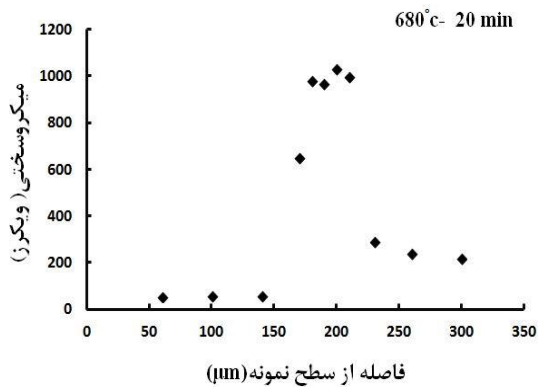
$$\frac{K_{0B1}}{1 + \frac{K_{0B1}X}{K_{1B1}}} + \frac{K'_{0A2}}{1 + \frac{K_{0A2}X}{K_{1A2}}} = \frac{rg}{p} \frac{K'_{0B2}}{1 + \frac{K_{0B2}Y}{K_{1B2}}} \quad (8)$$

برقراری رابطه‌ی (۸) مستلزم بیشتر شدن سرعت نفوذ اتم‌های آلومینیم به سمت فصل مشترک $FeAl_3 / Fe_2Al_5$ نسبت به اتم‌های آهن است. ضریب نفوذ اتم‌های آهن به مراتب بیشتر از اتم‌های آلومینیم است که با افزایش ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی Fe_2Al_5 و بیشتر شدن مسافت پیموده شده توسط اتم‌های آهن به تدریج سرعت نفوذ اتم‌های آلومینیم بیشتر شده که همین امر باعث کاهش سرعت رشد لایه‌ی Fe_2Al_5 می‌شود [۲۰]. با افزایش دما به‌طور هم‌زمان ضریب نفوذ اتم‌های آهن و آلومینیم افزایش می‌یابد ولی دلیل اصلی که باعث می‌شود در دمای $800^\circ C$ در ضخامت کمتری سرعت نفوذ اتم‌های آلومینیم نسبت به اتم‌های آهن بیشتر شود، سرعت انحلال بالاتر در این دما است [۳۱]. انحلال بیشتر، ضخامت و سرعت رشد لایه‌ی بین‌فلزی $FeAl_3$ را کاهش می‌دهد که در نهایت منجر به بیشتر شدن سرعت نفوذ اتم‌های آلومینیم به سمت فصل مشترک $FeAl_3 / Fe_2Al_5$ می‌شود.

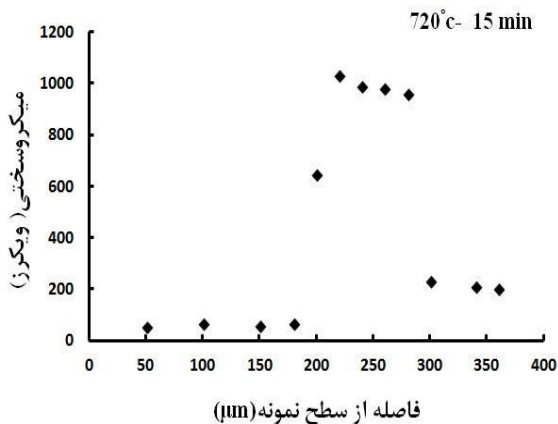
به طور کلی، تشکیل و رشد لایه‌ی بین‌فلزی و انحلال هم زمان آن در فصل مشترک نمونه‌ی فولادی که در تماس با مذاب آلومینیم است، را می‌توان به صورت مدلی که در شکل (۱۳) ارائه شده است، توصیف کرد. پس از اینکه نمونه‌ی فولادی درون مذاب آلومینیم غوطه‌ور می‌شود، همان‌طور که در شکل (۱۳-الف) دیده می‌شود فولاد جامد با مذاب آلومینیم در تماس با یکدیگر قرار می‌گیرند. در ادامه با نفوذ اتم‌های آهن و آلومینیم، و انجام واکنش شیمیایی در فصل مشترک یک لایه‌ی پیوسته از ترکیب

الی (۱۷)، نمودارهای ریزسختی بر حسب فاصله از سطح نمونه‌ها برای ۴ نمونه‌ی منتخب نشان داده شده است. همانطور که در تصاویر مشخص است، لایه‌ی بین‌فلزی بین فولاد و آلومینیم سختی بالاتری نسبت به زیرلایه‌ی فولادی و آلومینیم دارد. سختی بالاتر در این لایه به علت تشکیل ترکیبات بین‌فلزی است [۲۹]. در تصاویر دیده می‌شود که حدود ۱۰۰۰ ویکرز است که مربوط به ترکیب بین‌فلزی Fe_2Al_5 است.

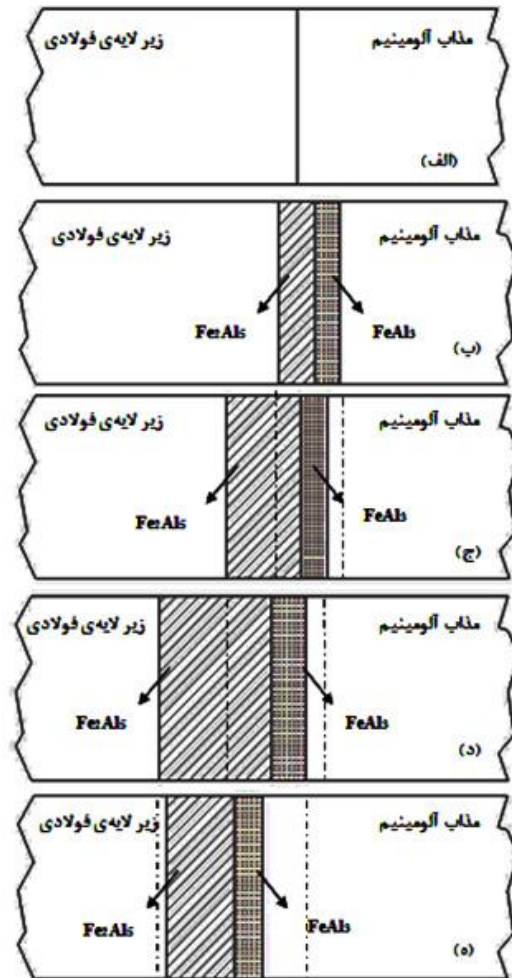
با افزایش دما و زمان غوطه‌وری، اگرچه ضخامت لایه‌های بین‌فلزی تغییر می‌کند ولی تغییری در سختی هر یک از فازهای بین‌فلزی ایجاد نمی‌شود. همچنین، مشاهده می‌شود که سختی لایه‌های بین‌فلزی به صورت پیوسته نیست، که دلالت به غیر تدریجی بودن تغییرات بین لایه‌های بین‌فلزی دارد [۲۹، ۱۵].



شکل ۱۴ - نمودار ریزسختی بر حسب فاصله از سطح برای نمونه‌ی غوطه‌ور شده در دمای $680^{\circ}C$ به مدت ۲۰ دقیقه.



شکل ۱۵ - نمودار ریزسختی بر حسب فاصله از سطح برای نمونه‌ی غوطه‌ور شده در دمای $720^{\circ}C$ به مدت ۱۵ دقیقه.



شکل ۱۳- طرح شماتیک از تشکیل و رشد لایه‌های بین‌فلزی در فصل مشترک زیرلایه‌ی فولادی و مذاب آلومینیم، الف) $t = 0$ ، فولاد جامد و مذاب آلومینیم در تماس با یکدیگر قرار گرفته‌اند. ب) $t = t_1 (t_1 > 0)$ ، ترکیبات بین‌فلزی با نفوذ آهن‌های آلومینیم درون مذاب آلومینیم تشکیل می‌شود. ج) $t = t_2 (t_2 > t_1)$ ، ترکیب Fe_2Al_5 به سرعت به سمت زیرلایه‌ی فولادی رشد کرده و به طور هم‌زمان انحلال لایه‌ی $FeAl_3$ به درون مذاب صورت می‌گیرد. د) $t = t_3 (t_3 > t_2)$ ، با افزایش ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی سرعت نفوذ کم شده و نیروی محرکه برای انحلال بیشتر شده است، ولی هنوز نیروی محرکه‌ی نفوذ بیشتر از انحلال است. ه) $t = t_4 (t_4 > t_3)$ ، با کاهش بیشتر نیروی محرکه‌ی نفوذ، انحلال غالب شده و ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی کاهش می‌یابد.

۳-۳- مطالعه میکروسختی لایه‌ی بین‌فلزی

پس از مشاهده و بررسی فصل مشترک‌های تشکیل شده با میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی و مطالعه ریزساختاری آنها، ریزسختی تمامی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه ویکرز در راستای عمود بر فصل مشترک اندازه‌گیری شده و تغییرات سختی به دست آمده است. از روی این نتایج، نمودار سختی بر حسب فاصله از سطح نمونه، برای نمونه‌های سختی‌سنجی شده رسم شد. در شکل‌های (۱۴)

مراجع

[1] ASM Metals Handbook Vol.5, Surface Engineering, ASM International, 1992.

[2] Aguado E., Baquedano A., Uribe U., Fernandez-Calvo A. L., Niklas A., Comparative study of different interfaces of steel inserts in aluminium castings, Materials Science Forum, 2013, 765, 711-715.

[3] Rana-Rajesh-Purohit R.S., Das S., Review of recent studies in Al matrix composites, International Journal of Scientific and Engineering Research, 2012, 3(6) 2229-5518.

[4] Manikanadan G., Uthayakumar M., Aravindan S., Machining and simulation studies of bimetallic pistons, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 66, 711-720.

[5] Akbarifar M., Divandari M., Interface characterization of Al/Cast iron composite, Journal of Science and Technology of Composites, 2016, 3(3) 261-268 (In Persian).

[6] Hiteh E., Divandari M., Gholami, M., Interface characterization of aluminum-copper bimetal composite produced via centrifugal casting, Journal of Science and Technology of Composites, 2017, 3(4) 343-350 (In Persian)

[7] Hwang S.H., Song J.-H., Kim Y.S., Effects of carbon content of carbon steel on its dissolution into a molten aluminum alloy, Materials Science and Engineering A, 2005, 390, 437-443.

[8] Akdeniz M.V., Mekhrabov A.O., The effect of substitutional impurities on the evolution of Fe-Al diffusion layer, Acta Material. 1998, 46, 1185-1192.

[9] Akdeniz M V, Mekhrabov A O, Yilmaz T, The role of Si addition on the interfacial interaction in Fe-Al diffusion layer, Scripta MetaUurgica et Materialia, 1994, 3, 1723-1728.

[10] Tanaka Y., Kajihara M., Kinetics of isothermal reactive diffusion between solid Fe and liquid Al, Journal of Material Science, 2010, 45, 5676-5684.

[11] Cheng W.J., Wang Ch.J., Growth of intermetallic layer in the aluminide mild steel during hot-dipping, Surface & Coatings Technology, 2009, 204, 824-828.

[12] Bouche K., Barbier F., Coulet A., Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium, Materials Science and Engineering A, 1998, 249, 167-175.

[13] Deqing W, Ziyuan S, Longjiang Z, A liquid aluminum corrosion resistance surface on steel substrate, Applied Surface Science, 2003, 214, 304-311.

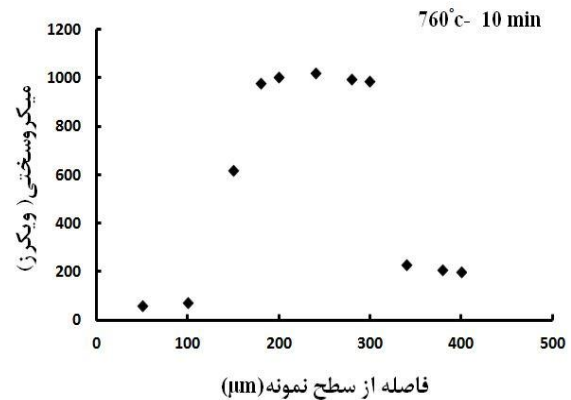
[14] Kobayashi S., Yakou T., Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment, Material Science and Engineering, 2002, 338, 44-53.

[15] Yajiang L., Juan W., Yonglan Z., Holly X., Fine structures in Fe₃Al alloy layer of a new hot dip aluminized steel, Bulletin of Materials Science, 2002, 25(7) 635-639.

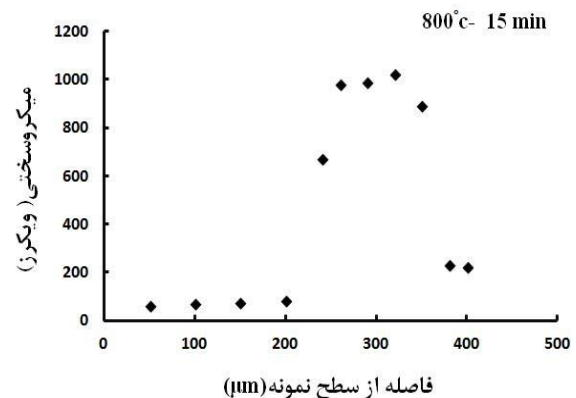
[16] Abro M. A., Lee D.B., Effect of Al hot-dipping on high-temperature corrosion of carbon steel in N₂/0.1% H₂S gas, Metals, 2016, 6(2) 38.

[17] Joshi V., Srivastava A., Shivpuri R., Intermetallic formation and its relation to interface mass loss and tribology in die casting dies, Wear, 2004, 256, 1232-1235.

[18] Tanaka Y, Kajihara M, Morphology of compounds formed by isothermal reactive diffusion between solid



شکل ۱۶ - نمودار ریزسختی بر حسب فاصله از سطح برای نمونه‌ی غوطه‌ور شده در دمای ۷۶۰ °C به مدت ۱۰ دقیقه.



شکل ۱۷ - نمودار ریزسختی بر حسب فاصله از سطح برای نمونه‌ی غوطه‌ور شده در دمای ۸۰۰ °C به مدت ۱۵ دقیقه.

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- لایه‌ی بین‌فلزی در فصل مشترک فولادی و مذاب آلومینیم از دو ترکیب بین‌فلزی Fe₂Al₅ و FeAl₃ تشکیل شده است.
- ۲- افزایش دمای مذاب و زمان غوطه‌وری تغییری در نوع ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده در لایه‌ی بین‌فلزی ایجاد نمی‌کند.
- ۳- با افزایش دمای مذاب و زمان غوطه‌وری، ضخامت لایه‌ی بین‌فلزی تا یک مقدار بیشینه که وابسته به دمای مذاب و زمان غوطه‌وری است، افزایش یافته ولی بعد از آن کاهش ضخامت دیده شده است.
- ۴- تشکیل و رشد لایه‌ی بین‌فلزی تحت تاثیر نفوذ اتم‌ها و انجام واکنش شیمیایی در فصل مشترک و انحلال هم‌زمان آهن به درون مذاب صورت گرفته است.
- ۵- سختی لایه‌ی بین‌فلزی نسبت به زیرلایه‌ی فولادی و لایه‌ی پوششی آلومینیم بیشتر است، که به دلیل حضور ترکیبات بین‌فلزی در این لایه است.

- Fe and liquid Al, *Materials Transactions*, 2009, 50, 2212-2220.
- [19] Shahverdi H.R., Ghomashchi M.R., Shabestari S., Hejazi J., Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminium and solid iron, *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 124, 345-352.
- [20] Bouayad A., Gerometta Ch., Belkebir A., Ambari A., Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium, *Materials Science and Engineering A*, 2003, 363, 53-61.
- [21] Dybkov V. I., Phase formation and diffusion in binary systems: Real facts and misleading views, *Materials Science and Technology Conference and Exhibition*, 2007, 3, 1797-1808.
- [22] Dybkov V.I., The growth kinetics of intermetallic layers at the interface of a solid metal and a liquid solder, *JOM*, 2009, 61, 76-79.
- [23] Tang N, Li Y P, Kurosu S, Koizumi Y, Matsumoto H, Chiba A, Interfacial reactions of solid Co and solid Fe with liquid Al, *Corrosion Science*, 2012, 60, 32-37.
- [24] Liru F., Lin L., Analysis of coating microstructure of hot-dip aluminum of deformed low-carbon steel containing rare earth, *Journal of Rare Earths*, 2005, 23, 460-463.
- [25] Nazari K.A., Shabestari S., Effect of micro alloying elements on the interfacial reactions between molten aluminum alloy and tool steel, *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 478, 523-530.
- [26] Nishimoto S, Kobayashi S, Takada N, Matsuo T, Takeyama M, "Collected Abstracts of 2008 Autumn Meeting of the Japan Inst. Metals", 2008, 82-87.
- [27] Maitra T, Gupta S.P., Intermetallic compound formation in Fe-Al-Si ternary system: part II, *Materials Characteristics*, 2013, 49, 293-311.
- [28] Takata N., Nishimoto M., Kobayashi S., Takeyama M., Crystallography of Fe₂Al₅ phase at the interface between solid Fe and liquid Al, *Intermetallics*, 2015, 67, 1-11.
- [29] Deqing W., Phase evolution of an aluminized steel by oxidation treatment, *Applied Surface Science*, 2008, 254, 3026-3032.
- [30] Springer H., Kostka A., Payton E.J., Raabe D., Kaysser-Pyzalla A., Eggeler G., On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys, *Acta Materialia*, 2011, 59, 1586-1600.
- [31] Sasaki T., Yakou T., Mochiduki K., Ichinose K., Effect of carbon contents in steel on alloy layer growth during hot-dip aluminum coating, *ISIJ International*, 2005, 45, 1887-1892.